

УДК 669.245

doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-15-26

*С.П. Конокотин¹, Н.С. Мусеева¹***ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ХРОМА И СИСТЕМЫ Ni–Al, СКЛОННЫХ К ХЛАДНОЛОМКОСТИ, МЕТОДОМ РАВНООСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ**

Исследовано влияние метода равноосной кристаллизации в электромагнитном поле на физико-механические свойства сплавов на основе хрома и сплавов системы Ni–Al, склонных к хладноломкости. Показано, что применение метода равноосной кристаллизации в электромагнитном поле позволяет получить в сплавах мелкозернистую структуру повышенной однородности, а также приводит к образованию направленной кристаллографической ориентации плоскостей, направленных перпендикулярно к внешнему полю в литых заготовках. Наблюдается повышение физико-механических свойств сплавов интерметаллидного класса. Проведены испытания образцов на жаростойкость, показавшие положительное влияние метода на термостабильность структуры сплавов.

Ключевые слова: равноосная кристаллизация, электромагнитная обработка, литье в электромагнитном поле, интерметаллидные сплавы, жаростойкость.

An influence of equiaxed crystallization in electromagnetic field method on physical and mechanical properties of Cr-based and Ni–Al alloys was studied. It was shown, that the usage of equiaxed crystallization in electromagnetic field provides formation of a fine-grained structure of improved homogeneity and causes appearance of the directed crystallographic orientation of planes that are perpendicular to the electromagnetic field in cast billets. In addition, this method provides an improvement in physical and mechanical properties of intermetallic alloys. The undertaken high-temperature tests showed a positive influence of the above method on thermal stability of the alloy structure.

Keywords: equiaxed crystallization, electromagnetic treatment, casting in electromagnetic field, intermetallic alloys, heat-resistance.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Известно, что повышение физико-механических свойств сплавов, используемых для литья деталей газотурбинных двигателей и высокотемпературных агрегатов, осуществляется путем их совершенствования с помощью введения легирующих элементов [1–9]. На сегодня такой способ модифицирования теряет свою актуальность [10, 11], а существующие методы кристаллизации (равноосная и направленная) не предполагают прорыва в этом направлении. Поэтому необходим поиск новых технологических решений. В связи с тем, что в последнее время методы электромагнитного воздействия на металл приобретают в мире все большее значение ввиду их эффективности [12], то применение метода электромагнитной обработки (ЭМО) металла в процессе кристаллизации могло бы стать решением этой проблемы. Метод основан на принципе магнитной гидродинамики, в котором электромагнитные устройства обеспечивают транспортировку легкоплавких жидких металлов, хладагентов в реакторах, отделение шлаков от расплава металла при его разливе благодаря электромагнитным

силам, возникающим от взаимодействия «бегущего» магнитного поля с индуктивными токами, наведенными в жидком металле [13–15]. Метод технологически прост и экономичен.

Материалы и методы

Технология обработки расплава металла в цилиндрическом двухполюсном индукторе с «бегущим» магнитным полем заключается в следующем. Литейная керамическая форма, изготовленная из оксида алюминия по стандартной технологии, формовалась в металлическую опоку методом засыпки оксида алюминия (корунд) и устанавливалась в рабочий объем электромагнитного индуктора (рис. 1), расположенного в заливочной камере вакуумно-индукционной плавильной установки (рис. 2). Электромагнитный индуктор состоит из четырехфазных катушек. Крайние катушки полуфазы А соединялись последовательно. Расположение катушек и порядок следования фаз выбирали так, чтобы направление потока «бегущего» магнитного поля и металла в стояке при заливке совпадали. Индуктор питался трехфазным током промышленной частоты с напряже-

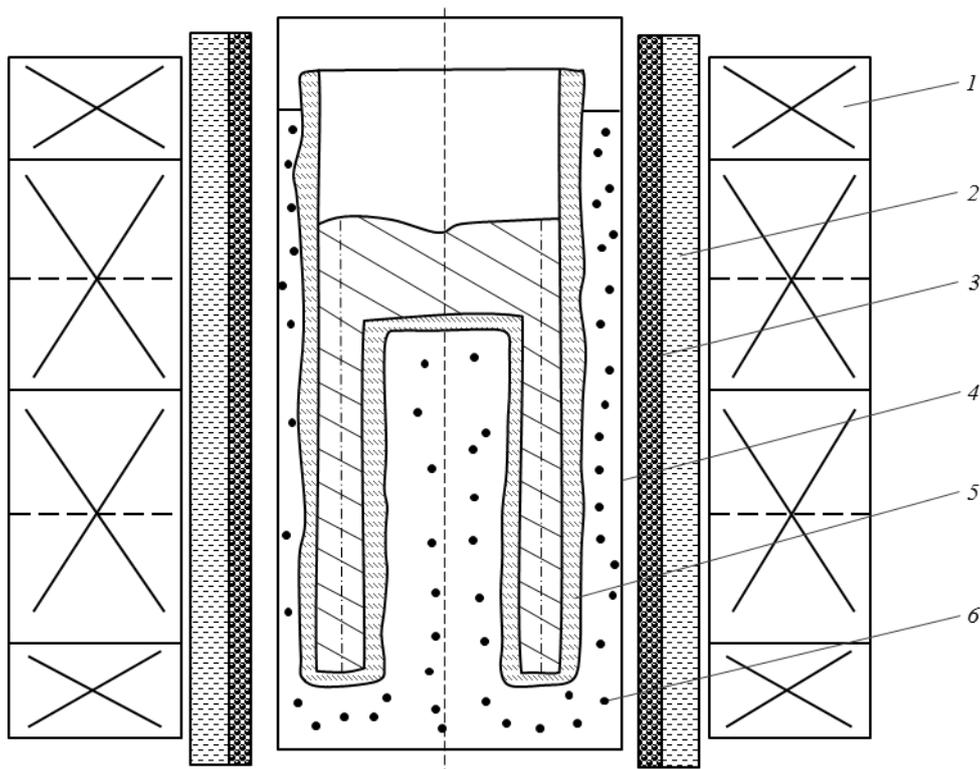


Рис. 1. Схема цилиндрического однофазного электромагнитного индуктора: 1 – фазные катушки; 2 – водоохлаждаемый корпус; 3 – печь подогрева формы; 4 – металлическая опока; 5 – керамическая литейная форма; 6 – формовочный наполнитель

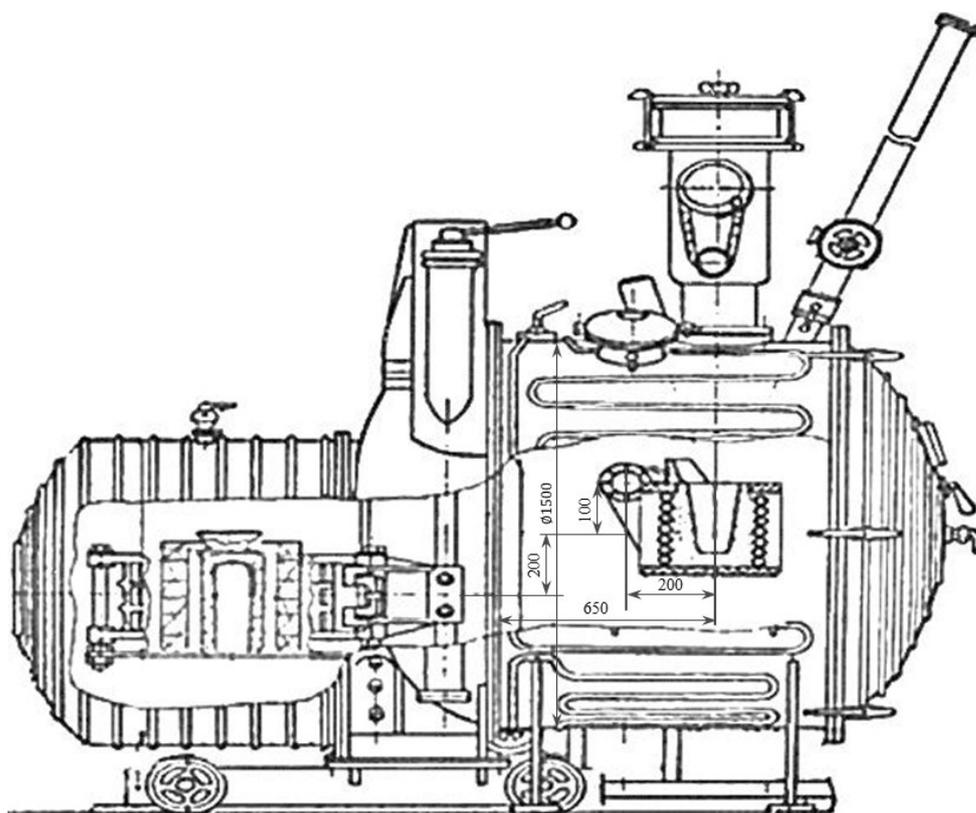


Рис. 2. Вакуумно-индукционная плавильная установка полунепрерывного действия

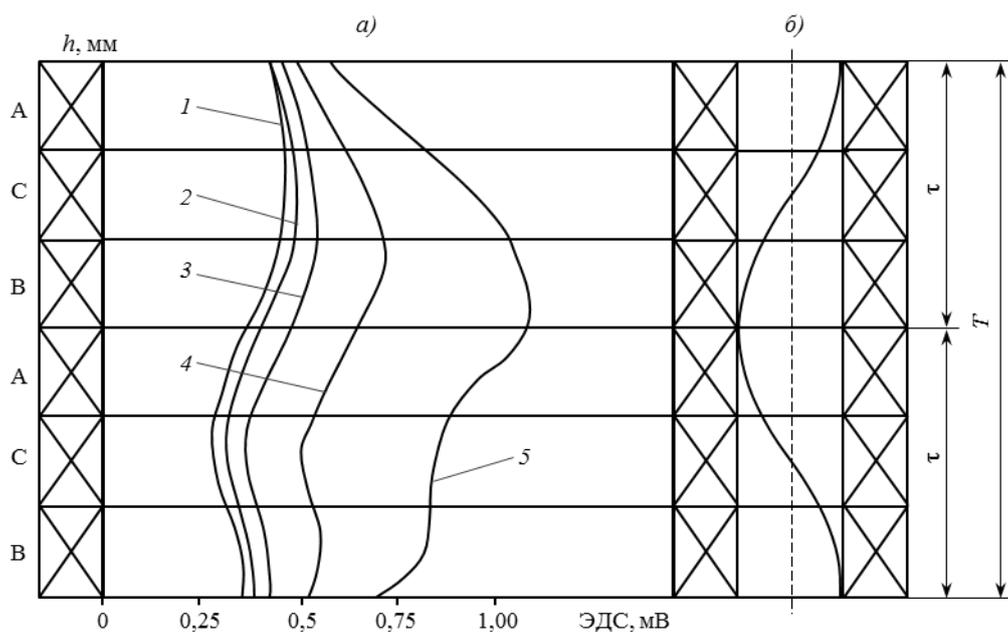


Рис. 3. Характер распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме двухполюсного индуктора (а) и характер (теоретический) «бегущего» магнитного поля (б): 1 – по оси; 2 – по радиусу от оси на расстоянии 20 мм; 3–5 – на расстоянии 40, 60 и 80 мм (при внутреннем диаметре индуктора 170 мм); h – высота индуктора (190 мм); А, В, С – фазы; τ – полюсность индуктора; T – период волны

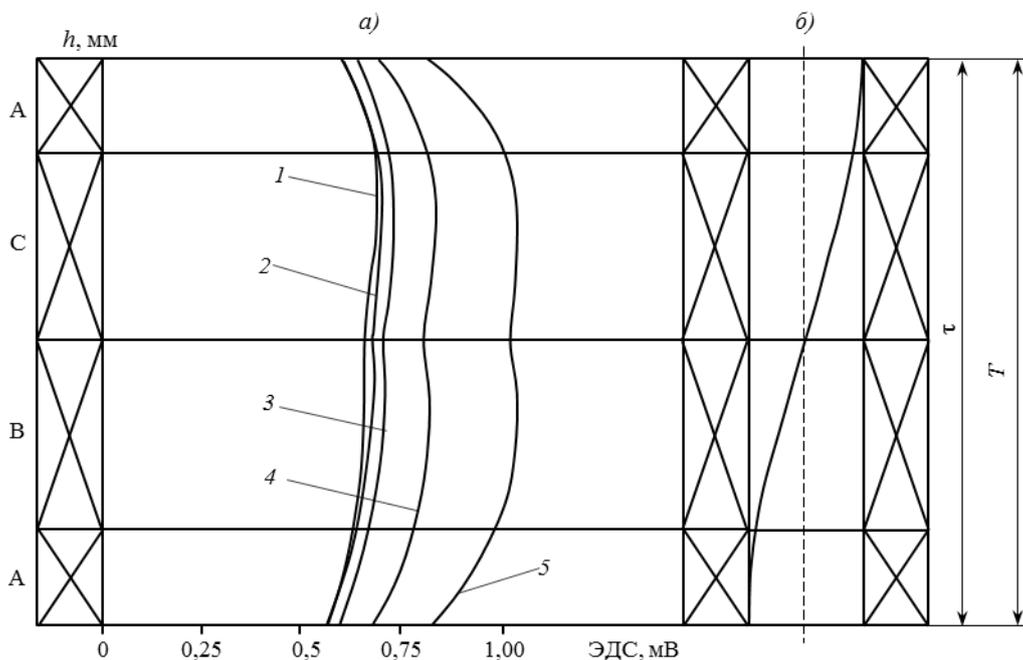


Рис. 4. Характер распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме однополюсного индуктора (а) и полуволновой процесс «бегущего» магнитного поля (б): 1 – по оси; 2 – по радиусу от оси на расстоянии 20 мм; 3–5 – на расстоянии 40, 60 и 80 мм (при внутреннем диаметре индуктора 170 мм); h – высота индуктора (190 мм); А, В, С – фазы; τ – полюсность индуктора; T – период волны

нием 220 В при общей мощности ~16 кВт. Величина индукции в рабочем его объеме составляла ~0,02 Тл. Расплавленный металл заливается в литейную форму при включенном электромагнитном индукторе. Продолжительность обработки расплава металла в процессе кристаллизации составляла 5 мин [16].

Исследование показало, что эффективность воздействия «бегущего» магнитного поля на расплав металла в процессе кристаллизации зависит от характера «бегущего» магнитного поля, создаваемого в рабочем объеме электромагнитного индуктора. Известно, что в электромагнитных устройствах «бегущее» магнитное поле теоретически имеет волновой характер, но на практике его характер по высоте и радиусу от оси рабочего объема индуктора выглядит более выражено (рис. 3). На полученном экспериментальном путем графике видно, что его характер в рабочем объеме индуктора, являясь переменным во времени и пространстве, неоднороден и будет отрицательно влиять на металл в процессе кристаллизации, разупрочняя его.

В электромагнитном индукторе, состоящем не из шести-, а из четырехфазных катушек (где катушка фазы А разделена пополам, а ее части размещены вверху и внизу индуктора), при соединении катушек по электросхеме в «звезду» теоретическое «бегущее» магнитное поле имеет полуволновой характер (рис. 4, б). На практике его характер по высоте и радиусу от оси в рабочем объеме индуктора имеет вид измененной полуволны (см. рис. 3, а). На экспериментально полученном графике видно, что такой полуволновой характер поля не является переменным во времени и пространстве (в зоне фаз В и С) и может характеризоваться как близкий к однородному (рис. 4, а). Такое поле будет положительно влиять на формирование структуры металла в процессе его кристаллизации.

Как известно, в процессе равноосной кристаллизации металла происходит зарождение и рост зерен, форма и размеры которых различны, при этом случайна и ориентация их кристаллической решетки в пространстве – такое тело называется поликристаллическим (рис. 5).

Исследование показало, что в результате ЭМО кристаллизуемого металла происходят: измельчение структуры, изменение количественного содержания и характера распределения фазового состава, твердости и формирование ориентированно-направленной кристаллической решетки во всем объеме отливки, обеспечивающие повышение его физико-механических свойств.

Механизм формирования такой структуры может быть вызван наличием индуктивных токов, наведенных в жидком металле «бегущим» магнитным полем. После заливки металла в литейную форму индуктивные токи перемешивают его, дробя первичные оси кристаллов, образовавшиеся на поверхности литейной формы, образуя центры

кристаллизации, в которых наводятся индуктивные токи, с осью вращения, ориентированной в направлении «бегущего» магнитного поля. При этом индуктивные токи, возможно, будут влиять и на магнитные моменты атомов кристаллической решетки, усиливая и ориентируя их в направлении «бегущего» магнитного поля. В процессе перемешивания и равномерного охлаждения жидкого металла во всем объеме литейной формы он переходит из жидкого состояния в полутвердое, где из центров кристаллизации происходит рост зерен с формированием кристаллографической решетки, плоскости которой ориентированы перпендикулярно направлению «бегущего» магнитного поля.

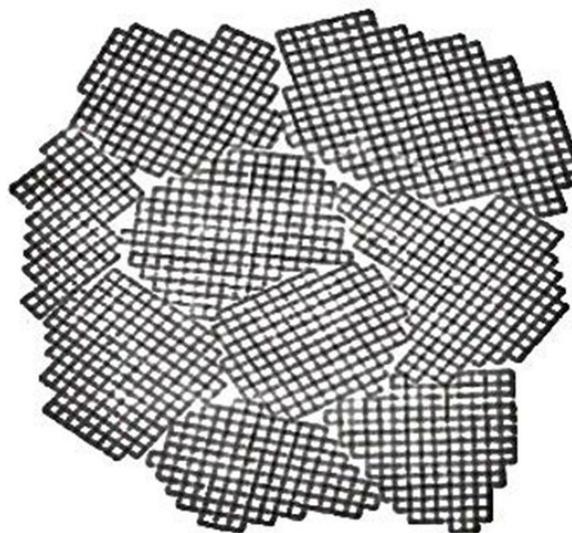


Рис. 5. Схематичное изображение структуры поликристаллического металла

При разработке метода ЭМО обнаружено, что на эффективность процесса формирования структуры влияет и скорость кристаллизации металла. При заливке металла в литейную форму (заформованную в опоку) с температурой 100–400°C металл кристаллизуется значительно быстрее, чем в форме, нагретой до температуры 800–900°C согласно существующей технологии. В первом случае при переходе из жидкого состояния металла в полутвердое объемная скорость теплоотвода через стенки формы будет гораздо меньше, чем во втором. Это способствует направленному формированию кристаллографической решетки во всем объеме литой структуры металла. И только в зоне контакта «металл–форма» направленный рост кристаллографической решетки будет отсутствовать из-за быстрого и кратковременного теплоотвода со стороны поверхности формы. Во втором случае объемная скорость теплоотвода будет более продолжительной, что является препятствием для направленного роста кристаллографической решетки в объеме зерна равноосной структуры литого металла.

В результате исследований установлено, что на эффективность ЭМО влияют: характер распределения магнитного поля в рабочем объеме индуктора, температура металла и литейной формы, величина индукции магнитного поля, теплопроводность формовочного материала и другие технологические особенности.

Сплавы на основе хрома обладают повышенной хладноломкостью, поэтому исследования были направлены на ее снижение. В качестве объекта исследований выбран хромовый сплав типа VX-1, содержащий 100% электролитического хрома марки ЭРХ, на основе которого создан ряд жаропрочных сплавов с содержанием никеля >35% (по массе).

Литой блок с цилиндрическими заготовками образцов из сплава на основе хрома типа VX-1, полученный методом ЭМО, представлен на рис. 6. В процессе эксперимента значения индукции магнитного поля, воздействующего на металл, менялись от $12,1 \cdot 10^{-3}$ до $22,6 \cdot 10^{-3}$ Тл. Сплав заливался при температуре 2050°C в литейную керамическую форму, нагретую до температуры 100–150°C. Размер литого блока образцов составил: $\varnothing 80$ мм, высота ~230 мм; диаметр образцов 15,5 мм, длина образцов 185 мм. При удалении керамической формы с поверхности отливки взаимодействие металла с формой почти отсутствовало, тогда как на отливках, полученных без ЭМО, оно присутствовало в виде сильного пригара, приводящего к образованию горячих трещин на литых заготовках образцов.

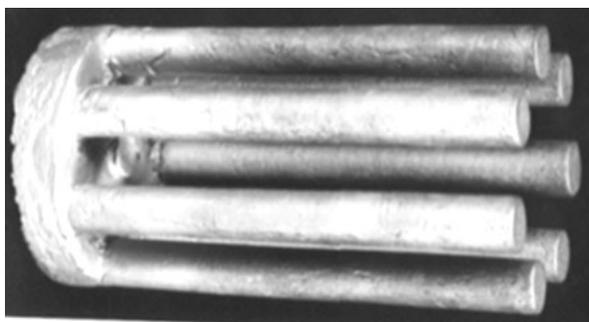


Рис. 6. Внешний вид литого блока образцов из сплава на основе хрома типа VX-1, полученного с помощью ЭМО

Анализ микроструктуры образцов сплава на основе хрома типа VX-1, полученных с ЭМО, показал, что размер зерна уменьшился в 1,4 раза по сравнению со сплавом без ЭМО (рис. 7). Разница в размерах зерна по высоте образцов, полученных без и с ЭМО, составляла 1,1 раза. Твердость сплава с ЭМО составила 116–120 НВ, что ниже твердости сплава без ЭМО на 11%.

Методом рентгеноструктурного анализа сплава на основе Cr с ЭМО обнаружено наличие кристаллографической ориентации плоскости (011), перпендикулярной оси литой заготовки образца (направления магнитного поля) (рис. 8).

На графике зависимости ударной вязкости сплава на основе хрома типа VX-1 от величины индукции магнитного поля, воздействующей на металл в процессе кристаллизации, видно (рис. 9), что в результате воздействия на кристаллизуемый металл индукции магнитного поля переменной величины ударная вязкость повысилась в ~9 раз (на отдельных образцах – в ~30 раз) [17].

В связи с тем, что получение образцов из литого сплава на основе Cr невозможно по причине его хладноломкости, их изготавливают после деформации этого сплава. Применение метода ЭМО в процессе кристаллизации сплава на основе Cr позволило значительно снизить хладноломкость и получить стандартные образцы для испытаний на механическую прочность. Сравнительные свойства сплава на основе хрома типа VX-1 в деформированном и литом состоянии с ЭМО приведены в табл. 1. Видно, что кратковременная прочность сплава повысилась в 1,4 раза, а удлинение уменьшилось в 2,3 раза по сравнению с деформированным сплавом.

Исследование показало, что с увеличением индукции магнитного поля, воздействующего на металл в процессе кристаллизации, период кристаллической решетки увеличивается (табл. 2). Это можно связать с частичным ослаблением «жесткой» ковалентной межатомной связи и заменой ее на металлический тип связи.

При исследовании литых образцов из сплава на основе хрома типа VX-1, полученных без и с ЭМО (в трех зонах: сверху, посередине и внизу), обнаружено, что величина индукции магнитного поля не влияет на содержание примесей внедрения и их снижение (табл. 3).

На основании результатов исследований литых образцов из сплава на основе хрома с ЭМО (механических испытаний, микроструктурного, газового и рентгеновского анализов) можно предположить, что мнение авторов [18], связывающих хрупкое состояние сплава с присутствием примесей внедрения, является менее обоснованным, чем представления исследователей [19], объясняющих это состояние особенностью строения внешней электронной оболочки его атома с одним $4s^1$ электроном, влияющим на межатомную связь.

В связи с актуальностью разработки и применения сплавов интерметаллидного класса исследования проводились на бинарном сплаве Ni–18% (по массе) Al (фазы γ' -Ni₃Al и β -NiAl). Известно, что с повышением содержания алюминия более 13% (по массе) сплав переходит в класс интерметаллидов благодаря образованию β -фазы NiAl и становится хладноломким.

Технология получения образцов из исследуемого сплава отличалась от предыдущей тем, что температура заливки металла составляла 1600°C, а температура литейной керамической формы: 350–400°C.

На микроструктурах сплава системы Ni–Al видно, что размер зерна в образцах, полученных с

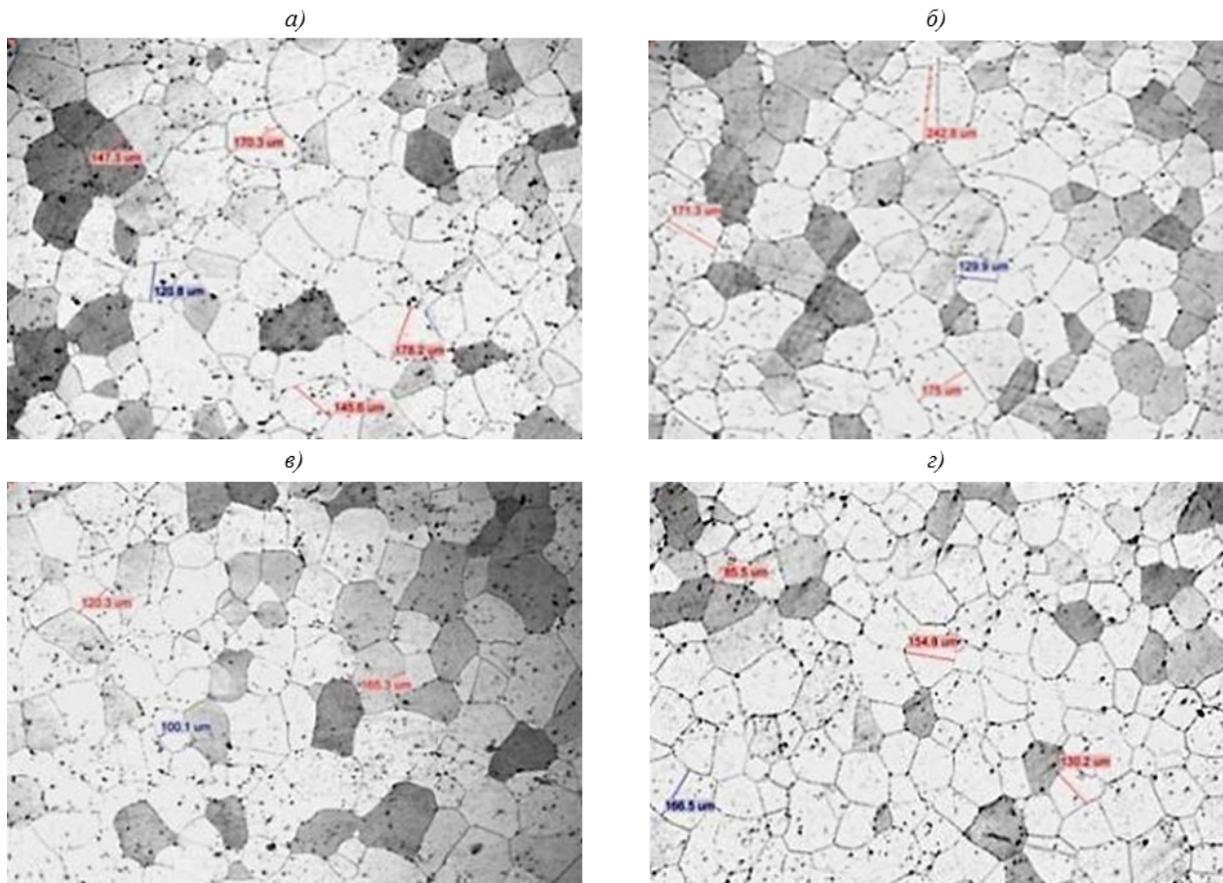


Рис. 7. Микроструктура ($\times 100$) сплава на основе хрома типа ВХ-1 без ЭМО (а, б) и с ЭМО (в, г): а, в – верх образца; б, г – низ образца

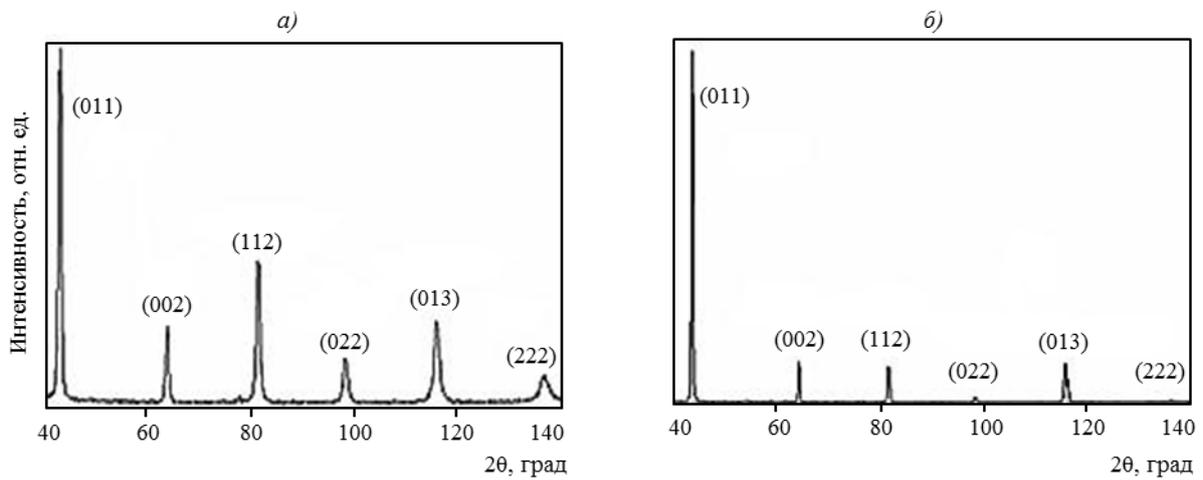


Рис. 8. Рентгенограмма образца из сплава на основе хрома (порошок без текстуры) в $Fe K_{\alpha}$ -излучении (а); дифрактограмма образца из сплава на основе хрома с ЭМО в $Fe K_{\alpha}$ -излучении (б). Плоскость (011) перпендикулярна оси образца



Рис. 9. Зависимость ударной вязкости сплава на основе хрома типа ВХ-1 от индукции магнитного поля B

Таблица 1

Механические свойства сплава на основе хрома типа ВХ-1

Свойства	Значения свойств в состоянии	
	деформированном	литом с ЭМО
$\sigma_{в}^{1150}$, МПа	58,8	83,3
δ , %	60–90	25–40

Таблица 2

Влияние величины индукции магнитного поля на изменение периода кристаллической решетки сплава на основе хрома типа ВХ-1 с ЭМО

Условный номер плавки	Величина индукции магнитного поля $B \cdot 10^{-3}$, Тл	Период ОЦК решетки, нм
1	Без ЭМО	0,28840
2	12,1	0,28843
3	17,0	0,28847
4	22,6	0,28866

Таблица 3

Содержание газовых примесей в литых заготовках образцов из сплава на основе хрома типа ВХ-1, полученных без и с ЭМО при различной величине индукции магнитного поля

Условный номер плавки	Величина индукции магнитного поля $B \cdot 10^{-3}$, Тл	Содержание, % (по массе)	
		азота	кислорода
1	Хром марки ЭРХ	0,0012	0,002
2	Без ЭМО	0,0130	0,023
3	12,1	0,0135	0,090
4	17,0	0,0060	0,070
5	22,6	0,0042	0,090

ЭМО, уменьшился в 2,6 раза по сравнению с образцами без ЭМО (рис. 10). Разница в размерах зерна по высоте образцов, полученных без ЭМО, составляла 2,2 раза, а в образцах с ЭМО – 1,5 раза, что свидетельствует о более однородной структуре по высоте литого образца. Из сравнительного анализа микроструктур сплава видно, что распределение фаз в никель-алюминиевом сплаве с ЭМО стало более плотным и однородным (см. рис. 10, в, з), твердость повысилась на 12% (с 33 до 37,5 HRC).

При измерении количественного содержания фаз в сплаве без ЭМО обнаружено, что он состоит из 66,2% γ' -фазы и 33,8% β -фазы. Такое соотношение фаз является близким к фазовому содержанию сплава Ni–18% (по массе) Al, определенному по диаграмме состояния системы Ni–Al по правилу отрезков: 70% γ' -фазы и 30% β -фазы. В сплаве с ЭМО количественное содержание фаз следующее: 43,5% γ' -фазы и 56,5% β -фазы, что свидетельствует о существенном отклонении от равновесного состояния.

Рентгеноструктурный анализ никель-алюминиевого сплава с ЭМО выявил наличие кристаллографической ориентации плоскостей (111)+(001) γ' -фазы и (112) β -фазы, перпендикулярной оси литой заготовки (направления магнитного поля) (рис. 11).

В результате воздействия на кристаллизующий металл индукции магнитного поля переменной вели-

чины обнаружено, что ударная вязкость сплава изменяется. С увеличением индукции магнитного поля ударная вязкость повысилась в 1,7 раза (рис. 12) [20].

После испытаний на жаростойкость образцов из сплава на основе системы Ni–Al, полученных с и без ЭМО, при температуре 1250°C в течение 104 ч с циклической выдержкой 6–8 ч произошел процесс рекристаллизации. Из сотен зерен в сечении образцов образовалось до 4–6 зерен. По микроструктурам образцов из сплава без ЭМО видно (рис. 13), что характер фазового распределения стал плотным и более упорядоченным, толщина пластин γ' -фазы уменьшилась по сравнению с исходным состоянием в 5,8 раза – с 10–25 до 0,9–5 мкм. По межзеренным границам цепочкой распределены включения размером от 10 до 15 мкм. На поверхности образца обнаружен рыхлый слой светлого цвета толщиной 240–290 мкм, содержащий 9,1% (по массе) Al и 90,6% (по массе) Ni (см. рис. 13, б).

Количественное содержание фаз в образцах из сплава без ЭМО после испытаний на жаростойкость изменилось: γ' -фазы уменьшилось с 66,2 до 57,5%, а β -фазы увеличилось с 33,8 до 42,5%, что характеризует сплав как нетермостабильный. Результаты испытаний на ударную вязкость показали, что ее значение увеличилось на 11% от исходного и составило 5,7–7,1 Дж/см².

По микроструктуре сплава с ЭМО видно (рис. 14), что характер фазового распределения более

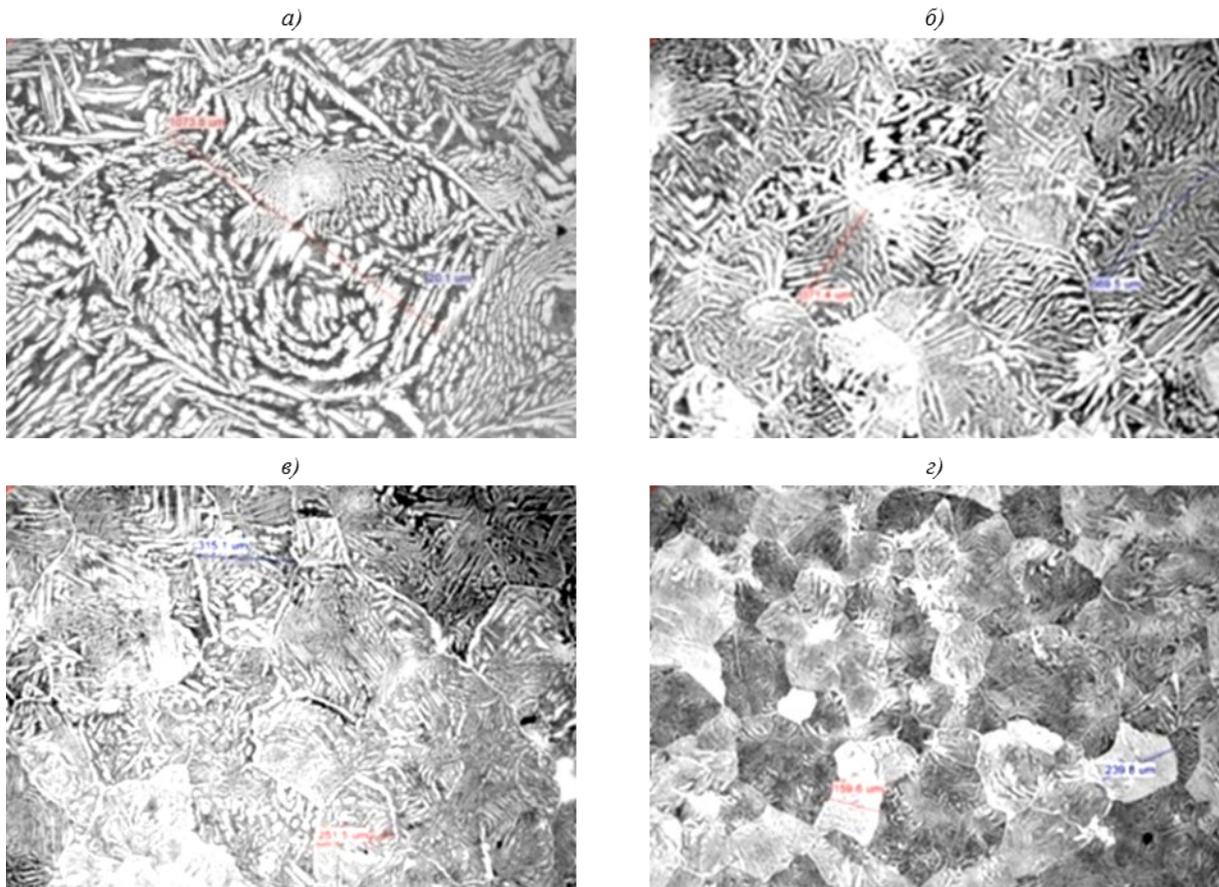


Рис. 10. Микроструктура ($\times 100$) сплава Ni–18% (по массе) Al без ЭМО (а, б) и с ЭМО (в, з): а, в – верх образца; б, з – низ образца

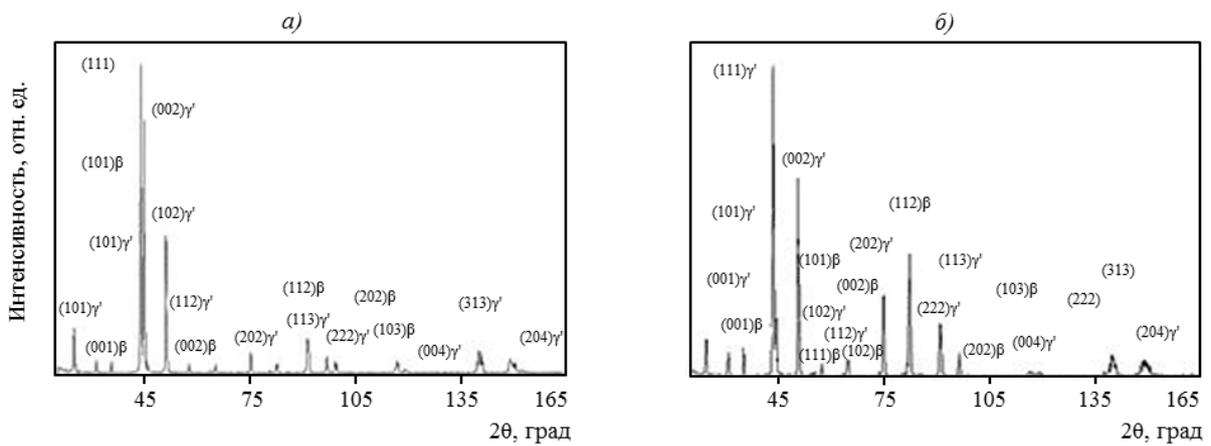


Рис. 11. Рентгенограмма образца сплава Ni–18% (по массе) Al (порошок без текстуры) без ЭМО в $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении (а) и с ЭМО в $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении (б). Плоскости (111)+(001) γ' -фазы и (112) β -фазы перпендикулярны оси образца

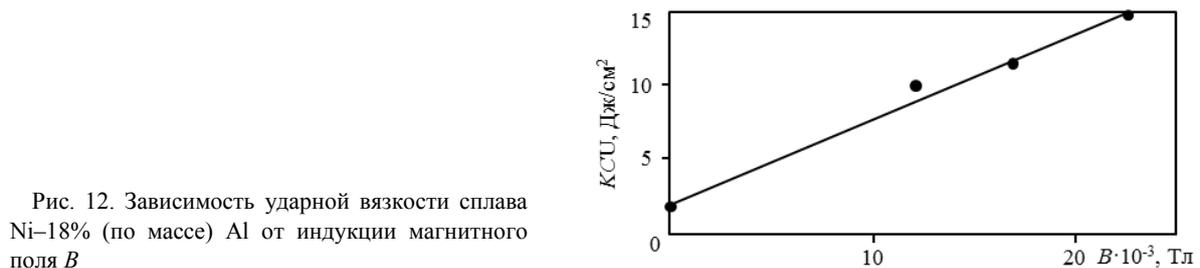


Рис. 12. Зависимость ударной вязкости сплава Ni–18% (по массе) Al от индукции магнитного поля B

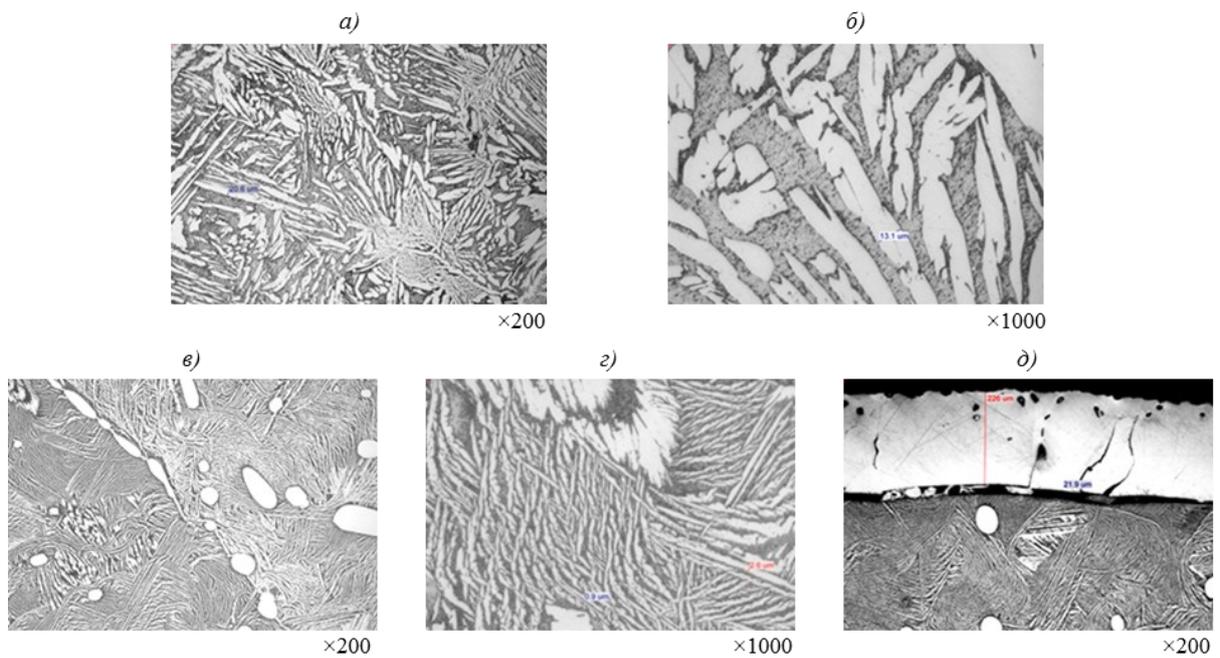


Рис. 13. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al без ЭМО до (а, б) и после испытаний на жаростойкость (в–д)

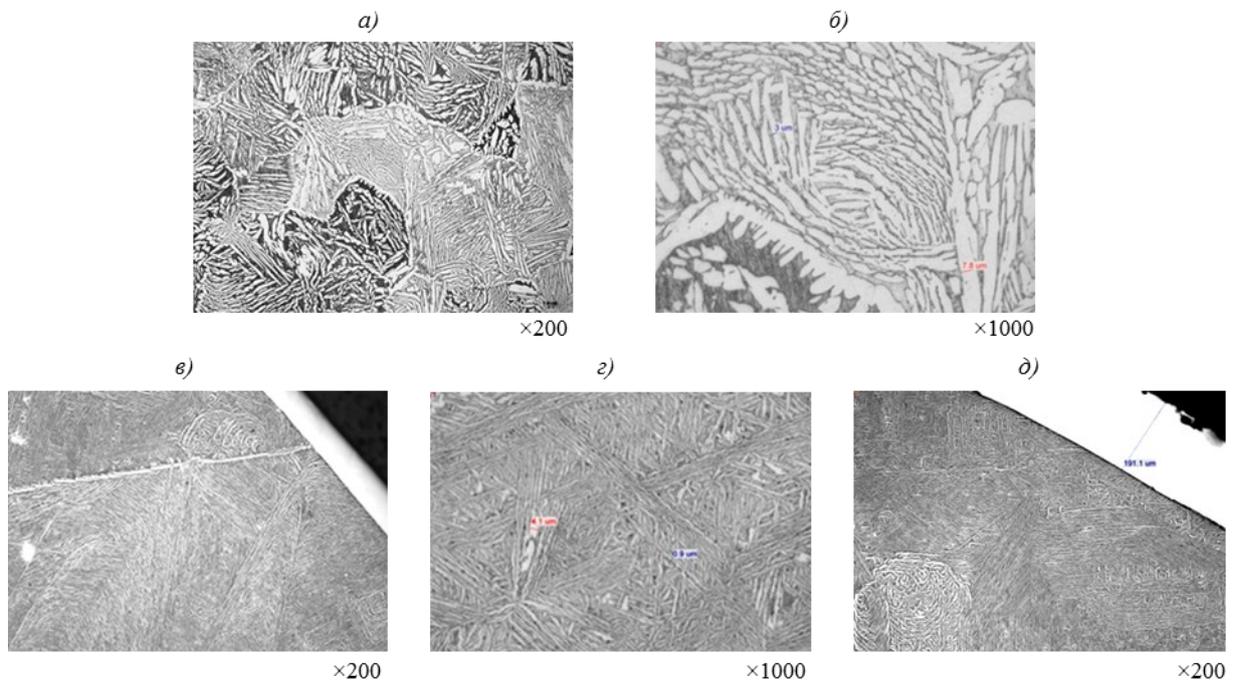


Рис. 14. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al с ЭМО до (а, б) и после испытаний на жаростойкость (в–д)

плотный и упорядоченный, толщина пластин γ' -фазы уменьшилась в 9 раз по сравнению с исходным состоянием – с 3–15 до 0,6–1,4 мкм. В структуре и по границам зерен отсутствуют включения округлой формы светлого цвета, которые присутствуют в сплаве без ЭМО. На поверхности образца обнаружен плотный слой светлого цвета толщиной 190–200 мкм, содержащий 12,5% (по массе) Al и 87,5% (по массе) Ni (см. рис. 14, б).

Количественное содержание фаз в сплаве с ЭМО после испытаний на жаростойкость не изменилось, что свидетельствует о его термостабильности. Результаты испытаний исследуемых образцов на ударную вязкость показали, что ее значение повысилось на 13% по сравнению с исходным состоянием и составило 10,6–13,4 Дж/см². В результате исследований жаростойкости сплава построен график, из которого следует, что метод ЭМО повышает жаростойкость сплава в 2,2 раза по сравнению со сплавом, полученным без ЭМО (рис. 15).

На основании полученных результатов принято решение о проведении сравнительного анализа на жаростойкость образцов из сплава системы Ni–18% (по массе) Al, полученных методом ЭМО, с равноосной структурой и образцов, полученных методом направленной кристаллизации, с моноструктурой с КГО [111]. Исследования проводили при температуре 1250°C с циклической выдержкой 6–8 ч продолжительностью 8, 24, 48 и 104 ч [21].

По микроструктуре моносплава видно (рис. 16), что нагрев в течение 8 и 24 ч ведет к фазовым превращениям. Пластины γ' -фазы дробятся, а их толщина увеличивается в 2 раза – с 3–20 до 20–24 мкм. После 48 ч нагрева характер распределения фаз становится неоднородным, толщина пластин γ' -фазы продолжает увеличиваться (до 2,5 раз относительно исходного состояния), в структуре образуются мелкие выделения. После 104 ч выдержки процесс огрубления фазовых выделений не прекращается. Они приобретают округло-продолговатую форму. Их толщина увеличивается

до 3,5 раз, а толщина образовавшихся мелких выделений составляет 0,8–0,9 мкм. На поверхности образца образуется пористый слой толщиной 240–290 мкм, как в сплаве без ЭМО. Количественное содержание фаз в образцах из сплава с моноструктурой после испытаний на жаростойкость изменилось: γ' -фазы уменьшилось с 68 до 47,2%, а β -фазы увеличилось с 32 до 52,8% и стало близким к содержанию фаз в образцах из сплава с ЭМО.

По результатам испытаний образцов из никель-алюминиевого сплава на ударную вязкость установлено, что она снизилась относительно исходной на 8,5% и составила 7,8–8,6 Дж/см². Из графика на рис. 15 следует, что сплав с моноструктурой уступает по жаростойкости сплаву с ЭМО в 1,33 раза.

По микроструктуре сплава с ЭМО видно, что нагрев в течение 8 ч ведет к дроблению и измельчению фазовых составляющих (рис. 17). Толщина пластин γ' -фазы уменьшилась в 1,1 раза – с 3–15 до 6–11 мкм. Характер распределения становится более однородным. После нагрева образцов сплава в течение 24 ч процесс фазовых превращений завершается. Длина пластин фаз увеличилась, толщина уменьшилась в 1,8 раза относительно исходной. Характер распределения стал упорядоченным. После 48 ч нагрева толщина пластин γ' -фазы уменьшилась в 3,6 раза, а характер их распределения стал более плотным и упорядоченным. После 104 ч выдержки толщина пластин γ' -фазы уменьшилась в 9 раз и составила 1 мкм, что обеспечило более плотное их распределение [22].

Анализ микроструктурных исследований образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al с моноструктурой, полученных методом направленной кристаллизации, выявил, что в течение всего высокотемпературного нагрева в них происходит огрубление фазовых составляющих. Твердость сплава осталась на прежнем уровне (33 HRC). В образцах бинарного сплава, полученных методом ЭМО в процессе равноосной кристаллизации, изменения фазовых составляющих в микрострук-

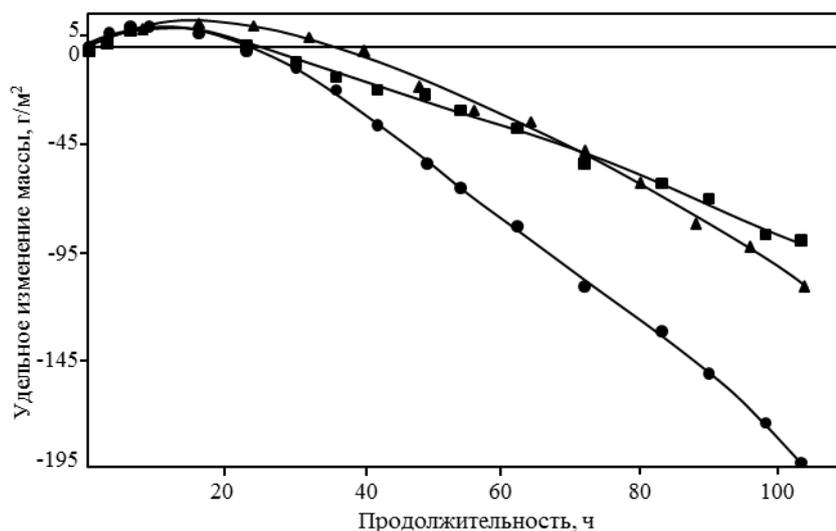


Рис. 15. Зависимость удельного изменения массы сплава Ni–18% (по массе) Al с равноосной структурой без ЭМО (●), с ЭМО (■) и с моноструктурой (▲) от продолжительности испытаний на жаростойкость

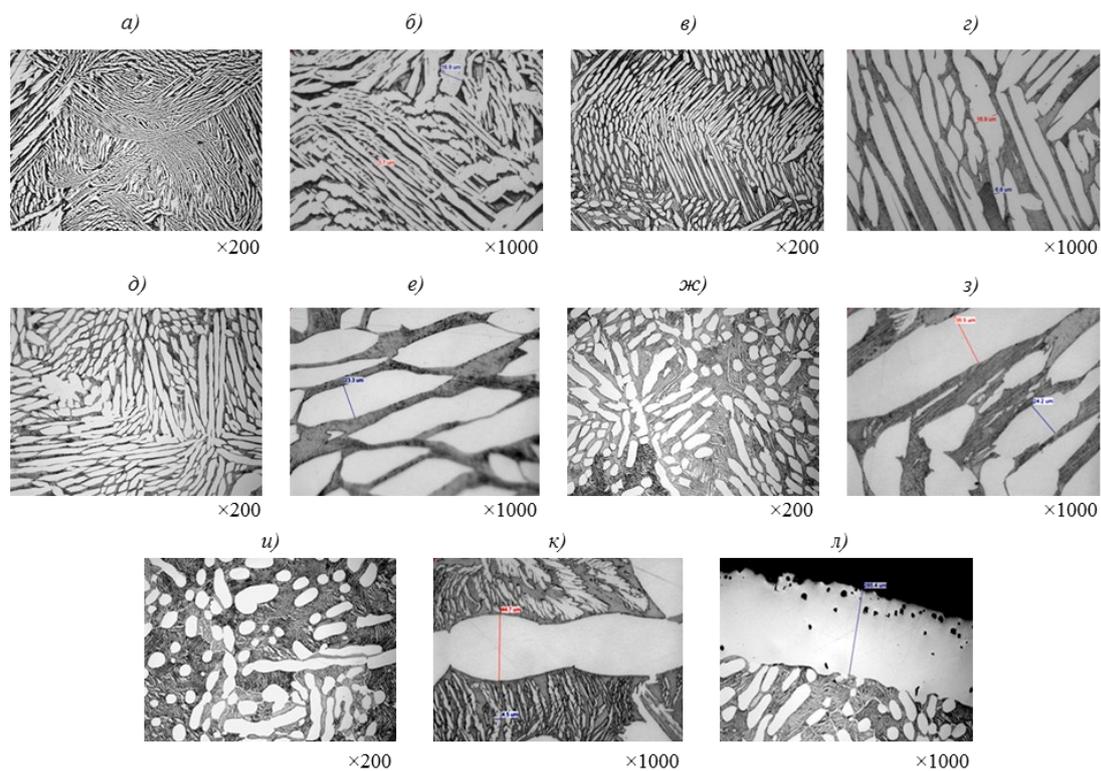


Рис. 16. Микроструктура моносплава Ni–18% (по массе) Al в исходном состоянии (а, б) и после высокотемпературного нагрева при 1250°С в течение 8 (в, г), 24 (д, е), 48 (ж, з) и 104 ч (и–л)

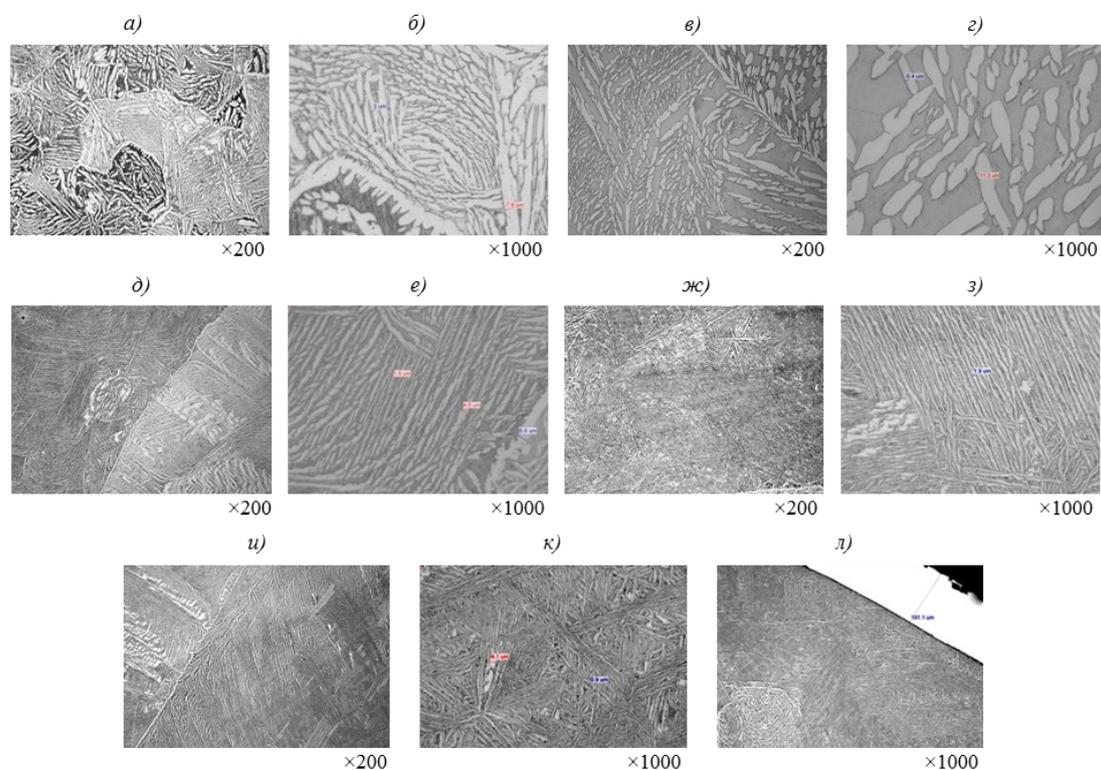


Рис. 17. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al с равноосной структурой с ЭМО в исходном состоянии (а, б) и после высокотемпературного нагрева при 1250°С в течение 8 (в, г), 24 (д, е), 48 (ж, з) и 104 ч (и–л)

туре проходят медленнее. Твердость сплава повысилась на 23% и составила 45 HRC.

Проведенные структурные исследования позволяют утверждать, что метод электромагнитного воздействия на металл в процессе равноосной кристаллизации является более эффективным, чем метод направленной кристаллизации с моноструктурой, так как обеспечивает в сплаве более однородную, упорядоченную и термостабильную структуру, положительно влияющую на его физико-механические свойства.

Обсуждение и заключения

Разработанный метод электромагнитного воздействия на металл в процессе равноосной кристаллизации ведет к:

– формированию мелкозернистой структуры и повышению ее однородности;

– изменению количественного содержания фазового состава, измельчению и уплотнению фаз;

– образованию направленной кристаллографической ориентации плоскостей, направленных перпендикулярно к внешнему полю в литых заготовках образцов;

– повышению физико-механических свойств сплавов интерметаллидного класса;

– повышению жаростойкости.

Метод технологически прост и экономичен и может быть использован для получения деталей методом как малогабаритного, так и крупногабаритного литья из сплавов с температурой плавления как $\leq 1350^\circ\text{C}$, так и $\geq 1900^\circ\text{C}$.

Метод обеспечивает повышение физико-механических свойств литых заготовок деталей как из интерметаллидных, так и других сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Елютин Е.С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2011. №SP2. С. 38–52.
2. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–51.
3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой // Материаловедение. 1997. №4. С. 32–39.
4. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А. Исследование структуры и физико-механических свойств интерметаллидных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2013. №4. С. 14–19.
5. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической и композиционной структурой // Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 3–8.
6. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 26–31.
7. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 3–8.
8. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Зайцев Д.В., Горюнов А.В. Формирование наноструктурированного состояния в литейном жаропрочном сплаве при микролегировании его лантаном // Труды ВИАМ. 2013. №1. Ст. 01 (viam-works.ru).
9. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 01 (viam-works.ru).
10. Дранье Ж.М. Успехи в развитии направленно закристаллизованных и эвтектических жаропрочных сплавов // В сб. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. М.: Металлургия. 1981. С. 365–387.
11. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД / Под ред. С.И. Яцинка. М.: Машиностроение. 1995. 33 с.
12. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: Изд-во РАН, Уральское отделение. 2002. С. 9–20.
13. Верте Л.А. МГД-технология в производстве черных металлов. М.: Металлургия. 1990. С. 6–9, 44–46, 105–113, 116–117.
14. Верте Л.А. Электромагнитная разливка и обработка жидкого металла. М.: Металлургия. 1967. С. 21, 34.
15. Верте Л.А. Магнитная гидродинамика в металлургии. М.: Металлургия. 1975. С. 48–50, 80.
16. Конокотин С.П., Воронин Г.М., Савинова Н.И. и др. Способ получения отливки: Авторское свидетельство 1367286/1987.
17. Самойлов А.И., Конокотин С.П., Рощина И.Н., Тимофеева О.Б., Назаркин Р.М. Повышение пластичности материалов кристаллизацией в электромагнитном поле // Авиационные материалы и технологии. 2008. №1. С. 32–37.
18. Лякишев Н.П., Гасик М.И. Металлургия хрома. М.: ЭЛИЗ. 1999. С. 40–50, 134–143, 164–177.
19. Гуляев Б.Б., Магницкий О.Н., Демидова А.А. Литье из тугоплавких металлов. М.: Машиностроение. 1964. С. 33–37, 40–47, 269–272.
20. Конокотин С.П., Моисеева Н.С. Влияние электромагнитного поля на свойства интерметаллидного Ni–Al сплава // Литейное производство. 2011. №10. С. 17–19.
21. Моисеева Н.С., Конокотин С.П. Эффективность влияния электромагнитной обработки на структуру и свойства литого сплава системы Ni–Al // Металлургия машиностроения. 2013. №3. С. 27–31.
22. Конокотин С.П., Моисеева Н.С. Влияние метода кристаллизации на структуру сплава системы Ni–Al после высокотемпературного нагрева // Металлургия машиностроения. 2013. №4. С. 27–31.