

УДК 669.017:669.3 + 621.721.1

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-6-66-83>

Научная статья

Research article



Восстановление стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок из хромоциркониевой бронзы методом многопроходной сварки трением с перемешиванием

А.В. Макаров¹, Н.В. Лежнин¹, А.Б. Котельников², А.А. Вопнерук², Ю.С. Коробов^{1,3}, А.И. Валиуллин¹, Е.Г. Волкова¹

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН
Россия, 620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

² ЗАО «НПП «Машпром»
Россия, 620143, г. Екатеринбург, ул. Краснознамённая, 5

³ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
Россия, 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19

✉ Алексей Викторович Макаров (av-mak@yandex.ru)

Аннотация: Разработана и практически реализована инновационная технология восстановительного ремонта и производства новых стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) с износостойкими композиционными покрытиями, значительно (до 20 раз) превосходящих ресурс импортных стенок с гальваническими покрытиями. Однако нерешенной остается актуальная задача восстановления медных стенок (плит) кристаллизаторов после достижения ими минимально допустимой толщины. Целью работы являлось исследование возможности восстановления плиты из дисперсионно-твердеющей хромоциркониевой бронзы марки БрХЦр этим же материалом с использованием сварки трением с перемешиванием (СТП), изучение структуры, качества и твердости сварного соединения, а также влияния на его структуру и твердость термической обработки (закалки и старения). С применением многопроходной плоскостной СТП вращающимся инструментом из жаропрочного сплава при наложении (частичном перекрытии) последовательных дорожек получено сварное соединение толщиной ~5 мм без критичных дефектов сплошности (трещин, пор). В восстановленном способом СТП слое бронзы обнаружено разупрочнение до 85–105 HV1 по сравнению с исходной твердостью бронзы в закаленном и состаренном состоянии плиты, бывшей в эксплуатации (116–126 HV1). Это связано с рекристаллизацией и перестариванием (укрупнением частиц хрома) в Cr–Zr-бронзе в результате нагрева ядра сварки (зоны перемешивания) до температур 600–700 °С. Отмеченное разупрочнение при СТП может быть эффективно устранено термической обработкой (закалкой с последующим старением), приводящей к повышению твердости до 120–150 HV1. Восстановление медных плит до первоначальной толщины прогрессивным экологичным методом СТП с последующим нанесением износостойких композиционных покрытий открывает перспективы практически бесконечного цикла эксплуатации кристаллизаторов и исключения потребности России в их импорте.

Ключевые слова: плита кристаллизатора, восстановительный ремонт, бронза, сварка трением с перемешиванием (СТП), твердость, структура, закалка, старение.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Структура», № 122021000033-2) и комплексного проекта «Разработка новых материалов и технологий для формирования покрытий, стойких в условиях абразивного и коррозионного изнашивания» УМНОЦ мирового уровня «Передовые производственные технологии и материалы». Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Для цитирования: Макаров А.В., Лежнин Н.В., Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Коробов Ю.С., Валиуллин А.И., Волкова Е.Г. Восстановление стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок из хромоциркониевой бронзы методом многопроходной сварки трением с перемешиванием. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(6):66–83. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-6-66-83>

Restoration of continuous casting machine mold copper plates made of Cr–Zr bronze using multi-pass friction stir lap welding

A.V. Makarov¹, N.V. Lezhnin¹, A.B. Kotelnikov², A.A. Vopneruk², Yu.S. Korobov^{1,3},
A.I. Valiullin¹, E.G. Volkova¹

¹ M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences
18 S. Kovalevskaya Str., Yekaterinburg 620108, Russia

² R&D Enterprise “Mashprom”
5 Krasnoznamennaya Str., Yekaterinburg 620143, Russia

³ Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin
19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russia

✉ Alexey V. Makarov (av-mak@yandex.ru)

Abstract: An innovative technology has been developed and implemented for the restoration and manufacturing of new mold copper plates for continuous casting machines (CCMs) using wear-resistant composite coatings. These copper plates significantly surpass the service life of imported copper plates featuring galvanic coatings, sometimes by up to 20 times. However, the pressing challenge of restoring the copper plates of molds once they have reached the minimum permissible thickness remains unresolved. This study aimed to explore the feasibility of restoring a plate composed of precipitation-hardening Cr–Zr bronze with the same material by employing friction stir lap welding (FSLW). The objectives were to examine the structure, quality, and hardness of the welded joint, alongside investigating the impact of heat treatment (quenching and aging). By utilizing multi-pass FSLW method with a rotating tool crafted from a heat-resistant alloy and overlapping (partially overlapping) successive passes, a welded joint with a thickness of ~5 mm was achieved, devoid of critical continuity flaws (cracks or voids). Within the bronze layer restored through FSW, a softening effect ranging from 85–105 HV1 was observed compared to the initial hardness of the bronze in its hardened and aged state while in service (116–126 HV1). This is attributed to recrystallization and overaging, specifically the coarsening of chromium particles within the Cr–Zr bronze due to the heating of the weld nugget (stir zone) to 600–700 °C. The observed softening effect during FSW can be effectively rectified through heat treatment involving dissolution of the hardening phases followed by aging, resulting in a hardness increase to approximately 120–150 HV1. The process of restoring copper plates to their original thickness via the progressive and environmentally friendly FSW method, followed by the subsequent application of wear-resistant composite coatings, presents the opportunity for an almost infinite operational cycle of molds. This advancement could potentially eradicate the necessity for Russia to rely on importing such molds copper plates.

Keywords: mold copper plate, restoration, bronze, friction stir lap welding (FSLW), hardness, structure, hardening, aging.

Acknowledgments: This research received support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Research topic “Structure” No. 122021000033-2) and from the integrated project titled “Development of new materials and technologies for the formation of coatings resistant to abrasive and corrosive wear” (Ural Interregional Research and Education Center for Advanced Production Technologies and Materials). The work used equipment from the Shared Use Center “Testing Center for Nanotechnologies and Advanced Materials” (Institute of Physics and Mathematics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences).

For citation: Makarov A.V., Lezhnin N.V., Kotelnikov A.B., Vopneruk A.A., Korobov Yu.S., Valiullin A.I., Volkova E.G. Restoration of continuous casting machine mold copper plates made of Cr–Zr bronze using multi-pass friction stir lap welding. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(6):66–83. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-6-66-83>

Введение

Машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) (рис. 1, а) обеспечивают более 96 % мирового объема производства стали [1]. Основным технологическим узлом МНЛЗ является кристаллизатор, критичным расходным компонентом которого являются водоохлаждаемые стенки (плиты) из медных сплавов (рис. 1, б). Для уменьшения их износа при эксплуатации вследствие трения корочкой затвердевающей заготовки, теплового воздействия жидкого и затвердевающего металла, а также коррозийного износа стенок в нижней части кри-

сталлизатора [2] на рабочую поверхность стенок наносят защитные покрытия. Доля импортозависимости в применении стенок с защитным гальваническим покрытием на российских металлургических комбинатах, например в 2012 г., составляла 97 %. Это критично для национальной безопасности страны. Уход с российского рынка зарубежных производителей и поставщиков плит представляет реальную опасность для отечественной сталелитейной промышленности. В период с 1960–1970-х до 2000-х годов за счет совершенствования состава

гальванических покрытий средняя стойкость стенок возросла со 100 до 1000 плавов [1].

Однако применяемые в качестве защитных импортные гальванические покрытия обладают серьезными недостатками: низкой стойкостью из-за значительного износа (рис. 2, а) и появлением тепловых трещин в покрытии (рис. 2, б), а также высокой стоимостью и плохой экологичностью метода гальванизации.

В России объединенными усилиями специалистов ЗАО «НПП «Машпром», ИФМ УрО РАН, ИМАШ УрО РАН, УрФУ и некоторых металлургических предприятий разработана и практически применена инновационная технология восстановительного ремонта и производства новых стенок кристаллизаторов МНЛЗ с износостойкими композиционными покрытиями [1; 3] (рис. 3).

При создании новой отечественной технологии решен комплекс важных задач:

— разработаны металлокерамические порошковые смеси для износостойких покрытий на ос-

нове порошков системы легирования Ni—Cr с введением в состав карбидных (WC , Cr_3C_2 , SiC , TiC), боридных (CrB_2 , TiB_2) и металлических (Cr , Mo) соединений и создана уникальная технология роботизированного сверхзвукового газозвездного напыления покрытий [1; 4];

— научно обоснована наибольшая эффективность применения композиционных покрытий с крупными упрочняющими фазами [5];

— создана технология термической обработки, обеспечивающая упрочнение медного сплава и повышение тепло- и износостойкости покрытия в результате реализации нового научного эффекта формирования при отжиге износостойкого каркаса из крупных карбидных и боридных частиц [6–9].

В ходе промышленных испытаний на металлургических предприятиях России (ПАО «ММК», АО «ЕВРАЗ НТМК», ПАО «Северсталь», ПАО «НЛМК», АО «ОМК-Сталь» и др.) установлено увеличение стойкости инновационных сте-

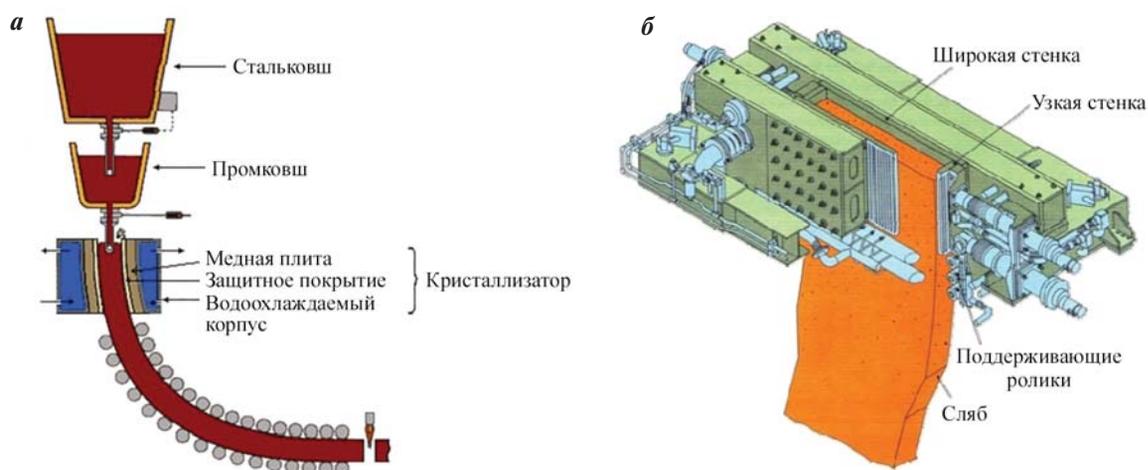


Рис. 1. Схема машины непрерывного литья заготовок (а) и конструкция кристаллизатора слябовой МНЛЗ (б)

Fig. 1. Schematic view of the slab continuous casting machine (CCM) (a) and mold design for the slab CCM (b)



Рис. 2. Дефекты гальванических покрытий: износ (а) и тепловые трещины (б)

Fig. 2. Electroplated coatings defects: wear (a) and heat cracks (b)

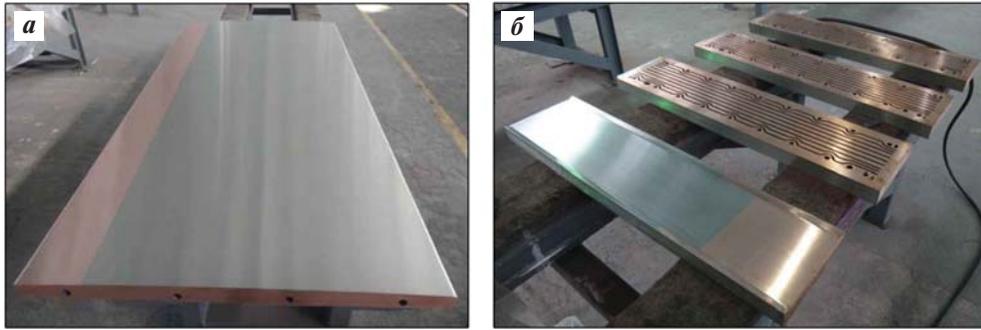


Рис. 3. Широкая (а) и узкие (б) стенки кристаллизатора слябовой МНЛЗ

Fig. 3. Slab CCM mold plates: wide (a) and narrow (b)

нок от 4 до 20 раз по сравнению с импортными аналогами с гальваническими покрытиями при одновременном повышении качества получаемых заготовок. Стойкость композиционных покрытий против изнашивания достигает 700 тыс. т разливаемой стали на одном межремонтном цикле. Реализованное в производственном комплексе НПП «Машпром» (г. Н. Тагил) производство кристаллизаторов [1] существенно превосходит гальваническое производство зарубежных компаний по экологичности, энерго- и ресурсоэффективности. Разработка полностью соответствует требованиям плана мероприятий Минпромторга России по импортозамещению в тяжелом машиностроении. В результате успешного применения технологии на основных металлургических предприятиях России доля зарубежных слябовых кристаллизаторов на отечественных металлургических комбинатах снижена до 40 % по состоянию на конец 2022 г.

Однако нерешенной остается актуальная задача восстановления медных стенок кристаллизаторов после достижения ими минимально допустимой толщины. Под износ и ремонты медной плиты закладываются 10–15 мм (рис. 4), после чего дорогостоящая плита с каналами охлаждения списывается в лом, поскольку уже не соответствует необходимым требованиям по механическим характеристикам.

Восстановление медных плит кристаллизаторов МНЛЗ в настоящее время осуществляется дуговой наплавкой неплавящимся электродом в инертных газах (рис. 5). Процесс показал низкую технологичность применительно к данному изделию из-за металлургических особенностей сварки этого материала. Медь и ее сплавы отличаются высокие теплопроводность, теплоемкость, коэффициент термического расширения, склонность к образованию горячих трещин и пор. При

этом в интервале $t = 250+550$ °С у меди наблюдается провал прочности и пластичности [10]. Эти особенности обуславливают необходимость предварительного подогрева массивной плиты при дуговой наплавке, причем в достаточно узком интервале температур — порядка 350 ± 10 °С. В случае его превышения возрастает вероятность образования трещин, а при меньшем значении температуры подогрева — вероятность образования пор, оксидных включений и несплавлений. При дуговой наплавке массивной плиты сложно выдержать температуру в данном интервале, что приводит к кратному росту трудоемкости в сравнении с расчетом по объему наплавленного металла из-за необходимости постоянного подогрева плиты и трудозатрат на исправление брака, а также к нестабильному качеству наплавленного металла. Кроме того, такая технология вредна для экологии и здоровья сварщика. Поэтому представленные на рис. 5 данные не могут рассматриваться в качестве восстано-

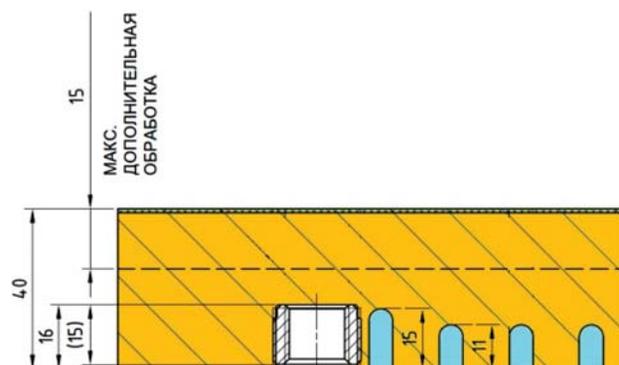


Рис. 4. Конструкция медной плиты кристаллизатора МНЛЗ

Размеры указаны в мм

Fig. 4. Schematic diagram of the copper CCM mold plate
Dimensions in mm



Рис. 5. Плита кристаллизатора

а – типичное повреждение,
б – процесс наплавки поврежденного участка
 дуговой сваркой неплавящимся электродом,
в – наплавленный слой на изношенной
 поверхности

Fig. 5. The mold plate

a – typical damage,
b – plate deposition via TIG welding,
c – deposited layer on the worn surface

вительной технологии значительных по размерам участков поверхности плит и тем более полноразмерных плит.

Применение для указанных целей таких специальных методов сварки в твердом состоянии, как диффузионная сварка [11], сварка взрывом [12] и ультразвуковая сварка [13], также не представляется возможным. Использованию для восстановления медных плит современных лазерных технологий препятствует высокая отражательная способность меди (95 %) и сплава Cu–Cr–Zr (90 %) при облучении оптоволоконными и другими твердотельными лазерами с длиной волны $\lambda = 1064$ нм, которыми укомплектовано большинство комплексов для лазерной наплавки и аддитивного производства [14; 15]. Поглощательная способность меди и хромоциркониевой бронзы резко возрастает только для ультракоротких (менее 550 нм) длин волн электромагнитного излучения, однако зеленые ($\lambda = 510\div 532$ нм) и синие ($\lambda = 360\div 480$ нм) лазеры еще не получили развития в качестве мощных технологических лазерных установок. Поэтому для решения обозначенных проблем наиболее перспективной представляется разработка технологии восстановления медных плит кристаллизаторов МНЛЗ прогрессивным экологичным методом сварки трением с перемешиванием (СТП).

Предложенная в Советском Союзе [16] и запатентованная в современном виде Британским

институтом сварки в 1991 г. [17] технология СТП реализует соединение материалов в твердом состоянии при их перемешивании вращающимся инструментом. При СТП происходит перевод материала в пластическое состояние (без расплавления) за счет фрикционного нагрева и формирование сварного шва за счет механического перемешивания металла заготовок [18–20]. Так как процесс сварки протекает при относительно низких температурах, это позволяет избежать характерных для традиционной сварки плавлением проблем, вызванных перегревом и дефектами кристаллизации (пористость, литая структура, кристаллизационные трещины).

С начала 2000-х годов активно проводятся исследования СТП и обработки трением с перемешиванием (ОТП) чистой меди [21–23] и никель-алюминиевой бронзы [24; 25]. Большое количество работ посвящено получению разнородных сварных соединений с медными сплавами [26; 27] и меди или бронзы с другими металлами [28–31]. Рассмотрены закономерности формирования структуры при СТП меди [21]. Изучены фазовые превращения и различные свойства поверхностно-модифицированных ОТП литых никель-алюминиевых бронз, включая коррозионную и кавитационную стойкость, сопротивление усталости [18; 32–34]. Проведены отдельные исследования особенностей СТП Cu–Cr–Zr-сплавов [35; 36].

В работе [37] рассмотрены возможности вос-

становления методом СТП плит кристаллизаторов МНЛЗ из сплава Cu–Ag. Показана возможность соединения с использованием СТП пластин чистой меди М0 толщиной 16–22 мм с пластинами меди толщиной 2,5–5,0 мм [38]. Изучены особенности применения метода СТП для соединения фрагмента плиты кристаллизатора из Cr–Zr-бронзы с пластиной толщиной 5 мм из меди марки М1 [39]. Однако в исследованиях [37; 39] сварка проводилась отдельными дорожками.

Восстановление же значительных участков плиты требует проведения многопроходной обработки СТП с последовательным перекрытием дорожек (швов) в условиях термомеханического воздействия на металл при наложении швов. Кроме того, полноценное восстановление плиты из Cr–Zr-бронзы достигается при использовании в качестве присадочного материала не чистой меди, а этой же бронзы. В работе [38] при определенном режиме СТП получили практически равнопрочное (по сравнению с медной основой) сварное соединение меди. При восстановлении Cr–Zr-бронзы пластиной из чистой меди в зоне сварки отмечен рост микротвердости до 150–190 HV1 по сравнению с твердостью 110–130 HV1 исходной крупнокристаллической бронзы, что объяснялось формированием в результате СТП ультрадисперсной (0,5–1,0 мкм) структуры и дисперсионным упрочнением сплава наноразмерными частицами хрома и интерметаллида Cu₅Zr [39].

Высокая температура в зоне перемешивания при СТП толстой пластины из сплава Cu–Cr–Zr, напротив, привела к росту зерна, укрупнению и растворению упрочняющих фаз, что отрицательно сказалось на механических и физических свойствах материала [40]. На структуру и прочностные свойства Cr–Zr-бронзы могут в сильной степени оказывать влияние как термомеханическое воздействие при многопроходной СТП, так и операции последующей термической обработки (закалка и старение), применяемые для дисперсионно-твердеющих сплавов.

Цель настоящей работы — исследовать возможности восстановления плиты из дисперсионно-твердеющей Cr–Zr-бронзы марки БрХЦр этим же материалом с использованием метода многопроходной плоскостной СТП при наложении (частичном перекрытии) последовательных дорожек, изучить структуру, качество (сплошность) и твердость сварного соединения, а также влияние термической обработки (закалки и старения) на его структуру и твердость.

Материал и методы исследования

Материалом основы являлась плита (стенка) кристаллизатора МНЛЗ толщиной 38 мм из дисперсионно-твердеющей хромоциркониевой бронзы марки БрХЦр после закалки, старения и последующей эксплуатации. В качестве присадочного материала использовали пластину толщиной 5 мм из бронзы такого же химического состава, мас. %: 98,82–99,57 Cu; 0,80 Cr; 0,13 Zr; <0,03 Ni; <0,01 As; <0,003 Pb; <0,01 Zn; <0,002 Bi; <0,01 Sn; <0,1 примеси. В отличие от сплавов с твердорастворным упрочнением, которые имеют пониженную теплопроводность из-за растворенных легирующих элементов, сплав Cu–Cr–Zr с дисперсионным упрочнением сочетает одновременно высокие прочность и теплопроводность [41]. Чрезвычайно низкая растворимость хрома и циркония в меди при температуре ниже 600 °С позволяет получать матрицу сплава из практически чистой меди с высокой теплопроводностью, а высокодисперсные частицы упрочняющих фаз хрома и интерметаллида Cu₅Zr придают термически состаренному сплаву повышенные прочность и теплостойкость. При этом хром способствует дисперсионному упрочнению, а цирконий повышает температуру рекристаллизации, обеспечивая хорошую жаропрочность.

Для соединения пластин «внахлест» в ИФМ УрО РАН применяли порталную сварочную установку (рис. 6, а). Закрепление заготовки на сварочном столе осуществляли с помощью оснастки, показанной на рис. 6, б. Использовали сварочный инструмент из жаропрочного сплава ЖС6К с коническим наконечником длиной 6 мм и диаметром 8 мм у основания и 6 мм у вершины (рис. 7, а). Согласно представленной на рис. 7, б принципиальной схеме плоскостной СТП вращающийся сварочный инструмент, наклоненный под углом $\alpha = 3^\circ$ против направления сварки, погружали в присадочную пластину, создавая зону сверхпластичности. Нагрев зоны сварки происходил в результате трения вращающихся наконечника и заплечика инструмента, а также интенсивной пластической деформации металла пластины. Нагрев пластифицировал материал вокруг наконечника и в результате вращения по мере поступательного перемещения инструмента происходили перемешивание материала и его механический перенос от передней к задней кромке инструмента для заполнения шва. Заплечик инструмента оказывал давление на поверхность пластины и таким образом удерживал вблизи нее поток пластифицированно-



Рис. 6. Установка для СТП: общий вид (а) и оснастка для закрепления восстанавливаемой плиты и присадочного материала на сварочном столе (б)

Fig. 6. FSW machine: general view (a) and equipment for securing restorable plate and filler material on the welding table (b)

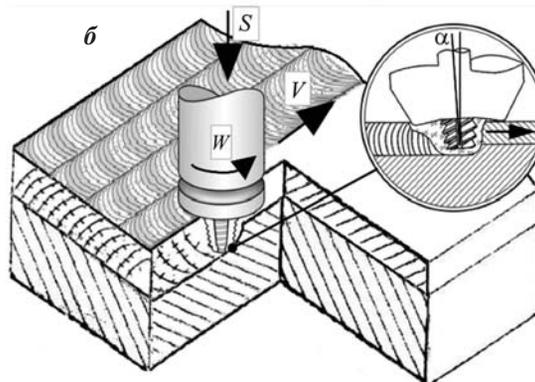


Рис. 7. Внешний вид сварочного инструмента из жаропрочного сплава (а) и схема процесса плоскостной СТП (б)
 S – нагрузка; W – скорость вращения инструмента, об/мин; V – скорость сварки, мм/мин; α – угол наклона, град

Fig. 7. Heat-resistant stir tool (a) and schematic drawing of multi-pass FSLW (b)

S – load, W – tool rotational speed, V – longitudinal welding velocity, α – tilt angle

го металла. В результате формировалось сварное соединение без расплавления материала.

Многопроходную плоскостную сварку выполняли серией последовательных проходов с шагом между осями швов 6 мм, что составляет 0,86 от среднего диаметра конического наконечника инструмента, равного 7 мм. Режим сварки: нагрузка $S = 1400\text{--}1600$ кгс, скорость вращения шпинделя (инструмента) $W = 900$ об/мин, скорость сварки $V = 30$ мм/мин (см. рис. 7, б). Во время сварки охлаждение деталей проводилось путем обдува струей воздуха. Температуру на периферии заплечика инструмента измеряли при помощи бесконтактного лазерного пирометра DGE 10NV («DIAS_Pygospot», Германия). После СТП осуществляли термическую обработку: закалку от $1050\text{ }^\circ\text{C}$ (выдержка $\tau = 1$ ч в откачанной ампуле) в

воде и старение при $t = 450\text{ }^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ ч, охлаждение на воздухе).

Макроструктуру образцов исследовали методом оптической микроскопии после травления в 50 %-ном водном растворе азотной кислоты на поперечных металлографических шлифах в сечениях, перпендикулярных проходам сварочного инструмента. Тонкую структуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием тонких фольг. Для определения твердости при нагрузке на индентор Виккерса 1 кгс применяли автоматизированный твердомер Qness 10A+ («Qness», Австрия). Получали 2D-карты и 3D-профили распределения твердости, а также кривые распределения твердости по глубине сварного соединения (по 10 измерениям на каждой глубине).

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 8, *а* представлен общий вид поверхности пластины, восстановленной многопроходной плоскостной СТП и состоящей из наложения дорожек от отдельных проходов сварочного инструмента. Исследование макроструктуры сварного соединения на поперечном шлифе (поперек проходов) показало (рис. 8, *б*), что структура бывшей в эксплуатации бронзовой плиты состоит из крупных рекристаллизованных зерен, достигающих размеров 5–20 мм.

Как продемонстрировано в работе [39], сканирующая электронная микроскопия выявляет в зернах металлической матрицы округлые части-

цы чистого хрома с ОЦК-решеткой [42] размером 1–5 мкм, а также стержнеобразные частицы величиной до 1 мкм, представляющие собой Cu_2Zr со сложной гранцентрированной кубической решеткой типа Ve_3Au [43]. Округлые частицы хрома размером до 5 мкм в структуре плиты хорошо выявляются и оптической микроскопией (рис. 9, *а*). Их наличие в структуре исходной плиты после закалки, старения и длительной эксплуатации обусловлено тем, что растворимость хрома в меди даже при $t = 1050^\circ\text{C}$ не превышает 0,6 мас.% [41].

По данным просвечивающей электронной микроскопии в зернах меди присутствует также некоторое количество дислокаций (рис. 10). Однако повышенная твердость восстанавливаемой плиты кристаллизатора МНЛЗ, которая составляет 116–

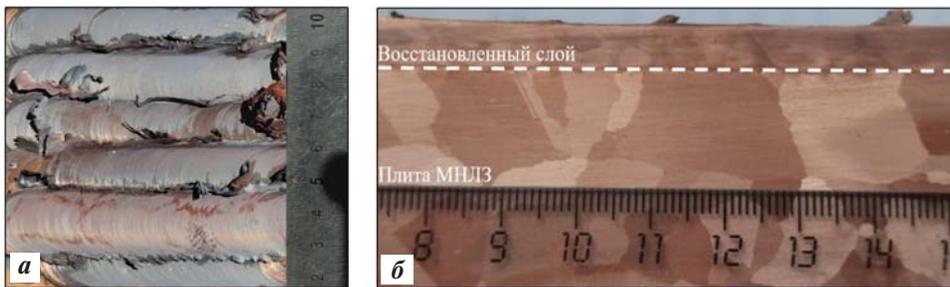


Рис. 8. Вид восстановленного СТП-слоя (*а*) и макроструктура восстановленного слоя и подложки в поперечном сечении (*б*)

Fig. 8. Appearance of the FSW restored layer (*a*) and macrostructure of the restored layer and substrate in a transverse cross-section (*b*)

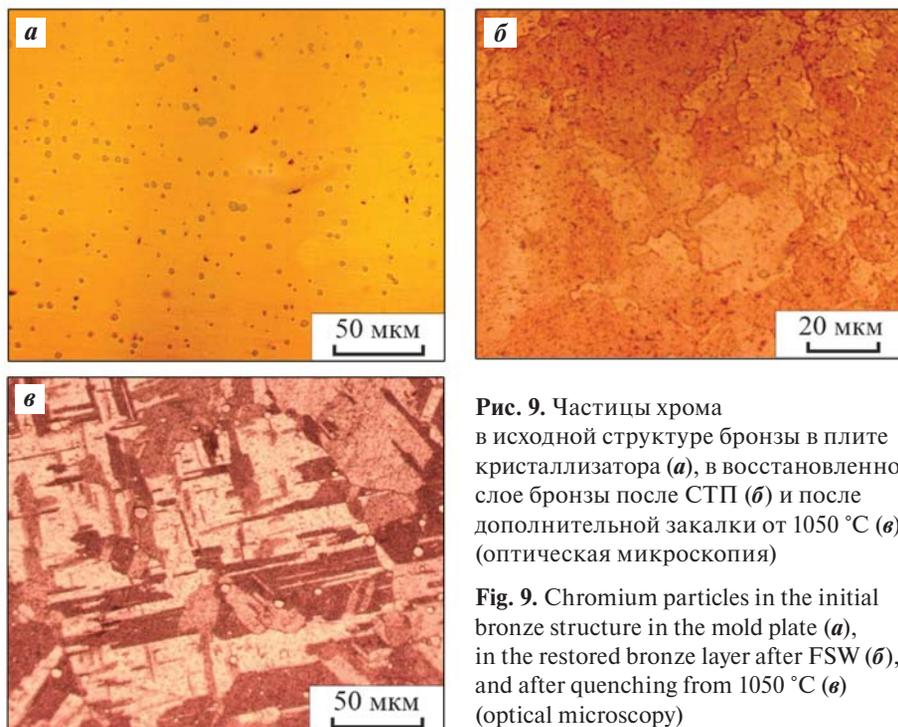


Рис. 9. Частицы хрома в исходной структуре бронзы в плите кристаллизатора (*а*), в восстановленном слое бронзы после СТП (*б*) и после дополнительной закалки от 1050°C (*в*) (оптическая микроскопия)

Fig. 9. Chromium particles in the initial bronze structure in the mold plate (*a*), in the restored bronze layer after FSW (*b*), and after quenching from 1050°C (*c*) (optical microscopy)

126 HV1 (рис. 11 и 12, кр. I), связана не столько с рассмотренными структурными особенностями, сколько, в первую очередь, с наличием в состаренной бронзе предвыделений, зон Гинье—Престона и нанодисперсных частиц хрома, когерентно связанных с матрицей и создающих в ней поля упругих напряжений [44–46].

Рис. 8, б показывает также, что многопроходная плоскостная сварка с шагом в 6 мм формирует на поверхности плиты сплошной нанесенный слой бронзы толщиной ~5 мм, образованный в результате частичного перекрытия сварных соединений. Указанный восстановленный слой имеет относительно однородную макроструктуру. Не выявлено видимых дефектов сплошности в виде разрывов, трещин и пор как по всему сечению сварного соединения, так и по границе плоскостного соединения нанесенного материала с металлом восстанавливаемой плиты.

Полученные на автоматизированном твердомере 2D-карта, 3D-профиль распределения твер-

дости (рис. 11) и график изменения твердости по глубине сварного соединения (рис. 12, кр. I) свидетельствуют о снижении в результате многопроходной СТП твердости нанесенного слоя до 85–105 HV1 по сравнению с исходной твердостью плиты кристаллизатора МНЛЗ (116–126 HV1), а также об отсутствии заметных различий (перепадов) в значениях *HV* в зоне перекрытия соседних проходов. В зоне термомеханического влияния (см. рис. 11, зона II) отмечается незначительный рост твердости по сравнению с ее уровнем у исходного (основного) металла плиты кристаллизатора, обусловленный деформированием тонкого поверхностного слоя плиты вращающимся сварочным инструментом.

Оптическая металлография показывает, что в нанесенном слое бронзы происходит сильное диспергирование структуры с образованием в сварном шве (рис. 13) зон с разной зернистостью — от единиц до десятков микрометров (рис. 14). В верх-

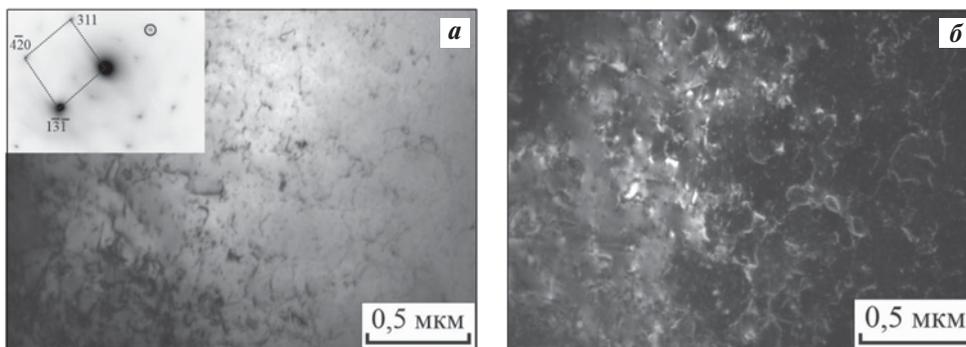


Рис. 10. Исходная структура бронзы из плиты кристаллизатора МНЛЗ (ПЭМ)

а – светлопольное изображение и картина микродифракции, ось зоны [125]; б – темнопольное изображение в рефлексе $\bar{1}31_{Cu}$

Fig. 10. Initial microstructure of the Cr–Zr bronze (TEM)

а – bright-field image and electron-diffraction pattern, zone axis [125]; б – dark-field image in the $\bar{1}31_{Cu}$ reflection

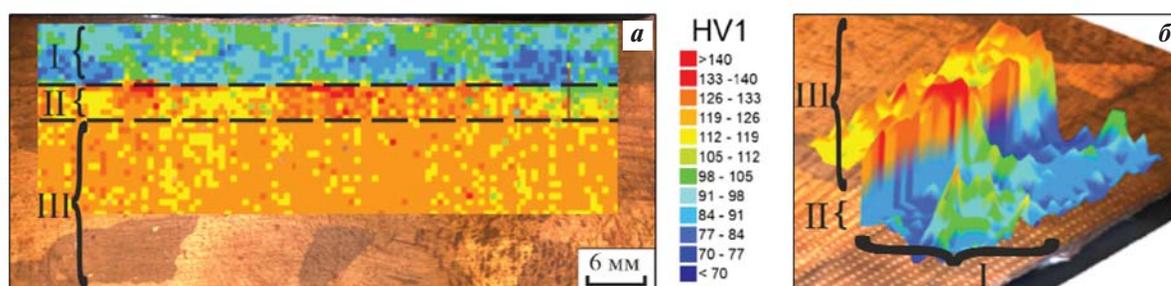


Рис. 11. Распределение твердости по сечению сварного соединения: 2D-карта (а) и 3D-профиль (б)

I – восстановленный способом СТП слой бронзы (зона перемешивания); II – зона термомеханического влияния; III – исходный (основной) металл плиты кристаллизатора

Fig. 11. Hardness distribution of the weld: 2D-map (a) and 3D profile (b)

I – stir zone of the restored layer; II – thermomechanically affected zone; III – initial (base) metal of the mold plate

ней части восстановленного способом СТП слоя (зоны перемешивания) (см. рис. 13) формируется мелкозернистая равноосная рекристаллизованная структура с размером зерна около 5 мкм (см. рис. 14, а). Величина рекристаллизованных зерен в зоне перемешивания преимущественно находится в пределах от 5 до 15 мкм, однако на разной глубине от поверхности наблюдаются участки и полосы шириной до нескольких сотен микрометров с размером зерна до 20–50 мкм (см. рис. 14, б, в).

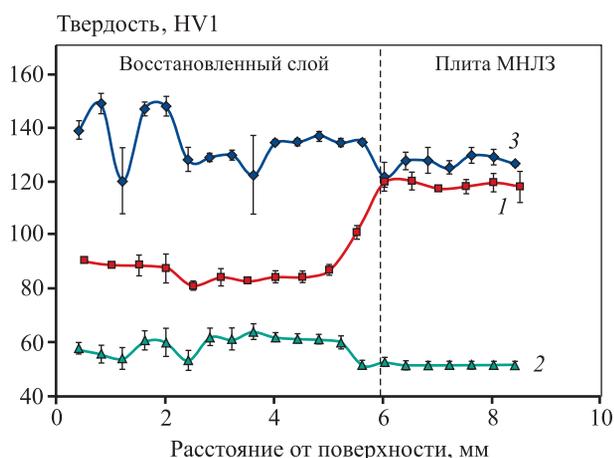


Рис. 12. Распределение твердости в восстановленном слое Cr–Zr-бронзы и плите кристаллизатора МНЛЗ после различных технологических операций

1 – СТП; 2 – СТП + закалка от 1050 °С;
3 – СТП + закалка от 1050 °С + старение при 450 °С

Fig. 12. Hardness distribution in the restored layer and the mold plate after various technological operations

1 – FSW; 2 – FSW + quenching 1050 °С;
3 – FSW + quenching 1050 °С + aging at 450 °С

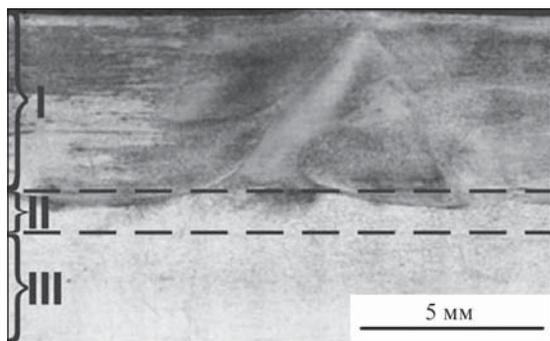


Рис. 13. Общий вид поперечного шлифа сварного соединения хромоциркониевой бронзы

I – восстановленный способом СТП слой (зона перемешивания);
II – зона термомеханического влияния;
III – исходный (основной) металл плиты кристаллизатора

Fig. 13. General view of a transverse section of the weld

I – stir zone of the restored layer; II – thermomechanically affected zone; III – initial (base) metal of the mold plate

В зоне термомеханического влияния (см. рис. 13) наблюдаются участки мелкозернистой структуры и крупные деформированные зерна (см. рис. 14, в), которые постепенно переходят в структуру исходного материала плиты кристаллизатора.

Движение материала вокруг наконечника сварочного инструмента при СТП носит весьма сложный характер — с градиентами степени и скорости деформации и температуры [18; 19]. Соответственно, микроструктура в ядре шва (зоне перемешивания) несет в себе следы различной термомеханической истории разных слоев металла, что приводит к неоднородности структуры. В случае реализации многопроходной СТП (см. рис. 7, б и 8, а) дополнительные термическое и термомеханическое воздействия на структуру металла возникают при наложении (перекрывании) различных зон сварных швов (зон термического и термомеханического влияния, ядра шва). Это является дополнительной причиной наблюдаемой на рис. 13 и 14 неоднородности структуры в восстановленном слое и зоне термомеханического влияния. Важно указать, что разнородность структуры не отразилась на однородности распределения твердости в указанных зонах (см. рис. 11 и 12). Следует также отметить, что зона термического влияния не идентифицируется ни по изменению размера структурных составляющих, ни по изменению твердости материала.

Просвечивающая электронная микроскопия выявляет в зоне перемешивания участки с деформированными зернами, но также фиксируется достаточно много и чистых рекристаллизованных зерен с широкими полосчатыми границами (рис. 15 а, б). Внутри зерен наблюдаются частицы хрома (рис. 15, в), причем их размер может достигать 100 нм. Нагрев до высоких температур и интенсивная пластическая деформация в ходе многопроходной СТП вызывают развитие процессов динамической рекристаллизации позади инструмента и укрупнения частиц упрочняющих фаз (перестаривания). Выше (см. рис. 9, б) показано, что СТП не приводит к полному деформационному растворению крупных (до 5 мкм) частиц хрома, присутствовавших в структуре исходной плиты (см. рис. 9, а). Следовательно, такие относительно крупные частицы хрома не оказывают определяющего влияния на твердость материала.

Таким образом, выраженное снижение твердости в зоне перемешивания от 116–126 HV1 (исходная твердость плиты кристаллизатора МНЛЗ) до 85–105 HV1 (см. рис. 11 и 12), наблюдаемое, несмотря на сильное (на порядки) измельчение зеренной структуры бронзы (см. рис. 8, б и 14), связано с

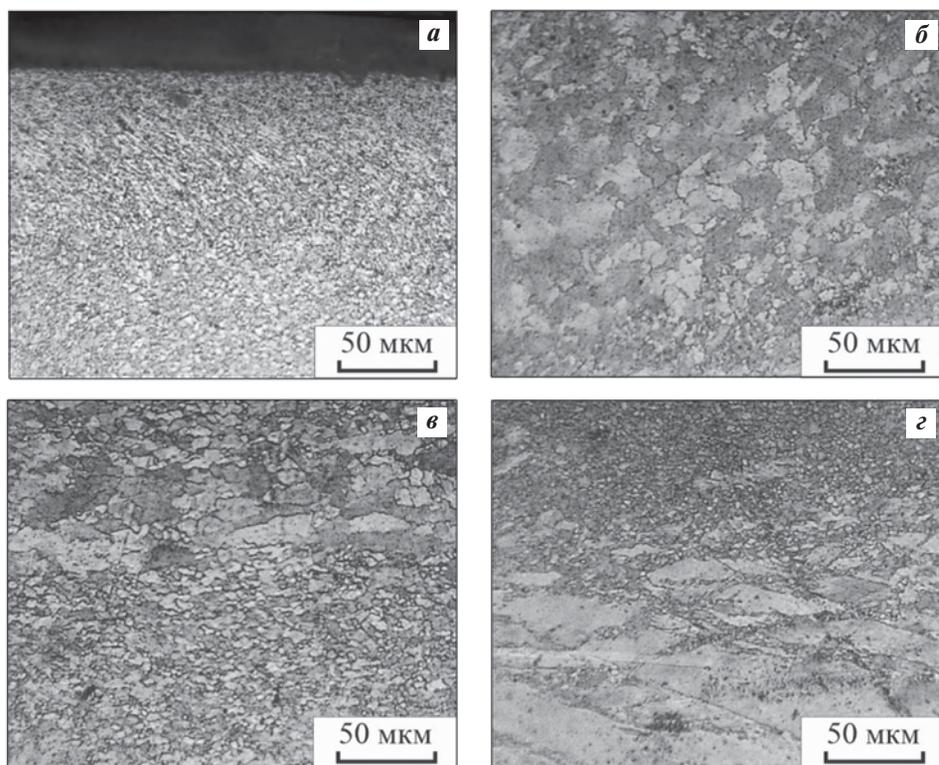


Рис. 14. Структура хромоциркониевой бронзы в восстановленном слое плиты кристаллизатора МНЛЗ после СТП (оптическая микроскопия)

a – вблизи поверхности; *б* – в центральной части восстановленного слоя, *в* – на границе участков с разноразмерной структурой, *г* – в переходной зоне с основным металлом

Fig. 14. Structure of chromium-zirconium bronze in the restored layer of the continuous caster mold plate after FSW (optical microscopy)

a – near the surface; *б* – mid area, *в* – area of variable grain structure, *г* – the transition zone «layer – base metal»

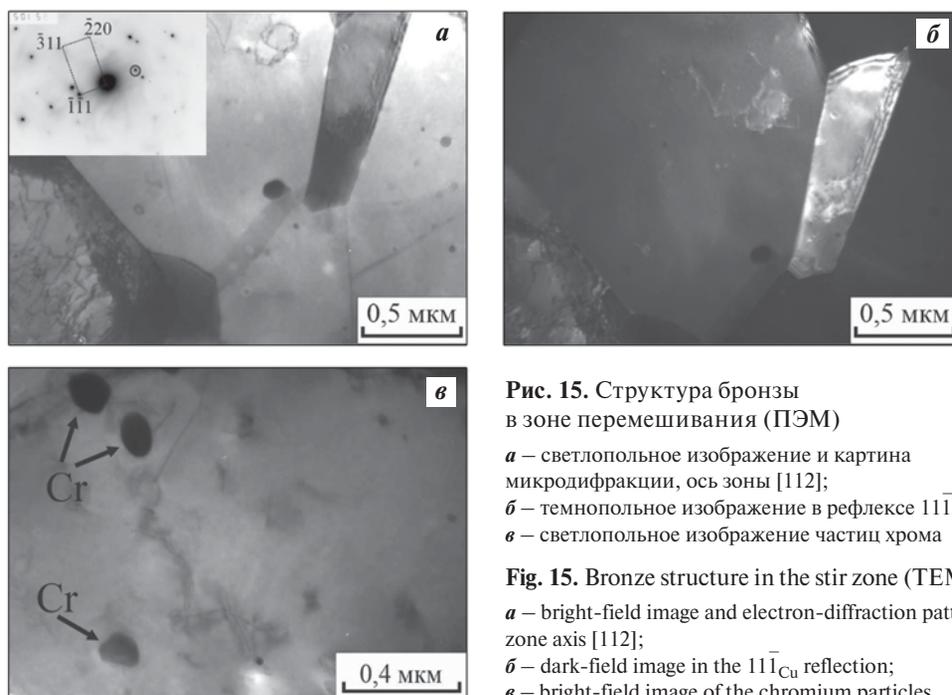


Рис. 15. Структура бронзы в зоне перемешивания (ПЭМ)

a – светлопольное изображение и картина микродифракции, ось зоны [112];
б – темнопольное изображение в рефлексе $1\bar{1}1_{Cu}$;
в – светлопольное изображение частиц хрома

Fig. 15. Bronze structure in the stir zone (TEM)

a – bright-field image and electron-diffraction pattern, zone axis [112];
б – dark-field image in the $1\bar{1}1_{Cu}$ reflection;
в – bright-field image of the chromium particles

процессами рекристаллизации и перестариванием в результате многопроходной СТП. При рассматриваемой СТП хромоциркониевой бронзы температура на периферии заплечика инструмента из жаропрочного сплава ЖС6К, измеренная при помощи бесконтактного лазерного пирометра, зафиксирована на уровне 500–550 °С (рис. 16). По результатам моделирования [40] температура в ядре шва (зоне перемешивания) превышает ее измеренную величину на 100–150 °С и, следовательно, достигает 600–700 °С. Разупрочнению бронзы способствует также длительность нагрева металла в условиях многопроходной обработки. В работе [39] при восстановлении бронзы медью однопроходной СТП инструментом из штамповой стали 4Х5МФС в условиях нагрева зоны перемешивания примерно до 420 °С наблюдалось не разупрочнение, а напротив, упрочнение материала в 1,5–2,0 раза, поскольку меньший нагрев не приводил к развитию процессов перестаривания.

Закалка от 1050 °С приводит к сильному росту многих зерен в слое, восстановленном многопро-

ходной СТП (рис. 17, а, б), в результате развития процессов рекристаллизации при высокотемпературной выдержке под закалку. Росту рекристаллизованного зерна способствует термическое растворение дисперсных упрочняющих фаз (частиц

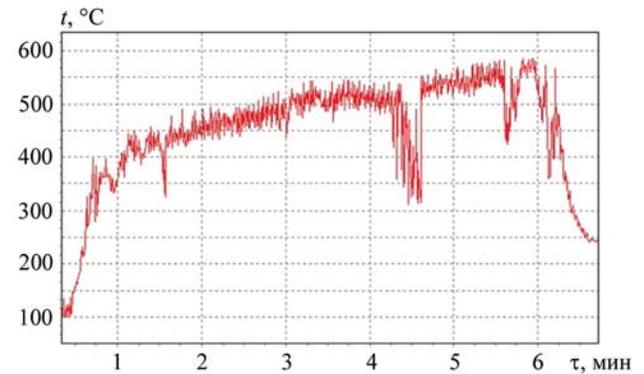


Рис. 16. Изменение температуры на периферии заплечика сварочного инструмента в процессе плоскостной СТП хромоциркониевой бронзы

Fig. 16. Temperature variation at the periphery of the welding tool shoulder during FSW of Cr–Zr bronze

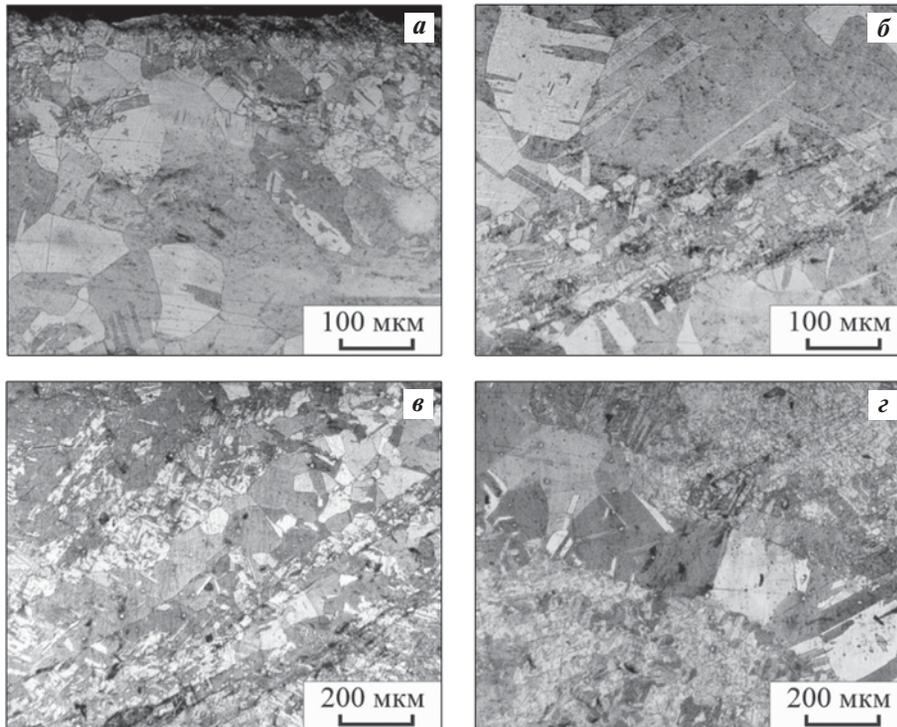


Рис. 17. Структура хромоциркониевой бронзы в восстановленном слое плиты кристаллизатора МНЛЗ после различных термических обработок (оптическая микроскопия)

а, б – СТП + закалка от 1050 °С; в, г – СТП + закалка от 1050 °С + старение при 450 °С
а, в – вблизи поверхности; б, г – в центральной части восстановленного слоя

Fig. 17. Cr–Zr bronze structure in the restored layer after various heat treatments (optical microscopy)

а, б – FSW + quenching from 1050 °С; в, г – FSW + quenching from 1050 °С + aging at 450 °С
а, в – near the surface; б, г – in the mid area of the restored layer

хрома) размером до 100 нм, которые наблюдались после сварки (см. рис. 15, в). В результате в отдельных областях восстановленного слоя происходил рост зерна до нескольких сотен микрометров с образованием двойников отжига (рис. 17, а, б). Наблюдаемое укрупнение зерна и растворение дисперсных упрочняющих частиц хрома приводят к значительному разупрочнению (до 52–62 HV1) как восстановленного слоя с дисперсной структурой, так и крупнозернистого материала плиты (см. рис. 12, кр. 2). Крупные частицы хрома размером до 5 мкм, присутствовавшие в структуре бронзы исходной плиты (см. рис. 9, а) и после обработки СТП (см. рис. 9, б), сохраняются в структуре и после 1-часовой выдержки под закалку при $t = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ (см. рис. 9, в). Как уже отмечалось, это связано с ограниченной растворимостью хрома в меди, которая при указанной температуре закалки не превышает 0,6 мас.% [41].

По данным просвечивающей электронной микроскопии, после закалки в крупных зернах присутствуют небольшое количество дислокаций как внутри зерна, так и в большеугловых границах

(рис. 18, а), а также не растворившиеся дисперсные (до 30 нм) частицы Cr (рис. 18, б) и двойники (рис. 18, в, г). На рис. 18, в, г наблюдается также деформационный контраст в виде «крыльев бабочки» или дуг. Наличие на структурных снимках подобного контраста, а также контраста в виде «кофейных зерен» и «колец» указывает на возникновение в структуре когерентно связанных с матрицей зон Гинье—Престона [44; 45] или формирующихся зародышей частиц хрома, которые создают вокруг себя поле упругих напряжений в матрице [46]. Появление после закалки в воде таких структурных особенностей, характерных для состаренной бронзы [44–46], может быть связано с использованием запаянной ампулы в процессе высокотемпературного нагрева образца, что привело к задержке его охлаждения.

Последующее после закалки старение при $t = 450\text{ }^\circ\text{C}$ вызывает упрочнение закаленного сварного соединения до 120–150 HV1 (см. рис. 12, кр. 3), несмотря на сохранение в структуре восстановленного слоя крупных зерен (см. рис. 17, в, г), сформировавшихся при нагреве под закалку до температу-

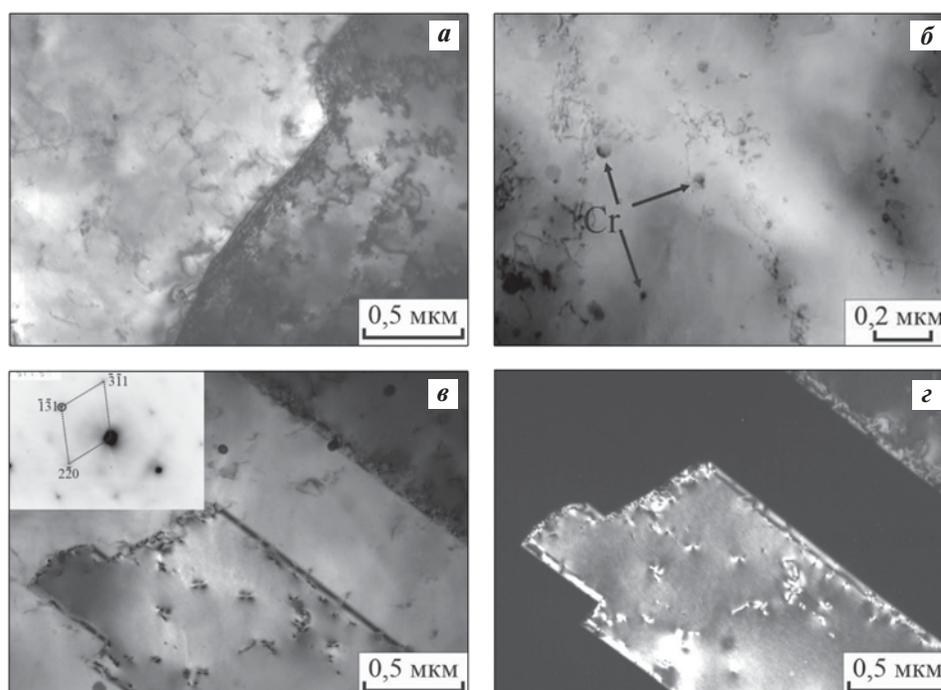


Рис. 18. Структура бронзы в зоне перемешивания СТП на глубине 1 мм (а, б) и 4 мм (в, г) после закалки от $1050\text{ }^\circ\text{C}$ (ПЭМ)

а, б – светлопольные изображения; в – светлопольное изображение и картина микродифракции, ось зоны [114], г – темнопольное изображение в рефлексе $\bar{1}\bar{3}1_{\text{Cu}}$

Fig. 18. Bronze structure in the stir zone of FSW joint at a depth of 1 mm (а, б) and at a depth of 4 mm (в, г) after quenching from $1050\text{ }^\circ\text{C}$ (TEM)

а, б – bright-field images; в – bright-field image and electron-diffraction pattern, zone axis [114]; г – dark-field image in the $\bar{1}\bar{3}1_{\text{Cu}}$ reflection

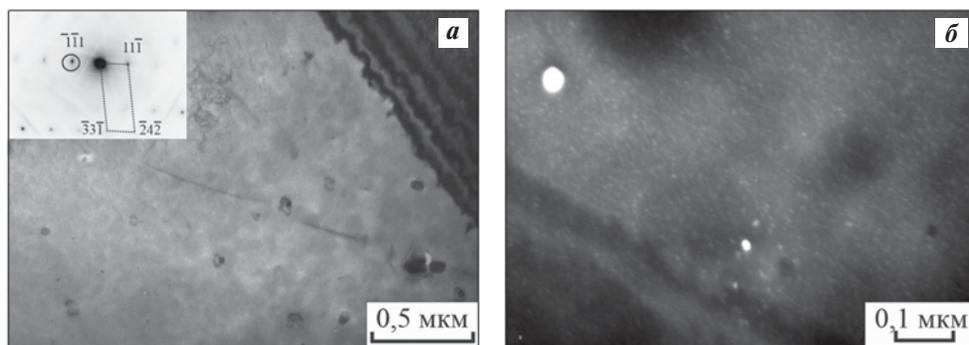


Рис. 19. Структура бронзы в зоне перемешивания СТП на глубине 1 мм после закалки от 1050 °С и старения при 450 °С (ПЭМ)

a – светлопольное изображение и картина микродифракции, ось зоны [123];

б – темнопольное изображения в смешанном рефлексе $\bar{1}\bar{1}_{\text{Cu,Cr}}$

Fig. 19. Bronze structure in the stir zone near the surface at a depth of 1 mm, after quenching from 1050 °С followed by aging at 450 °С (TEM)

a – bright-field image and microdiffraction pattern, zone axis [123]; *б* – dark-field image in the $\bar{1}\bar{1}_{\text{Cu,Cr}}$ mixed reflection

ры 1050 °С. На светлопольном ПЭМ-изображении в объеме зерна наблюдается контраст в виде дуг (рис. 19, *a*), который указывает на начало формирования мелких упрочняющих фаз. А темнопольное изображение на рис. 19, *б* свидетельствует о выделении из пересыщенного твердого раствора большого количества обогащенных хромом дисперсных частиц, которые и обуславливают эффективное дисперсионное упрочнение как восстановленного способом СТП слоя, так и исходной плиты из хромоциркониевой бронзы (см. рис. 12, кр. 3). Это отражает превалирующую роль дисперсионного механизма упрочнения над зернограничным. Активному выделению дисперсных частиц хрома при старении способствует отмеченное при обсуждении рис. 18, *в*, *г* возникновение после проведения закалки обогащенных хромом зон Гинье—Престона или зародышей частиц хрома.

Таким образом, термическая обработка (закалка с последующим старением) позволяет восстановить разупрочнение в зоне перемешивания хромоциркониевой бронзы, обусловленное перестариванием бронзы вследствие перегрева при проведении многопроходной СТП.

Заключение

Изготовление и восстановительный ремонт кристаллизаторов МНЛЗ являются стратегически важными задачами по обеспечению национальной безопасности Российской Федерации в области сталелитейной промышленности. Разработана и практически реализуется на крупнейших

отечественных металлургических предприятиях инновационная технология восстановительного ремонта и производства новых стенок кристаллизаторов с износостойкими композиционными газотермическими покрытиями, значительно (в 4–20 раз) превосходящих ресурс импортных стенок с гальваническими покрытиями при одновременном повышении качества получаемых заготовок. В результате доля зарубежных слябовых кристаллизаторов на российских металлургических комбинатах снижена с 97 % в 2012 г. до 40 % по состоянию на конец 2022 г.

С целью продления ресурса и удешевления расходных компонентов МНЛЗ рассмотрены пути решения актуальной задачи восстановления медных плит слябовых кристаллизаторов после достижения ими минимально допустимой толщины в результате эксплуатации и ремонтов. Обоснованы преимущества и перспективы восстановления плит кристаллизаторов из Cr–Zr-бронзы современным экологичным методом многопроходной плоскостной сварки трением с перемешиванием при наложении на восстанавливаемую плиту присадочной пластины из этого же материала. Серией последовательных проходов вращающимся коническим инструментом из жаропрочного сплава длиной 6 мм при частичном перекрытии дорожек получено сварное соединение (восстановленный слой бронзы) толщиной ~5 мм без критичных дефектов сплошности (разрывов, трещин, пор) с образованием в сварном шве зон с разной зернистостью — от единиц до десятков микрометров.

Использованный режим СТП с обдувом зоны сварки струей воздуха привел к разупрочнению бронзы в восстановленном слое до 85–105 HV1 по сравнению с исходной твердостью плиты, закаленной, состаренной и бывшей в эксплуатации (116–126 HV1). Разупрочнение связано с динамической рекристаллизацией и перестариванием (укрупнением частиц хрома до ~100 нм) в Сг–Zr-бронзе в результате нагрева ядра сварки (зоны перемешивания) до температур 600–700 °С.

Закалка от 1050 °С вызывает дальнейшее разупрочнение бронзы до 52–62 HV1 как в восстановленном путем СТП слое с дисперсной структурой, так и в исходной плите с крупным зерном (5–20 мм) в результате развития рекристаллизации и термического растворения дисперсных упрочняющих фаз (частиц хрома) размером до 100 нм, которые наблюдались после сварки.

Последующее старение при $t = 450$ °С вызывает упрочнение закаленного сварного соединения до 120–150 HV1, несмотря на сохранение в структуре восстановленного слоя крупных зерен, сформировавшихся при нагреве под закалку. Эффективное упрочнение при старении восстановленного слоя и исходной плиты вследствие выделения из пересыщенного твердого раствора обогащенных хромом дисперсных частиц свидетельствует о преобладающей роли дисперсионного механизма упрочнения Сг–Zr-бронзы над зернограничным. Активному выделению дисперсных частиц хрома при старении способствует формирование в восстановленном способом СТП слое бронзы уже на стадии закалки обогащенных хромом зон Гинье–Престона или зародышей частиц хрома. Таким образом, разупрочнение бронзы при многопроходной СТП может быть эффективно устранено термической обработкой — закалкой с последующим старением.

Восстановление медных плит до первоначальной толщины методом многопроходной плоскостной СТП с последующим нанесением износостойких композиционных покрытий обеспечит бесконечный цикл эксплуатации слябовых кристаллизаторов и практически исключит потребность в их импорте. Применение для восстановления плит прогрессивного способа СТП наряду с экономической эффективностью обеспечит также несомненные экологические преимущества, поскольку уменьшится потребность вредного металлургического производства новых плит кристаллизаторов из медных сплавов.

Список литературы/References

1. Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Макаров А.В., Коробов Ю.С., Киричков А.А., Дагман А.И., Шифрин И.Н. Новые материалы и технологии существенного повышения износостойкости рабочей поверхности металлургического оборудования. *Тяжелое машиностроение*. 2018;(9):14–20. Kotelnikov A.V., Vopneruk A.A., Makarov A.V., Korobov Yu.S., Kirichkov A.A., Dagman A.I., Shefrin I.N. New materials and technologies for significantly increase the wear resistance of the working surface of metallurgical equipment. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2018;(9):14–20. (In Russ.).
2. Вдовин К.Н., Позин А.Е. Кавитационный износ медных стенок кристаллизаторов с покрытием. *Сталь*. 2017;(3):49–51. Vdovin K.N., Pozin A.E. Cavitation wear of coated copper walls of molds. *Stal'*. 2018;(9):14–20. (In Russ.).
3. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Вопнерук А.А., Котельников А.Б., Коробов Ю.С., Макаров А.В., Филатов С.В., Шифрин И.Н. Физико-механические характеристики газотермических покрытий стенок кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок. *Сварка и диагностика*. 2017;(5):50–53. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Vopneruk A.A., Kotelnikov A.V., Korobov Yu.S., Makarov A.V., Filatov S.V., Shefrin I.N. Physico-mechanical characteristics of thermal sprayed coatings on the walls of the mold of continuous casting machines. *Svarka i diagnostika*. 2017;(5):50–53. (In Russ.).
4. Коробов Ю.С., Котельников А.Б., Кушнарев А.В., Киричков А.А., Филиппов М.А., Вопнерук А.А. Анализ особенностей формирования газотермических покрытий на стенке слябового кристаллизатора. *Черные металлы*. 2017;(1):41–45. Korobov Yu.S., Kotelnikov A.B., Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Filippov M.A., Vopneruk A.A. Analysis of the features of the formation of thermal sprayed coatings on the wall slab crystallizer. *Chernye metally*. 2017;(1):41–45. (In Russ.).
5. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю. Роль упрочняющих фаз в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi покрытий, сформированных лазерной наплавкой. *Трение и износ*. 2017;38(4):311–318. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu. Role of the strengthening phases in abrasive wear resistance of laser-clad NiCrBSi coatings. *Journal of Friction and Wear*. 2017;38(4):272–278.
6. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Способ получения теплостойкого покрытия: Патент 2492980 (РФ). 2013.
7. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем

- теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015;(3):39–46.
- Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Formation of wear-resistant chromium-nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015;57(3-4):161–168.
8. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing. *Journal of Crystal Growth*. 2019;525:125200.
<https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2019.125200>
 9. Соболева Н.Н., Макаров А.В. Влияние условий высокотемпературной обработки на структуру и трибологические свойства наплавленного лазером покрытия на никелевой основе. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021;27(5):67–77.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-5-67-77>
Soboleva N.N., Makarov A.V. Effect of conditions of high-temperature treatment on the structure and tribological properties of nickel-based laser-clad coating. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62(6): 682–691.
<https://link.springer.com/article/10.3103/S1067821221060183>
 10. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов. Киев: Наукова думка, 1981. 608 p. (In Russ.).
 11. Kazakov N.F. Diffusion Bonding of Materials. Oxford, New York: Pergamon Press, 1985. 304 p.
 12. Lysak V., Kuzmin S. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(1):150–156.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.08.017>
 13. Nazarov A.A., Murzinova M.A., Mukhametgalina A.A., Shayakhmetova E.R. Bulk ultrasonic treatment of crystalline materials. *Metals*. 2023;13(2):344.
<https://doi.org/10.3390/met13020344>
 14. Sun F., Liu P., Chen X., Zhou H., Guan P., Zhu B., Mechanical properties of high-strength Cu–Cr–Zr alloy fabricated by selective laser melting. *Materials*. 2020;13:5028. <https://doi.org/10.3390/ma13215028>
 15. Tang X., Chen X., Sun F., Liu P., Zhou H., Fu S. The current state of CuCrZr and CuCrNb alloys manufactured by additive manufacturing: A review. *Materials & Design*. 2022;224:111419.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111419>
 16. Клименко Ю.В. Способ сварки металлов трением: Патент 195846 (СССР). 1967.
 17. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Templesmith P., Dawes C.J. Optimization of welding parameters for friction stir lap welding of AA6061-T6 alloy: Patent PCT/GB92/02203 (International).1991.
 18. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R*. 2005;50(1-2): 1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
 19. Mishra R.S., Mahoney M.W. Friction stir welding and processing. *ASM International*. 2007;1:1–5.
<https://doi.org/10.1361/fswp2007p001>
 20. Heidarzadeh A., Mironov S., Kaibyshev R., Çam G., Simar A., Gerlich A., Khodabakhshi F., Mostafaei A., Field D.P., Robson J.D., Deschamps A., Withers P.J. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. *Progress in Materials Science*. 2021;(117):100752.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752>
 21. Lee W.B., Jung S.B. The joint properties of copper by friction stir welding. *Materials Letters*. 2004;58(6): 1041–1046. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2003.08.014>
 22. Sun Y.F., Fujii H. Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;527(26):6879–6886.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.030>
 23. Surekha K., Els-Botes A. Development of high strength, high conductivity copper by friction stir processing. *Materials & Design*. 2011;32(2)911–916.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.08.028>
 24. Palko W.A., Fielder R.S., Young P.F. Investigation of the use of friction stir processing to repair and locally enhance the properties of large NiAl bronze propellers. *Materials Science Forum*. 2003;426-432:2909–2914.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.2909>
 25. Oh-Ishi K., Zhilyaev A.P., McNelley T.R. A microtexture investigation of recrystallization during friction stir processing of as-cast NiAl bronze. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37(7):2239–2251.
<https://doi.org/10.1007/BF02586143>
 26. Barlas Z., Uzun H. Microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded dissimilar Cu/CuZn30 sheets. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2008;30(2):182–186.
 27. Heidarzadeh A. Saeid T., Klemm V., Chabok A., Pei Y. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys. *Materials & Design*. 2019;162:185–197.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.11.050>
 28. Galvão I., Loureiro A., Rodrigues D. M. Critical review on friction stir welding of aluminium to copper. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016;21(7):523–546.
<https://doi.org/10.1080/13621718.2015.1118813>
 29. Zoeram A.S., Anijdan S.H.M., Jafarian H.R., Bhattacharjee T. Welding parameters analysis and microstructural evolution of dissimilar joints in Al/Bronze processed by friction stir welding and their effect on engineering tensile behavior. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;687:288–297.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.071>
 30. Narasimharaju S., Sankunny S. Microstructure and fracture behavior of friction stir lap welding of dissimilar

- AA 6060-T5/Pure copper. *Engineering Solid Mechanics*. 2019;7(3):217–228.
<https://doi.org/10.5267/j.esm.2019.5.002>
31. Avettand-Fènoël M.N., Nagaoka T., Marinova M., Taillard R. Upon the effect of Zn during friction stir welding of aluminum-copper and aluminum-brass systems. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58: 259–278. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.006>
 32. Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y., Qiao Y.X., Zheng Y.G. Corrosion properties of friction–stir processed cast NiAl bronze. *Corrosion Science*. 2010;52(5):1610–1617. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.02.026>
 33. Li Y., Lian Y., Sun Y. Cavitation erosion behavior of friction stir processed nickel aluminum bronze. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;795:233–240. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.04.302>
 34. Lv Y., Nie B., Wang L., Cui H., Li L., Wang R., Lyu F. Optimal microstructures on fatigue properties of friction stir processed NiAl bronze alloy and its resistant fatigue crack growth mechanism. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:138577. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138577>
 35. He D.Q., Lai R.L., Xu Sh.H., Yang K.Y., Ye Sh.Y., Wang J., Zhu J.M., Suet B. Microstructure and mechanical properties of Cu–Cr–Zr alloy by friction stir welding. *Advanced Materials Research*. 2012;602-604:608–611. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.602-604.608>
 36. Wang Y.D., Zhu S.Z., Xie G.M., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y. Realising equal-strength welding with good conductivity in Cu–Cr–Zr alloy via friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2021;26(6):448–454. <https://doi.org/10.1080/13621718.2021.1935151>
 37. Никитюк Ю.Н., Григоренко Г.М., Зеленин В.И., Зеленин Е.В., Полешук М.А. Технология восстановления ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ способом наплавки трением с перемешиванием. *Современная электрометаллургия*. 2013;(3):51–55. Nikityuk Yu.N., Grigorenko G.M., Zelenin V.I., Zelenin E.V., Poleshchuk M.A. Technology for the restoration of slab molds of continuous casters using friction stir surfacing. *Sovremennaya elektrometallurgiya*. 2013;(3): 51–55. (In Russ.).
 38. Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю., Полешук М.А., Зеленин В.И., Зеленин Е.В. Восстановительный ремонт слябовых медных кристаллизаторов МНЛЗ. Структура и свойства металла в зоне соединения. *Современная электрометаллургия*. 2015;(1):44–49. Grigorenko G.M., Adeeva L.I., Tunik A.Yu., Poleshchuk M.A., Zelenin V.I., Zelenin E.V. Refurbishment of slab copper crystallizers of continuous casting machines. Structure and properties of metal in the joint zone. *Sovremennaya elektrometallurgiya*. 2015;(1):44–49.
 39. Lezhnin N.V., Makarov A.V., Volkova E.G., Valiullin A.I., Kotelnikov A.B., Vopneruk A.A. Realizing ultrafine grain structure of Cu–Cr–Zr alloy via friction stir welding/processing. *Letters on Materials*. 2022;12(4):428–432. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-4-428-432>
 40. Lai R., Li X., He D., Lin J., Li J., Lei Q. Microstructures evolution and localized properties variation of a thick friction stir welded CuCrZr alloy plate. *Journal of Nuclear Materials*. 2018;510:70–79. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.07.055>
 41. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Инновационное машиностроение, 2016. 360 с.
 42. Morozova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R. Microstructure and properties of fine grained Cu–Cr–Zr alloys after thermo-mechanical treatments. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2018;54:56–92. <https://doi.org/10.1515/rams-2018-0020>
 43. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Y., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu₅Zr particles precipitation in Cu–Zr and Cu–Cr–Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation. *Letters on Materials*. 2019;9(4):400–404. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-400-404>
 44. Edwards D.J., Singh B.N., Tähtinen S. Effect of heat treatments on precipitate microstructure and mechanical properties of a CuCrZr alloy. *Journal of Nuclear Materials*. 2007;367-370:904–909. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2007.03.064>
 45. Park J.-Y., Lee J.-S., Choi B.-K., Hong B.G., Jeong Y.H. Effect of cooling rate on mechanical properties of aged ITER-grade CuCrZr. *Fusion Engineering and Design*. 2008;83:1503–1507. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2008.07.006>
 46. Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А. Структура хромоциркониевой бронзы, подвергнутой динамическому канально-угловому прессованию и старению. *Физика металлов и металловедение*. 2013;114(5):449–456. <https://doi.org/10.7868/S0015323013050148> Zel'dovich V.I., Khomskaya I.V., Frolova N.Yu., Kheifets A.E., Shorokhov E.V., Nasonov P.A. Structure of chromium-zirconium bronze subjected to dynamic channel-angular pressing and aging. *Physics of Metals and Metallography*. 2013;114(5):411–418. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13050141>

Информация об авторах

Алексей Викторович Макаров – д.т.н., чл.-корр. РАН, гл. науч. сотрудник, зав. отделом материаловедения и лабораторией механических свойств Института физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (ИФМ УрО РАН).

<https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

E-mail: av-mak@yandex.ru

Никита Владимирович Лежнин – к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории механических свойств ИФМ УрО РАН.

<https://orcid.org/0000-0001-9483-6607>

E-mail: nlezhnin@bk.ru

Александр Борисович Котельников – ген. директор ЗАО «НПП «Машпром»».

<https://orcid.org/0009-0005-9471-9378>

E-mail: office@mashprom.ru

Александр Александрович Воннерук – к.т.н., руководитель проекта ЗАО «НПП «Машпром»».

<https://orcid.org/0000-0002-0179-5453>

E-mail: vopneruk@gmail.com

Юрий Станиславович Коробов – д.т.н., гл. науч. сотрудник, зав. лабораторией лазерной и плазменной обработки ИФМ УрО РАН; профессор кафедры технологии сварочного производства Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина.

<https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>

E-mail: yukorobov@imp.uran.ru

Андрей Илдарович Валиуллин – к.т.н., науч. сотрудник лаборатории механических свойств ИФМ УрО РАН.

<https://orcid.org/0000-0001-5539-4295>

E-mail: a_valiullin@mail.ru

Елена Георгиевна Волкова – к.ф.-м.н., ст. науч. сотрудник лаборатории механических свойств ИФМ УрО РАН.

<https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

E-mail: volkova@imp.uran.ru

Information about the authors

Alexey V. Makarov – Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Head of Materials Science Department, Head of Mechanical Properties Laboratory, M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (IMP UB RAS).

<https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

E-mail: av-mak@yandex.ru

Nikita V. Lezhnin – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist of Mechanical Properties Laboratory, IMP UB RAS.

<https://orcid.org/0000-0001-9483-6607>

E-mail: nlezhnin@bk.ru

Alexander B. Kotelnikov – General Director of CJSC Scientific and Production Enterprise «Mashprom».

<https://orcid.org/0009-0005-9471-9378>

E-mail: office@mashprom.ru

Alexander A. Vopneruk – Cand. Sci. (Eng.), Project Manager of CJSC Scientific and Production Enterprise «Mashprom».

<https://orcid.org/0000-0002-0179-5453>

E-mail: vopneruk@gmail.com

Yuri S. Korobov – Dr. Sci. (Eng), Chief Research Scientist, Head of Laboratory of Laser and Plasma Processing, IMP UB RAS; Professor of the Department of Welding Production Technology, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin.

<https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>

E-mail: yukorobov@imp.uran.ru

Andrey I. Valiullin – Cand. Sci. (Eng.), Research Scientist of Mechanical Properties Laboratory, IMP UB RAS.

<https://orcid.org/0000-0001-5539-4295>

E-mail: a_valiullin@mail.ru

Elena G. Volkova – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Scientist of Mechanical Properties Laboratory, IMP UB RAS.

<https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

E-mail: volkova@imp.uran.ru

Вклад авторов

А.В. Макаров – определение цели работы, написание статьи.

Н.В. Лежнин – сварка образцов, подготовка шлифов, проведение оптической микроскопии, участие в определении цели работы и обсуждении результатов.

А.Б. Котельников – участие в определении цели работы и обсуждении результатов.

А.А. Воннерук – участие в определении цели работы и обсуждении результатов.

Ю.С. Коробов – участие в написании текста статьи.

А.И. Валиуллин – измерение микротвердости, построение графиков.

Е.Г. Волкова – проведение просвечивающей электронной микроскопии.

Contribution of the authors

A.V. Makarov – conceptualized and defined the work's objectives, wrote the manuscript.

N.V. Lezhnin – conducted sample welding, prepared thin sections, conducted optical microscopy, and contributed to defining the work's objectives and discussing the results.

A.B. Kotelnikov – contributed to defining the work's objectives and discussing the results.

A.A. Vopneruk – contributed to defining the work's objectives and discussing the results

Yu.S. Korobov – Contributed to manuscript writing.

A.I. Valiullin – conducted microhardness measurements and assisted in data plotting.

E.G. Volkova – conducted transmission electron microscopy.

Статья поступила в редакцию 20.10.2023, доработана 06.11.2023, подписана в печать 10.11.2023

The article was submitted 20.10.2023, revised 06.11.2023, accepted for publication 10.11.2023