

УДК 669.017

С.П. Конокотин¹, Р.М. Назаркин¹**ВЛИЯНИЕ БЕГУЩЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ДВУХПОЛЮСНОГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИНДУКТОРА НА СВОЙСТВА ХРОМОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ. Часть 2**

DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-75-82

С целью повышения физико-механических свойств сплавов на основе никеля методом равноосной кристаллизации под воздействием бегущего магнитного поля в двухполюсном цилиндрическом электромагнитном индукторе исследованы особенности его конструкции и типы схем подключения к трехфазному току. Исследование образцов сплавов интерметаллида на основе никеля привело к изменению микроструктуры и морфологии структурных составляющих, образованию направленной кристаллографической текстуры, изменению фазового состава, повышению жаростойкости при 1250°C и повышению механических свойств.

Ключевые слова: *двухполюсный электромагнитный индуктор, бегущее магнитное поле, хромовые сплавы, никелевые сплавы, кристаллизация сплавов, кристаллографическая текстура, рентгеноструктурный анализ, механические свойства.*

S.P. Konokotin¹, R.M. Nazarkin¹**THE TRAVELLING MAGNETIC FIELD OF BIPOLAR ELECTROMAGNETIC INDUCTOR AND ITS INFLUENCE ON THE PROPERTIES OF Cr- AND Ni-BASED POLYCRYSTALLINE ALLOYS. Part 2**

For the increase of physical and mechanical properties of the Ni-based alloys by technique of equiaxial solidification in the traveling magnetic field, the design of the bipolar cylindrical electromagnetic inductor is studied. The application of the improved design of electromagnetic inductor is provided at the solidification of alloys: change of alloy microstructure, formation of directional crystallographic structure in the castings, change of phase composition and increase of heat resistance at 1250°C.

Keywords: *bipolar electromagnetic inductor, traveling magnetic field, Cr-based alloys, Ni-based alloys, alloy solidification, crystallographic texture, x-ray diffraction analysis, mechanical properties.*

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

Для усовершенствования газотурбинных двигателей (ГТД) в авиамашиностроении непрерывно требуется повышение уровня свойств жаропрочных материалов, используемых в качестве деталей для их конструкций (лопатки, жаровые трубы, камеры сгорания, газосборники и т. д.) [1–3]. В процессе эксплуатации они (детали) подвергаются жестким термоциклическим напряжениям в активных коррозионно-окислительных средах при высоких температурах (~1300°C). Поэтому критерием при разработке для них материалов являются: низкая плотность, высокая жаропрочность, жаростойкость и другие свойства.

Поскольку на протяжении десятилетий уровень свойств жаропрочных сплавов на никелевой основе непрерывно повышался за счет усложнения состава легирующими элементами, то этот

подход, ставший традиционным, в настоящее время в основном исчерпан. Методы кристаллизации, существующие для получения литых заготовок изделий из жаропрочных сплавов, в настоящее время не обеспечивают требуемого темпа роста физико-механических свойств по сравнению с 1960–1980 гг. [4–8]. Поэтому перспективным направлением для повышения свойств жаропрочных материалов могла бы стать разработка сплавов на основе интерметаллидных соединений, таких как Ni₃Al, NiAl, Co₃Al, NiCr и др. [9–11]. Конструкторов газовых турбин в этих материалах привлекают уникальные свойства: низкая плотность, термическая стабильность структуры (сохраняемая вплоть до температуры плавления), высокое сопротивление окислению на воздухе благодаря повышенному содержанию алюминия и хрома, а также хорошая способность к синтезу и литью в вакууме и др. Однако получение

литейных конструкционных сплавов на основе этих интерметаллидных соединений-упрочнителей в настоящее время является сложной задачей, так как переход в область повышенного содержания алюминия и хрома ведет к резкому снижению пластичности сплавов и невозможности использования их по назначению. В связи с этим переход от современных жаропрочных сплавов к интерметаллидным пока остается неосуществленным. Исходя из вышеизложенного, необходимо разработать новые технологические варианты для решения существующей проблемы. Одним из таких вариантов стал метод электромагнитного воздействия на кристаллизующий металл [12–14]. В результате разработки электромагнитного индуктора и выявления технологических особенностей его конструкции создаваемое им поле обеспечило получение измельченной кристаллической структуры с ориентированно-направленной кристаллографической решеткой во всем объеме отливки и повышение физико-механических свойств литого металла.

Материалы и методы

Для повышения свойств сплавов системы Ni–Al, представляющих интерес в качестве базовых композиций для разработки жаропрочных интерметаллидных сплавов, исследовали цилиндрический двухполюсный электромагнитный индуктор, который создает эффективное бегущее магнитное поле. Технология воздействия бегущего магнитного поля на кристаллизующий металл следующая. Литейную керамическую форму, изготовленную из оксида алюминия, формовали в металлическую опочку, которая устанавливалась в рабочий объем электромагнитного индуктора, размещенного на подвижном столе в заливочной камере вакуумно-индукционной плавильной установки типа УППФ. Расплавленный металл заливали в литейную керамическую форму при включенном электромагнитном индукторе, создающем однонаправленное бегущее магнитное поле. Температура формы на момент заливки металлом составляла 450–550°C, а температура сплава Ni–18% (по массе) Al: 1580–1590°C. Величина индукции магнитного поля составляла $B \approx 22 \cdot 10^{-3}$ Тл; частота трехфазного тока, питающего индуктор, составляла 50 Гц. Размеры литого блока следующие: диаметр 80 мм, высота ~230 мм, диаметр литых заготовок образцов 15,5 мм, а длина ~180 мм. При исследовании воздействия бегущего магнитного поля на металл электромагнитный индуктор подсоединяли по двум типам электросхем (рис. 1).

Результаты и обсуждение

Известно, что 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. 2).

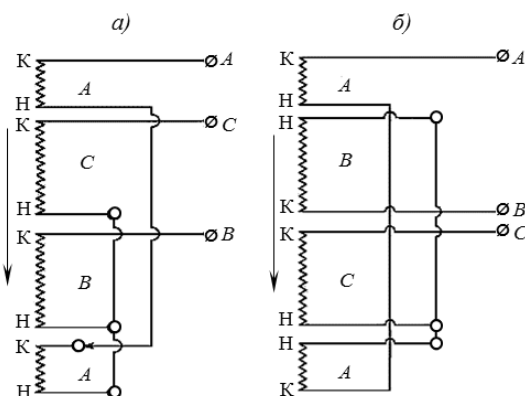


Рис. 1. Типы схем подключения фазных катушек электромагнитного индуктора по электросхеме «звезда»



Рис. 2. Схема структуры поликристаллического металла [15]

Исследования показали, что при воздействии внешнего магнитного поля на кристаллизующий металл он приобретает поликристаллическую структуру с ориентированной кристаллической решеткой в определенном направлении во всем объеме отливки. При этом происходит измельчение структурных составляющих, изменение количественного содержания фаз, характера их распределения в микроструктуре, изменение микротвердости фаз и межатомной связи, что в результате обеспечивает повышение физико-механических свойств сплавов [16].

Механизм формирования такой структуры может быть следующим. Известно, что магнитные свойства атома определяются в основном магнитными свойствами электронов, которые движутся по замкнутому контуру орбит, ведущих к образованию магнитного момента атома [17]. Поскольку металлы при нагревании начинают терять свои магнитные свойства (ввиду разориентации магнитных моментов атомов), то в жидком состоянии они становятся практически немагнитными, что делает вещество диамагнитным ($\mu < 1$). С охлаждением жидкого металла и переходом его в интервал кристаллизации появляются центры кристаллизации и происходит рост первичных осей дендритов, что ведет к изменению магнитных свойств. Величина магнитной проницаемости металла становится положительной ($\mu > 1$) и он переходит в парамагнитное состояние. При

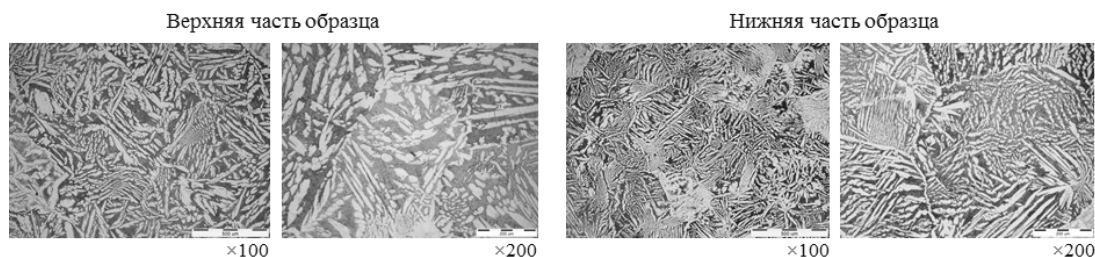


Рис. 3. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al без ЭМО

отсутствии воздействия внешнего магнитного поля на металл движение электронов по орбитам в атомах хаотично, но в его присутствии на атомы металла воздействуют силы, ориентирующие магнитные моменты атомов в направлении поля, а плоскости орбит электронов ориентируются в направлении, перпендикулярном к нему. При этом наведенный магнетизм усиливает величину магнитных моментов атомов [17], т. е. чем сильнее индукция внешнего магнитного поля, тем магнитные моменты атомов будут интенсивнее реагировать на него и влиять на межатомную связь. Такое воздействие приведет к тому, что орбитальные плоскости атомов в интервале кристаллизации «ликвидус–солидус» будут разворачиваться в ориентированно-удобном и энергетически выгодном направлении (по осям легкого намагничивания) в зависимости от типа кристаллической решетки металла – ОЦК, ГЦК и т. д., с ориентацией направления роста кристаллов перпендикулярно к внешнему магнитному полю [16].

Исследование микроструктуры образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, полученных методом равноосной кристаллизации без электромагнитной обработки (ЭМО) (рис. 3), показало что средний диаметр зерен в верхней части литой заготовки образца составлял 800–1000 мкм, а в нижней части 400–600 мкм, что соответствует разнице в ~2 раза.

Исследование микроструктуры сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованного в индукторе

(подключенном по схеме, указанной на рис. 1, а) с ЭМО (рис. 4), показало, что структура в верхней части образца имела удлиненную столбчатую форму зерен, а в нижней части – структуру с менее выраженной удлиненностью. Размер зерна в верхней части образца составлял: ширина 200–350 мкм, длина 800–1800 мкм; в нижней части образца: ширина 200–420 мкм, длина 900–1300 мкм, что соответствует разнице в ~1,2 раза.

Из сравнительного анализа микроструктур сплава, полученного путем равноосной кристаллизации без ЭМО и с ЭМО в индукторе, подключенном по схеме, указанной на рис. 1, а, видно, что размер и форма зерна различны. Границы зерен в сплаве с ЭМО стали тоньше и ровнее (рис. 4), чем в микроструктуре сплава, полученного методом равноосной кристаллизации без ЭМО (рис. 3). Распределение γ' -фазы в сплаве с ЭМО имеет существенное отличие. Толщина пластин γ' -фазы в сплаве заметно уменьшилась, а состояние фаз стало более упорядоченным и плотным (рис. 4), чем в сплаве без ЭМО (рис. 3). Особенностью структуры сплава с ЭМО является выраженная вытянуто-столбчатая форма зерен (рис. 4), что, очевидно, может привести к значительной анизотропии механических свойств отливок.

Исследование микроструктуры (рис. 5) образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованных с ЭМО в индукторе, подключенном по схеме, указанной на рис. 1, б, показало, что размер зерна в

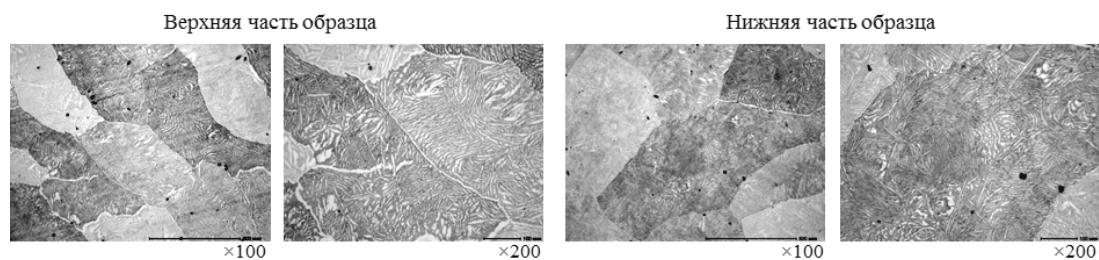


Рис. 4. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al с ЭМО в индукторе, подключенном по схеме, указанной на рис. 1, а

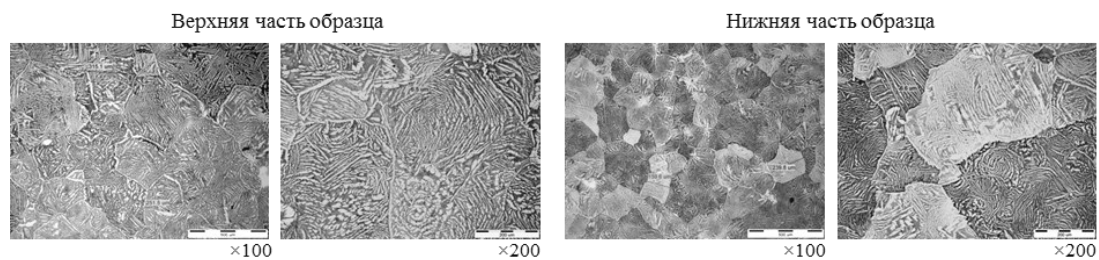


Рис. 5. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al с ЭМО в индукторе, подключенном по схеме, указанной на рис. 1, б

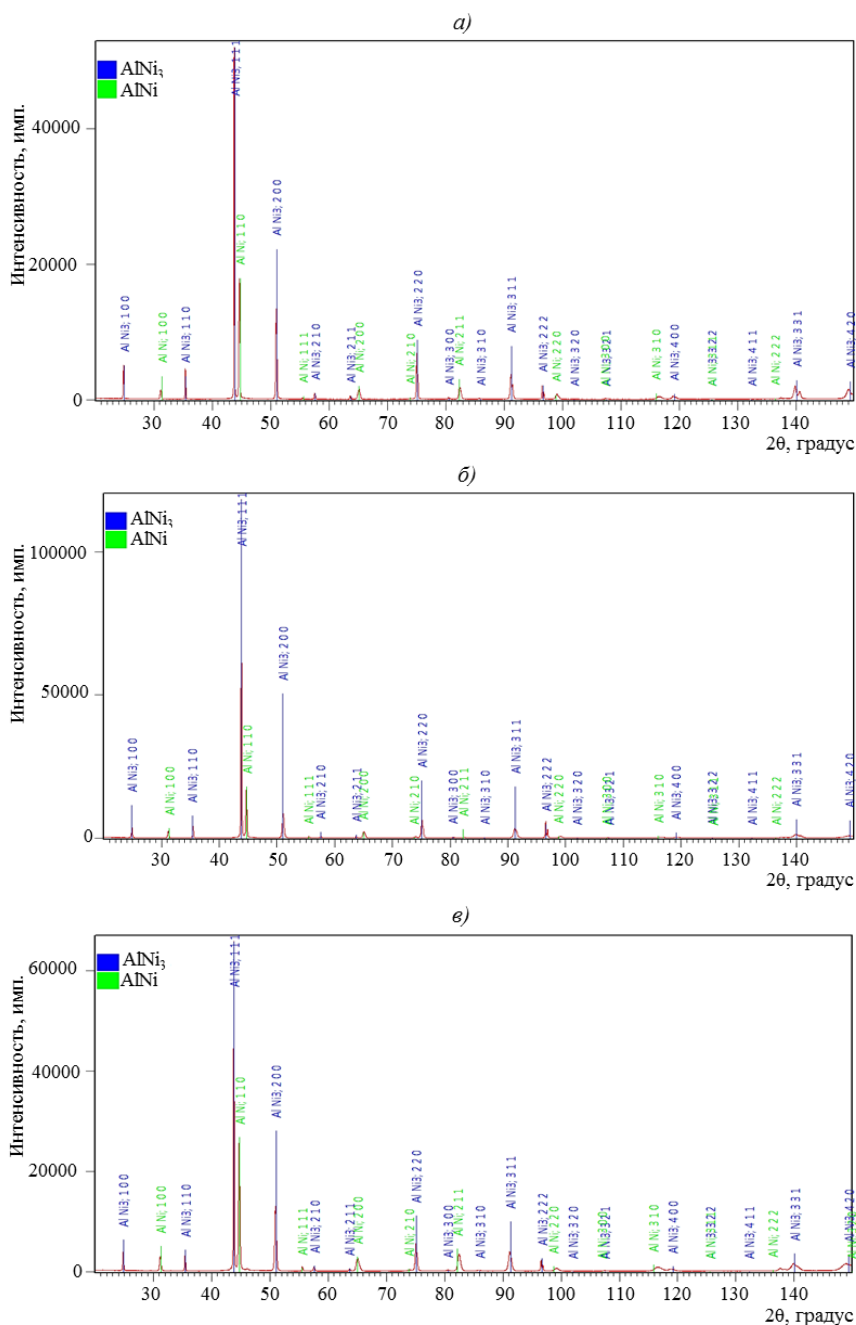


Рис. 6. Рентгенограммы ($\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучение) образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованных при различных условиях – без ЭМО (а) и с ЭМО при подключении индуктора по типу схем, указанных на рис. 1, а (б) и 1, б (в)

верхней части образца составлял 350–400 мкм, а в нижней части образца: 200–300 мкм, что составляет разницу в 1,5 раза. Из сравнительного анализа микроструктур сплава, полученных путем кристаллизации без ЭМО (рис. 3) и с ЭМО при подключении индуктора по схеме, указанной на рис. 1, б (рис. 5), видно, что размер зерна уменьшился в среднем в 2,0 раза, толщина границ – в 1,1–1,5 раза, их форма стала более ровной. Распределение фаз и структурных составляющих стало более плотным и однородным (рис. 5), чем в сплаве, кристаллизованном без ЭМО (рис. 3).

Из сравнительного анализа микроструктур сплава (рис. 4 и 5), полученных с ЭМО при подключении индуктора по типу схем, указанных на рис. 1, видно, что в микроструктуре сплава размер зерна уменьшился в 4 раза (рис. 5).

По результатам проведенных рентгеноструктурных исследований установлено, что для образцов, кристаллизованных с ЭМО, как по типу схемы, указанной на рис. 1, а, так и по типу схемы, указанной на рис. 1, б, характерна острая текстура γ' -фазы в направлении $\langle 111 \rangle$ (рис. 6, б и в).

Таблица 1

Зависимость периодов кристаллических решеток γ' - и β -фаз и фазового состава образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al от метода кристаллизации по результатам рентгеноструктурного анализа

| Способ кристаллизации | Содержание фазы, % (объемн.) | | Период кристаллической решетки фазы, нм | |
|---------------------------------|--------------------------------|----------------|---|----------------|
| | γ' (Ni ₃ Al) | β (NiAl) | γ' (Ni ₃ Al) | β (NiAl) |
| Без ЭМО | 65 | 35 | 0,35764 | 0,28657 |
| С ЭМО при подключении по схеме: | | | | |
| рис. 1, а | 86 | 14 | 0,35752 | 0,28650 |
| рис. 1, б | 44 | 56 | 0,35738 | 0,28634 |

Таблица 2

Зависимость механических свойств образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al от условий их кристаллизации

| Условия кристаллизации сплава в электромагнитном индукторе | Ударная вязкость, Дж/см ² , цилиндрических образцов без надреза диаметром ~15,5 мм | Твердость HRC |
|--|---|---------------|
| Без ЭМО | 8,82–10,78 | 28–29 |
| с ЭМО при подключении по схеме: | | |
| рис. 1, а | 13,23–19,60 | 35–37 |
| рис. 1, б | 16,66–22,05 | 35–37 |

Результаты определения периодов кристаллических решеток γ' - и β -фаз и полуколичественного фазового анализа сплава Ni–18% (по массе) Al [18] приведены в табл. 1.

При исследовании механических свойств литых заготовок образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, полученных при различных условиях кристаллизации, обнаружено повышение величин ударной вязкости и твердости в зависимости от условий их кристаллизации (табл. 2).

После испытаний на ударную вязкость образцы (как и на сплаве хрома) имели разный вид скола. Образцы, кристаллизованные без ЭМО, имели прямой вид скола (рис. 7, а), а образцы, кристаллизованные с ЭМО, имели косой вид скола (рис. 7, б).



Рис. 7. Литые заготовки образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованных без ЭМО (а) и с ЭМО (б), после испытаний на ударную вязкость

При определении жаростойкости сплава Ni–18% (по массе) Al испытывали образцы (вырезанные из средней части литой заготовки длиной ~180 мм) трех видов: с равноосной структурой, кристаллизованной без ЭМО; с равноосной структурой, кристаллизованной с ЭМО (при подключении индуктора по типу схемы рис. 1, б), и образцы с монокристаллической структурой с ориентацией [111].

После 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C в образцах сплава, кристаллизованных без ЭМО, количественное содержание фаз изменилось и составило: 57,5% γ' -фазы и 42,5% β -фазы, что характеризует сплав как нетермостабильный [19]. В структуре произошел процесс рекристаллизации с образованием 4–6 зерен в сечении образца.

Из микроструктуры сплава, полученного без ЭМО, видно, что характер фазового распределения стал плотным и более упорядоченным (рис. 8, б), толщина пластин γ' -фазы уменьшилась в 5,8 раза по сравнению с исходным состоянием образца – с 10–25 до 0,9–5,0 мкм (рис. 8, а). По межзеренным границам цепочкой распределились включения размером от 10 до 15 мкм (рис. 8, б).

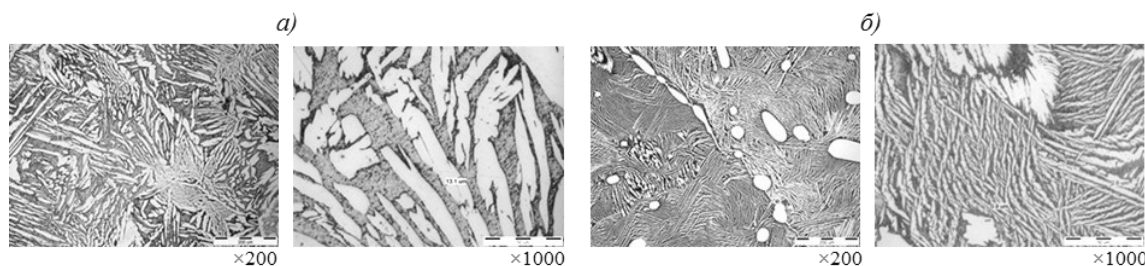


Рис. 8. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al без ЭМО до испытаний на жаростойкость (а) и после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C (б)

На поверхности образца обнаружен рыхлый слой светлого цвета толщиной 240–290 мкм, содержащий, % (по массе): 9,1 Al и 90,6 Ni (рис. 9).

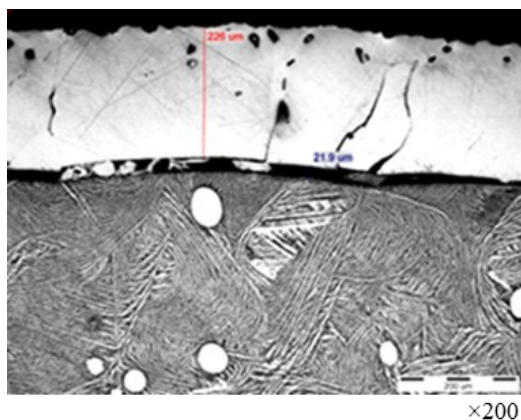


Рис. 9. Микроструктура поверхностного слоя образца из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованного без ЭМО, после проведения испытаний на жаростойкость

Результаты испытаний на ударную вязкость цилиндрических заготовок образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованных без ЭМО, после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C показали, что ее величина увеличилась на 11% от исходных значений и составила 9,79–11,96 Дж/см².

После 100 ч испытаний на жаростойкость образцов сплава, кристаллизованных с ЭМО, количественное содержание фаз не изменилось, что свидетельствует о термостабильности сплава. Характер распределения фаз в сплаве стал значительно более плотным и упорядоченным (рис. 10, б). Толщина пластин γ' -фазы уменьшилась с 3,0–15,0 мкм (рис. 10, а) до 0,6–1,4 мкм (рис. 10, б), что составило разницу в 9 раз.

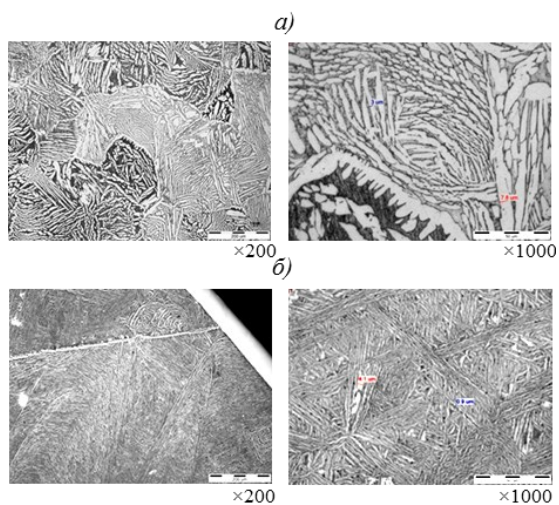


Рис. 10. Микроструктура сплава Ni–18% (по массе) Al с ЭМО до испытаний на жаростойкость (а) и после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C (б)

В структуре и по границам зерен отсутствуют включения округлой формы светлого цвета, которые присутствуют в сплаве без ЭМО (рис. 8, б).

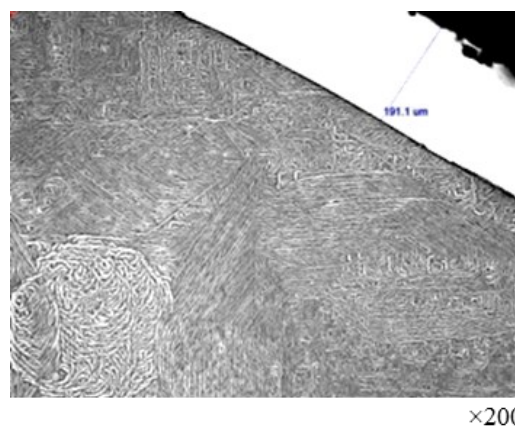


Рис. 11. Микроструктура поверхностного слоя образца из сплава Ni–18% (по массе) Al с ЭМО после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C

На поверхности образца образован плотный слой светлого цвета толщиной 190–200 мкм, содержащий, % (по массе): 12,5 Al и 87,5 Ni (рис. 11), что в 1,26–1,45 раза тоньше оксидного слоя, образовавшегося на поверхности образца сплава, полученного без ЭМО.

Результаты испытаний на ударную вязкость цилиндрических заготовок образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, кристаллизованных с ЭМО (при подключении индуктора по схеме рис. 1, б), после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C показали, что ее величина увеличилась на 13% от исходных значений и составила 18,7–24,9 Дж/см².

На рис. 12 представлена типичная микроструктура образца сплава с монокристаллической

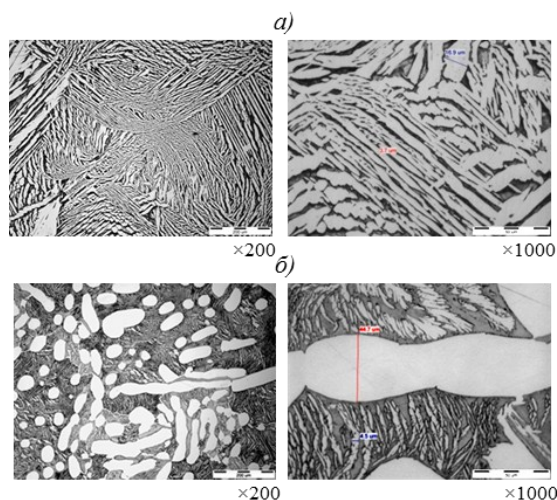


Рис. 12. Микроструктура образца из сплава Ni–18% (по массе) Al с монокристаллической структурой до испытаний на жаростойкость (а) и после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C (б)

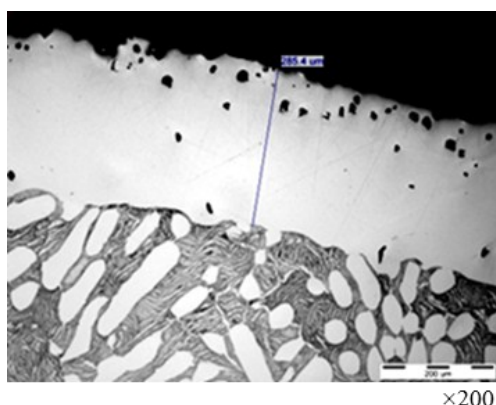


Рис. 13. Микроструктура поверхностного слоя образца из сплава Ni–18% (по массе) Al с монокристаллической структурой после испытаний на жаростойкость

структурой [111] до испытаний на жаростойкость (рис. 12, а) и после испытаний (рис. 12, б).

После 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C образца сплава, полученного методом направленной кристаллизации, с монокристаллической структурой количественное содержание фаз в отличие от исходной структуры сплава (рис. 12, а) изменилось. Количество γ' -фазы уменьшилось с 68,0 до 47,2% (по массе), а β -фазы – увеличилось с 32,0 до 52,8% (по массе), что характеризует сплав как необладающий термостабильностью структуры (в отличие от образцов сплава, кристаллизованных с ЭМО). Фазовые выделения приобрели грубую округло-продолговатую форму. Толщина фазовых выделений увеличилась до 3,5 раза, а толщина образовавшихся мелких выделений составила 0,8–0,9 мкм (рис. 12, б).

На поверхности образца образовался пористый оксидный слой толщиной 240–290 мкм (рис. 13) с химическим составом как в сплаве, кристаллизованном без ЭМО.

Результаты испытаний на ударную вязкость цилиндрических заготовок образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al с монокристаллической структурой после 100 ч испытаний на жаростойкость при температуре 1250°C показали, что ее величина не изменилась и составила 22,51–23,82 Дж/см².

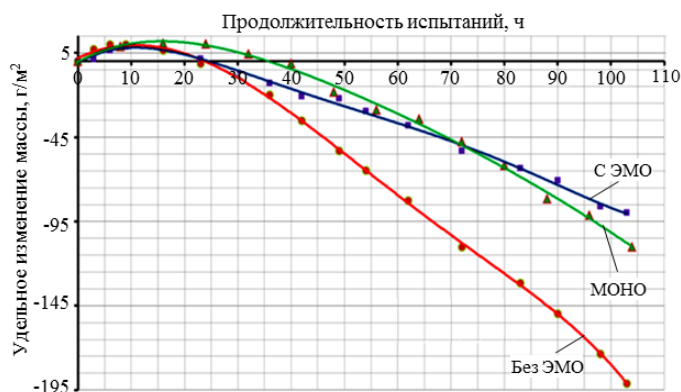


Рис. 14. Результаты испытания на жаростойкость образцов из сплава Ni–18% (по массе) Al, полученных разными методами кристаллизации

На основании результатов исследования жаростойкости образцов интерметаллидного сплава Ni–18% (по массе) Al с равноосной структурой без ЭМО, с ЭМО и с монокристаллической структурой [111] (в течение 100 ч при температуре 1250°C) построен график (рис. 14), из которого следует, что сплав с равноосной структурой, полученный при кристаллизации с ЭМО, превосходит по жаростойкости сплав с равноосной структурой, полученный при кристаллизации без ЭМО, – в 2,2 раза, а сплав с монокристаллической структурой – в 1,3 раза [19].

Заключения

Установлено, что разработанный метод воздействия бегущего магнитного поля на металл в процессе равноосной кристаллизации обеспечивает:

- формирование мелкозернистой структуры и повышение ее однородности (при подключении индуктора по схеме, указанной на рис. 1, б);
- изменение количественного содержания фаз, их измельчение и уплотнение;
- образование кристаллографической текстуры с ориентацией плоскостей по всей высоте образца, направленных перпендикулярно к внешнему магнитному полю;
- повышение ударной вязкости сплава и жаростойкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. №2 (752). С. 47–55.
2. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А. Методы повышения коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2018. №4 (64). Ст. 01. URL: <http://www.viam-woks.ru> (дата обращения: 03.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-3-8.
3. Wang J., Qian J., Zhang X., Wang Y. Research status and progress of NiAl based alloys as high temperature structure materials // *Rare Metals*. 2011. Vol. 30. Suppl. 1. P. 422–426.
4. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспенникова О.Г. Литейные жаропрочные никелевые сплавы // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. №6. С. 16–21.

5. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. N.-Y.: John Wiley & Sons, 1987. 640 p.
6. 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.
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Высокоэффективное охлаждение лопаток горячего тракта ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. №2. С. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
8. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni_3Al и $TiAl$: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2002. 360 с.
9. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Базылева О.А., Морозов А.Е., Антонова А.В., Бондаренко Ю.А., Булахтина М.А., Ашмарин А.А., Аргинбаева Э.Г., Аладын Н.А. Конструкционные жаростойкие (β -NiAl+ γ' - Ni_3Al) сплавы системы Ni–Al–Co. I. Особенности кристаллизации и структуры сплавов // Металлы. 2017. №5. С. 20–30.
10. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Базылева О.А., Морозов А.Е., Антонова А.В., Аргинбаева Э.Г., Аладын Н.А., Сиротинкин В.П. Конструкционные жаростойкие (β -NiAl+ γ' - Ni_3Al) сплавы системы Ni–Al–Co. II. Особенности кристаллизации и структуры сплавов // Металлы. 2017. №5. С. 31–36.
11. Li H.T., Wang Q., Wang K. et al. Improvement of compressive strength and ductility in NiAl based eutectic alloy by uniform high magnetic field treatment // Intermetallics. 2011. Vol. 19. Issue 2. P. 187–190.
12. 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.
13. Верте Л.А. МГД-технология в производстве черных металлов. М.: Metallurgia, 1990. 119 с.
14. 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.
15. Болховитов Н.Ф. Металловедение и термическая обработка. М.: Машгиз, 1961. С. 17.
16. Мнеев М.Г. Новые профессии магнита. М.: Просвещение, 1985. С. 28–35.
17. 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.
18. 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.
19. Назаркин Р.М., Конокотин С.П. Влияние обработки электромагнитным полем при кристаллизации на механические свойства сплавов систем Ni–Al и Co–Cr–Al–Ni // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №5 (53). Ст. 10. URL: <http://www.viam-woks.ru> (дата обращения: 03.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-10-10.