

НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ ХИМИКО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЙ СО РАН
АО «ФЕДЕРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР «АЛТАЙ»
ИНСТИТУТ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ СО РАН
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ ФАРМАКОЛОГИИ И РЕГЕНЕРАТИВНОЙ МЕДИЦИНЫ
ИМЕНИ Е.Д. ГОЛЬДБЕРГА
ТП «МОДЕЛИРОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ СИСТЕМ»
ТП «МЕДИЦИНА БУДУЩЕГО»
ЯПОНСКОЕ АГЕНСТВО АЭРОКОСМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ЭДИНБУРГА
ЛИОНСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ I ИМ. КЛОДА БЕРНАРА
КОМПАНИЯ MACH I, INC.

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ДЕМИЛИТАРИЗАЦИЯ, АНТИТЕРРОРИЗМ И ГРАЖДАНСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

Сборник тезисов
XIV Международной конференции «HEMs-2018»
3–5 сентября 2018 года
(г. Томск, Россия)

Томск
Издательский Дом Томского государственного университета
2018

fine grains are adjacent to them, together forming bimodal structures. After treatments in the selected optimal mode, a more homogeneous UFG structure with an average grain size of 3 and 7 μm is formed in the central part of aluminum and magnesium alloy billets, respectively.

After four ECAP passes, the microhardness increases by on average 40–60 % as compared to its initial value for the both materials. The maximum microhardness reaches 1550 and 786 MPa, with the initial value not exceeding 1000 and 560 MPa for the aluminum and magnesium alloys, respectively.

It is seen that after four ECAP passes the yield strength of aluminum alloy 1560 increases from 150 to 270 MPa and its ultimate tensile strength increases from 320 to 460 MPa, while those of magnesium alloy increase from 150 to 200 MPa and from 250 to 290 MPa, respectively. The maximum elongation to failure under uniaxial tension increases from 0.17 to 0.24 for magnesium alloy and decreases from 0.24 to 0.17 for aluminum alloy. These data indicate that the strength characteristics in the bulk of the both studied alloys increase during SPD by ECAP. Uniaxial tensile test results are represented as stress-strain curves in [3].

References

1. Kozulyn A.A., Skripnyak V.A., Krasnoveikin V.A., Skripnyak V.V., Karavatskii A.K. An investigation of physico-mechanical properties of ultrafine-grained magnesium alloys subjected to severe plastic deformation. Russian Physics Journal, 2015, 57(9), pp. 1261–1267.
2. Kozulin A.A., Narikovich A.S., Kulkov S.N., Leitsin V.N., Kulkov S.S. Damage formation, fatigue behavior and strength properties of ZrO₂-based ceramics. AIP Conference Proceedings, v. 1760, 020036.
3. Krasnoveikin V.A., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. Detection of structural changes and mechanical properties of light alloys after severe plastic deformation. Journal of Physics: Conference Series, 919(1), 2017, 012012.

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АДДИТИВНЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ (Ti-Cr-Ni)-TiN

Никитин П.Ю.¹, Жуков А.С.¹, Промахов В.В.¹, Климова-Корсмик О.Г.², Корсмик Р.С.²

¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск*

² *Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
г. Санкт-Петербург*

E-mail: upavelru@yandex.ru

Материалы на основе Ti и Cr-Ni, в том числе упрочненные керамическими частицами, обладают повышенными параметрами жаропрочности [1] и могут использоваться при изготовлении ответственных частей газотурбинных двигателей (ГТД) [2]. Для получения деталей сложной формы, например, рабочего колеса ГТД, перспективными представляются методы аддитивного лазерного выращивания изделий, которые в свою очередь, могут существенно снижать стоимость и трудоемкость процесса получения деталей [3]. Реакция между Ti и N

протекает с высоким выделением тепла [4], что указывает на возможность реализации процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в таких порошковых системах как TiNi-CrN. Между тем, как в отечественной, так и в зарубежной литературе отсутствуют публикации о структуре и свойствах материалов, состоящих из металлической/интерметаллической матрицы Cr-Ni, армированной керамическими включениями TiN. Таким образом, цель работы – синтез порошковых материалов системы (Cr-Ni)-TiN в режиме СВС и изучение влияния структуры и фазового состава на структуру аддитивных материалов, получаемых из них.

В качестве исходных материалов для реализации СВС процесса использовалась порошковая система CrN-TiNi. Порошковая смесь готовилась в атомном соотношении 54.6 масс.% CrN + 45.4 масс.% TiNi). Из полученных порошковых смесей изготавливались прессовки, после чего в специальных СВС-реакторах в среде аргона осуществлялся процесс горения системы CrN-TiNi. Продукты реакции подвергались механическому размолу и классификации до фракций 50–100 мкм. Получение образцов аддитивных материалов осуществлялось методом прямого лазерного выращивания, подробное описание этого метода приведено в работе [5]. Параметры выращивания приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры процесса для выращивания образцов

Диаметр луча в зоне обработки D , мм	Мощность P , Вт	Скорость выращивания крайних валков V_k , мм/с	Скорость выращивания заполняющих валков V_z , мм/с	Расход порошка G , г/мин	Смещение по X (ΔX), мм	Смещение по Z (ΔZ), мм
2,1	1000	15	25	23	1,4	0,6

Исследование структуры порошков и аддитивных материалов, полученных с их использованием, осуществлялось методом растровой электронной микроскопии. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился с использованием дифрактометра Shimadzu XRD 6000 с CuK_α -излучением и на основе баз данных «Powder Diffraction file», а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. На рис. 1 приведены РЭМ-изображения получаемых порошков и микроструктура среза частицы порошка.

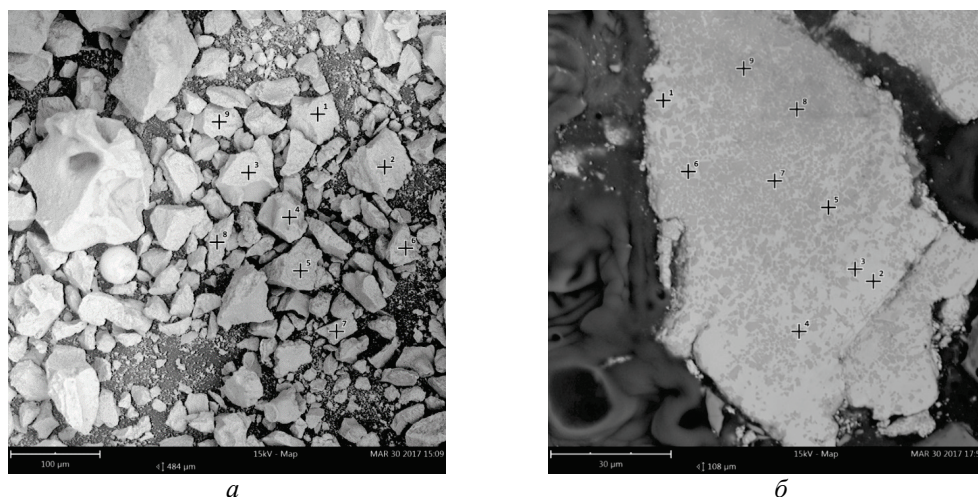


Рис. 1. РЭМ-изображения порошков, полученных в результате СВ-синтеза из порошковой системы CrN-TiNi

Можно заметить, что морфология порошка представлена угловатой формой с наличием криволинейных поверхностей. Фракционный состав порошка неоднородный, разброс по размерам частиц от десятых микронметров до 120 мкм. Результаты химического анализа, проведенного на поверхности порошка (рис. 1, а), приведены в табл. 2. Результаты качественного химического анализа среза частицы (рис. 1, б) соответствуют результатам анализа на поверхности частиц порошка. Данные полученные методом РФА приведены в табл. 3.

Таблица 2
Химический состав в сканируемой области (рис. 1, а)

Точка	Элемент, ат. %				
	Ni	Ti	Cr	N	C
1	4,3	31,3	54	9,7	0,7
2	5,6	16,2	64,1	12,6	0,8
3	5,4	50	40,2	4,1	0,3
4	4,8	69,1	6,2	18,5	1,5
5	5,9	60,9	5,8	25,4	2
6	1	62,9	11,2	23,1	1,8
7	3,7	77,1	15,2	4	–
8	4	70	19,8	5,8	0,6
9	5,2	80,9	11,7	2	0,2

Таблица 3
Результаты рентгенофазового анализа получаемых порошков

Обнаруженные фазы	Содержание фаз, mass%	Параметры решетки, Å	Размер ОКР, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
TiN_225	75	$a = 4.2487$	85	0.2
CrNi3_225	23	$a = 3.5592$	55	2.1
NiCr_223	2	$a = 4.6108$	30	1.2

На рис. 2 представлен общий вид «выращенных» материалов из СВС-порошков системы Cr-Ni-TiN и РЭМ-изображение их микроструктуры. В таблице 3 приведены данные элементного анализа, отмеченных на снимке (рис. 2, б) областей (нумерация выделенных областей соответствует нумерации строк в табл. 4).

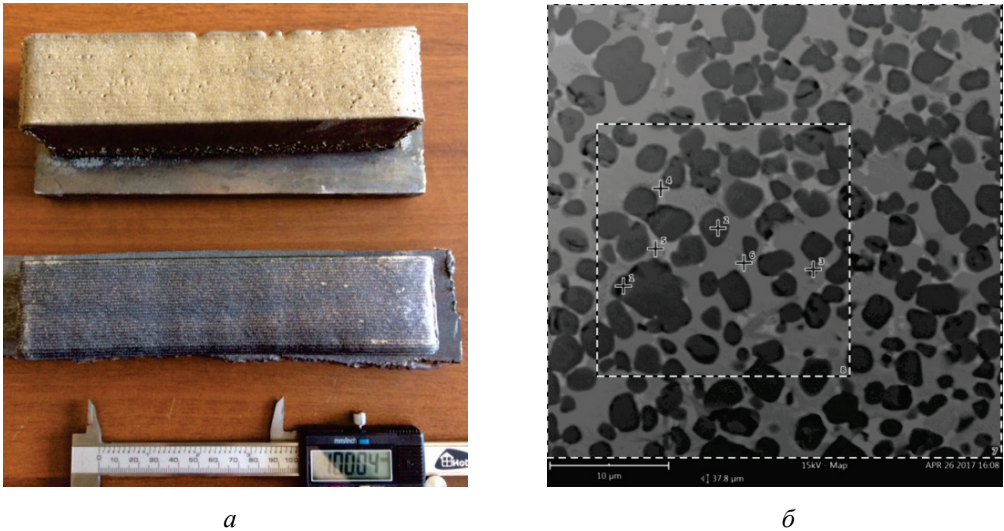


Рис. 2. Общий вид выращенных материалов (а) и РЭМ-изображение микроструктуры материала (б)

Результаты элементного анализа (рис. 2, б)

–	Обнаруженные элементы, ат. %			
№ точки (+)	Ti	N	Cr	Ni
1	63,6	17,5	16,4	2,6
2	62,6	18,5	16,5	2,4
3	48,9	13,3	33,3	4,6
4	28,5	9,2	48,5	17,3
5	27,7	11,2	27,3	33,8
6	32,4	14,9	47,1	5,6

Работы выполнены при частичной финансовой поддержке Программы повышения конкурентоспособности ТГУ, в рамках Гранта Президента МК-2424.2017.8 договор № 14.Y30.17.2424-МК, а также при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 11.11223.2018/11.12.

Литература

1. Dindaa G.P., Dasguptaa A.K., Mazumderb J. Laser Aided Direct Metal Deposition of Inconel 625 Super-alloy: Microstructural Evolution and Thermal Stability // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 509. P. 98–104.
2. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники. // Вестник российской академии наук. 2012. Т. 82, № 6. С. 520–530.
3. Глухов В.В., Туричин Г.А. Экономическая эффективность технологии прямого лазерного выращивания в промышленности // Теоретические основы формирования промышленной политики. 2015. С. 176–190.
4. Лучинский Г.П. Химия титана // Химия. 1971. С. 471.
5. Туричин Г.А., Бабкин К.Д., Земляков Е.В., Валдайцева Е.А., Климова-Корсмик О.Г., Колодяжный Д.Ю. Развитие теории и технологии прямого лазерного выращивания крупногабаритных изделий для различных применений // Beam Technologies and Laser Application. 2016. P. 268–284.

ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ SCF_3 НА МИКРОСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ АК7

Казанцева Л.А., Хрусталёв А.П., Промахов В.В., Калашников М.П.

Научные руководители:

доцент, д. ф.-м. н. И.А. Курзина, профессор, д. ф.-м. н. А.Б. Ворожцов

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

E-mail: kazantseva2911@mail.ru

Сплавы на основе алюминия, упрочненные неметаллическими частицами вызывают большой интерес в различных областях техники благодаря высокой удельной прочности, твердости и износостойкости. В качестве упрочняющих частиц можно использовать микро- и наночастицы оксидов, фторидов, карбидов и т.п. Наиболее перспективными могут являться микрочастицы на основе фторидов редкоземельных металлов, введение которых в расплав