

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-23-32

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ
ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВ МЕДИ,
НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ**

© 2024 г. А. В. Гусарова, А. В. Чумаевский, А. О. Панфилов, Е. О. Княжев,
Е. А. Колубаев

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

Аннотация. Исследованы особенности структурообразования в композиционных материалах с металлической матрицей на основе титанового сплава ВТ1-0 при фрикционной перемешивающей обработке с введением порошковых частиц меди, никеля и алюминия. Полученные результаты свидетельствуют о сложном и неоднородном характере пластического течения металла по контуру инструмента при обработке с введением порошков различных металлов и их смеси. При обработке образуется достаточно неоднородная структура с неравномерным распределением порошков в объеме зоны перемешивания. Порошковые частицы за счет реакции с титановой матрицей образуют ряд интерметаллидных фаз различного состава. При этом однородного перемешивания смесей порошковых материалов с достижением образования сложных по составу интерметаллидов не было достигнуто. В зоне перемешивания в областях, обогащенных смесью вводимого порошка, наблюдается образование неоднородного материала из исходных порошков и интерметаллидов на их основе без реакции между ними и титановой матрицей. Наиболее обогащенными упрочняющими частицами на основе вводимых порошков являются подплечевая область зоны перемешивания, ее нижняя часть и наступающая сторона. Отступающая сторона зоны перемешивания является обедненной упрочняющими фазами. При использованных параметрах процесса обработки четырех проходов инструментом было недостаточно для обеспечения однородного распределения интерметаллидных фаз в зоне перемешивания. Механические свойства образцов из-за формируемых неоднородностей находятся на невысоком уровне. Пластичность полученных композитов не превышает 1,0 – 1,5 %. Наибольшие пределы прочности (680 МПа) и текучести (620 МПа) характерны для наиболее однородных по структуре образцов, модифицированных при обработке порошковыми частицами меди, никеля и алюминия в соотношении 1 : 1 : 1.

Ключевые слова: фрикционная перемешивающая обработка, композиционные материалы, механические свойства, структура, интерметаллиды, твердые растворы, неоднородности строения, формирование дефектов

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

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00929, <https://rscf.ru/project/23-29-00929/>.

Для цитирования: Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Колубаев Е.А. Формирование структуры композиционных материалов на основе титанового сплава ВТ1-0 методом фрикционной перемешивающей обработки с введением порошков меди, никеля и алюминия. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):23–32. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)23-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)23-32)

Original article

STRUCTURE FORMATION OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON GRADE 2 TITANIUM ALLOY BY FRICTION STIR PROCESSING WITH ADDING OF COPPER, NICKEL AND ALUMINUM POWDERS

© 2024 A. V. Gusarova, A. V. Chumaevskii, A. O. Panfilov, E. O. Knjazhev, E. A. Kolubaev

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 characteristics of structure formation in composite materials with a metal matrix based on Grade2 titanium alloy during friction stir processing with the adding of powder particles of copper, nickel and aluminum. The obtained results indicate a complex and heterogeneous character of plastic flow of metal along the contour of the tool during processing with the adding of powders of different metals and their mixture. During processing, a rather inhomogeneous structure with uneven distribution of powders in the volume of the stir zone is formed. Powder particles react with titanium matrix to form a number of intermetallic phases of different composition. At the same time, homogeneous dispersion of mixtures of powder materials with formation of complex intermetallics was not achieved. In the stirring zone, in the areas enriched with the mixture of added powders, the formation of a heterogeneous mixture of initial powders and intermetallics based on them is observed, without any reaction between them and the titanium matrix. The most enriched hardening particles based on the added powders are located in the sub-shoulder region of the stir zone, its lower part and the advancing side. The retreating side of the stir zone is depleted in the hardening phases. With the processing parameters used, 4 tool passes were not sufficient to ensure a homogeneous distribution of intermetallic phases in the stir zone. Mechanical properties of the samples are at a low level due to the formed inhomogeneities. Plasticity of the obtained composites does not exceed 1.0–1.5 %. The highest values of the ultimate strength (680 MPa) and yield strength (620 MPa) are characteristic of the most homogeneous in structure samples modified by processing with powder particles of copper, nickel and aluminum in the ratio 1:1:1.

Keywords: friction stir processing, composite materials, mechanical properties, structure, intermetallic compounds, solid solutions, structural inhomogeneities, formation of defects

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

Funding: The investigation was supported by the Russian Science Foundation; Project no. 23-29-00929, <https://rscf.ru/project/23-29-00929/>.

For citation: Gusarova A.V., Chumayevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Kolubaev E.A. Structure formation of composite materials based on grade 2 titanium alloy by friction stir processing with adding of copper, nickel and aluminum powders *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):23–32. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)23-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)23-32)

Введение

В настоящее время интенсивно развиваются технологии получения неразъемных соединений и упрочнения материалов, основанные на процессе сварки трением с перемешиванием [1]. Рассматриваемые технологии позволяют соединять детали без плавления с сохранением химического состава изделий, отсутствием вредных выбросов в атмосферу и высокой экологичностью [2]. Относительно невысокие температуры при сварке трением с перемешиванием [3] позволяют использовать ее для достаточно широкого спектра материалов, в том числе и для тех, которые не свариваемы методами традиционных технологий. Значительные

преимущества сварки трением с перемешиванием были использованы и для обработки поверхности различных металлов и сплавов, в том числе для изготовления композиционных материалов [4]. Такая технология получила название фрикционной перемешивающей обработки и успешно применяется для упрочнения деталей, в том числе полученных аддитивными методами [5]. Благодаря фрикционной обработке, возможно модифицировать структуру широкого спектра материалов, в том числе титана и его сплавов [6]. Для титановых сплавов большое значение начинает иметь не только форма, но и материал инструмента [7]. Такое положение обусловлено высокой интенсивностью износа

инструмента в процессе сварки или обработки [8]. Жаропрочные или инструментальные стали не выдерживают температуры и напряжений, имеющих при сварке или обработке титана. Поэтому для обработки необходимо применение различных никелевых жаропрочных сплавов [9]. Температура и напряжения не единственный фактор, осложняющий процессы, происходящие при сварке или обработке трением с перемешиванием [10]. Интенсивное химическое или диффузионное взаимодействия титана и инструмента способствуют его ограниченной годности даже при применении твердых сплавов [11; 12] или кубического нитрида бора [13; 14]. Основным механизмом износа инструмента при обработке титановых сплавов связан с формированием на поверхности трибологического механически перемешанного слоя интерметаллидного состава (например, при использовании инструментов на основе кобальта) [15]. Аналогичный механизм износа инструмента характерен и при обработке титановых сплавов инструментом из никелевого жаропрочного сплава [16]. Износ инструмента при этом хотя и имеет много большую интенсивность в сравнении со сваркой и обработкой алюминиевых сплавов стальным инструментом, но имеет с ним общую природу [17]. В процессе взаимодействия инструмента с материалом происходит постепенное образование интерметаллидов и формирование трибологического слоя, который постепенно изнашивается и замещается в материал образца [18]. Это приводит к образованию неоднородной структуры зоны перемешивания и изменению состава композита в процессе обработки [16]. Несмотря на описанные сложности в обработке титановых сплавов, рассматриваемый процесс имеет значительные перспективы для формирования композитов на основе титана, так как при помощи процессов, зависящих от плавления, невозможно получение дисперсно-упрочненных материалов с введением в изделие алюминия, меди или никеля. Применение фрикционной перемешивающей обработки при этом может позволить получить композиты такого состава с упрочнением интерметаллидами, сформированными непосредственно при обработке и равномерно распределенными в поверхностных слоях [19; 20]. Исследованиям в этом направлении посвящена настоящая работа.

Материалы и методы исследования

Образцы получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН (рис. 1). В пластине титанового сплава BT1-0 толщиной 2,5 мм были просверлены отверстия диаметром 1,0 мм на глубину 2,0 мм через каждые 5,0 мм и заполнены порошковым материалом. Такие параметры

подготовки пластины были использованы для получения в объеме зоны перемешивания 5,0 % (объем.) порошковых частиц. В настоящей работе были использованы порошки чистой меди (Ti + Cu), никеля (Ti + Ni), смеси меди и никеля (1 : 1; Ti + Cu/Ni), а также смеси меди, никеля и алюминия (1 : 1 : 1; Ti + Cu/Ni/Al). Порошковые смеси перед введением в отверстие были подготовлены с использованием шаровой мельницы. Обработку проводили инструментом из никелевого жаропрочного сплава на глубину 2,5 мм. Инструмент имел гладкие плечи диаметром 20,0 мм и конический пин длиной 2,5 мм. Образцы получали при скорости вращения инструмента 950 об/мин, скорости продольного перемещения 90 мм/мин и усилии прижима 16,0 – 17,0 кН для всех образцов, кроме Ti – Ni, для которого последняя величина была снижена до 13,5 – 14,0 кН. После обработки из полученных пластин вырезали образцы для структурных исследований и механических испытаний на проволочном электроэрозионном станке DK7750. Образцы для механических испытаний вырезали вдоль направления обработки с размерами рабочей части 2,7 × 2,7 × 12,0 мм. Металлографические шлифы вырезали в поперечном сечении относительно направления обработки. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Altami MET 1C, лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEXT 4100, совмещенном с приставкой для энергодисперсионного анализа. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М на растяжение.

Результаты и их обсуждение

После обработки материала Ti – Cu в один проход в образцах формируется неоднородная структура с макроскопически неравномерным распределением упрочняющих фаз (рис. 2, а).

После одного прохода в подплечевой (рис. 2, б), центральной (рис. 2, в) частях зоны перемешивания и на ее периферии (рис. 2, г) отмечается формирование достаточно крупных агломератов порошка, вытянутых в направлении течения металла, частично компактированных и прореагировавших с титановым сплавом. По краям зоны влияния плеч инструмента отмечается формирование грат или наплывов, что свидетельствует о его избыточном внедрении в материал заготовки. В подплечевой и нижней частях зоны перемешивания можно выделить обогащение частицами порошкового материала, что также наблюдалось в ранее. Центральная часть зоны перемешивания при этом характеризуется значительно меньшим содержанием упрочняющих фаз.

После проведения четырех проходов инструментом

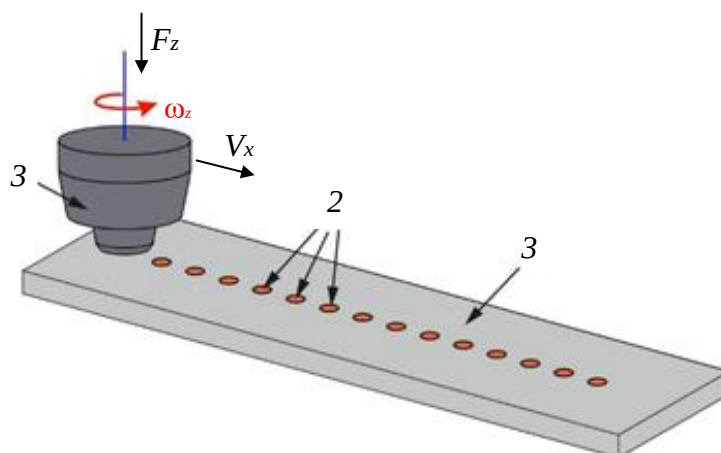


Рис. 1. Схема процесса получения композиционных материалов на основе титана методом фрикционной перемешивающей обработки:

1 – заготовка; 2 – отверстия с порошком; 3 – инструмент

Fig. 1. Scheme of the process of obtaining composite materials on the basis of titanium by friction stir processing:

1 – workpiece; 2 – holes with powder; 3 – tool

вдоль линии обработки происходит с одной стороны формирование более однородного распределения частиц в структуре зоны перемешивания (рис. 1, *д*), а с другой стороны происходит замешивание фрагментов подложки в материал на отступающей стороне. При этом как в подплечевой (рис. 2, *е*) и центральной (рис. 2, *жс*), так и периферийной (рис. 2, *з*) частях зоны перемешивания происходит образование слоистой структуры, демонстрирующей формирование потоков металла при обработке. По данным энергодисперсионного анализа основными элементами в структуре являются при этом интерметаллидные фазы на основе титана и меди, а также твердый раствор на основе титана и примесей.

Для образцов Ti + Ni после четырех проходов характерно аналогичное распределение компонентов (рис. 3, *а*). Наибольшая объемная доля порошкового материала расположена в подплечевой (рис. 3, *б, з*) или нижней (рис. 3, *е*) частях зоны перемешивания и на ее наступающей стороне. В центральной части зоны перемешивания порошкового материала замешано меньше, а его распределение отличается меньшей однородностью (рис. 3, *в, д, жс*). В структуре образцов основными компонентами помимо титана являются интерметаллидные фазы на основе титана и никеля, а также агломераты компактированного порошка никеля (рис. 3, *в, д*).

При введении в материал смеси порошков Cu/Ni происходит образование достаточно неоднородной структуры даже после проведения четырех проходов инструментом вдоль линии обработки (рис. 4, *а*). Зона перемешивания в центральной части менее однородна и содержит

меньше порошкового материала (рис. 4, *б*). В подплечевой области (рис. 4, *з*), нижней части (рис. 4, *д, е*) и на наступающей стороне (рис. 4, *в, жс*) можно выделить формирование более обогащенной порошковыми частицами структуры. При этом присутствуют агломераты, не перемешанного с титановой матрицей порошка, и его распределение в них достаточно неоднородно (рис. 4, *жс*). Можно предположить, что из-за разных свойств порошков меди и никеля при обработке они по-разному перемешиваются с титановой матрицей. Энергодисперсионный анализ в рассматриваемом случае показал наличие интерметаллидных фаз различного состава (от бинарных до тройных интерметаллидов различного состава). Причем неоднородным является распределение интерметаллидов внутри описанных областей зоны перемешивания. Особенности образования интерметаллидов различного состава при обработке планируется исследовать далее.

Формирование образцов Ti + Cu/Ni/Al связано со значительной неоднородностью зоны перемешивания (рис. 5, *а*). Обогащенной порошком является подплечевая (рис. 5, *б – д*) и нижняя части зоны перемешивания (рис. 5, *е – и*). Аналогично описанным ранее образцам в этом случае отмечается формирование агломератов частиц (рис. 5, *в*). В целом для рассматриваемых образцов характерно более однородное распределение упрочняющих фаз. В структуре формируется широкий спектр двойных и тройных интерметаллидов.

Механические свойства исследованных образцов характеризуются низкой пластичностью, не превышающей 1,0 – 1,5 % (рис. 6).

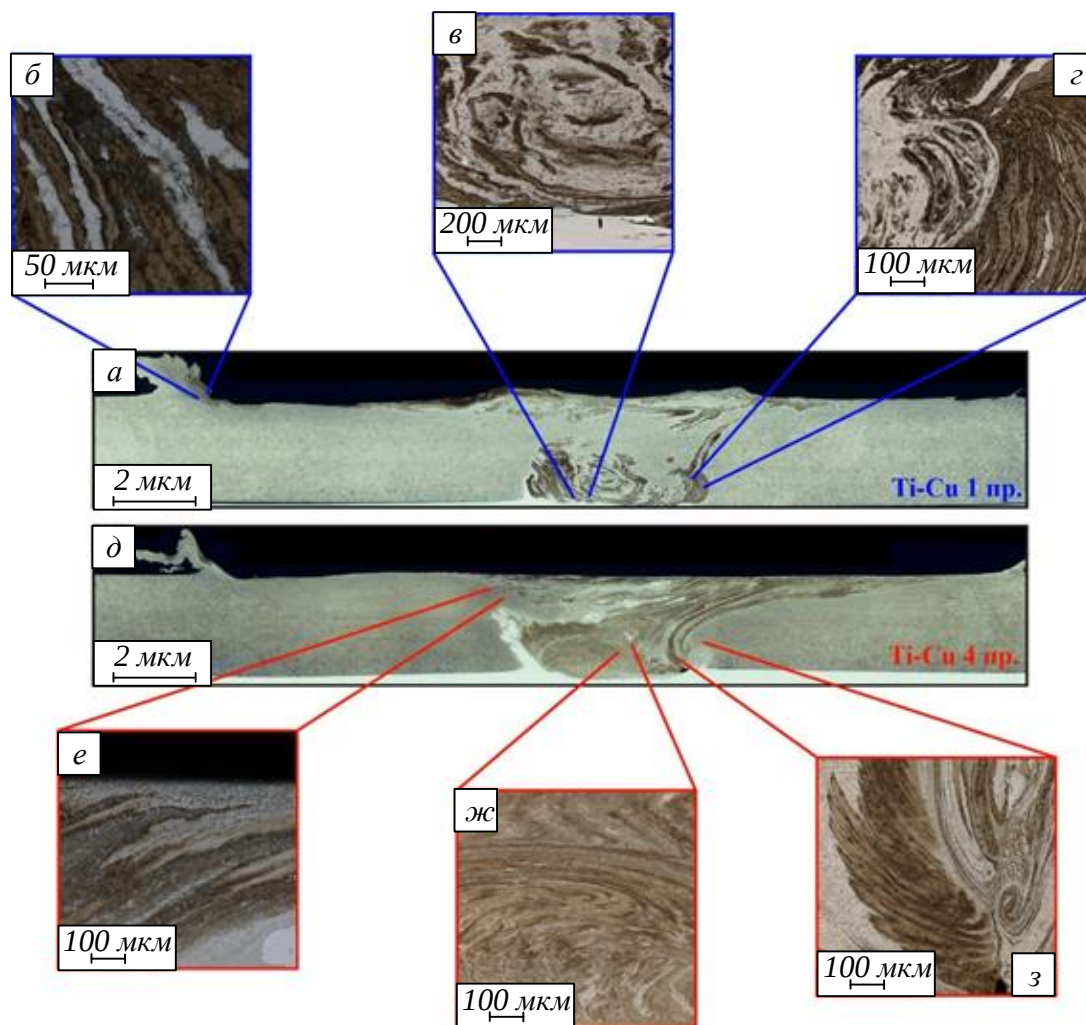


Рис. 2. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) порошка меди после одного ($a - z$) и четырех ($д - з$) проходов инструментом вдоль линии обработки
 Fig. 2. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with the adding of 5 % (vol.) copper powder after the 1st ($a - z$) and 4th ($д - з$) tool passes along the processing line

Для образцов Ti + Ni и Ti + Cu/Ni механические свойства находятся на низком уровне и предел прочности их не превышает 500 МПа при практически отсутствующей пластичности. Для образцов Ti + Cu характерны несколько большие прочностные показатели с пределами прочности примерно 650 МПа, текучести 400 МПа и пластичностью порядка 1,5 %. Наиболее прочными были образцы, полученные со смесью трех порошков Ti + Cu/Ni/Al. Предел прочности рассматриваемых образцов составлял 680 МПа, предел текучести 620 МПа, что до 1,5 – 2,0 раз выше, чем у образцов исходного сплава.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют о высокой неравномерности распределения упрочняющих фаз после обработки, даже при проведении четырех проходов. Существенное значение для получения композиционных материалов

методом фрикционной перемешивающей обработки имеет точность изготовления инструмента и его взаимодействие с заготовкой. Взаимная диффузия материала с инструментом приводит к тому, что в зону перемешивания внедряется достаточно большое количество интерметаллидов на основе титана и никеля, что приводит к изменениям в составе образцов. Неточность при изготовлении инструмента с увеличением длины пина приводит к замешиванию в материал заготовки фрагментов подложки и еще более существенным изменениям в составе и свойствах полученных композитов. Следует отметить, что даже при неоднородной структуре зоны перемешивания в образцах, полученных с введением смеси порошков Ti + Cu/Ni/Al, было достигнуто увеличение пределов прочности до 680 МПа и текучести до 620 МПа.

Для получения качественных композитных материалов исследованных составов одной из

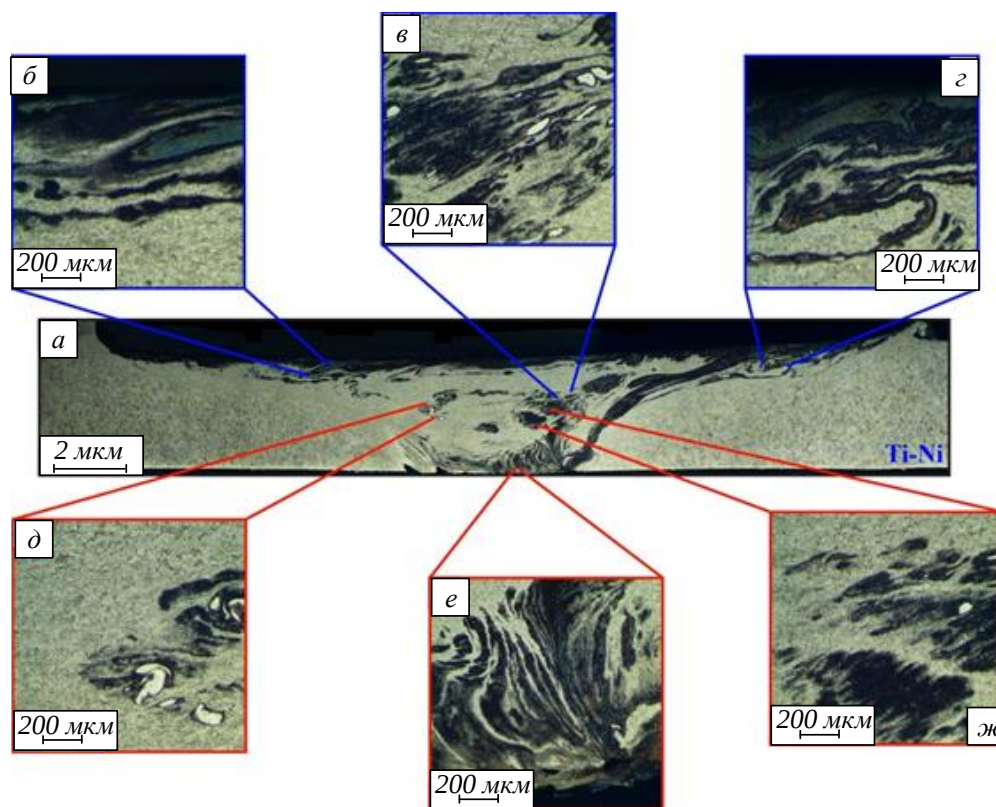


Рис. 3. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) порошка никеля после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – г – микроструктура в подплечевой области; д – ж – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 3. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with 5 % (vol.) nickel powder added after 4 tool passes along the processing line:

а – macrostructure; б – г – microstructure in the sub-shoulder region; д – ж – microstructure in the stir zone

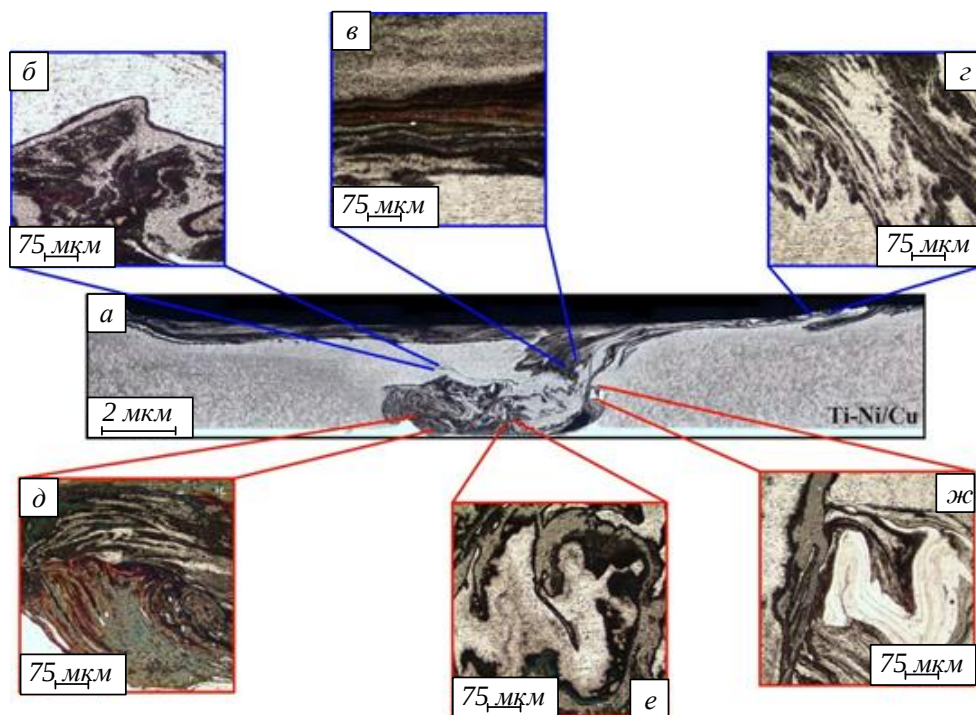


Рис. 4. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) смеси порошковых частиц никеля и меди после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – г – микроструктура в подплечевой области; д – ж – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 4. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with adding of 5 % (vol.) by volume mixture of nickel and copper powder particles after 4 tool passes along the processing line:

а – macrostructure; б – г – microstructure in the sub-shoulder region; д – ж – microstructure in the stir zone

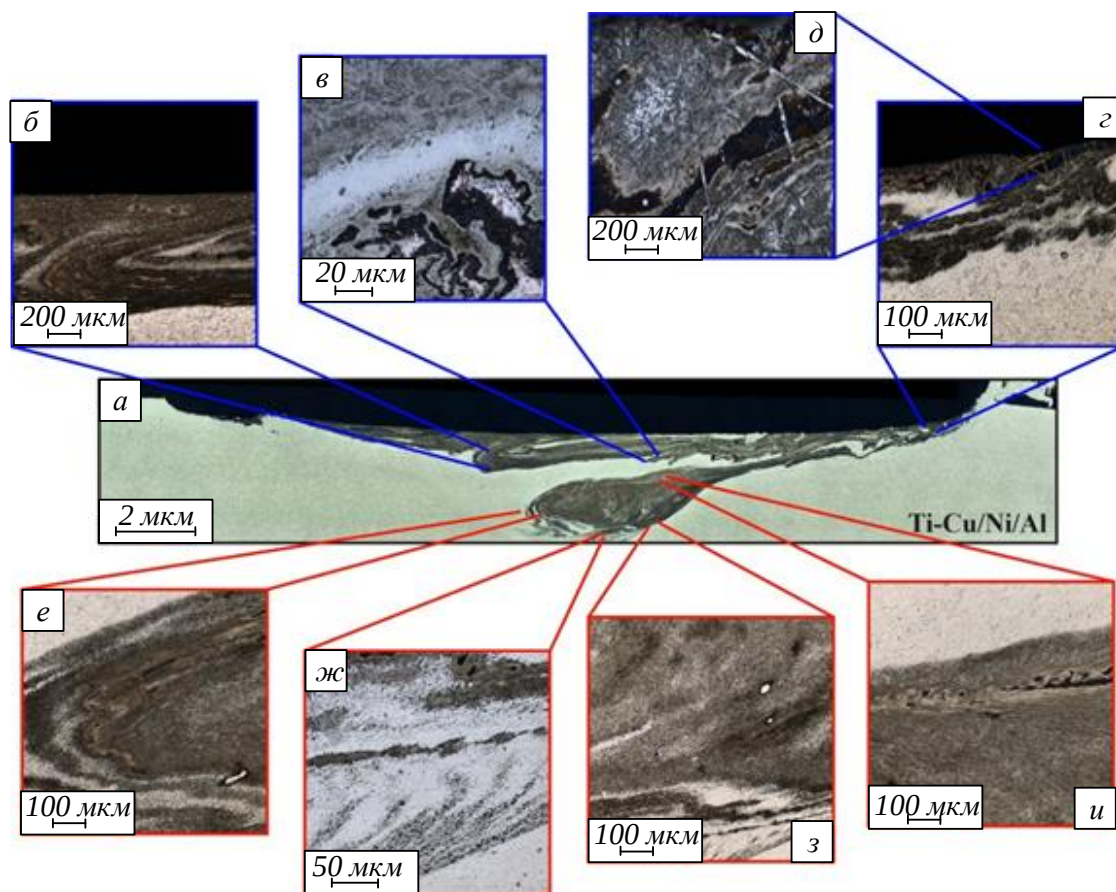


Рис. 5. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) смеси порошковых частиц никеля, меди и алюминия после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – з – микроструктура в подплечевой области; д – з – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 5. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with adding of 5 % (vol.) by volume mixture of powder particles of nickel, copper and aluminum after 4 tool passes along the processing line:
 а – macrostructure; б – з – microstructure in the sub-shoulder region; д – з – microstructure in the stir zone

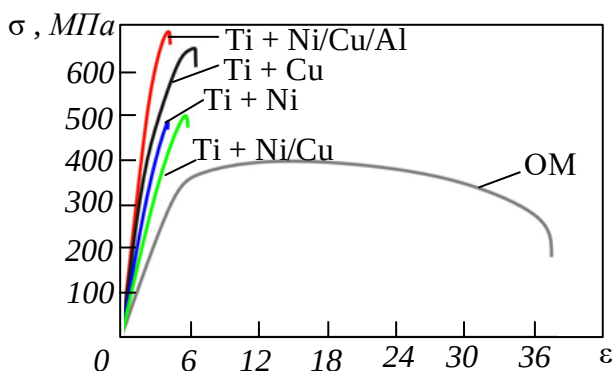


Рис. 6. Диаграммы напряжение – деформация образцов различных по составу композитов после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки

Fig. 6. Stress-strain diagrams of composite specimens of different composites after tool passes along the processing line

основных задач для дальнейшего изучения является увеличение равномерности распределения интерметаллидных фаз и устранение образования дефектов при обработке. Повышение однородности распределения упрочняющих фаз возможно с одной стороны за счет изготовления более оптимального по своей конфигурации ин-

струмента, а с другой стороны посредством проведения большего количества проходов инструментом вдоль линии обработки. В настоящее время можно установить, что для получения однородной структуры зоны перемешивания необходимо проведение порядка шести – восьми проходов инструментом вдоль линии обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM; <https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
2. 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. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)
3. Mironov S.Yu. Temperature Distribution within the Friction Stir Welding Tool. *Physical Mesomechanic*. 2023;26(1):33–38.

4. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3(41):45–55.
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://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
6. Mashinini P.M., Dinaharan I., Raja J.D., Hattingh D.G. Materials Characterization Microstructure Evolution and Mechanical Characterization of Friction Stir Welded Titanium Alloy Ti-6Al-4V Using Lanthanated Tungsten Tool. *Materials Characterisation*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2018.03.020>
7. 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;19:955–962.
<http://doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>
8. Du S., Liu H., Gao Y., Hu Y., Zhou L. Effects of Process Parameters on Joint Formation and Tool Wear Behavior in Friction Stir Welded TA5 Alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*. 2022;123:2531–2547.
<http://doi.org/10.1007/s00170-022-10366-1>
9. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J. Tschiptschin, A.P. Ni-Based Mar-M247 Superalloy as a Friction Stir Processing Tool. *Journal of Materials Technologies*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2018.07.034>
10. 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://doi.org/10.3390/met10060772>
11. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti-6Al-4V. *Wear*. 2013;302(1–2):1327–1333.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.025>
12. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti-6Al-4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6(11):275.
<https://doi.org/10.3390/met6110275>
13. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. DuStir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
14. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti-6Al-4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
15. Du S., Liu H., Jiang M., 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>
16. 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.
17. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A Proposed Diffusion-Controlled Wear Mechanism of Alloy Steel Friction Stir Welding (FSW) Tools Used on an Aluminum Alloy. *Wear*. 2014;318(1–2):130–134.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
18. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Savchenko N., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. In Situ Intermetallics-Reinforced Composite Prepared Using Multi-Pass Friction Stir Processing of Copper Powder on a Ti6Al4V Alloy. *Materials*. 2022;15(7):2428. EDN: KFFTDE;
<https://doi.org/10.3390/ma15072428>
19. Mahmoud, E.R.I.; Al-qozaim, A.M.A. Fabrication of In-Situ Al-Cu Intermetallics on Aluminum Surface by Friction Stir Processing. *Arabian journal of Science and Engineering*. 2016;41:1757–1769.
<http://doi.org/10.1007/s13369-015-1889-1>
20. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>

REFERENCES

1. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM;
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
2. Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. exploring the environmental and health benefits of fric-

- tion stir welding over conventional welding methods. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):83–88.
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)
3. Mironov S.Yu. Temperature Distribution within the Friction Stir Welding Tool. *Physical Measurings*. 2023;26(1):33–38.
 4. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3(41):45–55.
 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 Measurings*. 2022;25(6):479–491.
<http://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
 6. Mashinini P.M., Dinaharan I., Raja J.D., Hattingh D.G. Materials Characterization Microstructure Evolution and Mechanical Characterization of Friction Stir Welded Titanium Alloy Ti–6Al–4V Using Lanthanated Tungsten Tool. *Materials Characterisation*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2018.03.020>
 7. 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;19:955–962.
<http://doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>
 8. Du S., Liu H., Gao Y., Hu Y., Zhou L. Effects of Process Parameters on Joint Formation and Tool Wear Behavior in Friction Stir Welded TA5 Alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*. 2022;123:2531–2547.
<http://doi.org/10.1007/s00170-022-10366-1>
 9. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J. Tschiptschin, A.P. Ni-Based Mar-M247 Superalloy as a Friction Stir Processing Tool. *Journal of Materials Technologies*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2018.07.034>
 10. 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://doi.org/10.3390/met10060772>
 11. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti–6Al–4V. *Wear*. 2013;302(1–2):1327–1333.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.025>
 12. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti–6Al–4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6(11):275.
<https://doi.org/10.3390/met6110275>
 13. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. DuStir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
 14. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti–6Al–4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
 15. Du S., Liu H., Jiang M., 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>
 16. 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.
 17. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A Proposed Diffusion-Controlled Wear Mechanism of Alloy Steel Friction Stir Welding (FSW) Tools Used on an Aluminum Alloy. *Wear*. 2014;318(1–2):130–134.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
 18. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Savchenko N., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. In Situ Intermetallics-Reinforced Composite Prepared Using Multi-Pass Friction Stir Processing of Copper Powder on a Ti6Al4V Alloy. *Materials*. 2022;15(7):2428. EDN: KFFTDE;
<https://doi.org/10.3390/ma15072428>
 19. Mahmoud, E.R.I.; Al-qozaim, A.M.A. Fabrication of In-Situ Al–Cu Intermetallics on Aluminum Surface by Friction Stir Processing. *Arabian journal of Science and Engineering*. 2016;41:1757–1769.
<http://doi.org/10.1007/s13369-015-1889-1>
 20. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>

Сведения об авторах:

Анастасия Владимировна Гусарова, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии

в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: gusarovaa@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-4208-7584

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 Олегович Панфилов, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

Евгений Олегович Княжев, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: clothoid@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0002-1984-9720

Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

Information about the authors:

Anastasia V. Gusarova, Junior Researcher of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: gusarovaa@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-4208-7584

Andrey V. Chumaevskii, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher 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 O. Panfilov, 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: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

Evgeny O. Knyazhev, 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: clothoid@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0002-1984-9720

Evgeny A. Kolubaev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.12.2023

После доработки 06.12.2023

Принята к публикации 10.12.2023

Received 01.12.2023

Revised 06.12.2023

Accepted 10.12.2023