

## ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ТИПА ЦНК

*А.Г. Тягунов, Т.К. Костина, Е.Е. Барышев, Г.В. Тягунов*

**В жидком состоянии изучены температурные зависимости удельного электро-сопротивления и кинематической вязкости литейных высокохромистых жаропрочных никелевых сплавов типа ЦНК. Рассмотрены вопросы структурообразования при затвердевании. Исследовано влияние параметров плавки на макроструктуру и механические свойства литого металла. Технология с использованием высокотемпературной обработки расплава и термоциклирования позволяет получить литые изделия из жаропрочных сплавов, обладающие дисперсной дендритной структурой, меньшим объемом карбидной фазы, большей плотностью и удовлетворительной микроструктурой.**

*Ключевые слова:* жаропрочный никелевый сплав, расплав, кристаллизация, структура.

Повышение коэффициента полезного действия газотурбинных двигателей связано с увеличением рабочей температуры продуктов сгорания, а следовательно, жаропрочностью никелевых сплавов, из которых изготавливаются наиболее ответственные детали. Современный уровень жаропрочности достигнут, в основном, за счет создания сложных комплекснолегированных композиций, причем этот путь практически исчерпан. Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов приводит к существенному удорожанию сплава, а зачастую и к некомпенсированности фазового состава, выделению неблагоприятных фаз и снижению технологических и служебных характеристик материала.

Анализ существующих технологий производства литых изделий показывает, что используемые варианты не позволяют полностью реализовать возможности, заложенные химическим составом жаропрочных сплавов. Значительное количество дефектов литого металла обусловлено существующими подходами к определению технологических параметров плавки. Последующей термической обработкой большую часть дефектов исправить не удается.

Производство ответственных литых деталей газотурбинных двигателей связано с выплавкой из разнообразной шихты или переплавом готового, но многофазного марочного сплава. Традиционно технологии выплавки предусматривают получение заданного химического состава и по возможности с минимальным содержанием газов и неметаллических включений.

Крайне редко обращается внимание на возможность изменения взаимного расположения атомов компонентов сплава, то есть структуры ближнего порядка жидкого и, как следствие, твердого металла за счет приведения расплава в равновесное состояние.

Проблема состояла в повышении и стабилизации технологических и служебных характери-

стик литых деталей газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов за счет создания оптимальных ресурсосберегающих технологий их выплавки.

Многочисленные экспериментальные исследования физических свойств и строения жидких сплавов свидетельствуют о том, что в большинстве случаев металл вблизи температуры кристаллизации представляет собой неравновесную смесь компонентов [1–3]. Причем в зависимости от выбора шихтовых материалов, условий нагрева, времени выдержки сплава в жидком состоянии степень его отклонения от равновесия может быть различна. Это приводит к нестабильности структуры и свойств литого металла от плавки к плавке.

В равновесном расплаве реализуется наиболее однородное распределение атомов, возможное для данной их совокупности и существующих между ними химических взаимодействий. Строение такой системы не зависит от предыстории образца, а определяется только природой образующих ее элементов и термодинамическими параметрами состояния. Структура литого металла, полученного при кристаллизации равновесного расплава, отличается высокой степенью физической и химической однородности, что обеспечивает стабильность свойств сплавов от плавки к плавке.

Наиболее доступным и достаточно эффективным методом формирования равновесной структуры расплава является тепловое воздействие [1]. Температурный режим выплавки сплавов, основанный на исследовании их физико-химических свойств в жидком состоянии и обеспечивающий формирование оптимальной и равновесной в данных условиях структуры расплава, получил в авиационной промышленности название высокотемпературной обработки расплава (ВТОР).

В работах [2, 3] показано, что применение высокотемпературной обработки расплава при получении литых деталей авиационных двигателей из никелевых жаропрочных сплавов позволяет повы-

Содержание элементов в жаропрочных сплавах типа ЦНК, мас. %

Марка сплава	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	B
ЦНК7	0,05–0,10	20,0–22,0	10,0–11,5	1,0–2,0	2,0–2,6	2,1–2,7	3,0–3,8	0,5–0,9	0,01–0,02
ЦНК21	0,07–0,13	14,0–15,5	8,0–9,5	6,2–6,7	6,2–6,7	3,6–4,3	3,6–4,4	–	0,01–0,02

ситель качество изделий, улучшить их служебные свойства. Однако эти работы носили прикладной характер, в основном были направлены на решение конкретных производственных вопросов и не предусматривали системного обоснования процесса. Кроме того, не было рассмотрено влияние ВТОР на параметры макроструктуры жаропрочных никелевых сплавов.

В связи с этим, в жидком состоянии изучены температурные зависимости удельного электросопротивления и кинематической вязкости литейных высокохромистых жаропрочных никелевых сплавов типа ЦНК. Рассмотрены вопросы структурообразования при затвердевании. Исследовано влияние параметров плавки на макроструктуру и механические свойства литого металла. Химический состав изученных образцов приведен в табл. 1, из которой следует вывод о высокой легированности сплавов типа ЦНК по сравнению с другими композициями.

На политермах кинематической вязкости ( $\nu$ ) жидких сплавов ЦНК обнаружены следующие особенности. При нагреве до аномальной температуры ( $t_{ан}$ ) наблюдаются отклонения  $\nu(t)$ , от классической экспоненциальной зависимости. Кроме этого, нагрев образцов в процессе измерения вязкости определенных выше для каждого сплава критических температур ( $t_k$ ) приводит к гистерезису (ветвлению) политерм  $\nu$ , начиная с температуры гистерезиса ( $t_r$ ). Описанное схематически отражено на рис. 1.

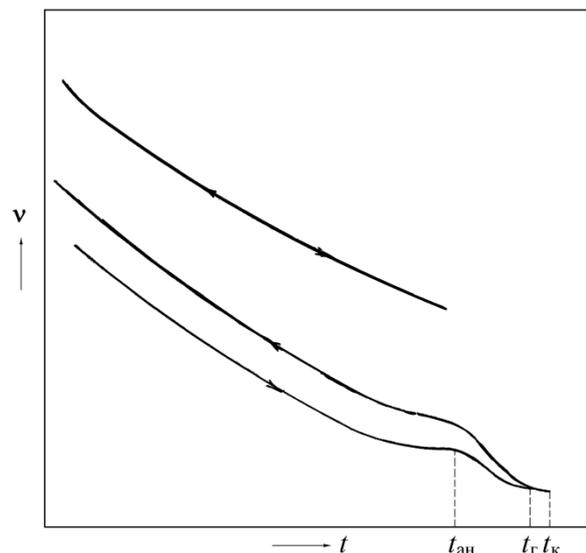


Рис. 1. Характерный вид политерм кинематической вязкости ( $\nu$ ) жаропрочных никелевых сплавов типа ЦНК

Аналогичные результаты получены при изучении температурных зависимостей  $\rho$ . Сигмовидность  $\rho(t)$  характерна практически для всех типов жаропрочных сплавов (рис. 2). После плавления на определенном для каждого сплава температурном участке  $t_{ан}-t_L$  электросопротивление незначительно возрастает в связи с увеличением амплитуды колебаний атомов и большим рассеянием электронов проводимости. Величина этого температурно-

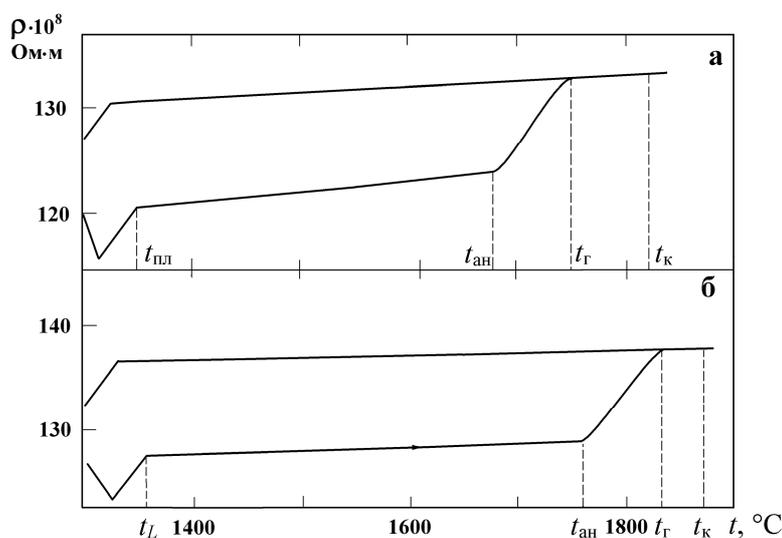


Рис. 2. Политермы удельного электросопротивления ( $\rho$ ) жаропрочных никелевых сплавов ЦНК7 (а) и ЦНК21 (б)

го интервала ( $\Delta t_{\text{ту}}$ ) зависит от термической устойчивости первичной неравновесной структуры расплава, образующейся после плавления исходных шихтовых материалов.

При дальнейшем нагреве выше  $t_{\text{ан}}$  электросопротивление резко возрастает в температурном интервале  $\Delta t_{\text{ин}}$ , что связано с интенсивной перестройкой структуры расплава и переходом ее в равновесное состояние. Заканчивается этот процесс при температуре гистерезиса политерм  $\rho$  нагрева и охлаждения ( $t_{\text{г}}$ ). Однако устойчивость гистерезиса, т. е. стабильность вновь образованной структуры расплава, наступает только после нагрева металла до критической температуры ( $t_{\text{к}}$ ).

Таким образом, в температурном интервале  $\Delta t_{\text{ин}} = t_{\text{г}} - t_{\text{ан}}$  происходит интенсивное изменение состояния расплава, которое находит отражение на зависимостях  $v(t)$  и  $\rho(t)$  и гистерезисе их политерм. Величина отношения  $\Delta\rho = \rho(t)_{\text{охл}} - \rho(t)_{\text{нагр}}$ , определенная при  $t_{\text{ан}}$ , к температурному интервалу  $\Delta t_{\text{ин}}$  может служить в качестве оценочной характеристики скорости или интенсивности процесса структурных изменений, т. е.  $K_{\text{ин}} = \Delta\rho/\Delta t_{\text{ин}}$ .

Такой подход представляет интерес, так как фазовый переход «твердое–жидкое» сопровождается «размытием» дальнего порядка и увеличением электросопротивления на 3–4 %, а скачок  $\rho$  при нагреве расплава выше  $t_{\text{ан}}$  составляет 6–8 %, что свидетельствует о существенном изменении структуры ближнего порядка в интервале температур  $t_{\text{ан}} - t_{\text{к}}$ .

Химический состав сплавов (см. табл. 1) качественно отличается только отсутствием ниобия в ЦНК21. Однако количественное различие в концентрации других элементов весьма существенно, что не может не отразиться на структуре и свойствах сплавов. В частности, хромоникелевая матрица сплава ЦНК7 сильнее обогащена атомами вольфрама и молибдена, что, как известно, способствует его большему упрочнению.

Такое состояние твердого металла, судя по данным рис. 3, нашло отражение на характеристических температурах и температурном интервале структурных изменений расплава. При этом более упрочненному твердому сплаву ЦНК21 соответствуют повышенные значения  $t_{\text{ан}}$ ,  $t_{\text{г}}$ ,  $t_{\text{к}}$  и  $\Delta t_{\text{ту}}$ . Интервал интенсивной структурной перестройки ( $\Delta t_{\text{ин}}$ ) и коэффициент интенсивности  $K_{\text{ин}}$  изученных сплавов оказались одинаковыми.

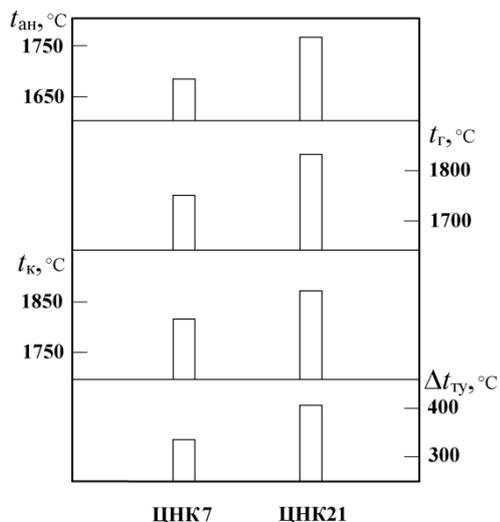


Рис. 3. Гистограмма, отражающая уровень характеристических показателей жаропрочных сплавов типа ЦНК

Причиной гистерезиса политерм свойств жидких жаропрочных сплавов при нагреве их выше  $t_{\text{к}}$  является диссоциация неравновесных атомных группировок, наследующих черты строения фаз, которые выделяются из  $\gamma$ -твердого раствора ниже температуры его распада. Вторичное формирование  $\gamma'$ -фазы в структуре твердого металла, предварительно нагретого до  $t_{\text{к}}$ , вновь сопровождается ветвлением политерм электросопротивления расплава в последующих циклах измерений, но с меньшей величиной гистерезиса  $\Delta\rho$ .

Отсюда следует вывод о том, что основная часть неравновесных атомных ассоциаций в жидком сплаве обусловлена многообразием неравновесных химических связей и эвтектическим строением твердого металла. Нагрев сплава выше  $t_{\text{к}}$  способствует формированию иного, более однородного и равновесного состояния, которое сохраняется до температур разлива в формы.

Влияние состояния расплава на процесс кристаллизации образцов сплава ЦНК21 исследовали методом ДТА-анализа. Основные результаты приведены в табл. 2 и состоят в следующем:

– температура максимального нагрева ( $t_{\text{нагр}}$ ) оказывает влияние на переохлаждение расплава, т. е. температуру ликвидус ( $t_{\text{L}}$ ), температуру окончания выделения карбидов ( $t_{\text{вк}}$ ) и температуру со-

Таблица 2

Влияние температуры нагрева расплава на различные показатели процесса кристаллизации сплава ЦНК21

Температура нагрева в процессе выплавки или переплава $t_{\text{нагр}}$ , °C	Температура разлива $t_{\text{разл}}$ , °C	Температура ликвидус $t_{\text{L}}$ , °C	Температура окончания выделения карбидов $t_{\text{вк}}$ , °C	Температура солидус $t_{\text{S}}$ , °C	Интервалы температур, °C		
					Выделения карбидов $t_{\text{L}} - t_{\text{вк}}$	Выделения эвтектики	$t_{\text{L}} - t_{\text{S}}$
1500	1450	1324	1240	1205	84	35	119
1700		1318	1250	1210	68	40	108
1840		1308	1265	1220	43	55	88

лидус ( $t_S$ ). При этом подчеркнем: чем выше  $t_{\text{нагр}}$ , тем больше  $t_{\text{БК}}$  и  $t_S$ ;

– высокотемпературный нагрев ( $t_{\text{нагр}} \geq t_{\text{Г}}$  или  $t_{\text{К}}$ ) способствует уменьшению интервала кристаллизации ( $t_L - t_S$ ) и интервала выделения карбидов ( $t_L - t_{\text{БК}}$ ).

Полученные результаты исследований использовались для разработки режимов ВТОР, позволяющих получить отливки с величиной зерна не более 3–4 мм и низкой пористостью, которая является основным показателем качества деталей.

С этой целью выполнили несколько серий плавов. В первой из них изучили влияние температуры максимального нагрева при выплавке и продолжительности выдержки расплава перед разливкой на величину зерна. Полученные результаты представлены в табл. 3 и состоят в следующем.

1. Увеличение продолжительности выдержки расплава при  $t_{\text{нагр}}$  не оказывает влияния на размер зерна.

2. Повышение температуры нагрева до  $t_{\text{К}}$  приводит к росту величины зерна и уменьшению по-

ристости отливки до требуемого уровня по технологическим условиям.

3. С ростом  $t_{\text{нагр}}$  до 1840 °С наблюдается уменьшение параметра дендритов  $d_{\text{II}}$  на 20 %, что способствует увеличению плотности отливок, снижению объемного содержания карбидов на 30 %, а объемное содержание эвтектической  $\gamma'$ -фазы возрастает с 3 до 7 %.

Во второй серии плавов исследовали влияние температуры заливки на размер зерна (табл. 4).

Обнаружено, что в изученном интервале температура заливки не оказывает влияния на размер зерна.

В следующей серии плавов исследовали влияние скорости охлаждения расплава от температуры нагрева ( $t_{\text{нагр}}$ ) до температуры заливки ( $t_3$ ) на размер зерна. Полученные результаты приведены в табл. 5 и показывают, что при нагреве расплава до 1600 °С повышение скорости охлаждения расплава способствует значительному увеличению размера зерна. Однако такая зависимость отсутствует при  $t_{\text{нагр}} = 1840$  °С.

Таблица 3

Влияние температуры максимального нагрева расплава при выплавке на размер зерна

Температура нагрева расплава $t_{\text{нагр}}$ , °С	Время выдержки расплава при $t_{\text{нагр}}$ , мин	Скорость охлаждения расплава до $t_3$ , °С/мин	Температура заливки $t_3$ , °С	Время выдержки при температуре заливки, мин	Скорость кристаллизации, °С/мин	Размер зерна $d$ , мм
1600	5	50	1500	5	50	3–4
1600	10					3–4
1700						3–4
1810						8–10
1840						8–10

Таблица 4

Влияние температуры заливки на размер зерна жаропрочного сплава

Температура нагрева расплава $t_{\text{нагр}}$ , °С	Время выдержки расплава при $t_{\text{нагр}}$ , мин	Скорость охлаждения расплава до $t_3$ , °С/мин	Температура заливки $t_3$ , °С	Время выдержки при температуре заливки, мин	Скорость кристаллизации, °С/мин	Размер зерна $d$ , мм
1600	10	50	1450	5	50	3–4
			1500			3–4
			1550			3–4
1840	10	50	1450	5	50	8–10
			1500			8–10
			1550			8–10

Таблица 5

Влияние скорости охлаждения расплава от максимальной температуры нагрева до температуры заливки на размер зерна

Температура нагрева расплава $t_{\text{нагр}}$ , °С	Время выдержки расплава при $t_{\text{нагр}}$ , мин	Скорость охлаждения расплава до $t_3$ , °С/мин	Температура заливки $t_3$ , °С	Время выдержки при температуре заливки, мин	Скорость кристаллизации, °С/мин	Размер зерна $d$ , мм
1600	10	50	1500	5	50	3–4
		100				6–8
		200				8–10
1840	10	50	1500	5	50	8–10
		100				8–10
		200				8–10

Таблица 6

Влияние технологии ВТОР и термоциклирования при выплавке  
жаропрочного сплава ЦНК21 на размер зерна

Технология	$t_{\text{нагр}},$ °С	Температурный интервал циклирования		Кол-во циклов	$t_3,$ °С	$\tau$ при $t_3,$ мин	Размер зерна, мм
		$t_{\text{мин}}$	$t_{\text{макс}}$				
Существующая	1600	–	–	–	1500	5	3–4
Существующая + циклирование	1600	1280	1500	3	1500	5	4–5
ВТОР	1840	–	–	–	1500	5	8–10
ВТОР + циклирование	1840	1280	1500	3	1500	5	5–6
ВТОР + циклирование	1840	1280	1500	3	1500	5 перед циклированием (разливка без выдержки)	4–5

Таким образом, использование технологии ВТОР позволяет увеличить плотность отливок и снизить их пористость, но при этом размер зерна не соответствует существующим требованиям.

Известно (см. в частности [4]), что технологический прием термоциклирования, т. е. «нагрев – охлаждение – нагрев...» позволяет существенно измельчить зеренную структуру. Такая технология основана на использовании остатков дендритного каркаса и образующихся дисперсных карбидов в качестве дополнительных центров кристаллизации. Поэтому в следующей серии плавок наряду со ВТОР использовали прием термоциклирования. Результаты исследований приведены в табл. 6.

Анализ полученных результатов во всех сериях плавок позволил сформулировать следующее заключение.

Технология с использованием высокотемпературной обработки расплава и термоциклирования позволяет получить литые изделия из жаропрочных сплавов, обладающие дисперсной ден-

дритной структурой, меньшим объемом карбидной фазы, большей плотностью и удовлетворительной микроструктурой. Сплав ЦНК21, выплавленный по этой технологии, характеризуется повышенной коррозионной стойкостью и лучшей пластичностью.

#### Литература

1. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
2. Получение отливок с гарантированным уровнем качества / Э.В. Колотухин, В.Н. Ларионов, Е.А. Кулешова, Б.В. Николаев // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 11–12.
3. Барышев, Е.Е. Влияние структуры расплава на свойства жаропрочных никелевых сплавов в твердом состоянии / Е.Е. Барышев, А.Г. Тягунов, Н.Н. Степанова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 198 с.
4. Tiller, W.A. The electrostatic contribution in heterogeneous nucleation theory: Pure liquids / W.A. Tiller, T.R. Takahachi // Acta metallurgica. – 1969. – Vol. 17, no. 4. – P. 483–496.

**Тягунов Андрей Геннадиевич**, кандидат технических наук, заведующий кафедрой полиграфии и веб-дизайна, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19. Тел.: (343)3754630. E-mail: adi8@yandex.ru.

**Костина Татьяна Кирилловна**, кандидат технических наук, доцент кафедры физики, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19. Тел.: (343)3759795.

**Барышев Евгений Евгеньевич**, доктор технических наук, заведующий кафедрой безопасности жизнедеятельности, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19. Тел.: (343)3754549. E-mail: e.e.baryshev@ustu.ru.

**Тягунов Геннадий Васильевич**, доктор технических наук, профессор кафедры безопасности жизнедеятельности, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19. Тел.: (343)3754644. E-mail: g.v.tyagunov@ustu.ru.

## **THE EFFECT OF MELT STATE ON THE STRUCTURE OF TsNK TYPE SUPERALLOYS**

**A.G. Tyagunov, T.K. Kostina, E.E. Baryshev, G.V. Tyagunov**

The temperature dependences of electrical resistance and kinematic viscosity of TsNK type cast superalloys have been investigated. The questions of structure formation during solidification have been considered. The influence of parameters on melting process on macrostructure and mechanical properties of cast metal has been studied. Using of high-temperature melt processing and temperature cycling in melting technology allows to produce cast parts from superalloys with dispersed dendritic structure, smaller volume of carbide phase, higher density and satisfactory microstructure.

*Keywords: superalloy, melt, solidification, structure.*

**Tyagunov Andrey Gennadievich**, candidate of engineering science, head of the Printing and Web Design Department, Ural Federal University Named After the First President of Russia B.N.Yeltsin. 19 Mira street, Ekaterinburg, Russia 620002. Tel.: 7(343)3754630. E-mail: adi8@yandex.ru.

**Kostina Tat'yana Kirillovna**, candidate of engineering science, associate professor of the Physics Department, Ural Federal University Named After the First President of Russia B.N.Yeltsin. 19 Mira street, Ekaterinburg, Russia 620002. Tel.: 7(343)3759795.

**Baryshev Evgeniy Evgen'evich**, doctor of engineering science, head of the Safety of Life Department, Ural Federal University Named After the First President of Russia B.N. Yeltsin. 19 Mira street, Ekaterinburg, Russia 620002. Tel.: 7(343)3754549. E-mail: e.e.baryshev@ustu.ru.

**Tyagunov Gennadiy Vasil'evich**, doctor of engineering science, professor of the Safety of Life Department, Ural Federal University Named After the First President of Russia B.N.Yeltsin. 19 Mira street, Ekaterinburg, Russia 620002. Tel. 7(343)3754644. E-mail: g.v.tyagunov@ustu.ru.

*Поступила в редакцию 12 марта 2013 г.*