УДК 621.793.79

Исследование структуры и свойств сплава, полученного методом дуговой наплавки высокоэнтропийной порошковой проволокой системы Al – Co – Cr – Fe – Mn

Р. Е. Крюков, профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии[1], докт. техн. наук, доцент, эл. почта: rek_nzrmk@mail.ru
А. Р. Михно, аспирант, директор НПЦ «Сварочные процессы и технологии»[1], эл. почта: mikno-mm131@mail.ru
И. А. Панченко, старший научный сотрудник Управления научных исследований[1], канд. техн. наук, эл. почта: i.r.i.ss@yandex.ru
С. В. Коновалов, проректор по научной и инновационной деятельности[1], докт. техн. наук, профессор, эл. почта: konovalov@sibsiu.ru
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

Методом электродуговой наплавки под слоем флюса проведены исследования по изготовлению сплава порошковой проволокой системы Al – Co – Cr – Fe – Mn. В лабораторных условиях изготовлена порошковая проволока, содержащая порошки хрома ПХ-1С, марганца МР-0, алюминия АСД-4 и кобальта ПК-1у. Путем автоматической наплавки под слоем флюса марки АН-348А изготовлен полнопрофильный образец для проведения дальнейших исследований: определения химического состава сплава, проведения исследования микротвердости, нанотвердости и модуля Юнга, механических испытаний на ударную вязкость и растяжение, выявления закономерности формирования микроструктуры образцов в зависимости от расстояния от зоны сплавления методом просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что полученный в ходе исследования сплав обладает повышенной твердостью по сравнению с подложкой, однако высокая твердость полученного сплава сопровождается хрупкостью материала, что подтверждено результатами механических испытаний. Проведенное электронно-микроскопическое исследование сплава выявило, что сплав вблизи поверхности наплавки характеризуется двухфазной структурой, состоящей из мартенсита реечной и пластинчатой морфологии и отдельных зерен феррита. Показано, что изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к увеличению объемной доли мартенситной фазы и росту ее дисперсности и дефектности. Полученные в ходе исследования результаты указывают на перспективность использования полученного сплава при изготовлении износостойких покрытий и изделий.
Ключевые слова: порошковая проволока, электродуговая наплавка, микротвердость, высокоэнтропийные материалы, микроструктура, ударная вязкость, нанотвердость, модуль Юнга, механические характеристики.
DOI: 10.17580/chm.2024.07.11

Введение

Металлические сплавы с содержанием каждого элемента от 5 до 35 % вызывают большой научный интерес как в отечественной, так и в зарубежной науке [1–3]. Анализу высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) посвящено уже более 5000 значимых научных работ, среди которых можно найти публикации, содержащие обзор проблем, связанных с особенностями получения высокоэнтропийных сплавов, исследования структуры, механических свойств многокомпонентных сплавов [4].

Общее число элементов, входящих в различные семейства высокоэнтропийных сплавов, составляет около 40. Сочетание в сплавах большого числа компонентов позволяет получать огромное число ВЭС [5, 6]. Проведенный анализ литературных данных указывает на то, что в настоящее время изучено всего лишь около 700 материалов, относящихся к семейству высокоэнтропийных сплавов [7, 8].

Множество исследований в анализируемой области было связано с поиском способов изготовления высокоэнтропийных сплавов. В частности, рассмотрены стандартные способы изготовления ВЭС, включающие порошковую металлургию [9], обычное литье [10] и аддитивное производство (АП) [11]. Однако широкое распространение получили методы, основанные на термоядерном синтезе, которые могут быть классифицированы как электронно-лучевые [12], лазерные [13], плавление в порошковом слое, а также аддитивное производство с проволочной дугой (WAAM) [14].

Одним из наиболее широко распространенных методов получения высокоэнтропийных сплавов является вакуумно-дуговое плавление [15], в котором исходным материалом является смесь металлов чистотой более 99 %. С целью предотвращения окисления материала выплавку сплавов выполняют в среде инертного газа. Для получения ВЭС, содержащих тугоплавкие материалы, рациональным является применение технологии электродугового плавления.

Для формирования оптимальной структуры и получения более высокого комплекса механических свойств высокоэнтропийные сплавы подвергают термопластической обработке: прокатке в холодном и горячем состоянии [16], ковке [17], волочению [18]. А для придания равновесной структуры

металла проводятся такие технологические операции, как отжиг либо иные способы термической обработки [19].

К наиболее частым методам изготовления ВЭС относят также механическое сплавление чистых порошковых компонентов в планетарных шаровых мельницах [20]. Данная технология позволяет получить материалы вида CoFeNiXY. При этом компонентами X в них являются хром и медь, а функцию компонентов Y выполняют марганец, алюминий, титан или цирконий [8].

Изготовление ВЭС методом аддитивного производства с проволочной дугой считается одним из перспективных способов, так как позволяет снизить стоимость изготовления исследуемых материалов, исключить проблемы безопасности и уменьшить трудозатраты на изготовление.

Целью данной работы являются получение многокомпонентных порошковых проволок и формирование наплавочных электродуговых покрытий, проведение исследования влияния высокоэнтропийного наполнителя порошковой проволоки на параметры структуры, фазовый состав, дислокационную субструктуру, физические и механические свойства наплавленного материала.

Материалы и методика исследования

Проволоку диаметром 4,2 мм изготавливали на лабораторной установке НПЦ «Сварочные процессы и технологии» Сибирского государственного индустриального университета по технологии с пропусканием через фильеры. Оболочка выполнена из ленты 08пс 14·0,6 мм. Порошковую проволоку получали из порошкообразных материалов: хрома ПХ-1С по ТУ 14-1-1474–75 [21], марганца МР-0 по ГОСТ 6008–82 [22], алюминия АСД-4 по ТУ 1791-99-019–98 [23], кобальта ПК-1у по ГОСТ 9721–79 [24]. Состав шихты брали из расчета 25 % всех используемых элементов. Разработанную проволоку наплавляли под высококремнистым марганцевым флюсом АН-348а по ГОСТ 9087–81 [25], который обеспечивает хорошее формирование, малую склонность к образованию пор и удовлетворительную отделимость шлаковой корки от наплавленного металла. В качестве подложки была использована пластина из стали 09Г2С размером 25·80·300 мм.

Наплавку исследуемых образцов осуществляли с использованием режима наплавки, рекомендованного по ГОСТ 26101–84 [26], сила тока 450А, напряжение 28В, скорость наплавки 15 см/мин с использованием сварочного трактора ASAW-1250.

Для проведения исследований образцы полученного сплава вырезали из объемных заготовок на электроэрозионном станке ДК7732 М11 по схеме, представленной на **рис. 1.** Образцы разделили на две группы: зона полученного сплава (образцы 1.1–1.3 — группа 1), и зона сплавления металла с подложкой (зона перемешивания — образцы 2.1–2.3 — группа 2).

Химический состав исследуемых образцов определяли с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение» СибГИУ, атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71 и рентгенофлюоресцентным методом на спектрометре XRF-1800. Химический состав наплавленного металла определяли химическими методами: на содержание углерода по ГОСТ 12344–2003 [27], серы по ГОСТ 12345–2001 [28] и фосфора по ГОСТ 12347–77 [29].

Твердость полученного образца определяли с использованием микротвердомера HVS-1000 по микро-Виккерсу (ГОСТ 9450–76 [30]) путем вдавливания алмазной пирамидки. Испытательная нагрузка 1 кг, длительность нагрузки 10 с, шаг измерения 2 мм (от наплавленного металла до подложки).

Нанотвердость и модуль Юнга определяли при помощи нанотвердомера Наноскан 4D (лаборатория электронной микроскопии и обработки изображений СибГИУ). Анализ нанотвердости (нагрузка на индентор 500 мН) выполняли по глубине от поверхности образцов через каждые 10 мкм.

Испытания образцов на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Walter+Bai LFM-125. Одноосное растяжение при комнатной температуре (24±1 °С) Скорость нагружения 0,2 мм/мин. Испытания образцов на ударную вязкость KCU проводили с использованием маятникового копра при комнатной температуре (20±1 °С).

Изучение микроструктуры и фазового состава образцов многокомпонентного сплава Al – Co – Cr – Fe – Mn выполнено с использованием экспериментального научного оборудования Центра коллективного пользования Института физики металлов УрО РАН: модуля для ручного и полуавтоматического шлифования и полировки образцов Metaserv250; модуля 170 Ultratonic Disk Cutter (Fischione Instruments), предназначенного для ультразвуковой вырезки образцов; оборудования для пробоподготовки для электронной микроскопии PIPS II Instrument (Advantage); сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) высокого разрешения Tecnai G2 30 (FEI Company), оборудованного системами сканирования GATAN, с использованием стандартных методик (светло- и темнопольных изображений и микродифракции электронов).

Результаты исследования и их обсуждение

Для проведения комплексного исследования сплава, полученного дуговой наплавкой под слоем флюса, было проведено изготовление полнопрофильного образца (**рис. 2**) путем многопроходной наплавки.

После изготовления полнопрофильного образца размером 30·60·250 мм^3 методом электроэрозионной резки

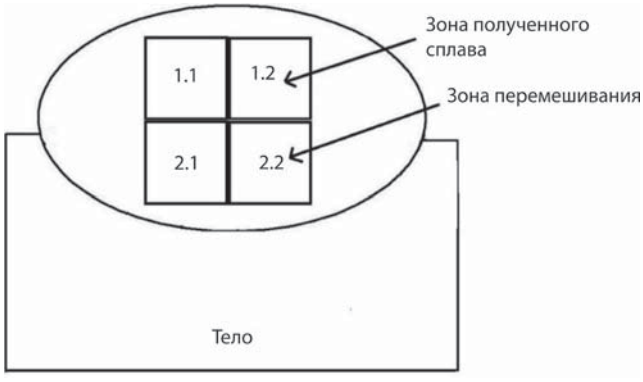


Рис. 1. Схема вырезки образцов для механических испытаний и ПЭМ-исследований

Рис. 2. Характерный вид наплавленного полнопрофильного образца

получили образцы для определения химического состава сплава, изучения микро- и нанотвердости и модуля Юнга, выполнения механических испытаний на ударную вязкость и растяжение, выявление закономерности формирования микроструктуры образцов в зависимости от расстояния от зоны сплавления методом просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты химического анализа, % (мас.): 6,47 Mn; 6,25 Cr; 5,48 Co; 3,27 Al; 2,32 Si; 0,20 Mo; 0,16 C; 0,09 Ni; 0,073 Ti; 0,05 Cu; 0,013 P; 0,01 V; 0,007 S; 0,006 Nb; <0,001 W) указывают на то, что полученный с использованием разработанной порошковой проволокой наплавленный металл состоит в основном из 70 % Fe и 30 % легирующих элементов (Al, Co, Cr, Mn).

Результаты измерения микротвердости наплавленного образца (**табл. 1**) указывают на то, что микротвердость наплавленного слоя в 2 раза выше, чем у основного металла (стали 09Г2С), что, в свою очередь, будет способствовать увеличению износостойкости и использованию данного материала в компонентах, подверженных повышенной степени износа.

По результатам изучения нанотвердости отмечено ее неравномерное распределение. Среднее значение нанотвердости составляет 1,54±0,45 ГПа. Анализ изменения модуля Юнга показал подобные изменению нанотвердости эффекты, среднее значение модуля Юнга составляет 144,11±24,35 ГПа.

Полученные механические характеристики (испытания на растяжение) исследуемого сплава представлены в **табл. 2**, **3** и на **рис. 3**, **4**. В ходе проведения испытаний определено, что излом образцов группы 1 хрупкий. Фото характерного излома с торца образца группы 1 показано на **рис. 5**. Излом образцов группы 2 также хрупкий, однако дополнительно выделяются области отличные цветом (**рис. 6**). Это могут быть как несплошности, так и неоднородности изготовления образцов.

Результаты испытаний на ударную вязкость KCU (см. табл. 3) также указывают на хрупкость полученного сплава. .

Таблица 1

Результаты измерения микротвердости наплавленного слоя HV

Основной металл (подложка)	Среднее значение микротвердости	Min-значение	Max-значение
145,4	289	282	360

Таблица 2

Механические характеристики исследуемого сплава

Номер образца	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %
1.1	136	158	300	2,8	0
1.2	143	168	490	9,3	0,2
1.3	140	158	1170	19,0	0,3
2.1	211	227	1065	22,9	0,4
2.2	206	236	300	1,3	0
2.3	183	203	500	8,8	0,2

Таблица 3

Размерные характеристики и результаты ударной вязкости исследуемого сплава

Параметр	Номер образца			
	1.1	1.2	2.1	2.2
Ширина, мм	0,78	0,81	0,81	0,81
Высота, мм	0,96	1,0	1,6	1,2
Энергия маятника начальная, КГМ	20	19,8	20,2	20
Энергия маятника конечная, КГМ	19,4	19,1	11,4	13,6
Ударная вязкость KCU, Дж/см^2	7,85	8,46	66,54	64,53

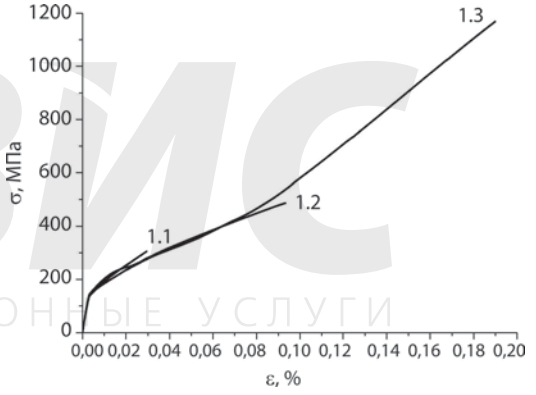


Рис. 3. Зависимости напряжения от деформации для образцов группы 1

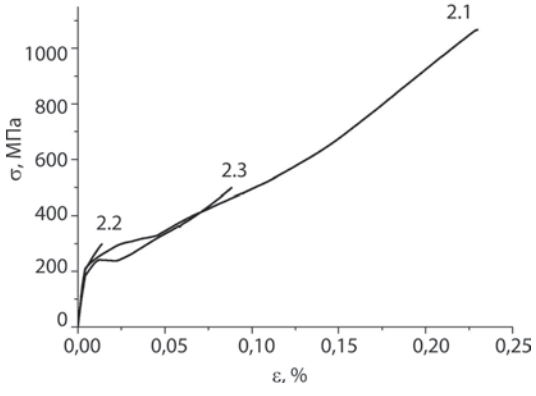


Рис. 4. Зависимости напряжения от деформации для образцов группы 2

Определено, что образцы, полученные с поверхности наплавки, обладают большей хрупкостью, чем полученные с зоны сплавления подложки и наплавленного металла.

Методом тонких фольг электронно-микроскопическим способом изучены микроструктура и фазовый состав образцов многокомпонентного сплава (**рис.7, 8**), вырезанных из различных участков наплавленного покрытия. Электронно-микроскопный анализ показал, что исследованные образцы характеризуются двухфазной структурой, состоящей из мартенсита и отдельных зерен феррита.

Рис. 5. Фото излома образца 1.1

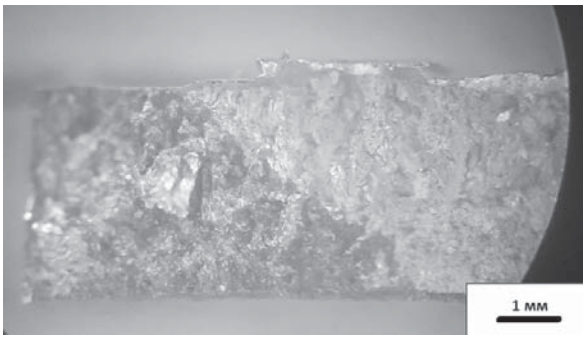
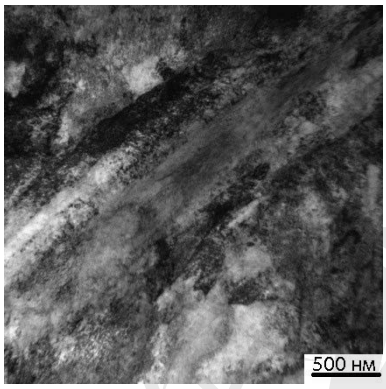
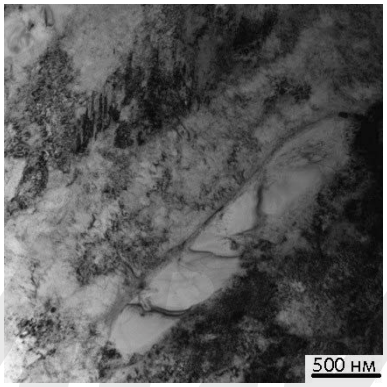


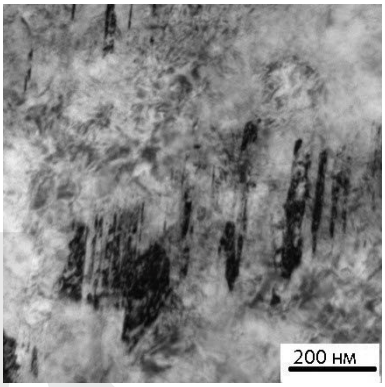
Рис. 6. Фото излома образца 2.2



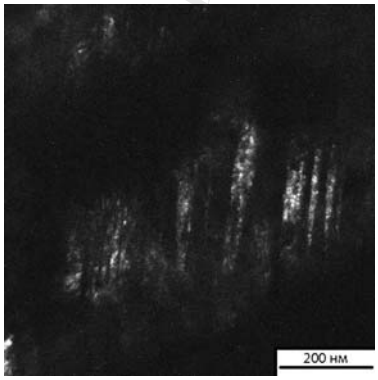
а



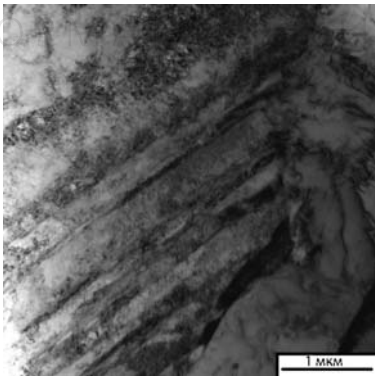
б



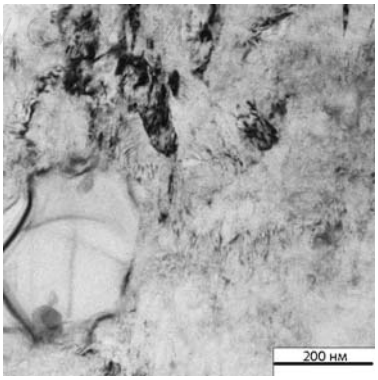
в



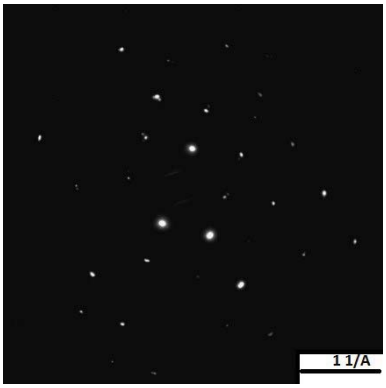
г



д



е



ж

Рис. 7. Электронно-микроскопные изображения микроструктуры исследуемого сплава вблизи поверхности наплавки: *а–в* — светлопольные изображения; *г* — темнопольное изображение в рефлексе $(110)_{\alpha_м}$; *д*, *е* — светлопольные изображения; *ж* — микроэлектронограмма (ось зоны, близкая к $\left[0\bar{1}1\right]_{\alpha_м}$)

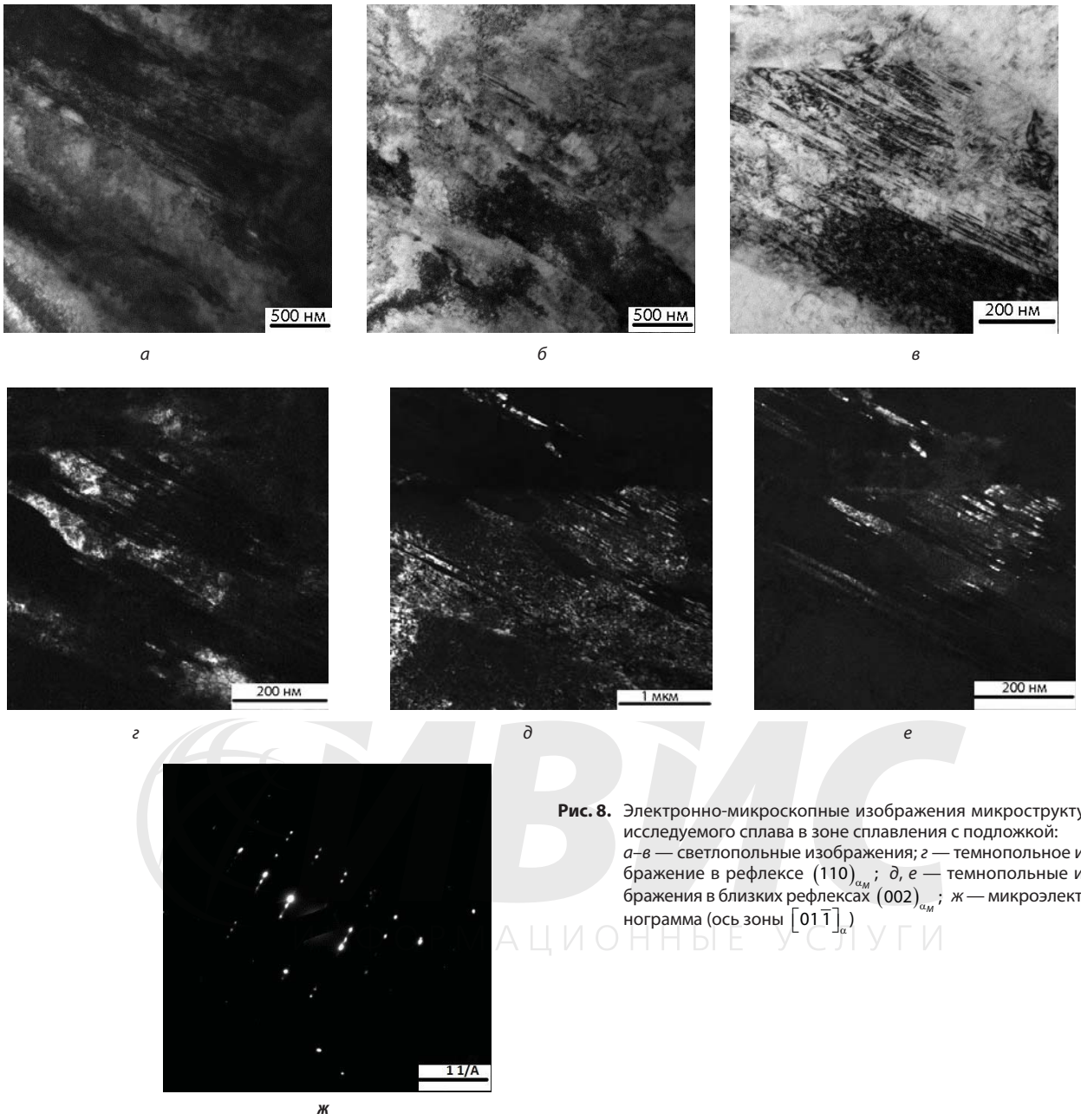


Рис. 8. Электронно-микроскопные изображения микроструктуры исследуемого сплава в зоне сплавления с подложкой: *а–в* — светлопольные изображения; *г* — темнопольное изображение в рефлексе $(110)_{\alpha_м}$; *д*, *е* — темнопольные изображения в близких рефлексах $(002)_{\alpha_м}$; *ж* — микроэлектронограмма (ось зоны $[01\bar{1}]_{\alpha}$)

На снимках микроструктуры сплава визуализируется большое количество контуров экстинкции, появление которых объясняется высокой плотностью дефектов кристаллической решетки и полями упругих напряжений вокруг них, возникающей при формировании высокодефектной мартенситной структуры.

В структуре сплава отчетливо выявлен мартенсит двух морфологий: реечный, состоящий из протяженных реек длиной до нескольких микрон и шириной до 300 нм, и двойникованный пластинчатый, длина двойников в котором достигает 400–700 нм, а ширина — до 40 нм. В зернах феррита, наоборот, наблюдается более однородный контраст, свидетельствующий об их меньшей дефектности. Кристаллы α-фазы характеризуются вытянутой или близкой к равноосной формой и размерами от 200 до 2000 нм. Изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к трансформации микроструктуры исследованного сплава. В данном случае фазовый состав сплава представлен исключительно мартенситом, участки с ферритом на электронно-микроскопных изображениях не обнаружены. При этом также возрастает дефектность и дисперсность структуры мартенсита: ширина двойников и реек уменьшается до 30–40 нм.

Выводы

По результатам лабораторных исследований установлено, что полученный сплав обладает повышенной твердостью по сравнению с подложкой, однако высокая твердость сопровождается хрупкостью материала, что подтверждено результатами механических испытаний. Данные результаты характерны не только для полученного сплава, но и сплавов и покрытий, применяемых для изготовления и ремонта изделий, обладающих повышенной износостойкостью (например:

валы, оси, фланцы, корпуса обшивки, толкатели, восстановления обжимных прокатных валков, крановых колес).

По результатам электронно-микроскопного исследования установлено, что сплав вблизи поверхности наплавки характеризуется двухфазной структурой, состоящей из мартенсита реечной и пластинчатой морфологии и отдельных зерен феррита. Показано, что изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к увеличению объемной доли мартенситной фазы и росту ее дисперсности и дефектности. ЧМ

Авторы выражают признательность коллегам за помощь, благодарность за финансовую поддержку исследования Российским научным фондом. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00350, https://rscf.ru/project/23-29-00350/

Библиографический список

1. *Osintsev K. A., Konovalov S. V., Glezer A. M., Gromov V. E. et al.* Research on the structure of Al2.1Co0.3Cr0.5FeNi2.1 high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels // Materials Letters. 2021. Vol. 294. 129717. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.129717.
2. *Zhang Y.* High-entropy materials: a brief introduction. — Singapore, Springer Nature, 2019. — 159 p.
3. *Chen T. K., Shun T. T., Yeh J. W., Wong M. S.* Nanostructured nitride films of multi-element high-entropy alloys by reactive DC sputtering // Surface and Coatings Technology. 2004. Vol. 188-189, No. 1-3 SPEC.ISS. P. 193–200. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.023.
4. *Батаева З. Б., Руктуев А. А., Иванов И. В.* и др. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 2. С. 116–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
5. *Cantor B.* Multicomponent and high entropy alloys // Entropy. 2014. Vol. 16, Iss. 9. P. 4749–4768. DOI: 10.3390/e16094749.
6. *Cantor B.* Stable and metastable multicomponent alloys // Annales de Chimie Science des Matériaux. 2007. Vol. 32, Iss. 3. P. 245–256. DOI: 10.3166/acsm.32.245-256.
7. *Osintsev K. A., Konovalov S. V., Gromov V. E., Ivanov Y. F.* et al. Microstructure and mechanical properties of non-equiatomic Co25.4Cr15Fe37.9Mn3.5Ni16.8Si1.4 high-entropy alloy produced by wire-arc additive manufacturing // Materials Letters. 2022. Vol. 312. 131675. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.131675.
8. *Рогачев А. С.* Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 8. С. 807–841. DOI: 10.31857/S0015323020080094.
9. *Ji W., Wang W., Wang H., Zhang J.* et al. Short communication // Intermetallics. 2015. Vol. 56. P. 24–27. DOI: 10.1016/j.intermet.2014.08.008.
10. *Miracle D. B., Senkov O. N.* A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. 2017. Vol. 122. P. 448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
11. *Осинцев К. А., Громов В. Е., Воробьев С. В.* и др. Влияние электронно-пучковой обработки на дефектную субструктуру высокоэнтропийного сплава системы Co - Cr - Fe - Mn - Ni // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 254–260. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-4-254-260.
12. *Geng Y., Konovalov S. V., Chen X.* Research status and application of the high-entropy and traditional alloys fabricated via the laser cladding // Progress in Physics of Metals. 2020. Vol. 21, Iss. 1. P. 26–45. DOI: 10.15407/ufm.21.01.026.
13. *Астафурова Е. Г., Реунова К. А., Астафуров С. В.* и др. Влияние фазовых превращений в процессе электронно-лучевой 3D-печати и последующей термической обработки на закономерности пластической деформации и разрушение образцов высокоазотистой Cr-Mn-стали // Известия вузов. Физика. 2021. Т. 64. № 7(764). С. 10–17. DOI: 10.17223/00213411/64/7/10.
14. *Яковлев А. В., Лебедев Г. С., Лузанов О. Р.* Перспективы и технология развития WAAM // Актуальные проблемы авиации и космонавтики : сборник материалов VIII Международной научно-практической конференции, посвященной Дню космонавтики. В 3-х томах, Красноярск, 11–15 апреля 2022 года / под общ. ред. Ю. Ю. Логинова. Том 1. — Красноярск : ФГБОУ ВО «Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М. Ф. Решетнева», 2022. С. 560–563.
15. *Tang W.-Y., Yeh J.-W.* Effect of aluminum content on plasma-nitrided AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2009. Vol. 40. P. 1479–1486. DOI: 10.1007/s11661-009-9821-5.
16. *Gu J., Ni S., Liu Y., Song M.* Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 755. P. 289–294. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.
17. *Кузнецов А. В., Салищев Г. А., Сеньков О. Н.* и др. Влияние микроструктуры на механические свойства при растяжении высокоэнтропийного сплава AlCoCrCuFeNi // Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Математика. Физика. 2012. № 11(130). С. 182–196.
18. *Ma X., Xu Y., Chen J.* et al. Microstructure and mechanical properties of cold drawing CoCrFeMnNi high entropy alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 795. P. 45–53. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.296.
19. *Шайсултанов Д. Г., Степанов Н. Д., Салищев Г. А., Тихоновский М. А.* Влияние термической обработки на структуру и твердость высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNiMnVx (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1) // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 6. С. 610–621. DOI: 10.7868/S0015323017060080.
20. *Кочетов Н. А., Рогачев А. С., Щукин А. С.* и др. Механическое сплавление с частичной аморфизацией многокомпонентной порошковой смеси Fe-Cr-Co-Ni-Mn и ее электроискровое плазменное спекание для получения компактного высокоэнтропийного материала // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 2. С. 35–42. DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.
21. ТУ 14-1-1474–75. Порошок хрома восстановленного. — Введ. 01.07.1976.
22. ГОСТ 6008–82. Марганец металлический и марганец азотированный. — Введ. 01.07.1991.
23. ТУ 1791-99-019–98. Порошок алюминиевый.
24. ГОСТ 9721–79. Порошок кобальтовый. Технические условия. — Введ. 01.01.1981.
25. ГОСТ 9087–81. Флюсы сварочные плавленые. Технические условия. — Введ. 01.01.1982.
26. ГОСТ 26101–84. Проволока порошковая наплавочная. Технические условия. — Введ. 01.01.1986.
27. ГОСТ 12344–2003. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения углерода. — Введ. 01.09.2004.
28. ГОСТ 12345–2001. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения серы. — Введ. 01.03.2002.
29. ГОСТ 12347–77. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения фосфора. — Введ. 01.01.1978.
30. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. — Введ. 01.01.1977.

"Chernye metally", 2024, No. 7, pp. 70-76
DOI: 10.17580/chm.2024.07.11

Study of the structure and properties of the alloy produced by arc surfacing with high-entropy flux-cored wire of the Al – Co – Cr – Fe – Mn system

Information about authors
R. E. Kryukov, Dr. Eng., Associate Prof., Prof., Dept. of Metallurgy of Ferrous Metals and Chemical Technology[1], e-mail: rek_nzrmk@mail.ru;
A. R. Mikhno, Postgraduate Student, Director of the Scientific and Production Center "Welding Processes and Technologies"[1], e-mail: mikno-mm131@mail.ru;
I. A. Panchenko, Cand. Eng., Senior Researcher, Dept. of Scientific Research[1], e-mail: i.r.i.ss@yandex.ru;
S. V. Konovalov, Dr. Eng., Prof., Vice-Rector for Scientific and Innovation Activities[1], e-mail: konovalov@sibsiu.ru
[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

Abstract: Using the method of electric arc surfacing under a layer of flux, studies were carried out on the production of an alloy using flux-cored wire of the Al-Co-Cr-Fe-Mn system. In laboratory conditions, flux-cored wire was produced containing powders: chromium PH-1S according to TU 14-1-1474-75, manganese MR-0 according to GOST 6008-82, aluminum ASD-4 according to TU 1791-99-019-98, cobalt PC -1y according to GOST 9721-79. By automatic surfacing under a layer of AN-348A grade flux, a full-profile sample was manufactured for further research: determining the chemical composition of the alloy, conducting a study of microhardness, nanohardness and Young's modulus, conducting mechanical tests for impact strength and tensile, identifying patterns in the formation of the microstructure of samples depending on on the distance from the fusion zone using transmission electron microscopy. As a result of scientific research, it was determined that the alloy obtained during the study has increased hardness compared to the substrate, however, the high hardness of the resulting alloy is accompanied by the fragility of the material, which is confirmed by the results of mechanical tests. An electron microscopic study of the alloy revealed that the alloy near the surfacing surface is characterized by a two-phase structure consisting of lath and lamellar martensite and individual ferrite grains. It is shown that a change in the rate of crystallization and cooling in the fusion zone of the surfacing and the substrate led to an increase in the volume fraction of the martensite phase and an increase in its dispersity and defectiveness. The results obtained during the study indicate the prospects of using the resulting alloy in the manufacture of wear-resistant coatings and products.
Key words: flux-cored wire, electric arc surfacing, microhardness, high-entropy materials, microstructure, impact strength, nanohardness, Young's modulus, mechanical characteristics.

The authors express their gratitude to their colleagues for the financial support of the study by the Russian Science Foundation. The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-29-00350, https://rscf.ru/project/23-29-00350/

References

1. Osintsev K. A., Konovalov S. V., Glezer A. M., Gromov V. E. et al. Research on the structure of Al2.1Co0.3Cr0.5FeNi2.1 high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels. *Materials Letters.* 2021. Vol. 294. 129717. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.129717.
2. Zhang Y. High-entropy materials: a brief introduction. Singapore, Springer Nature, 2019. 159 p.
3. Chen T. K., Shun T. T., Yeh J. W., Wong M. S. Nanostructured nitride films of multi-element high-entropy alloys by reactive DC sputtering. *Surface and Coatings Technology.* 2004. Vol. 188-189, No. 1-3 SPEC.ISS. pp. 193–200. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.023.
4. Bataeva Z. B., Ruktuev A. A., Ivanov I. V. et al. Review of studies of alloys developed based on the entropy approach. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty).* 2021. Vol. 23.No. 2. pp. 116–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
5. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014. Vol. 16, Iss. 9. pp. 4749–4768. DOI: 10.3390/e16094749.
6. Cantor B. Stable and metastable multicomponent alloys. *Annales de Chimie Science des Matériaux.* 2007. Vol. 32, Iss. 3. pp. 245–256. DOI: 10.3166/acsm.32.245-256.
7. Osintsev K. A., Konovalov S. V., Gromov V. E., Ivanov Y. F. et al. Microstructure and mechanical properties of non-equiatomic Co25.4Cr15Fe37.9Mn3.5Ni16.8Si1.4 high-entropy alloy produced by wire-arc additive manufacturing. *Materials Letters.* 2022. Vol. 312. 131675. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.131675.
8. Rogachev A. S. Structure, stability and properties of high-entropy alloys. *Fizika metallov i metallovedenie.* 2020. Vol. 121. No. 8. pp. 807–841. DOI: 10.31857/S0015323020080094.
9. Ji W., Wang W., Wang H., Zhang J. et al. Short communication. *Intermetallics.* 2015. Vol. 56. pp. 24–27. DOI: 10.1016/j.intermet.2014.08.008.
10. Miracle D. B., Senkov O. N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. pp.448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
11. Osintsev K. A., Gromov V. E., Vorobyov S. V. et al. The influence of electron beam processing on the defect substructure of a high-entropy alloy of the Co-Cr-Fe-Mn-Ni system. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya.* 2022. Vol. 65. No. 4. pp. 254–260. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-4-254-260.
12. Geng Y., Konovalov S. V., Chen X. Research status and application of the high-entropy and traditional alloys fabricated via the laser cladding. *Progress in Physics of Metals.* 2020. Vol. 21, Iss. 1. pp. 26–45. DOI: 10.15407/ufm.21.01.026.
13. Astafurova E. G., Reunova K. A., Astafurov S. V. et al. The influence of phase transformations in the process of electron beam 3D printing and subsequent heat treatment on the patterns of plastic deformation and destruction of high-nitrogen Cr-Mn steel samples. *Izvestiya vuzov. Fizika.* 2021. Vol. 64. No. 7 (764). pp. 10–17. DOI: 10.17223/00213411/64/7/10.
14. Yakovlev A. V., Lebedev G. S., Luzanov O. R. Prospects and technology for the development of WAAM. *Current issues of aviation and cosmonautics: proceedings of the VIII International Scientific and Practical Conference dedicated to Cosmonautics Day. In 3 volumes, Krasnoyarsk, April 11–15, 2022. Edited by Yu. Yu. Loginov. Vol. 1*. Krasnoyarsk : Reshetnev Siberian State University of Science and Technology, 2022. pp. 560–563.
15. Tang W.-Y., Yeh J.-W. Effect of aluminum content on plasma-nitrided AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2009. Vol. 40. pp. 1479–1486. DOI: 10.1007/s11661-009-9821-5.
16. Gu J., Ni S., Liu Y., Song M. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment. *Materials Science and Engineering: A.* 2019. Vol. 755. pp. 289–294. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.025.
17. Kuznetsov A.V., Salishchev G.A., Senkov O.N. et al. The influence of microstructure on mechanical properties during tension of a high-entropy AlCoCrCuFeNi alloy. *Nauchnye vedomosti Belgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Matematika. Fizika.* 2012. No. 11(130). pp. 182–196.
18. Ma X., Xu Y., Chen J. et al. Microstructure and mechanical properties of cold drawing CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds.* 2019. Vol. 795. pp. 45–53. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.296.
19. Shaysultanov D. G., Stepanov N. D., Salishchev G. A., Tikhonovsky M. A. Effect of heat treatment on the structure and hardness of high-entropy alloys CoCrFeNiMnVx (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1). *Fizika metallov i metallovedenie*. 2017. Vol. 118. No. 6. pp. 610–621. DOI: 10.7868/S0015323017060080.
20. Kochetov N. A., Rogachev A. S., Shchukin A. S. et al. Mechanical alloying with partial amorphization of a multicomponent powder mixture Fe-Cr-Co-Ni-Mn and its electric spark plasma sintering to obtain a compact high-entropy material. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya*. 2018. No. 2. pp. 35–42. DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.
21. Technical Specification (TU) 14-1-1474–75. Reduced chromium powder. Introduced: 01.07.1976.
22. GOST 6008–82. Metallic manganese and nitrided manganese. Introduced: 01.07.1991.
23. Technical Specification (TU) 1791-99-019–98. Aluminum powder.
24. GOST 9721–79. Cobalt powder. Technical requirements. Introduced: 01.01.1981.
25. GOST 9087–81. Welding melted fluxes. Specifications. Introduced: 01.01.1982.
26. GOST 26101–84. Welding powder wire. Specifications. Introduced: 01.01.1986.
27. GOST 12344–2003. Alloyed and high-alloyed steels. Methods for determination of carbon. Introduced: 01.09.2004.
28. GOST 12345–2001. Alloyed and high-alloyed steels. Methods of sulphur determination. Introduced: 01.03.2002.
29. GOST 12347–77. Alloy and high-alloy steels. Methods for determination of phosphorus. Introduced: 01.01.1978.
30. GOST 9450–76. Measurement of microhardness by diamond instruments indentation. Introduced: 01.01.1977.