

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-1(47)-58-68

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ И НЕОДНОРОДНОСТЕЙ
СТРУКТУРЫ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ
ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ
ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ**

© 2024 г. А. М. Черемнов, Д. А. Гурьянов, А. В. Чумаевский, А. Е. Кобзев, В. Е. Рубцов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

Аннотация. Исследованы закономерности формирования структуры в образцах титанового сплава ВТ6св, полученных методом аддитивной электронно-лучевой проволочной технологии и подвергнутых фрикционной перемешивающей обработке. Проведенные исследования показывают, что в процессе обработки происходит интенсивное взаимодействие инструмента и материала, приводящее к значительным изменениям структуры зоны перемешивания. Взаимодействие инструмента из никелевого жаропрочного сплава и материала имеет адгезионную, механическую, термическую и диффузионную природу. Его характерные особенности определяют формирование структуры и свойств материала зоны перемешивания и, соответственно, полученных деталей. По этой причине были рассмотрены основные формируемые дефекты и неоднородности зоны перемешивания образцов в сопоставлении с процессами, происходящими в области контакта инструмента и материала. Основными изменениями в структуре титанового сплава ВТ6св после фрикционной перемешивающей обработки, обусловленными взаимодействием его с никелевым инструментом, являются формируемые области с композитной структурой с высокой локальной объемной долей интерметаллидных фаз. При обработке возможно избыточное внедрение инструмента в материал так, что в нижней части пластины происходит его контакт с подложкой. Даже незначительное углубление инструмента в подложку приводит к внедрению частиц стали в зону перемешивания за счет реализации в ней вертикального течения материала. Описанные изменения с формированием ряда неоднородностей и дефектов в структуре после обработки приводят к снижению пластичности и прочности образцов в сравнении с материалом с бездефектной структурой.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, механические свойства, фрикционная перемешивающая обработка, взаимодействие инструмента и материала, титановые сплавы

Благодарность. Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ».

Финансирование. Работы выполнены при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-29-20172, <https://rscf.ru/project/22-29-20172/>.

Для цитирования: Черемнов А.М., Гурьянов Д.А., Чумаевский А.В., Кобзев А.Е., Рубцов В.Е. Закономерности образования дефектов и неоднородностей структуры при фрикционной перемешивающей обработке изделий из титанового сплава, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):58–68. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-58-68](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-58-68)

Original article

**REGULARITIES OF DEFECTS AND STRUCTURAL INHOMOGENEITIES
FORMATION DURING FRICTION STIR PROCESSING OF TITANIUM ALLOY
PRODUCTS OBTAINED BY WIRE-FEED ELECTRON BEAM ADDITIVE
MANUFACTURING**

© 2024 A. M. Cheremnov, D. A. Gurianov, A. V. Chumaevskii, A. E. Kobzev, V. E. Rubtsov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The paper studies the regularities of structure formation in samples of titanium alloy Ti-4Al-3V obtained by additive wire-feed electron beam additive manufacturing and undergone to friction stir processing. The studies conducted show that during the processing there is an intensive interaction between the tool and the material, which leads to significant changes in the structure of the stir zone. The interaction between the nickel-base superalloy tool and the material is of an adhesive, mechanical, thermal and diffusion nature. Its characteristics determine the formation of the structure and material properties of the stir zone and, consequently, of the obtained parts. For this reason, in this study, the main defects and inhomogeneities formed in the stirred zone of the samples have been considered in comparison with the processes occurring in the area of contact between the tool and the material. The main changes in the structure of the titanium alloy Ti-4Al-3V after friction stir processing, caused by its interaction with the nickel tool, are formed in the areas of the stir zone with a composite structure with a high local volume fraction of intermetallic phases. During processing, the tool can be excessively penetrated in the material in such a way that it touches the substrate in the lower part of the plate. Even a slight penetration of the tool into the substrate leads to the penetration of steel particles into the stir zone due to the vertical flow of material in the stir zone. The described changes with the formation of a number of inhomogeneities and defects in the structure after processing lead to a decrease in the plasticity and strength of the samples in comparison with the material with a defect-free structure.

Keywords: electron beam additive manufacturing, mechanical properties, friction stir processing, tool-material interaction, titanium alloys

Acknowledgements. The studies were carried out using the equipment of the NANOTECH Shared-use Center of ISPMs SB RAS.

Funding. This research project was supported by the Russian Science Foundation under grant No 22-29-20172, <https://rscf.ru/en/project/22-29-20172/>.

For citation: Cheremnov A.M., Gurianov D.A., Chumaevskii A.V., Kobzev A.E., Rubtsov V.E. Regularities of defects and structural inhomogeneities formation during friction stir processing of titanium alloy products obtained by wire-feed electron beam additive manufacturing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):58–68. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-58-68](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-58-68)

Введение

В последние годы интенсивное развитие получили технологии аддитивного производства изделий из различных металлов и сплавов [1]. Наиболее экономичными и применимыми из них являются высокопроизводительные технологии проволоочной дуговой [2] и электронно-лучевой [3] 3D-печати. Электронно-лучевая аддитивная технология [3], имеющая общую физическую природу с электронно-лучевой обработкой [4] и прочими процессами, основанными на использовании электронного пучка, позволя-

ет с высокой скоростью получать различные изделия, в том числе с композитной или функционально-градиентной структурой [5]. С использованием аддитивных технологий возможно получение широкого спектра изделий со значительными различиями не только по форме, но и по структуре и фазовому составу [6]. Посредством современных технологий 3D-печати возможно изготовление изделий с наличием градиента свойств от одного участка к другому [7]. Они классифицируются как функционально-градиентные детали или материалы [8]. Изделия

такого типа получают различными методами, в том числе с использованием порошковой [9, 10] или проволоочной [3] технологий. Благодаря их применению, возможно формирование оптимизированных как с точки зрения формы и размеров, так и структуры, свойств деталей, экономя дорогостоящие легирующие элементы в основном объеме, вводя их только в тех участках, где это необходимо.

Несмотря на широко распространенные методы получения изделий с наличием функционального градиента, с точки зрения формирования плавного перехода между различными компонентами детали преимущество имеет проволоочная аддитивная электронно-лучевая технология [3, 5]. В ряде экспериментальных работ отмечалось, что получаемые рассматриваемым методом материалы могут иметь высокую пластичность и относительно невысокие прочностные показатели [5]. Повышение механических свойств поверхностных слоев возможно за счет применения технологии фрикционной перемешивающей обработки [11], являющейся аналогом сварки трением с перемешиванием [12]. Такой метод достаточно широко применяется для упрочнения аддитивно-полученных изделий. Он использовался для гибридного получения образцов из термически упрочняемых [13] и неупрочняемых [14] алюминиевых сплавов. Намного меньше работ по модификации образцов, полученных аддитивным методом из титановых сплавов.

Проволоочная аддитивная электронно-лучевая технология характеризуется преимущественно одними из наименьших значений пределов текучести и прочности при печати титановых сплавов [15], особенно при получении крупно-

габаритных изделий. Это ставит актуальную в настоящее время задачу повышения механических свойств именно титановых сплавов. До настоящего времени в этом направлении можно выделить небольшое количество работ, и не изученными остаются такие аспекты процесса обработки титановых сплавов, полученных аддитивным методом, как взаимодействие инструмента и материала, влияние вторичных факторов при печати (длина пина, ширина плеч, материал подложки и др.) на формируемую структуру и свойства [16; 17]. На решение этих задач направлена настоящая работа.

Материалы и методы исследования

Фрикционную перемешивающую обработку пластин титанового сплава ВТ6св ($\text{Ti} - 4\text{Al} - 3\text{V}$), вырезанных из аддитивно полученных заготовок, проводили инструментом из никелевого жаропрочного сплава ЖС6У по схеме, представленной на рис. 1, а. Обработку проводили от одного до четвертых проходов инструментом на лабораторном оборудовании для сварки и обработки трением с перемешиванием в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Внешний вид типичного образца после осуществления процесса обработки представлен на рис. 1, б. Усилие прижима инструмента к заготовке составляло 34 – 36 кН; скорость вращения – 400 об./мин; скорость продольного перемещения – 90 мм/мин; толщина пластины – 2,2 мм; длина пина – 2,2 мм; ширина плеч инструмента – 20,0 мм. В качестве подложки при обработке использовали пластину из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т.

После проведения обработки проводили вырезку образцов для структурных исследований и

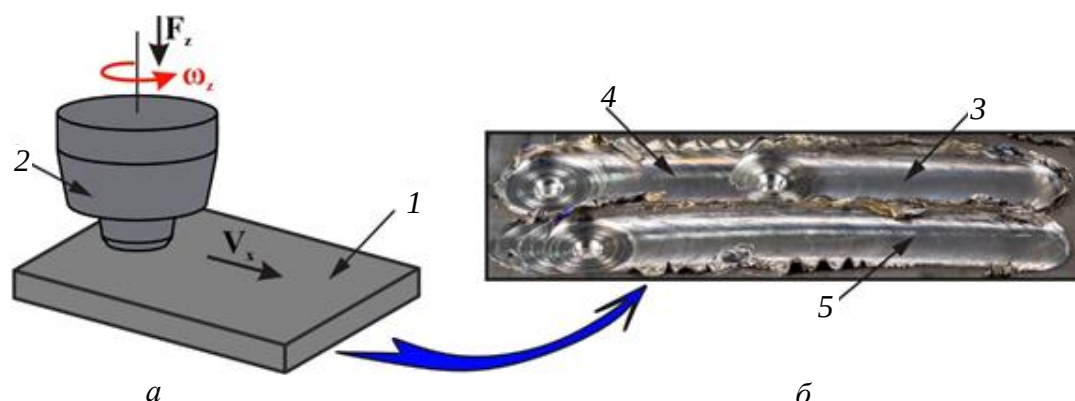


Рис. 1. Схема процесса фрикционной перемешивающей обработки аддитивно-полученных пластин титанового сплава ВТ6св (а) и внешний вид образца после эксперимента (б):

1 – образец; 2 – инструмент; 3 – 5 – образцы после первого, второго и третьего проходов инструментом вдоль линии обработки

Fig. 1. Scheme of the friction stir processing of additively obtained titanium alloy $\text{Ti}-6\text{Al}-4\text{V}$ plates (a) and the general view of the sample after the experiment (b):

1 – sample; 2 – tool; 3 – 5 – samples after the 1st, 2nd and 3rd passes of the tool along the processing line, respectively

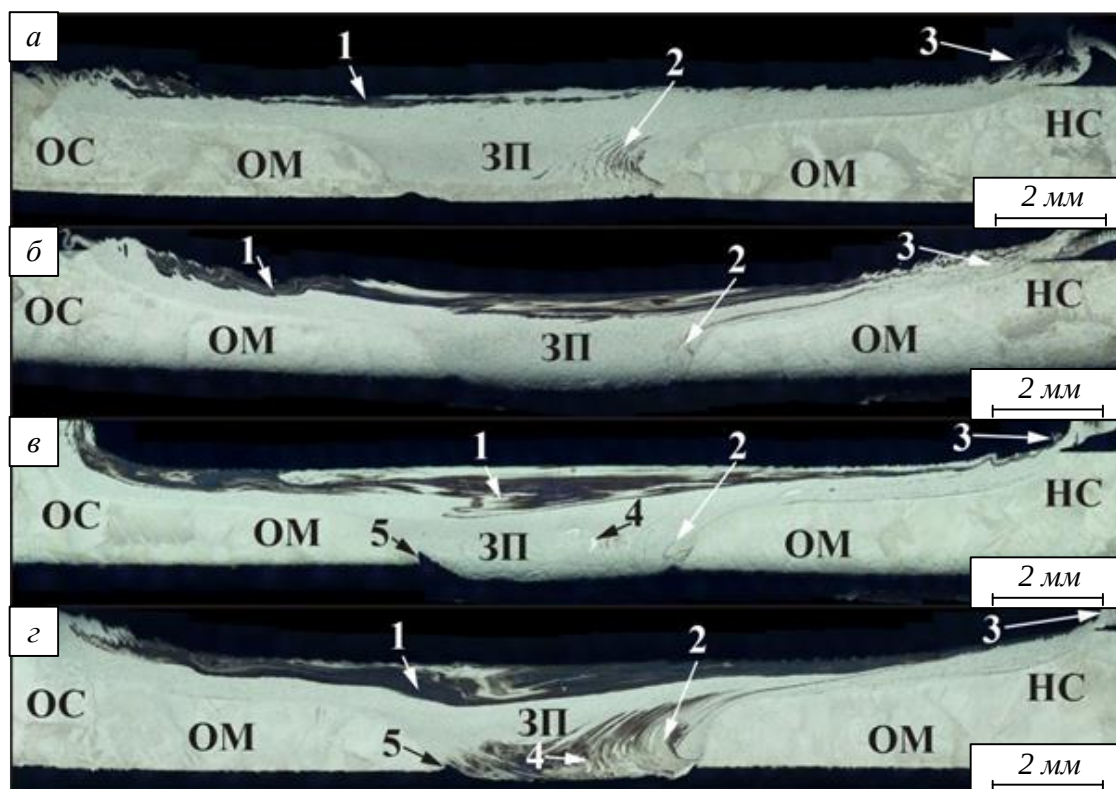


Рис. 2. Организация структуры образцов сплава ВТ6св после первого (а), второго (б), третьего (в) и четвертого (г) проходов инструментом вдоль линии обработки:

ЗП – зона перемешивания; ОМ – основной металл; НС – наступающая сторона; ОС – отступающая сторона;

1 – зона взаимной диффузии с плечами инструмента; 2 – внедрение никеля на наступающей стороне ЗП;

3 – образование наплыва; 4 – внедрение частиц стали от подложки; 5 – «подрез» нижней части пластины

Fig. 2. Organization of the structure of Ti-6Al-4V alloy specimens after the 1st (a), 2nd (б), 3rd (в) and 4th (г) tool passes along the processing line:

SZ – stir zone; BM – base metal; AS – advancing side; RS – retreating side; 1 – zone of mutual diffusion with tool shoulders;

2 – nickel penetration on the advancing side of the SZ; 3 – bead formation; 4 – penetration of steel particles from the substrate;

5 – "undercut" of the plate lower part

механических испытаний на электроэрозионном станке DK7750. Дальнейшие структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Altami MET 1C и лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М. Образцы на растяжение вырезали из материала зоны перемешивания вдоль линии обработки. Образцы для структурных исследований вырезали в продольном и поперечном направлениях относительно линии обработки.

Результаты и их обсуждение

В процессе печати в образцах титанового сплава формируется типичная структура в виде вытянутых в направлении выращивания зерен первичной β -фазы, при охлаждении распадающихся с образованием пластинчатой или игольчатой форм зерен α -, α' - и β -фазы (рис. 2, 3, а – в) [15]. Фрикционная перемешивающая обработка материала приводит к формированию в образцах типичной структуры с наличием зоны перемешивания, практически неразличимых из-

за малой ширины зон термомеханического и термического влияния и зоны основного металла [18; 19] (рис. 2).

Структура материала зоны перемешивания существенно отличается от наступающей и отступающей сторон. Наиболее резкая граница зоны перемешивания и основного металла наблюдается на наступающей стороне, где направление движения инструмента совпадает с направлением деформирования материала вращающимся инструментом. В результате в этой области инициируется течение металла адгезионной природы вперед и по контуру инструмента. С отступающей стороны течение металла имеет двоякую природу и воздействие вращающегося инструмента направлено в противоположную сторону относительно направления его продольного перемещения. Течение металла имеет как адгезионную, так и экструзивную природу, перенос металла из зоны спереди инструмента – за инструмент, осуществляется через отступающую сторону соединения. Значительное выделение процесса деформации и течения металла характерно для области вблизи плеч

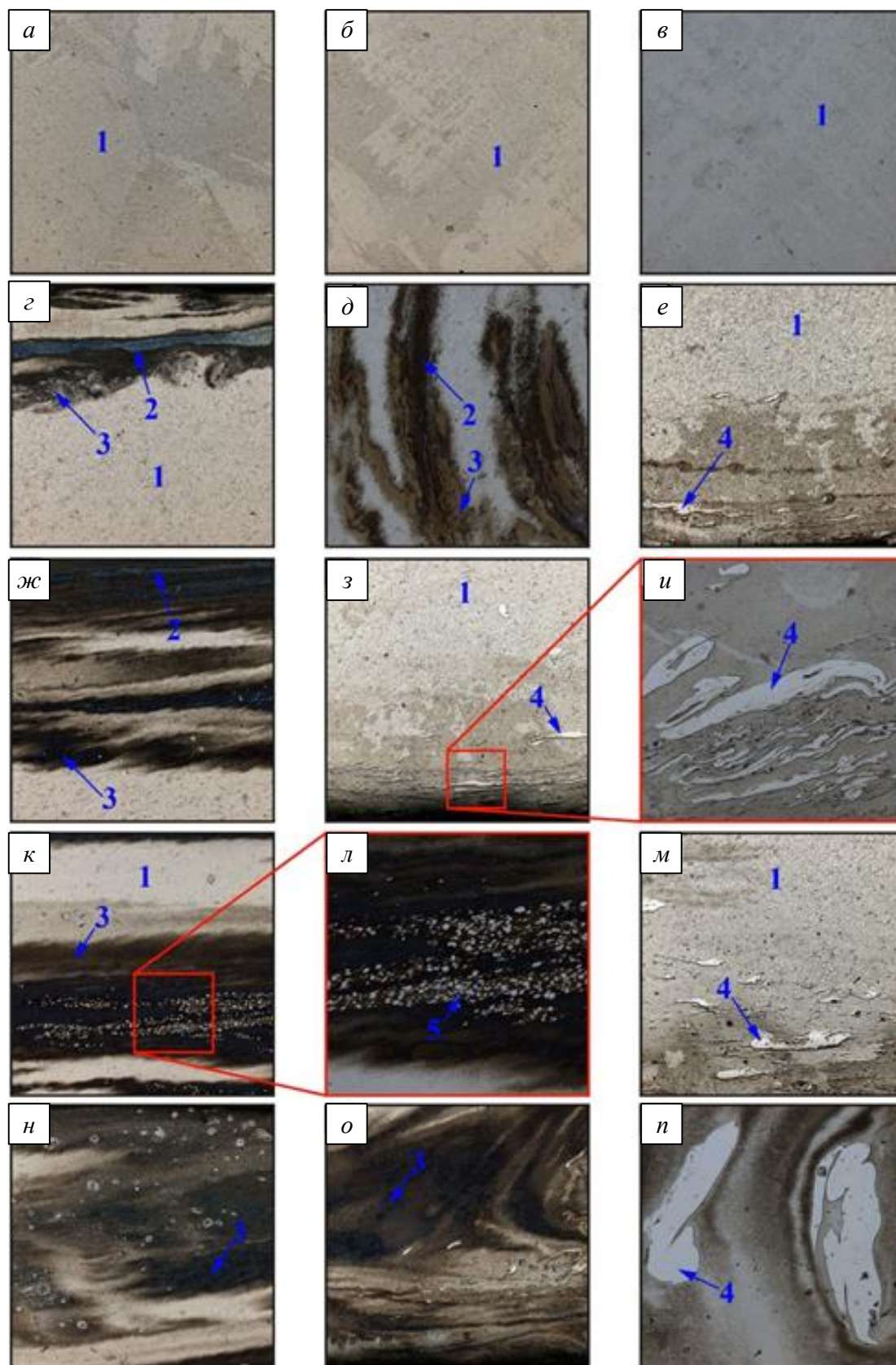


Рис. 3. Микроструктура материала в исходном титановом сплаве ВТ6св после электронно-лучевой печати (а – в), после первого (з – е), второго (ж – и), третьего (к – м) и четвертого (н – н) проходов инструментом вдоль линии обработки:

1 – зерна титана; 2 – внедренные фрагменты инструмента; 3 – твердые растворы и интерметаллидные фазы на основе титана и никеля; 4 – внедренные фрагменты стальной подложки; 5 – частицы интерметаллидов Ti_xNi_y

Fig. 3. Microstructure of the material in the initial titanium alloy Ti – 6Al – 4V after electron beam printing (a – в), after the 1st (з – е), 2nd (ж – и), 3rd (к – м) and 4th (н – н) passes through the tool along the processing line:

1 – titanium grains; 2 – penetrated tool fragments; 3 – solid solutions and intermetallic phases based on titanium and nickel; 4 – penetrated fragments of steel substrate; 5 – Ti_xNi_y intermetallic particles

инструмента, в которой с одной стороны происходит изменение направления течения металла, а с другой стороны – более длительное его взаимодействие с инструментом. Дополнительно процесс фрагментации и течения металла по контуру инструмента усложняется за счет интенсивного взаимодействия между титановым сплавом и никелевым инструментом, непосредственно в процессе обработки приводящим к взаимной диффузии и замешиванию фрагментов инструмента в материал. Такие особенности процесса обработки титановых сплавов приводят к неоднородности течения металла по контуру инструмента и определяют сложную организацию структуры в зоне перемешивания.

После обработки в макро- (рис. 2) и микро-структуре (рис. 3) образцов можно выделить увеличенное содержание фрагментов инструмента и продуктов их взаимодействия с титановой матрицей в двух основных областях: вблизи плеч инструмента (1 на рис. 2, рис. 3, *г, ж, к, л, н*) и с наступающей стороны зоны перемешивания (2 на рис. 2, 3, *д, о*). Увеличение количества проходов инструментом вдоль линии обработки приводит к повышению содержания никеля и интерметаллидов Ti_xNi_y в матрице титанового сплава ВТ6св (рис. 2, *а – г, 3, г, д, ж, к, л, н, о*). Помимо фрагментов инструмента и областей с плавно изменяющейся структурой от основного металла к замешанным частицам никелевого сплава, в зоне перемешивания формируются области с достаточно крупными частицами интерметаллидных фаз (5 на рис. 3, *к, л*). Частицы формируются в широком центральном потоке с замешанным материалом инструмента в подплечевой области (1 на рис. 2). Данные энергодисперсионного анализа показывают, что содержание никеля и титана в областях с плавно изменяющейся структурой соответствуют твердым растворам на основе титана, а в частицах – интерметаллидам состава Ti_2Ni . В области с наступающей стороны зоны перемешивания (2 на рис. 2) при увеличении количества проходов вдоль линии обработки также происходит накопление частиц инструмента и интерметаллидных фаз. Максимальная объемная доля таких включений достигается на четвертом проходе.

Интенсивное деформационное и диффузионное взаимодействие [20; 21] материала и инструмента приводит к избыточному углублению последнего в поверхность заготовки с образованием грата или наплывов на лицевой поверхности (3 на рис. 2). Углубление инструмента в материал заготовки при изначально совпадающей длине пина и толщине пластины привело к внедрению пина примерно на 0,2 мм в подложку из нержавеющей стали. В результате начиная с

первого прохода инструментом вдоль линии обработки в материале нижней части зоны перемешивания наблюдается внедрение частиц стали (4 на рис. 2, *в, з, 3, е, з, и, м, п*). Наиболее существенным замешивание стали становится после четырех проходов инструментом (4 на рис. 3, *п*). После обработки за счет этого эффекта образец отделяется от подложки только при приложении усилия. Этому способствует взаимная диффузия титановой пластины и стальной подложки и их частичное механическое перемешивание. При этом высокой прочности сцепления подложки и пластины препятствует образование интерметаллидной прослойки между ними за счет взаимной диффузии, а также достаточно небольшая глубина проникновения пина в подложку. После отрыва образца от подложки с двух сторон зоны перемешивания происходит образование углубления (подреза) в нижней части пластины, что обусловлено вдавливанием при обработке стали в материал титанового сплава.

При анализе структуры зоны перемешивания в продольном сечении с использованием растровой электронной микроскопии было выявлено, что в зоне перемешивания за счет образования потоков металла от подложки вверх происходит реализация вертикального переноса металла с внедрением частиц стали в титановый сплав (рис. 4). В потоках металла (1 на рис. 4), по данным энергодисперсионного анализа, наблюдается внедрение как фрагментов никелевого инструмента (4 на рис. 4), так и частиц стали различного размера (2, 3 на рис. 4). Внедрение частиц стали происходит с некоторым изменением направления течения металла (3 на рис. 4). В зоне внедренных частиц видоизменяются потоки металла, происходит отрыв фрагментов крупных частиц с образованием частиц меньшего размера (3 на рис. 4, *б*). Термические напряжения, вызванные различиями в значениях коэффициента теплового расширения стали и титана, приводят к формированию трещин в крупных внедрениях стали в зоне перемешивания. По причине неоднородности перемешивания материалов подложки и титановой пластины после их разделения нижняя часть пластины обладает неровной формой, повторяющей зону контакта инструмента и подложки при обработке (5 на рис. 4).

Неоднородности процесса обработки, формирование дефектов, внедрение частиц инструмента и подложки в материал зоны перемешивания приводят к реализации достаточно низких механических свойств (рис. 5). Обработка в один проход инструментом приводит к резкому снижению пластичности с 16,2 до 1,5 % и уве-

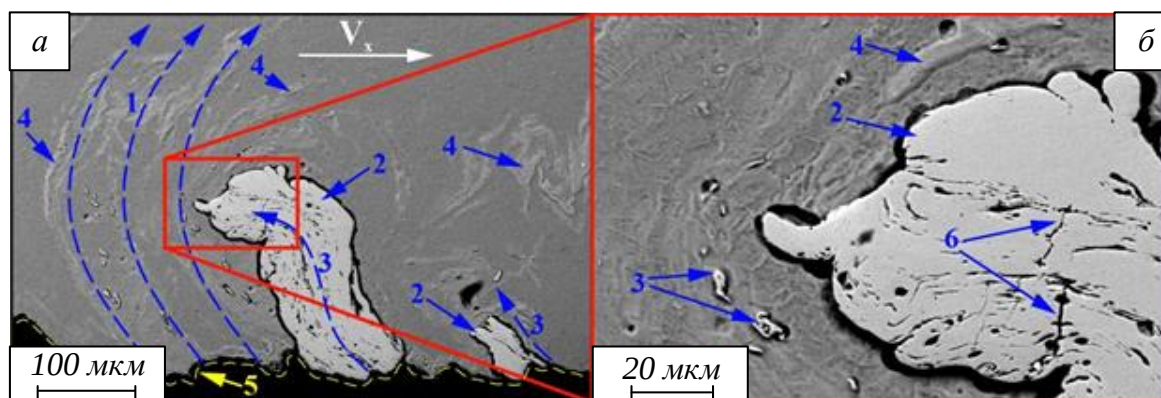


Рис. 4. Организация структуры в нижней части зоны перемешивания в продольном сечении (а) и внедрение крупных и мелких частиц стали в материал образца (б):

1 – направление течения металла; 2 – крупный фрагмент стали, замешанный в материал; 3 – направление течения в стальном фрагменте; 4 – внедренные в материал частицы инструмента; 5 – неравномерность нижней границы, обусловленная контактом инструмента и подложки; 6 – трещины в стальном фрагменте; 7 – мелкие частицы стали

Fig. 4. Structure organization in the lower part of the stir zone in the longitudinal section (a) and penetration of large and small steel particles into the sample material (b):

1 – metal flow direction; 2 – large steel fragment penetrated in the material; 3 – flow direction in the steel fragment; 4 – tool particles penetrated in the material; 5 – non-uniformity of the lower boundary caused by the contact between the tool and the substrate; 6 – cracks in the steel fragment; 7 – small steel particles.

личению предела текучести с 480 до 720 МПа, а предела прочности с 590 до 730 МПа. Дальнейшие проходы инструментом вдоль линии обработки за счет накопления в материале частиц износа инструмента и замешанных фрагментов подложки приводят к снижению пластичности практически до нулевых значений без существенного увеличения прочности. Локальная неоднородность структуры и формирование дефектов обуславливает, в том числе реализацию более низких прочностных показателей образцов даже в сравнении с основным металлом. После трех проходов инструментом один из образцов разрушился при напряжениях 304 МПа за счет наличия дефекта в рабочей части лопатки.

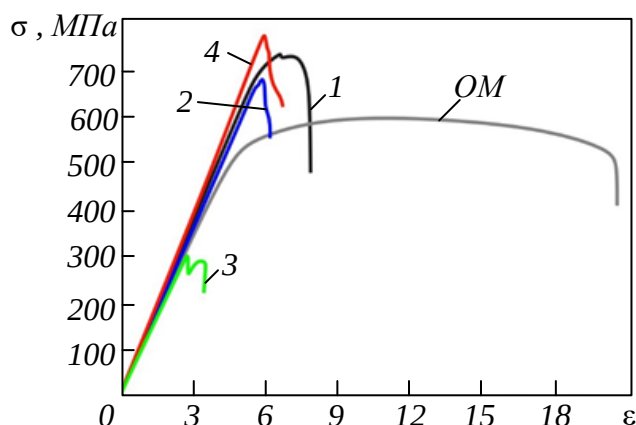


Рис. 5. Диаграмма напряжение – деформация образцов основного металла (ОМ) и после проходов инструментом (1 – 4) вдоль линии обработки

Fig. 5. Stress-strain diagrams of base metal samples (OM) and after tool passes along (1 – 4) the processing line

Выводы

Проведенные исследования показывают, что в процессе фрикционной перемешивающей обработки титановых сплавов даже незначительного углубления пина инструмента в подложку достаточно чтобы инициировать деформацию, фрагментацию и пластическое течение ее материала в зону перемешивания. Взаимодействие инструмента и материала приводит к неравномерному изменению состава зоны перемешивания со значительным обогащением подплечевой зоны и наступающей стороны. Внедрение в нижней части зоны перемешивания фрагментов подложки приводит к образованию дефектов на поверхности и внутри материала. Одновременные процессы взаимодействия инструмента и титанового сплава, а также внедрения фрагментов подложки в зону перемешивания приводят к формированию макроскопически неоднородной структуры и образованию дефектов различного типа. Неоднородности структуры и образующиеся дефекты в зоне перемешивания приводят к реализации в материале невысоких и нестабильных значений механических свойств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018;92:112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
2. Ван Я., Коновалов С.В., Чэн С., Панченко И.А., Коток М.М. Исследование влияния термической обработки на сплавы системы Cu –

- Al, полученные проволочно-дуговым аддитивным способом. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;1(43):89–97.
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(1):1–11.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922010015>; EDN: FXWPYU.
4. Гэн Я., Панченко И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Чен С. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру аддитивного сплава Al–Mg. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;2(44):13–19.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-13-19](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-13-19); EDN:HEJAEC.
5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(6):479–491.
<http://dx.doi.org/10.1134/S1029959922060017>
6. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing. *Advanced engineering materials*. 2014;16(7):857–861.
<https://doi.org/10.1002/adem.201300579>
7. Su Y., Chen B., Tan C., Song X., Feng J. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020;283:116702.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116702>
8. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2014;20(6):511–522.
<https://doi.org/10.1108/rpj-01-2013-0011>
9. Sun Z., Chueh Y.-H., Li L. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101448.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2020.101448>
10. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;13:1628–1664.
<https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.05.022>
11. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31.
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
12. Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. Exploring the environmental and health benefits of friction stir welding over conventional welding methods. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;1(43):83–88.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88); EDN:TZAXLM.
13. Qie M., Wei J., He C. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-arc additive manufactured Al–Zn–Mg–Cu alloy assisted by interlayer friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:2891–2906.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.03.205>
14. Cui J., Guo X., Hao S., Guo X., Xu R., Achieving high strength-ductility properties of wire-arc additive manufactured Al-Mg-Sc aluminum alloy via friction stir processing post-treatment and high temperature aging treatment. *Materials Letters*. 2023;350:134913.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134913>
15. Klimenov V., Kolubaev E., Anatoly K., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S., Batranin A., Khimich M. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti–4Al–3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture. *Materials*. 2023;16(11):3901.
<https://doi.org/10.3390/ma16113901>
16. Du S., Liu H., Jiang V., Zhou L., Gao F. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
17. Mashinini P.M., Dinaharan I., David Raja Selvam J., Hattingh D.G. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti–6Al–4V using lanthanated tungsten tool. *Materials Characterization*. 2018;139:328–336.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.020>
18. Seighalani K.R., Givi M.K.B., Nasiri A.M., Bahemmat P. Investigations on the effects of

the tool material, geometry, and tilt angle on friction stir welding of pure titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010;19(7):955–962.

<http://dx.doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>

19. Buffa G., Fratini L., Micari F. Mechanical and microstructural properties prediction by artificial neural networks in FSW processes of dual phase titanium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*. 2012;14(3):289–296.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2011.10.007>
20. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural evolution of contact parts of the friction stir processing heat-resistant nickel alloy tool used for multi-pass processing of Ti6Al4V/(Cu+Al) system. *Wear*. 2022;488–489:204138.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204138>; EDN: SPJDGX.
21. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.

REFERENCES

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components-Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018;92:112–224.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
2. Wang Ya., Konovalov S.V., Chen X., Panchenko I.A., Kotok M.M. Investigation of the effect of heat treatment on alloys of the Si – Al system obtained by the wire-arc additive method. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):89–97. (In Russ.).
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(1):1–11.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922010015>; EDN: FXWPYU.
4. Geng Ya., Panchenko I.A., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Chen X. Effect of electron beam processing on the structure and properties of the Al – Mg additive alloys. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. (In Russ.).
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-13-19](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-13-19); EDN: HEJAEC.
5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(6):479–491.
<http://dx.doi.org/10.1134/S1029959922060017>
6. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing. *Advanced engineering materials*. 2014;16(7):857–861.
<https://doi.org/10.1002/adem.201300579>
7. Su Y., Chen B., Tan C., Song X., Feng J. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020;283:116702.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116702>
8. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2014;20(6):511–522.
<https://doi.org/10.1108/rpj-01-2013-0011>
9. Sun Z., Chueh Y.-H., Li L. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101448.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2020.101448>
10. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;13:1628–1664.
<https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.05.022>
11. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31.
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
12. Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. Exploring the environmental and health benefits of friction stir welding over conventional welding methods. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):83–88.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88); EDN: TZAXLM.
13. Qie M., Wei J., He C. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-arc additive manufactured Al–Zn–Mg–Cu alloy assisted by interlayer friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*.

- 2023;24:2891–2906.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.03.205>
14. Cui J., Guo X., Hao S., Guo X., Xu R., Achieving high strength-ductility properties of wire-arc additive manufactured Al-Mg-Sc aluminum alloy via friction stir processing post-treatment and high temperature aging treatment. *Materials Letters*. 2023;350:134913.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134913>
 15. Klimenov V., Kolubaev E., Anatoly K., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S., Batranin A., Khimich M. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti-4Al-3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture. *Materials*. 2023;16(11):3901.
<https://doi.org/10.3390/ma16113901>
 16. Du S., Liu H., Jiang V., Zhou L., Gao F. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
 17. Mashinini P.M., Dinaharan I., David Raja Selvam J., Hattingh D.G. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti-6Al-4V using lanthanated tungsten tool. *Materials Characterization*. 2018;139:328–336.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.020>
 18. Seighalani K.R., Givi M.K.B., Nasiri A.M., Bahemmat P. Investigations on the effects of the tool material, geometry, and tilt angle on friction stir welding of pure titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010;19(7):955–962.
<http://dx.doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>
 19. Buffa G., Fratini L., Micari F. Mechanical and microstructural properties prediction by artificial neural networks in FSW processes of dual phase titanium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*. 2012;14(3):289–296.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2011.10.007>
 20. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural evolution of contact parts of the friction stir processing heat-resistant nickel alloy tool used for multi-pass processing of Ti6Al4V/(Cu+Al) system. *Wear*. 2022;488–489:204138.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204138>;
 EDN: SPJDGX.
 21. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.
<http://dx.doi.org/10.3390/met10060772>
- Сведения об авторах**
Андрей Максимович Черемнов, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: amc@ispms.ru
- Денис Андреевич Гурьянов**, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: desa-93@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0725-1219
- Андрей Валерьевич Чумаевский**, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385
- Александр Евгеньевич Кобзев**, младший научный сотрудник лаборатории контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: kobzev.tomsk@mail.ru
- Валерий Евгеньевич Рубцов**, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869
- Information about the authors:**
Andrei M. Cheremnov, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: amc@ispms.ru
- Denis A. Gurianov**, Cand. Sci. (Eng.), Junior researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: desa-93@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0725-1219
- Andrei V. Chumaevskii**, Cand. Sci. (Eng.), Leading researcher of Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385
- Aleksandr E. Kobzev**, Junior researcher of Laboratory of quality control of materials and structures, Institute of

Strength Physics and Materials Science of Siberian
Branch of Russian Academy of Sciences

Email: rvy@ispms.ru

ORCID: 0000-0003-0348-1869

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Valerii E. Rubtsov, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Leading researcher, Head of Laboratory of quality control of materials and structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences*

Email: rvy@ispms.ru

ORCID: 0000-0003-0348-1869

Поступила в редакцию 28.11.2023

После доработки 05.12.2023

Принята к публикации 07.12.2023

Received 28.11.2023

Revised 05.12.2023

Accepted 07.12.2023