



УДК 669.018.44

**ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В
ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ
ЛОПАТОК ГТД**

В.В. Герасимов
кандидат технических наук

И.М. Демонис
кандидат технических наук

Июнь 2013

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Труды ВИАМ»,
№6, 2013 г.

В.В. Герасимов, И.М. Демонис

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛОПАТОК ГТД

Приводятся сведения о разработке технологии направленной кристаллизации образцов и лопаток ГТД с первых экспериментальных опытов до опробования технологии литья лопаток в заводских условиях. Приводятся данные по изменению химического состава, структуры и свойств по высоте образцов сплавов системы γ/γ' -MeC, а также по технологическим и конструктивным особенностям оборудования для осуществления направленной кристаллизации сплавов типа ВКЛС. Статья полезна для студентов и молодых сотрудников ВИАМ.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, направленная кристаллизация, эвтектические сплавы с карбидным упрочнением, лопатки ГТД, структура и свойства сплавов.

V.V. Gerasimov, J.M. Demonis

THE FORMATION OF THE COMPOSITIONAL STRUCTURE OF THE EUTECTIC ALLOYS UPON RECEIPT OF GTE BLADES

In a review article the authors provide information about the development of the technology of directional solidification patterns and GTE blades with the first experimental steps to test the technology of casting of blades in the factory. The section presents data on change of chemical composition, structure and properties of the height of samples of alloys of the system γ/γ' -MeC as well as on technological and design features of equipment for the implementation of the solidification of alloys of type ВКЛС. The article is useful for students and young employees VIAM.

Key words: high-temperature alloys, directional solidification, the eutectic alloys with carbide hardening, the shovels, GTE, structure and properties of alloys.

Эксплуатационные характеристики авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и стационарных газотурбинных установок (ГТУ) главным образом определяются рабо-

тоспособностью применяемых материалов и особенно материалов деталей горячего тракта [1–6].

Эвтектические сплавы системы γ/γ' -MeC, к которым относятся сплавы ВКЛС-10, ВКЛС-20 и ВКЛС-20Р, получаемые методами направленной кристаллизации, считались перспективными материалами для лопаток ГТД [7–15]. Высокий уровень жаропрочности [8] и сопротивления усталости эвтектических сплавов с композиционной структурой обеспечивается благодаря одновременному действию двух основных механизмов упрочнения: дисперсионного (как в обычных жаропрочных сплавах типа ЖС) и композиционного путем армирования матрицы сплава нитевидными кристаллами NbC, выращиваемыми в процессе направленной кристаллизации. Теорию эвтектической кристаллизации впервые предложил А.А. Бочвар [16]. Эвтектическое превращение характеризуется одновременным диффузионным разделением жидкости на две кристаллизующиеся фазы при постоянной температуре. Однако при эвтектической температуре кривые свободных энергий всех фаз состава C_α , $C_{\text{эвт}}$, C_β лежат на одной касательной, т. е. фазы находятся в термодинамическом равновесии. Для протекания эвтектического распада необходимо некоторое переохлаждение до температуры ниже эвтектической [17–20]. В этом случае свободная энергия переохлажденной жидкости станет выше свободной энергии двухфазной смеси кристаллов α - и β -фаз. Начнется эвтектическое превращение. А.А. Бочвар установил, что, хотя эвтектические фазы кристаллизуются одновременно, одна из них, несколько опережающая другую в росте, является ведущей. Известно, что необходимым условием формирования композиционной структуры эвтектик является создание и поддержание в процессе всего цикла кристаллизации микроскопически плоской поверхности раздела между жидкой и твердой фазами. По аналогии с критерием концентрационного переохлаждения для однофазных сплавов [17]

$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D}$, если с помощью диаграммы состояния ΔT заменить эквивалентными величинами, то получают уравнения сохранения устойчивости плоского фронта при кристаллизации двухкомпонентных доэвтектических и заэвтектических сплавов:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{mc(1-k)}{Dk} \quad \text{или} \quad \frac{G}{R} \geq \frac{m(C - C_{\text{эвт}})}{D},$$

где m – наклон линии ликвидус; k – коэффициент распределения; G – температурный градиент в жидкости на фронте кристаллизации; R – скорость кристаллизации; $C_{\text{эвт}}$ – состав эвтектики; C – состав сплава; D – коэффициент диффузии элементов в жидкости.

Для каждого сплава существует определенное критическое значение отношения G/R , выше которого плоский фронт кристаллизации является стабильным, а ниже его фронт становится ячеистым или дендритным, при котором получение композиционной структуры становится невозможным.

Химические составы разработанных в ВИАМ высокожаропрочных эвтектических сплавов ВКЛС-10, ВКЛС-20, ВКЛС-20Р [13] и некоторых зарубежных аналогов [21, 22, 23] представлены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав эвтектических отечественных и зарубежных сплавов на никелевой основе

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)									Длительная прочность σ'_t	Литературный источник
	Co	Al	Nb	Cr	Mo	W	C	Re	V		
ВКЛС-10	10,0	5,6	3,8	7,0	1,0	11,0	0,45	–	1,0	$\sigma_{100}^{1100^\circ} = 160$ МПа	[13]
ВКЛС-20	9,0	6,2	4,3	4,3	1,8	12,5	0,43	–	0,8	$\sigma_{100}^{1100^\circ} = 170$ МПа	[13]
ВКЛС-20Р	10,0	6,2	3,8	4,0	–	12,0	0,43	4,0	–	$\sigma_{100}^{1100^\circ} = 200$ МПа	[13]
CoTaC-74	20,0	4,0	4,9	10,0	–	10,0	0,55	–	–	$\sigma_{250}^{900^\circ} = 150$ МПа	[21]
CoTaC-741	10,0	5,0	4,7	10,0	–	10,0	0,5	–	–	$\sigma_{100}^{1050^\circ} = 140$ МПа	[22]
CoTaC-744	10,0	6,0	3,8	10,0	2,0	10,0	0,46	–	–	$\sigma_{500}^{1100^\circ} = 130$ МПа	[22]
CoTaC-784	10,0	6,5	4,0	4,0	4,0	4,0	0,4	4,0	–	$\sigma_{100}^{1100^\circ} = 160$ МПа	[23]

При направленной кристаллизации с плоским фронтом роста в сплавах типа ВКЛС формируется структура естественного композита, состоящая из γ/γ' -матрицы, армированной каркасом из высокопрочных волокон карбида ниобия. Объемное содержание волокон NbC составляет 4–6%, поперечное сечение волокна – в среднем 2×2 мкм. Между кристаллической решеткой матрицы γ/γ' и волокнами существует определенное кристаллографическое соответствие.

Наличие армирующих нитевидных волокон монокарбида ниобия с высокой прочностью (σ_b – до 12000 МПа), регулярное и ориентированное расположение с близким к идеальному сопряжением волокон с жаропрочной матрицей γ/γ' (фазовая граница γ -NbC обладает минимальной удельной поверхностной энергией) обеспечивают высокую стабильность структуры, сохранение жаропрочных свойств композита вплоть до 1150°C, высокое сопротивление усталости [24].

Первые эксперименты по получению отливок из эвтектических сплавов системы Ni–NbC проводили в вакуумной установке В-1790, в которой на молибденовой подвеске размещали тигель со сплавом. Для производства тиглей методом твердофазного спекания была спроектирована специальная пресс-форма (рис. 1), позволившая получить достаточное количество тиглей для экспериментов и паспортизации сплавов.



Рисунок 1. Пресс-форма и алундовый тигель, получаемый в ней

Сплав в тигле доводили до расплавления с помощью цилиндрического нагревателя сопротивления. Направленную кристаллизацию осуществляли погружением тигля в расплав жидкого олова. Для создания высокого термического градиента на фронте кристаллизации между нагревателем и ванной с расплавленным оловом устанавливали теплозащитный экран специальной конструкции. Устойчивое формирование регулярной композиционной микроструктуры сплава, отливаемого в алундовых тиглях с внутренним диаметром 16–18 мм и толщиной стенок 2 мм, происходило при скорости погружения тигля 6–7 мм/ч и термическом градиенте 100–150°C/см. Такой градиент достигался при температуре верхней поверхности теплового экрана >1345°C, что соответствовало температуре в средней части цилиндрического нагревателя 1750°C и температуре стенок тигля 1680°C (рис. 2).

Столь высокие температуры, необходимые для достижения требуемого градиента, вызывали резкое падение прочности керамического тигля, повышенное физико-химическое взаимодействие керамики с эвтектическим сплавом. В результате часто происходило разрушение керамики, обезлегирование сплава, нарушение композиционной структуры образцов, образовывался интенсивный пригар на поверхности слитков. Эти обстоятельства делали практически невозможным получение фасонных отливок (лопаток) с регулярной композиционной микроструктурой, для формообразования которых необходима керамическая форма, изготавливаемая по выплавляемым моделям. Приемлемое решение было найдено в создании установки В-1790М с двухзонным на-

гревателем сопротивления и тепловыми экранами различной конструкции. Двухзонная печь включает верхний нагреватель $\varnothing 160$ мм, высотой 430 мм и нижний нагреватель $\varnothing 160$ мм и высотой 30 мм с независимым питанием от двух трансформаторов ОСУ-40 через тиристорные регуляторы РНТО-190-250 и высокоточные регуляторы температуры ВРТ-3. Такая конструкция печи позволила обеспечить требуемый градиент температур на фронте роста $100\text{--}120^\circ\text{C}/\text{см}$ при температурах нижнего и верхнего нагревателей $1580\text{--}1620$ и $1520\text{--}1560^\circ\text{C}$ соответственно. Таким образом, по сравнению с однозонной печью удалось снизить максимальные температуры на нагревателях, не уменьшив при этом температуры на теплозащитном экране и термического градиента на фронте роста, что открыло перспективы получения литых лопаток с композиционной структурой в корундовых формах, получаемых по существующей заводской технологии. Характерная макро- и микроструктура полученных отливок представлена на рис. 2 б, в. Именно такая структура, с хорошо ограниченными вытянутыми в одном направлении упрочняющими карбидами, обеспечивает сплаву высокие эксплуатационные характеристики.

Однако в структуре отливок встречаются различного вида дефекты с измененной морфологией карбидов, наличие которых губительно сказывается на свойствах изделий. Дефектные зоны легко выявляются травлением макроструктуры слитка. Как правило, на макроструктуре слитка четко выделяются зоны условно названные: 1 – стартовая зона; 2 – зона с композиционной структурой; 3 – дендритная зона (рис. 3). Кроме того, иногда в зоне с композиционной структурой выявляются структурные дефекты – поперечные полосы высотой $0,1\text{--}5$ мм с резко измененной морфологией карбидов. Необходимо было выяснить причины образования дефектных зон в отливках и разработать рекомендации по их устранению. Из анализа двойных диаграмм эвтектического типа следует вывод, что отклонения химического состава от эвтектической точки должны вызывать появление структур, отличных от эвтектической (появление доэвтектической или заэвтектической структуры). Нарушение температурно-скоростных режимов кристаллизации также должно вызывать появление структурных возмущений аналогичного типа.

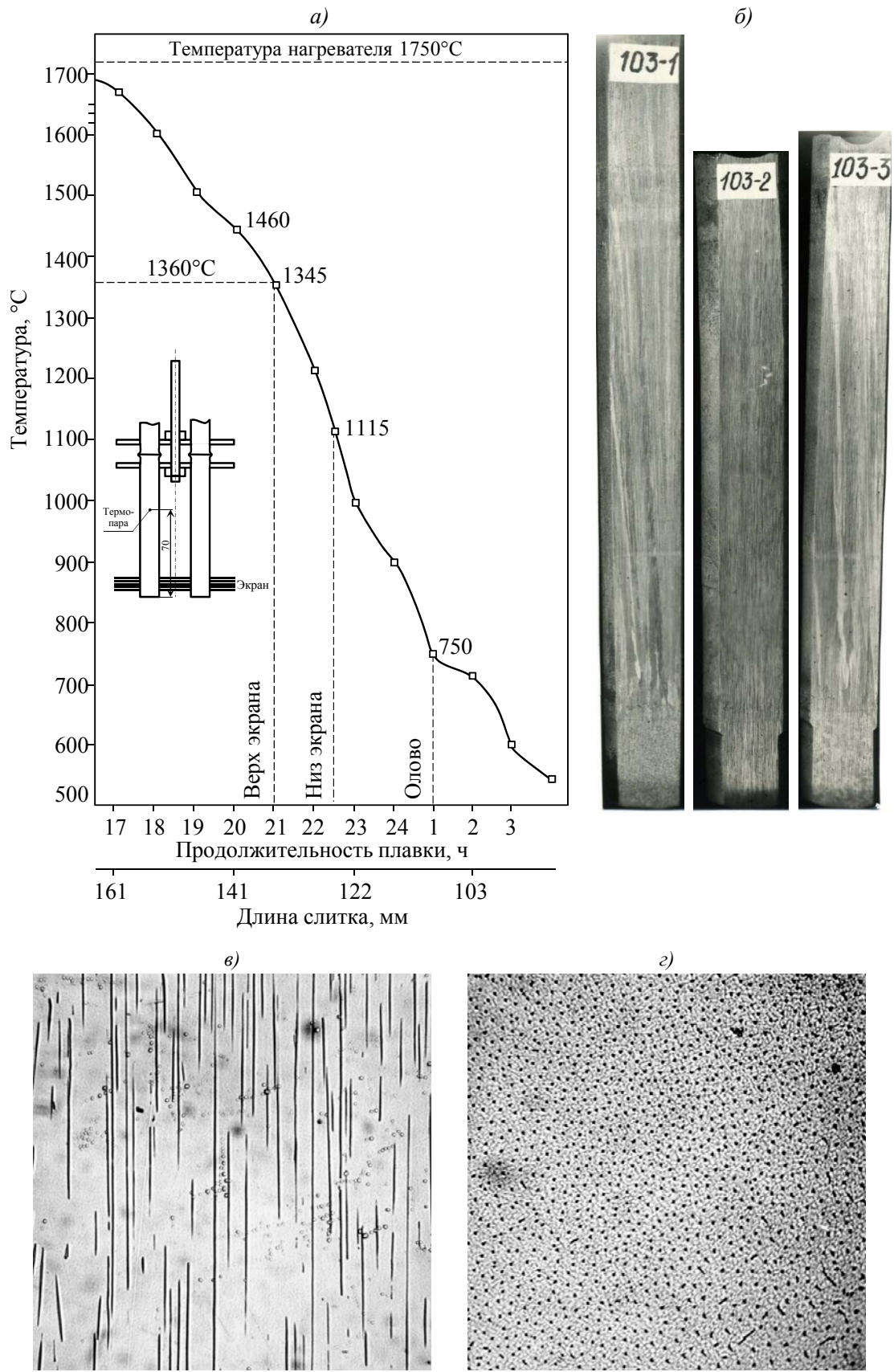


Рисунок 2. Распределение температур (*a*) в однозонной печи сопротивления при получении эвтектических сплавов в алундовых тиглях, макро- (*б*) и микроструктура (*в, г*; $\times 100$) слитков в продольном (*в*) и поперечном сечениях (*г*) ($G=16,6^\circ\text{C}/\text{мм}$)

Для анализа явлений, происходящих в сплаве при кристаллизации, необходимо было разработать методику экспрессного определения углерода в сплаве ВКЛС-10, исследовать изменение содержания углерода по высоте слитка, изучить, как изменяется содержание углерода в структурных дефектных полосах, определить концентрационные границы (на первом этапе только по углероду) роста композиционной структуры.

Для работы были изготовлены контрольные образцы с различным содержанием углерода – от 0,29 до 1,32%. Контрольные образцы позволили построить градуировочный график для квантометра модели 31000. Градуировочный график построен в координатах $\lg n - \lg C$, где n – показания измерительного прибора, пропорциональные интенсивности спектральной линии; C – концентрация элемента в пробе. По разработанной методике были проанализированы образцы и сопоставлены результаты химического и спектрального анализа (табл. 2).

Таблица 2

Содержание углерода в образцах, определенное различными методами

Условный номер образца	Содержание углерода, %, определенное	
	спектральным методом	химическим методом
126	0,55	0,49
10-М	0,50	0,50
8	0,40	0,38
2	0,33	0,32
4	0,51	0,44

Как видно из данных табл. 2, значения содержания углерода в образцах, полученные спектральным и химическим методами, удовлетворительно согласуются между собой.

Для ответа на вопрос, при каких концентрациях углерода в сплаве начинается стабильный рост композиционной структуры, был проанализирован ряд слитков, макроструктура которых приведена на рис. 3, в с указанием содержания углерода в исходном сплаве. Ориентировочно сплавы выбраны в пределах от доэвтектического (0,32% С) до заэвтектического (0,58% С) составов. Анализировали содержание углерода в начале композиционной зоны. Оказалось, что, несмотря на различное исходное содержание углерода в сплаве, содержание его в композиционной зоне равно 0,4–0,5%. Результаты выборочного контроля данных спектрального анализа, уточненных методом химического анализа, представлены в табл. 3.

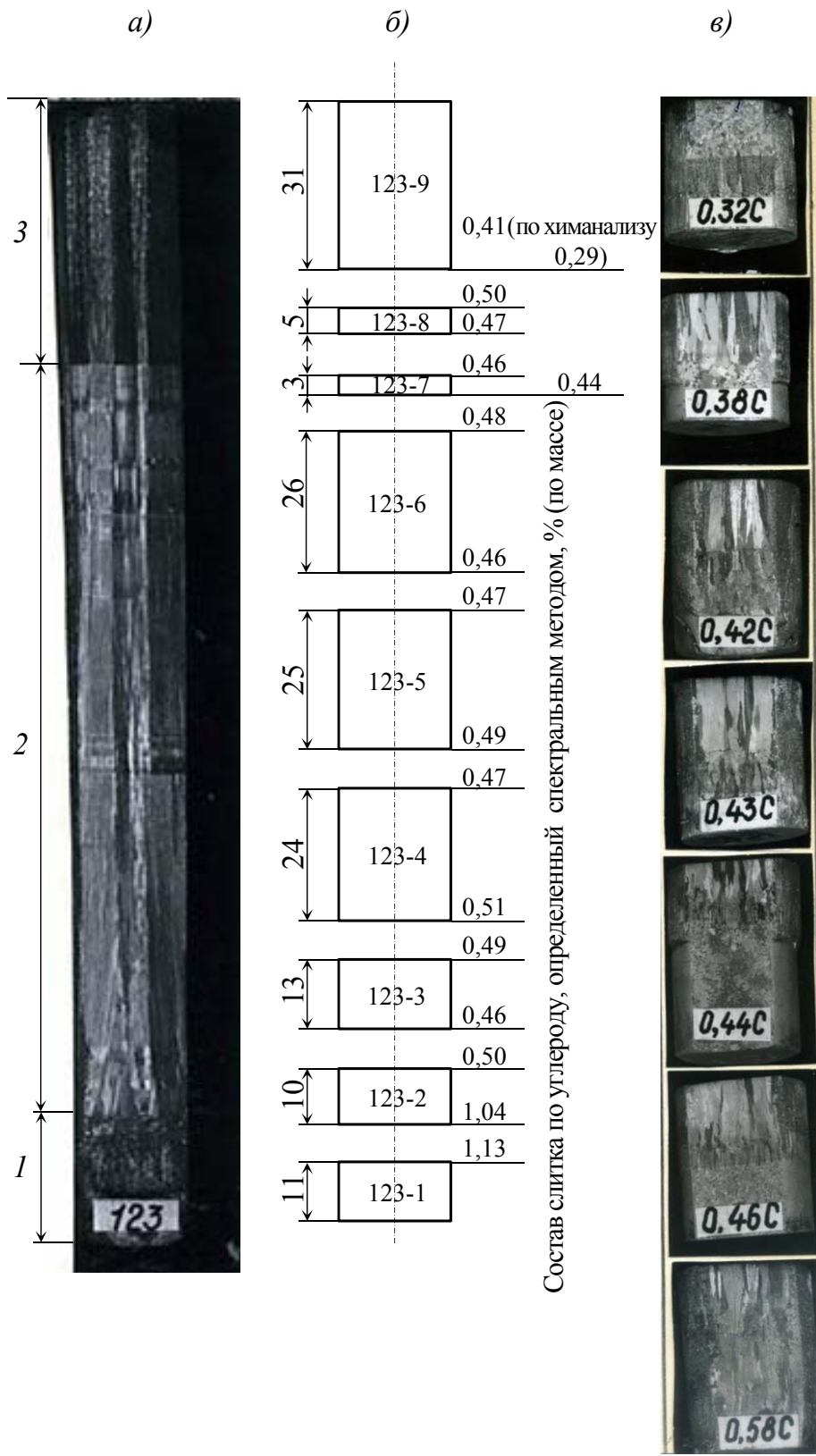


Рисунок 3. Макроструктура слитка (а) и его сечения по высоте с указанием содержания углерода в каждом сечении (б): 1 – стартовая зона; 2 – зона композиционной структуры; 3 – зона с дендритной структурой. Размер стартовой зоны (в) и изменение содержания углерода в отливке в зависимости от его содержания в исходном сплаве

Выборочный контроль содержания углерода в композиционной зоне

Условный номер образца	Содержание углерода, %	
	определенное спектральным анализом	уточненное химическим анализом
1	0,50	0,42
2	0,51	0,44
3	0,52	0,43
4	0,40	0,38

Таким образом, в пределах точности метода можно считать, что стабильный рост эвтектической композиционной структуры обеспечивается при содержании углерода 0,4–0,5% независимо от содержания его в исходном сплаве.

Для исследования изменения концентрации углерода по высоте слитка образец №123 был разрезан на 9 частей. Схема разрезки образца приведена на рис. 3, б. В каждой части образца (кроме нижней и верхней) определяли содержание углерода с двух противоположных сторон. Результаты исследования представлены в табл. 4.

Таблица 4

Содержание углерода в различных по высоте сечениях образца

Условный номер сечения	Содержание углерода, %	Условный номер сечения	Содержание углерода, %
123-1	1,10	123-5в	0,47
123-2н	1,0	123-6н	0,45
123-2в	0,5	123-6в	0,48
123-3н	0,45	123-7н	0,45
123-3в	0,5	123-7в	0,45
123-4н	0,5	123-8н	0,47
123-4в	0,47	123-8в	0,50
123-5н	0,50	123-9	0,32*

* Химический анализ показал содержание углерода 0,29%.

Полученные данные показывают:

- стартовая зона, в микроструктуре которой содержится большое количество неориентированных карбидов, содержит ~1,0% углерода;
- композиционная структура на большой длине (120–150 мм) содержит 0,4–0,5% С;
- дендритная зона содержит <0,3% С (по химическому анализу: 0,29% С).

Для установления концентрации углерода в структурных дефектных полосах из слитков вырезали темплеты, на одну из поверхностей которых выводили дефект. Пред-

варительный микроструктурный анализ показал, что дефектные полосы в основном можно разделить на два вида:

– сплошная карбидная полоса толщиной ~0,1 мм. Наличие такой полосы абсолютно недопустимо в изделии, так как в этом месте происходит излом образца при незначительных усилиях;

– структурные полосы различной протяженности с измененной не композиционной морфологией карбидов. Механические свойства в этих местах понижены. Материал с такими дефектами может работать в малонагруженных местах изделия (например, в нерабочей зоне образцов на длительную прочность).

Некоторые из описанных типов дефектов представлены на рис. 4.

Содержание углерода в тонкой карбидной полосе превышает 1,5%. Содержание углерода в структурных полосах с измененной морфологией карбидов представлено в табл. 5.

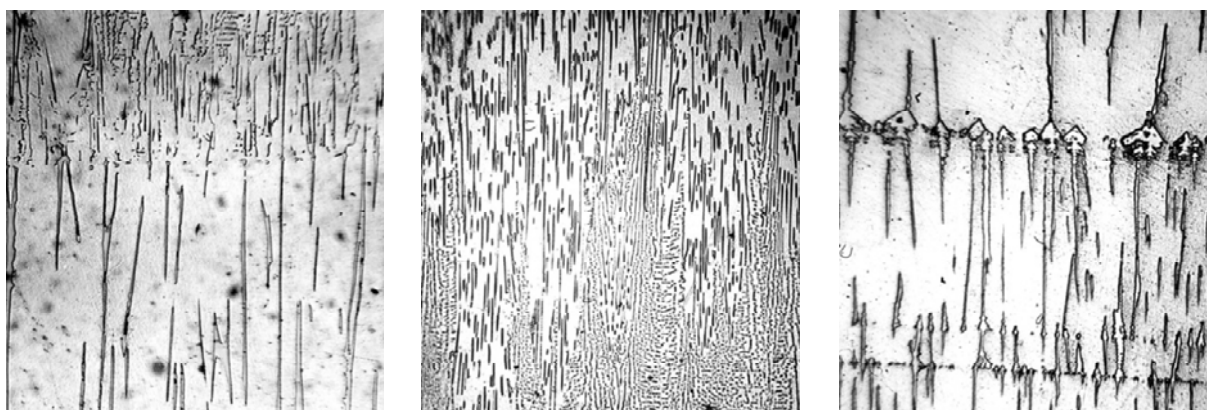


Рисунок 4. Типы ростовых дефектов структуры сплава ВКЛС-10

Таблица 5

**Содержание углерода в образцах со стороны дефекта
и со стороны композиционной структуры**

Условный номер образца	Содержание углерода, %	
	в дефектной полосе	в композиционной зоне
133-79	0,46	0,44
104-79	0,50	0,52
129-79	0,41	0,51

Полученные данные не позволяют утверждать, что причиной появления полос нарушенной структуры является изменение концентрации углерода. Их появление в первую очередь связано с нестабильностью технологических параметров процесса.

Исследование влияния нестабильности температуры нагревателя в процессе направленной кристаллизации на появление измененной структуры полос подтвердило, что дефекты в композиционной зоне вызваны в большей степени нарушением тепловых условий процесса, чем изменением концентрации углерода.

Вместе с тем следует подчеркнуть, что стартовая зона внизу слитка и дендритная зона вверху его образуются при стабильных температурных условиях процесса (рис. 5) и связаны, главным образом, с изменением содержания углерода.

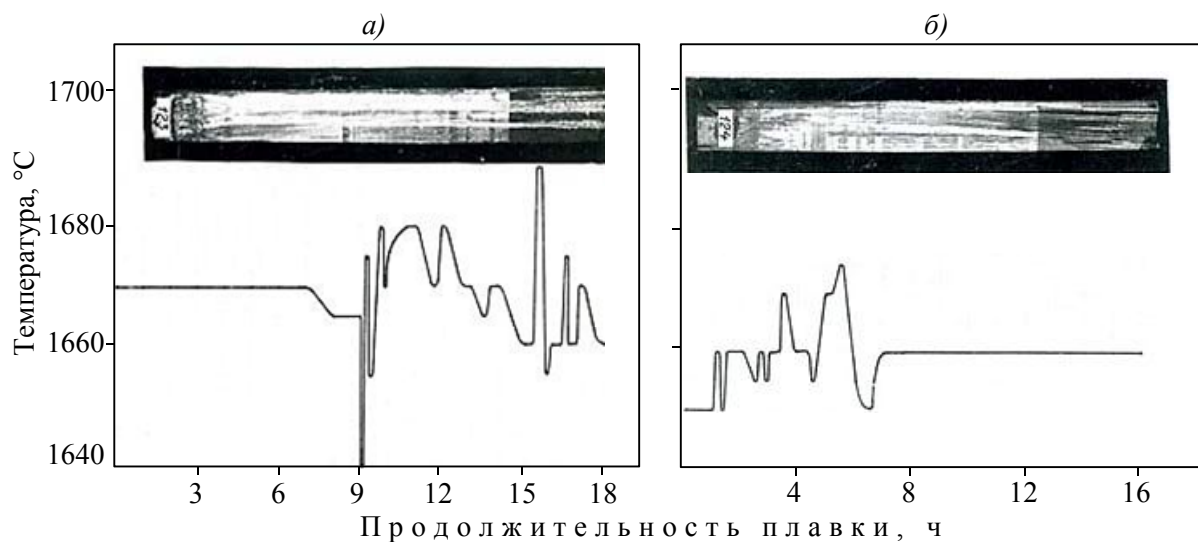


Рисунок 5. Влияние температурных параметров процесса направленной кристаллизации на образование структурных дефектов в сплаве ВКЛС-10 плавков 123 (а) и 124 (б)

Как показало проведенное исследование, образование и протяженность стартовой зоны зависят от того, насколько состав исходного сплава отличен от состава, соответствующего эвтектической точке ($\sim 0,5\% \text{ C}$). Максимальная протяженность стартовой зоны наблюдается у сплавов с содержанием $0,58$ и $0,61\% \text{ C}$. Образование дендритной зоны и ее протяженность при стабильных температурно-скоростных условиях процесса связаны с понижением концентрации углерода в сплаве ниже $\sim 0,3\% \text{ C}$. В свою очередь, снижение концентрации углерода связано не только с образованием упрочняющих карбидов, но и удалением его через открытую поверхность зеркала расплава, а также в результате взаимодействия с формой. Дальнейшие исследования распределения других компонентов сплава по высоте слитка и поперечному сечению показали (рис. 6), что изменения состава в поперечном сечении (от поверхности к центру слитка) не наблюдается (см. табл. на рис. 6, а) независимо от наличия или отсутствия поверхностных карбидов не композиционной морфологии. Содержание углерода и вольфрама снижается к верхней части слитка, оставаясь, тем не менее, постоянным по высоте композиционной зоны. Содержание ниобия существенно больше в стартовой зоне

слитка, затем наблюдается его монотонное снижение к верхней части. Содержание гафния увеличивается от 0,6–0,8% в композиционной зоне до 1,24–1,64% в верхней дендритной зоне слитка. Из анализа данных кривых и таблицы следует, что среднее содержание элементов до и после направленной кристаллизации остается практически постоянным. Следовательно, изменение состава по высоте слитка определяется закономерностями распределения элементов при направленной кристаллизации. Принципиальная оценка распределения элементов по высоте слитка дана в работе [23], где показано, что распределение i -элемента при направленной кристаллизации с плоским фронтом подчиняется известному уравнению Пфанна:

$$C_s = k_{\text{эфф}} C_0 (1-g)^{k_0-1},$$

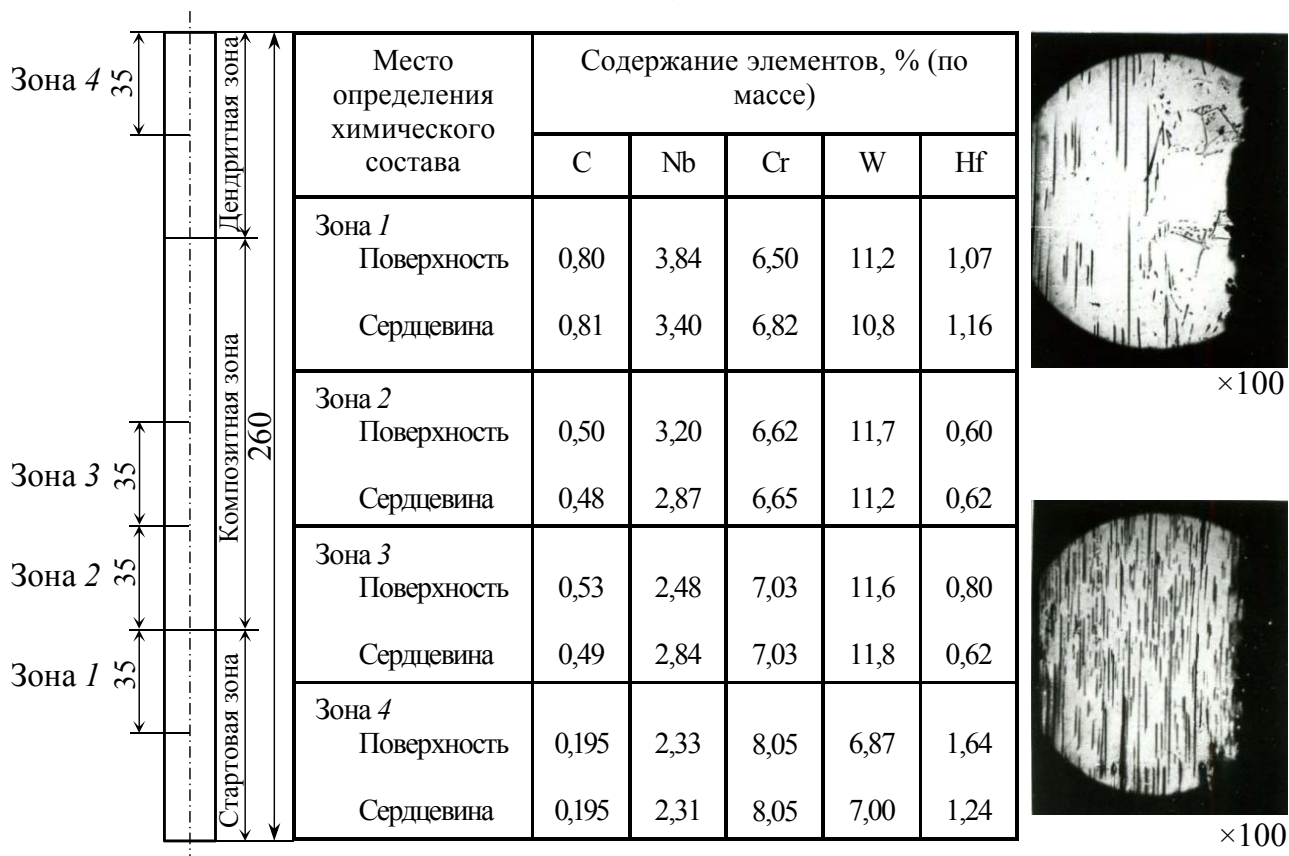
где C_s – концентрация элемента в твердой фазе; C_0 – средняя концентрация элемента в сплаве; g – относительное количество твердой фазы; k_0 – равновесный коэффициент распределения; $k_{\text{эфф}}$ – эффективный коэффициент распределения.

В случае эвтектического двухфазного многокомпонентного сплава необходимо оперировать отдельными равновесными коэффициентами распределения k_{0i} для твердого раствора и для монокарбида на основе NbC, в которые входит рассматриваемый i -элемент. Из результатов химического фазового анализа следует, что углерод практически полностью входит в состав монокарбида, а основное количество хрома, алюминия, молибдена, гафния и вольфрама находится в твердом растворе (при температуре кристаллизации). Поэтому в первом приближении для этих элементов можно использовать один равновесный коэффициент распределения k_{0i} . Для оценки распределения ниобия ситуация сложнее, так как сопоставимые количества ниобия входят и в твердый раствор и в монокарбид. Величины равновесных коэффициентов распределения k_{0i} в рассматриваемом сплаве являются характеристиками многокомпонентной диаграммы состояния, которой авторы не располагают. Однако, исходя из данных рис. 6, б, можно сделать вывод, что для углерода и вольфрама $k_0 > 1$, для хрома, алюминия и гафния $k_0 < 1$, для кобальта и молибдена $k_0 \approx 1$ (на рис. 6 не приведено). Несмотря на то, что в соответствии со схемой политемического сечения γ -MeC (диссертация Ю.А. Бондаренко) ниобий понижает температуру ликвидус твердого раствора ($k_0 < 1$), в донной части слитка его концентрация заметно превышает среднее значение в сплаве (см. рис. 6). Это свидетельствует о том, что при образовании монокарбида величина $k_{0\text{NbC}}$ существенно больше 1. Величины k_0 и $k_{\text{эфф}}$ связаны известным соотношением:

$$k_{\text{эфф}} = \frac{k_0}{k_0 + (1-k_0) \exp(-\frac{R\delta}{D})},$$

где R – скорость роста; δ – высота диффузной зоны; D – коэффициент диффузии элементов в расплаве.

а)



б)

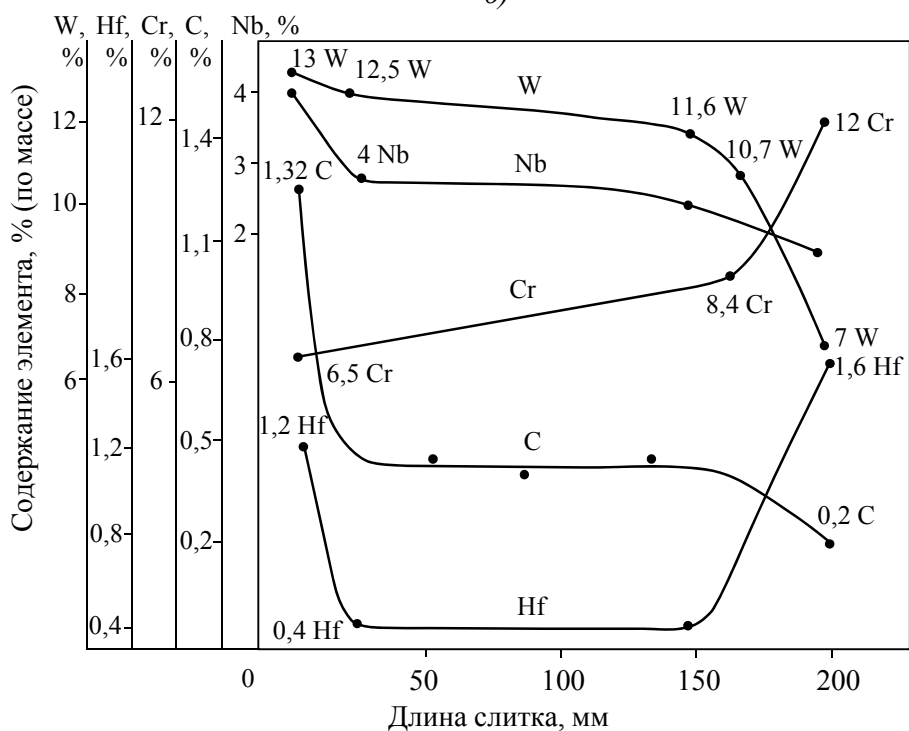


Рисунок 6. Изменение концентрации легирующих элементов по высоте и сечению слитка в табличной форме (а) и в виде графиков (б)

При скорости кристаллизации $R \geq 6$ мм/ч величина $R\delta/D$ настолько велика, что значения $k_{эфф}$ и k_0 должны быть близки. В этом случае кристаллизация большей части слитка (за исключением донной и головной частей) должна происходить по закономерностям устойчивого роста, и содержание компонентов по высоте слитка должно быть постоянным. Однако при кристаллизации эвтектики γ/γ' -MeC величины $k_{эфф}$ и k_0 компонентов не равны и кривые распределения элементов имеют вид, типичный для случая перемешивания расплава за счет естественной конвекции.

Образование дендритно-композиционной зоны (см. рис. 5 и 6) в головной части слитка обусловлено тем, что при заданных значениях термического градиента и скорости кристаллизации в сплаве существенно измененного химического состава не выполняется критерий плоского фронта роста:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D}.$$

Повышенное содержание хрома в головной части слитка, наиболее сильно расширяющего интервал кристаллизации ΔT , может служить одной из основных причин нарушения критерия плоского фронта роста. Для уменьшения изменения концентрации легирующих элементов по высоте слитка необходимо подавить естественную конвекцию, а в случае трудностей при технической реализации уменьшения конвективных потоков целесообразно предусмотреть увеличенную прибыльную часть, которая позволила бы переместить дендритную зону за пределы рабочей высоты детали.

Технологические основы формирования композиционной структуры в лопатках ГТД.

Выбор путей развития технологии получения лопаток.

Структура и свойства цельнолитых и паяных лопаток

В связи с большими технологическими трудностями получения лопаток из композиционных сплавов (высокие градиенты температур на фронте роста, низкие скорости кристаллизации, высокие температуры нагревателей и керамической формы) были рассмотрены и практически реализованы несколько путей производства деталей:

– получение слитков большого диаметра, из которых методами последующей механической обработки предполагалось изготавливать неохлаждаемые лопатки малоразмерных двигателей;

– изготовление методами направленной кристаллизации отдельных заготовок лопаток (отдельно спинки, отдельно корыто), соединение которых осуществляется пайкой по входной и выходной кромкам;

– изготовление цельнолитых охлаждаемых лопаток со сложной внутренней полостью.

Для реализации первого направления в ВИАМ на лабораторной установке В-1790 были получены в алундовых тиглях слитки $\varnothing 55$ мм, высотой $\square 100$ мм (рис. 7). Однако сложности последующей обработки и успехи, наметившиеся в двух других направлениях работ, сделали этот путь не перспективным. Тем не менее получение композиционной структуры в слитках относительно большого диаметра следует отнести к технологическим достижениям того периода.

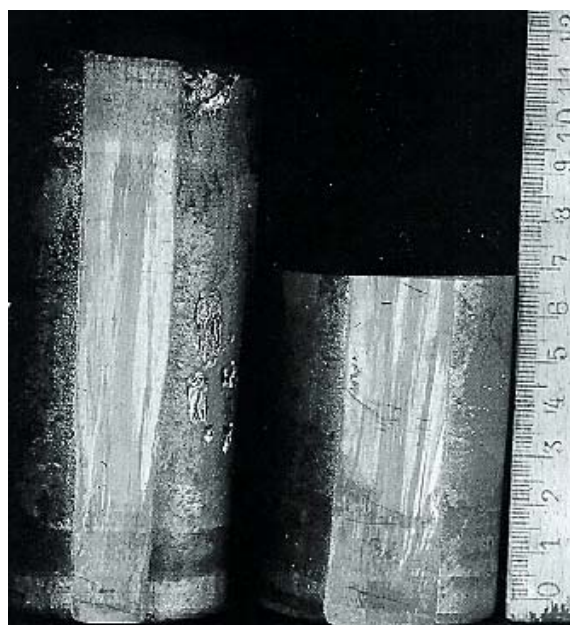


Рисунок 7. Слитки (диаметр 55 мм, высота 70–110 мм) с композиционной структурой из сплава ВКЛС-10

Ограничивающим фактором в работах по технологии получения лопаток ГТД была керамическая форма, получаемая по методу выплавляемых моделей. Керамика не могла противостоять нагревам до температур $>1700^{\circ}\text{C}$. Формы, изготавливаемые по методу твердофазного спекания, не могли удовлетворить лопаточное производство из-за очень большой и трудно контролируемой усадки. Поэтому были проведены работы по максимально возможному снижению рабочих температур нагревателей (и стенок форм соответственно) без существенного снижения градиента температур на фронте роста, критическое значение которого определяет возможность получения композиционной структуры в отливке. Разработка конструкции двухзонного нагревателя в сочетании с

тепловыми горизонтальными экранами между горячей и холодной зонами в установке В-1790 позволили снизить рабочие температуры до значений, приемлемых для оболочковой керамической формы, широко используемой на заводах при литье лопаток из обычных жаропрочных сплавов типа ЖС.

При использовании двухзонного нагревателя, жидкометаллического охлаждения и экранов на установке В-1790 была отработана технология получения различных по конструкции лопаток из сплавов ВКЛС-10, затем ВКЛС-20 и ВКЛС-20Р. Во всех лопатках имелись три структурные зоны (как и на образцах): стартовая зона протяженностью 20–40 мм с крупными равноосными карбидами; композиционная зона с регулярными волокнами карбидов ниобия; зона с дендритной морфологией карбидов в верхней части отливок. Размер стартовой зоны выбирали так, чтобы в рабочую часть лопатки прорастала только композиционная структура. Было установлено, что композиционная структура легче прорастает из замкового (толстого) сечения в тонкое, чем из тонкого пера в замок (на модельных лопатках). Первые лопатки конструкции ЦИАМ (рис. 8) без применения стержней для формирования внутренней полости были получены на модернизированной установке В-1790.

Лопатки получали в виде двух отдельных половин, на внутренней поверхности которых с помощью механической обработки нарезали профилированные каналы, шлифовкой подгоняли половинки друг к другу и затем в ВИАМ осуществляли их пайку по входной и выходной кромкам (см. рис. 8, в). Первые паяные соединения были получены с применением обычного припоя ВПр-24, широко применяемого при пайке жаропрочных сплавов типа ЖС. Структура паяного шва приведена на рис. 9, а. Отметим, что при термообработке паяного соединения в направленном температурном поле карбиды в паяном шве претерпевают структурное эвтектоидное превращение, упорядоченно выстраиваясь в направлении упрочняющих карбидов ниобия (см. рис. 9, б). На способ термообработки паяного соединения в направленном температурном поле получено авторское свидетельство. Результаты испытания паяных образцов в поперечном направлении представлены в табл. 6.

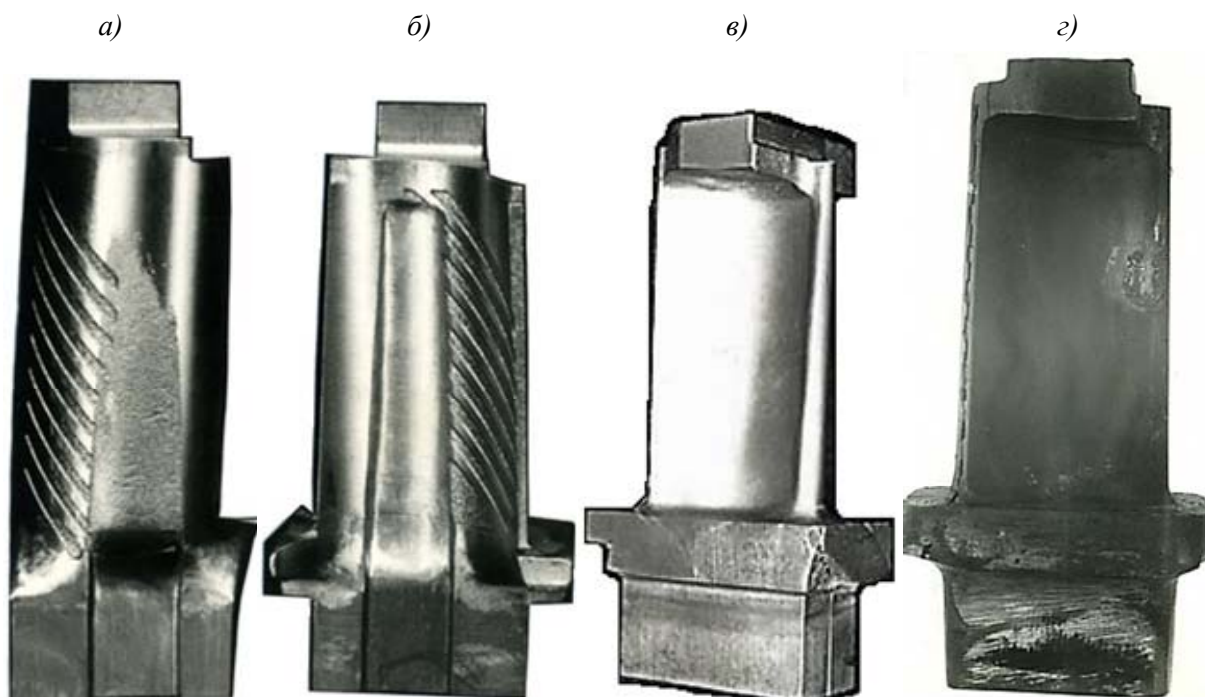


Рисунок 8. Конструкция составной паяной лопатки с простой геометрической полостью:
a, б – заготовки из сплава ВКЛС-10 с каналами, выполненными электроэрозионной и механической обработкой; *в* – лопатка после пайки; *г* – та же лопатка после испытаний

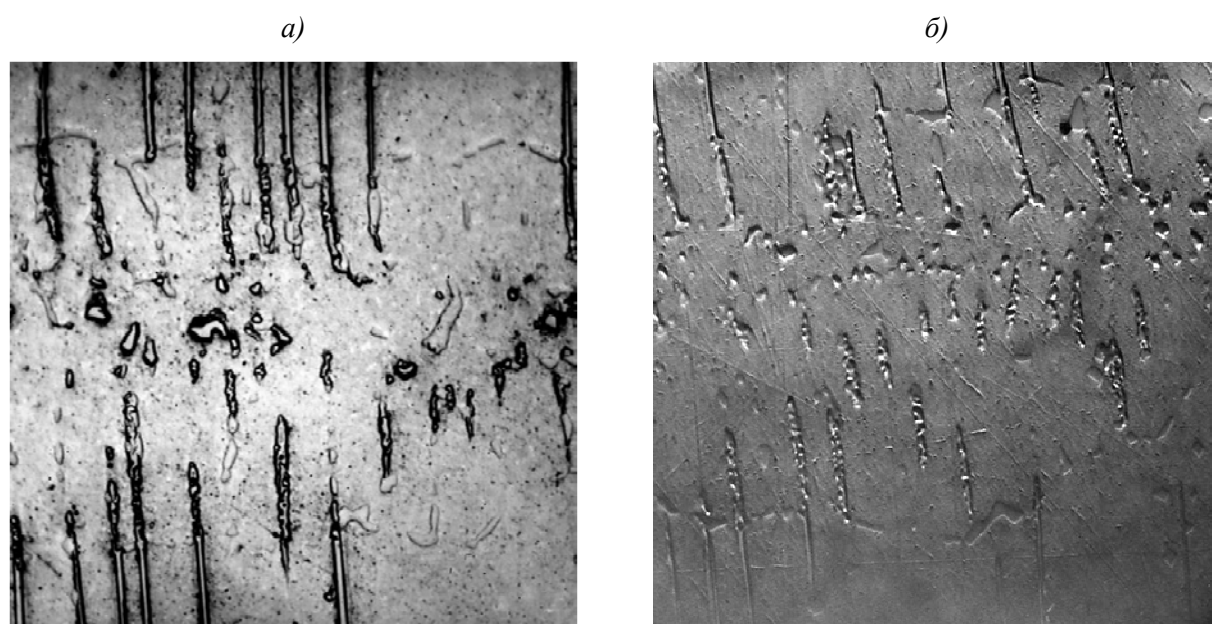


Рисунок 9. Структуры ($\times 600$) паяного шва без обработки (*a*) и после термообработки в направленном температурном поле (*б*)

**Механические свойства основного материала
и паяного соединения в поперечном направлении**

Образец	$\sigma_B^{1000^\circ}$	$\sigma_B^{1100^\circ}$	$\sigma_{100}^{1000^\circ}$	$\sigma_{100}^{1100^\circ}$
	МПа			
Основной материал	550	260	120	70
Паяное соединение	510–520	230–250	100	50

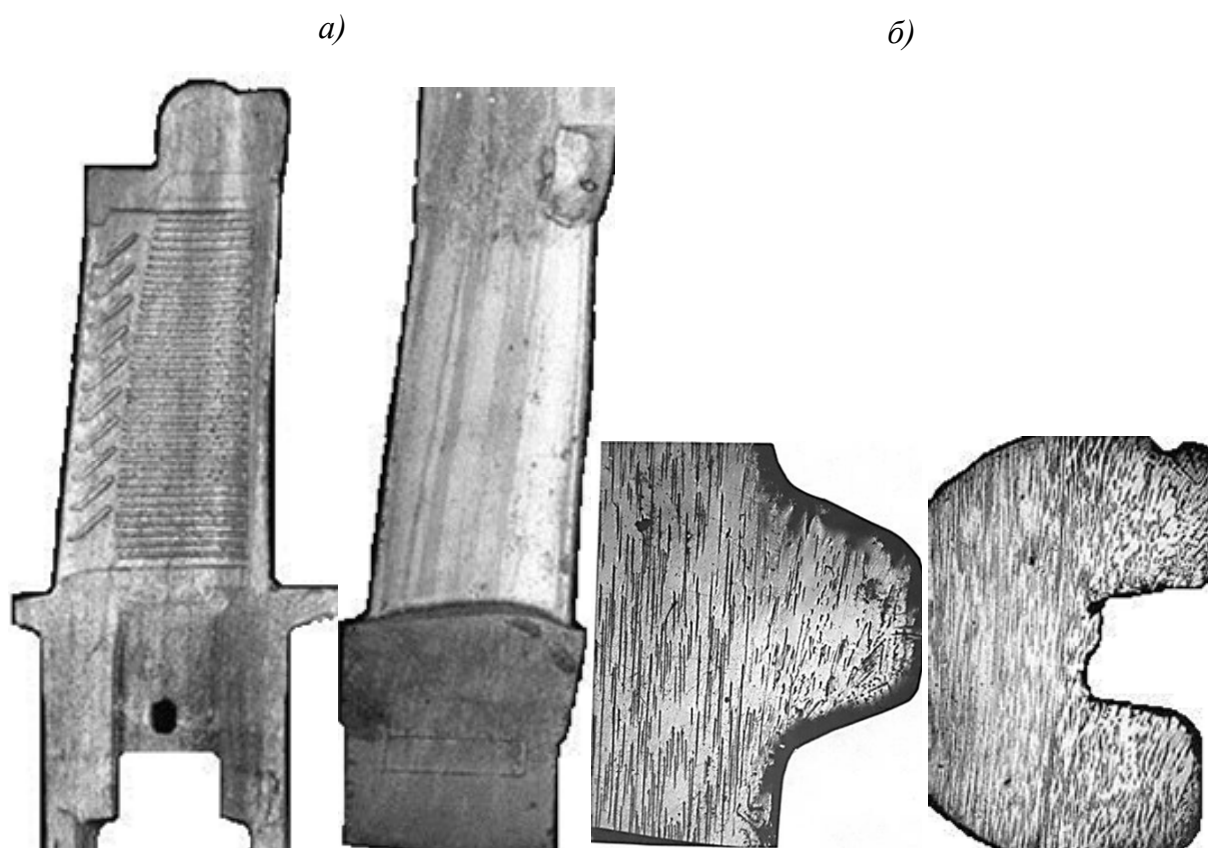


Рисунок 10. Макроструктуры (а) и микроструктуры (б, $\times 100$) составных лопаток, изготовленных на ММЗ «Союз» из сплава ВКЛС-10: а – слева – спинка, справа – корыто; б – выступы рифления с внутренней стороны пера лопаток

Также без применения стержней были изготовлены составные лопатки на ММЗ «Союз» (рис. 10). Показано (см. рис. 10, б), что структура выступов рифления пера лопаток в основном композиционная. На поверхности массивных (толщиной >10 мм) сечений лопаток встречаются зоны, содержащие крупные карбиды не композиционной морфологии. С уменьшением толщины стенки лопатки происходит сокращение размеров и количества поверхностных карбидов, на пере лопаток толщиной 1–2 мм имеются большие участки, свободные от поверхностных карбидов, и встречаются лишь единичные карбиды с размером до 100 мкм. На этих лопатках обнаружено явление «пробоя»

внутренних слоев керамики, из-за которого на рифленой поверхности лопаток после кристаллизации остается большое количество зерен крупного электрокорунда, освободится от которых, без нарушения геометрии внутренней поверхности, не удастся. Это означает, что задача получения составных лопаток со сложной внутренней полостью не может быть решена без применения керамических стержней. Были проведены работы по выбору оптимального состава стержневой массы, спекающих добавок и режимов обжига, позволивших получить высокопрочные, устойчивые стержни, которые хорошо зарекомендовали себя при направленной кристаллизации лопаток ГТД. Лучшие результаты были получены при применении электрокорундовых стержней с добавками алюминиевого порошка АСД-4, прошедших две стадии обжига. Первый обжиг стержней проводился при температуре 1200°C с выдержкой в течение 8 ч. Стержни при этом устанавливались в корундовые короба и засыпались глиноземом Г-00. После обжига при 1200°C припекания глинозема не наблюдалось и стержни легко очищались от него. После расформовки стержни пропитывались кремнийорганическим лаком КО-815 сто-процентной концентрации и повторно обжигались при температуре 1350°C. С учетом того, что стержень формирует ту поверхность составной лопатки, по которой осуществляется пайка половинок лопатки, необходимо было обеспечить требуемую чистоту поверхности самого стержня. Высокотемпературный обжиг стержней в засыпке из глинозема приводил к некоторому припеканию его (глинозема) к поверхности стержня, поэтому в качестве засыпки при втором обжиге применили плавный электрокорунд №63.

Керамические стержни, полученные по описанной технологии, обеспечили отливку лопаток шифра ТС-2-30-100-09 для ЦИАМ (рис. 11, *а*) и опытных лопаток для МНПО «Сатурн» (см. рис. 11, *б*), удовлетворяющих требованиям ТУ по геометрии отливки. При отработке технологии литья составных лопаток основное внимание было сосредоточено на поиске низкотемпературных режимов литья, при которых обеспечивался бы рост композиционной структуры в лопатках.

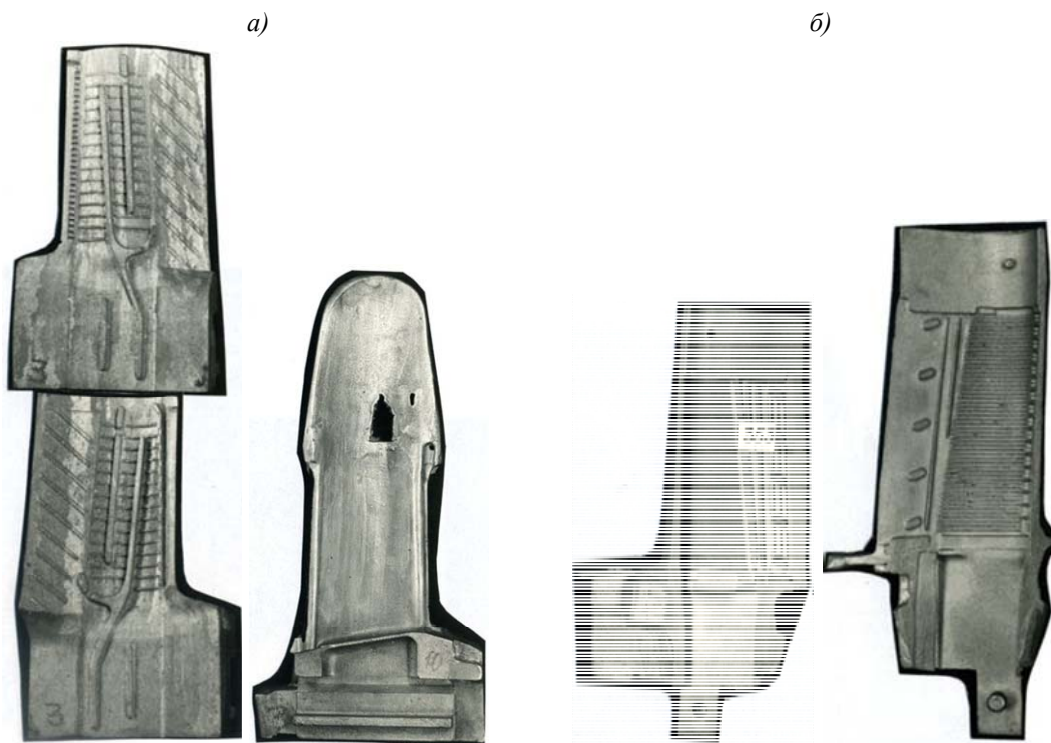


Рисунок 11. Составные лопатки из сплава ВКЛС-10, внутренняя поверхность которых оформлена керамическими стержнями:
a – лопатки шифра ТС-2-100-09 (ЦИАМ); *б* – опытные лопатки МНПО «Сатурн»

Изменение конструкции экрана в тепловом узле печи В-1790 позволило получить композиционную структуру в лопатках при температуре нагревателя 1550–1580°C. Экран выполнен в виде графитового диска толщиной 5 мм, в котором вырезано отверстие, соответствующее площади формы в плане, и круга такой же конфигурации из графитированного войлока. Температуры нагревателя 1550–1580°C, при которых получали композиционную структуру сплава ВКЛС-10, используются в серийном промышленном процессе монокристаллического литья лопаток из обычных жаропрочных сплавов. Схема теплового узла печи представлена в центре на рис. 12.

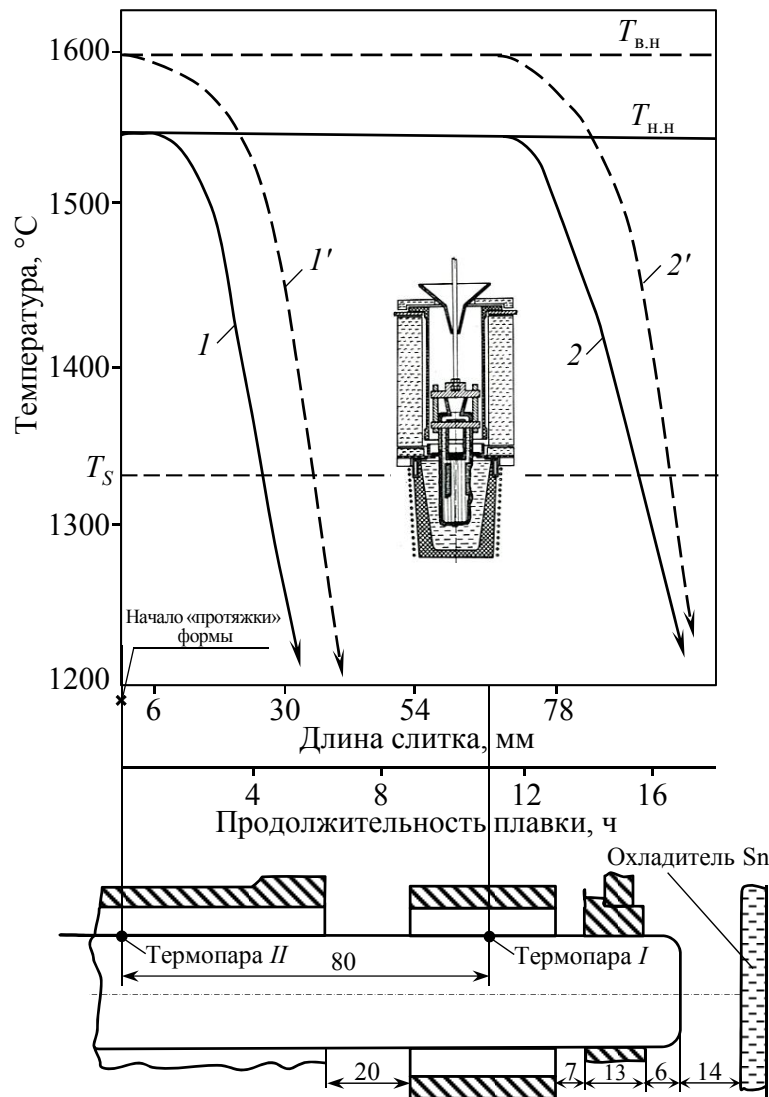


Рисунок 12. Термограммы характерных плавков (— №1; - - - №2) лопаток из сплава ВКЛС-10 с использованием комбинированного экрана (установка В-1790): 1, 1' ; 2, 2' – показания термопар I и II соответственно; $T_{в.н}$, $T_{н.н}$ – температура верхнего и нижнего нагревателей; T_s – температура солидус

Экспериментальные данные позволили проследить характер изменения температурного градиента, который является основным параметром процесса направленной кристаллизации, по мере перемещения (далее – «протяжки») формы из горячей зоны в холодную. Скорость «протяжки» устанавливалась 0,1 мм/мин (по паспортным данным для сплава ВКЛС-10).

Термометрирование осуществляли при помощи термопар, которые устанавливали на форме на определенном расстоянии друг от друга. Показания термопар фиксировали многоточечным прибором КСП-4 и на их основании строились термограммы. Термограммы характерных плавков представлены на рис. 12. На печи ВИАМ-1790 был опробован также комбинированный экран, состоящий из насыпного экрана в виде слоя

алундовой соломки толщиной 10 мм и экрана из графитового войлока на форме. Минимальная температура на форме в экспериментальной плавке составила 1490°C. Были отлиты цилиндрические образцы $\varnothing 15$ мм с композиционной структурой. Важно отметить, что низкие температуры нагревателей не вызвали существенного изменения температурного градиента на фронте кристаллизации. Это объясняется максимальным приближением экранов к уровню охладителя. Температурные градиенты в представленных плавках составили 120°C/см.

Таким образом, конструкторско-технологическими приемами удалось снизить рабочую температуру нагревателей с 1750 до 1550°C. Такая температура на нагревателе не влияет на устойчивость керамических форм и стержней. Кроме того, резко повысилась работоспособность нагревателей. Стабильная работа нагревателей наряду с эффективным экранированием позволили получить образцы и лопатки с годной композиционной структурой. Напротив, любой незначительный сбой в работе нагревателя ведет к нарушению композиционной структуры и появлению неориентированных карбидов, образующих недопустимые карбидные пояски в отливке.

Структура сплава после направленной кристаллизации по оптимальному режиму представляет собой матрицу никелевого твердого раствора, упрочненного вторичными выделениями γ' -фазы и волокнами монокарбида ниобия (NbC) с объемной долей в сплаве ~6%. В микроструктуре сплава после направленной кристаллизации в продольном и поперечном направлениях хорошо видны волокна монокарбида ниобия.

Методом направленной кристаллизации для ЦИАМ были изготовлены лопатки для двигателя Д30 простой конфигурации без стержня и составные лопатки шифра ТС-2-30-100-09 со сложной внутренней полостью, оформляемой стержнем. Фотографии этих лопаток представлены на рис. 8 и 11, а. На модельных лопатках двигателя Д30 каналы охлаждения выполнены электроэрозионным способом.

Контроль лопаток проводили совместно с лабораторией неразрушающих методов контроля. Были применены различные методы контроля. Наиболее чувствительным и наглядным оказался рентгеновский метод.

Работу проводили на литых лопатках и образцах-свидетелях. Толщина просвечиваемых лопаток по перу изменялась в интервале 2–5 мм и составила в модельных лопатках (двигатель Д30) 3–5 мм, в лопатках шифра ТС-2-30-100-09: 2–4 мм. Образцы-свидетели имели толщину 2–6 мм. Просвечивание лопаток и образцов проводилось на серийно выпускаемом рентгеновском аппарате типа РУП-150/300-10, имеющем остро-

фокусную трубку типа О.ЗБПВ-6-150 (максимальное анодное напряжение 150 кВ, анодный ток 2 мА, фокусное пятно диаметром 0,5–0,8 мм).

В качестве детектора рентгеновского изображения применяли высококонтрастную мелкозернистую пленку типа РТ-5. При просвечивании для «ужесточения» спектра рентгеновского излучения применяли свинцовисто-оловянный фильтр толщиной 0,15 мм, который устанавливался у окна рентгеновской трубки. Режимы просвечивания, исходя из оптимального напряжения на трубке 145 кВ, определяли с помощью рентгеновского экспонометра типа РЭП-1.

Были установлены следующие оптимальные режимы просвечивания при фокусном расстоянии 75 см:

- для лопаток простой конфигурации – напряжение на трубке 145 кВ, анодный ток 2 мА, время просвечивания 4–6 мин;
- для лопаток сложной конфигурации – напряжение на трубке 145 кВ, анодный ток 2 мА, время просвечивания 6–9 мин;
- для образцов-свидетелей – напряжение на трубке 145 кВ, анодный ток 2 мА, время просвечивания 4–9 мин.

Фотообработку экспонируемых пленок проводили в соответствии с рекомендациями фабрик, выпускающих рентгеновскую пленку.

Относительная чувствительность метода к выявлению внутренних дефектов литейного характера при просвечивании лопаток и образцов составила 1,5–2,5% от просвечиваемой толщины деталей.

Анализ полученных рентгеновских снимков показал, что в исследуемых лопатках и образцах из материала ВКЛС-10 рентгенографическим методом выявляются следующие дефекты:

- литейные – поры, раковины, трещины, включения, засоры и др.;
- структурные – различные скопления карбидов ниобия в виде белых точек, зигзагов, полосок и поясков.

На рис. 13, *г* приведены фотоотпечатки с рентгеновских снимков лопаток и образцов-свидетелей с выявленными дефектами структуры. Поперечные дефекты ранее уже исследовались, и установлено, что вызваны они нарушениями теплового режима в печи и связаны с появлением карбидов измененной морфологии.

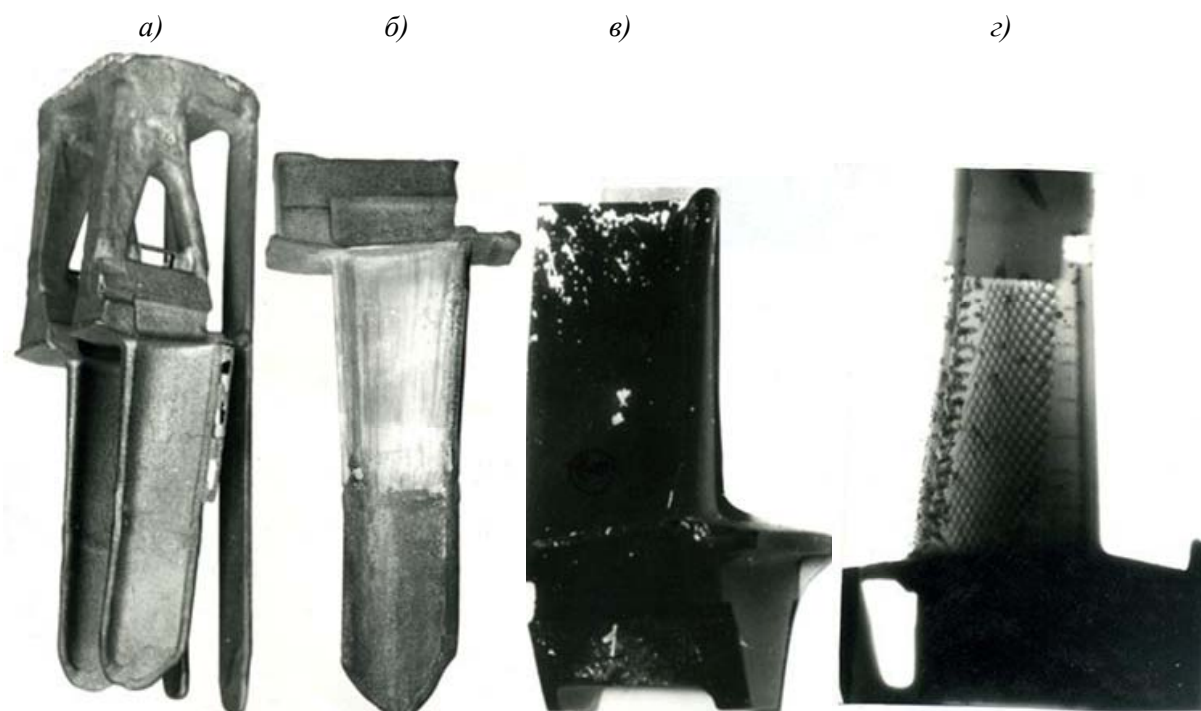


Рисунок 13. Блок с контрольными пластинами (а) и макроструктура (б) лопатки двигателя АЛ-31Ф, а также обнаруженные ЛЮМ-10В контролем поверхностные карбиды (в) и рентгеновским контролем карбиды МС (г)

Кроме карбидов измененной морфологии в верхней части паяной лопатки обнаружены области основного твердого раствора без упрочняющей фазы. На данном этапе микроструктурного анализа можно говорить о двух возможных механизмах образования зон основного твердого раствора. Один из механизмов связан со смещением состава сплава в доэвтектическую область, другой – с возможным локальным нарушением плоского фронта кристаллизации, появлением ячеистого фронта роста.

Разработка опытной технологии литья охлаждаемых лопаток ГТД из сплава ВКЛС-20

Следующим этапом работы стало изучение возможности получения цельнолитых охлаждаемых лопаток, внутренняя полость которых оформлена керамическими стержнями.

К этому времени был разработан более жаропрочный сплав ВКЛС-20, который с точки зрения технологии литья имеет несущественные отличия от сплава ВКЛС-10. Керамические стержни были изготовлены по технологии, изложенной ранее. Отливка лопаток происходила в оболочковые пятислойные формы с добавкой АСД-4, хорошо зарекомендовавшие себя при литье лопаток из сплава ЖС26. Однако получить лопатки из эвтектического сплава ВКЛС-20 в таких формах не удалось из-за разрушения или

деформации (раздутия) оболочек при рабочих температурах процесса направленной кристаллизации. Наблюдаемое при этом смещение стержня и его поломки были объяснены изменением геометрии формы.

В дальнейшей работе применялись «серийные» восьмислойные оболочковые формы, изготовленные согласно производственной инструкции.

При заливке следующей партии форм четко выявился второй дефект – выход стержня на спинку или корыто. Анализ этого вида дефектов позволил установить, что применяемое частичное освобождение и крепление стержня в лопатке не удовлетворительно для процесса направленной кристаллизации эвтектик. При более высоких температурах несколько большее расширение оболочки приводит к вертикальному смещению стержня и браку лопаток по геометрии.

Наряду с работами по стержням и формам была разработана новая литниковая чаша и изменен блок лопаток. Новый блок лопаток представлен на рис. 13, а. Технологические параметры процесса направленной кристаллизации при литье лопаток из сплава ВКЛС-20 изменялись незначительно по сравнению с аналогичными параметрами для сплава ВКЛС-10.

Основные технологические параметры процесса направленной кристаллизации:

- температура верхнего нагревателя $T_{в.н}=1560^{\circ}\text{C}$;
- температура нижнего нагревателя $T_{н.н}=1570^{\circ}\text{C}$;
- температура охлаждающей среды $T_{охл.ср}=400\text{--}500^{\circ}\text{C}$;
- температура формы $T_{форм}=1580\pm 10^{\circ}\text{C}$;
- температура заливаемого металла $T_{залив.мет}=1530\pm 20^{\circ}\text{C}$;
- скорость кристаллизации 6–7 мм/ч;
- давление инертного газа 200 мм рт. ст.

По указанным режимам отлиты лопатки, визуально годные по геометрии и макроструктуре пера (контроль осуществлялся по пластинам-свидетелям – см. рис. 13, а). Из лопаток удалялись стержни в расплаве бифторида калия. Все лопатки прошли термовакуумную обработку по режиму: 1250°C , выдержка 0,5 ч, охлаждение со скоростью $70^{\circ}\text{C}/\text{мин}$.

Характерная макроструктура лопаток представлена на рис. 13, б. Лопатки в количестве 30 шт. были переданы на завод для механической обработки и последующих испытаний по спецпрограмме.

Выполненные микроструктурные исследования лопаток подтвердили сделанный ранее вывод о возможности получения композитной структуры в элементах вихревой

матрицы (рис. 14, *а*) и принципиальных трудностях формирования удовлетворительной структуры в лопатках «штырьковой» конструкции (см. рис. 14, *б*). Микроструктура внутренних элементов лопаток показана на рис. 15.

Анализ микроструктуры лопаток существенно затрудняется наличием поверхностных карбидов, количество которых на лопатках со стороны стержня, как правило, больше, чем со стороны формы (для цельнолитых охлаждаемых лопаток). Тем не менее рис. 15, *а, б* позволяет сделать вывод о возможности получения композитной структуры в выступающих элементах вихревой матрицы. При этом более совершенная структура реализуется в выступах, имеющих меньший угол относительно вертикальной оси лопаток (см. рис. 14, *з, д*).

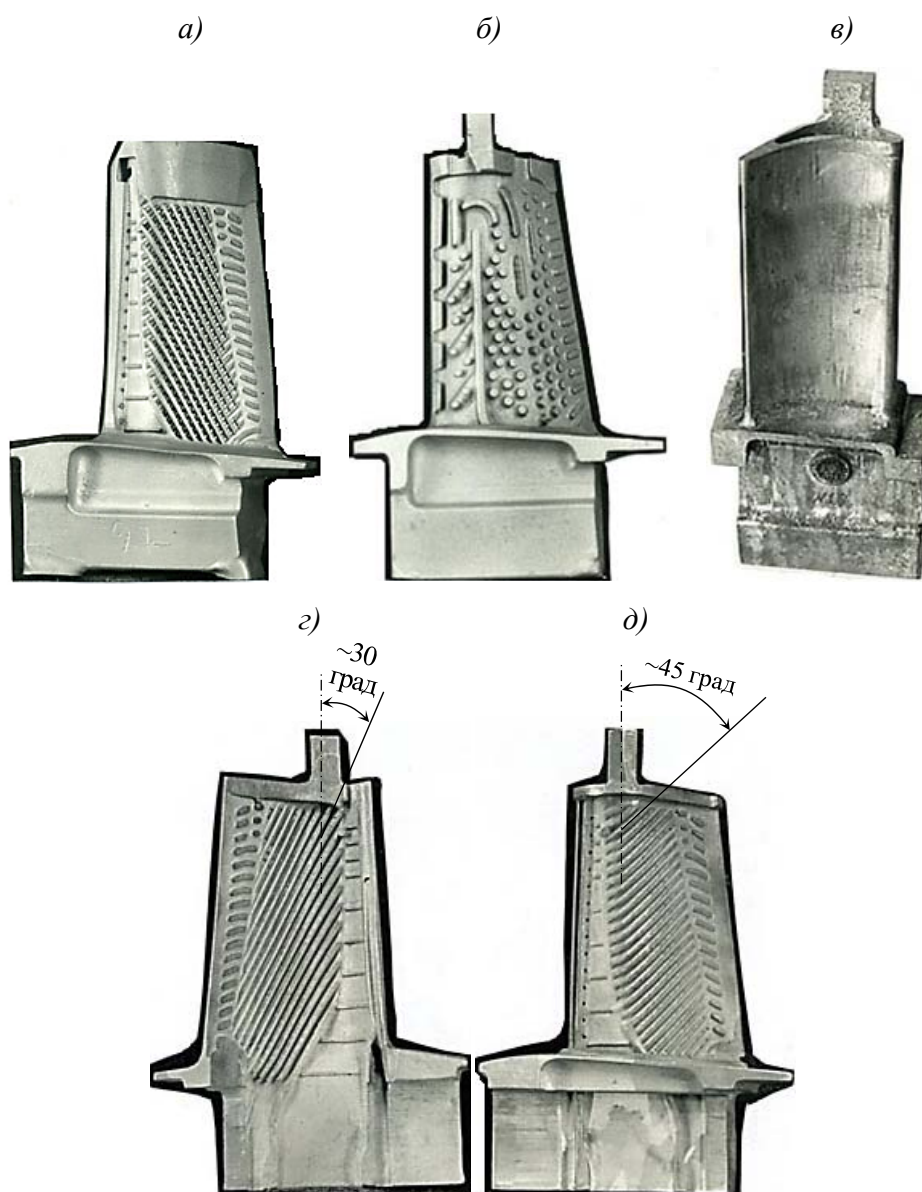


Рисунок 14. Конструкции цельнолитых охлаждаемых лопаток с различными внутренними полостями, пригодные (*а, в*) и непригодные (*б*) для отливки из сплава ВКЛС; *з, д* – различный наклон ребер вихревой матрицы со стороны спинки (30 град) и корыта (45 град)

Проблема образования и устранения поверхностных карбидов на отливках из сплава ВКЛС-20 еще не решена. Рентгеновский контроль, как правило, четко фиксирует наличие поверхностных карбидов на лопатках. Причем большее количество их предполагается у конструктивных внутренних элементов лопатки, ориентированных перпендикулярно направлению роста структуры. В отдельных плавках поверхностные карбиды, однако, рентгеном не обнаруживаются, что свидетельствует о возможности получения качественной композиционной структуры во всей отливке.

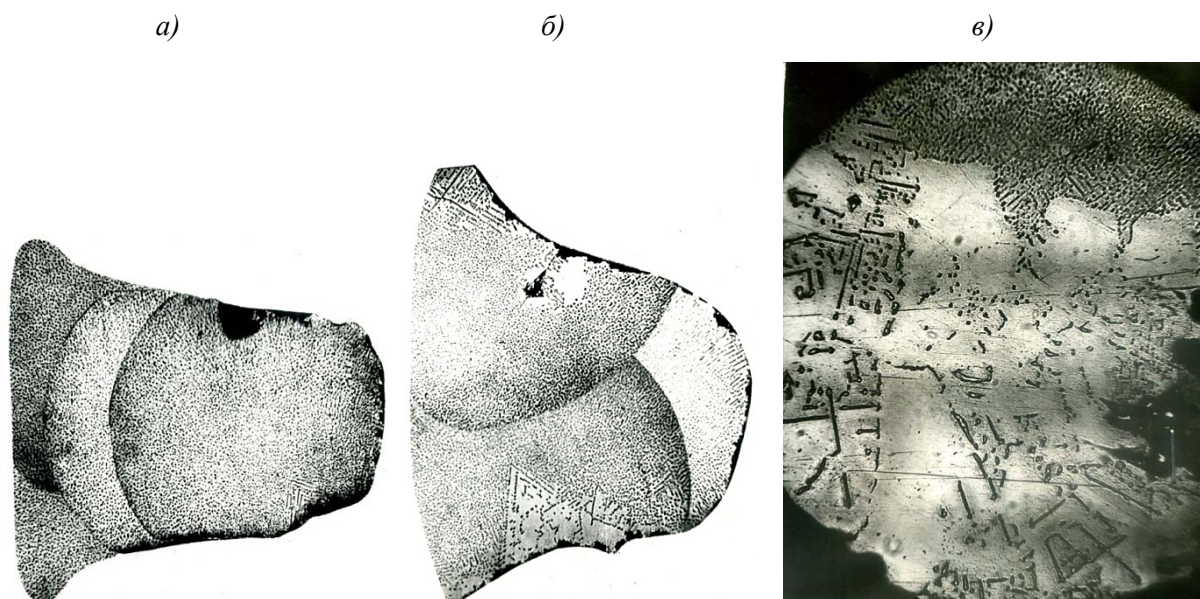


Рисунок 15. Микроструктуры (*a, б* – $\times 100$; *в* – $\times 200$) оребрения вихревой матрицы лопаток двигателя АЛ-31Ф с наклоном ребер к оси лопатки ~ 30 (*a*) и ~ 45 град (*б*), а также в лопатках «штырьковой» конструкции в месте перехода от стенки пера к штырьку (*в*)

Для контроля лопаток циклонно-вихревой конструкции из сплава ВКЛС-20 совместно с заводом разработаны временные технические условия, в которых отражены все операции технологического процесса получения изделия. В технических условиях нашли отражение структурные особенности сплава ВКЛС-20, которые не встречаются в отливках из сплавов типа ЖС (поверхностные карбиды, эталоны годной композитной структуры, допускаемой в замке лопатки, а также карбидные пояски, недопустимые в отливках). Временные технические условия направлены заводу-заказчику.

Результаты испытаний первых лопаток из сплава ВКЛС-10 в условиях вращения турбины газогенератора

В соответствии с программой работ по сплаву ВКЛС-10 были получены более 20 заготовок (отдельно спинки и корыта) для 10 паяных лопаток. Заготовки были переданы в ЦИАМ, где они прошли операции механической обработки и электроэрозион-

ной подгонки половин лопаток друг к другу, а также электроэрозионной нарезки каналов охлаждения на внутренних поверхностях лопаток (см. рис. 8). Затем в ВИАМ лопатки были подвергнуты диффузионной пайке в вакууме припоем ВПр-32. После окончательной механической обработки паяных лопаток, выполненной в ЦИАМ, они были переданы снова в ВИАМ, где на лопатки было нанесено пятикомпонентное покрытие СДП-1. Перед нанесением покрытия было сделано описание состояния поверхности лопаток по результатам визуального осмотра:

Условный номер лопатки	Состояние поверхности лопатки
1	Удовлетворительное, поры на полках замка
2	На входной кромке вмятина, расположенная на половине высоты пера, поры на полках замка, есть поры на спинке пера у замка, несколько пор на корыте
3	Вмятина на 1/3 пера от замка, есть поры на входной кромке, на переходе от корыта к полке, на полках
5	Трещина (непропай) на входной кромке протяженностью 20 мм от конца пера, трещина на выходной кромке протяженностью 5 мм от конца пера со стороны спинки, поры на переходе от пера к полкам и на полках
6	Вмятина на входной кромке протяженностью 25 мм от замка, поры на переходе от пера к замку, на полках
7	Состояние поверхности пера удовлетворительное, поры на полках.

Испытания лопаток с многокомпонентным покрытием проводили в ЦИАМ. Согласно справке ЦИАМ №211804-3-018, на испытания были поставлены две лопатки (2 и 5). Лопатка 5 прошла 6 ч горячих испытаний, из них 4 ч при 1150°C (25 циклов). Циклирование осуществляли по режиму: 600⇌1150°C. Испытания лопатки 5 через 25 циклов были прекращены из-за раскрытия трещины (непропай), зафиксированной на входной кромке лопатки перед нанесением покрытия. При анализе этой лопатки мнение о раскрытии паяного соединения не подтвердилось. Лопатка 2 прошла 325 циклов. Суммарная наработка ее составила 24 ч, из них 17 ч – при 1150°C.

Для исследования состояния сплава ВКЛС-10 и покрытия из лопаток вырезали темплеты для изготовления микрошлифов, показанных на рис. 16. Микроструктурные исследования шлифов, вырезанных из горячей зоны пера лопаток, подтвердили заключение ЦИАМ о том, что основной металл, паяный шов и покрытие существенных повреждений не имеют.

Фазы в покрытии лопатки 2, прошедшей 325 циклов, значительно больше скоагулированы, чем в покрытии лопатки 5, прошедшей 25 циклов. В морфологии упрочняющих волокон NbC независимо от числа циклов изменений не обнаружено. Наличие

на лопатках поверхностных карбидов не композитной морфологии сказывается на качестве покрытия, ухудшая его защитные свойства (рис. 16, *з*).

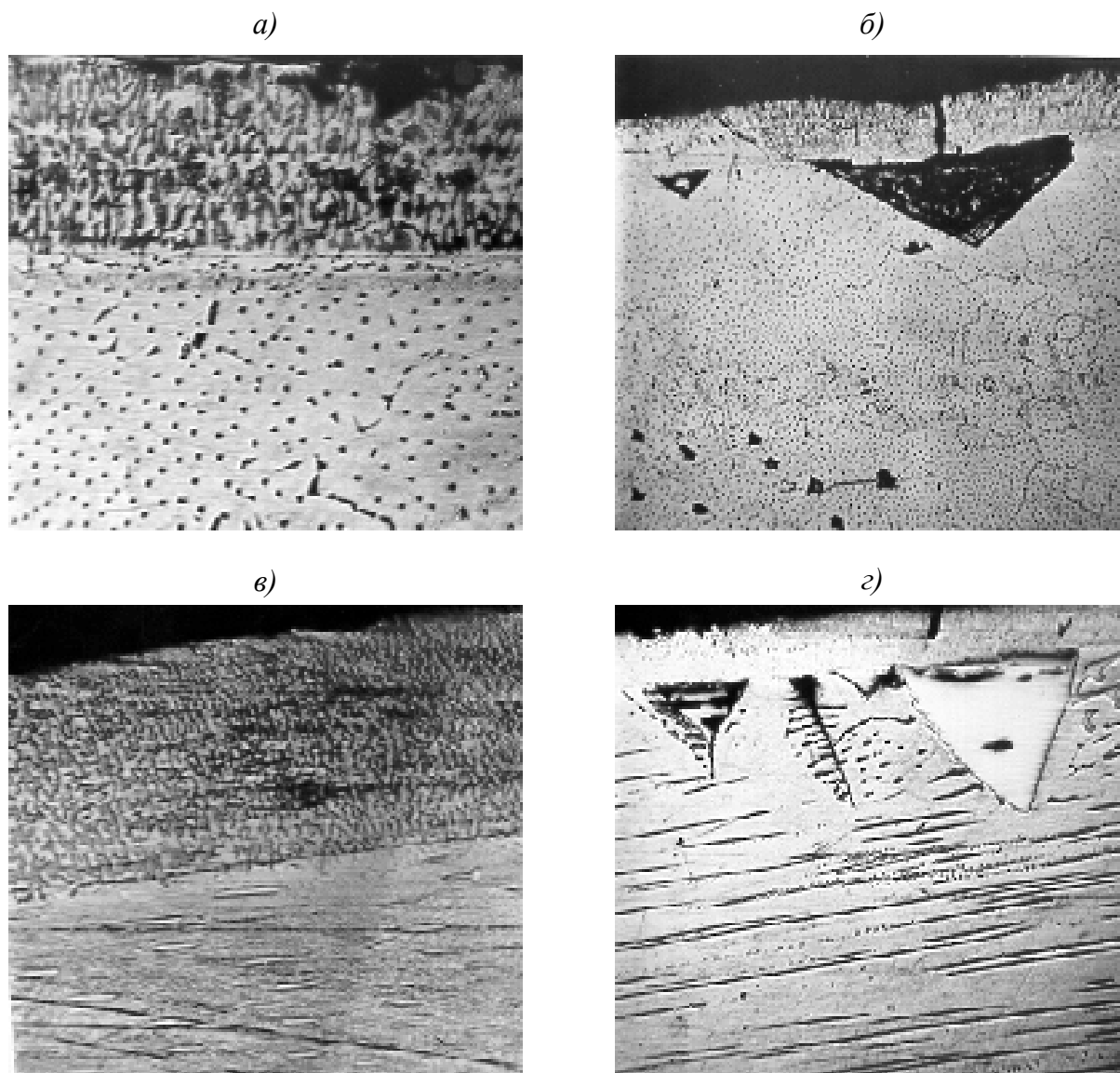


Рисунок 16. Микроструктуры основного металла и покрытия после горячих испытаний лопаток 5 (25 циклов) и 2 (325 циклов) в поперечном (*а*, *в* – $\times 500$) и продольном сечениях (*б*, *з* – $\times 100$)

В целом можно сказать, что покрытие сплава СДП-1, нанесенное электронно-лучевым методом на паяные лопатки из сплава ВКЛС-10, обеспечило защиту лопаток от окисления при указанных выше режимах испытания. Полученные результаты позволили продолжить испытания лопаток из сплава ВКЛС-10 в условиях вращения турбины газогенератора ВТ-60. По данным «Оперативной справки-заключения №1352», суммарные максимальные напряжения в лопатках на режиме II составили $\sigma=95-96$ МПа. Максимальная зафиксированная температура на лопатках 1120°C . Суммарная наработка на I и II этапах составила 25 ч 16 мин.

Режимы работы газогенератора ВТ-60 и наработки лопаток представлены в табл. 7. Продолжительность одного термоцикла 80–90 с (выдержка при максимальной температуре цикла ~50 с). Испытуемые лопатки не охлаждались (отверстия в замковой части заглушены).

Таблица 7

Режимы работы газогенератора ВТ-60

Режим	Скорость вращения турбины, об/мин	Температура перед компрессором, К	Давление газа, МПа	Температура газа, К	Температура лопатки, °С	Наработка
I. Малый газ	7200	420–430	0,32–0,33	960–980	600–650	5 ч 54 мин
II. Номинал без перепуска	9100–9300	508–515	0,51–0,555	1345–1370	1020–1060	9 ч 4 мин
III. Номинал с перепуском	9100–9150	500–515	0,52–0,54	1460–1530	1090–1120	10 ч
IV. Термоциклирование	По режиму 7250±9100	420–510	0,31–0,564	950–1360	–	86 цикл

Визуальный осмотр лопаток 3 и 6 после испытаний в течение 25 ч показал, что существенных повреждений основной металл, паяный шов и покрытие не имеют.

Количественный металлографический анализ показал, что изменение объемной доли, диаметра и плотности упрочняющих волокон по высоте испытанных лопаток не соответствует аналогичным данным для образцов.

Данные количественного анализа структуры лопаток представлены в табл. 8.

Таблица 8

**Данные количественного металлографического анализа лопаток
(скорость кристаллизации $V_{кр}=6$ мм/ч)**

Условный номер лопатки	Вид и результат испытаний	Объемная доля волокон V , %	Диаметр волокон по высоте лопатки, мкм	Количество волокон $N \cdot 10^{-6}$, 1/см ²
5	Пакетные испытания по режиму 600±1150°C	4,0	1,20	3,5
		4,26	1,26	3,3
		4,61	1,57	2,27
2		4,41	1,52	2,24
		4,0	1,29	2,9
		3,37	1,51	2,1
3	Испытания в газогенераторе, суммарная наработка 25 ч 12 мин	3,12	1,03	3,59
		4,1	1,45	2,39
6		4,06	1,22	3,02
		4,05	1,45	2,50

В отличие от образцов, по высоте которых от старта к вершине слитка наблюдается четкое снижение объемной доли волокон, уменьшение их диаметра, в лопатках такой явной зависимости не наблюдается. Объясняется это тем, что лопатка имеет сильно развитую прибыльную часть, в которой происходят наиболее заметные изменения химического состава и связанные с этим количественные изменения структуры сплава.

Была получена опытная партия лопаток, изготовленных на НПО «Сатурн», цельнолитой и составной конструкции (см. рис. 13, б; 14, а). Все лопатки отливали по одному режиму. На лопатках как со стороны формы, так и со стороны стержня наблюдаются поверхностные карбиды грубой дендритной морфологии, хорошо различимые невооруженным глазом и при контроле прибором ЛЮМ-10В (см. рис. 13, в). Наличие таких карбидов существенно снижает свойства материала в тонких сечениях, что и было подтверждено испытаниями микрообразцов, вырезанных из лопаток. Всего было изготовлено шесть плоских образцов из лопаток. На трех из них толщина рабочей части была ниже допустимой, испытания их не проводились.

Результаты испытаний оставшихся трех образцов представлены в табл. 9. Напомним, что согласно сертификату на сплав ВКЛС-20 длительная прочность $\sigma_{100}^{1000} = 250$ МПа для стандартных цилиндрических образцов $\varnothing 5$ мм. С учетом масштабного фактора можно считать, что лишь один образец соответствует паспортным данным на сплав ВКЛС-20.

Таблица 9

Свойства плоских образцов из сплава ВКЛС-20, вырезанных из пера лопатки

Температура испытания, °С	σ , МПа	Время до разрушения τ
1000	250	2 ч 05 мин
1000	250	Разрушился при нагружении
1000	250	69 ч 15 мин

Круглые микрообразцы из замковой части лопаток при температуре 750°С показали: $\sigma_b = 754$ МПа, $\delta = 3\%$, $\psi = 7,2\%$.

На трех лопатках определены уровни остаточных напряжений по методике МНПО «Сатурн», которые приведены в табл. 10.

Таблица 10

Уровень остаточных литейных напряжений в лопатках

$-\sigma_{\max}$	$-\sigma_{\min}$	$+\sigma_{\max}$	$+\sigma_{\min}$
5,8	0,6	2,2	—
5,0	0,2	0,8	0,8
4,8	0,2	2,0	0,2

Шесть окончательно изготовленных лопаток с нанесенным пятикомпонентным покрытием системы Ni–Co–Cr–Al–Y прошли усталостные испытания. Предел выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ цикл составил $\sigma_{-1} = 100\text{--}120$ МПа. Все данные получены на лопатках ТВД шифра №99.04.02.050 циклонно-вихревой цельнолитой конструкции.

Лопатки составной паяной конструкции шифра №18.04.02.060 никаких испытаний не проходили в связи с изменением конструкции изделия.

В настоящее время спроектирована лопатка шифра №20.04.02.120 составной комбинированной конструкции, в которой входная кромка будет изготовлена из сплава ВКЛС-20, а остальная часть – из сплава ЖС32. Такая лопатка позволит использовать преимущества сплава ВКЛС-20 при высокой температуре и одновременно преодолеть трудности, связанные с малой производительностью при литье эвтектических сплавов, так как за 1 цикл можно будет получать существенно большее количество «входных кромок» лопаток и использовать одно и то же оборудование для литья остальных частей лопаток.

Разработка опытной технологии литья применительно к установке УВНК-8П

Применительно к установке УВНК-8П в ВИАМ начата отработка технологического процесса направленной кристаллизации сплава ВКЛС-20 с применением АСУТП «Кристаллизация».

Проведено 12 плавов, управление которыми полностью осуществлялось по заданной программе с помощью микроЭВМ «Электроника-60». Одновременно фиксировались все параметры процесса в табличной форме, не удобной для практического использования. Скорость «протяжки» при отливке пластин и цилиндрических образцов поддерживалась постоянная. Микроструктурные исследования показали высокое качество композитной структуры в полученных отливках.

Отличительной особенностью отливок, полученных с помощью программного обеспечения ЭВМ, является заметная и стабильная разница по высоте композитной зоны отливок в зависимости от их положения по отношению к регулирующей термopаре внутри кристаллизационной установки. Других заметных отличий в макро- и микроструктуре образцов, полученных при контроле процесса по программе и при ручном режиме, не выявлено.

Количество полос с дефектами структуры по высоте композитной зоны отливок меньше в случае применения АСУТП, чем в отливках, полученных при ручном управлении (вывод сделан на основании 12 плавов).

Даже ограниченный объем экспериментальных работ по технологии направленной кристаллизации сплава ВКЛС-20 с применением АСУТП «Кристаллизация» подтвердил необходимость применения автоматизации в процессе литья лопаток из эвтектических сплавов. Результаты испытаний трубчатых образцов из сплава ВКЛС-20 представлены в табл. 11.

Таблица 11

Свойства трубчатых образцов из сплава ВКЛС-20

Условный номер образца	При температуре 1000°С		Условный номер образца	При температуре 1100°С	
	σ, МПа	τ, ч		σ, МПа	τ, ч
1	250	8,0	6	130	23,5
2	200	113,5	7	130	30,5
3	150	285,0	8	100	257,5
4	200	5,0	9	100	300,0

Результаты механических испытаний трубчатых образцов из сплава ВКЛС-20 показали, что при 1000°С уровень длительной прочности трубчатых образцов по ограниченному их количеству (8 шт.) равен минимальным значениям для сплошных образцов или на 20% ниже средних значений прочностных характеристик для сплава ВКЛС-20; при 1100°С наблюдается снижение свойств трубчатых образцов по сравнению со сплошными образцами – на 10–30%.

На снижение свойств трубчатых образцов оказало влияние усреднение значения общей площади нагружения, в то время как площади у всех образцов различны.

Известно, что резкое изменение сечения отливки при направленной кристаллизации сплава ВКЛС-20 сопровождается нарушением структуры в виде карбидных поясков или образованием дендритно-композиционной структуры, снижающих свойства материала в изделиях. Обеспечить необходимую структуру в определенных пределах изменения сечения отливки можно путем варьирования скорости «протяжки», градиента температур на фронте роста так, чтобы всегда обеспечивалось условие:

$$\frac{G}{W} \geq \left(\frac{G}{W} \right)_{\text{кр}}$$

где G – градиент температур на фронте кристаллизации, °С/см; W – скорость кристаллизации, мм/ч.

Для управления структурой по высоте отливки была проведена плавка, в которой ступенчато изменяли скорость «протяжки» пластины постоянного сечения (40×4 мм) с целью определения влияния переменной скорости на структуру. На рис. 17, а приведе-

на макроструктура протравленной пластины с указанием участков изменения скоростей.

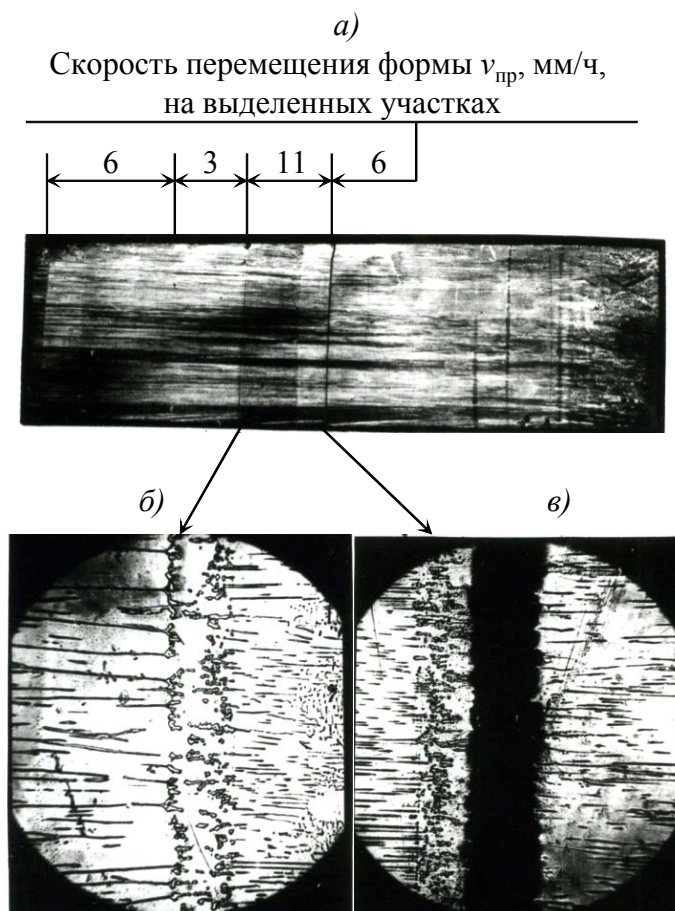


Рисунок 17. Макро- и микроструктуры ($\times 100$) сплава ВКЛС-20 в зависимости от скорости кристаллизации:

a – макроструктура пластины постоянного сечения при ступенчатом изменении скорости перемещения формы $v_{пр}$ в процессе направленной кристаллизации НК; *б*, *в* – микроструктуры при переходе $v_{пр}$ – с 11 на 3 мм/ч с остановкой 40 мин и с 6 на 11 мм/ч с остановкой 1 ч соответственно

Перед изменением скорости перемещения формы с 6 на 11 мм/ч и с 11 на 3 мм/ч были сделаны остановки длительностью 1 ч и 40 мин соответственно, чтобы в структуре пластины остались структурные изменения. На рис. 17, *б*, *в* приведены микроструктуры этой пластины, сделанные на участках, кристаллизация которых осуществлена со скоростью 3 и 6 мм/ч соответственно.

На рис. 18 представлены микроструктуры, дающие наглядное представление о степени дисперсности волокон NbC и γ' -фазы при изменении технологических параметров процесса. В дальнейшем можно разработать эталоны микроструктур, по которым возможно характеризовать правильность проведения процесса направленной кристаллизации (НК) и определять скорость кристаллизации отливок.

Поскольку резкое изменение скорости перемещения формы, как и длительные остановки в процессе направленной кристаллизации (НК) вызывают нарушения структуры, необходимо обеспечить плавное изменение скорости перемещения и градиента температуры с помощью автоматической системы управления (АСУТП), исключающее субъективные ошибки человека в управлении процессом. Разработанная совместно с НИИТ система АСУТП позволяет решить эту задачу как на образцах (трубчатых), так и на лопатках реального изделия.

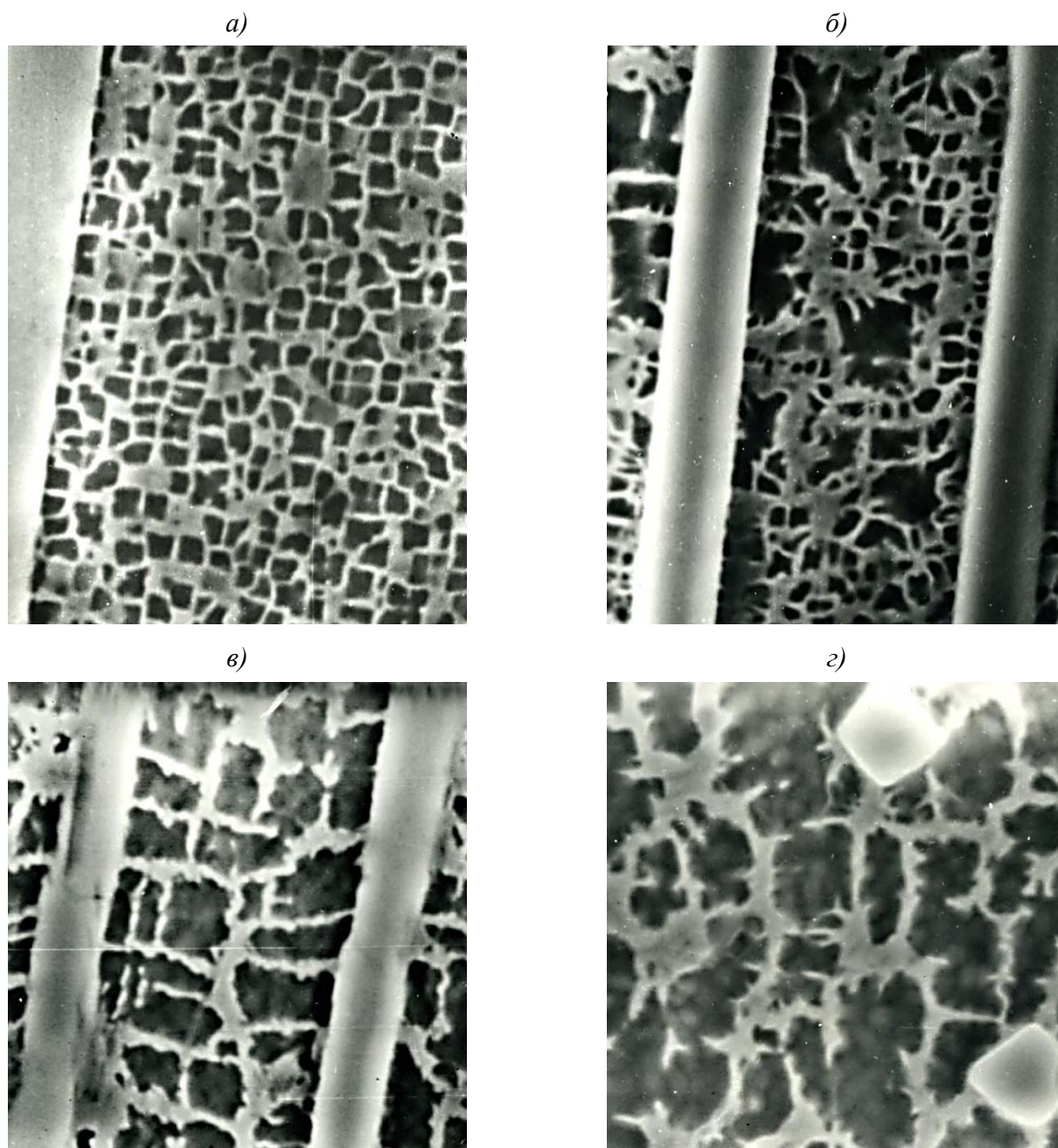


Рисунок 18. Микроструктура ($\times 100$) контрольных пластин, отливаемых вместе с лопатками, при различных скоростях: 6 (а, б) и 3 мм/ч (в, г)

Необходимое термометрирование выполняли во всех случаях в соответствии с разработанной инструкцией, в которой указано местоположение термопар по высоте отливки, расстояние между термопарами, порядок установки термопар и другие особенности, сводящие к минимуму случайные погрешности при повторных экспериментах.

С переменными скоростями было проведено 10 плавок с применением АСУТП. Результаты одной из плавок представлены на рис. 19.

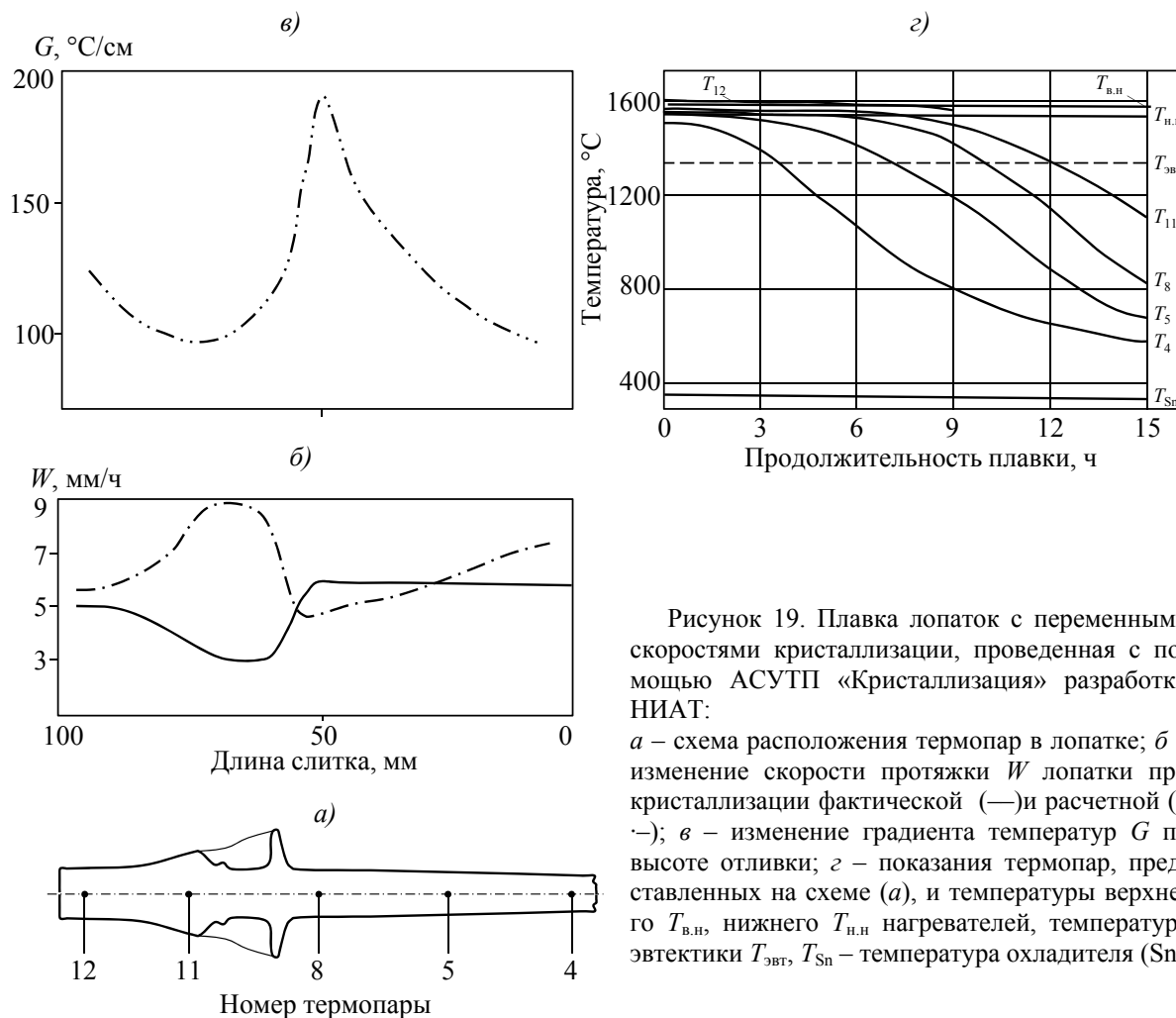


Рисунок 19. Плавка лопаток с переменными скоростями кристаллизации, проведенная с помощью АСУТП «Кристаллизация» разработки НИАТ:

a – схема расположения термопар в лопатке; $б$ – изменение скорости протяжки W лопатки при кристаллизации фактической (—) и расчетной (---); $в$ – изменение градиента температур G по высоте отливки; $з$ – показания термопар, представленных на схеме (a), и температуры верхнего $T_{в.н}$, нижнего $T_{н.н}$ нагревателей, температура эвтектики $T_{эвт}$, T_{Sn} – температура охладителя (Sn)

Микроструктурные исследования лопатки, полученной в этом эксперименте, подтвердили, что по всей высоте лопатки получена удовлетворительная композиционная структура за исключением максимально удаленных от оси лопатки кромок полки. Проведенные в ВИАМ работы позволили приступить к опробованию литья лопаток из сплава ВКЛС-20 в заводских условиях. Была проведена доработка редуктора привода вертикального перемещения формы с расплавом из горячей зоны печи в холодную в установке УВНК-8П, установлена система напуска и очистки аргона в установку. Это

дало возможность осуществлять направленную кристаллизацию эвтектических сплавов с требуемой скоростью.

Впервые в условиях опытного завода были проведены плавки и получены первые лопатки из сплава ВКЛС-20 на установке УВНК-8П. До этого времени работы по литью лопаток из эвтектических сплавов применительно к двигателю АЛ-31Ф и АЛ-41 проводились на установке В-1790 в ВИАМ.

Для отливки лопаток из сплава ВКЛС-20 в первой плавке на установке УВНК-8П использовали формы из электрокорунда на этилсиликатном связующем ЭТС-40 без добавления алюминиевого порошка АСД-4. Количество слоев огнеупорного покрытия: 8. Температура прокали 1350°C в течение 4 ч. Количество лопаток в одном блоке: 4. Стержни, оформлявшие внутреннюю полость лопатки, прокалены дважды при 1350°C. Других отклонений от заводской технологии изготовления моделей, стержней и керамических форм не было.

Перед размещением двух форм в печи подогрева форм (ППФ) установки УВНК-8П на керамических оболочках были закреплены три термопары, схема расположения которых приведена на рис. 20, а. Кроме указанных термопар, в эксперименте использовали стационарные термопары, установленные на нижнем и верхнем нагревателях ППФ.

После создания в установке УВНК-8П вакуума $\sim 1 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст., насосы были отключены, в камеру установки введен аргон при давлении 200 мм рт. ст. Выход ППФ на режим осуществлен вручную по принятой на заводе технологии для сплава ЖС26.

При достижении температуры на форме 1560°C был включен индуктор, расплавлена мерная заготовка, и после измерения температуры расплава термопарой погружения ($T_{Me}=1560^\circ\text{C}$) последний был слит через переходную воронку в формы. Необходимо отметить, что после расплавления сплава на его поверхности в тигле индуктора наблюдалось образование пленки, вызванное, по-видимому, повышенной влажностью аргона и недостаточной очисткой последнего.

После заливки металла в формы на регистрирующем приборе КСП-4 наблюдалось небольшое повышение температуры алюминия в ванне кристаллизатора, что обычно имеет место при прорыве некоторых оболочек формы. Так как увеличение температуры алюминия было небольшим, было принято решение проводить плавку до конца. С маршевой скоростью, которая оказалась заниженной (3 вместо 100 мм/мин) из-за переделки редуктора, форма была опущена до отметки на 10 мм выше уровня охладителя. С этого момента началась «протяжка» формы с рабочей скоростью 6 мм/ч в течение 24 ч.

Температурные параметры процесса приведены на рис. 20, б. После перевода высокоточного регулятора температуры ВРТ-3 в режим «А» (автомат) тепловые параметры процесса по стационарным термопарам были строго стабилизированы и поддерживались практически неизменными в течение всего цикла. Существенная ($\sim 100^\circ\text{C}$) разница температур между левой и правой сторонами нижнего нагревателя (см. рис. 20, б – кривые 3 и 4), по-видимому, связана с не строго одинаковым расположением регистрирующих термопар относительно сторон нагревателя. Температурный градиент на фронте кристаллизации (по термопарам, закрепленным на форме) оказался равным $50\text{--}70^\circ\text{C}/\text{см}$, что ниже рекомендуемого для сплава ВКЛС-20 значения.

В процессе эксперимента не отмечено отклонений рабочей скорости перемещения формы от заданной величины: 6 мм/ч. Низкая маршевая скорость подъема формы создает неудобства в работе на заключительной стадии процесса, так как расплавленный алюминий может закристаллизоваться раньше, чем оболочки с лопатками будут подняты в исходное положение в выключенную ППФ. Температура алюминия в кристаллизаторе в течение всего цикла получения лопаток была стабильной и равной $800\text{--}820^\circ\text{C}$.

Был проведен анализ опытной плавки. При осмотре залитых блоков отмечено протекание металла из трех оболочек и одного образца-свидетеля из-за раскрытия керамической формы по острым кромкам, что свидетельствует о небольшой деформации оболочковой формы.

Для контроля микроструктуры одна из лопаток была разрезана на продольные шлифы. Изменение микроструктуры по высоте лопатки представлено на рис. 21. Микроструктуру лопатки исследовали на оптическом микроскопе «Неофот-2». Микрошлифы травили в реактиве следующего состава, мл: 87 CH_3COOH ; 6 H_2SO_4 ; 3 HNO_3 ; 1 HF . Видно, что в исследованных сечениях лопатки на пере перед полкой и в сечениях между перемычками пера в нижней части наблюдается композиционная структура.

Формирование композиционной структуры в лопатке начинается в зоне конкурирующего роста (после выделения в стартовой зоне первичных карбидов). Характерной особенностью формирования структуры лопатки, особенно в нижней ее половине, является образование композиционной структуры в зоне между перемычками охлаждающих каналов и дендритно-композиционной – на уровне перемычек, что связано с недостаточной величиной температурного градиента. В самих перемычках формируется дендритная или дендритно-композиционная структура. С увеличением температурного градиента совершенство композиционной структуры повышается.

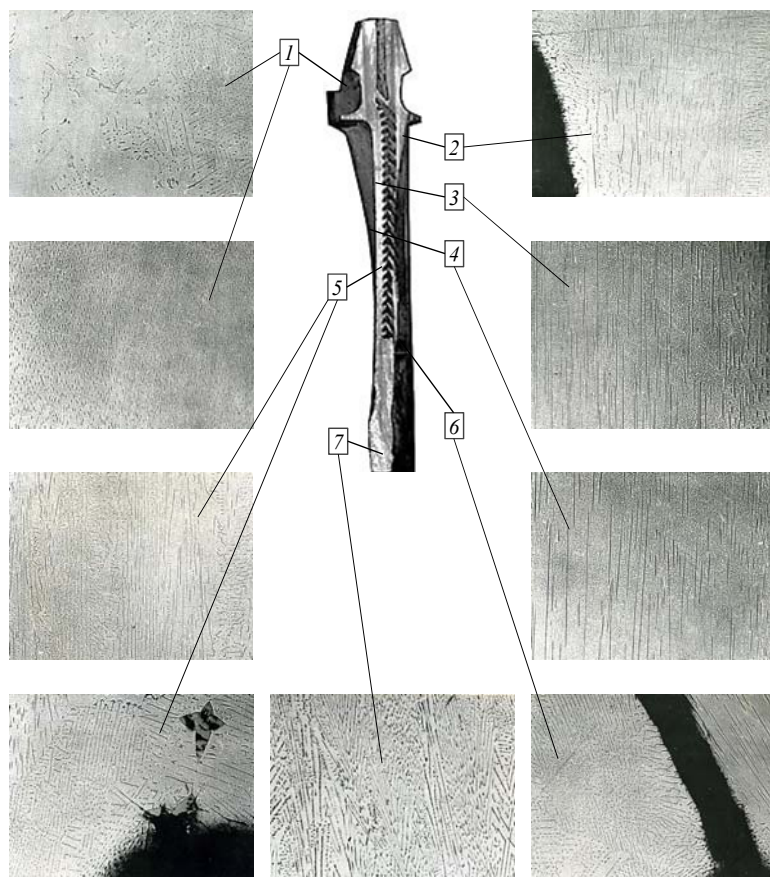
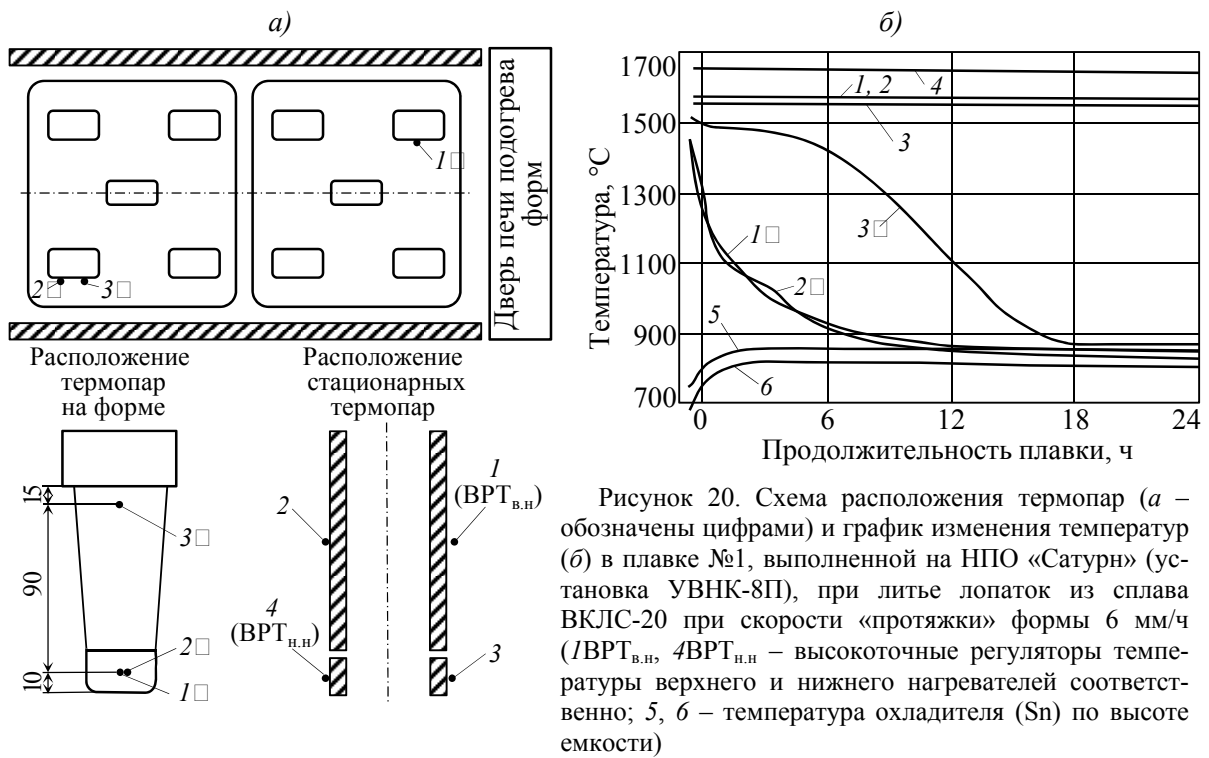


Рисунок 21. Микроструктура лопатки из сплава ВКЛС-20, полученная в заводских условиях, в зависимости от высоты сечения: 1 – замок; 2 – полка; 3, 4 – перо со стороны спинки и корыта соответственно; 5 – на уровне перемычек; 6 – уровень перемычек; 7 – зона конкурирующего роста

В полке лопатки структура нарушается и переходит в отдельных местах в дендритную. В замке формируется дендритно-композиционная структура. На внутренней поверхности пера лопатки местами обнаружены крупные (до 0,5 мм) выделения первичных карбидов NbC дендритной морфологии. Результаты количественного анализа структуры представлены в табл. 12.

Таблица 12

Количественный анализ структуры лопатки* из сплава ВКЛС-20

Объемная доля нитевидных кристаллов, %	Средний диаметр волокон, мкм	Плотность упаковки, 1/см ²	Межволоконное расстояние, мкм
3,6/4,2	1,44/1,48	2,7·10 ⁵ /2,4·10 ⁵	10,1/10,2

* В числителе – параметры со стороны спинки, в знаменателе – со стороны корыта.

Для повышения градиента температур на фронте роста без существенного увеличения мощности нагревателей целесообразно опробовать изменение конструкции керамического блока, расположив лопатки в нем в один ряд: сблизить пластины нагревателя до 120 мм и улучшить тепловое экранирование в нижней части ППФ.

Выводы

1. На основании анализа критерия устойчивости плоского фронта роста при кристаллизации эвтектик и большого количества экспериментов установлено, что жаропрочные сплавы типа ВКЛС имеют композиционную структуру при минимальном значении градиента 100–120°С/см в отливках толщиной до 10–15 мм.

2. Установлено, что стартовая зона, в микроструктуре которой содержится большое количество неориентированных карбидов, содержит ≥1% углерода; композиционная зона на большой длине содержит 0,4–0,5% С; дендритная зона в головной части отливки содержит ≤0,3% С при исходном содержании углерода в сплаве 0,38–0,55%.

3. Изучены механизмы образования поверхностных карбидов, ростовых дефектов различной морфологии при получении деталей из эвтектических сплавов типа ВКЛС.

4. Исследованы три направления получения лопаток:

– изготовление слитков большого диаметра с последующей электроэрозионной их обработкой до геометрических размеров деталей;

– изготовление отдельных половин лопаток с последующим соединением их методами пайки по входной и выходной кромкам;

– получение цельнолитых охлаждаемых лопаток по технологии направленной кристаллизации (НК), близкой к технологии НК обычных жаропрочных сплавов типа ЖС.

Показано, что оптимальные результаты могут быть получены последним из перечисленных направлений.

5. При исследовании термообработки паяных соединений сплава ВКЛС-10 обнаружено явление эвтектоидного превращения карбидов с ориентированным выстраиванием их в поперечном к паяному шву направлении, что положительно сказывается на свойствах паяных соединений.

6. Разработана технология получения образцов с композиционной структурой, обеспечившая паспортизацию сплавов ВКЛС-10, ВКЛС-20 и ВКЛС-20Р.

7. Впервые по разработанной технологии получены лопатки с композиционной структурой в пера и замке следующих наименований:

- опытные лопатки с простой геометрией внутренней полости для двигателя Д30;
- лопатки шифра ТС-2-30-100-09 со сложной внутренней полостью, оформляемой стержнем;
- составные лопатки двигателя Р-11Ф-300 с внутренним оребрением, оформленным керамикой формы;
- составные лопатки двигателя АЛ-41;
- цельнолитые лопатки шифра ВТ-60-02-047 с простой внутренней полостью;
- цельнолитые лопатки двигателей АЛ-31Ф и АЛ-41 со сложной геометрической полостью.

8. Впервые в заводских условиях на установке УВНК-8П получены лопатки из сплава ВКЛС-20 с композиционной структурой пера и дендритно-композиционной структурой замка. Подтверждена пригодность установки УВНК-8П для получения лопаток ГТД из эвтектических сплавов типа ВКЛС.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 19–36.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
4. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 105–117.
5. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). М.: МИСиС. 2006. С. 293–398.
6. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
7. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
8. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой //Материаловедение. 1997. №4. С. 32–38; №5. С. 14–17.
9. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б., Морозова Г.И. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин //Материаловедение. 2000. №2. С. 23–29; №3. С. 38–43.
10. Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов //Металлы. 2001. №2. С. 63–73.
11. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС. 2001. 632с.
12. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 336 с.

13. Кишкин С.Т., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Эвтектические жаропрочные сплавы /В сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ. 1994. С. 252–258.
14. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы: Пер. с англ. М: Металлургия. 1976. 567 с.
15. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение. 1998. 464 с.
16. Бочвар А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплава эвтектического типа. М.: ОНТИ ВИАМ. 1935. 115 с.
17. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Металлургия. 1980. С. 91–96.
18. Флемингс М. Процессы затвердевания. М.: Мир. 1977. С. 339–359.
19. Сомов А.И., Тихоновский М.А. Эвтектические композиции. М.: Металлургия. 1975. 303 с.
20. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. М.: Металлургия. 1978. 311 с.
21. Vibriing H. Conception et etude d'eutectiques orientes fortement sollicites en temperature et en contraite//Ann. Chim. 1980.V. 5. №2–3. P. 111–138.
22. Khan T. Further Assessment and Improvement of High Strength γ/γ' -NbC/In: Composites for Advanced Turbine Blades. Proc. Conf. On in Situ Composites 1979. V. III. P. 378–389.
23. Veys J.M., Mevrel R. Influence of Protective Coatings on the Mechanical Properties of CMSX-2 and Cotac 784. Materials Science and Engineering, 1987. №88. С. 253–260.
24. Кац Э.Л., Светлов И.Л., Валетов В.А. Формирование композиционной структуры в эвтектической системе γ/γ' -MeC /В сб. Металловедение и новая технология легких и жаропрочных сплавов. М.: ВИЛС. 1982. С. 112–120.