

УДК 669.017

*Р.М. Назаркин<sup>1</sup>, С.П. Конокотин<sup>1</sup>***ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМ Ni–Al И Co–Cr–Al–Ni**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-10-10

*Проведено исследование сплавов систем Ni–Al и Co–Cr–Al–Ni–Y, склонных к проявлению хладноломкости, полученных методом равноосной кристаллизации в электромагнитном поле. В сплавах систем Ni–Al и Co–Cr–Al–Ni–Y, подвергавшихся обработке расплава электромагнитным полем при кристаллизации, обнаружено уменьшение размеров структурных составляющих, наблюдалось образование кристаллографической текстуры. Для сплавов системы Ni–Al выявлена линейная зависимость увеличения ударной вязкости от повышения индукции приложенного магнитного поля. Показано, что использование электромагнитной обработки при кристаллизации значительно снижает потерю массы образца при испытании сплава системы Ni–Al на жаростойкость. Отмечено также изменение фазового состава сплавов, а после испытаний на жаростойкость у сплава системы Ni–Al структура материала сохранила однородность, что наряду с термической стабильностью микроструктуры, очевидно, оказывает положительное влияние на механические свойства.*

**Ключевые слова:** электромагнитное поле, кристаллизация сплавов, микроструктура, никелевый сплав, кобальтовый сплав, ударная вязкость, текстура.

*The research of Ni–Al alloy and Co–Cr–Al–Ni–Y alloy are provided. Those alloys has tendency to the cold brittleness at the room temperature. The alloy of Ni–Al system and alloy of Co–Cr–Al–Ni–Y system were produced by the technique of electro-magnetic field treatment during equiaxial solidification. It is shown that Ni–Al alloy and Co–Cr–Al–Ni–Y alloy after the electro-magnetic field treatment of liquid metal during crystallization process the size of constituents are decreasing. In addition, the formation of crystallographic texture for researched alloys is detected. For Ni–Al alloy the linear dependence of impact hardness growth on increase of electro-magnetic field induction is identified. It is shown that using of the electro-magnetic field treatment at the crystallization process lead to significantly reduction of the weight loss after heat resistance testing for Ni–Al alloy samples. In addition, the change of phase structure of Ni–Al alloy which produced by electro-magnetic field treatment is noted. The microstructure of Ni–Al alloy after heat resistance testing is homogenous that shown the thermal stability of microstructure. Obviously, this fact will have positive influence on the mechanical property of alloy.*

**Keywords:** electromagetic field, alloy solidification, microstructure, nickel alloy, cobalt alloy, impact hardness, crystallographic texture.

<sup>1</sup>Федеральное 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**

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Известно, что повышение уровня механических свойств жаропрочных сплавов, используемых для литья деталей газотурбинных двигателей и энергетических установок, осуществляется путем совершенствования химического состава – с помощью введения легирующих элементов [2, 3]. Однако такой метод не теряет свою актуальность и в настоящее время [4–6], но имеет ограничения, обусловленные физико-химической природой сплавов, т. е. физически невозможно бесконечно повышать содержание легирующих элементов в сплаве и увеличивать их число. Известно также, что существующие методы выплавки сплавов и их кристаллизации (такие, как равноосная и направленная) этой проблемы полностью не решают, поскольку при равноосной кристаллизации механические свойства сплавов лимитируются прочностью границ зерен, а направленная кристаллизация сплавов является технологически сложным и весьма дорогим методом производства литых деталей для машиностроения. Поэтому необходим поиск новых технологий производства и обработки сплавов и изделий из них для экономически оправданного решения задачи дальнейшего повышения технологичности и физико-механических свойств конструкционных материалов.

В связи с тем что в последнее время методики электромагнитного воздействия на расплав при кристаллизации приобретают в мире все большее значение ввиду их эффективности [7–9], применение подобного метода могло бы стать решением этой проблемы. Разработанный метод, основанный на принципах магнитной гидродинамики, способствует повышению физико-механических свойств сплава благодаря воздействию на него бегущим магнитным полем [10, 11].

### Материалы и методы

Технология обработки расплава металла в цилиндрическом однополюсном индукторе с бегущим магнитным полем состоит в следующем. Литейная керамическая форма, изготовленная из оксида алюминия по стандартной технологии, формуется в металлическую опоку из оксида магния (который обладает высокой теплопроводностью) и устанавливается в рабочий объем электромагнитного индуктора (рис. 1), который находится в заливочной камере вакуумно-индукционной плавильной установки (рис. 2). Расплавленный металл заливается в литейную форму при включенном электромагнитном индукторе, создающим однонаправленное бегущее магнитное поле. Время обработки расплава металла зависит от массы металла [12–15].

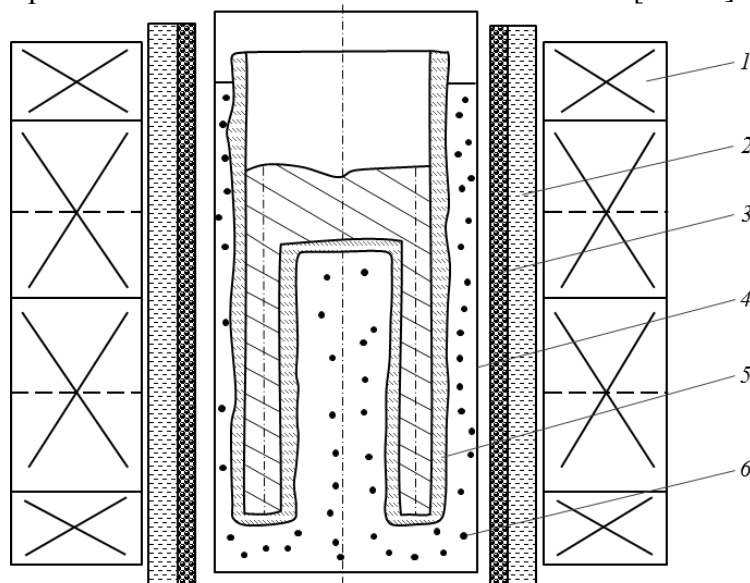


Рис. 1. Цилиндрический однополюсный электромагнитный индуктор: 1 – фазные катушки; 2 – водоохлаждаемый корпус; 3 – печь подогрева формы; 4 – металлическая опока; 5 – керамическая литейная форма; 6 – формовочный наполнитель

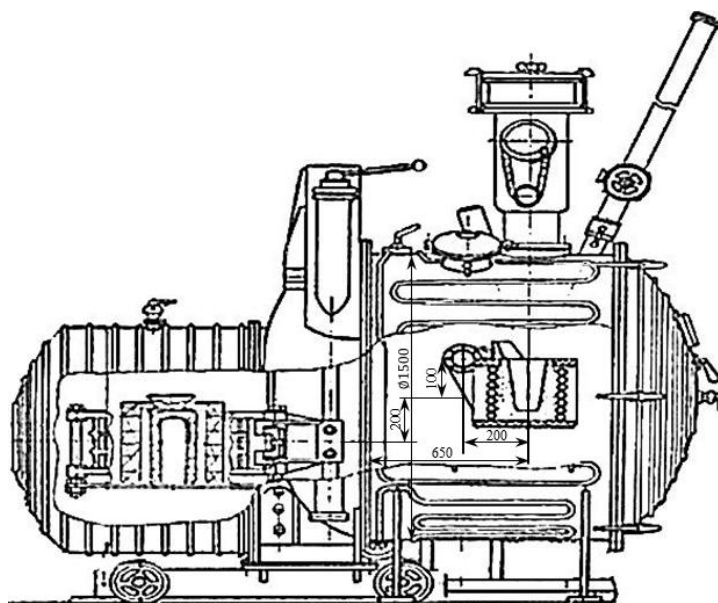


Рис. 2. Вакуумно-индукционная плавильная установка полунепрерывного действия типа УППФ (ВИАМ)

В настоящее время актуальной задачей является разработка высокотемпературных конструкционных материалов, длительно эксплуатируемых при температурах 1200–1300°C, обладающих высокой прочностью, не деградирующей с возрастанием температуры, высокой стойкостью к окислению, высоким модулем упругости и пониженной плотностью. Таким материалом мог бы стать интерметаллидный сплав системы Ni–Al (состоящий из фаз  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al и  $\beta$ -NiAl), который при содержании алюминия >13% (по массе) становится хладноломким.

С учетом вышесказанного для проведения исследований использовали бинарный сплав интерметаллидного класса состава Ni–18% (по массе) Al, представляющий интерес в качестве базовой композиции для разработки на его основе жаропрочных сплавов, но не нашедший применения в производстве деталей горячего тракта газотурбинных двигателей из-за своей хладноломкости при комнатной температуре.

На рис. 3 представлен литой блок с цилиндрическими заготовками образцов, полученный методом вакуумно-индукционной плавки с обработкой жидкого металла электромагнитным полем промышленной частоты (50 Гц) в процессе кристаллизации. Величину индукции магнитного поля, воздействующего на металл в процессе кристаллизации, изменяли от  $12,1 \cdot 10^{-3}$  до  $22,6 \cdot 10^{-3}$  Тл. Размер литого блока образцов составил: диаметр 80 мм, высота ~230 мм, диаметр образцов 15,5 мм, длина образцов 185 мм.

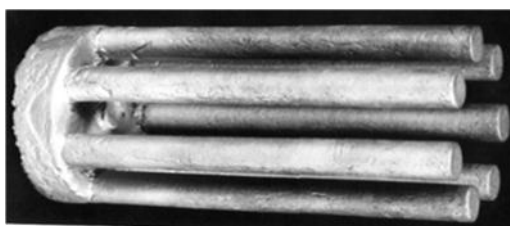


Рис. 3. Литой блок образцов из опытного сплава состава Ni–18% (по массе) Al, полученный методом кристаллизации в электромагнитном поле

Для получения литых цилиндрических заготовок образцов металл заливали при температуре 1600°C в литейную керамическую форму, нагретую до температуры 300–350°C. Полученные образцы из сплава Ni–18% (по массе) Al подвергали испытаниям на жаростойкость при температуре 1250°C в течение 100 ч с циклической выдержкой 6–8 ч.

Для проведения исследований кристаллизации отливок в электромагнитном поле промышленной частоты (50 Гц) использовали сложнелегированный сплав марки СДП-6 на основе кобальта системы Co–Ni–Cr–Al–Y. Выбранный сплав имеет практическое применение в производстве трубных катодов; изготовленные детали представлены на рис. 4. Химический состав сплава СДП-6 приведен в табл. 1.



Рис. 4. Внешний вид литых составных трубных катодов, полученных с применением обработки расплава электромагнитным полем в процессе кристаллизации

Таблица 1

Химический состав интерметаллидного катодного сплава СДП-6

Содержание элементов, % (по массе)				
Co	Ni	Al	Cr	Y
Основа	8,0	12,0	24,0	0,6

Процесс выплавки и заливки металла в керамическую форму осуществляли в вакуумной индукционной плавильной установке типа УППФ с объемом плавильного тигля 40 кг. Отливки состоят из двух половинок, как показано на рис. 4.

### Результаты

Исследование микроструктуры полученных образцов из сплава системы Ni–Al, кристаллизованных без воздействия на расплав электромагнитного поля, показало, что размер зерна в верхней части образца составлял 800–1000 мкм, а в нижней части 400–500 мкм. В сплаве системы Ni–Al, полученном с применением электромагнитной обработки при кристаллизации, размер зерна составлял в верхней части образца 350–400 мкм, а в нижней части 200–300 мкм. Микроструктура сплава приведена на рис. 5.

Из сравнительного анализа микроструктур видно, что распределение фаз в сплаве с применением обработки электромагнитным полем при кристаллизации стало более плотным и однородным (рис. 5 в, з), чем в сплаве, кристаллизованном без воздействия электромагнитного поля (рис. 5 а, б). Твердость сплава, кристаллизованного при обработке расплава электромагнитным полем, повысилась на 12% – с 33 до 37,5 HRC.

При оценке количественного содержания фаз в сплаве, кристаллизованном без обработки расплава электромагнитным полем, обнаружено, что оно составило: 66,2%  $\gamma'$ -фазы и 33,8%  $\beta$ -фазы, что близко к содержанию фаз в сплаве состава Ni–18% (по массе) Al, рассчитанному по диаграмме состояния системы Ni–Al по правилу отрезков:

70,0% (по массе)  $\gamma'$ -фазы и 30,0% (по массе)  $\beta$ -фазы. В сплаве, прошедшем обработку электромагнитным полем при кристаллизации, количественное содержание фаз составило: 43,50% (по массе)  $\gamma'$ -фазы и 56,5% (по массе)  $\beta$ -фазы, что свидетельствует о существенном отклонении от равновесного состояния.

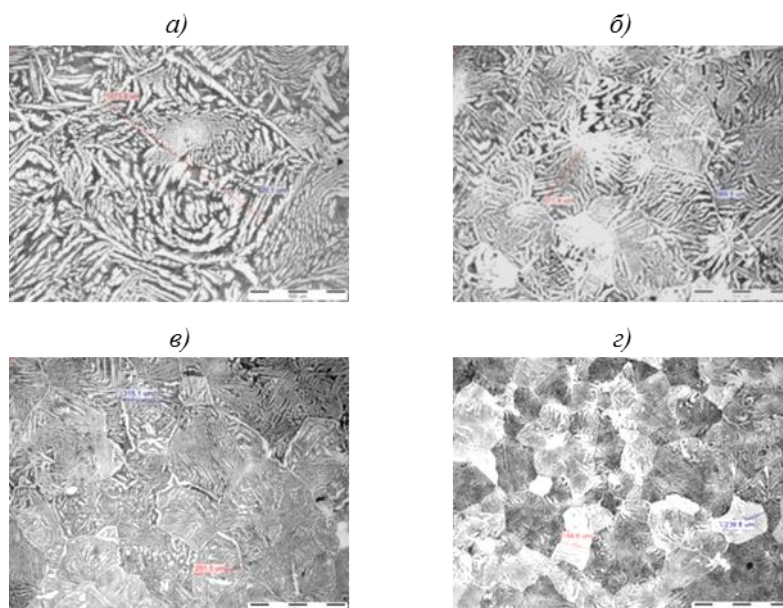


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 100$ ) сплава состава Ni–18% (по массе) Al, полученного без обработки расплава электромагнитным полем (верх (а) и низ (б) образца) и с обработкой расплава электромагнитным полем (верх (е) и низ (з) образца)

Рентгеноструктурный анализ сплава системы Ni–Al, кристаллизованного в электромагнитном поле, выявил наличие преимущественных направлений кристаллографической ориентации  $\gamma'$ -фазы –  $[111]+[113]$  и  $\beta$ -фазы –  $[011]$ , совпадающих с осью литых заготовок образцов [14].

Исследование зависимости ударной вязкости от величины индукции магнитного поля, воздействующего на металл, в процессе кристаллизации показало, что при ее увеличении ударная вязкость сплава Ni–18% (по массе) Al возрастает. Из графика видно (рис. 6), что ударная вязкость повысилась в 1,7 раза [16].

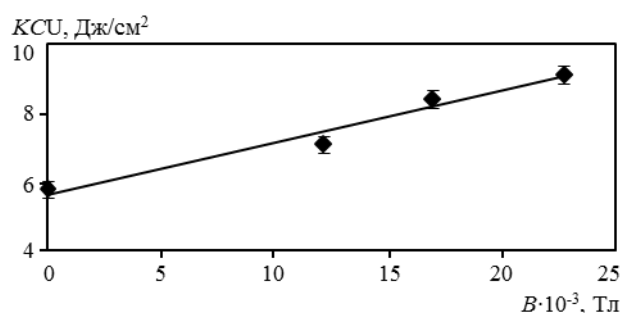


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости сплава состава Ni–18% (по массе) Al от величины индукции электромагнитного поля при кристаллизации расплава

После испытаний на жаростойкость [17] образцов из сплава состава Ni–18% (по массе) Al (без обработки и с обработкой расплава электромагнитным полем при кристаллизации) при температуре 1250°C в течение 100 ч с циклической выдержкой 6–8 ч в структуре произошел процесс рекристаллизации с образованием 4–6 зерен в сечении образца. На фото микроструктуры сплава, не подвергавшегося обработке электромаг-

нитным полем, видно (рис. 7, б), что характер фазового распределения стал плотным и более упорядоченным, толщина пластин  $\gamma'$ -фазы уменьшилась в 5,8 раза, по сравнению с исходным состоянием – с 10–25 до 0,9–5,0 мкм (рис. 7, а). По межзеренным границам цепочкой распределились включения размером от 10 до 15 мкм (рис. 7, б). На поверхности образца обнаружен рыхлый слой светлого цвета толщиной 240–290 мкм, содержащий 9,1% (по массе) Al и 90,6% (по массе) Ni (рис. 8).

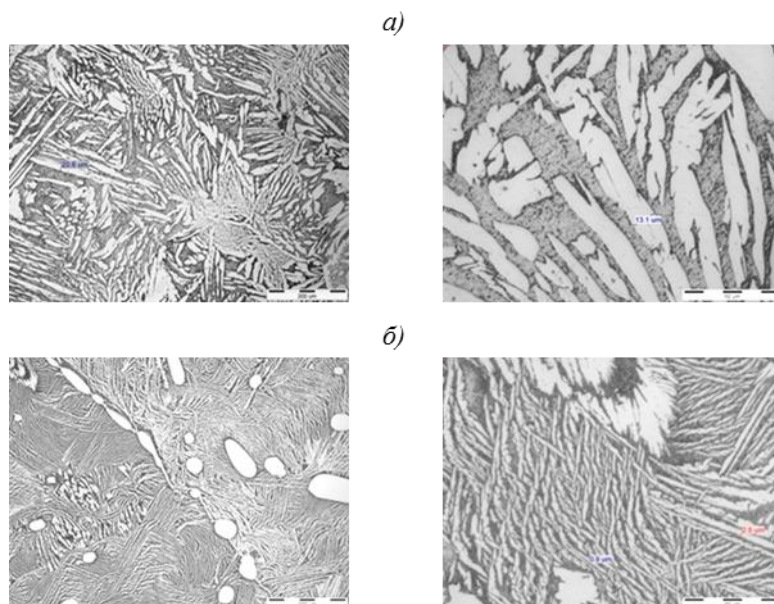


Рис. 7. Микроструктура сплава состава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованного без обработки электромагнитным полем, до испытаний на жаростойкость (а) и после проведения испытаний (б)

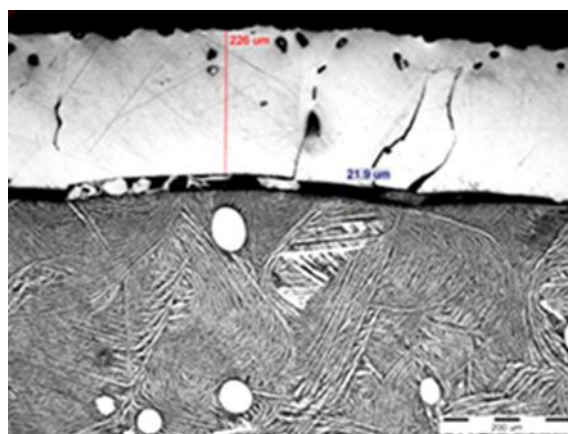


Рис. 8. Микроструктура поверхностного слоя образца из сплава состава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованного без обработки электромагнитным полем, после испытаний на жаростойкость

Количественное содержание фаз в образцах из сплава, кристаллизованного без обработки электромагнитным полем, после испытаний на жаростойкость изменилось: содержание  $\gamma'$ -фазы уменьшилось с 66,2 до 57,5% (по массе), а  $\beta$ -фазы увеличилось с 33,8 до 42,5% (по массе), что характеризует сплав как не термостабильный. Результаты испытаний на ударную вязкость показали, что ее величина увеличилась на 11% от исходной и составила 5,7–7,1 Дж/см<sup>2</sup>.

В свою очередь, из фото микроструктуры сплава, прошедшего обработку электромагнитным полем при кристаллизации, очевидно (рис. 9, б), что характер распределения фаз в сплаве стал значительно более плотным и упорядоченным. Толщина пластин  $\gamma'$ -фазы уменьшилась в 9 раз по сравнению с исходным состоянием – с 3–15 до 0,6–1,4 мкм (рис. 9, а). В структуре и по границам зерен отсутствуют включения округлой формы светлого цвета, которые присутствуют в сплаве без электромагнитной обработки (рис. 7, б). На поверхности образца при исследовании обнаружен плотный слой светлого цвета толщиной 190–200 мкм, содержащий 12,5% (по массе) Al и 87,5% (по массе) Ni (рис. 10).

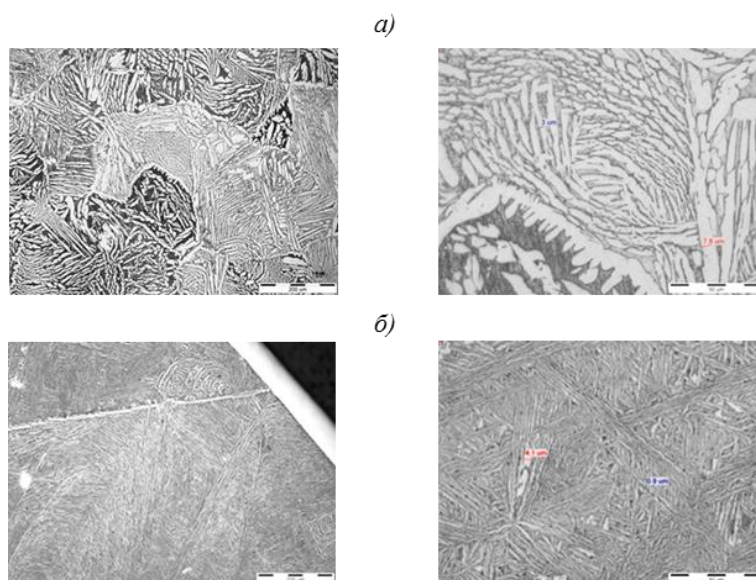


Рис. 9. Микроструктура сплава состава Ni–18% (по массе) Al, прошедшего обработку электромагнитным полем при кристаллизации, до испытаний на жаростойкость (а) и после проведения испытаний (б)

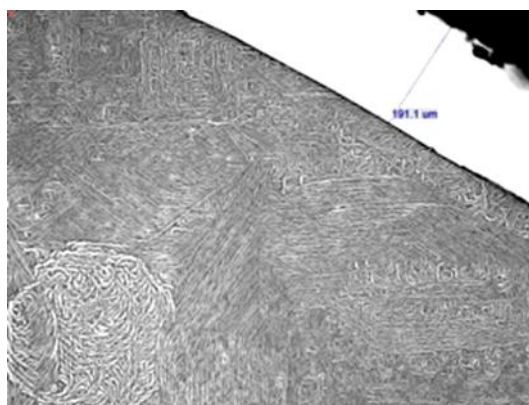


Рис. 10. Микроструктура поверхностного слоя образца из сплава состава Ni–18% (по массе) Al, прошедшего обработку электромагнитным полем при кристаллизации, после испытаний на жаростойкость

Количественное содержание фаз в образцах из сплава системы Ni–Al, прошедшего обработку электромагнитным полем при кристаллизации, составляющее 43,5% (по массе)  $\gamma'$ -фазы и 56,5% (по массе)  $\beta$ -фазы, после испытаний на жаростойкость не изменилось, что свидетельствует о термостабильности сплава. Испытания цилиндрических заготовок образцов на ударную вязкость показали, что ее величина повысилась на 13% по сравнению с исходным состоянием и составила 10,6–13,4 Дж/см<sup>2</sup>.

Совместно с образцами из сплава состава Ni–18% (по массе) Al, полученными методом равноосной кристаллизации (как без обработки, так и с обработкой электромагнитным полем при кристаллизации), испытанию на жаростойкость подвергали образцы из этого сплава, полученные методом направленной кристаллизации с монокристаллической структурой [111].

На фото микроструктуры монокристаллического сплава состава Ni–18% (по массе) Al видно (рис. 11), что нагрев в течение 8 и 24 ч ведет к фазовым превращениям. Пластины  $\gamma'$ -фазы дробятся, а их толщина увеличивается в 2 раза по сравнению с исходным состоянием с 3,0–20,0 до 20,0–24,0 мкм (рис. 11). После 48 ч нагрева характер распределения фаз становится неоднородным, толщина пластин  $\gamma'$ -фазы продолжает увеличиваться до 2,5 раза относительно исходного состояния. В структуре образуются мелкие выделения. После 100 ч выдержки процесс огрубления фазовых выделений не прекращается. Они приобретают округло-продолговатую форму, их толщина увеличивается до 3,5 раза, а толщина образовавшихся мелких выделений составляет 0,8–0,9 мкм. На поверхности образца образуется пористый слой толщиной 240–290 мкм, такой же как в сплаве без электромагнитной обработки при кристаллизации (рис. 8).

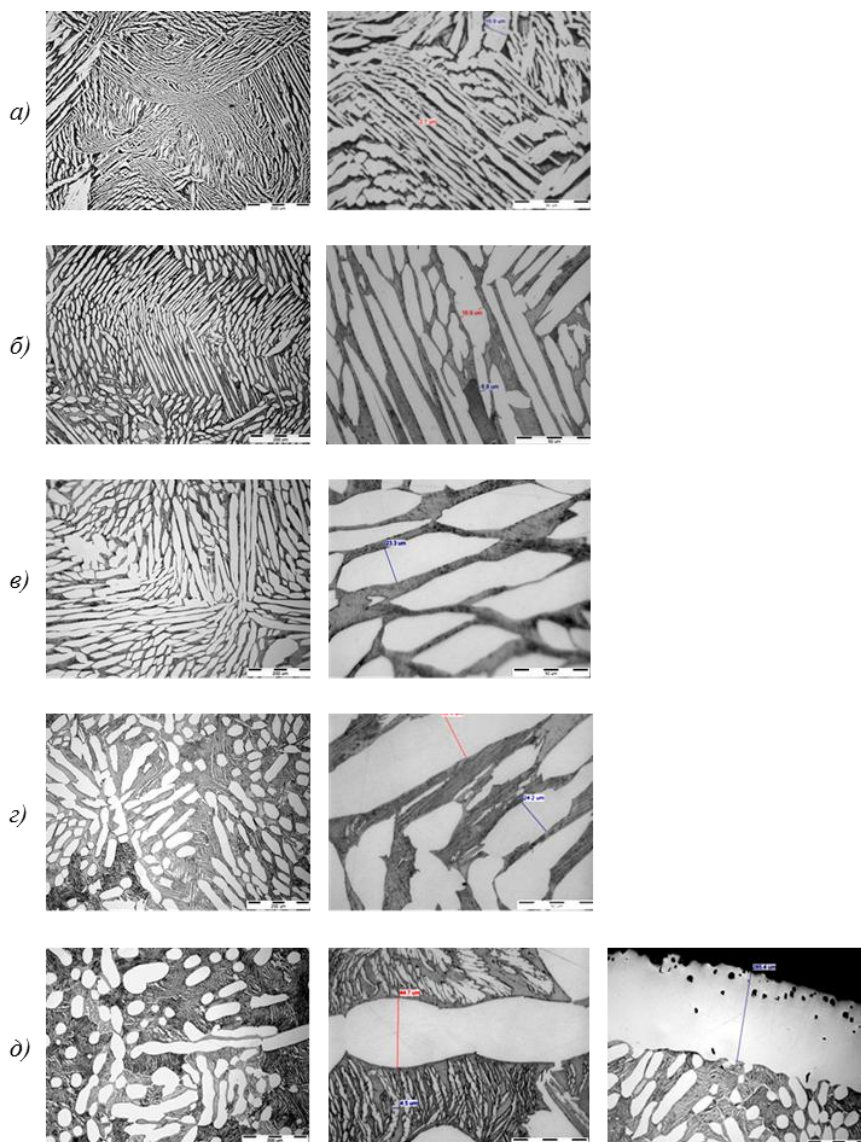


Рис. 11. Микроструктура монокристаллического сплава состава Ni–18% (по массе) Al (*a* – исходное состояние) после испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C в течение 8 (*b*), 24 (*c*), 48 (*d*) и 100 ч (*e*)

Количественное содержание фаз после испытаний на жаростойкость в образцах сплава с монокристаллической структурой изменилось. Количество  $\gamma'$ -фазы уменьшилось с 68,0 до 47,2% (по массе), а  $\beta$ -фазы увеличилось с 32,0 до 52,8% (по массе), что характеризует монокристаллический сплав, как не обладающий термической стабильностью структуры, в отличие от образцов сплава системы Ni–Al, полученных с использованием обработки расплава электромагнитным полем при кристаллизации.

Результаты испытаний образцов на ударную вязкость показали, что она снизилась относительно исходной на 8,5% (по массе) и составила 7,8–8,6 Дж/см<sup>2</sup>. Из графика жаростойкости исследуемого сплава следует, что сплав с монокристаллической структурой уступает по жаростойкости сплаву, кристаллизованному при воздействии электромагнитного поля на расплав – в 1,33 раза.

Из металлографического анализа микроструктур равноосного сплава, кристаллизованного под воздействием электромагнитного поля на расплав [17, 18], следует (рис. 12), что нагрев в течение 8 ч ведет к дроблению и измельчению фазовых составляющих. Толщина пластин  $\gamma'$ -фазы уменьшилась в 1,1 раза – с 3,0–15,0 до 6,0–11,0 мкм. Распределение структурных составляющих становится более однородным. После нагрева образцов сплава в течение 24 ч процесс фазовых превращений завершился. Длина пластин фаз увеличилась, их толщина уменьшилась в 1,8 раза относительно исходной. Характер распределения стал более упорядоченным. После 48 ч нагрева толщина пластин  $\gamma'$ -фазы уменьшилась в 3,6 раза, а их распределение стало еще более плотным и упорядоченным. После 100 ч выдержки толщина пластин  $\gamma'$ -фазы уменьшилась в 9 раз и составила 1,0 мкм, что обеспечило их наиболее плотное распределение.

Анализ результатов исследований микроструктуры образцов из монокристаллического сплава состава Ni–18% (по массе) Al, полученных методом направленной кристаллизации, выявил, что в течение всего высокотемпературного нагрева в них происходит огрубление структурных составляющих. Твердость сплава осталась на прежнем уровне (33 HRC). В образцах бинарного сплава, полученных методом обработки расплава электромагнитным полем в процессе равноосной кристаллизации, изменения размеров структурных составляющих в микроструктуре проходят медленнее. Твердость сплава повысилась на 23% и составила 45 HRC.

В результате исследований на жаростойкость образцов из сплава состава Ni–18% (по массе) Al, полученных методом равноосной кристаллизации (как без обработки расплава электромагнитным полем, так и с обработкой электромагнитным полем при кристаллизации), а также образцов с монокристаллической структурой, полученных методом направленной кристаллизации, – построены графики, показанные на рис. 13. Из полученных данных следует, что сплав после обработки расплава при равноосной кристаллизации электромагнитным полем превышает по жаростойкости равноосный сплав, полученный без обработки электромагнитным полем, – в 2,2 раза, а сплав с монокристаллической структурой, полученный методом направленной кристаллизации, – в 1,3 раза.

Проведенные структурные исследования позволяют утверждать, что метод электромагнитного воздействия на расплав в процессе равноосной кристаллизации с целью получения ориентированной структуры может являться не менее эффективным, чем метод направленной кристаллизации отливок. Применение электромагнитной обработки расплава при кристаллизации обеспечивает получаемому сплаву однородную, упорядоченную и термостабильную структуру, положительно влияющую на его физико-механические свойства, что подтверждено экспериментально, а также и научно-техническими литературными данными [19].

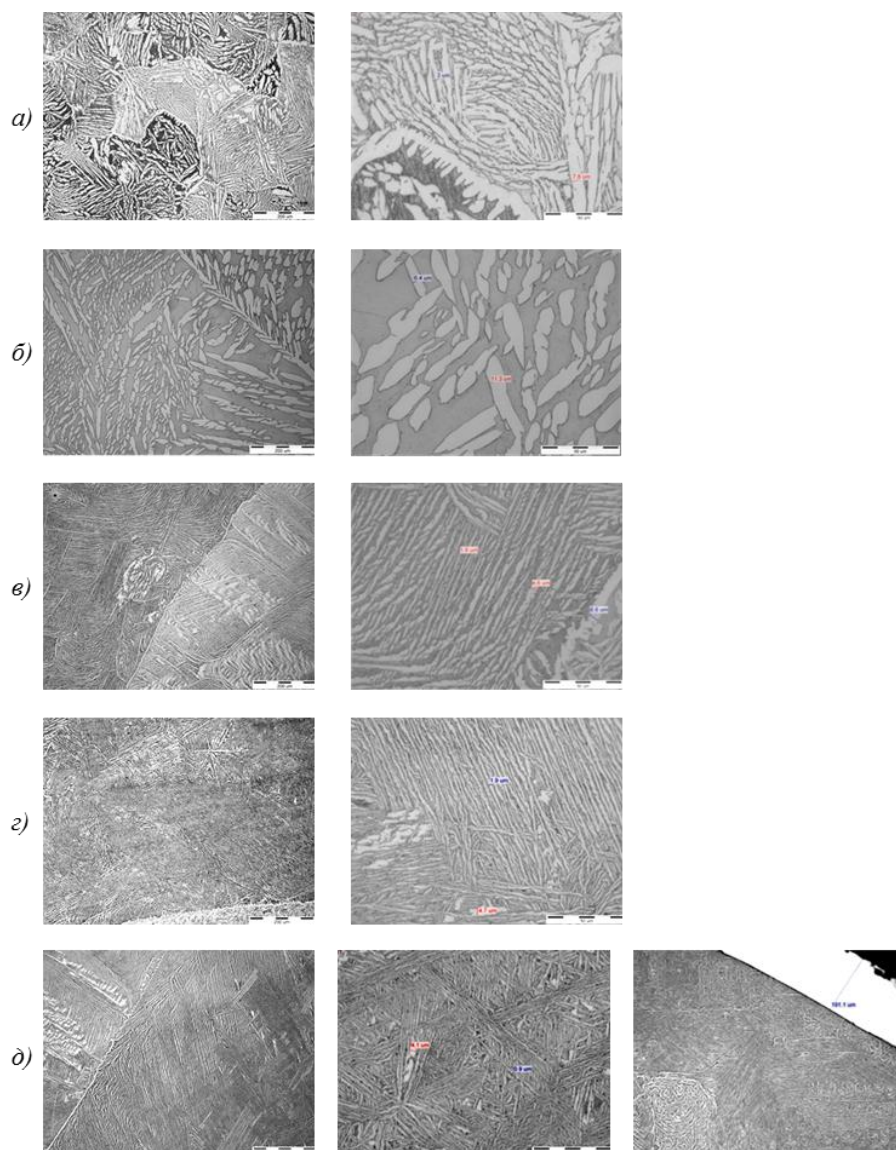


Рис. 12. Микроструктура равноосного сплава состава Ni–18% (по массе) Al (а – исходное состояние), подвергнутого обработке расплава электромагнитным полем при кристаллизации, после высокотемпературного нагрева при температуре 1250°С в течение 8 (б), 24 (в), 48 (з) и 100 ч (д)

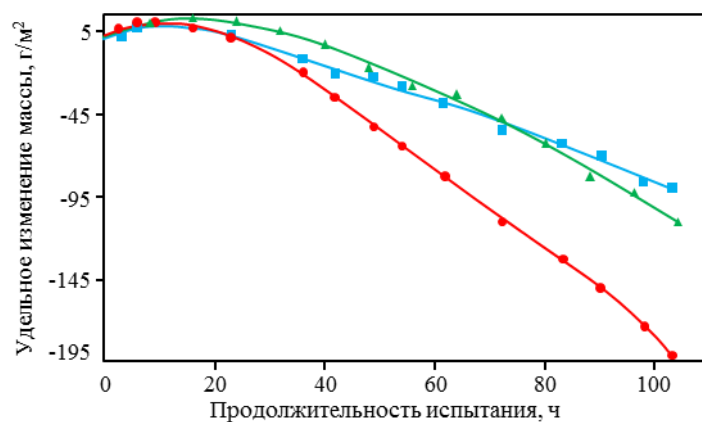


Рис. 13. Результаты испытания на жаростойкость сплава системы Ni–Al, полученного без обработки (●) и с обработкой (■) расплава при равноосной кристаллизации электромагнитным полем и с направленной кристаллизацией монокристалла (▲)

В качестве объекта для исследования также выбрали серийно производимый кобальтовый сплав СДП-6. Исследование микроструктуры интерметаллидного катодного сплава СДП-6, полученного методом равноосной кристаллизации (с электромагнитной обработкой расплава и без нее), показало наличие существенных отличий. В сплаве СДП-6, полученном методом равноосной кристаллизации без электромагнитной обработки расплава, имеется обычная, равноосная структура (с размером зерна 100–180 мкм), границы которой разделены легкоплавкой фазой. Зерна имеют многогранную, разностороннюю, округлую форму. В сплаве СДП-6, полученном методом равноосной кристаллизации с обработкой расплава электромагнитным полем, структура также равноосная. Размер зерна составляет 140–350 мкм, границы зерен трудно различимы, зерна имеют неопределенную форму. Распределение фаз в основном объеме расположенных параллельно зерен имеет крестообразную (дендритную) форму.

Металлографические исследования проводили на оптическом комплексе Leica. На фото микроструктур (рис. 14) видно, что количественное содержание фаз в сплавах различно. В сплаве, полученном без обработки расплава электромагнитным полем, наличие фазы  $\beta$ -NiAl (ведущей к охрупчиванию сплава) значительно больше, чем в сплаве, полученном с использованием обработки расплава электромагнитным полем при кристаллизации.

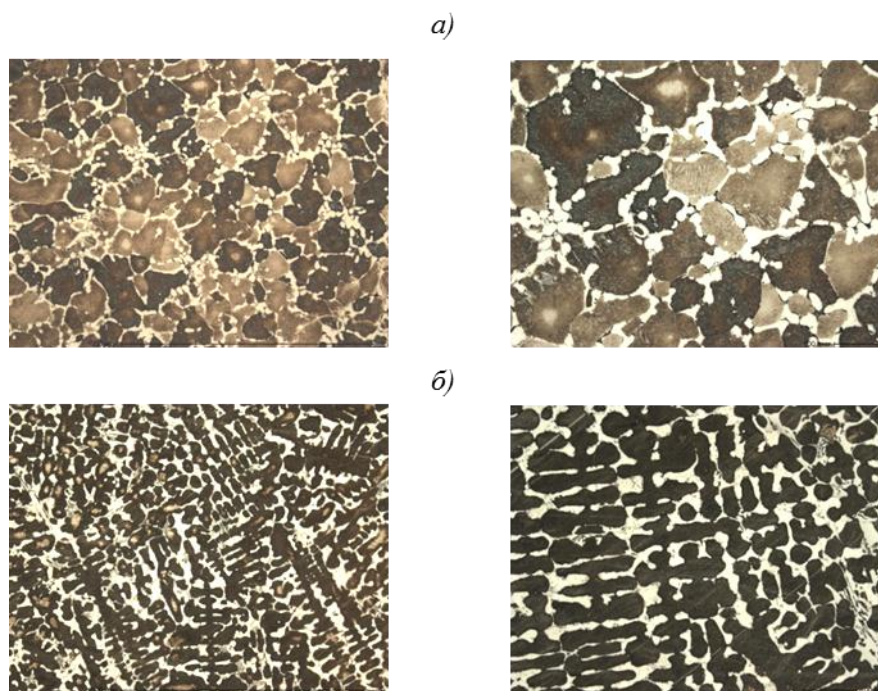


Рис. 14. Микроструктура катодного интерметаллидного сплава на основе системы Co–Cr–Al–Ni (СДП-6):

*a* – равноосная кристаллизация без электромагнитного поля; *б* – кристаллизация с обработкой расплава электромагнитным полем

При механической обработке готовых катодов на токарном станке стружка сплава, полученного без обработки электромагнитным полем, легко ломается (сыпучая). Стружка сплава, полученного с электромагнитной обработкой расплава при кристаллизации, пластичная, что указывает на пластичность сплава.

Структурный анализ сплава выполнен на рентгеновском дифрактометре. По полученным дифрактограммам, представленным на рис. 15, можно указать на следующие факты. Оба образца – как кристаллизованный без электромагнитной обработки

расплава, так и подвергшийся электромагнитной обработке, – содержат две основные фазы: твердый раствор на основе  $\alpha$ -Co с гексагональной кристаллической решеткой и интерметаллидную  $\beta$ -фазу с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК, пространственная группа  $Rm\bar{3}m$ ) на основе соединения CoAl. Однако обработка расплава электромагнитным полем, по-видимому, вызвала формирование текстуры при кристаллизации для  $\alpha$ -Co в направлении  $(h\bar{h}0)$ : аномально повышена интенсивность рентгеновского рефлекса (110). Проведена также оценка количественного содержания фаз в сплавах по соотношениям их интегральных интенсивностей в компьютерной программе SemiQuant. Установлено, что в образце, кристаллизованном без обработки расплава электромагнитным полем, приблизительное содержание фазы на основе  $\alpha$ -Co составляет 60%, интерметаллидной фазы на основе  $\beta$ -CoAl: 40%, а в образце, кристаллизованном при воздействии электромагнитного поля, приблизительное содержание фазы на основе  $\alpha$ -Co составляет 30%, интерметаллидной фазы на основе  $\beta$ -CoAl: 70%.

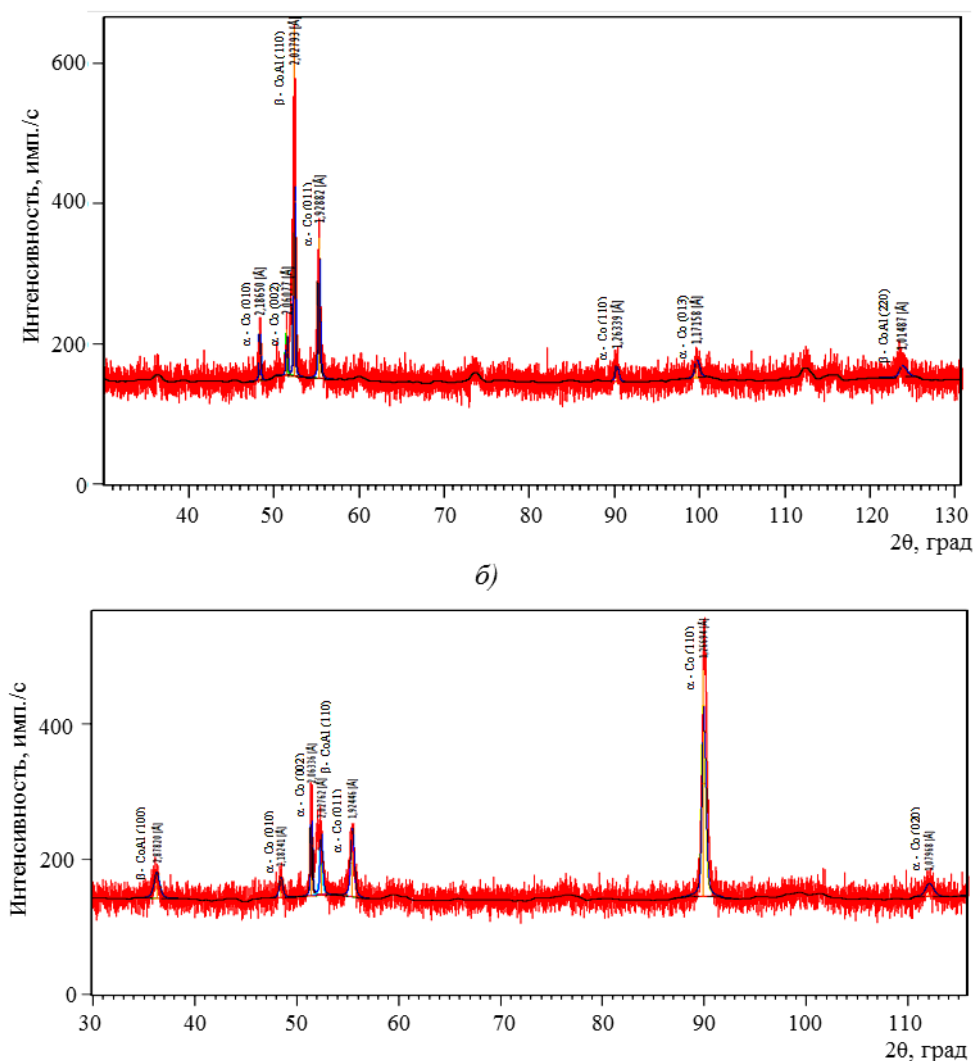


Рис. 15. Рентгенограммы образцов кобальтового катодного сплава СДП-6 в Co  $K_{\alpha}$ -излучении, кристаллизованных без электромагнитной обработки расплава (а) и с кристаллизацией расплава в электромагнитном поле (б)

Подобное явление происходит и при кристаллизации сплава состава Ni–18% (по массе) Al под воздействием электромагнитного поля. Обнаружено, что образцы, не

подвергшиеся воздействию электромагнитного поля, имели: 66,2%  $\gamma'$ -фазы на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (пространственная группа  $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$ ) и 33,8%  $\beta$ -фазы на основе  $\text{NiAl}$  (пространственная группа  $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$ ), а образцы, подвергшиеся воздействию электромагнитного поля, имели: 43,50%  $\gamma'$ -фазы и 56,5%  $\beta$ -фазы.

Таким образом, в обоих типах сплавов обработка расплава электромагнитным полем способствует увеличению содержания интерметаллидных фаз типа АВ с примитивной кубической решеткой (пространственная группа  $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$ ). Для теоретического объяснения эффекта необходимы дополнительные исследования.

В качестве характеристики механических свойств выбрали микротвердость в связи с быстротой проведения эксперимента и одновременно его информативностью. Испытания проводили на микротвердомере  $\text{HV}_{0,2}$  методом Виккерса. Результаты механических испытаний образцов кобальтового интерметаллидного сплава СДП-6 приведены в табл. 2. По результатам определения микротвердости можно отметить, что хотя по величине микротвердости оба образца близки, воздействие электромагнитного поля при кристаллизации несколько повышает диапазон значений микротвердости, что должно благотворно повлиять на прочностные характеристики сплава.

Таблица 2

**Результаты испытаний на микротвердость сплава СДП-6 на основе кобальта**

Методы кристаллизации сплава	Диапазон значений микротвердости $\text{HV}_{0,2}$
Равноосная кристаллизация	484–584
Кристаллизация при воздействии на расплав электромагнитного поля	513–664

**Обсуждение и заключения**

Как известно, в процессе равноосной кристаллизации металла происходит зарождение и рост зерен, форма и размеры которых различны. При этом ориентация их кристаллической решетки в пространстве является случайной – такое тело называется поликристаллическим (рис. 16).

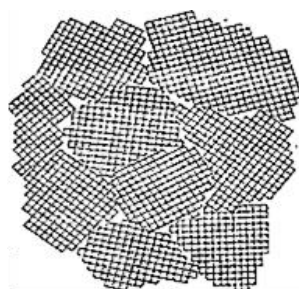


Рис. 16. Схема структуры поликристаллического металла

При воздействии электромагнитного поля на жидкий металл, в процессе кристаллизации он приобретает поликристаллическую структуру с ориентированными в определенном направлении зернами во всем объеме отливки. При этом происходит измельчение структурных составляющих, изменение количественного содержания фаз и характера распределения фаз в микроструктуре, а также изменение микротвердости фаз, что в результате обеспечивает повышение физико-механических свойств сплавов.

Механизм формирования такой структуры обусловлен наличием индуктивных токов, наведенных в жидком металле бегущим электромагнитным полем. Индуктивные токи, влияя на магнитные моменты атомов кристаллической решетки, усиливают их и ориентируют в направлении бегущего электромагнитного поля. В процессе перемешивания

(наведенными индуктивными токами) и равномерного охлаждения жидкого металла во всем объеме литейной формы происходит переход из жидкого состояния в твердое, где из центров кристаллизации идет рост зерен с кристаллической решеткой. Плоскости кристаллической решетки зерен будут ориентированы перпендикулярно направлению магнитных моментов атомов и внешнего электромагнитного поля.

Известно, что процесс намагничивания ферромагнетиков с кубической сингонией (железа, кобальта, никеля) идет по трем основным направлениям (легкому, среднему и трудному), где геометрическое расположение атомов в ней является определяющим того или иного направления [001], [011], [111] магнитных моментов атомов в структуре металла [13]. Например, для никеля, имеющего ГЦК решетку, плоскостью легкого намагничивания является пространственная диагональ куба [111], а для железа с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой направление легкого намагничивания совпадает с ребром куба [001]. Поэтому можно предположить, что в случае воздействия внешнего электромагнитного поля на кристаллизующийся металл плоскости этих направлений будут влиять на ориентацию кристаллической решетки в зависимости от ее типа. При этом выбор направления ориентации решетки будет осуществляться самопроизвольно с наибольшей энергетической выгодой, а не принудительно – как это происходит при направленной кристаллизации на кристалле-затравке, т. е. это придаст расплаву при кристаллизации более устойчивое энергетическое состояние. С учетом вышеизложенного можно предположить, что по мере усложнения химической композиции состава сплава воздействие поля на кристаллографическую ориентацию зерен будет ослабевать из-за присутствия в сплаве одновременно нескольких фаз с различными типами кристаллической решетки и, наоборот, у сплава с меньшим числом компонентов эффект указанного воздействия будет сильнее.

Таким образом, с учетом результатов физико-механических испытаний сплава системы Ni–Al, повышение ударной вязкости образцов литого сплава возможно связано с наличием преимущественных текстур в плоскостях [111], [113] и [011]. В случае текстуры роста [111]+[113] в ГЦК решетке  $\gamma'$ -фаза (Ni<sub>3</sub>Al) базируется на системах  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 113 \rangle$ , обладающих достаточным числом элементов скольжения (три или пять) и расположенных в зоне действия касательных напряжений, где  $\tau \neq 0$ , т. е. в зоне, ограниченной лемниской эпюры  $\tau$ . Все они дают свой вклад в общий сдвиговый процесс, обеспечивая повышение ударной вязкости сплава. По аналогии со сплавом на основе хрома [20], в решетке интерметаллидной  $\beta$ -фазы (на основе соединения NiAl), также имеющей ОЦК структуру, следует ожидать те же признаки образования текстуры, т. е. текстура роста [011] в ОЦК решетке  $\beta$ -фазы базируется на трех системах скольжения, расположенных под углами: 0;  $\pi/3$ ;  $\pi/2$  [16]. Две из них, в силу известного закона механики, не работают. Для осуществления деформации скольжения остается единственная «активная» плоскость из семейства  $\langle 011 \rangle$  с углом  $\alpha = \pi/3$ , вероятно она и будет обеспечивать скольжение, повышая ударную вязкость.

Как известно, устойчивое состояние кристаллической решетки характеризуется наличием низкой свободной энергии. Для того чтобы вызвать переход кристаллической решетки из одного типа в другой требуется воздействие внешних факторов на сплав: давления, температуры, электромагнитного воздействия и т. д., что и приводит ее к переходу от одного типа к другому [20, 21]. Поэтому можно предположить, что под воздействием внешнего фактора (электромагнитного поля) – в процессе перехода из жидкого состояния в твердое – в сплаве СДП-6 фаза на основе  $\beta$ -CoAl с ГЦК решеткой присутствует в большем количестве, чем при равноосной кристаллизации, тогда как в сплаве, не подвергнутому воздействию электромагнитного поля, наблюдается преобладание фазы на основе  $\alpha$ -Co с гексагональной сингонией. Из этого следует, что

изменение параметров кристаллизации непременно вызывает изменения содержания фаз в сплаве (рис. 14) и приводит к образованию текстур (рис. 15).

Для фазы на основе  $\alpha$ -Co с гексагональной сингонией образуется текстура в направлении ( $hh0$ ). Выявленные факты указывают на определяющее влияние слабого магнитного поля на микроструктуры сплавов [20, 22].

В настоящее время отливки ЖНС с монокристаллической структурой с ориентациями [001], [011] и [111] получают методом направленной кристаллизации в вакуумных индукционно-плавильных установках. На практике и теоретически установлено, что наиболее высокие физико-механические свойства имели отливки ЖНС с монокристаллической структурой с ориентацией кристаллической решетки [111]. Для получения стабильных свойств во всем объеме отливки необходимо, чтобы она имела нужную ориентацию кристаллической решетки во всем объеме, что является сложной технологической задачей, которая зависит от устанавливаемой в керамическую форму затравки с требуемой ориентацией кристаллической решетки. Таким образом, хотя такой метод кристаллизации за последние десятилетия позволил достичь новых результатов, он принципиально не изменился [2, 3].

В дополнение к методу направленной кристаллизации в современной металлургии разрабатывается перспективный метод кристаллизации сплавов под воздействием магнитного поля. Кристаллизуемый металл под воздействием магнитного и/или электромагнитного поля приобретает структуру с направленной ориентацией кристаллической решетки во всем объеме отливки, кристаллографическая ориентация отливки определяется при этом параметрами электромагнитного поля.

Ориентация кристаллической решетки в структуре металла отливки осуществляется не принудительно (как в монокристаллической структуре), а под воздействием магнитного поля, с учетом физических свойств обрабатываемого сплава. При этом выбирая ту или иную ориентацию, исходят из наиболее энергетически выгодных расположений для заданных параметров электромагнитной обработки. Это позволяет предполагать, что для каждой системы сплавов будет задана своя более подходящая ориентация кристаллов, эффективно обеспечивающая повышение физико-механических свойств.

Таким образом, использование описанного метода электромагнитного воздействия на металл в процессе равноосной кристаллизации ведет к:

- формированию мелкозернистой структуры и повышению ее однородности;
- изменению количественного содержания фаз, измельчению и уплотнению фаз;
- образованию кристаллографической текстуры в литых образцах с ориентацией плоскостей, перпендикулярно направленным к внешнему полю;
- повышению механических свойств сплавов интерметаллидного класса;
- повышению жаростойкости.

Метод технологически прост, экономичен и может быть использован для получения малогабаритного литья из сплавов с температурой плавления как  $\leq 1350^\circ\text{C}$  (жаропрочные и коррозионностойкие сплавы и стали), так и  $\geq 1900^\circ\text{C}$  (сплавы на основе тугоплавких металлов [23]).

Рассмотренный метод кристаллизации имеет большую перспективу для получения литых заготовок деталей из сплавов интерметаллидного класса и других сплавов, обеспечивает им более высокие механические свойства по сравнению с существующими методами равноосной кристаллизации. Полученные отливки с острой кристаллографической текстурой фактически представляют собой совокупность зерен с параллельной кристаллографической ориентацией. При этом кристаллизация сплавов в электромагнитном поле гораздо дешевле, чем использование технологий монокристаллического литья, требующих применения сложного и уникального оборудования.

Авторы проведенного исследования предполагают, что проведение кристаллизации сплавов под воздействием электромагнитного поля пониженной частоты (частота тока <50 Гц) может привести к более существенным результатам.

### Благодарности

Авторы статьи посвящают ее памяти доктора технических наук, главного научного сотрудника Испытательного центра ФГУП «ВИАМ» А.И. Самойлова (29.03.1928–19.08.2016) – выдающегося ученого в области рентгеновского структурного анализа жаропрочных сплавов на основе железа, никеля и кобальта. Благодаря его многолетней неоценимой помощи в проведении рентгеновского фазового и структурного анализа и интерпретации полученных результатов, исследования электромагнитной обработки расплава при кристаллизации были в значительной мере облегчены и ускорены.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.02.2017).
3. Дранье Ж.М. Успехи в развитии направленно закристаллизованных и эвтектических жаропрочных сплавов // *Жаропрочные сплавы для газовых турбин*. М.: *Металлургия*, 1981. С. 365–387.
4. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД / под ред. С.И. Яцика. М.: *Машиностроение*, 1995. 33 с.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Елютин Е.С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. Сер.: *Машиностроение*. 2011. №SP2. С. 38–52.
6. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2002. 360 с.
7. Li X., Wang J., Zhang J., Han Y., Li. X. Directional Solidification Microstructure of a Ni-Based Superalloy: Influence of a Weak Transverse Magnetic Field // *Materials*. 2015. Vol. 8. P. 3428–3441.
8. Nikrityuk P.A., Eckert K., Grundmann R. Electromagnetically Forced Swirling Flow During Solidification of a Binary Metal alloy // *Journal of Computational and Applied Mechanics*. 2004. Vol. 5. No. 2. P. 337–352.
9. Верте Л.А. МГД-технология в производстве черных металлов. М.: *Металлургия*, 1990. 119 с.
10. Верте Л.А. Электромагнитная разливка и обработка жидкого металла. М.: *Металлургия*, 1967. 208 с.
11. Верте Л.А. Магнитная гидродинамика в металлургии. М.: *Металлургия*, 1975. 287 с.
12. Способ получения отливок: а. с. 1367286 СССР; заявл. 25.02.85; опубл. 15.07.94.
13. Назаркин Р.М., Конокотин С.П., Моисеева Н.С., Азаровский Е.Н. Исследование Cr-сплава, кристаллизованного в электромагнитном поле // *Литейное производство*. 2014. №12. С. 23–27.
14. Способ получения отливок: пат. 2368457 Рос. Федерация; заявл. 24.01.08; опубл. 27.09.09.
15. Мнейн М.Г. Новые профессии магнита. М.: *Просвещение*, 1985. С. 28–35.
16. Самойлов А.И., Конокотин С.П., Рощина И.Н. и др. Повышение пластичности материалов кристаллизацией в электромагнитном поле // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. Вып. 1. С. 32–37.
17. Конокотин С.П., Моисеева Н.С. Влияние электромагнитного поля на свойства интерметаллидного Ni–Al сплава // *Литейное производство*. 2011. №10. С. 17–19.

18. 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.
19. 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.
20. Конокотин С.П., Моисеева Н.С. Повышение физико-механических свойств сплавов на основе хрома и системы Ni–Al, склонных к хладноломкости, методом равноосной кристаллизации в электромагнитном поле // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №3 (36). С. 15–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-15-26.
21. Yu J., Du D., Ren Z., et al. Influence of an Axial Magnetic Field on Microstructures and Aligment in Directioally Solidified Ni-based Superalloy // *ISIJ (Iron and Steel Institute of Japan) International*. 2016. Article ID: ISIJINT-2016-352. P. 6.
22. Ночовная Н.А., Сиваков Д.В. Исследование взаимодействия поверхностных слоев титановых сплавов различного фазового состава с электромагнитным полем // *Авиационные материалы и технологии*. 2010. №2. С. 14–22.
23. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столянков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2016. №10. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.02.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.