

фронта, которая равняется величине отношения скорости движения фронта V_f к скорости деформирования V_m .

Таблица 2 – Скорости движения полос ПЛШ для различных скоростей нагружения

$V_m=0,05$ мм/мин			$V_m=0,2$ мм/мин			$V_m=0,8$ мм/мин		
ε , %	σ , МПа	V_f/V_m	ε , %	σ , МПа	V_f/V_m	ε , %	σ , МПа	V_f/V_m
3,959	480,7	120	3,82	476	150	3,12	470	198,75
4,72	483,2	114	4,49	478,5	135	3,6	472,9	184,5
5,56	484,9	91,2	5,24	480,3	111	4,18	475,6	135
6,18	487,8	90	6,236	480,9	93	4,86	478	117,75
7,05	488,3	102	7,326	483,1	87	5,59	480,1	105
8,2	489	72	8,635	485,1	81	6,56	482,2	90
9,47	491,9	84	10,21	486,9	69	7,58	484,1	84,75
10,7	491,9	58,8	12,13	488,4	60	8,9	484,7	78,75
12,3	494,6	64,8	14,19	488,8	60	10,27	486,3	71,25
13,86	494,3	36				11,83	487,8	60
14,88	496,3	54						
15,33	495,1	48						

Для более подробного изучения влияния скорости на кинетику деформационных процессов в никеле и происходящих в нем процессов локализации деформации, необходимо дальнейшее исследование.

Список литературы

1. Плосков Н.А., Данилов В. И., Зуев Л. Б. О природе упругого и пластического инвариантов автоволн локализованной деформации – ФГБУН, 2014.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА Ti-6Al-4V, СОЗДАНЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

М.М.САПОГОВА¹, А.В.ПАНИН^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: mms20@tpu.ru

Металлокерамические композиты, состоящие из металлической матрицы и частиц диборида или карбида титана, широко используются в различных отраслях промышленности, таких как ракетостроение, авиационное строение, аэрокосмический комплекс, поскольку они характеризуются высокой твердостью, износостойкостью, жаропрочностью и высокой стабильностью к агрессивным средам и абразивному воздействию [1].

В настоящее время наблюдается большой интерес к изготовлению металлокерамических композитов на основе титана методами аддитивных технологий. Наиболее распространенным методом 3D печати композитов является спекание смесей металлических и керамических порошков лазерным или электронным лучом. Широкие возможности открывает метод электронно-лучевого плавления проволоочного материала,

подвергнутого предварительному электроискровому легированию. Достоинством данной технологии является эффективность использования расходного материала, а также высокая скорость послойного выращивания детали [2].

Целью настоящей работы является исследование микроструктуры, фазового состава и механических свойств металлокерамических композитов, полученных путем электронно-лучевого плавления проволоки из титанового сплава Ti-6Al-4V, подверженной предварительному электроискровому легированию карбидом и диборидом титана.

В работе исследованы образцы титанового сплава Ti-6Al-4V, а так же металлокерамические образцы Ti-6Al-4V/C, Ti-6Al-4V/TiC, Ti-6Al-4V/TiB₂, Ti-6Al-4V/TiC₍₅₀₎+TiB₂₍₅₀₎, Ti-6Al-4V/TiC₍₇₅₎+TiB₂₍₂₅₎.

3D печать образцов осуществлялась методом электронно-лучевого плавления титановой проволоки. Электронно-лучевое плавление проволоки проводили на установке 6E400 с помощью термо-катодной пушки при давлении $1,3 \times 10^{-3}$ Па и ускоряющем напряжении 30 кВ. Плавление проволоки, подвергнутой легированию в защитной среде, проводили при $I=20$ мА, а без защитной среды при $I=24$ мА. На подложке из титановой пластины толщиной 10 мм был выращен брусок шириной 25 мм, высотой 25 мм и длиной 30 мм. Микроструктуру и элементный анализ образцов проводили на многоцелевом растровом электронном микроскопе исследовательского класса Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments INCAx-act. Металлографические исследования проводили с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50 (РЭМ). Микроструктура исследуемых образцов была выявлена с использованием раствора Кролла (2 мл HCl, 2 мл HF, 96 мл H₂O). Оценка относительного содержания фаз проводилась методом линейного анализа. Измерение микротвердости металлокерамических образцов было проведено с помощью микротвердомера «ПМТ-3М» при выдержке под нагрузкой 50 г в течение 10 с. Изучение фазового состава исследуемых образцов проводили использованием дифрактометра Shimadzu-7000, программных продуктов – Search Match, Powder Cell и базы данных PDF-4 2019.

В результате проведенных исследований выявлено, что оптимальным методом повышения микротвердости 3D-напечатанных образцов является одновременное легирование карбидом титана и диборидом титана в процентном соотношении 75/25.

В образце титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC - 75% и TiB₂ – 25%, полученного из проволоки, легированной карбидом титана и диборидом титана микроструктура представляет собой столбчатые первичные β-зерна. Средний размер которых составляет 710 ± 81 мкм (рисунок 1).

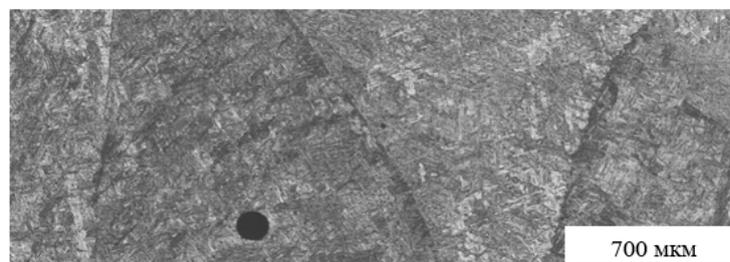


Рисунок 1 – Оптическое изображение зеренной структуры 3D-напечатанного образца титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂ с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25%

Исследование тонкой микроструктуры образцов Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25% выявило наличие ламелей α-фазы титана (2). Толщина ламелей практически не изменяется и составляет $5,2 \pm 2$ мкм.

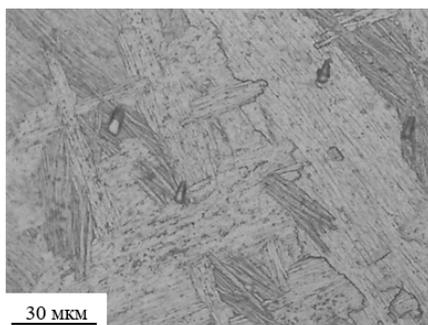


Рисунок 2 – Оптическое изображение зеренной микроструктуры образца титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25%

Эвтектические частицы карбида титана и диборида титана обнаружены и имеют средний размер $7,6 \pm 1$ мкм (рисунок 3).

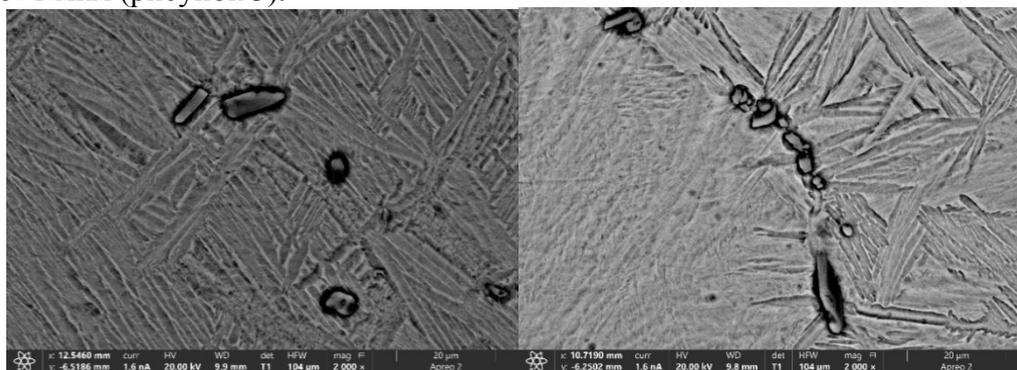


Рисунок 3 – РЭМ-изображения микроструктуры образца титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25%

Наличие карбидных включений подтверждено результатами микроэнергодисперсионного анализа (рисунок 4).

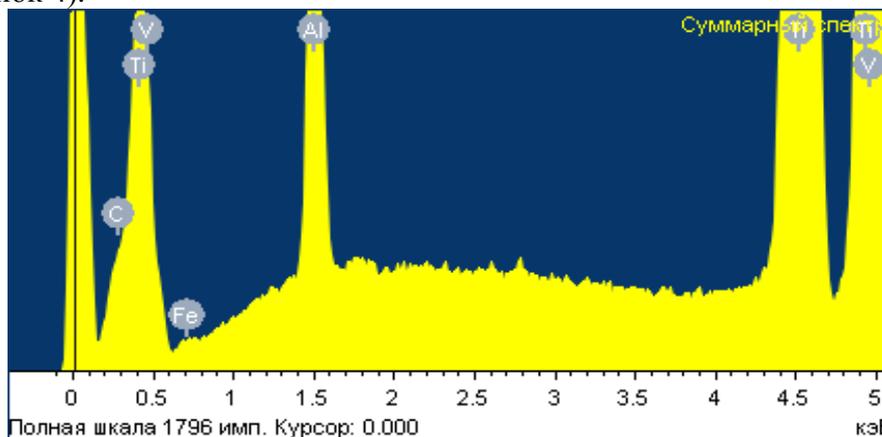


Рисунок 4 – Результаты микроэнергодисперсионного анализа образца титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25%

Распределение эвтектических частиц карбида титана крайне неоднородно, частицы располагаются внутри зерен, в то время как диборидные частицы располагаются по границам зерен (рисунки 3,5).

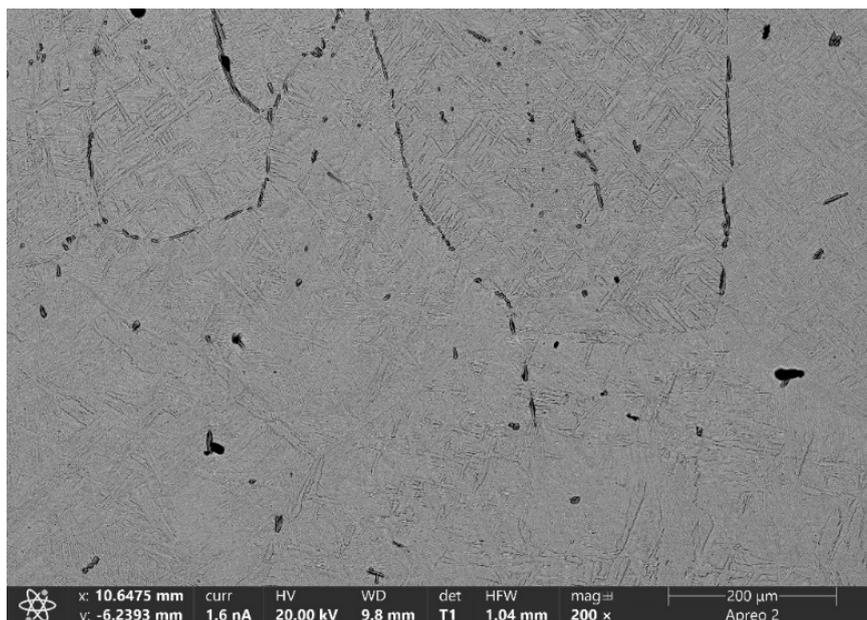


Рисунок 5 – РЭМ-изображение микроструктуры образца титанового сплава Ti-6Al-4V/TiC+TiB₂, с объемной долей TiC – 75% и TiB₂ – 25%

Анализ дифрактограммы 3D напечатанного сплава Ti-6Al-4V/TiC₍₇₅₎+TiB₂₍₂₅₎ показал, что присутствуют пики TiO₂-фазы и хорошо выраженный пик Ti-фазы (рисунок 6). Объемная доля Ti-фазы составляет 97%, TiO₂-фазы 3%. Наличие TiO₂-фазы так же обуславливается тем, что процесс электроискрового легирования проводился в воздушной атмосфере, следовательно кислород мог проникнуть в легируемую проволоку. Рентгеноструктурный анализ не позволил выявить фазы TiC и TiB₂, поскольку их содержание менее 2% вследствие крайне неоднородного распределения, их наличие подтверждается снимками микроструктуры образца.

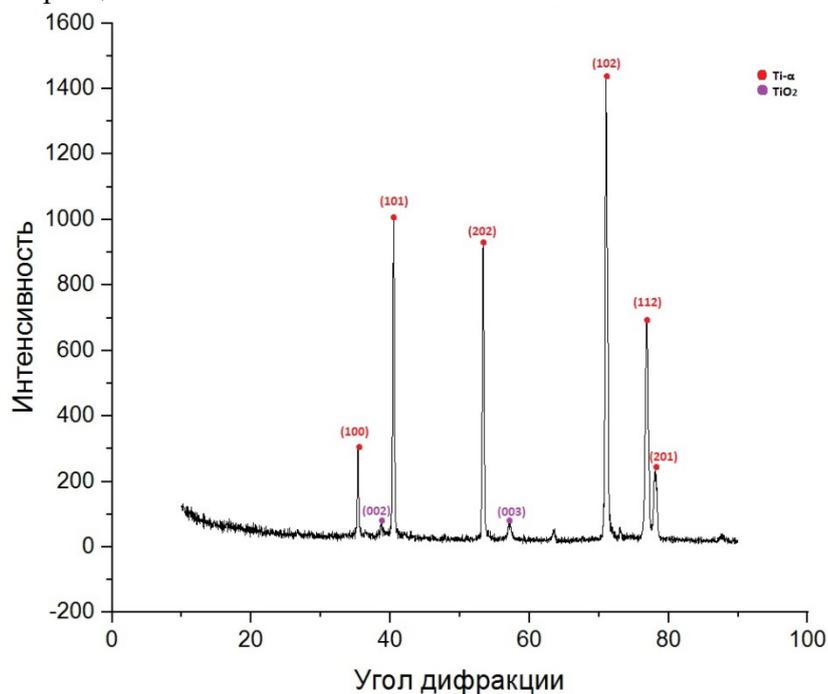


Рисунок 6 – Дифрактограмма 3D напечатанного сплава Ti-6Al-4V/TiC₍₇₅₎+TiB₂₍₂₅₎

Среднее значение микротвердости составляет 5880 ± 89 МПа. Увеличение карбидной фазы в образце Ti-6Al-4V/TiC₍₇₅₎+TiB₂₍₂₅₎ привело к увеличению его твердости, а следовательно механических свойств.

В данной работе разработан метод 3D печати металлокерамических композитов путем электронно-лучевого плавления проволоки из титанового сплава Ti-6Al-4V, подверженной предварительному электроискровому легированию карбидом и диборидом титана. Показано, что оптимальным методом повышения микротвердости 3D-напечатанных образцов является одновременное легирование карбидом титана и диборидом титана в процентном соотношении 75/25. Частицы TiB₂ выделяются по границам первичных β зерен, подавляя их рост в процессе 3D печати, а частицы TiC располагаются в хаотичном порядке внутри зерен, обуславливая их упрочнение. Микротвердость данного образца 5880 МПа – наибольшее значение среди всех созданных образцов.

Список литературы

1. Hideki Kyogoku. The current status and outlook for metal Additive Manufacturing in Japan / Hideki Kyogoku // Metal Additive Manufacturing, Autumn/Fall 2015. – Vol. 1, № 3. – С. 31–39.
2. Лазаренко Н.И. Электроискровое легирование металлических поверхностей. М.: Машиностроение, 1976. –47 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА КАЧЕСТВО И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ГИПСОВЫХ ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

В.В. СЕВЕРЕНКОВА¹, Д.В. ХАРИТОНОВ^{1,2}, А.А. АНАШКИНА^{1,2}

¹ГНЦ РФ АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»

²Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева

E-mail: severenkova_valeriya@mail.ru

Качество керамических и фарфоро-фаянсовых изделий непосредственно связано с качеством форм, используемых для их изготовления.

Основной операцией приготовления гипсовой формовочной массы является смешивание порошкообразного гипса с водой затворения для придания массе необходимой рабочей консистенции и обеспечения условий для наиболее полного протекания реакции гидратации.

Для решения различных производственных задач, в том числе для повышения текучести раствора и пористости материала, вода берется с избытком против количества, необходимого для реакции с гипсом. Избыток воды затворения расходуется на смачивание поверхности частиц гипсового вяжущего, заполнение пространств между ними, приводит к уменьшению сил трения частиц друг о друга, т.е. сообщает им такие свойства, как пластичность, текучесть и подвижность [1-2].

Опыт изготовления крупногабаритных гипсовых форм показал, что на качество формирующей поверхности влияют не только правильно подобранное водогипсовое соотношение и точное соблюдение технологического процесса, также немаловажным при приготовлении гипсового раствора является температура воды затворения, контроль времени насыщения и времени перемешивания гипса с водой [3-6]. Следует отметить, что для различных типов изделий, в зависимости от используемых материалов, необходимо