

РОЛЬ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

*В.М. Ажажа, В.Я. Свердлов, А.Н. Ладыгин, Т.Ю. Рудычева,
П.Д. Жеманюк*, Н.А. Лысенко*, В.В. Клочихин*, А.А. Педаш**

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»;
* ОАО «Мотор-Сич»*

Исследовано влияние теплофизических условий в процессе формирования структуры при направленной кристаллизации никелевых сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ. Изучено влияние температурного градиента на фронте кристаллизации, скорости направленной кристаллизации и интенсивности теплоотвода на структуру и свойства монокристаллов сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ. Исследована структура и механические свойства сложнолегированного никелевого сплава ЖС32-ВИ, содержащего в своем составе рений и тантал. Определена связь условий кристаллизации гомогенизирующего отжига с тонкой структурой монокристаллов и их механическими свойствами. Показано преимущество высокоградиентной направленной кристаллизации по сравнению с серийной промышленной технологией в получении монокристаллов с высокими эксплуатационными характеристиками.

ВВЕДЕНИЕ

Исследования структуры и свойств жаропрочных сплавов на никелевой основе являются актуальной задачей, связанной с улучшением эксплуатационных характеристик изделий аэрокосмической техники, наземных энергетических установок а также элементов конструкций атомных реакторов. В технологии изготовления монокристаллических лопаток из сложнолегированных никелевых сплавов для газотурбинных двигателей используется затравочный метод литья [1]. В качестве затравки используются монокристаллы сплава НВ-4 [2], содержащего номинально 35 %W и 65 %Ni. Роль затравки состоит в передаче монокристаллической лопатке кристаллографической ориентации [001] вдоль ее вертикальной оси Z. Структурное совершенство монокристаллической затравки имеет важное значение для получения высокого выхода годных монокристаллических лопаток. Влияние условий кристаллизации (скорость направленной кристаллизации $R_{кр}$ и градиент температуры G_T на фронте кристаллизации) на микроструктуру и свойства монокристаллов сплава НВ-4 подробно изучено в [3]. Было показано существенное улучшение качества получаемых затравок при направленной кристаллизации сплава НВ-4 в условиях высокого градиента температур ($G_T \approx 20$ °/мм) по сравнению с затравками, изготовленными по серийной технологии на промышленных установках УВНК-8П ($G_T \approx 8$ °/мм). Исследования, направленные на поиск оптимальных параметров процесса направленной кристаллизации жаропрочных сплавов [2,4], позволили установить, что повышение градиента температуры на фронте кристаллизации содействует получению более качественной структуры жаропрочных сплавов. В данной работе приводятся данные о влиянии теплофизических

условий (скорость направленной кристаллизации $R_{кр}$, градиент температуры на фронте направленной кристаллизации G_T , интенсивность теплопередачи) на процессы формирования структуры при направленной кристаллизации никелевых сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ и их свойства.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходным материалом для получения монокристаллов бинарного никель-вольфрамового сплава служил сплав НВ-4 (ТУ 1-92-112-87). Состав сплава НВ-4 согласно ТУ приведен в табл.1. Контроль элементного состава сплава НВ-4 проводили методом масс-спектропии с регистрацией на фотопленку. Исследование проводили на лазерном масс-спектрометре высокого разрешения с двойной фокусировкой по Маттауху-Герцогу ЭМАЛ-2 и микрофотометру, регистрирующему НФО-451. Результаты элементного анализа приведены в табл.1.

Монокристаллы сплава НВ-4 получали методом направленной кристаллизации по-Бриджмену в высоком температурном градиенте ($G_T \approx 20$ °/мм), который создавался кристаллизатором с жидкометаллическим галлиевым теплоносителем. Скорость направленной кристаллизации изменяли ступенчато в интервале 0,4...20 мм/мин. Подробно методика получения монокристаллов сплава НВ-4 описана в [3].

Исходным материалом для получения монокристаллических образцов сложнолегированного никелевого сплава ЖС32-ВИ служили отходы монокристалльного литья лопаток ГТД из сплава ЖС32-ВИ методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ТУ 1-92-177-91). Отходы предварительно подвергались очистке, каждая заготовка проходила контроль химического состава. Для усреднения

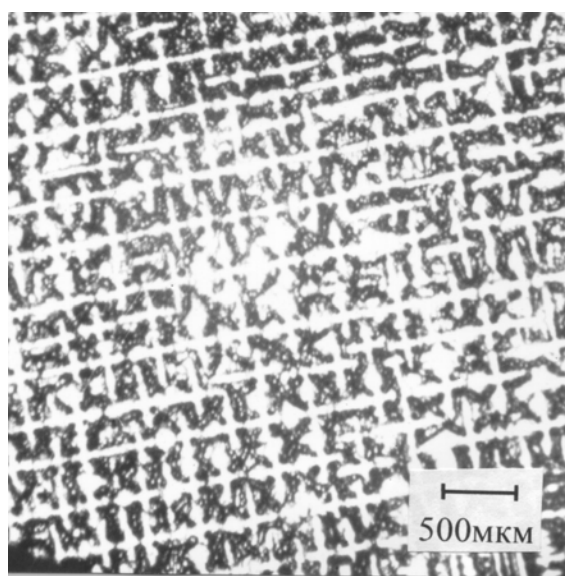
состава шихтовку осуществляли методом квартования. Монокристаллы получали направленной кристаллизацией по-Бриджмену с использованием ориентированных затравок из сплава Ni-W[2]. Затравки имели ориентацию [001]. Направленную кристаллизацию проводили в литейных формах из электрокорунда, предварительно заполненных жидким расплавом, путем перемещения из горячей зоны, создаваемой нагревателем, в кристаллизатор.

Керамическая форма размещалась в графитовом тигле, который, в свою очередь, находился на водоохлаждаемом штоке. С целью изучения влияния интенсивности теплоотвода на фронте кристаллизации на структуру и свойства монокристаллов применялись три разновидности монтажа керамических форм в графитовом тигле. В первом варианте пространство между керамической формой и графитовым тиглем было свободным (Патент Украины №49616А от 03.01.2002). При таком расположении элементов плавильного блока достигается высокая однородность температурного поля в расплаве. С другой стороны, интенсивность отвода тепла, выделяющегося на фронте кристаллизации, ослабляется в следствие большого теплового сопротивления в системе расплавленный металл – керамическая форма – кристаллизатор. Во втором варианте с целью усиления теплоотвода свободное пространство между керамической формой и графитовым тиглем заполнялось гранулированным графитом (Патент Украины №63621А от 15.05.2003). И наконец, в третьем варианте в графитовом тигле делали вырезы для непосредственного контакта керамических форм с галлиевым теплоносителем, обеспечивая тем самым интенсивный отвод тепла с фронта кристаллизации.

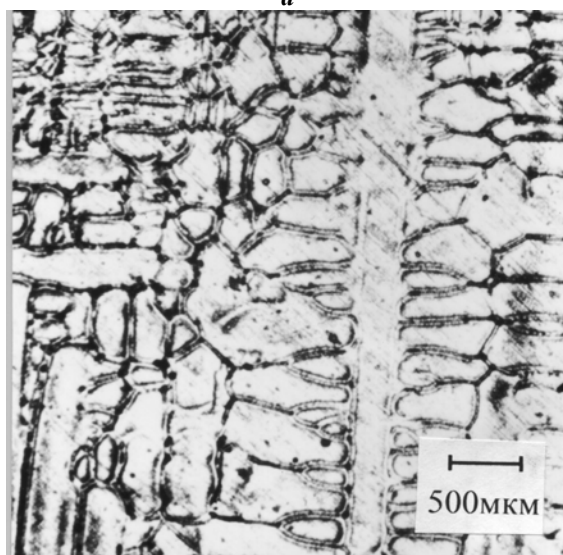
В лабораторных условиях скорость кристаллизации $R_{кр}$ составляла 10 и 20 мм/мин. Для сравнения были также получены образцы монокристаллов сплава ЖС32-ВИ методом высокоскоростной направленной кристаллизации в промышленной установке УНВК-8П со скоростью кристаллизации $R_{кр}=10$ мм/мин (градиент кристаллизации составлял при этом ≈ 8 °/мм). Монокристаллические образцы представляли собой стержни цилиндрической формы диаметром 9 мм и длиной ~ 150 мм, из которых готовились образцы для металлографических исследований и механических испытаний. Механические свойства определяли вдоль оси образцов, т.е. в кристаллографическом направлении [001]. Микроструктуру образцов исследовали с помощью оптических микроскопов Neophot-32 и ММР-4, а также методом электронной растровой микроскопии с использованием микроскопа JSMT-300. Определение кристаллографической ориентации и степени совершенства монокристаллов проводили методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометрах HZG-4A12 и ДРОН-4 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Содержание кислорода и азота в сплаве ЖС32-ВИ определяли на установке ON-900 фирмы ELTRA.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Монокристаллы сплава НВ-4 в лабораторных условиях получали, используя первый вариант размещения керамической формы с расплавом в графитовом тигле. Оптимальные скорости направленной кристаллизации для получения наиболее совершенной структуры монокристаллов сплава НВ-4 находятся в интервале 3...7 мм/мин [3]. При таких скоростях направленной кристаллизации в условиях высокого градиента температуры на фронте кристаллизации ($G_T \approx 20$ °/мм) формируется высокодисперсная ячеистая микроструктура с параметром ячейки $\lambda \approx 260 \dots 200$ мкм (см. рис.1,а). В промышленной установке УНВК-8П, обеспечивающей на фронте кристаллизации значение градиента температуры $G_T \approx 8$ °/мм, формировалась более грубая



а



б

Рис.1. Поперечные шлифы монокристаллов сплава НВ-4, закристаллизованных в условиях различного температурного градиента на фронте кристаллизации: а – $G_T=20^\circ\text{C}/\text{мм}$, б – $G_T=8^\circ\text{C}/\text{мм}$ (серийная технология). $R_{кр}=10$ мм/мин

дендритная микроструктура (рис.1,б). При этом кристаллизация в УВНК-8П осуществлялась путем опускания керамической формы с расплавом в ванну с расплавленным алюминием, что позволяло интенсивно отводить тепло, выделяемое на фронте кристаллизации. Отсюда можно сделать вывод, что при росте монокристаллов сплава НВ-4 главным условием, влияющим на формирование морфологии фронта кристаллизации, является градиент температуры, а интенсивность теплоотвода не играет решающей роли. Для объяснения этого факта полезно использовать модель концентрационного переохлаждения [4], согласно которой устойчивость плоского фронта кристаллизации для двойных сплавов описывается соотношением:

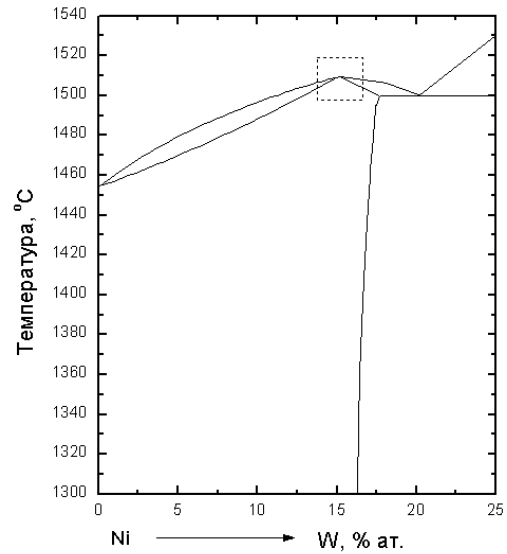
$$\frac{G_T}{R} = \frac{m_L C_0 (1 - k)}{k D_L}, \quad (1)$$

где G_T - градиент температуры в расплаве на фронте кристаллизации; R - скорость фронта кристаллизации; m_L - тангенс угла наклона линии ликвидуса; C_0 - концентрация растворенного элемента в сплаве; k - равновесный коэффициент распределения; D_L - коэффициент диффузии растворенного элемента в расплаве. Принимая во внимание, что $\frac{m_L C_0 (1 - k)}{k} = \Delta T_{кр}$ - равновесный интервал кристаллизации сплава [1,5], выражение (1) можно записать в виде

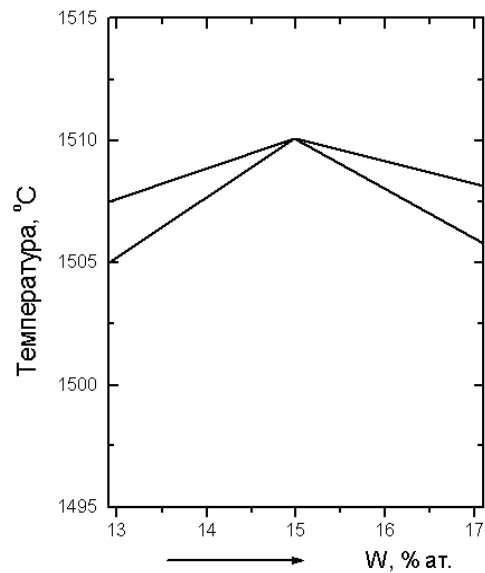
$$\frac{G_T}{R} \geq \frac{T_{кр}}{D}. \quad (2)$$

Как видно из рис.2 и согласно [3], интервал кристаллизации сплава НВ-4 не превышает $\sim 4 \dots 10$ °С. Это и обуславливает относительную легкость отвода тепла, выделяющегося на фронте кристаллизации в условиях высокого градиента температуры. Сложный химический состав сплава ЖС32-ВИ, (см.табл.1), обуславливает высокую степень концентрационного переохлаждения перед фронтом кристаллизации. В результате скорость направленной кристаллизации, при которой происходит нарушение устойчивости плоского фронта при заданном значении G_T , согласно (1) уменьшается. Соответственно и переход от ячеистой морфологии к дендритному росту происходит при более низких значениях скорости направленной кристаллизации. Аналогичный вывод следует из анализа соотношения (2) применительно к сплаву ЖС32-ВИ. Интервал кристаллизации сплава ЖС32-ВИ согласно [1] составляет $\Delta T_{кр} = T_L - T_S = 67$ ° (рис.3), что на порядок больше по сравнению со сплавом НВ-4. Высота жидкотвердой области на фронте кристаллизации определяется соотношением $\frac{\Delta T_{кр}}{G_T}$ и заметно высокоградиентной направленной кристаллизацией, что облегчает подпитку расплавом оснований дендритов, приводит к уменьшению дендритной ликвации и более однородной структуре. Проведенный здесь анализ температурно-кинетических условий на фронте кристаллизации для сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ, показы-

вает, что для получения совершенной моно-



а



б

Рис.2. Диаграмма состояний системы Ni-W: а - общий вид диаграммы состояний; б - фрагмент диаграммы плавкости, выделенный рамкой на а

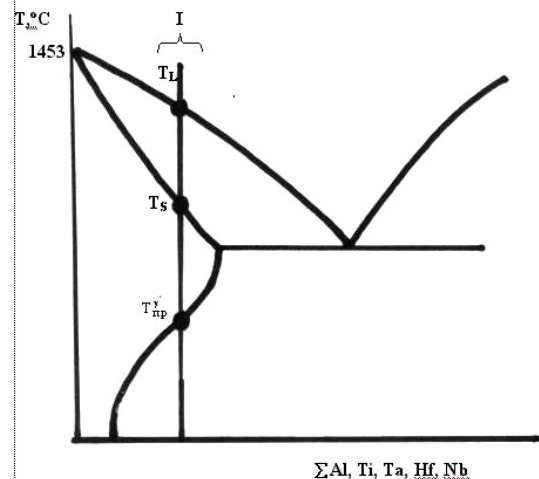


Рис.3. Схематическое изображение участка псевдобинарной диаграммы Ni - ΣAl, Ti, Ta, Hf, Nb [1].

(I – область составов литейных никелевых жаропрочных сплавов)

Химический состав сплава ЖС32-ВИ

Элемент	Сплав НВ-4		Сплав ЖС32-ВИ					Коэф. распр. примеси в никеле к ^{Ni} ₀ [6]
	Монокристаллы НВ-4	Норма ТУ	Варианты кристаллизации			Серийная технология	Норма ТУ	
			1	2	3			
Ni	основа	основа	основа	основа	основа	основа	основа	
C	0,046		0,13	0,15	0,14	0,16	0,12...0,18	0,20
Cr	0,26		4,5	4,56	4,51	4,56	4,3...5,6	0,86
Co	0,104		9,4	9,45	9,45	9,47	8,0...10,0	<1
W	32,6	32...36	8,75	9,00	8,87	8,98	7,7...9,5	1,66
Mo	0,059		1,13	1,05	1,05	1,15	0,8...1,4	0,89
Al	0,022		5,50	5,65	5,65	5,65	5,6...6,3	0,87
Fe	0,075	≤1,0	0,16	0,10	0,10	0,24	≤1,0	0,93
Nb	0,011		1,42	1,40	1,40	1,50	1,4...1,8	0,86
Ta	-		3,50	3,58	3,55	3,58	3,5...4,5	0,74
Re	-		3,88	3,55	3,55	3,50	3,5...4,5	1,45
Pb	-		0,00019	0,00017	0,00015	0,00030	≤0,001	0,11
Bi	-		0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	≤0,0005	
S	0,0013	≤0,015	0,004	0,004	0,004	0,004	≤0,001	<0,01
P	0,00018	≤0,015	0,003	0,003	0,003	0,003	≤0,015	0,02
Si	0,021	≤0,4						0,61
O(ppm)	-		32,4	29,8	31,5	30,6		
N(ppm)	-		9,7	9,9	8,9	9,2		

кристаллической структуры в сплаве ЖС32-ВИ, по сравнению со сплавом НВ-4, в большей степени требуется высокий градиент температуры на фронте кристаллизации и интенсивный отвод тепла, выделяющегося при кристаллизации. Это подтверждается результатами исследований монокристаллических образцов сплава ЖС32-ВИ, полученных в процессе направленной кристаллизации с различными теплофизическими условиями на фронте кристаллизации.

Изучение макроструктурного состояния монокристаллов сплава ЖС32-ВИ показало, что в процессе направленной кристаллизации монокристаллическая структура сформировалась на 6,3 % образцов, полученных по 1-му варианту со свободным пространством между керамической формой и графитовым тиглем, на 83,3 % образцов 2-го варианта отливки (пространство между тиглем и формой заполняли гранулированным графитом) и на всех (100 %) образцах, отлитых по 3-му варианту с использованием галлиевого теплоносителя. На остальных образцах выявлена поликристаллическая структура.

Максимальные отклонения направления [001] от оси Z получили на образцах, отлитых по серийной технологии и 1-му варианту (табл.2). При отливке образцов в керамические формы, где пространство между тиглем и формой заполняли гранулированным графитом (2-й вариант), отклонение направления [001] от оси Z более 12 угл.град. наблюдали на 67 % образцов. Отливка с использованием галлиевого теплоносителя (3-й вариант) со скоростью R_{кр}=10 мм/мин обеспечила получение угла отклонения, не превышающего 6 угл.град., на 75 % образцов, а со скоростью 20 мм/мин - на 90 % . При этом в об-

разцах, отлитых по 2 и 3-му вариантам угол отклонения не превышал 28 угл.град.

Исследование микроструктуры полученных образцов показало, что сплав ЖС32-ВИ представляет собой сложную гетерогенную систему, основными фазами в которой являются: ГЦК-аустенит (γ-матрица) на основе никеля; интерметаллидная γ'-фаза на основе Ni₃(Ti,Al); (γ - γ') - эвтектическая фаза; карбиды типа MeC и Me₂₃C₆; двойной карбид типа Ni₃W₃C; карбонитриды типа Me(C,N); карбоборид типа Me₂₃(C,B)₆ и бориды Me₃B₂, Me₃B₃, Me₂B.

Таблица 2

Угол отклонения направления [001] от оси Z в монокристаллических образцах из сплава ЖС32-ВИ

Вариант кристаллизации	Скорость кристаллизации R _{кр} , мм/мин	Отклонение направления [001] от оси Z, угл.град.
1	10	2...59
2	10	4...28
3	10	0,5...28
	20	1...21
Серийная технология	10	2...57

Микроструктура образцов различных вариантов отливки в литом состоянии идентична (рис.4). Расстояние между осями дендритов как первого, так и второго порядка, а также размер структурных составляющих примерно одинаковы (табл. 3,4).

Однако следует отметить, что повышение скорости кристаллизации с R_{кр}=10 мм/мин до

$R_{кр.}=20$ мм/мин способствует некоторому уменьшению размеров дендритных ячеек и структурных составляющих.

Таблица 3

Расстояние между осями дендритов 1- и 2-го порядков после различных вариантов отливки образцов из сплава ЖС32-ВИ

Вариант кристаллизации	Скорость кристаллизации, $R_{кр}$, мм/мин	Расстояние между осями дендритов 1-го порядка, мкм	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм
1	10	150...225	30...45
2	10	100...150	20...35
3	10	150...225	20...35
	20	120...200	20...30
Сер. технология	10	150...200	25...35

Таблица 4

Размер эвтектики ($\gamma-\gamma'$) в образцах из сплава ЖС32-ВИ после различных вариантов отливки

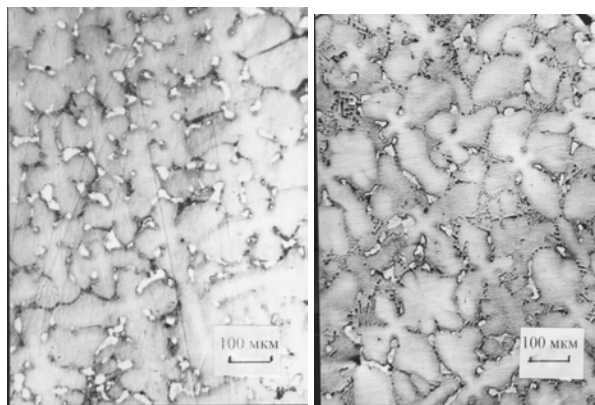
Вариант кристаллизации	Скорость кристаллизации, $R_{кр.}$, мм/мин	Размер эвтектики ($\gamma-\gamma'$),	
		верхняя часть	нижняя часть
1	10	30...40 (35)	28...40 (33)
2	10	28...40 (32)	20...40 (30)
3	10	28...40 (32)	20...30 (26)
	20	24...30 (26)	20...26 (24)
Серийная технология	10	26...40 (32)	24...40 (30)

Примечание. В скобках даны средние значения размера эвтектики ($\gamma-\gamma'$).

Карбиды типа MeC при всех вариантах выплавки имеют шрифтовую морфологию, образуя своеобразный каркас по междендритным пространствам (рис.5). Кроме того, из расплава при кристаллизации выделяются карбиды типа $Me_{23}C_6$. Данные карбиды имеют вид единичных глобулярных частиц. Отличить их от других карбидов можно по слабой травимости в реактиве Мураками. При этом замечено, что размеры единичных карбидов типа MeC и $Me_{23}C_6$ в нижней части исследуемых образцов меньше, чем в верхней. Аналогичным образом изменяются размеры эвтектической ($\gamma-\gamma'$)-фазы и расстояние между осями дендритов.

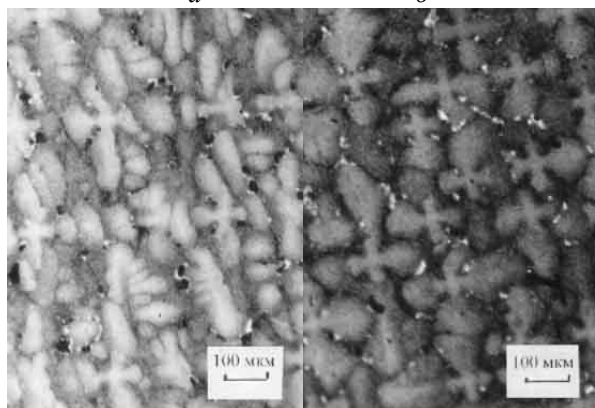
Интерметаллидная γ' -фаза является основной упрочняющей фазой и выделяется из γ -твердого раствора в процессе кристаллизации при охлаждении в достаточно большом количестве. Даже при сравнительно небольшом оптических увеличениях (порядка 500 крат и более) частицы γ' -фазы различимы как в межосях, так и в осях дендритов. При увеличении 10000 крат установлено, что γ' -фаза имеет кубическую форму, образуя блоки из четырех ча-

стиц. Размер блоков упрочняющей фазы в осях дендритов составляет 0,26... 0,36 мкм, что в 1,6...3,4 раза меньше, чем в межосных пространствах. Повышение скорости кристаллизации приводит к уменьшению частиц в осях дендритов. При этом также наблюдается увеличение разницы между осями и межосями дендритов.



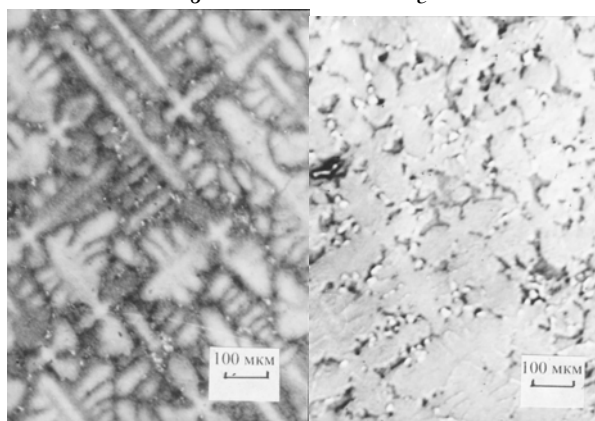
а

б



в

г



д

е

Рис.4 Микроструктура монокристаллов сплава ЖС32-ВИ, изготовленных по различным вариантам направленной кристаллизации
 Вариант 1: а - $R=10$ мм/мин; б - $R=20$ мм/мин.
 Вариант 2: в - $R=10$ мм/мин. Вариант 3:
 г - $R=10$ мм/мин; д - $R=20$ мм/мин.
 Серийная технология: е - $R=10$ мм/мин. х60

Интенсификация теплоотвода в третьем варианте направленной кристаллизации приводит к существенному изменению микроструктуры. При скоро-

стях кристаллизации 10 и 20 мм/мин наблюдается в основном γ -твердый раствор, имеющий дендритно-ячеистую структуру при $R=10$ мм/мин (см. рис.4, г) и дендритную при $R=20$ мм/мин (см. рис.4, д). Ликвация раствора выражена очень сильно. Объемная доля эвтектики ($\gamma-\gamma'$) существенно уменьшается ($V \approx 2\%$), а карбидные фазы практически отсутствуют. Такое состояние сплава облегчает процесс гомогенизации при последующем отжиге. При этом сплав из квазимонокристаллического состояния в большей степени приближается к монокристаллическому состоянию (рис.8), что приводит к улучшению его механических характеристик.



Рис.5 Морфология карбидов в монокристаллах сплава ЖС 32-ВИ

Термическая обработка наряду с рациональным легированием, металлургической обработкой жидкого металла и управлением кристаллизацией в процессе отливки деталей из жаропрочных литейных сплавов, - один из резервов улучшения их механических и физических характеристик. Исследуемые образцы термообработывали по режиму: гомогенизация при температуре 1255 °С в течение 2 ч с охлаждением на воздухе. Металлографическим исследованием термообработанных образцов, отлитых по различным вариантам, установлена их структурная

идентичность. В структуре всех образцов наблюдается повышение структурной однородности в результате выравнивания размеров γ' -фазы в дендритных осях и межосных участках (рис.6). Кроме того, термообработка способствовала более полному выделению интерметаллидной γ' -фазы из γ -твердого раствора.

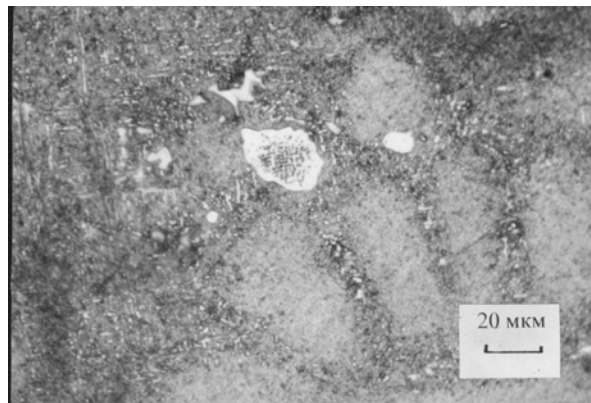


Рис.6 Микроструктура сплава ЖС 32-ВИ после гомогенизации при температуре 1255°C

Из результатов, приведенных на рис.7, видно, что наиболее высокие значения механических и жаропрочных свойств, превышающие требования технических условий и уровень серийного металла, получены на образцах, отлитых по 3-му варианту.

При этом также наблюдается достаточно высокая стабильность исследуемых характеристик. Тогда как для образцов, отлитых по 1- и 2-му вариантам, характерен невысокий уровень стабильности жаропрочных и механических свойств.

Механические свойства (предел прочности σ_B и относительное удлинение δ) монокристаллов сплава ЖС32-ВИ при комнатной температуре находились в пределах $\sigma_B = 990 \dots 1208$ МПа и $\delta = 6,0 \dots 20,4\%$, что соответствует нормам ТУ 1-92-177-91.

Микротвердость матрицы во всех исследуемых образцах находится примерно на одном уровне ($HV = 4868 \dots 5570$ МПа) с незначительным снижением значений от верха к низу образца.

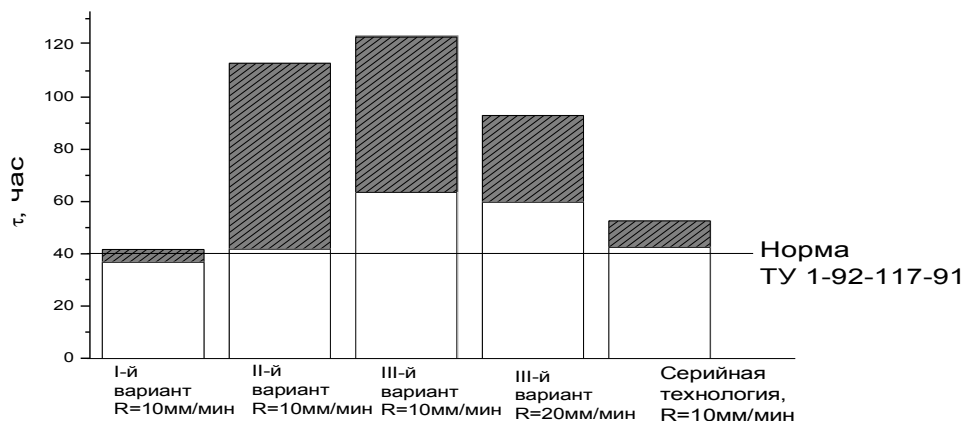


Рис.7. Длительная прочность монокристаллов сплава ЖС32-ВИ, изготовленных с различными вариантами кристаллизации, $T_{исп} = 1000^\circ\text{C}$, $\sigma = 280$ МПа



Рис.8. Микроструктура сплава ЖС32-ВИ в литом состоянии:

*а – вариант 2, ось дендрита $R=10\text{мм/мин}$; б – вариант 2, междендритное пространство $R=10\text{мм/мин}$;
 в – вариант 3, ось дендрита $R=10\text{мм/мин}$; г – вариант 3, междендритное пространство $R=10\text{мм/мин}$;
 д – вариант 3, ось дендрита $R=20\text{мм/мин}$; е – вариант 3, междендритное пространство $R=20\text{мм/мин}$;
 ж – серийная технология, ось дендрита $R=10\text{мм/мин}$; з – серийная технология, $R=10\text{мм/мин}$, после отжига 1270°C*

ВЫВОДЫ

1. В процессе формирования микроструктуры при направленной кристаллизации никелевых сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ определяющее влияние на морфологию фронта кристаллизации имеет градиент температуры. Значение интенсивности теплоотвода с фронта кристаллизации в формировании совершенной монокристаллической структуры более важ-

но для сложнoleгированного сплава ЖС32-ВИ, чем для бинарного сплава НВ-4.

2. Методом высокоскоростной направленной кристаллизации в повышенном градиенте температуры удается получать монокристаллы никелевых сплавов НВ-4 и ЖС32-ВИ с высокой степенью структурного совершенства, однородностью фазового состава и высоким уровнем механических свойств.

3. Длительная жаропрочность монокристаллов сплава ЖС32-ВИ, полученных в условиях повышенного градиента в 1,5...2 раза, выше по сравнению с монокристаллами ЖС32-ВИ, изготовленными по серийной технологии в промышленных условиях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* М.: «Машиностроение», 1997, 336 с.
2. Б.Е. Патон, Г.Б. Строганов, С.Т. Кишкин и др. *Жаропрочность литейных сплавов и защита их от окисления* / Под ред. Б. Е. Патона. Киев: «Наукова думка», 1987, 256 с.
3. В.М. Ажажа, Г.П. Ковтун, А.Н. Ладыгин и др. *Микроструктура и свойства монокристаллов никелевого сплава НВ-4. I. Влияние условий кристаллизации на структуру и свойства* // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2002, т.24, №11, с.1525-1536.
4. М. Флемингс. *Процессы затвердевания*. М.: «Мир», 1977, 423 с.
5. О.М. Барабаш, В.С. Войнаш. Стабильность плоского фронта кристаллизации сплавов системы Ni-W. I. В окрестности точки конгруэнтного плавления сплава Ni-15% ат. W // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2000, т.22, №2, с.94-98.
6. *Кристаллизация из расплава* / Под ред. К. Хайна и Э. Бурига. М.: «Металлургия», 1987, 246 с.

РОЛЬ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ УМОВ В ПРОЦЕСІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ СПРЯМОВАНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА НІКЕЛІВІЙ ОСНОВІ

*В.М. Ажажа, В.Я. Сverdlov, А.Н. Ладыгин, Т.Ю. Рудичева,
П.Д. Жеманюк*, Н.О. Лисенко*, В.В. Клочихин*, О.О. Педаш**

Досліджено вплив теплофізичних умов в процесі формування структури при спрямованій кристалізації нікелевих сплавів НВ-4 та ЖС32-ВІ. Вивчено вплив температурного градієнту на фронті кристалізації, швидкості спрямованої кристалізації та інтенсивності тепловідведення на структуру та властивості монокристалів сплавів НВ-4 та ЖС32-ВІ. Досліджено структуру та механічні властивості складно легованого нікелевого сплаву ЖС32-ВІ, що містить у своєму складі реній та тантал. Визначений зв'язок умов кристалізації, гомогенізуючого відпалювання з тонкою структурою монокристалів та їхніми механічними властивостями. Показана перевага високоградієнтної спрямованої кристалізації в порівнянні з серійною промисловою технологією в отриманні монокристалів з високими експлуатаційними характеристиками.

ROLE OF THERMAL AND PHYSICAL CONDITIONS DURING SHAPING STRUCTURE AT A DIRECTIONAL CRYSTALLIZATION OF HEAT RESISTING ALLOYS ON NICKEL BASE

*V.V. Azhazha, V.Ja. Sverdlov, A.N. Ladygin, T.Yu. Rudycheva,
P.D. Zhemanjuk*, N.O. Lysenko*, V.V. Klochihin*, O.O. Pedash**

The influence thermal and physical conditions during shaping structure at a directional crystallization of nickel base alloys NV-4 and ZS32-VI. The influence of a temperature gradient rate at the front crystallizations, speed of a directional crystallization and intensity heat remove on structure and properties of single crystals alloys NV-4 and ZS32-VI is investigated. The structure and mechanical properties nickel base superalloy ZS32-VI, containing in the makeup rhenium and tantalum is explored. The linkage of requirements of a crystallization, homogenizing annealing with thin structure of single crystals and their mechanical properties is spotted. The advantage high temperature gradient of a directional crystallization is shown in comparison with serial industrial technology in reception of single crystals with the high operational characteristics.