



УДК 669.017.15

DOI 10.17073/0368-0797-2021-1-68-74



ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al – Co – Cr – Fe – Ni, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Ю. Ф. Иванов^{1,2}, К. А. Осинцев^{1,3}, В. Е. Громов¹,
С. В. Коновалов^{1,3}, И. А. Панченко¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

³ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское ш. 32)

Аннотация. По технологии проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере чистого аргона получен неэквивалентный высокоэнтропийный сплав (ВЭС) системы Al–Co–Cr–Fe–Ni. Исходная проволока состояла из трех жил различного химического состава: чистая алюминиевая проволока (99,95 % Al), хромоникелевая проволока (≈ 20 % Cr, ≈ 80 % Ni), проволока из кобальтового сплава (≈ 17 % Co, ≈ 54 % Fe, ≈ 29 % Ni). Полученная заготовка высокоэнтропийного сплава представляла собой параллелепипед, состоящий из 20 наплавленных слоев в высоту и четырех слоев в толщину. Сплав имел следующий элементный состав, выявленный методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, % (ат.): алюминий ($35,67 \pm 1,34$), никель ($33,79 \pm 0,46$), железо ($17,28 \pm 1,83$), хром ($8,28 \pm 0,15$), кобальт ($4,99 \pm 0,09$). Методом сканирующей электронной микроскопии обнаружено, что исходный материал имеет дендритную структуру и содержит на границах зерен частицы второй фазы. Карты распределения элементов, полученные методами картирования, показали, что объемы зерен обогащены алюминием и никелем, тогда как границы зерен содержат хром и железо. Кобальт распределен в кристаллической решетке полученного ВЭС квазиоднородно. Показано, что при испытаниях на растяжение разрушение материала произошло по механизму внутризеренного скола. Выявлено формирование хрупких трещин вдоль границ и в стыках границ зерен, т. е. в местах, содержащих включения вторых фаз. Высказано предположение, что одной из причин повышенной хрупкости ВЭС, изготовленного методом проволочно-дугового аддитивного производства, является выявленное неравномерное распределение элементов в микроструктуре сплава, а также наличие в объеме материала несплошностей различной формы и размеров.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, Al–Co–Cr–Fe–Ni, проволочно-дуговое аддитивное производство, деформация, испытания на растяжение, структура поверхности разрушения, элементный состав, сканирующая электронная микроскопия, хрупкий излом

Финансирование. Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А. Деформационное поведение высокоэнтропийного сплава системы Al–Co–Cr–Fe–Ni, изготовленного методом проволочно-дугового аддитивного производства // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 1. С. 68–74. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-68-74>

DEFORMATION BEHAVIOR OF HIGH-ENTROPY ALLOY SYSTEM Al – Co – Cr – Fe – Ni ACHIEVED BY WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING

Yu. F. Ivanov^{1,2}, K. A. Osintsev^{1,3}, V. E. Gromov¹,
S. V. Konovalov^{1,3}, I. A. Panchenko¹

¹ Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

² Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS (2/3, Akademicheskii ave., Tomsk 634021, Russian Federation)

³ Samara National Research University (34, Moskovskoe route, Samara 443086, Russian Federation)

Abstract. A non-equiatom high-entropy alloy (HEA) of the Al–Co–Cr–Fe–Ni system was obtained using wire-arc additive manufacturing technology in the atmosphere of pure argon. The initial wire had 3 conductors with different chemical composition: pure aluminum wire (Al ≈ 99.95 %), chromium-nickel wire (Cr ≈ 20 %, Ni ≈ 80 %), and cobalt alloy wire (Co ≈ 17 %, Fe ≈ 54 %, Ni ≈ 29 %). The resulting sample of high-entropy alloy was a parallelepiped consisting of 20 deposited layers in height and 4 layers in thickness. The alloy had the following elemental composition, detected by energy-dispersive X-ray spectroscopy: aluminum (35.67 ± 1.34 at. %), nickel (33.79 ± 0.46 at. %), iron (17.28 ± 1.83 at. %), chromium (8.28 ± 0.15 at. %) and cobalt (4.99 ± 0.09 at. %). Scanning electron microscopy revealed that the source material has a dendritic structure and contains particles of the second phase at grain boundaries. Element distribution maps obtained by mapping methods have shown that grain volumes are enriched in aluminum and nickel, while grain boundaries contain chromium and iron. Cobalt is distributed in the crystal lattice of the resulting HEA quasi-uniformly. It is shown that during tensile tests, the material was destroyed by the mechanism of intra-grain cleavage. The formation of brittle cracks along the boundaries and at the junctions of grain boundaries, i.e., in places containing inclusions of the second phases, is revealed. It was

suggested that one of the reasons for the increased fragility of HEA, produced by wire-arc additive manufacturing, is revealed uneven distribution of elements in microstructure of the alloy and also the presence in material volume of discontinuities of various shapes and sizes.

Keywords: high-entropy alloy, Al–Co–Cr–Fe–Ni, wire-arc additive manufacturing, deformation, tensile testing, fracture surface structure, elemental composition, fractography, scanning electron microscopy, brittle fracture

Funding. The research was financially supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Gromov V.E., Kononov S.V., Panchenko I.A. Deformation behavior of high-entropy alloy system Al–Co–Cr–Fe–Ni achieved by wire-arc additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 1, pp. 68–74. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-68-74>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время одними из перспективных типов сплавов являются высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС), которые обладают уникальными физическими и механическими свойствами [1 – 3]. Их отличительная особенность заключается в наличии в составе не менее пяти основных элементов с концентрациями от 5 до 35 % (ат.) [4 – 6]. Главной особенностью ВЭС является формирование однофазного стабильного термодинамически устойчивого и высокопрочного твердого раствора замещения преимущественно с гранецентрированной кубической (ГЦК) или объемно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой [5, 7].

Известно, что высокоэнтропийные сплавы системы Al–Co–Cr–Fe–Ni могут иметь различный фазовый состав в зависимости от концентрации элементов. По мере увеличения концентрации алюминия их структура трансформируется из ГЦК через смешанную ГЦК + ОЦК в ОЦК [8, 9]. Помимо простых фаз ГЦК и ОЦК, в ВЭС часто наблюдается образование σ -фазы, которая существенно влияет на механические свойства [10].

В работе [11] показано, что микроструктура ОЦК высокоэнтропийного сплава Al₂₅Co₂₅Cr₂₅Fe₂₅, полученного искровым плазменным спеканием, состоит из матрицы с высокой концентрацией алюминия, кобальта и железа, в которую были внедрены обогащенные хромом сферические частицы (50 – 200 нм). Кроме того, обнаружено небольшое количество карбидов $Me_{23}C_6$. Исследована эволюция микроструктуры и поведения растрескивания в высокоэнтропийных сплавах $Al_xCrCuFeNi_2$, полученных путем селективного лазерного плавления [12]. Показано, что с увеличением содержания алюминия происходит переход механизмов растрескивания от межкристаллитного горячего растрескивания, вызванного крупными столбчатыми зёрнами с ГЦК фазой, к трансгранулярному холодному растрескиванию в результате разрушения хрупких зёрен ОЦК фазы под действием сильного остаточного напряжения. Формирование равноосных зёрен исключает горячие трещины, а микроструктура, подобная эвтектике, предотвращает возникновение и распространение холодных трещин.

Пионерской по получению высокоэнтропийных сплавов с заданной геометрией является работа [13], в которой в качестве метода получения высокоэнтро-

пийного сплава Al–Co–Cr–Fe–Ni использовали технологию проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) [14, 15]. В отличие от других способов с использованием порошковых материалов (например, селективное лазерное плавление, прямое осаждение металла [16 – 19]), в этой работе использованы наплавочные проволоки разного элементного состава. Такие проволоки позволяют получать объёмные ВЭС, обладающие механическими свойствами, не худшими, чем при других аддитивных технологиях. Преимуществами этого способа являются возможность изготовления образцов практически неограниченных размеров, высокая скорость нанесения слоёв и эффективный расход исходного материала. В связи с вышесказанным, целью настоящей работы являлось установление деформационного механизма при растяжении высокоэнтропийного сплава Al–Co–Cr–Fe–Ni, изготовленного методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM), на основе анализа его структуры, элементного состава и поверхности разрушения.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для получения образцов системы Al–Co–Cr–Fe–Ni в качестве исходного материала использована трехжильная проволока, состоящая из алюминиевой проволоки ($\approx 99,95$ % Al, диаметр 0,5 мм), хромоникелевой проволоки X20H80 (≈ 20 % Cr, ≈ 80 % Ni, диаметр 0,4 мм), а также проволоки из прецизионного сплава 29НК (≈ 17 % Co, ≈ 54 % Fe, ≈ 29 % Ni, диаметр 0,4 мм). Изготовление образцов ВЭС осуществляли послойным нанесением на подложку из стали по технологии проволоочно-дугового аддитивного производства в атмосфере инертного газа ($\approx 99,99$ % Ar). Использовали следующий режим нанесения слоёв: скорость подачи проволоки 8 м/мин, напряжение 17 В, скорость движения горелки 0,3 м/мин, температура подогрева подложки примерно 250 °С. Полученная заготовка высокоэнтропийного сплава представляла собой параллелепипед размерами 60×140×20 мм из 20 наплавленных слоёв в высоту и четырёх слоёв в толщину.

Испытания на растяжение осуществляли на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497 – 84. Образцы вырезали перпендикулярно направлению нанесения слоёв из массивной заготовки методами электроэрозионной

резки. Размеры образцов перед испытаниями следующие: толщина 2,3 мм, ширина 9,1 мм, длина рабочей части 16,0 мм. Деформацию образцов осуществляли путем одноосного растяжения на установке Instron 3369 (скорость испытаний 2 мм/мин, температура 24 °С) с автоматической записью кривой растяжения. Структуру и элементный состав образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (приборы «LEO EVO-50» и «TESCANVEGA», оснащенные энергодисперсионными анализаторами INCA Energy). Энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию проводили по всему профилю образцов. Усреднение элементного состава осуществляли по 14 точкам. Расстояние между точками составляло 5 мм. Зеренную структуру образцов изучали на полированных шлифах, травление которых проводили в реактиве, состоящем из HNO_3 и HCl в соотношении 1:3.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование шлифов ВЭС после травления выявило зеренную структуру, характерное изображение которой приведено на рис. 1, а. Размеры зерен изменяются в пределах от 4 до 15 мкм. Вдоль границ и в стыках границ зерен образуются включения второй фазы (показаны на рис. 1, а стрелками).

Энергетические спектры (рис. 1, б) свидетельствуют о том, что в исследуемом материале присутствуют атомы алюминия, железа, никеля, хрома и кобальта. Результаты количественного анализа элементного состава изучаемого сплава показали, что основными элементами являются алюминий ($35,67 \pm 1,34$ % (ат.)) и никель ($33,79 \pm 0,46$ % (ат.)). Концентрации других элементов имеют следующие значения, % (ат.): железо ($17,28 \pm 1,83$), хром ($8,28 \pm 0,15$), кобальт ($4,99 \pm 0,09$). Следовательно, исследуемый в настоящей работе материал можно отнести к ВЭС неэквивалентного состава с повышенным относительно эквивалентного состава содержанием алюминия и никеля.

Методами картирования установлено, что формирование ВЭС по электродуговой аддитивной технологии приводит к расслаиванию слитка по элементному составу. Приграничные объемы сплава (объемы, расположенные вдоль границ зерен) обогащены атомами хрома и железа (рис. 2, б, в), объем зерен обогащен атомами никеля и алюминия (рис. 2, г, д), атомы кобальта распределены в объеме сплава квазираспределены (рис. 2, е).

Деформационная кривая ВЭС, полученная при растяжении образца, приведена на рис. 3. Испытанный материал обладает низкими показателями прочности и пластичности, что обусловлено, по-видимому, присутствием в объеме лопаток микротрещин. Форма разрушенного образца (фотография приведена на вставке рис. 3) указывает на хрупкое разрушение материала. Образец разрушился по плоскости, расположенной под углом 45° к оси растяжения.

Анализ поверхности разрушения осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии. Представленные на рис. 4 фотографии свидетельствуют о том, что разрушение материала произошло по механизму внутризеренного скола. При реализации данного механизма разрушение осуществляется по некоторой внутризеренной (транскристаллитной) плоскости, которая является в большинстве случаев определенной кристаллографической плоскостью для каждого из зерен материала. Следовательно, плоскость разрушения будет менять свою ориентацию от зерна к зерну, что приводит к хаотическому общему виду поверхности разрушения (рис. 4, а). В объеме зерен присутствует так называемый ручьистый узор [20], который представляет собой ступеньки между различными локальными фасетками скола одной и той же общей плоскости скола (рис. 4, б, в).

Основными деталями рельефа, которые идентифицируются на поверхности разрушения сколом, являются очаги главной и вторичных трещин, а также локальные направления распространения трещины. На рис. 5, а локальный очаг разрушения показан стрелкой. Источ-

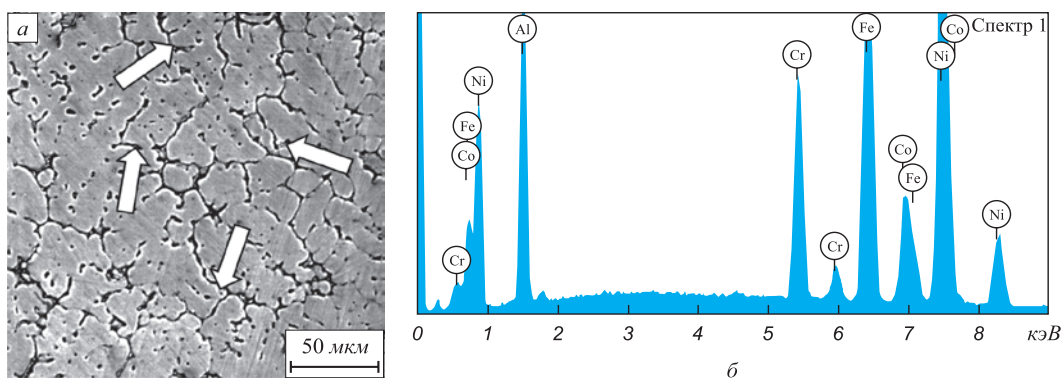


Рис. 1. Зеренная структура ВЭС (а) и энергетические спектры (б), полученные с участка шлифа, приведенного на поз. а (элементный состав данного участка представлен на поз. б; стрелками на поз. а указаны включения второй фазы)

Fig. 1. Grain structure of HEA (a) and energy spectra (b) obtained from the section shown in (a) (the elemental composition of this section is shown on (b); arrows on (a) indicate inclusions of the second phase)

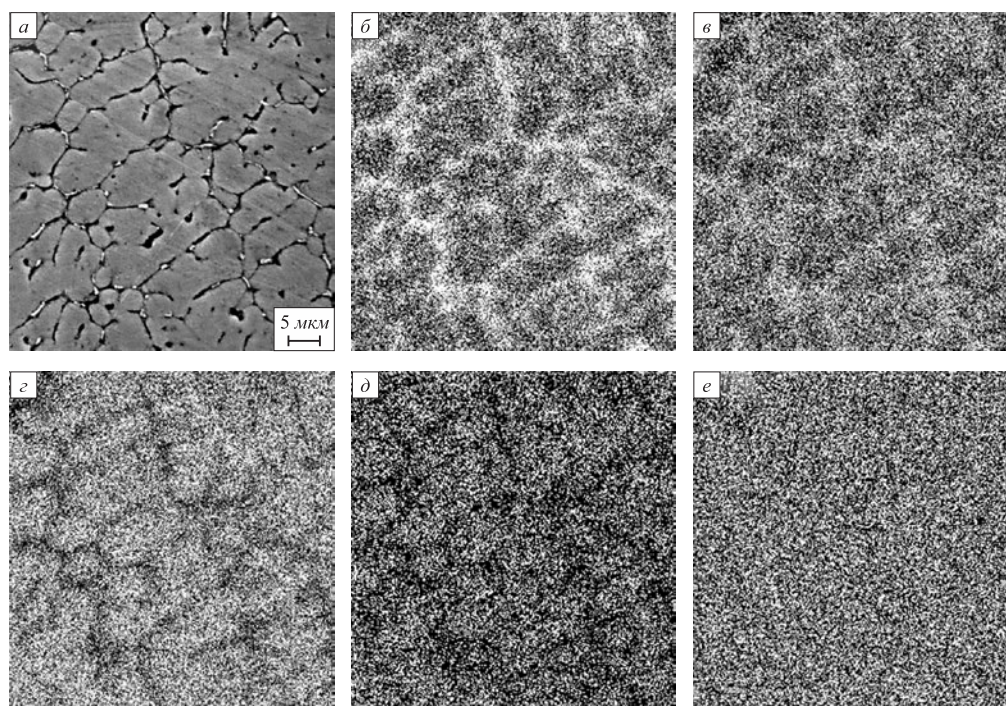


Рис. 2. СЭМ (а) поверхности ВЭС и изображения данного участка поверхности, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов хрома (б), железа (в), никеля (г), алюминия (д) и кобальта (е)

Fig. 2. SEM (a) of HEA surface and images of this surface area obtained in characteristic X-ray radiation of atoms of chromium (b), iron (c), nickel (g), aluminum (d) and cobalt (e)

ником локального разрушения образца явилась частица второй фазы, расположенная в стыке четырех зерен (место расположения частицы показано на рис. 5, а стрелкой). Микрорельеф в соседних зернах различен, что указывает на их разную кристаллографическую ориентацию. На рис. 5, б стрелкой показана система широко раскрытых вторичных трещин, что свидетель-

ствует о растрескивании материала в направлении, перпендикулярном главной плоскости разрушения.

Анализируемый сплав содержит большое количество микро- и макропор (на рис. 6 показаны стрелками). Поры располагаются хаотически на поверхности разрушения образца. Размеры пор изменяются в пределах от сотен нанометров до единиц микрометров. Очевидно, что данный фактор также способствует охрупчиванию исследуемого материала.

Анализируя результаты, полученные при исследовании поверхности разрушения, можно предположить, что повышенная хрупкость ВЭС, изготовленного методом проволочно-дугового аддитивного производства, может быть вызвана расслоением материала по элементному составу с формированием вдоль границ зерен включений второй фазы, а также наличием в объеме материала макро- и микропор различной формы и размеров.

Выводы

Получен высокоэнтروпийный сплав системы Al–Co–Cr–Fe–Ni по технологии проволочно-дугового аддитивного производства. Показано, что высокоэнтропийный сплав является поликристаллическим агрегатом, вдоль границ зерен которого располагаются частицы второй фазы. Установлено, что исследуемый в настоящей работе ВЭС имеет неэквивалентный состав и характеризуется повышенным относительно эквивалентного состава содержанием алюминия (36,5 % (ат.))

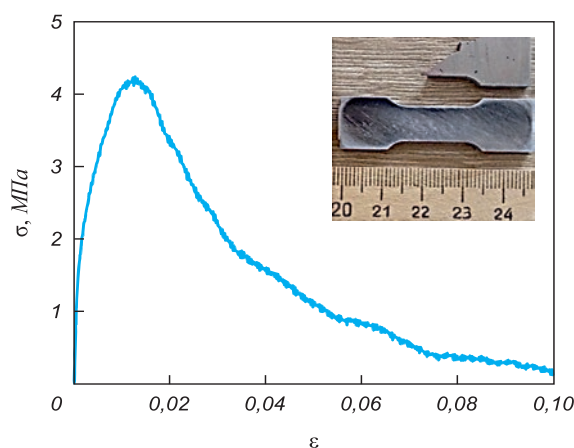


Рис. 3. Кривая напряжение – деформация ВЭС, изготовленного методами проволочно-дугового аддитивного производства (на вставке приведены фотографии образцов до и после испытания на растяжение)

Fig. 3. Stress-strain curve of HEA made by wire-arc additive manufacturing (the insert shows photos of the samples before and after tensile test)

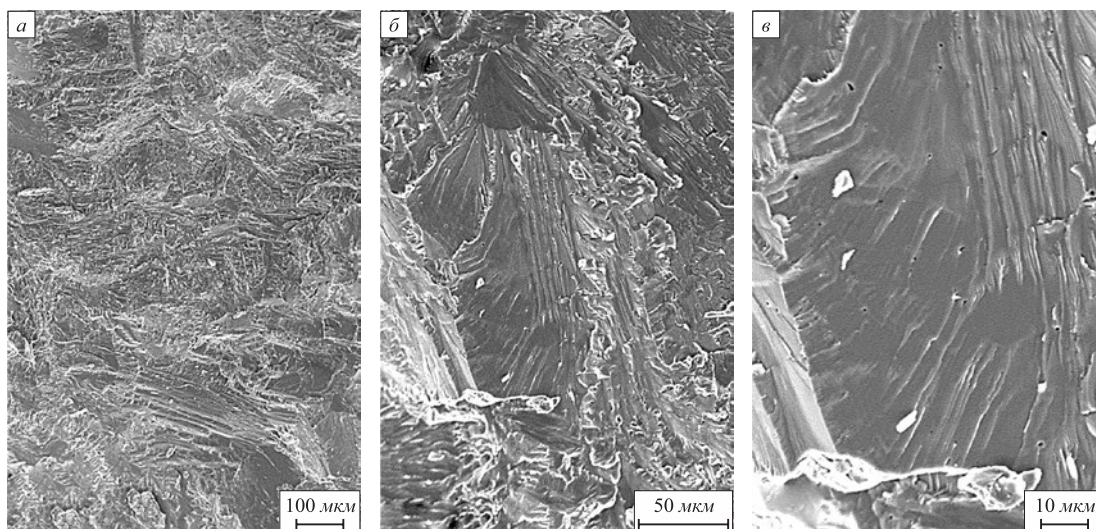


Рис. 4. СЭМ поверхности разрушения ВЭС, подвергнутого деформации растяжением

Fig. 4. SEM of the fracture surface of HEA subjected to tensile deformation

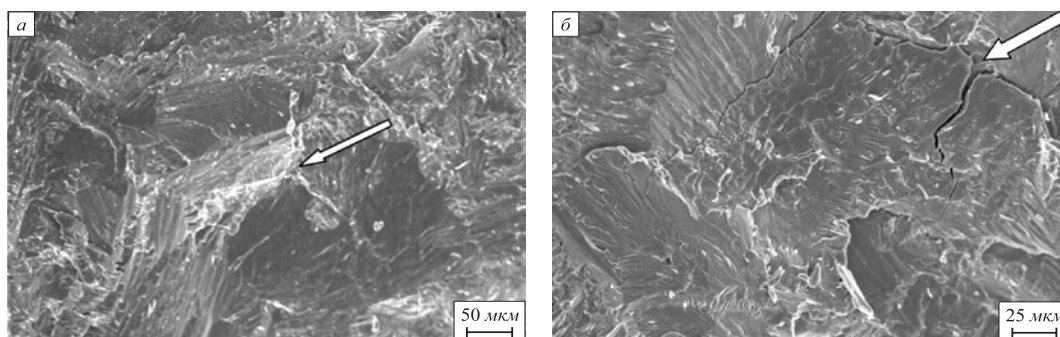


Рис. 5. СЭМ характерных элементов структуры поверхности разрушения ВЭС, подвергнутого деформации растяжением (а – стрелкой показана частица второй фазы, являющейся источником локального разрушения образца; б – стрелкой показана система широко раскрытых вторичных трещин)

Fig. 5. SEM of characteristic elements of the structure of fracture surface of HEA subjected to tensile deformation (а – arrow indicates particle of the second phase, which is the source of sample local fracture; б – arrow indicates a system of wide open secondary cracks)

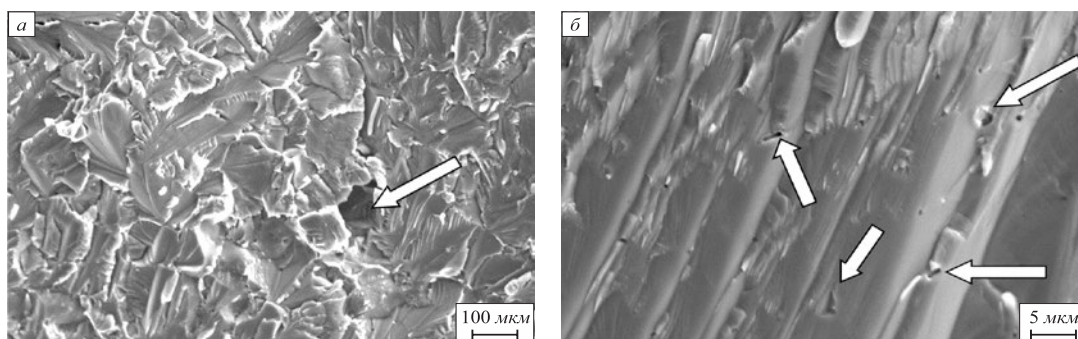


Рис. 6. Макро- и микропоры (показаны стрелками), выявленные на поверхности

Fig. 6. Macro- and micropores (indicated by arrows) detected on the fracture surface of HEA subjected to tensile deformation

и никеля (33,7 % (ат.)). Выявлено неоднородное распределение элементов по микроструктуре материала с обогащением границ зерен атомами хрома и железа, а объема зерен – атомами алюминия и никеля. Кобальт квазиоднородно распределен как в объеме, так и по гра-

ницам зерен. Показано, что при испытаниях на растяжение разрушение материала произошло по механизму внутризеренного скола. Выявлено формирование хрупких трещин вдоль границ и в стыках границ зерен, т. е. в местах, содержащих включения вторых фаз. Об-

наружено присутствие в материале макро- и микропор, размеры которых изменяются от сотен нанометров до единиц микрометров. Высказано предположение, что повышенная хрупкость ВЭС, изготовленного методом проволочно-дугового аддитивного производства, мо-

жет быть обусловлена неравномерностью распределения элементов в микроструктуре материала с формированием вдоль границ зерен включений второй фазы, а также наличием в объеме материала несплошностей различной формы и размеров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Lim X. Mixed-up metals make for stronger, tougher, stretchier alloys // *Nature*. 2016. Vol. 533. No. 7603. P. 306–307. <https://doi.org/10.1038/533306a>
2. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off // *Nature*. 2016. Vol. 534. No. 7606. P. 227–230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>
3. Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sannin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zharebtsov S. Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 145. P. 353–361. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.063>
4. Jin B., Zhang N., Yu H., Hao D., Ma Y. Al_xCoCrFeNiSi high entropy alloy coatings with high microhardness and improved wear resistance // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 402. Article 126328. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126328>
5. Pogrebnjak A.D., Bagdasaryan A.A., Yakushchenko I.V., Beresnev V.M. The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them // *Russian Chemical Reviews*. 2014. Vol. 83. No. 11. P. 1027–1061. <https://doi.org/10.1070/RCR4407>
6. Klimova M., Shaysultanov D.G., Semenyuk A., Zharebtsov S. Effect of carbon on recrystallised microstructures and properties of CoCrFeMnNi-type high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 851. Article 156839. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156839>
7. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // *Advanced Engineering Materials*. 2004. Vol. 6. No 5. P. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
8. Godlewska E.M., Mitoraj-Królikowska M., Czerski J., Jawańska M., Gein S., Hecht U. Corrosion of Al(Co)CrFeNi high-entropy alloys // *Frontiers in Materials*. 2020. Vol. 7. Article 566336. <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.566336>
9. Zhang Y., Zuo T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
10. Uporov S.A., Ryltsev R.E., Bykov V.A., Estemirova S.Kh., Zamyatin D.A. Microstructure, phase formation and physical properties of AlCoCrFeNiMn high-entropy alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 820. Article 153228. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153228>
11. Rogal L., Szklarz Z., Bobrowski P., Kalita D., Garzel G., Tarasek A., Kot M., Szlezzynger M. Microstructure and mechanical properties of Al–Co–Cr–Fe–Ni base high entropy alloys obtained using powder metallurgy // *Metals and Materials International*. 2019. Vol. 25. No. 4. P. 930–945. <https://doi.org/10.1007/s12540-018-00236-5>
12. Su Y., Luo S., Wang Z. Microstructure evolution and cracking behaviors of additively manufactured Al_xCrCuFeNi₂ high entropy alloys via selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 842. Article 155823. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155823>
13. Shen Q., Kong X., Chen X. Fabrication of bulk Al–Co–Cr–Fe–Ni high-entropy alloy using combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM): Microstructure and mechanical properties // *Journal of Materials Science and Technology*. 2021. Vol. 74. P. 136–142. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.037>
14. Chen X., Su C., Wang Y., Siddiquee A.N., Kononov S., Sing R.A. Cold metal transfer (CMT) based wire and arc additive manufacture
1. Lim X. Mixed-up metals make for stronger, tougher, stretchier alloys. *Nature*. 2016, vol. 533, no. 7603, pp. 306–307. <https://doi.org/10.1038/533306a>
2. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016, vol. 534, no. 7606, pp. 227–230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>
3. Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sannin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zharebtsov S. Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy. *Materials Characterization*. 2018, vol. 145, pp. 353–361. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.063>
4. Jin B., Zhang N., Yu H., Hao D., Ma Y. Al_xCoCrFeNiSi high entropy alloy coatings with high microhardness and improved wear resistance. *Surface and Coatings Technology*. 2020, vol. 402, article 126328. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126328>
5. Pogrebnjak A.D., Bagdasaryan A.A., Yakushchenko I.V., Beresnev V.M. The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them. *Russian Chemical Reviews*. 2014, vol. 83, no. 11, pp. 1027–1061. <https://doi.org/10.1070/RCR4407>
6. Klimova M., Shaysultanov D.G., Semenyuk A., Zharebtsov S. Effect of carbon on recrystallised microstructures and properties of CoCrFeMnNi-type high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 851, article 156839. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156839>
7. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. 2004, vol. 6, no 5, pp. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
8. Godlewska E.M., Mitoraj-Królikowska M., Czerski J., Jawańska M., Gein S., Hecht U. Corrosion of Al(Co)CrFeNi High-Entropy Alloys. *Frontiers in Materials*. 2020, vol. 7, article 566336. <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.566336>
9. Zhang Y., Zuo T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014, vol. 61, pp. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
10. Uporov S.A., Ryltsev R.E., Bykov V.A., Estemirova S.Kh., Zamyatin D.A. Microstructure, phase formation and physical properties of AlCoCrFeNiMn high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 820, article 153228. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153228>
11. Rogal L., Szklarz Z., Bobrowski P., Kalita D., Garzel G., Tarasek A., Kot M., Szlezzynger M. Microstructure and mechanical properties of Al–Co–Cr–Fe–Ni base high entropy alloys obtained using powder metallurgy. *Metals and Materials Int.* 2019, vol. 25, no. 4, pp. 930–945. <https://doi.org/10.1007/s12540-018-00236-5>
12. Su Y., Luo S., Wang Z. Microstructure evolution and cracking behaviors of additively manufactured Al_xCrCuFeNi₂ high entropy alloys via selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 842, article 155823. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155823>
13. Shen Q., Kong X., Chen X. Fabrication of bulk Al–Co–Cr–Fe–Ni high-entropy alloy using combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM): Microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Science and Technology*. 2021, vol. 74, pp. 136–142. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.037>
14. Chen X., Su C., Wang Y., Siddiquee A.N., Kononov S., Sing R.A. Cold metal transfer (CMT) based wire and arc additive manufacture

- (WAAM) system // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2018. Vol. 12. No. 6. P. 1278–1284. <https://doi.org/10.1134/S102745101901004X>
15. Liu K., Chen X., Shen Q., Pan Z., Singh R.A., Jayalakshmi S., Konovalov S. Microstructural evolution and mechanical properties of deep cryogenic treated Cu–Al–Si alloy fabricated by Cold Metal Transfer (CMT) process // *Materials Characterization*. 2020. Vol. 159. Article 110011. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110011>
 16. Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges // *Composites Part B: Engineering*. 2018. Vol. 143. P. 172–196. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
 17. Panin A.V., Kazachenok M.S. Panin S.V., Berto F. Scale levels of quasi-static and dynamic fracture behavior of Ti-6Al-4V parts built by various additive manufacturing methods // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2020. Vol. 110. Article 102781. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102781>
 18. Konovalov S., Osintsev K., Golubeva A., Smelov V., Ivanov Yu., Chena X., Komissarova I. Surface modification of Ti-based alloy by selective laser melting of Ni-based superalloy powder // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 4. P. 8796–8807. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.016>
 19. Sistla H.R., Newkirk J.W., Liou F.F. Effect of Al/Ni ratio, heat treatment on phase transformations and microstructure of $\text{Al}_x\text{FeCoCrNi}_{2-x}$ ($x = 0.3, 1$) high entropy alloys // *Materials and Design*. 2015. Vol. 81. P. 113–121. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.05.027>
 20. Brooks C.R., McGill B.L. The application of scanning electron microscopy to fractography // *Materials Characterization*. 1994. Vol. 33. No. 3. P. 195–243. [https://doi.org/10.1016/1044-5803\(94\)90045-0](https://doi.org/10.1016/1044-5803(94)90045-0)
 - (WAAM) system. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2018, vol. 12, no. 6, pp. 1278–1284. <https://doi.org/10.1134/S102745101901004X>
 15. Liu K., Chen X., Shen Q., Pan Z., Singh R.A., Jayalakshmi S., Konovalov S. Microstructural evolution and mechanical properties of deep cryogenic treated Cu–Al–Si alloy fabricated by Cold Metal Transfer (CMT) process. *Materials Characterization*. 2020, vol. 159, article 110011. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110011>
 16. Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*. 2018, vol. 143, pp. 172–196. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
 17. Panin A.V., Kazachenok M.S. Panin S.V., Berto F. Scale levels of quasi-static and dynamic fracture behavior of Ti-6Al-4V parts built by various additive manufacturing methods. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2020, vol. 110, article 102781. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102781>
 18. Konovalov S., Osintsev K., Golubeva A., Smelov V., Ivanov Yu., Chena X., Komissarova I. Surface modification of Ti-based alloy by selective laser melting of Ni-based superalloy powder. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 4, pp. 8796–8807. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.016>
 19. Sistla H.R., Newkirk J.W., Liou F.F. Effect of Al/Ni ratio, heat treatment on phase transformations and microstructure of $\text{Al}_x\text{FeCoCrNi}_{2-x}$ ($x = 0.3, 1$) high entropy alloys. *Materials and Design*. 2015, vol. 81, pp. 113–121. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.05.027>
 20. Brooks C.R., McGill B.L. The application of scanning electron microscopy to fractography. *Materials Characterization*. 1994, vol. 33, no. 3, pp. 195–243. [https://doi.org/10.1016/1044-5803\(94\)90045-0](https://doi.org/10.1016/1044-5803(94)90045-0)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0003-0271-5504
E-mail: yufi55@mail.ru

Кирилл Александрович Осинцев, аспирант кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-1150-6747
E-mail: osincev.ka@ssau.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., доцент кафедры менеджмента качества и инноваций, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Siberian State Industrial University, Chief Researcher, Institute of High Current Electronics
ORCID: 0000-0003-0271-5504
E-mail: yufi55@mail.ru

Kirill A. Osintsev, Postgraduate of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Siberian State Industrial University, Samara National Research University
ORCID: 0000-0003-1150-6747
E-mail: osincev.ka@ssau.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Sergei V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Quality Management and Innovation, Siberian State Industrial University
E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

Поступила в редакцию 26.11.2020
 После доработки 30.11.2020
 Принята к публикации 11.12.2020

Received 26.11.2020
 Revised 30.11.2020
 Accepted 11.12.2020