

PACS numbers: 62.20.Qр, 68.60.-р, 81.05.Вх, 81.05.Je, 81.05.Ni, 81.40.Cd, 81.40.Pq

Структура и свойства износостойкого сплава на основе кобальта с карбидом ниобия

Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, Т. А. Косорукова,
В. И. Ничипоренко

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев, Украина*

Исследованы структура, фазовый состав и свойства серийного сплава ХТН-61 промышленного производства, разработанного в ИМФ НАН Украины, для защиты от высокотемпературного износа контактирующих поверхностей лопаток турбины газотурбинного двигателя. Определено оптимальное соотношение между содержанием в сплаве ниобия и углерода, обеспечивающее температуру плавления выше 1300°C. Показано, что жаростойкость и износостойкость сплава оптимального состава при температурах до 1100°C обусловлены структурой, сформированной в процессе равновесной кристаллизации эвтектики кобальта с карбидом ниобия.

Досліджено структуру, фазовий склад та властивості серійного стопу ХТН-61 промислового виробництва, розробленого в ІМФ НАН України, для захисту від високотемпературного зношування контактвальних поверхонь лопаток турбіни газотурбінного двигуна. Визначено оптимальне співвідношення між вмістом у стопі ніобію та вуглецю, яке забезпечує температуру топлення вище 1300°C. Показано, що жаротривкість і зносостійкість стопу оптимального складу за температур до 1100°C зумовлені структурою, сформованою при кристалізації із розтопу евтектики кобальту з карбідом ніобію.

Structure, phase composition, and properties of the off-the-shelf wear resistant industrial alloy KhTN-61 designed at the IMPh, N.A.S. of Ukraine for the protection of the blades' contact surfaces in gas turbine engines at high temperatures are investigated. The optimal range of niobium/carbon ratio providing melting temperature above 1300°C is determined. As a result, appropriate changes of the industrial technology of the alloy fabrication are studied. As shown, the wear resistance and the heat resistance of the industrial alloy with optimal composition at temperatures up to 1100°C are caused by structure formed upon crystallization of cobalt–niobium carbide eutectic.

Ключевые слова: кобальт, карбид ниобия, сплав промышленного производства, фазовый состав, эвтектика, структура, износостойкость.

(Получено 4 марта 2015 г.; окончат. вариант — 23 июня 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Защита контактирующих поверхностей рабочих лопаток турбины газотурбинного двигателя (ГТД) от износа при возросших эксплуатационных температурах и нагрузках остаётся одной из актуальных задач авиастроения [1]. Нанесение износостойкого при высоких температурах покрытия на такие поверхности является одним из путей продления рабочего ресурса двигателя и приносит существенный экономический эффект. С этой целью в Институте металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины совместно с ГП ЗМКБ «Прогресс» (г. Запорожье) был разработан эвтектический композиционный литейный сплав на основе кобальта ХТН-37, упрочнённый дисперсными эвтектическими частицами карбида (Nb, Ti)C. Сплав обладает высокой износостойкостью до 1000°C в условиях работы авиационного двигателя [2] и значительно превосходит по свойствам применяемый с этой целью серийный сплав на никелевой основе ВЖЛ-2 [3]. Однако при промышленном производстве сплава возникли технологические трудности, связанные с присутствием в его составе титана, вступающего в химическое взаимодействие с материалом плавильных тиглей, в результате чего слитки имели литейные дефекты. Необходимо было создать сплав, не содержащий титан, но обладающий требуемыми свойствами. Исследования фазовых равновесий в сплавах кобальта с карбидами тугоплавких металлов [4, 5] и представление о возможности получения естественного композита в условиях равновесной эвтектической кристаллизации из расплава [6], позволило разработать литейный износостойкий сплав на основе кобальта с карбидом ниобия не содержащий титан [7]. Сплав внедрён под маркой ХТН-61 и внесён в чертежи производства двигателей на предприятиях ОАО «Мотор-Сич» и ГП ЗМКБ «Прогресс» согласно «Техническим условиям» (ТУ) [8] и используется в турбинах крупногабаритных двигателей Д18Т, устанавливаемых в самолётах АН-225 «Мрія» и АН-124 «Руслан». Согласно испытаниям, выполненным с участием ГП ЗМКБ «ПРОГРЕСС» и ОАО «Мотор-Сич» в г. Запорожье, межремонтный ресурс ГТД с незащищёнными от износа лопатками турбины составляет 1000 полётных часов. Износостойкий сплав ВЖЛ-2 позволил увеличить ресурс работы двигателя до 2000 часов при температурах до 950°C. Сплав разработки ИМФ НАН Украины ХТН-37 продлил ресурс до 4000 часов полётного времени. Серийный сплав ХТН-61, обладающий целым рядом преимуществ по

сравнению с ранее разработанными сплавами, увеличил ресурс работы двигателей до 9000 часов при температурах до 1100°C [9].

В работе представлены результаты исследования структуры и свойств серийного сплава ХТН-61 промышленного производства, используемого для изготовления наплавочных пластин для защиты от износа торцов верхних бандажных полок рабочих лопаток ГТД при температурах до 1100°C. Целью исследования является оптимизация структуры и свойств сплава ХТН-61 промышленного производства.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Согласно принятой технологии, сплав выплавляют в высокочастотных (ВЧ) плавильных печах методом индукционной плавки в керамических муллитокорундовых тиглях. ВЧ-плавка выполняется в вакууме 10^{-3} мм рт. ст. или в защитной атмосфере инертного газа — аргона или гелия — с выдержкой расплавленного металла при $\cong 1650^\circ\text{C}$ в течение пяти минут после полного растворения шихтовых материалов с целью полного перемешивания и усреднения состава сплава. Расплав выливают в стальную изложницу.

В качестве шихтовых материалов используют кобальт марки К1 (99,35%), хром Х99 (99,96%), ниобий НБШ-1 (99,96%), алюминий А1 (99,6%), вольфрам ВРН (99,931%), молибден МЧ-1 (99,955%), графит электротехнический чистый МГ-1 (99,95%). Химический состав полученных сплавов контролируют на соответствие ТУ 88.061.007.98 методом флуоресцентного рентгеноспектрального анализа на спектрометре VRA-30.

Микроструктурный анализ (МСА) выполнен с использованием оптического микроскопа НЕОРНОТ-32. Морфологию эвтектических структурных составляющих в сплаве исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе JM700F. Содержание металлических элементов в фазовых составляющих сплава определяли методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Рентгенофазовый анализ (РФА) шлифов сплава выполнялся на дифрактометре ДРОН-3М. Термический анализ выполнен методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре «Netzsch DSK 404 F1 Pegasus» со скоростью нагрева и охлаждения $50^\circ\text{C}/\text{мин}$. Коэффициент линейного термического расширения получен с использованием высокотемпературного автоматизированного дилатометра ВАДК-1.

Износостойкость определяли на газодинамическом стенде ДКН-1 по методике [10], обеспечивающей условия работы торцов бандажных полок рабочих лопаток газотурбинных авиационных двигателей, максимально приближенные к полётным по нагрузкам, уровням ускорений, скоростям нагрева и охлаждения, частотой вибра-

ций, составу газовой среды в потоке сгорания авиационного топлива. Исследования выполнены в изотермических условиях при температурах 20, 500, 850, 1000, 1100°C и нагрузке 47,5 МПа.

Площадь поверхности образцов для испытания жаростойкости определяли с точностью 0,1 мм². Образцы в тиглях из окиси алюминия, накрытых крышками, помещали в печь сопротивления, нагревали до температуры 1100°C в спокойном воздухе, выдерживали 10 часов и охлаждали с печью, после чего взвешивали с точностью до 10⁻⁴ г. Полученный привес соотносили с первоначальной площадью поверхности образцов. Процедуру повторяли пять раз, создавая условия циклических испытаний (нагрев–выдержка–охлаждение), соответствующие запуску, работе и остановке двигателя. Общее время выдержки при 1100°C составило 50 часов.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Сплав ХТН-61 разработан на основе эвтектики в квазибинарной системе кобальта с карбидом ниобия, содержащей 14% масс. NbC при температуре 1400 ± 20°C [11]. Легирование комплексом применённых при разработке состава сплава элементов снижает температуру плавления до 1340 ± 10°C, что соответствует ТУ и позволяет выполнять соответствующие технологические операции по нанесению пластин из сплава ХТН-61 на торцы бандажных полок с помощью высокотемпературных припоев.

Монокарбиды тугоплавких металлов IV–VA подгрупп, к которым относится и карбид ниобия, имеющие высокие значения свободной энергии образования, температуры плавления, модуля упругости, твёрдости, используются в конструкционных сплавах авиационного машиностроения [12]. Они образуют с металлами группы железа диаграммы плавкости эвтектического типа и присутствуют в эвтектических сплавах в виде равновесных дисперсных частиц, равномерно распределённых в объёме металлической основы, создавая композиционное упрочнение. С термодинамической точки зрения эвтектические материалы исключительно стабильны в силу равновесных условий кристаллизации [13]. При кристаллизации эвтектики формируется композиционная структура, в которой металлическая основа армирована дисперсными карбидными кристаллами толщиной порядка 1 мкм, создающими сопротивление перемещению дислокаций в объёме эвтектического зерна. Такие материалы отличаются стабильностью структуры и фазового состава вплоть до температуры плавления, а их износостойкость определяется количеством карбида.

Выбор карбида ниобия для композиционного эвтектического упрочнения износостойкого сплава ХТН-61 на кобальтовой основе обусловлен его высокой температурой плавления, высокой твёрдо-

стью, отсутствием химической активности по отношению к материалу плавильных тиглей, меньшей плотностью, чем для других монокарбидов тугоплавких металлов, находящихся в термодинамическом равновесии с кобальтом — карбидов гафния, циркония или тантала.

Известно [14], что карбид MeC не является строго стехиометрическим соединением и имеет широкую область гомогенности. Свойства этой бинарной фазы зависят от относительного содержания в ней металла и неметалла, что может существенно влиять на свойства карбида как физические, так и механические. Различная технология получения сплавов, содержащих эту фазу внедрения, может быть причиной различной дефектности структуры, определяя свойства карбида в сплаве, в том числе температуру плавления. В области гомогенности карбида ниобия есть состав близкий к стехиометрическому с максимальной температурой плавления 3600°C и с соотношением ниобия к углероду (в % масс.) $\cong 7,73$ [15].

При термическом анализе образцов сплава ХТН-61 промышленного передела, взятых из разных партий, в некоторых случаях обнаружили снижение температуры плавления ниже 1300°C , что не соответствует требованиям ТУ. В процессе исследования установили, что снижение температуры плавления обусловлено избытком в составе сплава ниобия либо углерода. Это отклоняет состав сплава от оптимального соотношения этих элементов, обеспечивающего сплаву максимальную температуру плавления. Оптимальное соотношение ниобия и углерода в пределах от 7,5 до 8,3 (в % масс.), обеспечивающее сплаву температуру солидуса на уровне $1340 \pm 10^{\circ}\text{C}$, определили экспериментально. На рисунке 1 представлены данные термического анализа (ДСК), свидетельствующие о том, что при соблюдении оптимального соотношения в содержании ниобия и углерода, сплав ХТН-61 промышленного производства имеет только один термический эффект на термических кривых нагрева и охлаждения, отвечающий температуре солидуса при 1334°C (рис. 1, а). При отклонении от рекомендованного соотношения стабильность фазового состава нарушается, возникает возможность протекания фазовой реакции с образованием неравновесной фазы с температурой плавления 1260°C (рис. 1, б), в результате чего температура плавления сплава снижается.

Данные исследования сплавов промышленного производства методом РФА подтвердили необходимость соблюдения оптимального соотношения содержания ниобия и углерода для обеспечения сплаву стабильного двухфазного состава, состоящего из твёрдого раствора на основе кобальта и карбида ниобия (табл. 1).

Усреднённые по результатам двух измерений данные локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА) свидетельствуют о том, что фазовыми составляющими сплава ХТН-61 оптимального состава

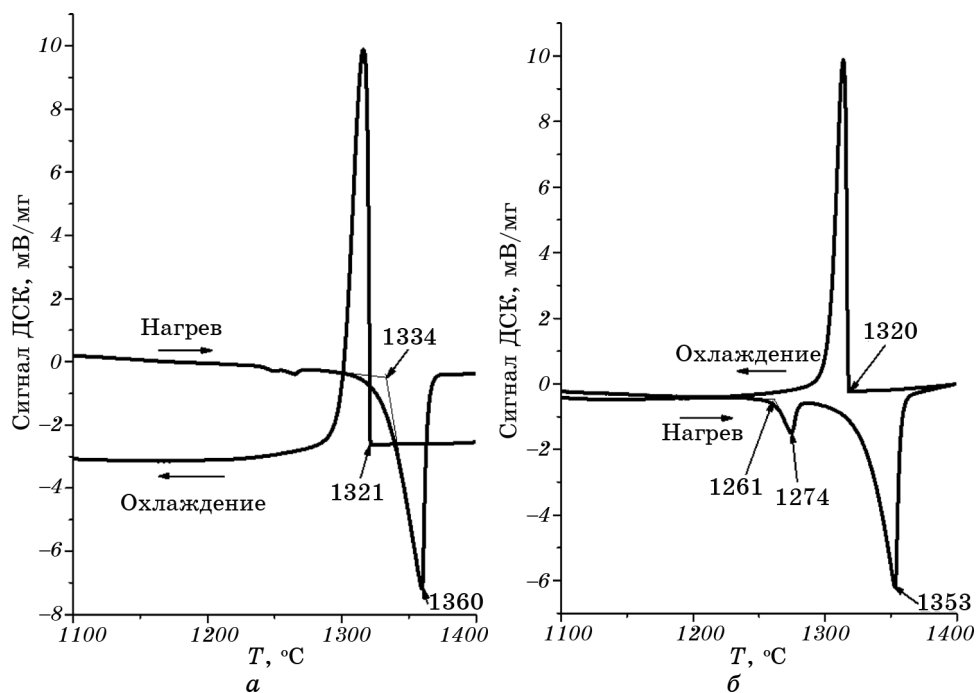


Рис. 1. Дифференциальная сканирующая калориметрия образцов сплава ХТН-61 промышленного производства, отличающихся соотношением содержания ниобия и углерода: 7,8:1 (а), 9:1 (б).

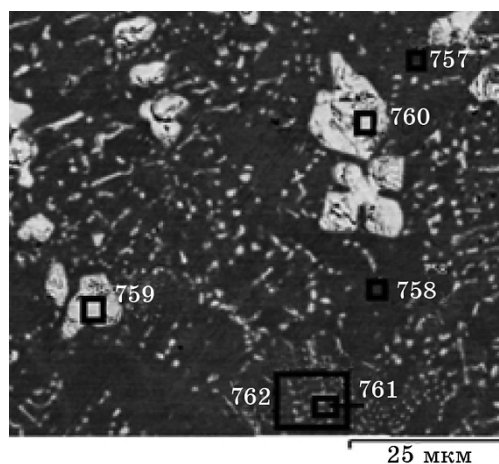
(рис. 2) являются легированный твёрдый раствор на основе кобальта, содержащий по массе: 21,5% Cr, 1,0% Mo, 6,5% W и 2,5% Al, и карбид ниобия, соотношение металлических компонентов в котором по массе составляет: 0,8% Cr, 1,2% Co, 2,0% W, 0,4% Mo и 95,6% Nb.

ТАБЛИЦА 1. Фазовый состав сплава с оптимальным соотношением ниобия к углероду.

Фаза	Объёмная доля	Параметры решёток	Параметры решёток
Nb ₆ C ₅	37%	$a = 5,464_2 \text{ \AA}$	$a_{\text{et}} = 5,447 \text{ \AA} [1990 \text{ Kha}]^*$
		$b = 9,472_2 \text{ \AA}$	$b_{\text{et}} = 9,435 \text{ \AA}$
		$c = 5,479_7 \text{ \AA}$	$c_{\text{et}} = 5,447 \text{ \AA}$
		$\beta = 109,46^\circ$	$\beta_{\text{et}} = 109,47^\circ$
Co ГПУ	63%	$a = 2,533_6 \text{ \AA}$	$a_{\text{et}} = 2,507_4 \text{ \AA} [1950 \text{ Tay}]^{**}$
		$c = 4.133_2 \text{ \AA}$	$c_{\text{et}} = 4,069_9 \text{ \AA}$

*B. Khaenko and O. P. Sivak, *Soviet Physics. Crystallography*, 35, No. 5: 653 (1990).

**A. Taylor and R. W. Floyd, *Acta Crystallographica*, 3, No. 4: 285 (1950).



а

№ зоны	Состав, % масс.						Примечания
	Co	Cr	W	Nb	Al	Mo	
757	68,46	21,52	6,52	0	2,46	1,04	(Co)
758	68,18	21,61	6,58	0	2,52	1,1	
759	1,41	0,96	2,32	95,31	0	0	(NbC)
760	1,04	0,77	1,81	96,38	0	0	
761	51,83	25,44	6,98	13,58	1,54	0,62	Эвтектика
762	57,89	21,96	6,27	11,21	1,96	0,71	
	53,7	20	6	15,5	2	1	Номинальный состав

б

Рис. 2. Данные исследования сплава ХТН-61 оптимального состава методом ЭДС: первичные карбиды в структуре сплава и расположение зон измерения (а), соотношение количества металлических элементов в структурных составляющих сплава (б).

Температура расплава в промышленных условиях ограничивается 1650°C. Перегрев сплава выше 1650°C и длительная выдержка в расплавленном состоянии приводят к загрязнению расплава газами и неметаллическими включениями. В результате исследования [16] установлены и рекомендованы производителям максимальная скорость плавки и минимальное время выдержки расплава, нашедшие отражение в технологическом температурно-временном режиме плавки слитков различного веса.

Количественное определение присутствия углерода в фазах затруднительно для использованных в работе методов исследования. В эвтектике присутствуют все компоненты сплава. По результатам исследования установлено, что при выполнении дополнений, вне-

ТАБЛИЦА 2. Коэффициент термического линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$ ($^{\circ}\text{C}^{-1}$) для износостойкого кобальтового сплава ХТН-61 в сравнении с жаропрочным сплавом ЖС-32ВИ.

Марка сплава	Интервал температур, $^{\circ}\text{C}$									
	20–100	20–200	20–300	20–400	20–500	20–600	20–700	20–800	20–900	20–1000
ХТН-61	10,9	11,7	12,0	11,9	12,3	12,5	13,0	13,1	12,8	12,5
ЖС-32	11,7	12,2	12,6	13,0	13,4	14,0	14,5	15,1	15,9	17,2

сённых в ТУ по результатам настоящей работы, требования, касающиеся фазового состава сплавов и химического состава фаз сплава промышленного производства, удовлетворительны.

Физические свойства сплава ХТН-61 соответствуют материалам, используемым в авиадвигателестроении. Плотность, составляющая $8,3 \text{ г/см}^3$, и коэффициент линейного расширения (табл. 2) сопоставимы с аналогичными характеристиками для лопаточного материала ЖС-32ВИ, что обеспечивает одинаковое поведение матрицы и износостойкого покрытия в условиях термических нагрузок, а, следовательно, возможность наплавлять износостойкий материал непосредственно на детали двигателя.

При испытаниях износостойкости на газодинамическом стенде, позволяющем полностью воспроизвести условия работы газотурбинного двигателя, определили величину объёмного износа $I_v \cdot 10^6 \text{ мм}^3/\text{цикл}$ за один цикл колебаний с базой испытаний $0,5 \cdot 10^6$ циклов, амплитудой взаимного перемещения $0,7 \text{ мм}$, частотой 33 Гц , при температурах $20, 500, 850, 1000$ и 1100°C , в потоке сгорания авиационного топлива, при удельной нагрузке $47,5 \text{ МПа}$.

Использовались образцы в виде пластин, нанесённых на державки Т-образной формы методом пайки высокотемпературным припоем ВПр 26 при температуре $1260\text{--}1270^{\circ}\text{C}$. После пайки пластины механически обрабатывались и отжигались для снятия напряжения, затем проходили неразрушающий контроль люминесцентным методом. Испытания на износ выполняли на паре образцов, площадь сопряжения которых была приблизительно 50% . Износостойкость за цикл испытаний определяли как обратную величину отношения объёма износа сплава (мм^3) к числу циклов при данной температуре и нагрузке. В таблице 3 представлена зависимость объёмного износа от температуры испытания для сплава ХТН-61 в сравнении со сплавами ХТН-37 и ВЖЛ-2. Из полученных результатов следует, что повышение температуры испытания сопровождается усилением интенсивности изнашивания всех исследованных материалов, однако несомненное преимущество сплава ХТН-61 очевидно. При комнатной температуре сплавы изнашиваются

ТАБЛИЦА 3. Объёмный износ серийных износостойких сплавов в условиях испытаний на газодинамическом стенде при нагрузке 47,5 МПа.

Материал	Интенсивность изнашивания $J_v \cdot 10^6$, мм ³ /цикл				
	Температура испытаний, °С				
	20	500	850	1000	1100
ХТН-61	0,800	0,280	0,250	0,400	15,100
ХТН-37	0,610	0,538	0,330	1,190	–
ВЖЛ-2	0,651	1,350	0,955	4,49	

практически одинаково, но с увеличением температуры испытания износ сплава ХТН-61 существенно меньше. Анализ результатов испытаний сплавов в одинаковых условиях (табл. 3) позволяет сделать вывод о том, что износостойкость сплава ХТН-61 превышает износостойкость сплава ХТН-37 при 1000°С в три раза, а сплава ВЖЛ-2 — в семь раз. По результатам испытаний при 1100°С только сплав ХТН-61 имеет износостойкость, соответствующую конструкционным требованиям. Сплав ВЖЛ-2 при этих испытаниях оплавился, а сплав ХТН-37 уже при 1000°С значительно уступает сплаву ХТН-61.

Исследования методом МСА показали, что в сплаве промышленного производства не наблюдается существенного изменения структуры по сравнению со структурой разработанного сплава. Появление выделений карбида ниобия в виде неразвитых первичных дендритов (рис. 3, а) в дополнение к армирующим твёрдый раствор на основе кобальта карбидам эвтектического происхождения, вызванное технологическим снижением скорости кристаллизации сплава при выливе в большие изложницы, не влияет на температуру плавления и на износостойкость. Твёрдость сплава остаётся на уровне 5400 МПа. Суммарная объёмная доля упрочняющей карбидной составляющей в сплаве ХТН-61 превышает 30% об. Для кристаллов карбида ниобия в эвтектике характерна преимущественно пластинчатая форма (рис. 3, б) с большой несоразмерностью длины кристаллов (15–20 мкм) к их толщине (0,7–1 мкм), что определяет упрочняющий эффект, создаваемый карбидом в таком естественном композите. Эвтектическая структура сплава ХТН-61 является важным фактором, определяющим сопротивление высокотемпературному изнашиванию в условиях газодинамического нагружения, отличается стабильностью и восстанавливается после переплава.

Жаростойкость при температуре 1100°С на воздухе определяли по отношению увеличения массы образцов к первоначальной площади их поверхности. По результатам испытаний жаростойкость сплава ХТН-61 оптимального состава характеризуется удельным

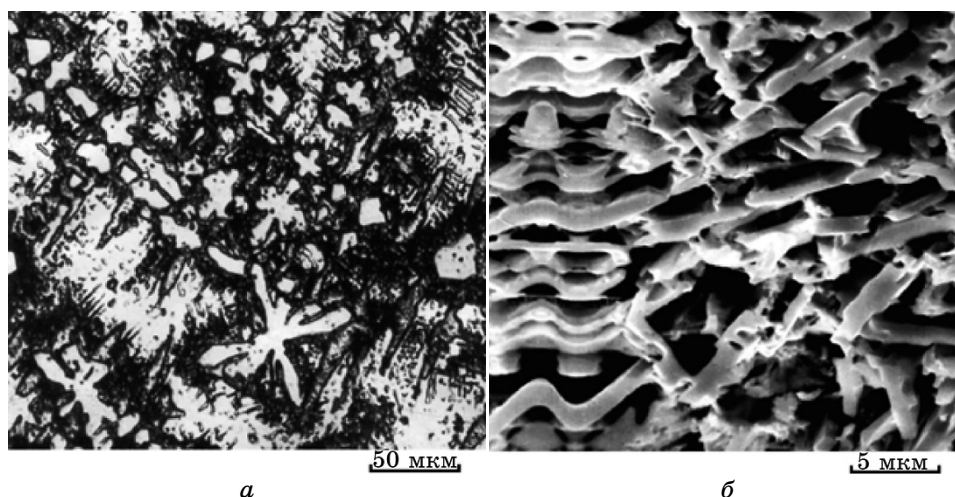


Рис. 3. Микроструктура эвтектического композиционного материала ХТН-61: кристаллы карбида ниобия в виде неразвитых первичных дендритов на эвтектическом поле, $\times 500$ (МСА) (а), карбиды ниобия эвтектического происхождения (светлые) в вытравленной кобальтовой основе сплава, $\times 5000$ (РЭМ) (б).

приростом массы образца (г/м^2) со временем (ч) составившим при 1100°C 11,2 за 20 часов, 12,3 за 30 часов, 14,99 за 40 часов и 16,7 за 50 часов, что позволяет использовать материал без защитного покрытия. Однако испытания, выполненные в ЗМКБ «Прогресс», показали возможность дополнительно продлевать время эксплуатации сплава ХТН-61 при использовании защитного покрытия [17].

После испытаний на жаростойкость при 1100°C со временем общей выдержки при данной температуре 50 часов исследовались изменения микроструктуры и фазового состава сплава от центра образца к его краю, а также продукты окисления. Удалось определить, что максимальная глубина внутреннего повреждённого слоя не превышает 110 мкм. Интересным является тот факт, что именно в этом слое наблюдается заметная сегрегация алюминия (рис. 4). В полностью разрушенном слое образца соотношение количества металлических элементов указывает на вероятность присутствия двух сложных оксидов (рис. 5).

По соотношению металлических компонентов фаза на основе кобальта и ниобия представляет собой оксид $\text{Co}_4\text{Nb}_2\text{O}_9$, что подтверждается методом РФА. Стехиометрическое соотношение основных металлических компонентов — кобальта, хрома и алюминия второго оксида — 3:3:1, а структура его требует дальнейшего изучения.

По результатам работы в ТУ по производству серийного сплава ХТН-61 внесены изменения, корректирующие состав сплава с учё-

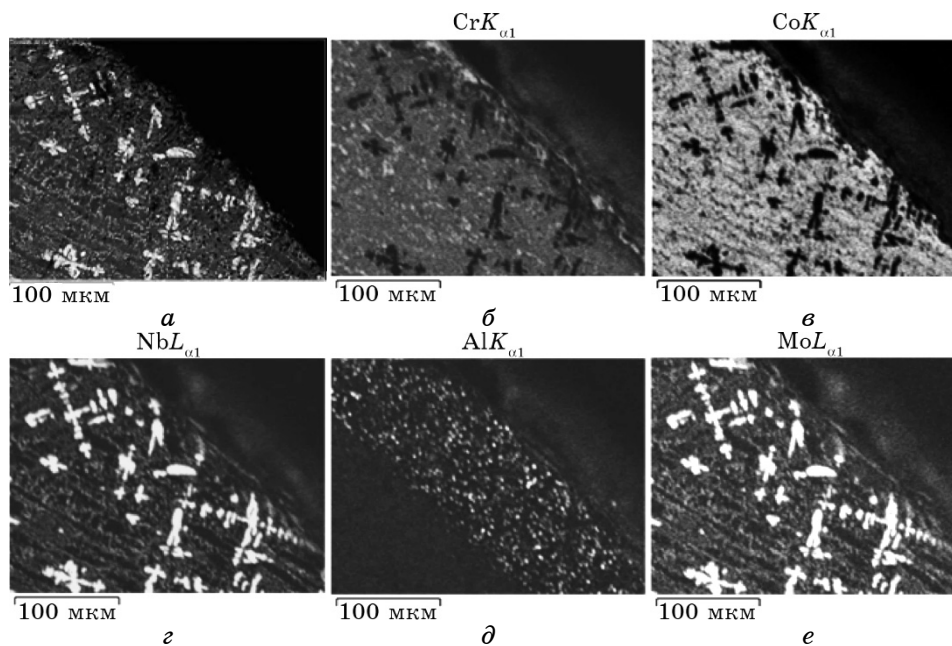
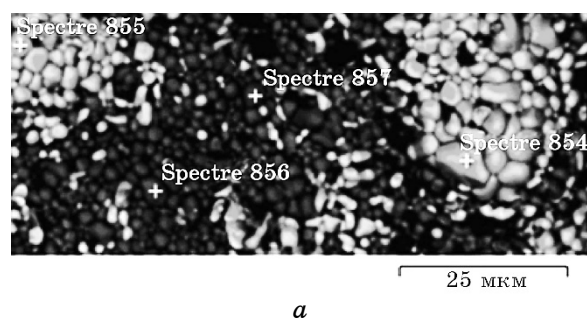


Рис. 4. Пространственное распределение химических элементов в приповерхностной зоне торцевого шлифа сплава ХТН-61, прошедшего испытания на жаростойкость при 1100°С со временем общей выдержки 50 часов. Снимки получены в отражённых электронах (*a*) и рентгеновском излучении $K_{\alpha 1}$ -линии Cr (*б*), $K_{\alpha 1}$ -линии Co (*в*), $L_{\alpha 1}$ -линии Nb (*г*), $K_{\alpha 1}$ -линии Al (*д*) и $L_{\alpha 1}$ -линии Mo (*е*).

том оптимального соотношения в содержании ниобия и углерода.

4. ВЫВОДЫ

1. Разработанный в ИМФ НАН Украины совместно с ГП ЗМКБ «Прогресс» литейный серийный сплав ХТН-61, представляющий собой эвтектический композит на основе кобальта с карбидом ниобия, промышленно производится и используется для защиты от износа контактирующих поверхностей лопаток ГТД.
2. Причиной изменения фазового состава, ведущего к снижению температуры плавления ниже 1300°С, является нарушение содержания в сплавах ниобия и углерода. Экспериментально определено оптимальное соотношение Nb:C (% масс.) в пределах 7,5–8,3, обеспечивающее сплаву температуру плавления на уровне 1340°С. В ТУ, определяющие технологический режим изготовления сплава, внесены соответствующие изменения.
3. Показано, что структура, температура плавления, твёрдость, ко-



а

№ зоны	Состав, % масс.					Примечания
	Co	Cr	W + Mo	Nb	Al	
853	48,69	19,70	7,35	21,90	2,36	Общий состав $Co_4Nb_2O_9$
854	46,94	1,24	12,28	39,08	0,47	
855	47,67	1,36	12,57	37,94	0,46	
856	47,22	44,06	0,52	1,71	6,33	
857	47,56	42,64	0,72	2,30	6,77	

б

Рис. 5. Данные анализа методом ЭДС разрушенного слоя образца сплава ХТН-61, прошедшего испытания на жаростойкость при 1100°C со временем общей выдержки при этой температуре 50 часов: микроструктура образца (отражённые электроны) и расположение зон измерения (а), соотношение количества металлических элементов в разрушенном слое (б).

эффицент термического расширения, износостойкость, жаростойкость при температуре 1100°C соответствуют ТУ при соблюдении рекомендованного соотношения.

4. Эвтектический серийный кобальтовый сплав ХТН-61 с карбидом NbC в качестве упрочняющей фазы в условиях испытаний, приближенных к полётным, при 1000°C превосходит по износостойкости сплавы того же назначения как минимум в три раза, а при 1100°C единственный удовлетворяет условиям эксплуатации.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. И. Пейчев, В. Е. Замковой, Г. П. Калашников, Н. В. Андрейченко, О. С. Белозерцев, *Авиационно-космическая техника и технология*, № 9: 221 (2005).
2. Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 10: 1383 (2013).
3. *Сплавы жаропрочные литейные вакуумной выплавки*, ОСТ 1-90126-85.
4. А. К. Шурин, Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, *Порошковая металлургия*,

- № 11/12: 44 (1996).
5. А. К. Шурин, Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, *Порошковая металлургия*, № 3/4: 86 (1997).
 6. *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Книга 2* (Ред. Р. Е. Шалин) (Москва: Металлургия: 1981).
 7. Л. Й. Івщенко, Н. В. Андрійченко, А. К. Шурин, Г. П. Дмитрієва, Т. С. Черепова, *Сплав на основі кобальту*, Патент України UA 8240A. C22C 19/07 (Опубл. 29 березня 1996 р. Бюл. № 1).
 8. *Прутки литые из сплавов ХТН-37 и ХТН-61*, Технические условия ТУУ 88.061.007-98.
 9. В. Л. Леонтьев, С. Д. Заличихис, Э. В. Кондратюк, *Вестник двигателестроения*, № 4: 113 (2006).
 10. Л. И. Ивщенко, А. Я. Кочан, *Вестник двигателестроения*, № 2: 160 (2008).
 11. Г. П. Дмитриева, *Материалы международной конференции «Современные проблемы физики металлов» (7–9 октября 2008 г.)* (Киев: ИМФ НАН Украины: 2008), с. 236.
 12. Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, Н. В. Андрійченко, *Жароміцні сплави, неіржавіючі, жаростійкі сталі та композиційні матеріали* (Запоріжжя: ЗМКБ «Прогрес»: 2010).
 13. И. И. Портной, В. Н. Бабич, И. Л. Светлов, *Композиционные материалы на никелевой основе* (Москва: Металлургия: 1979).
 14. Л. Тот, *Карбиды и нитриды переходных металлов* (Москва: Мир: 1974) (пер. с англ.).
 15. Э. Стормс, *Тугоплавкие карбиды* (Москва: Атомиздат: 1970) (пер. с англ.).
 16. Т. С. Черепова, Г. П. Дмитриева, А. В. Носенко, А. М. Семирга, *Наука та інновації*, 10, № 4: 22 (2014).
 17. В. Е. Замковой, Г. П. Калашников, В. Г. Малышев, О. А. Цукило, *Нові матеріали і технології в машинобудуванні*, № 2: 50 (2004).

REFERENCES

1. G. I. Peychev, V. E. Zamkovoy, G. P. Kalashnikov, N. V. Andreychenko, and O. S. Belozertsev, *Aviatsionno-Kosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologiya*, No. 9: 221 (2005) (in Russian).
2. G. P. Dmitrieva and T. S. Cherepova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 35, No. 10: 1383 (2013) (in Russian).
3. *Splavy Zharoprochnye Liteynye Vakuumnoy Vyplavki*, OST 1-90126-85 (in Russian).
4. A. K. Shurin, G. P. Dmitrieva, and T. S. Cherepova, *Poroshkovaya Metallurgiya*, Nos. 11/12: 44 (1996) (in Russian).
5. A. K. Shurin, G. P. Dmitrieva, and T. S. Cherepova, *Poroshkovaya Metallurgiya*, Nos. 3/4: 86 (1997) (in Russian).
6. *Supersplavy II. Zharoprochnye Materialy dlya Aerokosmicheskikh i Promyshlennykh Energoustanovok. Kniga 2* (Ed. R. E. Shalin) (Moscow: Metallurgiya: 1981) (in Russian).
7. L. Y. Ivshchenko, N. V. Andriychenko, A. K. Shuryn, G. P. Dmytrieva, T. S. Cherepova, *Splav na Osnovi Kobal'tu*, Patent of Ukraine UA 8240A. C22C

- 19/07 (Publ. March 29, 1996. Bull. No. 1) (in Ukrainian).
8. *Prutki Litye iz Splavov KhTN-37 i KhTN-61*, Tekhnicheskie Usloviya TUU 88.061.007-98 (in Russian).
 9. V. L. Leont'ev, S. D. Zalichikhis, and E. V. Kondratyuk, *Vestnik Dvigatelistroeniya*, No. 4: 113 (2006) (in Russian).
 10. L. I. Ivshchenko and A. Ya. Kochan, *Vestnik Dvigatelistroeniya*, No. 2: 160 (2008) (in Russian).
 11. G. P. Dmitrieva, *Materialy Mezhdunarodnoy Konferentsii 'Sovremennye Problemy Fiziki Metallov' (October 7–9, 2008)* (Kyiv: IMPh, N.A.S. of Ukraine: 2008), p. 236 (in Russian).
 12. T. S. Cherepova, H. P. Dmitriyeva, and N. V. Andriychenko, *Zharomitsni Splavy, Neirzhaviyuchi, Zharostiyki Stali ta Kompozytsiyi Materialy [Refractory Alloys, Stainless, Heat-Resistant Steels and Composites]* (Zaporizhzhya: ZMKB 'Progres': 2010) (in Ukrainian).
 13. I. I. Portnoy, V. N. Babich, and I. L. Svetlov, *Kompozitsionnye Materialy na Nikevovoy Osnove [Composite Materials on a Nickel Base]* (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
 14. L. E. Toth, *Karbidy i Nitridy Perekhodnykh Metallov [Transition Metal Carbides and Nitrides]* (Moscow: Mir: 1974) (Russian translation).
 15. E. K. Storms, *Tugoplavkie Karbidy [The Refractory Carbides]* (Moscow: Atomizdat: 1970) (Russian translation).
 16. T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva, A. V. Nosenko, and A. M. Semirga, *Nauka ta Innovatsiyi*, **10**, No. 4: 22 (2014) (in Russian).
 17. V. E. Zamkovoy, G. P. Kalashnikov, V. G. Malyshev, and O. A. Tsukilo, *Novi Materialy i Tekhnologiyi v Mashynobuduvanni*, No. 2: 50 (2004) (in Russian).