

**Оригинальная статья**

УДК 621:538.911:538.951

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-706-716

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2414>

ОЦЕНКА ВКЛАДОВ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО СПЛАВЛЕНИЕМ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗОЙ, МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

А. П. Зыкова, А. О. Панфилов, А. В. Воронцов,
Е. А. Колубаев, С. Ю. Тарасов

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

Аннотация. Исследованы особенности структурно-фазового состояния композита на основе нержавеющей аустенитной стали с добавлением 25 % (об.) алюминиевой бронзы. Композит получали электронно-лучевой аддитивной технологией с одновременной подачей двух проволок. Проведен анализ структурно-фазового состояния, изучены механические характеристики. Проведена оценка вкладов различных механизмов в упрочнение композита. Установлено, что в композите сталь – 25 % бронзы формируется многофазная структура, которая состоит из 43,9 % аустенита, 32,0 % феррита и 24,2 % бронзы. Показано, что в зернах аустенита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы меди, объемная доля которых составляет 47 %. В зернах феррита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы NiAl с объемной долей 20 %. Данные просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о когерентном сопряжении решеток дисперсионно упрочняемых частиц с матрицей. Такая структура композита обеспечивает повышение предела прочности в среднем на 50 % по сравнению с аустенитной сталью, полученной электронно-лучевой аддитивной технологией без добавления алюминиевой бронзы. Установлено, что вклады различных механизмов упрочнения в предел текучести аустенита, феррита и бронзы составили 959,3, 972,7 и 408,7 МПа соответственно. Зерна бронзы не вносят значительного вклада в повышение предела текучести композита, за исключением его прироста за счет дислокационного упрочнения. Основные вклады в повышение предела текучести композита вносят зерна аустенита за счет зернограничного, дисперсионного и дислокационного упрочнений и зерна феррита за счет зернограничного, твердорастворного и дислокационного упрочнений.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, алюминиевая бронза, аустенитная сталь, композит сталь – бронза, микроструктура, предел текучести, предел прочности, оценка механизмов упрочнения

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0012. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Благодарности: Авторы выражают благодарность профессору А.И. Лоткову за ценные замечания, которые помогли улучшить статью.

Для цитирования: Зыкова А.П., Панфилов А.О., Воронцов А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю. Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электронно-лучевого аддитивного производства // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 706–716. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-706-716>

Original article

HARDENING MECHANISMS IN STAINLESS STEEL/ALUMINUM BRONZE COMPOSITE FABRICATED USING ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

A. P. Zykova, A. O. Panfilov, A. V. Vorontsov,
E. A. Kolubaev, S. Yu. Tarasov

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

Abstract. The authors investigated the features of structural-phase state of a composite based on stainless austenitic steel with addition of 25 % (vol.) aluminum bronze. The composite was obtained by electron beam additive technology with simultaneous feeding of two wires. The paper considers analysis of the structural-phase state and mechanical characteristics. The contributions of various mechanisms to the composite hardening were evaluated. It was established that a multiphase structure is formed in the steel – 25 % bronze composite, which consists of 43.9 % austenite, 32.0 %

ferrite and 24.2 % bronze. Dispersion-hardened copper particles are isolated in austenite grains, volume fraction of which counts 47 %. Dispersion-hardened NiAl particles with a volume fraction of 20 % are isolated in ferrite grains. Transmission electron microscopy data indicate a coherent conjugation of arrays of dispersion-hardened particles with the matrix. Such a composite structure provides an increase in the tensile strength by an average of 50 % compared to austenitic steel obtained by electron beam additive technology without the addition of aluminum bronze. It was found that the contributions of various hardening mechanisms to yield strength of austenite, ferrite and bronze amounted to 959.3, 972.7 and 408.7 MPa, respectively. Bronze grains do not make a significant contribution to increase in yield strength of the composite, except for its increase due to dislocation hardening. The main contributions to increase in the composite yield strength are made by austenite grains due to grain-boundary, dispersion and dislocation hardening and by ferrite grains due to grain-boundary, solid-solution and dislocation hardening.

Keywords: electron beam additive technology, aluminum bronze, austenitic steel, steel-bronze composite, microstructure, yield strength, tensile strength, evaluation of hardening mechanisms

Funding: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, projects FWRW-2021-0012. The research was carried out using the equipment of the Central Research Center “Nanotech” of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Professor A.I. Lotkov for valuable comments on the article.

For citation: Zykova A.P., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Hardening mechanisms in stainless steel/aluminum bronze composite fabricated using electron beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 706–716. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-706-716>

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что прочность сталей и сплавов является важной функциональной характеристикой и всегда рассматривается в качестве основного показателя, определяющего их качество. Использование высокопрочных конструкционных сталей и сплавов позволяет решить ряд практических задач, связанных с обеспечением надежности и долговечности машин, механизмов и металлоконструкций, снизить массу металлических изделий и получить очевидные экономические выгоды. С другой стороны, оценка механических и эксплуатационных свойств сталей и сплавов, используемых в промышленности, требует знания физической природы их разрушения. Желаемая механическая прочность сталей достигается за счет сложного сочетания различных механизмов упрочнения, включая эффекты твердого раствора, размер зерен, вторичные дисперсные частицы, дислокационную структуру [1, 2]. Поэтому в литературе большое внимание уделяется количественной оценке различных механизмов упрочнения сталей после различных воздействий на ее структуру и механические свойства [3 – 7].

В центре внимания исследований с 1980 г. дисперсионное упрочнение сталей с высоким содержанием меди для замены серии трудно свариваемых высокопрочных сталей [8 – 10]. В работах [8 – 13] показано, что высоких значений физико-механических свойств конструкционных сталей можно достичь за счет легирования медью. Ранее авторами был получен композиционный сплав на основе нержавеющей стали марки 06X18H9T и алюминиевой бронзы, прочность которого была в среднем на 50 % выше прочности стали, полученной электронно-лучевой аддитивной технологией (ЭЛАТ) без добавления алюминиевой бронзы. Получение конструкционных сталей с необходимыми служебными характеристиками возможно при условии понимания процессов, в результате которых происходит повышение прочностных свойств.

Целью настоящей работы являлась оценка вкладов различных механизмов упрочнения в повышение предела текучести композита на основе нержавеющей стали с добавлением 25 % (об.) алюминиевой бронзы.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Заготовки композита сталь – бронза в виде «стенок» размером 80×120×8 мм получены послойной наплавкой из двух проволок: из нержавеющей стали марки 06X18H9T и алюминиевой бронзы марки БрАМц9-2 (диаметрами 1,6 мм). В качестве подложки использовалась пластина из нержавеющей стали толщиной 10 мм. Для получения композита сталь – бронза использовали установку электронно-лучевой аддитивной технологии, оснащенную двумя подачиками проволоки. Параметры наплавки: ускоряющее напряжение пучка 30 кВ, ток пучка изменялся при печати от 77 до 44 мА, скорость перемещения стола – 400 мм/мин. Необходимое процентное соотношение стали и бронзы поддерживалось во время наплавки автоматическим регулированием соответствующего соотношения скоростей подачи проволок. Скорость подачи проволоки 06X18H9T и БрАМц9-2 составляла 1300 и 250 мм/мин соответственно. В итоге был получен композит с объемным соотношением нержавеющая сталь/бронза 75:25.

Перед проведением металлографических исследований поверхность композита сталь – 25 % бронзы подвергалась традиционной пробоподготовке, включающей стадии шлифовки на наждачной бумаге (основа Al₂O₃) и полировки на алмазных пастах (с зернистостью 14/10, 3/2 и 1/0). Для выявления элементов микроструктуры полированную поверхность композита подвергали химическому травлению в реактиве: 30 мл HCl + 5 г FeCl₃ – 6H₂O + 60 мл H₂O.

Макроструктуру композитов исследовали с помощью оптической микроскопии (ОМ; Альтами Мет 1С). Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили для уточнения количественного содержания фаз в композите,

определения параметров кристаллической решетки присутствующих фаз. Для этого использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-7, съемку рентгенограмм осуществляли с фокусировкой по Брэггу-Брентано, длина волны соответствовала 1,78897 Å (излучение Co-K_α). Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ, JEOL-2100) использовалась для выявления микроструктурных особенностей. Определение размеров и объемной доли присутствующих в композите фаз проводилось совместно с соответствующими микродифракционными картинками, светлоспольными и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификация фаз проводилась по известным методикам с использованием схем микродифракционных картин, рассчитанных по табличным значениям параметров кристаллических решеток. Средний размер зерен, объемная доля фаз и вторичных частиц, скалярная плотность дислокаций в композите сталь – 25 % бронзы определялись по ме-

тодикам, подробно описанным в работах [14, 15]. Испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине УТС-110М. Для испытаний на растяжение вырезали лопатки во взаимно перпендикулярных направлениях.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показаны оптические изображения микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы после травления. Микроструктура композита состоит из первичных дендритов аустенита, в промежутках между которыми затвердевает бронза. Дендриты аустенита неоднородны и содержат другую фазу по границам своих ветвей.

Данные РСА свидетельствуют о формировании в композите сталь – 25 % бронзы трех фаз: $\gamma\text{-Fe}$, $\alpha\text{-Fe}$ и $\alpha\text{-Cu}$ (рис. 2). При этом для всех фаз наблюдается смещение углового положения рефлексов в сравнении с табличными значениями фаз базы PDF-2 (для $\gamma\text{-Fe}$

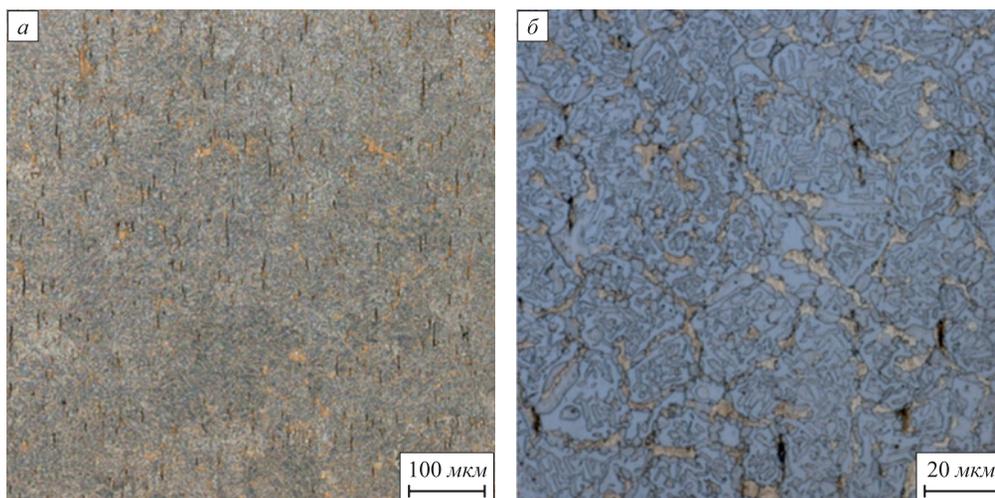


Рис. 1. Оптические изображения микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы

Fig. 1. Optical images of microstructure of steel – 25 % bronze composite

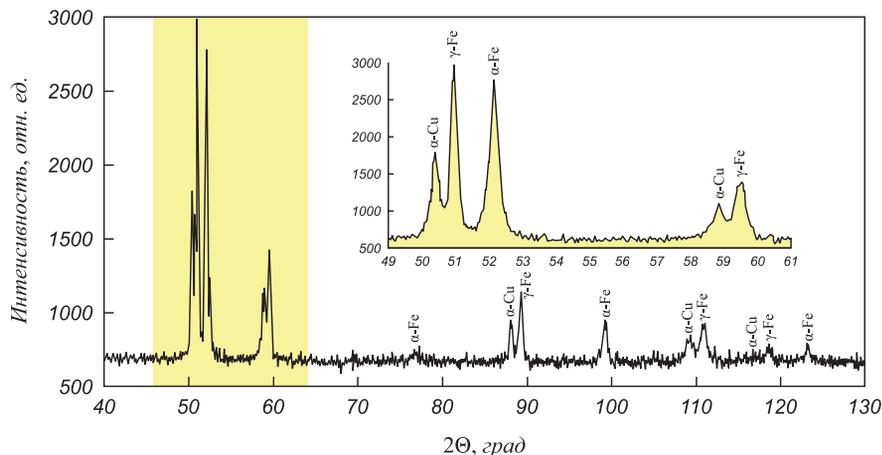


Рис. 2. Рентгенограмма композита сталь – 25 % бронзы

Fig. 2. XRD patterns of steel – 25 % bronze composite

карточка № 01-089-4185, для α-Fe карточка № 03-065-4899 и α-Cu карточка № 00-003-1018).

Параметр решетки *a* твердого раствора на основе меди в композите составляет $3,6404 \pm 0,0014 \text{ \AA}$ (рис. 3), что несколько меньше ранее установленного значения параметра для образцов чистой бронзы БрАМц9-2 $a = 3,6672 \pm 0,0007 \text{ \AA}$, полученных ЭЛАП [16]. Параметры решеток аустенита и феррита составляют $3,6025 \pm 0,0017$ и $2,8755 \pm 0,0038 \text{ \AA}$ соответственно.

В табл. 1 приведены значения: Θ – угол между падающим и отраженным рентгеновским пучком; I_{\max} – максимальная интенсивность сигнала, полученного от рефлекса; *d* – межплоскостное расстояние; I_{int} – интегральная интенсивность; *hkl* – индексы Миллера; *a* – параметр кристаллической решетки; $\frac{\cos^2 \Theta + \cos^2 \Theta}{\sin \Theta + \Theta}$ – экстраполяционная функция. С учетом интегральных интенсив-

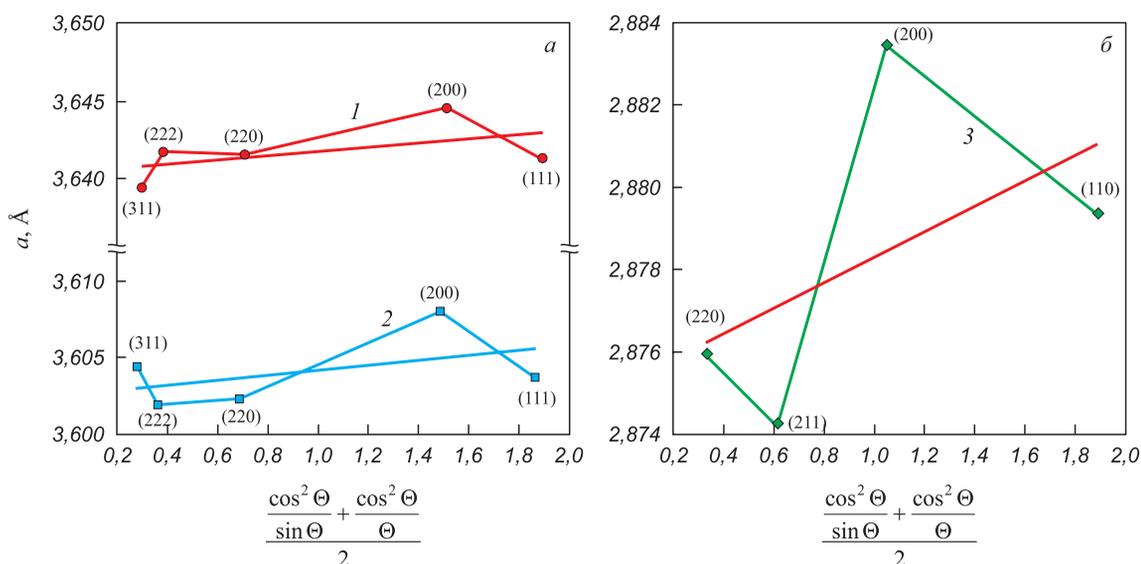


Рис. 3. Экстраполяционные графики для определения значений параметра кристаллических решеток γ-Fe (1), α-Cu (2) (а) и α-Fe (3) (б)

Fig. 3. Extrapolation graphs for determining values of the crystal lattice parameter γ-Fe (1), α-Cu (2) (a) and α-Fe (3) (b)

Таблица 1

Результаты рентгеноструктурного анализа композита сталь – 25 % бронзы

Table 1. Results of X-ray diffraction analysis of steel – 25 % bronze composite

2Θ	I_{\max}	<i>d</i>	I_{int}	<i>hkl</i> (Фаза)	<i>a</i> , Å	$\frac{\cos^2 \Theta + \cos^2 \Theta}{\sin \Theta + \Theta}$
50,36	799,5	2,1023	6836,1	111 (α-Cu)	3,6413	1,894060
50,92	1814,5	2,0806	12185,3	111 (γ-Fe)	3,6037	1,865148
52,12	1441,3	2,0360	16049,7	110 (α-Fe)	2,8793	1,805514
58,79	281,2	1,8223	3726,3	200 (α-Cu)	3,6446	1,512883
59,44	557,1	1,8040	6578,4	200 (γ-Fe)	3,6080	1,487360
76,69	34,7	1,4417	508,0	200 (α-Fe)	2,8834	0,955196
88,01	248,0	1,2875	2900,2	220 (α-Cu)	3,6416	0,709012
89,22	395,4	1,2736	4681,8	220 (γ-Fe)	3,6023	0,686224
99,33	207,9	1,1734	3607,3	211 (α-Fe)	2,8742	0,516443
109,10	96,3	1,0980	2160,8	311 (α-Cu)	3,6417	0,383036
110,90	198,7	1,0860	4619,9	311 (γ-Fe)	3,6019	0,361347
116,72	39,5	1,0506	586,0	222 (α-Cu)	3,6394	0,296635
118,55	91,9	1,0405	1361,8	222 (γ-Fe)	3,6044	0,277972
123,21	80,4	1,0168	1281,3	220 (α-Fe)	2,8759	0,233618

ностей (I_{int}) всех присутствующих идентифицированных рефлексов (табл. 1) были определены объемные доли присутствующих фаз, которые для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составили 43,9, 32,0 и 24,2 % соответственно.

По данным ПЭМ внутри частиц γ -Fe присутствуют мелкодисперсные сферические частицы меди (рис. 4, а – в), средний размер составляет $40 \pm 1,4$ нм, объемная доля – 47 % (рис. 5, б). Эти частицы в γ -Fe

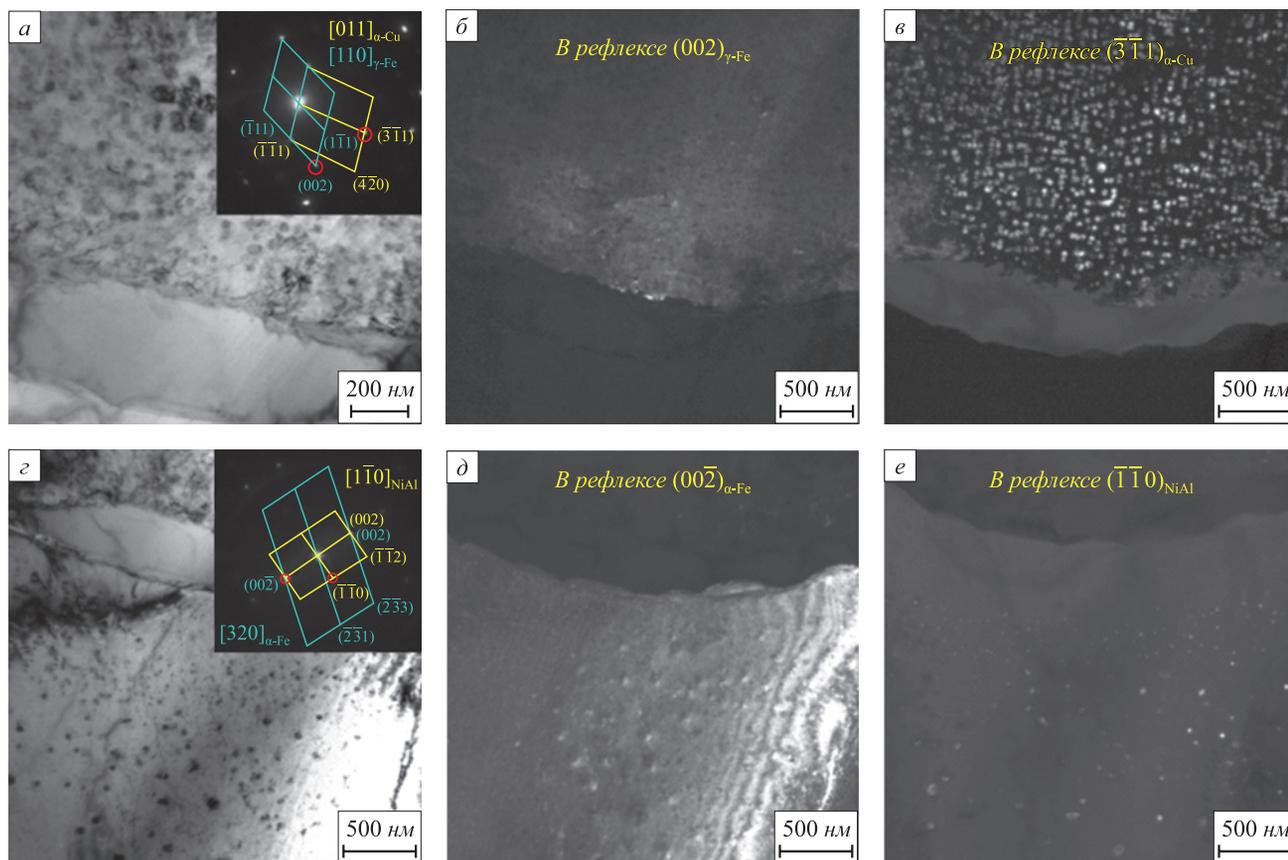


Рис. 4. Светлопольные ПЭМ-изображения фрагмента микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы (а, с); темнопольные изображения (б, в), полученные в рефлексах, обозначенных на микродифракции с участка (а), и темнопольные изображения (д, е), полученные в рефлексах, обозначенных на микродифракции с участка (с)

Fig. 4. TEM bright-field images of microstructures of steel – 25 % bronze composite (a, c); dark-field images (b, e) obtained using and from SAED pattern (a); dark-field images (d, e) obtained using and from SAED pattern (c)

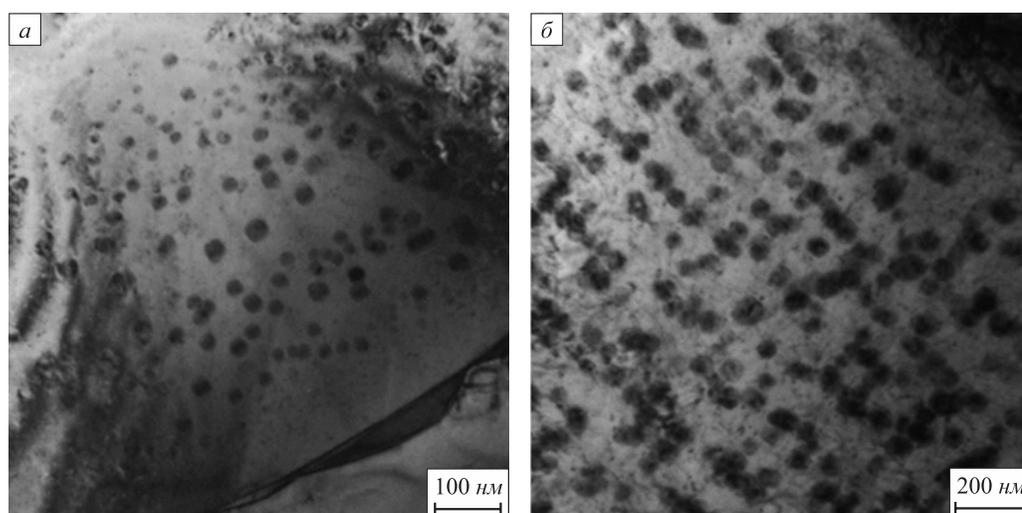


Рис. 5. Светлопольные ПЭМ-изображения фрагментов микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы в зерне α -Fe (а) и в зерне γ -Fe (б)

Fig. 5. TEM bright-field images of microstructures of steel – 25 % bronze composite in α -Fe grain (a) and in γ -Fe grain (b)

являются вторичной фазой, которая могла сформироваться за счет выделения атомов меди из пересыщенного твердого раствора γ -Fe при охлаждении. Вокруг этих частиц наблюдается контраст, предположительно возникающий вследствие наличия полей упругих напряжений, и, соответственно, когерентного сопряжения решеток вторичных частиц Cu и γ -Fe (рис. 5, б). Темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{1}\bar{1}0)\text{Ni}_{3}\text{Al}$ (рис. 4, а, е) свидетельствует о том, что в α -Fe выделяются мелкодисперсные частицы NiAl. Средний размер частиц NiAl в α -Fe составляет $44 \pm 1,4$ нм, объемная доля – 20,3 % (рис. 5, а). Вокруг частиц NiAl также наблюдаются поля упругих напряжений, что предположительно свидетельствует о когерентном сопряжении решеток частиц NiAl и α -Fe (рис. 5, а). В зернах α -Fe и γ -Fe наблюдается равномерное распределение дислокаций (рис. 5). Средняя скалярная плотность дислокаций в α -Fe составляет примерно $2,55 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$, для γ -Fe – $3,3 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$.

Зависимости от напряжения деформации стали 06Х18Н9Т и композита сталь – 25 % бронзы, полученных ЭЛАП, свидетельствуют о том, что величина деформации до разрушения зависит от направления роста стенки в большей степени для образцов чистой нержавеющей стали (рис. 6). При этом предел прочности такой зависимости не демонстрирует. Предел текучести и предел прочности стали 06Х18Н9Т составляют примерно 300 и 610 МПа соответственно (рис. 6). В то же время композит сталь – 25 % бронзы обладает повышенными значениями предела текучести и предела прочности образцов, вырезанных вдоль

направления печати (на схеме образец 3), до 870 и 1218 МПа соответственно, и образцов, вырезанных поперек направления печати (на схеме образец 4) до 818 и 1181 МПа соответственно (рис. 6). При этом относительное удлинение композита снижается незначительно по сравнению с относительным удлинением стали 06Х18Н9Т.

В результате растворения атомов никеля в бронзе произошло уменьшение параметра решетки твердого раствора за счет выхода из нее атомов алюминия, которые имеют больший радиус по сравнению с радиусами никеля, меди, хрома и железа [17]. Наличие существенного количества атомов алюминия в γ -Fe приводит к небольшому увеличению параметра решетки аустенита. При исследовании областей твердого раствора на основе меди было показано, что они свободны от каких-либо частиц Fe_xAl_y , несмотря на то, что их наличие характерно для никель-алюминиевых бронз, в том числе полученных аддитивным производством проволоочной дугой [18, 19]. Возможно, причина в том, что произошло их растворение в результате последовательных нагревов при нанесении слоев. С другой стороны, эти области содержат большое количество дислокаций, формирование которых может быть связано с образованием и последующей конденсацией вакансий по диффузионному механизму [20]. При этом возможно также, что эти дислокации закреплены на зонах Гинье-Престона.

На прочностные свойства низкоуглеродистых аустенитных и ферритных сталей, а также медных сплавов существенное влияние могут оказывать измельчение зеренной структуры, дисперсионное упрочнение, твердорастворное упрочнение, дислокационное упрочнение [1, 2, 21]. Поэтому целесообразно выполнить оценку механизмов упрочнения на предел текучести и предел прочности композита сталь – 25 % бронзы согласно следующему соотношению [1, 2]:

$$\sigma_T = \Delta\sigma_{\text{тв.р}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\text{д.ч}}, \quad (1)$$

где $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ – прирост предела текучести за счет упрочнения твердого раствора легирующими элементами и примесями; $\Delta\sigma_3$ – прирост предела текучести за счет зернограницного упрочнения; $\Delta\sigma_d$ – прирост предела текучести за счет дислокационного упрочнения; $\Delta\sigma_{\text{д.ч}}$ – прирост предела текучести за счет дисперсионного упрочнения.

В исследуемом композите сталь – 25 % бронзы, как было показано экспериментально, матричная структура неоднородна и состоит из твердых растворов, образованных на основе γ -Fe, α -Fe и α -Cu. Поэтому для оценки влияния механизмов упрочнения на предел текучести композита сталь – 25 % бронзы целесообразно использовать соотношение:

$$\sigma_T = f_A \Delta\sigma_A + f_{\Phi} \Delta\sigma_{\Phi} + f_{\text{Cu}} \Delta\sigma_{\text{Cu}}, \quad (2)$$

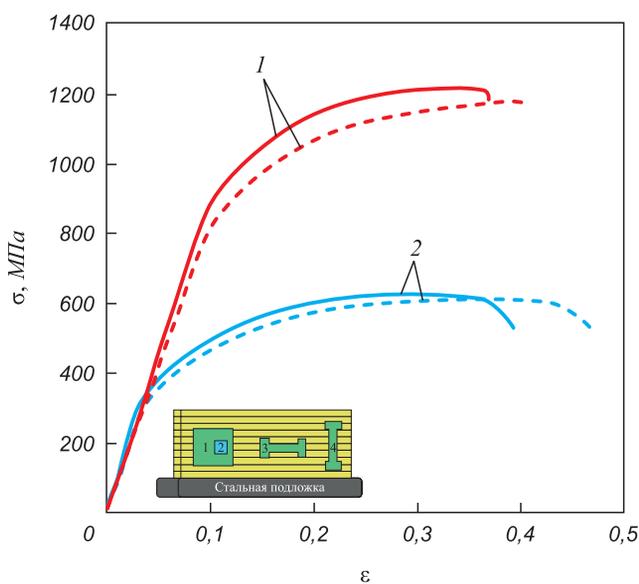


Рис. 6. Зависимости деформации от напряжения стали 06Х18Н9Т (1) и композита сталь – 25 % бронзы (2), полученных ЭЛАП: — — — образец 3; - - - - образец 4

Fig. 6. Stress-strain curves of steel 321 (1) and steel – 25 % bronze composite (2) obtained by electron beam additive technology: — — — sample 3; - - - - sample 4

где f_A, f_F, f_{Cu} – объемные доли аустенита, феррита и бронзы соответственно (для расчетов использовали значения, полученные РСА); $\Delta\sigma_A, \Delta\sigma_F, \Delta\sigma_{Cu}$ – предел текучести аустенита, феррита и бронзы, определяемые соотношением (1).

Легирующие и примесные элементы, растворенные в твердых растворах γ -Fe, α -Fe и α -Cu, повышают как предел текучести, так и предел прочности, причем это влияние в значительной степени связано с различием размеров атомов растворенных элементов и матрицы. При анализе рентгенограммы было показано влияние легирующих элементов на параметры и искажение кристаллической решетки. Количественная оценка упрочнения металлических материалов при легировании проводится по формуле

$$\Delta\sigma_{тв.р} = \sum_{i=1}^n k_i C_i, \quad (3)$$

где k_i – коэффициент упрочнения матрицы при растворении в нем 1 % (по массе) i -го легирующего элемента [2]; C_i – концентрация i -го легирующего элемента, растворенного в матрице.

Так как в настоящей работе диффузия хрома, никеля, меди, алюминия и железа имеет важную роль в формировании структурно-фазового состояния композита, то при оценке твердорастворного упрочнения учитывали концентрацию этих элементов. В результате было установлено, что вклад в упрочнение аустенита, феррита и бронзы составил 118,3, 233,9 и 72,3 МПа соответственно (табл. 2).

Наличие границ зерен в композите сталь – 25 % бронзы препятствует развитию пластической деформации, так как в каждом зерне имеются границы, являющиеся эффективными барьерами для движений дислокаций. Экспериментально было установлено, что средний размер зерен в стали 06Х18Н9Т, полученной ЭЛАТ, составляет 433 ± 145 мкм [22], что значительно превышает средний размер зерен аустенита, феррита и бронзы в композите (больше 90 %). Согласно соотношению Холла-Петча предел текучести в зависимости

от среднего размера зерна можно описать следующей формулой:

$$\Delta\sigma_3 = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}, \quad (4)$$

где σ_0 – напряжение Пайерлса-Набарро (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 72, 48 и 26 МПа соответственно [1]); k_y – коэффициент зернограницного упрочнения (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 23,9, 22,8 и 3,6 МПа·мм^{1/2} соответственно [1]); d – средний размер зерен.

Из табл. 2 видно, что измельчение зерен γ -Fe и α -Fe вносит значительный вклад в упрочнение за счет границ зерен, тогда как значение $\Delta\sigma_3$ для α -Cu незначительно и составляет всего 90,3 МПа.

Несмотря на некоторые различия в предлагаемых разными авторами механизмах деформационного упрочнения, вклад в деформационное упрочнение может быть обобщен следующим соотношением:

$$\Delta\sigma_d = \alpha m G b \rho^{1/2}, \quad (5)$$

где α – безразмерный коэффициент, который меняется в пределах 0,05 – 1 в зависимости от типа дислокационного ансамбля; m – ориентационный множитель (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 3,1, 2,75 и 3 соответственно [1]); G – модуль сдвига (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 81, 84 и 42,1 ГПа соответственно [1]); b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

Экспериментально было показано, что в твердом растворе γ -Fe, α -Fe и α -Cu наблюдается высокая плотность дислокаций. При этом в различных типах зерен (γ -Fe, α -Fe и α -Cu) плотность дислокаций разная. Самая высокая плотность дислокаций наблюдалась для α -Cu. Согласно соотношению (5), наибольший прирост предела текучести за счет дислокационного упрочнения обеспечивается скоплениями дислокаций в зернах α -Cu (табл. 2).

Выше было отмечено, что дисперсные частицы NiAl в α -Fe и Cu в γ -Fe предположительно когерентны с матрицей и выделяются в зернах во время охлаждения композита (рис. 5). Дисперсионное упрочнение

Т а б л и ц а 2

Предел текучести, предел прочности и вклады отдельных механизмов упрочнения композита сталь – 25 % бронзы

Table 2. Yield strength, tensile strength and contributions of hardening mechanisms of steel – 25 % bronze composite

Композит сталь – 25 % бронзы	Экспериментальные значения		Расчетные значения						
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_v , МПа	$\Delta\sigma_{тв.р}$, МПа	$\Delta\sigma_3$, МПа	$\Delta\sigma_d$, МПа	$\Delta\sigma_{д.ч}$, МПа	$\Delta\sigma_T$, МПа	f	$\sigma_{T\text{расч.}}$, МПа
Аустенит	ХОУ: 870 ХОЗ: 818	ХОУ: 1218 ХОЗ: 1181	118,3	439,7	188,1	213,2	959,3	0,439	831,2
Феррит			233,9	448,0	171,4	119,4	972,7	0,320	
Бронза			72,3	90,3	246,2	0	408,7	0,242	

когерентными частицами описывается моделью Мотта-Набарро [23]:

$$\Delta\sigma_{д.ч} = 2fG\delta_L, \quad (6)$$

где G – модуль сдвига; f – объемная доля когерентных частиц; $\delta_L = \frac{2(a_{ч} - a_{м})}{a_{ч} + a_{м}}$ – параметр несоответствия кристаллической решетки матрицы и когерентных частиц; $a_{ч}$ – период решетки когерентной частицы (для расчета использовались табличные значения); $a_{м}$ – период решетки матрицы, полученный экспериментально из рентгенограммы (табл. 1).

В зернах α -Cu дисперсные частицы отсутствуют, поэтому прироста предела текучести за счет дисперсионного упрочнения не происходит. Из данных табл. 2 видно, что в γ -Fe наибольший прирост $\Delta\sigma_{д.ч}$ происходит частицами меди, по сравнению с частицами NiAl в α -Fe, что скорее всего обусловлено большей объемной долей частиц меди по сравнению с объемной долей частиц NiAl.

Таким образом, вклады различных механизмов упрочнения в предел текучести аустенита, феррита и бронзы составили 959,3, 972,7 и 408,7 МПа соответственно (табл. 2). С учетом значений предела текучести аустенита, феррита и бронзы ($\Delta\sigma_T$) и их объемной доли (f), согласно соотношению (2), получили расчетное значение предела текучести $\sigma_{T,расч.}$ композита сталь – 25 % бронзы, которое составило 831,2 МПа. Это расчетное значение очень близко к экспериментальным для образцов, вырезанных в продольном (870 МПа) и поперечном (818 МПа) сечениях относительно направления печати композита. Такие близкие значения

расчетной и экспериментальной величины предела текучести композита обусловлены наибольшими значениями $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_{д.ч}$ и $\Delta\sigma_d$ для γ -Fe и $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_{тв.р}$ и $\Delta\sigma_d$ для феррита и наименьшими значениями $\Delta\sigma_{тв.р}$ для γ -Fe и $\Delta\sigma_{д.ч}$ для аустенита. В целом (табл. 2) видно, что зерна бронзы не вносят значительного вклада в увеличение предела текучести композита, за исключением дислокационного упрочнения.

Выводы

Установлено, что композит на основе нержавеющей аустенитной стали 06X18H9T и 25 % (об.) алюминиевой бронзы БрАМц9-2 состоит из 43,9 % аустенита, 32,0 % феррита и 24,2 % бронзы. Преобладающими фазами в композите сталь – 25 % бронзы являются твердые растворы на основе аустенита и феррита, дисперсионно-упрочненные частицами меди и NiAl соответственно.

Предел прочности композита сталь – 25 % бронзы в среднем на 50 % выше по сравнению со значением предела прочности нержавеющей стали, полученной ЭЛАТ без добавления алюминиевой бронзы.

Проведена оценка вкладов отдельных механизмов упрочнения для аустенита, феррита и бронзы. Их значения в общем упрочнении композита сталь – 25 % бронзы различны. Основные значительные вклады в повышение предела текучести композита вносят зерна аустенита за счет зернограничного, дисперсионного и дислокационного упрочнений и зерна феррита за счет зернограничного, твердорастворного и дислокационного упрочнений. Показано, что зерна бронзы вносят вклад в повышение предела текучести композита только за счет дислокационного упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, И.Д. Горная, А.Д. Васильев. Под ред В.И. Трефилова. Киев: Наук. Думка, 1987. 244 с.
2. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия, 1979. 208 с.
3. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Механизмы упрочнения 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в зависимости от режима их термической обработки // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1246–1249. <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
4. Кузнецов П.В., Панин В.Е., Гальченко Н.К. Механизм упрочнения низкоуглеродистых и низколегированных сталей с одновременным возрастанием пластичности и вязкости разрушения // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22. № 5. С. 19–27. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2019-15003>
5. Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Косинов Д.А. Механизмы упрочнения сталей с бейнитной и мартенситной структурами при деформации сжатием // Известия вузов. Черная Металлургия. 2018. Т. 61. № 10. С. 787–793. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-10-787-793>
1. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D. *Deformation Hardening and Destruction of Polycrystalline Materials*. Kiev: Nauk. Dumka, 1987, 244 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein M.I., Farber V.M. *Dispersion Hardening of Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
3. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Kravchenko D.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Strengthening mechanisms of 12 % Cr ferritic-martensitic steels depending on the heat treatment mode. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2016, vol. 21, no. 3, pp. 1246–1249. (In Russ.). <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
4. Kuznetsov P.V., Panin V.E., Gal'chenko N.K. Hardening mechanism in low-carbon low-alloy steels with a simultaneous increase in ductility and fracture toughness. *Physical Mesomechanics*. 2020, vol. 23, no. 4, pp. 347–353. <https://doi.org/10.1134/S1029959920040098>
5. Aksenova K.V., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Kosinov D.A. Hardening mechanisms of steels with bainite and martensite structures at compressive deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 10, pp. 787–793. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-10-787-793>

6. Morales E.V., Betancourt G., Fernandes J.R., Batista G.Z., Bott I.S. Hardening mechanisms in a high wall thickness sour service pipe steel API 5L X65 before and after post-welding heat treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 851. Article 143612. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143612>
7. Zhang D., Zhang M., Lin R., Liu G., Li J., Feng Y. Strengthening and strain hardening mechanisms of a plain medium carbon steel by multiscale lamellar structures // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 827. Article 142091. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142091>
8. Dhua S.K., Ray A., Sarma D.S. Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 318. No. 1-2. P. 197–210. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01259-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01259-X)
9. Jain D., Isheim D., Hunter A.H., Seidman D.N. Multicomponent high-strength low-alloy steel precipitation-strengthened by subnanometric Cu precipitates and M₂C carbides // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2016. Vol. 47. No. 8. P. 3860–3872. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3569-5>
10. Fine M.E., Vaynman S., Isheim D., Chung Y.-W., Bhat S.P., Hahin C.H. A new paradigm for designing high-fracture-energy steels // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010. Vol. 41. P. 3318–3325. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0485-y>
11. Sun H., Li D., Diao Y., He Y., Yan L., Pang X., Gao K. Nanoscale Cu particle evolution and its impact on the mechanical properties and strengthening mechanism in precipitation-hardening stainless steel // *Materials Characterization*. 2022. Vol. 188. Article 111885. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111885>
12. Dong H., Li Z.C., Somani M.C., Misra R.D.K. The significance of phase reversion-induced nanogained/ultrafine-grained (NG/UFG) structure on the strain hardening behavior and deformation mechanism in copper-bearing antimicrobial austenitic stainless steel // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2021. Vol. 119. Article 104489. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2021.104489>
13. Kong H.J., Xu C., Bu C.C., Da C., Luan J.H., Jiao Z.B., Chen G., Liu C.T. Hardening mechanisms and impact toughening of a high-strength steel containing low Ni and Cu additions // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 172. P. 150–160. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.041>
14. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва: Металлургия, 1986. 312 с.
15. Дислокационный ансамбль: скалярная плотность дислокаций и ее компоненты / Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Попова, Н.А. Конева, В.Е. Громов, К.В. Аксенова. Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2019. 71 с.
16. Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Никонов С.Ю., Москвичев Е.Н., Гурьянов Д.А., Савченко Н.Л., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. Особенности формирования микроструктуры и механических свойств алюминиевой бронзы при различном тепловложении во время электронно-лучевой аддитивной печати // *Известия вузов. Физика*. 2022. Т. 65. №. 5. С. 45–51. <https://doi.org/10.17223/00213411/65/5/45>
17. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A. Effect of aluminum concentration on the lattice parameters and mean-square displacements of atoms in Cu–Al and Ti–6Al–4V alloys // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2019. Vol. 83. No. 6. P. 693–696. <https://doi.org/10.3103/S1062873819060236>
18. Jahanafrooz A., Hasan F., Lorimer G.W., Ridley N. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1983. Vol. 14. P. 1951–1956. <https://doi.org/10.1007/BF02662362>
6. Morales E.V., Betancourt G., Fernandes J.R., Batista G.Z., Bott I.S. Hardening mechanisms in a high wall thickness sour service pipe steel API 5L X65 before and after post-welding heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. vol. 851, article 143612. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143612>
7. Zhang D., Zhang M., Lin R., Liu G., Li J., Feng Y. Strengthening and strain hardening mechanisms of a plain medium carbon steel by multiscale lamellar structures. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 827, article 142091. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142091>
8. Dhua S.K., Ray A., Sarma D.S. Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2001, vol. 318, no. 1-2, pp. 197–210. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01259-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01259-X)
9. Jain D., Isheim D., Hunter A.H., Seidman D.N. Multicomponent high-strength low-alloy steel precipitation-strengthened by subnanometric Cu precipitates and M₂C carbides. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2016, vol. 47, no. 8, pp. 3860–3872. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3569-5>
10. Fine M.E., Vaynman S., Isheim D., Chung Y.-W., Bhat S.P., Hahin C.H. A new paradigm for designing high-fracture-energy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010, vol. 41, pp. 3318–3325. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0485-y>
11. Sun H., Li D., Diao Y., He Y., Yan L., Pang X., Gao K. Nanoscale Cu particle evolution and its impact on the mechanical properties and strengthening mechanism in precipitation-hardening stainless steel. *Materials Characterization*. 2022, vol. 188, article 111885. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111885>
12. Dong H., Li Z.C., Somani M.C., Misra R.D.K. The significance of phase reversion-induced nanogained/ultrafine-grained (NG/UFG) structure on the strain hardening behavior and deformation mechanism in copper-bearing antimicrobial austenitic stainless steel. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2021, vol. 119, article 104489. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2021.104489>
13. Kong H.J., Xu C., Bu C.C., Da C., Luan J.H., Jiao Z.B., Chen G., Liu C.T. Hardening mechanisms and impact toughening of a high-strength steel containing low Ni and Cu additions. *Acta Materialia*. 2019, vol. 172, pp. 150–160. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.041>
14. Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallophysics of High-Strength Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
15. Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Popova N.A., Koneva N.A., Gromov V.E., Aksenova K.V. *Dislocation Ensemble: Scalar Dislocation Density and Its Components*. Novokuznetsk: SibSIU, 2019, 71 p. (In Russ.).
16. Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Nikonov S.Yu., Moskvichev E.N., Gur'yanov D.A., Savchenko N.L., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Formation of microstructures and mechanical characteristics in electron beam additive manufacturing of an aluminum bronze with in-situ adjusting the heat input. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022, vol. 65, no. 5, pp. 45–51. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/65/5/45>
17. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A. Effect of aluminum concentration on the lattice parameters and mean-square displacements of atoms in Cu–Al and Ti–6Al–4V alloys. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2019, vol. 83, no. 6, pp. 693–696. <https://doi.org/10.3103/S1062873819060236>
18. Jahanafrooz A., Hasan F., Lorimer G.W., Ridley N. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1983, vol. 14, pp. 1951–1956. <https://doi.org/10.1007/BF02662362>

19. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2019. Vol. 30. Article 100872.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100872>
20. Bolling G.F., Fainstein D. On vacancy condensation and the origin of dislocations in growth from the melt // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. 1972. Vol. 25. No. 1. P. 45–66.
<https://doi.org/10.1080/14786437208229214>
21. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Morozova A., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement kinetics and strengthening mechanisms in Cu-0.3Cr-0.5Zr alloy subjected to intense plastic deformation // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 654. P. 131–142.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.038>
22. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 820. Article 141519.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519>
23. Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of substructural hardening // *Soviet Physics Journal*. 1991. Vol. 34. P. 224–236.
<https://doi.org/10.1007/BF00894926>
19. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2019, vol. 30, article 100872.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100872>
20. Bolling G.F., Fainstein D. On vacancy condensation and the origin of dislocations in growth from the melt. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. 1972, vol. 25, no. 1, pp. 45–66.
<https://doi.org/10.1080/14786437208229214>
21. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Morozova A., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement kinetics and strengthening mechanisms in Cu-0.3Cr-0.5Zr alloy subjected to intense plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 654, pp. 131–142.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.038>
22. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 820, article 141519.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519>
23. Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1991, vol. 34, pp. 224–236.
<https://doi.org/10.1007/BF00894926>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Анна Петровна Зыкова, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

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

ORCID: 0000-0001-8648-0743

E-mail: alexpl@ispms.ru

Андрей Владимирович Воронцов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

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

ORCID: 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Сергей Юльевич Тарасов, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0003-0702-7639

E-mail: tsy@ispms.ru

Anna P. Zykova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

Aleksandr O. Panfilov, Postgraduate, Junior Researcher of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8648-0743

E-mail: alexpl@ispms.ru

Andrei V. Vorontsov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

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

ORCID: 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Sergei Yu. Tarasov, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0702-7639

E-mail: tsy@ispms.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

А. П. Зыкова – формирование основной концепции статьи; подбор иллюстраций; расшифровка и анализ данных методом просвечивающей электронной микроскопии; расчет вкладов отдельных механизмов упрочнения.

A. P. Zykova – formation of the main concept of the article, preparation of illustrations, interpretation and analysis of data by transmission electron microscopy, calculation of the contributions of individual hardening mechanisms.

А. О. Панфилов – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии; обработка и анализ результатов микроструктурных исследований; проведение механических испытаний на растяжение.

А. В. Воронцов – анализ данных рентгеноструктурного анализа; расчет вкладов отдельных механизмов упрочнения.

Е. А. Колубаев – научное руководство, подготовка и доработка текста, формулирование выводов.

С. Ю. Тарасов – анализ экспериментальных данных, доработка текста, формулирование выводов, редактирование финальной версии статьи.

A. O. Panfilov – investigations of microstructure by optical microscopy, analysis of the results of microstructural studies, conducting mechanical tensile tests.

A. V. Vorontsov – analysis of X-ray data, calculation of contributions of individual hardening mechanisms.

E. A. Kolubaev – scientific supervision, text revision, formation of the conclusions.

S. Yu. Tarasov – analysis of experimental data, finalizing the text, writing conclusions, editing the article final version.

Поступила в редакцию 20.06.2022
После доработки 20.08.2022
Принята к публикации 05.09.2022

Received 20.06.2022
Revised 20.08.2022
Accepted 05.09.2022