DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2021.15.4.296.306

Прямое лазерное выращивание металлокерамических сплавов на основе титана

Д. В. Волосевич[1], С. А. Шальнова[1], А. М. Вильданов[1], И. С. Магидов[2], К. В. Михайловский[2], О. Г. Климова-Корсмик[1]

[1] *Институт лазерных и сварочных технологий ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный морской технический университет», Санкт-Петербург, Россия*

[2] *МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия*

Представлены результаты экспериментальных исследований макро- и микроструктуры, химического и фазового состава металлокерамического сплава на основе титана. Материал предназначен для лазерных методов аддитивного производства с помощью прямого лазерного выращивания. Для анализа были получены образцы с содержанием керамического порошка 5 и 10 об. % SiC. Введение керамических частиц оказалось эффективным для измельчения зерна сплава. Размер зерна чистого титана составляет примерно 3,5 мм, в то время как размер зерна титана, армированного карбидом кремния при мощности излучения 1400 Вт, составил 50 и 14 мкм для 5 и 10% SiC соответственно. В результате введения керамических частиц в титановую матрицу увеличивается микротвердость композиционного материала, растет упрочнение, но также увеличивается охрупчивание материала в связи с нарушением целостности материала и протеканием реакции на границе фаз.

Ключевые слова: SLM (селективное лазерное плавление), SLS (селективное лазерное спекание), DMD (прямое лазерное выращивание), металлокерамические сплавы на основе титана

Статья поступила: 26.04.2021
Статья принята: 16.06.2021

Direct Metal Deposition of Titanium-Based Cermets

D. V. Volosevich[1], S. A. Shalnova[1], A. M. Vildanov[1], I. S. Magidov[2], K. V. Mikhailovsky[2], O. G. Klimova-Korsmik[1]

[1] *Institute of Laser and Welding Technologies, St. Petersburg State Marine Technical University, St. Petersburg, Russia*

[2] *N. E. Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia*

The results of experimental studies of the macro- and microstructure, chemical and phase composition of a cermet alloy based on titanium are presented. The material is intended for laser methods of additive manufacturing using direct metal deposition. For analysis, samples were obtained with a ceramic powder content of 5 and 10 vol. % SiC. The introduction of ceramic particles turned out to be effective for refining the alloy grains. The grain size of pure titanium is about 3.5 mm, while the grain size of titanium reinforced with silicon carbide at a radiation power of 1400 W was 50 and 14 μm for 5 and 10% SiC, respectively. As a result of the introduction of ceramic particles into the titanium matrix, the microhardness of the composite material increases, the hardening increases, but the embrittlement of the material also increases due to the violation of the integrity of the material and the occurrence of a reaction at the phase boundary.

Keywords: SLM (Selective Laser Melting), SLS (Selective Laser Sintering), DMD (Direct Metal Deposition), titanium-based cermets

Received on: 26.04.2021
Accepted on:16.06.2021

INTRODUCTION

The active development of technologies for mechanical engineering, shipbuilding, aircraft and rocket engineering imposes new requirements on materials: high values of wear resistance, impact resistance, corrosion resistance, a combination of hardness and plasticity,

ВВЕДЕНИЕ

Активное развитие технологий машино-, судо-, авиа- и ракетостроения предъявляет новые требования к материалам: высокие значения износостойкости, ударопрочности, коррозионной стойкости, сочетание твердости и пластичности и т.д. Традиционные материалы не отвечают тем стандартам, которым должны отвечать современные материалы. В связи с этим особый интерес представляют композиционные материалы, состоящие, как правило, из пластичной матрицы и твердых прочных наполнителей.

Традиционные технологии получения и обработки материалов, такие как литье, ковка, волочение и прессование, фрезерование и точение, связаны с изменением формы и удалением слоя материала, что приводит к значительным затратам времени и труда. Более того, микроструктура сплава и, как следствие, его механические свойства чувствительны к температуре и скорости деформации, поэтому традиционные методы обработки изделий сталкиваются с определенными трудностями.

Перспективным для получения композиционных материалов является аддитивное производство – послойное изготовление деталей из CAD-моделей. Аддитивные технологии позволяют получать изделия практически неограниченной конфигурации без лишних затрат материала, времени, не требуют дополнительного оборудования.

Изделия, полученные с помощью лазерных методов аддитивного производства, таких как SLM (селективное лазерное плавление), SLS (селективное лазерное спекание), DMD (прямое лазерное выращивание), могут достичь высокой плотности, а это, в свою очередь, напрямую связано с механическими, термическими и коррозионными свойствами.

Решающими для качества конечного продукта являются характеристики исходных порошков: химический и фракционный составы, форма частиц порошка, а также его морфология (поры, сателлиты, конгломераты частиц). Также важно подобрать оптимальное содержание порошков наполнителя и матрицы. Кроме того, свойства изделия зависят от параметров лазерного аддитивного процесса, таких как мощность лазерного излучения, скорость сканирования, расход порошков и защитных газов [1, 2]. Таким образом, разнообразие химических соединений, которые могут использоваться как матрица или наполнитель, различные их комбинации, влияние содержания на свойства получаемых материалов, зависимость развития структуры от параметров аддитивного процесса открывают

etc. Traditional materials do not meet the standards that modern materials must meet. In this regard, of particular interest are composite materials consisting, as a rule, of a plastic matrix and solid strong fillers.

Traditional technologies for producing and processing materials, such as casting, forging, drawing and pressing, milling and turning, involve changing the shape and removing the material layer, which leads to a significant investment of time and labor. Moreover, the microstructure of the alloy and, as a consequence, its mechanical properties are sensitive to temperature and deformation rate, therefore, traditional methods of processing products face certain difficulties.

Prospective for obtaining composite materials is additive manufacturing – layer-by-layer production of parts from CAD models. Additive technologies make it possible to obtain products of an almost unlimited configuration without unnecessary waste of material, time, and do not require additional equipment.

Products obtained using laser additive manufacturing methods such as SLM (selective laser melting), SLS (selective laser sintering), DMD (direct metal deposition) can achieve high density, and this, in turn, is directly related to mechanical, thermal and corrosive properties.

The characteristics of the initial powders are decisive for the quality of the final product: chemical and fractional compositions, the shape of the powder particles, as well as its morphology (pores, satellites, particle conglomerates). It is also important to select the optimal content of filler and matrix powders. In addition, the properties of the product depend on the parameters of the laser additive process, such as the power of the laser radiation, the scanning speed, the consumption of powders and shielding gases [1], [2]. Thus, the variety of chemical compounds that can be used as a matrix or filler, their various combinations, the effect of the content on the properties of the materials obtained, the dependence of the development of the structure on the parameters of the additive process open unlimited possibilities in the study of this direction.

ANALYSIS OF THE STARTING POWDERS

The morphology of the particles and the elemental composition of the metal powder BT6 and SiC were monitored. Table 1 shows the chemical composition of the powder according to GOST 19807-91 [3]. The content of chemical elements on the surface and on the powder cut was studied. Fig. 1 shows SEM images of BT6 powder and SiC.

The chemical composition of BT6 powder corresponds to GOST 19807-91. There are single satellites

Таблица 1. Химический состав порошка ВТ6 [1]
Table 1. Chemical composition of BT6 powder [1]

Массовая доля химических элементов, % Mass fraction of chemical elements,%								
Ti	Al	V	Si	Fe	O	H	N	C
86,45–90	5,3–6,8	3,5–5,3	0,1	0,6	0,2	0,015	0,05	0,1

неограниченные возможности в изучении данного направления.

АНАЛИЗ ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ

Был произведен контроль морфологии частиц и элементного состава металлического порошка ВТ6 и SiC. В табл. 1 представлен химический состав порошка по ГОСТ 19807-91 [3]. Изучалось содержание химических элементов на поверхности и на срезе порошка. На рис. 1 представлены СЭМ-изображения порошка ВТ6 и Si C.

Химический состав порошка ВТ6 соответствует ГОСТ 19807-91. На поверхности частиц встречаются единичные сателлиты, что является допустимым дефектом. Размер частиц составляет 50–150 мкм. Согласно ГОСТ 25849-83 [4] частицы порошка преимущественно имеют сферическую форму, 3% частиц пластинчатую.

В среднем порошок SiC содержит 30,27 масс. % C и 69,73 масс. % Si, что соответствует составу стехиометрического SiC, в порошке отсутствуют примеси других элементов. Размер частиц составляет 30–90 мкм. Согласно ГОСТ 25849-83 частицы порошка имеют угловатую форму.

on the surface of the particles, which is an acceptable defect. The particle size is 50–150 microns. According to GOST 25849-83 [4], the powder particles are predominantly spherical, 3% of the particles are lamellar.

On average, the SiC powder contains 30.27 wt% C and 69.73 wt% Si, which corresponds to the composition of stoichiometric SiC; the powder contains no impurities of other elements. The particle size is 30–90 μm. According to GOST 25849-83, the powder particles have an angular shape.

MACRO AND MICROSTRUCTURE, CHEMICAL AND PHASE COMPOSITIONS

To study the structure, chemical and phase analysis, samples were obtained with a ceramic powder content of 5 and 10 vol% SiC, and for each content the value of the laser radiation power was varied in the range 1400–2200 W with a step of 200 W.

Fig. 2 shows panoramic SEM images of the samples. The study of the macrostructure revealed the presence of single pores with a size of about 2 microns. Also, many samples differ in the lack of fusion of the substrate and the base material. In addition, the samples have cracks that propagate deep into the material. As a rule, cracks originate at the sample boundary and propagate deeper into the material. The formation of cracks can be associated with the accumulation of heat as a result of layer-by-layer fabrication of the sample and the occurrence of thermal stresses.

It is known that the titanium matrix actively interacts with SiC particles with the formation of new TiC phases and titanium silicides (Ti_5Si_3, $TiSi_2$). According to thermodynamic calculations [5], the free energy of such phases is lower than the free energy of silicon carbide, and such reactions can proceed spontaneously. On the one hand, new phases can increase microhardness and strength, and

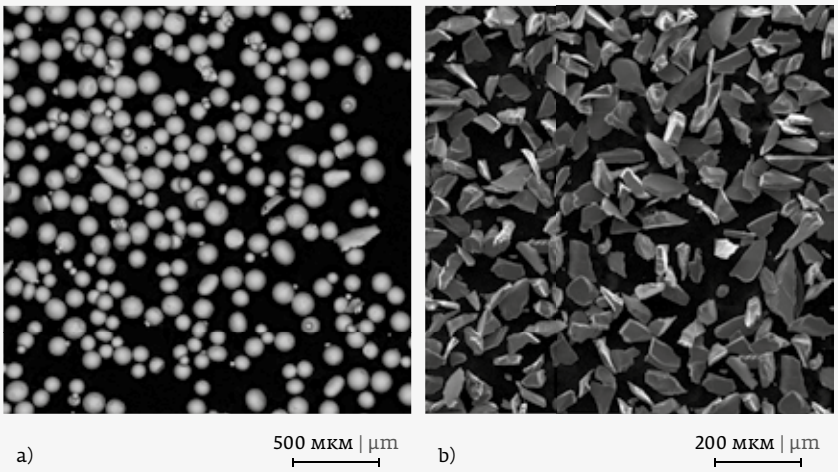

Рис. 1. СЭМ-изображения исходных порошков: a) – ВТ6, b) – SiC
Fig. 1.SEM images of initial powders: a – BT6, b – SiC

МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРА, ХИМИЧЕСКИЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВЫ

Для изучения структуры, химического и фазового анализа были получены образцы с содержанием керамического порошка 5 и 10 об.% SiC. Также для каждого содержания изменялось значение мощности лазерного излучения в пределах 1400–2200 Вт с шагом 200 Вт.

На рис. 2 представлены панорамные СЭМ-изображения образцов. Изучение макроструктуры выявило наличие единичных пор размером около 2 мкм. Также многие образцы отличаются несплавлением подложки и основного материала. Кроме того, образцы имеют трещины, распространяющиеся в глубь материала. Как правило, трещины зарождаются на границе образца и распространяются в глубь материала. Образование трещин может быть связано с накоплением тепла в результате послойного изготовления образца и возникновением термических напряжений.

on the other hand, they violate the integrity of the structure, making the material more brittle. The C atoms penetrate more freely into the titanium matrix; therefore, the new TiC phase occurs both along the boundaries of the SiC particles and in the matrix. In fig. 3 shows a map of the distribution of chemical elements near the SiC particle.

It can be seen from the figure and the results of X-ray microscopy that the TiC phase is indeed precipitated along the boundaries of ceramic particles, which is also confirmed by chemical analysis by points. It was also found that the TiC phases in samples with 5 and 10% SiC have different structures. Fig. 4 shows a map of the distribution of chemical elements for a sample with 10% SiC.

Samples with a SiC content of 10% include TiC phases, which are dendritic structures. The point is that the amount of SiC in samples 1–5 containing 5 vol% SiC is insufficient for the formation of dendritic structures.

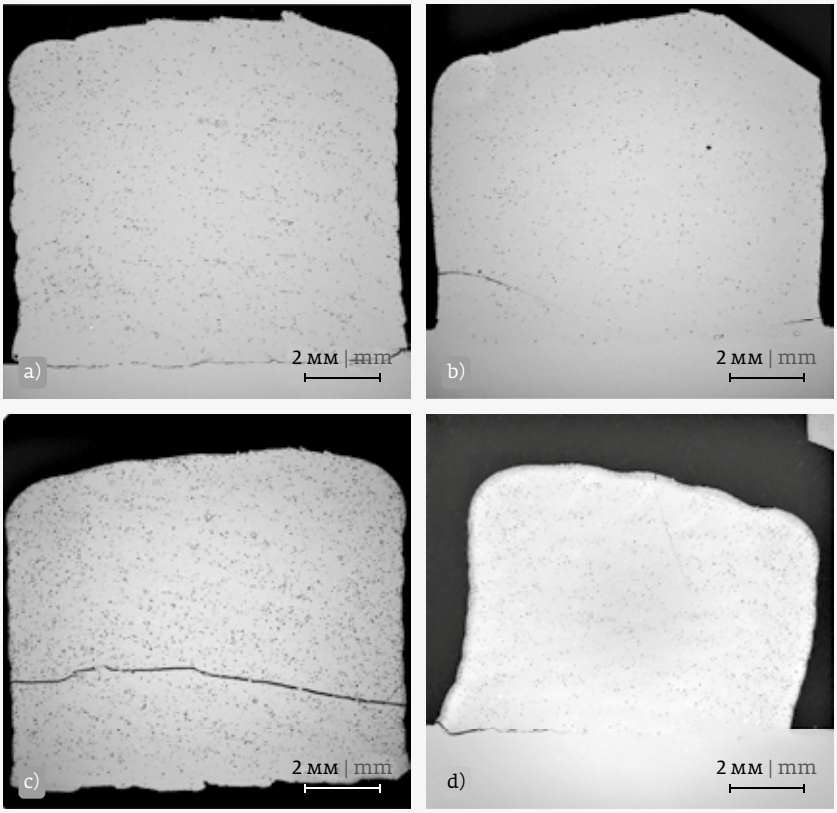

Рис. 2. *Панорамные СЭМ-изображения образцов: a) – 5% SiC при 1400 Вт; b) – 5% SiC при 2000 Вт; c) – 10% SiC при 1400 Вт; d) – 10% SiC при 2000 Вт*

Fig. 2. *Panoramic SEM images of samples: a) – 5% SiC at 1400 W; b) – 5% SiC at 2000 W; c) – 10% SiC at 1400 W; d) – 10% SiC at 2000 W*

There are various variants of the reaction of the titanium matrix and silicon atoms, however, the reaction resulting in the formation of Ti5Si3 is energetically more favorable from the point of view of thermodynamics. Fig. 5 shows the results of mapping the region with the assumed Ti5Si3 phase. Chemical analysis showed that the phases with a «lamellar» structure are Ti5Si3 phases.

Thus, the samples under study contain the following phases: metal matrix BT6, particles of SiC, TiC, and Ti5Si3. The phases of the titanium alloy, as well as the results of X-ray phase analysis, are shown in Fig. 6. X-ray diffraction patterns show that with an increase in the SiC content and with an increase in the laser radiation power, the TiC and Ti5Si3 content increases, which is associated with a more active dissolution of SiC particles and an increase in the number of free carbon and silicon atoms.

The introduction of ceramic particles turned out to be effective for refining the alloy grains. The grain size of pure titanium is about 3.5 mm, while the grain size of silicon

Известно, что титановая матрица активно взаимодействует с частицами SiC с образованием новых фаз TiC и силицидов титана (Ti_5Si_3, $TiSi_2$). Согласно термодинамическому расчету [5] свободная энергия таких фаз ниже, чем свободная энергия карбида кремния, и такие реакции могут протекать спонтанно. Новые фазы, с одной стороны, могут увеличивать микротвердость и прочность, а с другой стороны, нарушают целостность структуры, делая материал более хрупким. Атомы C свободнее проникают в титановую матрицу, поэтому новая фаза TiC встречается как по границам частиц SiC, так и в матрице. На рис. 3 представлена карта распределения химических элементов вблизи частицы SiC.

Из рисунка и результатов микрорентгеноспектрального видно, что фаза TiC действительно выделяется по границам керамических частиц, что также подтверждается химическим анализом по точкам. Выяснилось также, что фазы TiC в образцах с 5 и 10% SiC имеют различную структуру. На рис. 4 представлена карта распределения химических элементов для образца с 10% SiC.

Образцы с содержанием SiC 10% включают фазы TiC, представляющие собой дендритные структуры. Дело в том, что количество SiC в образцах 1–5, содержащих 5 об. % SiC, является недостаточным для образования дендритных структур.

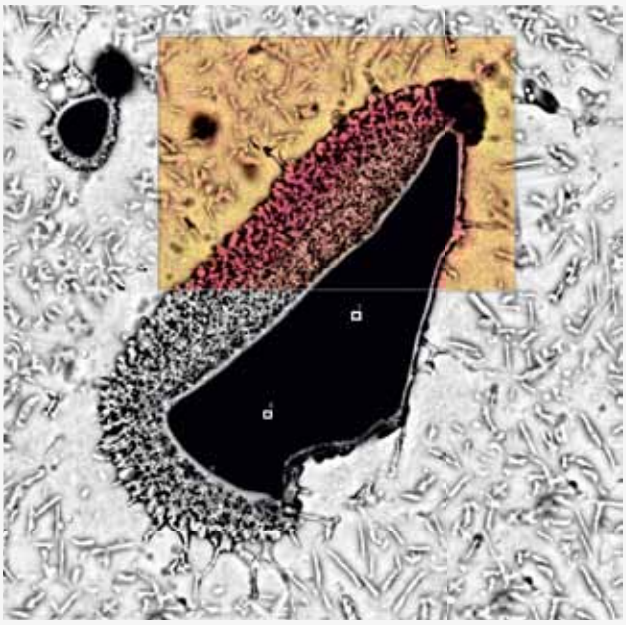

Рис. 3. *Карта распределения химических элементов вблизи частицы SiC*

Fig. 3. *Map of the distribution of chemical elements near the SiC particle*

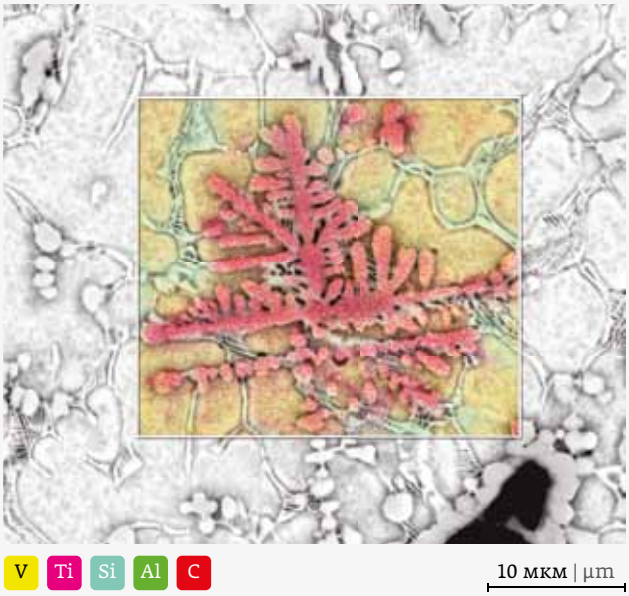

Рис. 4. *Карта распределения химических элементов для образца с 10% SiC*

Fig. 4. *Map of distribution of chemical elements for a sample with 10% SiC*

carbide-reinforced titanium at 1400 W is 50 and 14 μm for 5 and 10% SiC, respectively. With an increase in power, the grains continue to grind and reach the minimum value – 10 and 4 microns for 5 and 10% SiC, respectively – at a power of 2200 W. It was also found that the grains near silicon carbide are smaller than the others. On average, the grain size near SiC is 1.5 times smaller than the grains located at a distance from the ceramic particles. The fact is that new TiC phases are precipitated along the boundaries of the titanium matrix; it is they that prevent further grain deposition.

MECHANICAL TESTS, FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF FRACTURES

To check the effect of the formation of new phases on the properties of the alloy, mechanical tests were carried out, as well as fractographic analysis of samples with a content of 1, 3, 5% SiC, obtained at a laser power of 1200 W.

The sample with a 1% SiC content is distinguished by an elongated grain, the boundaries of which are weakly expressed, which indicates the nature of fracture close to ductile. Samples with 3 and 5% SiC also have regions of elongated grains; however, the size of such regions decreases with increasing SiC content, which indicates a decrease in plastic properties and an

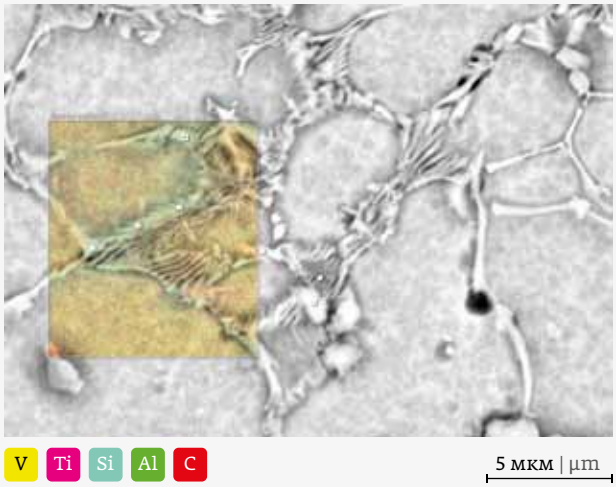

Рис. 5. *Карта распределения химических элементов по области с предполагаемой фазой Ti_5Si_3*
Fig. 5. *Map of the distribution of chemical elements over the region with the assumed Ti_5Si_3 phase*

Существуют различные варианты реакции титановой матрицы и атомов кремния, однако реакция, в результате которой образуется Ti_5Si_3, с точки зрения термодинамики является энергетически более выгодной. На рис. 5 представлены результаты картирования области с предполагаемой фазой Ti_5Si_3. Химический анализ показал, что фазы, имеющие пластинчатую структуру, являются фазами Ti_5Si_3.

Таким образом, исследуемые образцы содержат следующие фазы: металлическую матрицу ВТ6, частицы SiC, TiC и Ti_5Si_3. Фазы титанового сплава, а также результаты рентгенофазового анализа

approach to brittle fracture. Fracture occurred along grain boundaries, which indicates an intercrystalline fracture. The fact is that the reaction of a titanium matrix with silicon carbide is an interfacial reaction that violates the integrity of the alloy and increases the brittleness of the material. An increase in the SiC content leads to an increase in the brittle properties of the material. There are single cracks originating at the grain boundary and propagating deep into the material. Fractographic analysis of sample fractures confirmed that the introduction of ceramic particles into the titanium matrix and the formation of new phases of brittle intermetallic compounds and TiC leads to embrittlement of the material.

Fig. 7 shows the tensile curves of the samples, table 2 shows their mechanical properties. The results of tensile tests of the samples confirmed that the fracture is predominantly brittle, and the samples with 3 and 5% SiC have only proportional regions, while the sample with 1% SiC has a hardening region, in which the crystal lattice of the material is deformed. However, a comparison of the tensile strength of a pure alloy and an alloy containing 1% SiC proves the effectiveness of the introduction of ceramic particles. According to GOST 22178–76 [6], the average value of the ultimate strength of the BT6 alloy is ~980 MPa, ceramic particles increase the ultimate strength by 1.3 times. Also, with an increase in the SiC content, the yield stress decreases; nevertheless, the obtained values turned out to be higher than that of the pure BT6 alloy. The relative elongation of the BT6 alloy according to GOST 22178–76 is 8%, which is 8.5 times higher than the values for alloys reinforced with SiC particles.

представлены на рис. 6. Из рентгенограмм видно, что с увеличением содержания SiC и с повышением мощности лазерного излучения увеличивается содержание TiC и Ti_5Si_3, что связано с более активным растворением частиц SiC и повышением количества свободных атомов углерода и кремния.

Введение керамических частиц оказалось эффективным для измельчения зерна сплава. Размер зерна чистого титана составляет примерно 3,5 мм, в то время как размер зерна титана, армированного карбидом кремния при мощности 1400 Вт, составляет 50 и 14 мкм для 5 и 10% SiC соответственно. С увеличением мощности зерна продолжают измельчаться и достигают минимального значения – 10 и 4 мкм для 5 и 10% SiC соответственно – при мощности 2200 Вт. Также выяснилось, что зерна вблизи карбида кремния меньше остальных. В среднем размер зерна вблизи SiC в 1,5 раза меньше зерен, находящихся на расстоянии от частиц керамики. Дело в том, что по границам титановой матрицы выделяются новые фазы TiC, именно они препятствуют дальнейшему росту зерна.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ, ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ИЗЛОМОВ

Для проверки влияния образования новых фаз на свойства сплава были проведены механические испытания, а также фрактографический анализ образцов с содержанием 1, 3, 5% SiC, полученных при мощности лазерного излучения 1200 Вт.

Образец с содержанием 1% SiC отличается вытянутым зерном, границы которого слабо выражены, что говорит о характере разрушения, близкому к вязкому. Образцы с содержанием 3 и 5% SiC также имеют области вытянутого зерна, однако размер таких областей уменьшается с увеличением содержания SiC, что говорит об уменьшении пластических свойств и приближении к хрупкому характеру разрушения. Разрушение происходило по границам зерен, что свидетельствует о межкристаллическом изломе. Дело в том, что реакция титановой матрицы с карбидом кремния – межфазная реакция, нарушающая целостность сплава и повышающая хрупкость материала. Увеличение содержания SiC приводит к повышению хрупких свойств материала. Встречаются единичные трещины, зарождающиеся на границе зерна и распространяющиеся в глубь материала. Фрактографический анализ изломов образца подтвердил, что введение керамических частиц в титановую матрицу и образование новых фаз хрупких интерметаллидов и TiC приводит к охрупчиванию материала.

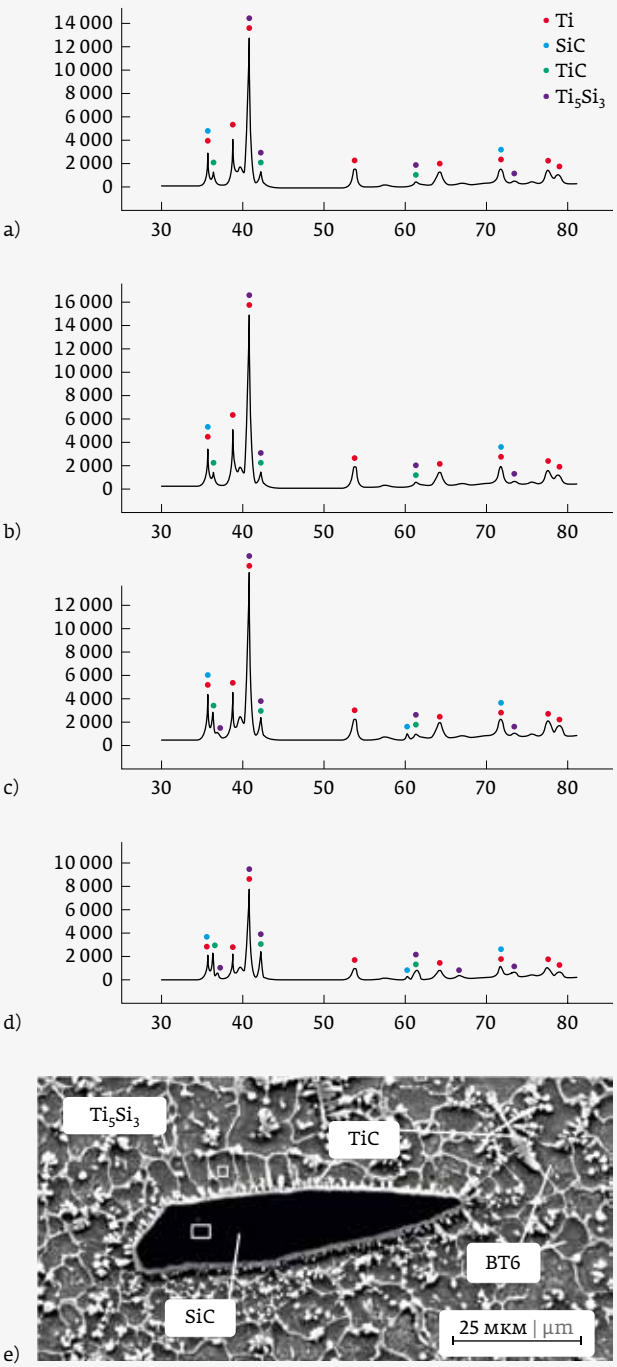

Рис. 6. *Фазы титанового сплава ВТ6, армированного частицами Si C. Результаты рентгенофазового анализа для образца с: a) – 5% SiC при 1400 Вт, b) – 5%SiC при 2200 Вт, c) – 10% SiC при 1400 Вт, d) – 10% SiC при 2200 Вт; e) – СЭМ-изображение фаз*

Fig. 6. *Phases of titanium alloy BT6 reinforced with SiC particles. Results of X-ray phase analysis for a sample with a) – 5% SiC at 1400 W, b) – 5% SiC at 2200 W, c) – 10% SiC at 1400 W, d) – 10% SiC at 2200 W; e) – SEM image of phases*

На рис. 7 представлены кривые растяжения образцов, в табл. 2 – их механические свойства. Результаты испытания образцов на растяжение подтвердили, что разрушение имеет преимущественно хрупкий характер, причем образцы с содержанием 3 и 5% SiC имеют только участки пропорциональности, в то время как образец с 1% SiC имеет участок упрочнения, в котором происходит деформация кристаллической решетки материала.

С увеличением содержания SiC от 1% до 3% предел прочности на растяжение уменьшается с 1300 МПа до 1010 МПа. Однако сравнение предела прочности чистого сплава и сплава, содержащего 1% SiC, доказывает эффективность введения керамических частиц. Согласно ГОСТ 22178-76 [6] среднее значение предела прочности сплава ВТ6 составляет ~980 МПа, керамические частицы увеличивают предел прочности в 1,3 раза. Также с увеличением содержания SiC уменьшается предел текучести, тем не менее полученные значения оказались выше, чем у чистого сплава ВТ6. Относительное удлинение сплава ВТ6 по ГОСТ 22178-76 составляет 8%, что превышает значения для сплавов, армированных частицами SiC, в 8,5 раза.

В ходе работы были изучены зависимости микротвердости матрицы от мощности лазерного

In the course of the work, the dependences of the microhardness of the matrix on the power of laser radiation and on the content of ceramic particles were studied. Microhardness characteristic of BT6 alloy is ~350 HV [5]. With an increase in the power of laser radiation, the value of the microhardness of the titanium matrix increases. The maximum value of microhardness was achieved for a sample with 10% SiC at a power of 2200 W and amounted to 836.4 HV, which exceeds the value of microhardness characteristic of BT6 alloy without ceramic particles by 2.4 times.

CONCLUSION

MRSA and X-ray phase analysis confirmed the presence of new phases, and an increase in the SiC content and laser radiation power due to the more active decomposition of SiC particles into atoms leads to an increase in the intermetallic Ti_5Si_3 and TiC phases. Titanium carbide manifests itself in the structure in various configurations: acicular structures in samples with 5% SiC and dendritic structures for samples with 10% SiC. Intermetallic phases have a «lamellar» structure. Reinforcement of the titanium alloy with ceramic particles led to grain refinement to 10 and 4 μm for 5 and 10% SiC, respectively. The point is that the titanium carbide phase is precipitated

излучения и от содержания керамических частиц. Характерная для сплава ВТ6 микротвердость составляет ~350 HV [5]. С увеличением мощности лазерного излучения увеличивается значение микротвердости титановой матрицы. Максимальное значение микротвердости было достигнуто для образца с 10% SiC при мощности 2200 Вт и составило 836,4 HV, что превышает значение микротвердости, характерное для сплава ВТ6 без керамических частиц, в 2,4 раза.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

МРСА и рентгенофазовый анализ подтвердили наличие новых фаз, причем увеличение содержания SiC и мощности лазерного излучения, ввиду более активного распада частиц SiC на атомы, приводит к увеличению интерметаллидных Ti_5Si_3 и TiC фаз. Карбид титана проявляется в структуре в различных конфигурациях: игольчатые структуры в образцах с 5% SiC и дендритные структуры для образцов с 10% SiC. Интерметаллидные фазы имеют пластинчатую структуру. Армирование титанового сплава керамическими частицами привело к измельчению зерна до 10 и 4 мкм для 5 и 10% SiC соответственно. Дело в том, что по границам зерна выделяется фаза карбида титана, препятствующая росту зерна.

Образование новых фаз имеет следующие последствия: фазы Ti_5Si_3 и TiC имеют микротвердость, значительно превосходящую микротвердость сплава ВТ6, следовательно, в результате введения керамических частиц в титановую матрицу увеличится: микротвердость композиционного материала, упрочнение материала, охрупчивание материала в связи с нарушением целостности материала и протеканием реакции на границе фаз. Для проверки влияния межфазных реакций на свойства сплава были проведены механические испытания. При мощности 1200 Вт методом прямого лазерного выращивания были получены образцы с 1,3,5 и 7% SiC. Уже на стадии подготовки лопаток для механических испытаний стало ясно, что чрезмерное содержание SiC (7% для данной работы) приводит к значительному снижению пластических свойств материала: образец имеет трещины, не позволяющие изготовить лопатку. Фрактографический анализ показал, что образцы имеют области вязкого и хрупкого изломов, однако размер области вязкого излома со слабо выраженными границами зерна уменьшается с увеличением содержания SiC, что свидетельствует о приближении свойств материала к хрупким. Кривые растяжения подтвердили результаты фрактографии: образцы с содержанием

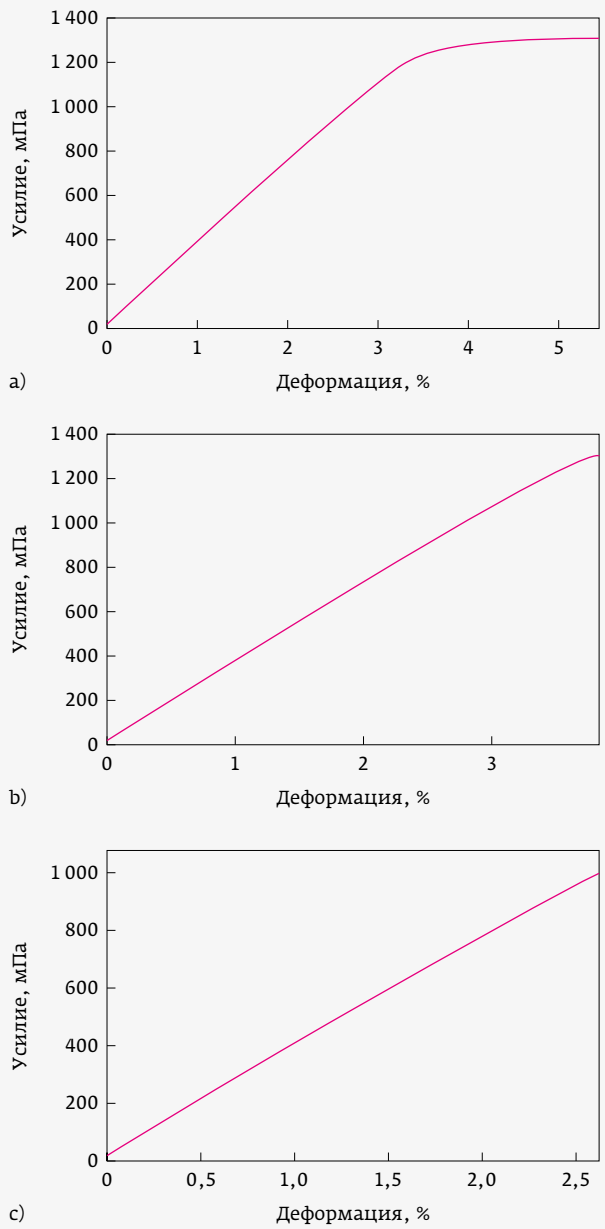

Рис. 7. *Кривые растяжения для образцов: a) – 1% SiC, b) – 3% SiC, c) – 5% SiC*

Fig. 7. *Tension curves for samples: a) – 1% SiC, b) – 3% SiC, c) – 5% SiC*

along the grain boundaries, which prevents grain deposition.

The formation of new phases has the following consequences: the Ti5Si3 and TiC phases have a microhardness that significantly exceeds the microhardness of the BT6 alloy, therefore, as a result of the introduction of ceramic particles into the titanium matrix, the microhardness of the composite material will increase; hardening of the material; embrittlement of the mate-

Таблица 2. Механические свойства образцов
Table 2. Mechanical properties of the samples

Содержание SiC, масс. % SiC content, wt%	Предел текучести, МПа Yield strength, MPa	Предел прочности, МПа Ultimate strength, MPa	Относительное удлинение, % Relative elongation, %
1	1110	1300	2,1
2	1030	1310	0,5
3	–	1010	0,2

3 и 5% SiC имеют кривую, типичную для хрупких материалов, в то время как образец с 1% SiC имеют участок упрочнения, характеризующийся деформацией кристаллической решетки материала. С увеличением содержания SiC уменьшаются предел текучести и пластичности, максимальные значения были достигнуты при содержании 1% SiC и составили 1110 МПа и 1300 МПа соответственно, что в среднем превышает соответствующие значения чистого сплава ВТ6 в 1,3 раза. Максимальное значение относительного удлинения составило 2,1% для образца с содержанием 1% SiC, что меньше соответствующего значения для неармированного сплава ВТ6 в 8,5 раза. Измерение микротвердо-

rial due to the violation of the integrity of the material and the occurrence of a reaction at the phase boundary. Mechanical tests were carried out to check the influence of interfacial reactions on the properties of the alloy. The samples with 1.3.5 and 7% SiC were obtained by direct metal deposition at a power of 1200 W. It became clear already at the stage of preparing blades for mechanical tests, that an excessive SiC content (7% for this work) leads to a significant decrease in the plastic properties of the material: the sample has cracks that do not allow making a blade. Fractographic analysis showed that the samples have areas of ductile and brittle fractures; however, the size of the viscous fracture region with weakly pronounced grain boundaries

сти зерен сплава также доказало эффективность введения частиц SiC: как увеличение мощности лазерного излучения, так и увеличение содержания SiC приводит к увеличению микротвердости композиционного материала. Максимальное значение было достигнуто для образца с 10% SiC при мощности 2200 Вт и составило 836,4 HV, что больше микротвердости ВТ6 в 2,4 раза.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках создания и развития научного центра мирового уровня «Передовые цифровые технологии» (Соглашение о предоставлении гранта № 075-15-2020-903 от 16.11.2020 г.).

REFERENCES

1. **Gushchina M. O., Klimova-Korsmik O.G., Vildanov A.M ., Shalnova S. A., Tataru A. S., Norman E. A.** Influence of the protective atmosphere on the structure and properties parts from titanium alloy Ti-6Al-4V produced by direct laser deposition. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018; 1109: 012060.
2. **Gushchina M. O., Klimova-Korsmik O. G., Turichin G. A., Shalnova S. A.** Influence of technological parameters of direct laser deposition process on the structure and properties of deposited products from alloy Ti-6Al-4V. *Trans Tech Publications Ltd*. 2018; 306–311.
3. **GOST 19807-91 Wrought titanium and titanium alloys. - Instead of GOST 19807-74; Enter. from 01.07.92. - M .: Publishing house of standards. 1991.**
4. **GOST 25849-83 Metal powders. Particle shape determination method; Enter. from 01.01.84. - M .: Publishing house of standards. 1983.**
5. **Neng Li, Yi Xiong, Huaping Xiong, Gongqi Shi, Jon Blackburn, Wei Liu, Renyao Qin.** Microstructure, formation mechanism and property characterization of Ti+SiC laser cladded coatings on Ti-6Al-4V alloy. *Materials Characterization*. 2019; 148: 43–51. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.11.032.
6. GOST 22178-76 Sheets from titanium and titanium alloys. Technical conditions. - M .: Standartinform, 2005.

АВТОРЫ

Волосевич Д. В., dasha.volosevich@mail.ru, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия.
ORCID: 0000-0002-2288-2935

Шальнова С. А., sveta-net07@mail.ru, инженер отдела исследования материалов Института лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия.
ORCID: 0000-0002-9535-3137

Вильданов А. М., wildam92@mail.ru, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия.
ORCID: 0000-0002-7319-0605

Магидов И. С., j-bright@mail.ru, студент-магистр, кафедра «Ракетно-космические композитные конструкции», МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия.
ORCID: 0000-0003-1168-7066

Михайловский К. В., МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия.
ORCID: 0000-0003-3424-3775

Климова-Корсмик О.Г., к. т. н., руководитель отдела исследования материалов. Институт лазерных и сварочных технологий, o.klimova@ltc.ru, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия.
ORCID: 0000-0002-2619-8874

ВКЛАД ЧЛЕНОВ АВТОРСКОГО КОЛЛЕКТИВА

Статья подготовлена на основе работы всех членов авторского коллектива.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов. Все авторы приняли участие в написании статьи и дополнили рукопись в части своей работы.

decreases with an increase in the SiC content, which indicates that the properties of the material approach brittle. The tensile curves confirmed the results of fractography: the samples with 3 and 5% SiC have a curve typical for brittle materials, while the sample with 1% SiC has a hardening region characterized by deformation of the crystal lattice of the material. With an increase in the SiC content, the yield stress and plasticity decrease, the maximum values were achieved at a 1% SiC content and amounted to 1110 MPa and 1300 MPa, respectively, which on average exceeds the corresponding values of pure BT6 alloy by 1.3 times. The maximum value of the relative elongation was 2.1% for the sample with 1% SiC, which is 8.5 times less than the corresponding value for the unreinforced BT6 alloy. Measurement of the microhardness of the alloy grains also proved the efficiency of introducing SiC particles: both an increase in the laser radiation power and an increase in the SiC content lead to an increase in the microhardness of the composite material. The maximum value was achieved for a sample with 10% SiC at a power of 2200 W and amounted to 836.4 HV, which is 2.4 times higher than the BT6 microhardness.

With the financial support of the Department of Education and Science of the Russian Federation the creation and development of the world-class scientific center “Advanced Digital Technologies” (Grant Agreement № 075-15-2020-903 from 16.11.2020).

ABOUT AUTHORS

Volosevich D. V., dasha.volosevich@mail.ru, St. Petersburg State Marine Technical University, St. Petersburg, Russia.
ORCID: 0000-0002-2288-2935

Shalnova S. A., sveta-net07@mail.ru, Engineer, Materials Research Department. Institute of Laser and Welding Technologies, St. Petersburg State Marine Technical University, St. Petersburg, Russia.
ORCID: 0000-0002-9535-3137

Vildanov A. M., wildam92@mail.ru, St. Petersburg State Marine Technical University, St. Petersburg, Russia.
ORCID: 0000-0002-7319-0605

Magidov IS, j-bright@mail.ru, Master’s student, Department of Rocket and Space Composite Structures, Moscow State Technical University N. E. Bauman, Moscow, Russia.
ORCID: 0000-0003-1168-7066

Mikhailovsky K. V., MSTU named after M.V. N. E. Bauman, Moscow, Russia.
ORCID: 0000-0003-3424-3775

Klimova-Korsmik O.G., Cand. of Eng. Sc., Head of Materials Research Department. Institute of Laser and Welding Technologies, o.klimova@ltc.ru, St. Petersburg State Marine Technical University, St. Petersburg, Russia.
ORCID: 0000-0002-2619-8874

CONTRIBUTION BY THE MEMBERS OF THE TEAM OF AUTHORS

The article was prepared on the basis of the work of all members of the author collective.

CONFLICT OF INTEREST

The authors declare that they have no conflicts of interest. All authors took part in writing the article and supplemented the manuscript in part of their work.

РОБОТИЗИРОВАННАЯ СРЕДНЕГАБАРИТНАЯ УСТАНОВКА ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

- размер выращиваемого изделия до – ∅ 1300 мм, h – 600 мм
- максимальный вес изделия – 400 кг
- волоконный лазер мощностью до 5 кВт
- производительность – до 250 см3/ч
- контролируемая атмосфера чистого аргона
- восемь синхронно управляемых осей
- порошковый питатель на две колбы
- набор сопел подачи порошка с быстрой заменой
- вакуумируемый шлюз

ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ:

- нержавеющие и высокопрочные стали
- жаропрочные никелевые сплавы
- титановые сплавы
- сплавы на основе кобальта и меди

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ МОРСКОЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

ИНСТИТУТ ЛАЗЕРНЫХ И СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Санкт-Петербург, пр. Маршала Жукова, 38-а

Тел. **+7 (812) 757-22-22**, e-mail: **ilwt@ilwt.smtu.ru** **www.smtu.ru** **www.ilwt-stu.ru**