

11,01

## Образование дендритной структуры в кристаллах NiFeGaCo при выращивании способом Степанова

© Ю.Г. Носов, В.М. Крымов, М.Г. Васильев, А.В. Чикиряка, В.И. Николаев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,  
Санкт-Петербург Россия

E-mail: v.krymov@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 13 июля 2021 г.

В окончательной редакции 13 июля 2021 г.

Принята к публикации 15 июля 2021 г.

Способом Степанова выращены кристаллы сплава NiFeGaCo. Обнаружено, что структурное совершенство кристаллов нарушается образованием дендритов, которые распределены неоднородно как по длине, так и по поперечному сечению кристаллов. Найден эффект блокировки дендритами развития мартенситной фазы, возникающей при охлаждении образцов до температуры перехода кристалла в мартенситное состояние. Изучен элементный состав дендритных образований и показано, что содержание железа в дендрите примерно на 30% больше, а содержание галлия на 40% меньше, чем в матрице. На основе моделирования процессов теплообмена в реальной ростовой зоне с учетом проведенных опытов получены рекомендации для подавления образования дендритов.

**Ключевые слова:** дендритная структура, сплавы с памятью формы, способ Степанова.

DOI: 10.21883/FTT.2021.12.51680.167

### 1. Введение

В последние десятилетия ферромагнитные никелевые сплавы Гейслера с эффектом памяти формы (ЭПФ) и, в частности, NiFeGaCo интенсивно изучаются многими исследователями [1–5]. Эти кристаллы интересны возможностью получения больших обратимых магнитоиндуцированных деформаций, сверхупругости (СУ), и эффектом высокоскоростного восстановления деформации памяти формы (ВВДПФ).

Большинство кристаллов NiFeGaCo выращены для исследовательских целей методом Бриджмена [6]. Если рассматривать эту технологию с точки зрения дальнейшего практического применения, то очевидно, что небольшие размеры производимых по ней образцов окажутся недостаточными для большинства конструкций приводов [7]. Следующим логическим этапом исследований, на наш взгляд, должно стать развитие технологии получения подобных кристаллов большой длины и различного заданного сечения, что расширит конструкторские возможности для создания устройств на основе эффектов ЭПФ, СУ и ВСДПФ. Примеры создания устройств на основе профилированных кристаллов CuAlNi с ЭПФ, полученных способом Степанова, продемонстрированы в [8,9]. Ранее нами было показано, что монокристаллы NiFeGaCo могут быть выращены из расплава промышленными методами, например, Чохральского и Степанова, которые позволяют получать высококачественные кристаллы кремния [10] и сапфира [11]. К настоящему времени, в рамках способа Степанова нами получены кристаллы, из которых можно

изготовить образцы, сравнимые с теми, что вырезаются из слитков, выращенных методом Бриджмена [12–15].

Однако полноценной реализации функциональных возможностей кристаллов NiFeGaCo препятствует проблема неоднородности состава и структуры выращенных кристаллов. В частности, мы столкнулись с образованием при выращивании кристаллов дендритов в матрице монокристалла.

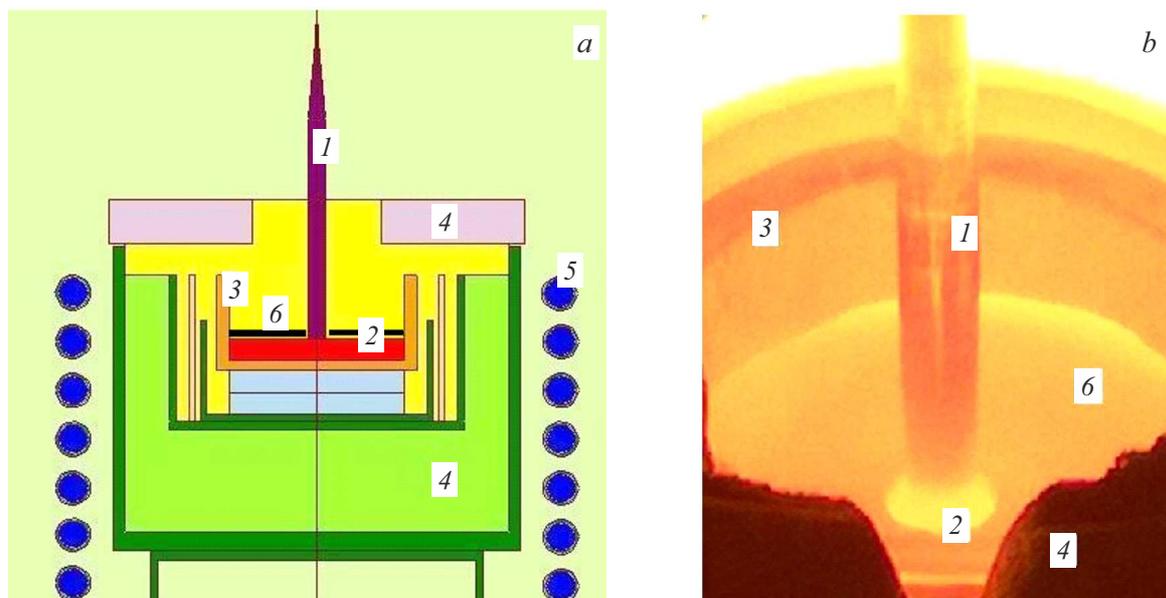
Надо заметить, что образование дендритной структуры — достаточно распространенное явление при кристаллизации металлических сплавов на основе железа и никеля [16–21]. Дендриты — это структурный дефект характерной скелетной формы, состоящий из центральной ветви (ось первого порядка) и перпендикулярных ей боковых ветвей. Дендритная структура формируется непосредственно на фронте кристаллизации и далее сохраняется независимо от последующих термообработок, таких как высокотемпературный отжиг и закалка [22].

Цель настоящей работы — исследование причин образования дендритной структуры в кристаллах сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> при их выращивании и ее влияния на функциональные свойства кристаллов, оптимизация режимов кристаллизации для подавления образования дендритов.

### 2. Эксперимент

#### 2.1. Рост кристаллов методом Степанова

Методом Степанова из расплава на кристаллографически ориентированную в направлении [100] затравку выращивались кристаллы состава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> в ви-



**Рис. 1.** Схема тепловой зоны (*a*) и фотография кристалла во время роста (*b*): 1 — кристалл, 2 — расплав, 3 — тигель, 4 — теплоизоляция, 5 — индуктор, 6 — формообразователь.

де цилиндрических стержней, диаметр которых задавался формообразователем. Выращивание проводилось в атмосфере аргона из алундового тигля на установке с индукционным нагревом со скоростью вытягивания 1 mm/min в атмосфере аргона. Были выращены кристаллы длиной до 250 mm и диаметром 6 mm. Схема тепловой зоны и фотография кристалла в процессе выращивания показаны на рис. 1.

## 2.2. Определение температуры мартенситных переходов

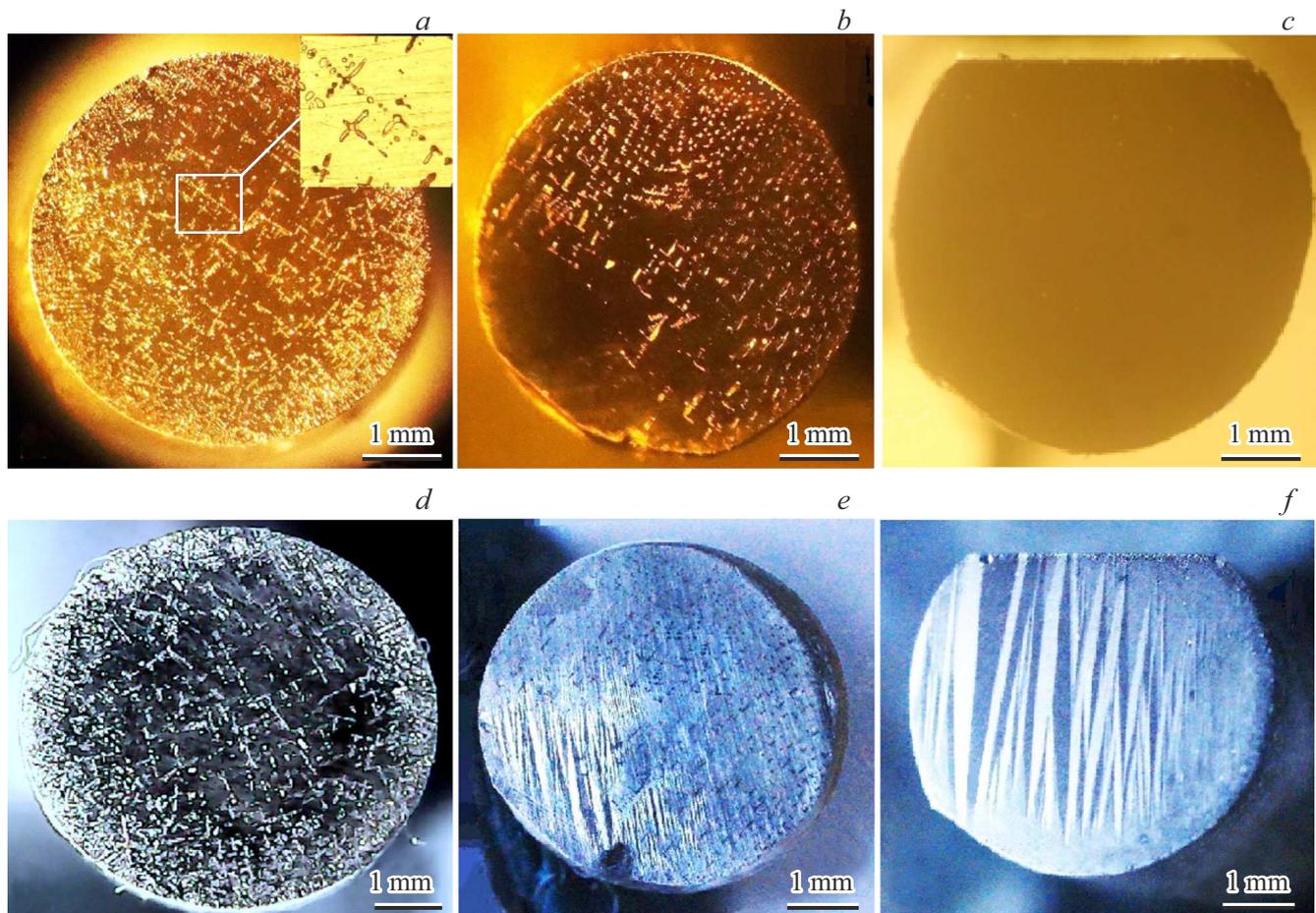
Для точного определения температуры перехода аустенита в мартенсит  $M_5$  образец в форме шайбы с полированной поверхностью помещался в термостат. Охлаждение осуществлялось с очень низкой скоростью:  $\sim 0.04$  K/min. За полированной торцевой поверхностью образца проводились наблюдение и фотосъемка. Температура начала мартенситного перехода определялась по появлению первых кристаллов мартенсита на торцевой поверхности. При данных условиях мартенситная структура в кристалле образуется и развивается в интервале температур 9.5–9.0°C. Время от появления первых иголок мартенсита до их распространения на все сечение составляло примерно 18 мин. Обратный переход мартенсит — аустенит происходил при нагревании до  $A_5 \approx 15$ –16°C. Температуры фазового перехода определялись на кристаллах  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ , вырезанных из областей без дендритов. Дальнейшее исследование проводилось на выращенных (as grown) кристаллах без какой-либо дополнительной термообработки.

## 2.3. Изучение дефектной структуры кристалла

Структура кристалла изучалась на трех шайбах, вырезанных из выращенного кристалла на расстояниях 15, 100 и 160 mm от затравки. Для выявления дендритной структуры эти образцы полировались и химически травились в растворе из трех частей азотной кислоты и одной части соляной. Детали структуры изучались с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Jena Amplitival и сканирующего электронного микроскопа Phenom PROX.

На рис. 2, *a* представлена фотография сечения в 15 mm от затравки. Видно, что дендриты распределяются по сечению неравномерно: в центральной части плотность дендритов  $N$  меньше, на краях существенно больше. В центральной области кристалла, внутри квадрата  $2 \times 2$  mm, величина  $N$  составляет 10–15 дендритов на  $mm^2$ . Для области вблизи края кристалла можно дать только оценку величины  $N \approx 50$  дендритов на  $mm^2$ . Размеры дендритов изменяются в широких пределах: от сотых долей mm до 0.5–1 mm. Отметим, что все фотографии на рис. 2 (верхний ряд) сделаны при комнатной температуре, когда кристалл находится в аустенитном состоянии.

На рис. 2, *b* дан вид поверхности кристалла на расстоянии 100 mm от затравки. Общее число дендритов в этом сечении примерно в два раза меньше, чем в сечении на рис. 1, *a*. Распределение дендритов существенно неравномерное: верхняя часть сечения содержит наибольшее количество дендритов. На рис. 2, *c* дана картина сечения на расстоянии 160 mm от затравки. В данном сечении избирательное травление показало полное отсутствие дендритов.



**Рис. 2.** Фотографии шлифов поперечного сечения кристалла  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$  на расстоянии 15 mm (*a* и *d*), 100 mm (*b* и *e*) и 160 mm (*c* и *f*) от затравки. Верхний ряд фотографий — при комнатной температуре (аустенитная фаза), нижний — при охлаждении ниже точки перехода в мартенситное состояние.

Эти данные показывают, что дефектная структура кристалла неоднородна как по сечению, так и по длине слитка. Максимальная концентрация дендритов наблюдалась в начальной части кристалла, ближе к затравке, далее она постепенно снижалась и на расстоянии около 160 mm от затравки дендриты полностью отсутствовали.

Для исследования структуры образцов при мартенситном переходе все три образца были охлаждены ниже температуры  $M_S$ . При этом на первом образце наблюдалась только исходная дендритная картина (рис. 2, *d*) и характерные иглы мартенситных кристаллов не проявились. На втором образце (100 mm от затравки) видны одновременно и дендриты, и мартенситные иглы, причем наибольшее число мартенситных игл находится в нижней, свободной от дендритов части сечения (рис. 2, *e*). И, наконец, на третьем образце, в котором дендриты полностью отсутствовали, видим большие кристаллы мартенсита по всему сечению (рис. 2, *f*).

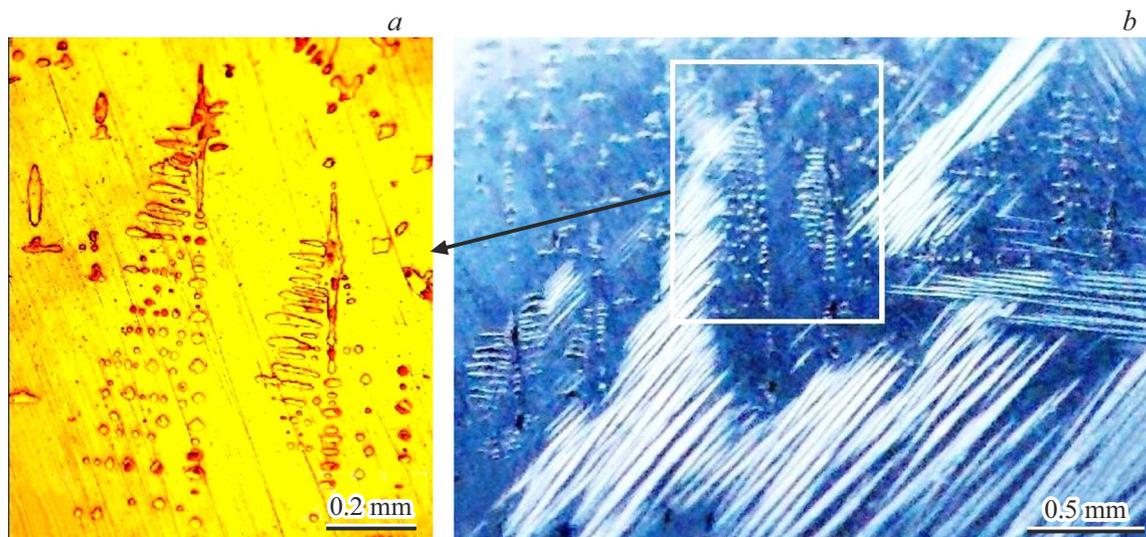
Таким образом при охлаждении кристалла ниже температуры  $M_S$  мартенситные кристаллы появлялись

только в тех участках поверхности, где отсутствовали дендриты.

#### 2.4. Мартенситный переход в кристалле с дендритами

Охлаждая кристалл, не содержащий дендриты, обычно можно наблюдать следующую картину развития мартенсита. При достижении температуры  $M_S$  на краю кристалла появлялись мартенситные иглы, которые быстро заполняли все сечение кристалла. Другая картина наблюдается, если кристалл содержит дендриты. В этом случае образование мартенситных кристаллов, дойдя до группы дендритов или до одного большого дендрита, останавливается и через дендриты дальше не продвигается. Пример остановки мартенситных игл перед единичными дендритами приведен на рис. 3.

На этих фотографиях показаны два больших дендрита в сечении кристалла  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$  при комнатной температуре (рис. 3, *a*) и те же два дендрита в окружении мартенситных игл при охлаждении кристалла до



**Рис. 3.** Фотографии участка сечения кристалла  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  с характерными дендритами: (а) при комнатной температуре в аустенитном состоянии, (b) тот же образец охлажден до точки начала перехода из аустенита в мартенсит  $M_S$ . В рамке на рис. 3, b показан тот же участок поверхности кристалла, что и на рис. 3, a.

температуры  $M_S$  (рис. 3, b). Видно, что мартенситные иглы, подходящие к дендритам с разных направлений, не могут пройти сквозь них. То есть, дендриты являются стопорами при распространении мартенситной фазы в кристаллах.

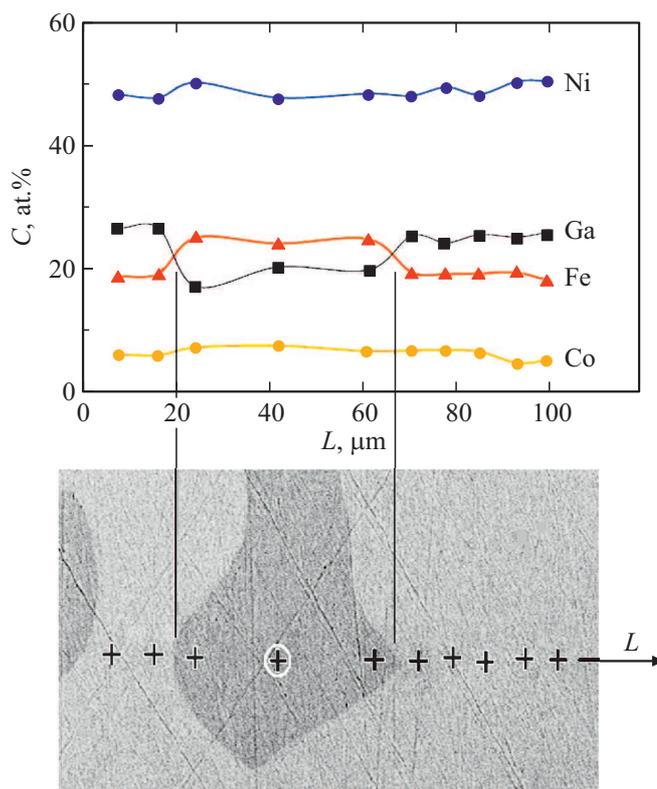
## 2.5. Элементный состав дендритов

Элементный состав дендритов и областей между ними определялся на сканирующем электронном микроскопе Phenom PROX со встроенной системой энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Диаметр электронного пучка облучения составлял  $\sim 3 \mu\text{m}$ . Результаты измерений, приведенные в табл. 1, показали, что по длине кристалла без учета дендритов состав изменяется незначительно и соответствует исходному составу  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ .

Более точные измерения состава в области дендритов показали, что элементный состав тела дендрита отличается от состава окружающей матрицы и всегда в дендрите содержание железа больше, а галлия меньше, чем вне его. На рис. 4 приведен пример измерения элементного состава в дендрите и вблизи него. Видно, что содержание железа в дендрите приблизительно на 30% больше, а содержание галлия приблизительно на 40% меньше, чем в областях, примыкающих к дендриту. Содержание никеля и кобальта не показывает значимого скачка на границе дендритов.

## 3. Моделирование процесса выращивания

В чем причина найденной структурной неоднородности распределения плотности дендритов по длине кри-



**Рис. 4.** Распределение элементного состава в области дендрита.

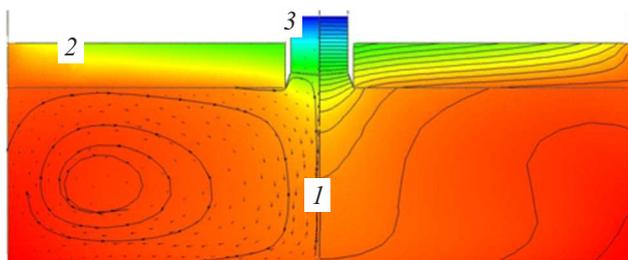
сталла? Поскольку известно, что дендриты образуются непосредственно на фронте кристаллизации, то эта неоднородность может быть обусловлена либо изменением химического состава расплава, либо изменением тепло-

**Таблица 1.** Элементный состав кристаллов на разных расстояниях от затравки

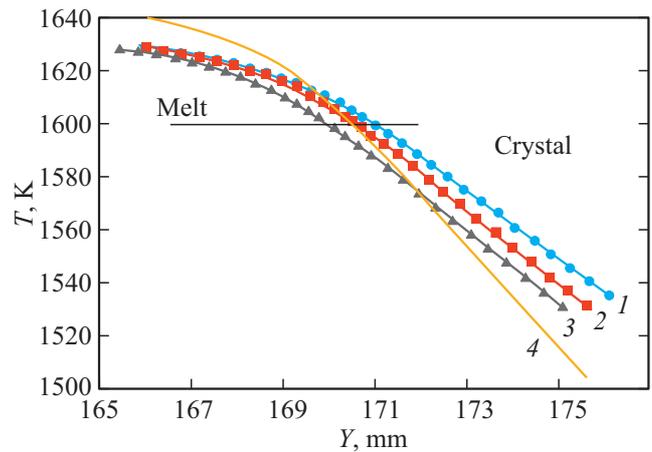
Элемент	Содержание, ат.%		
	15 mm от затравки	100 mm от затравки	160 mm от затравки
Ni	47.4	49.0	49.1
Fe	18.8	19.1	19.6
Ga	27.4	25.5	24.8
Co	6.4	6.4	6.5

вых условий в процессе роста. Первая причина маловероятна, поскольку прямыми измерениями (табл. 1) было показано, что состав меняется незначительно. Наиболее вероятна вторая причина. Поскольку экспериментальные измерения температурных распределений в зоне выращивания достаточно сложны и трудоемки, было привлечено математическое моделирование процессов тепло- и массообмена в реальной тепловой зоне. Оно позволило исследовать влияния параметров роста и конфигурации тепловой зоны на гидродинамику расплава и температурное распределение в растущем кристалле. Этим методом можно также оптимизировать тепловую зону для подавления дендритного роста, выращивания кристаллов различного сечения и достижения максимальной производительности процесса.

Моделирование было выполнено с помощью пакета программ BasicCGSim для реальной тепловой зоны с индукционным нагревом. Расчеты сделаны для случая выращивания кристалла диаметром 6 mm методом Степанова с использованием формообразующей пластины с отверстием. Скорость роста составляла 60 mm/h для базового расчетного варианта. Температура кристаллизации бралась равной 1600 K. Были рассчитаны распределения температур в расплаве, кристалле, а также гидродинамика течения расплава в тигле для последовательных стадий роста при длине кристалла 50, 100 и 160 mm. На рис. 5 показаны картины изотерм и линии течения расплава при длине кристалла 160 mm. Видно, что расплав в тигле активно перемешивается,



**Рис. 5.** Картина изотермических линий с интервалом 1 K (справа) и линий тока расплава (слева) при выращивании кристалла методом Степанова. 1 — расплав, 2 — формообразователь, 3 — кристалл.



**Рис. 6.** Распределение температуры в расплаве и по оси кристалла при выращивании методом Степанова на разных стадиях роста: 1, 2 и 3 — кристаллы, достигшие длины 50, 100 и 160 mm, 4 — расчет для длины кристалла 100 mm в тепловой зоне без верхней крышки. Температура кристаллизации 1600 K отмечена горизонтальной линией.

перемещаясь по спирали от горячих стенок тигля вверх и опускается вниз в центре тигля. На рис. 6 показано распределение температуры по оси выращивания при длине кристалла 50, 100 и 160 mm. Проведенные модельные расчеты показали слабое влияние изменения скорости вытягивания в диапазоне от 10 до 240 mm/h на распределение температуры. Нужно отметить, что с помощью моделирования удалось определить такой важный параметр процесса кристаллизации, как градиент температуры на фронте. Экспериментально это сделать очень сложно. Расчеты показывают, что с увеличением длины кристалла градиент температуры в расплаве у фронта кристаллизации растет с 6.9 K/mm до 9.7 K/mm.

## 4. Обсуждение

### 4.1. Анализ образования дендритной структуры

Таким образом, наблюдается корреляция между увеличением градиента температуры в расплаве у фронта

**Таблица 2.** Соотношение параметра кристаллизации  $G_L/V$  ( $G_L$  — температурный градиент,  $V$  — скорость роста) и дендритной структуры в сплавах

$G_L$ , K/mm	$V$ , mm/s	$G_L/V$ , Ks/mm <sup>2</sup>	Дендриты	Ссылка
80	0.015	5333	Нет	[18]
80	0.15	533	Есть	[18]
10–12	0.0017	100–120	Нет	[24]
10–12	0.005	30–40	Есть	[24]
10.3	0.017	606	Нет	Наши данные
9	0.017	529	Есть	Наши данные

и исчезновением образования дендритов. Это соответствует классическим представлениям об образовании дендритной структуры при концентрационном переохлаждении расплава. Согласно [23], критерием перехода от ячеистого и дендритного роста к нормальному (планарному) является увеличение параметра  $G_L/V$ , где  $G_L$  — градиент температуры в расплаве у фронта кристаллизации, а  $V$  — скорость выращивания. Увеличение градиента температуры приводит к уменьшению высоты жидко-твердой зоны у фронта кристаллизации, в которой непосредственно формируется дендритная структура. С другой стороны, увеличение скорости выращивания приводит к увеличению переохлаждения под фронтом кристаллизации, что увеличивает вероятность образования дендритной структуры. Связь параметра  $G_L/V$  с образованием дендритной структуры наблюдалась во многих процессах кристаллизации. Например, в работе [18] для получения кристаллов ферромагнитного сплава  $Co_{37}Ni_{34}Al_{29}$  использовался метод направленной кристаллизации с высоким градиентом температуры. Наличие или отсутствие дендритов в выращенных кристаллах связывалось с величиной параметра  $G_L/V$ . С подобными проблемами образования дендритов в структуре отливок сталкивались разработчики жаропрочных никелевых сплавов. В данном случае для получения заготовок турбинных лопаток применялся метод направленной кристаллизации [24,25]. Результаты этих работ и наши данные приведены в табл. 2.

Из приведенных данных видно, что образование дендритов при кристаллизации коррелирует с параметром  $G_L/V$ . Для исключения образования дендритов необходимо увеличивать градиент температуры на фронте кристаллизации и уменьшать скорость роста.

#### 4.2. Изменения элементного состава дендритов

Полученные результаты по химическому составу дендритов согласуются с известными ранее данными по дендритам в сталях [22]. Для многокомпонентных сталей было показано, что дендриты обогащены наиболее

тугоплавким компонентом. В нашем случае для состава  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$  таким компонентом является железо (температура плавления 1539°С).

Изменение элементного состава дендритов наблюдалось также и при кристаллизации других сплавов с ЭПФ. Например, в [21] элементное картирование с помощью электронного сканирующего микроскопа в сплаве  $Ni_{52}Fe_{20}Ga_{26}Co_2$  выявило в дендрите увеличение содержания железа и кобальта и уменьшение содержания галлия по сравнению с окружающей матрицей. Подобный результат по изменению содержания этих элементов получен и в [16].

#### 4.3. Влияние дендритной структуры на мартенситные переходы

Несомненный интерес представляет обнаруженный в ходе наших исследований эффект остановки мартенситных игл на дендритах. В соединениях типа  $NiFeGaCo$  в аустенитном состоянии основная фаза имеет ОЦК-решетку  $L2_1$  и описанную во многих работах неупорядоченную  $\gamma$ -фазу (или дендриты), имеющую ГЦК-решетку [17]. При фазовом превращении аустенит  $\rightarrow$  мартенсит основная фаза переходит в гранецентрированную тетрагональную решетку мартенсита  $L1_0$ , тогда как в  $\gamma$ -фазе сохраняется ГЦК-решетка [26]. Кроме того, как показали наши измерения, дендрит имеет отличный от матрицы элементный состав, в котором сильно смещена температура мартенситного превращения, либо оно не имеет места. Фактически, это инородное включение в матрице кристалла  $NiFeGaCo$ , полностью блокирующее или затрудняющее движение мартенситных кристаллов. При наличии дендритов не весь объем кристалла участвует в мартенситном превращении. При очень высокой плотности дендритов, как например, на образце вблизи затравки (рис. 2, *a, d*) области между отдельными дендритами могут быть меньше критических, необходимых для перестройки решетки в мартенситную фазу [27].

#### 5. Выводы

1. Способом Степанова из расплава выращены длинные профилированные кристаллы  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$  диаметром 6 и длиной до 250 мм с эффектом памяти формы.

2. Показано, что неоднородность структуры по длине и поперечным сечениям этих кристаллов главным образом связана с дендритной структурой, образующейся на фронте кристаллизации.

3. Химический состав дендритов отличен от состава матрицы кристалла, содержание железа в дендрите приблизительно на 30% больше, а содержание галлия — приблизительно на 40% меньше и находится в области составов, где не наблюдается ЭПФ.

4. Показано, что дендриты, кроме того, являются препятствиями для прорастания мартенситных кристаллитов в матрице Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> при мартенситных превращениях в термоциклах.

5. Моделирование процесса кристаллизации этих кристаллов способом Степанова указывает, что для подавления образования дендритов и получения бездендритных кристаллов необходимо изменить конструкцию ростовой зоны, так, чтобы увеличить градиент температуры на фронте кристаллизации и при этом снизить скорость вытягивания кристаллов.

### Благодарности

Авторы благодарят С.А. Пульнева за помощь в работе на установке и полезные обсуждения.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] Heusler Alloys, Properties, Growth, Applications / Ed. C. Felser, A. Hirohata, Springer International Publishing, Switzerland (2016). 486 p.
- [2] В.Д. Бучельников, А.Н. Васильев, В.В. Коледов, С.В. Таскаев, В.В. Ховайло, В.Г. Шавров. УФН **176**, 8, 900 (2006).
- [3] V.I. Nikolaev, S.I. Stepanov, P.N. Yakushev, V.M. Krymov, S.B. Kustov. Intermetallics **119**, 1 (2020).
- [4] E.Yu. Panchenko, E.E. Timofeeva, N.G. Larchenkova, Yu.I. Chumlyakov, A.I. Tagiltsev, H.J. Maier, G. Gerstein. Mater. Sci. Eng. A **706**, 95 (2017).
- [5] В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, С.А. Пульнев. ПЖТФ **36**, 19, 83 (2010).
- [6] R.F. Hamilton, H. Sehitogly, C. Efstathiou, H.J. Maier. Acta Mater. **55**, 4867 (2007).
- [7] J. Jani, M. Leary, A. Subic. J. Intell. Mater. Syst. Struct. **28**, 13, 1699 (2017).
- [8] С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. ЖТФ **88**, 6, 843 (2018).
- [9] А.И. Прядко, А.В. Чикиряка, С.А. Пульнев. ЖТФ **89**, 12, 1880 (2019).
- [10] J.K. Kearns. Silicon single crystals. In: Single Crystals of Electronic Materials Growth and Properties / Ed. R. Fornari. Elsevier Ltd (2019). P. 5.
- [11] P.I. Antonov, V.N. Kurlov. Prog. Cryst. Growth Charact. Mater. **44**, 63 (2002).
- [12] А.И. Аверкин, В.М. Крымов, Л.И. Гузилова, Р.Б. Тимашов, А.В. Солдатов, В.И. Николаев. ПЖТФ **44**, 3 (2018).
- [13] Ю.Г. Носов, А.В. Солдатов, В.М. Крымов, С.А. Пульнев, В.И. Николаев. ПЖТФ **45**, 2729 (2019).
- [14] Г.А. Малыгин, В.И. Николаев, В.М. Крымов, С.А. Пульнев, С.И. Степанов. ЖТФ **89**, 873 (2019).
- [15] S. Belyaev, N. Resnina, V.I. Nikolaev, R.B. Timashov, A. Savelieva, A. Gazizullina, V.M. Krymov, A. Sibirev. J. Mater. Eng. Perform. **28**, 7, 4234 (2018).
- [16] K. Oikawa, T. Otori, Y. Sutou, H. Morito, R. Kainuma, K. Ishida. Met. Mater. Trans. A **38**, 767 (2007).
- [17] J. Liu, N. Scheerbaum, D. Hinz, O. Gutfleisch. Acta Mater. **56**, 3177 (2008).
- [18] J.Z. Li, B. Huang, J.G. Li. J. Cryst. Growth **317**, 110 (2011).
- [19] Q. Liu, J. Liu, Y. Huang, Q. Hua, J. Li. J. Alloys Compd. **572**, 186 (2013).
- [20] P. Jiang, J. Bai, P. Wei, S. Han, M. Yang, F. Teng, X. Wang, X. Zhao. Mater. Sci. Forum **879**, 2061 (2017).
- [21] G. Gurau, C. Gurau, F. Tolea, V. Sampath. Materials **12**, 1939, 1 (2019).
- [22] И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. Металлургия, М. (1977).
- [23] B. Chalmers. Principles of Solidification. John Wiley, N.Y. (1964). 319 p.
- [24] Е.Н. Каблов, В.Н. Толорайя, И.М. Демонис, Н.Г. Орехов. Технология легких сплавов **2**, 60 (2007).
- [25] Е.М. Висик, В.В. Герасимов, Е.В. Колядов, Е.В. Филонова. Завод. лаборатория. Диагностика материалов. **84**, 6, 38 (2018).
- [26] K. Oikawa, T. Ota, Y. Sutou, T. Ohmori, R. Kainuma, K. Ishida. Mater. Transact. **43**, 9, 2360 (2002).
- [27] Г.А. Малыгин. ФТТ **61**, 7, 1310 (2019).

Редактор Е.Ю. Флегонтова