

## Формирование твердофазных соединений жаропрочного дискового никелевого сплава с ультрамелкозернистой структурой и монокристалльного лопаточного сплава на основе Ni<sub>3</sub>Al

А. А. Дроздов<sup>1†</sup>, В. А. Валитов<sup>2</sup>, К. Б. Поварова<sup>1</sup>, О. А. Базылева<sup>3</sup>,  
Э. В. Галиева<sup>2</sup>, С. В. Овсепян<sup>3</sup>

<sup>†</sup>drozdov@imet.ac.ru

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Ленинский проспект 49, Москва, 119991, Россия

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, Уфа, 450001, Россия

<sup>3</sup>ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации, ул. Радио 17, Москва, 450001, Россия

Работа направлена на получение высококачественных цельковых узлов газотурбинных авиационных двигателей — дисков с лопатками (блисков). Выбранные материалы лопаток — интерметаллидные (ИМ)  $\gamma' + \gamma$  сплавы на основе  $\gamma' - \text{Ni}_3\text{Al}$  фазы типа ВКНА, и дисков — высоколегированный Ni сплав ЭП975, имеют близкие температуры начала плавления (~1340 и ~1300°C). Получены твердофазные соединения (ТФС) «ВКНА//ЭП975» при гомологических температурах  $0,86 - 0,91 T_{\text{пл}}$  (K). Принципиальные различия в строении ТФС и структуре примыкающих участков обоих сплавов определяются интенсивностью развития диффузионных процессов при гомологических температурах в ИМ монокристаллах с термически стабильной структурой и деформируемом Ni сплаве с ультрамелкозернистой дуплексной ( $\gamma + \gamma'$ ) структурой. Структура монокристаллов ИМ сплавов принципиально не изменяется ни в процессе твердофазной сварки при 1125-1200°C ( $\epsilon = 8 - 9\%$ ), ни при деформации сжатием при 1125—1200°C ( $\epsilon = 8 - 9\%$ ), ни при последующем отжиге при 1200°C. Строение и свойства материала ТФС определяются диффузионными потоками на границе раздела двух сплавов: Co, Cr, Co, W, Nb из дискового Ni сплава в лопаточный ИМ сплав и Ni в дисковый сплав. Диффузия W и Nb в ИМ сплав, Mo и Al в Ni сплав затруднена. На границе раздела образуется высоколегированный  $\gamma$ -твердый раствор на основе Ni переменного состава (обогащен Al со стороны ИМ сплава, более широкий со стороны Ni сплава). Прочность на растяжение при комнатной температуре сварного соединения по плоской поверхности колеблется в 0,42—0,67 от прочности соединяемых высокопрочных сплавов.

**Ключевые слова:** сверхпластичность, диффузия, монокристалл, никелевый сплав, сварка

## The solid-phase joints of high-temperature nickel alloy with ultrafine-grained structure for disks and Ni<sub>3</sub>Al based single-crystal blade alloy

A.A. Drozdov<sup>1</sup>, V.A. Valitov<sup>2</sup>, K.B. Povarova<sup>1</sup>, O.A. Bazyleva<sup>3</sup>, E.V. Galieva<sup>2</sup>, S.V. Ovsepyan<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, Leninskiy prospect 49, Moscow, 119991, Russia

<sup>2</sup>Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, 39 Khalturin St., Ufa, 450001, Russia

<sup>3</sup>Federal state unitary enterprise “All-Russian scientific research institute of aviation materials” State research center of the Russian Federation, Radio St. 17, Moscow, 119991, Russia

The work is aimed at obtaining highly efficient one-piece units of gas turbine aircraft engines — disks with blades (blisks). Intermetallic  $\gamma' + \gamma$  alloys based on  $\gamma - \text{Ni}_3\text{Al}$  phase of the VKNA type selected as blade material and Ni-based high alloy EP975 selected for discs have similar initial melting temperatures (~1340 and ~1300°C, respectively). Solid-phase joints (SPJ) «EP975//VKNA» are obtained at the homologous temperatures of  $0.86 - 0.91 T_m$  (K). Fundamental differences in the SPJ structure and that of the adjacent areas for both alloys are determined by the intensity of diffusion processes at the homologous temperatures in intermetallic single-crystals of a thermally stable structure and in the deformed Ni-based alloy of an ultrafine-duplex

( $\gamma'$ + $\gamma$ ) structure. The structure of single-crystal intermetallic alloys does not basically change either in the process of solid-phase welding at 1125—1200°C ( $\epsilon=8-9\%$ ), or under the compression at 1125—1200°C ( $\epsilon=8-9\%$ ), or during the subsequent annealing at 1200°C. The SPJ material structure and properties are determined by the diffusion flows at the interface of the two alloys: Co, Cr, Co, W, Nb diffusing from the Ni-based alloy of the disk into the intermetallic alloy of the blade, on the one hand, and Ni diffusing into the disk alloy, on the other. The diffusion of W and Nb into the intermetallic alloy and Mo and Al into the Ni-based alloy is impeded. High-alloyed  $\gamma$ -solid solution based on the Ni alloy of variable composition (enriched with Al by the intermetallic alloy, wider from the Ni alloy side) is formed at the interface. The weld joint tensile strength on the flat surface varies at room temperature from 0.42 to 0.67 of that of the high tensile strength alloys welded.

**Keywords:** superplasticity, diffusion, single crystal, nickel alloy, welding, solid state joints

## Введение

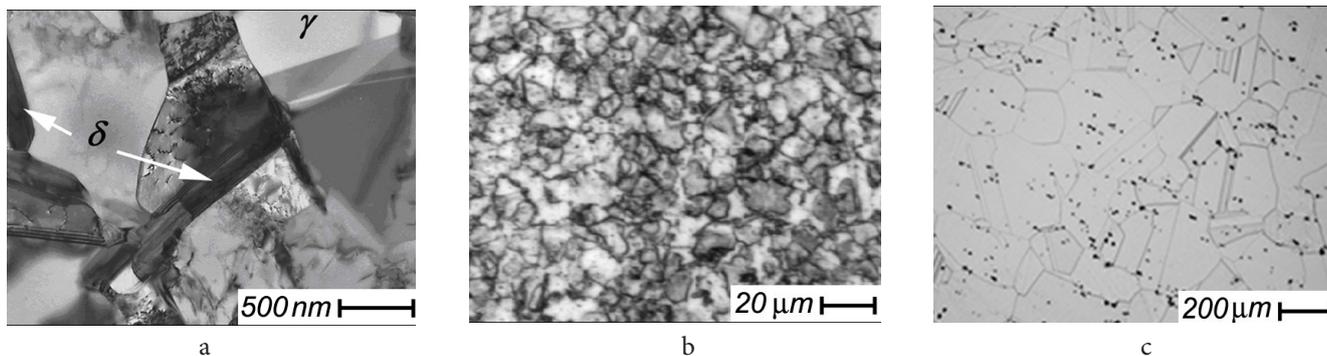
Диски газотурбинных двигателей относятся к числу наиболее ответственных деталей, работающих в условиях воздействия высоких растягивающих, изгибных и термических напряжений (статических, повторно-статических, усталостных и др.) [1]. Рабочие температуры материала дисков, в особенности в зоне обода, составляют 650—700°C и в перспективе 815—850°C. Актуальным является развитие работ по реализации новых конструкторско-технологических решений, обеспечивающих повышение температурно-силовых параметров работы дисков, в том числе создание новых высоконадежных целиковых узлов, например, дисков с лопатками или «блисков» (blades and disks). На основании анализа собственных и литературных данных в качестве лопаточного сплава для блисков были выбраны монокристаллы жаропрочных и жаростойких материалов на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  типа ВКНА, имеющих более высокую температуру плавления (1365—1395°C), более высокую жаростойкость, и более низкую плотность ( $8\pm 0,1 \text{ г/см}^3$ ), чем никелевые суперсплавы [2,3]. Интерметаллидные сплавы имеют рабочие температуры, по крайней мере, до 1100—1250°C и уже находят применение в авиационном двигателестроении [2,4]. В качестве дискового сплава был выбран никелевый деформируемый жаропрочный сплав ЭП975, предназначенный для работы при температурах 800—850°C взамен известных никелевых дисковых сплавов, рабочие температуры которых не превышают 650—700°C. Традиционные методы сварки для изготовления «блисков» из современных жаропрочных никелевых сплавов неприменимы из-за высокого содержания в них алюминия, обеспечивающего высокое содержание гамма-штрих фазы ( $\gamma'$ -фазы), ухудшающей свариваемость вследствие высокой скорости ее выделения [1]. При литье с направленным затвердеванием лопаточной части и равноосной кристаллизацией в центральной ступичной части предполагается использование одного сплава для обеих деталей узла, в котором требования по жаропрочности к лопаткам и ступице принципиально различаются. При получении ротора типа «блиск» путем сварки трением не решены конструктивные и технологические трудности соединения с диском большого количества близко расположенных лопаток [1]. Кроме того сварка трением предполагает значительную деформацию обоих материалов в зоне соединения, что недопустимо

при работе с монокристаллами. При высокотемпературной пайке лопаток через порошковый припой возникают проблемы, связанные с более низкой температурой плавления материала припоя, чем соединяемых сплавов, с повышенным газоотделением и формированием широкой зоны мелкозернистой пористой структуры, что является нежелательным [1]. В связи с этим в настоящей работе для получения «блисков» был использован альтернативный метод, не имеющий указанных недостатков вышеперечисленных методов. Это сварка давлением в твердой фазе в условиях сверхпластичности (СП) дискового никелевого сплава. В кратком обзоре [5] о влиянии эффекта сверхпластичности на свариваемость в твердом состоянии кристаллических материалов было показано, что наиболее благоприятным для формирования твердофазного соединения (ТФС) является создание в сплавах ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической структуры. Поскольку для создания блиска необходимо сохранение монокристаллического состояния в монокристаллах лопаточных гетерофазных ( $\gamma'$ + $\gamma$ ) — сплавов на основе  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$ , формирование УМЗ структуры, обеспечивающей более высокую скорость диффузии в зоне ТФС, было возможно только в никелевом дисковом сплаве. Кроме того высокая пластичность дискового сплава, при формировании сварного соединения в режиме СП, должна обеспечивать заполнение углублений в замковой части типа «елочка» лопатки из интерметаллидного сплава типа ВКНА. Следует отметить, что компенсация недостаточной диффузии при сварке давлением в случае использования дискового материала с крупнозернистой структурой за счет увеличения температуры и давления сварки была нежелательна из-за опасности нарушения монокристаллического строения лопаточного материала.

В связи с этой целью настоящей работы является выявление благоприятных температурно-силовых параметров твердофазной сварки в условиях СП дискового сплава и изучение формирования градиентных структур ТФС между никелевым дисковым сплавом и лопаточным интерметаллидным сплавом типа ВКНА в монокристаллическом состоянии.

## Материалы и методика эксперимента

В качестве материала лопаток был выбран один из сплавов на основе  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$  серии ВКНА в монокристалличе-



**Рис. 1.** Микроструктуры дисковых сплавов ЭК61(а) и ЭП975 (b,c). (a,b) УМЗ структуры сформированы после деформационно-термической обработки в двухфазных областях ( $\gamma+\delta$ ) для сплава ЭК61 и ( $\gamma+\gamma'$ ) для сплава ЭП975; (c) структура ЭП975 после окончательной ТО.

**Fig. 1.** Microstructure of alloys EK61 (a) and EP975 (b,c). (a,b) UFG structures formed after thermomechanical treatment in two-phase ( $\gamma+\delta$ ) region for alloy EK61 and ( $\gamma+\gamma'$ ) region for alloy EP975; (c) after final thermal treatment.

ском состоянии с кристаллографической ориентацией  $\langle 001 \rangle$ . Сплавы серии ВКНА несколько отличаются составом и содержанием ЛЭ, но имеют одинаковый фазовый состав, обеспечивающий стабильность гетерофазной ( $\gamma'+\gamma$ ) структуры вплоть до температуры солидус. Некоторым из них присвоены марки и они паспортизованы. В работе использован один из экспериментальных сплавов этой серии. Сплав содержал (масс. %) Ni-осн., 8,5 Al, 5,0 Cr, 2,3 W, 5,0 Mo, 1,5 Ti, 0,015 La. Заготовки получали вакуумной индукционной плавкой по технологии, разработанной в [6], монокристаллы получали методом высокоградиентной направленной кристаллизации. Сплав имеет ячеисто-дендритную структуру и представляет собой естественный эвтектический композит  $\gamma'-\text{Ni}_3\text{Al} + (10-15)$  об.%  $\gamma$ -Ni с избытком первичных выделений  $\gamma'-\text{Ni}_3\text{Al}$ . Между двухфазными дендритами (матрица  $\gamma'-\text{Ni}_3\text{Al}$  с выделениями  $\gamma$  твердого раствора на основе Ni в виде тонких прерывистых прослоек между участками  $\gamma'-\text{Ni}_3\text{Al}$ ) расположены первичные выделения  $\gamma'-\text{Ni}_3\text{Al}$ . Сплав содержит 7,3% тугоплавких металлов (W, Mo), имеет плотность 7,91 г/см<sup>3</sup> и 100-часовую прочность 370, 110 и 48 МПа при 900, 1100 и 1200°C.

В качестве материала дисков был выбран деформируемый сплав ЭП975, содержащий (масс. %): Ni-осн., 4,8Al, 8,2Cr, 10,2W, 1,2Mo, 2,4Ti, 15,1 Co, 1,5Nb. На первом этапе работы, для выяснения возможности получения качественного ТФС в условиях низкотемпературной СП никелевого сплава, использовали менее жаропрочный промышленный сплав ЭК61, содержащий (масс. %): Ni-осн., 1,0 Al, 16,6 Cr, 15,0 Fe, 0,5V, 3,9 Mo, 0,8 Ti, 5,0 Nb. Никелевые сплавы получали по стандартной технологии. В образцах из сплава ЭК61 методом всесторонней изотермическойковки была получена однородная УМЗ структура микроdupлексного типа (рис.1a) со средним размером  $\gamma$ -зерен 800 нм и средней толщиной пластин  $\delta$ -фазы 150 нм. В заготовках сплава ЭП975 диаметром 100—150 мм и толщиной 25—30 мм была сформирована однородная мелкозернистая структура микроdupлексного типа (рис.1b) со средним размером зерен  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы в сплаве 7,8 и 3 мкм соответственно. Следует отметить, что микроdupлексная структура является промежуточ-

ным состоянием в разрабатываемом технологическом процессе получения ТФС дискового никелевого сплава с интерметаллидным монокристаллическим сплавом. Высокие свойства дискового сплава ЭП975 ( $\sigma_B=1313-1330$  МПа,  $\sigma_{0,2}=1010-1019$  МПа,  $\delta=19-20\%$ ,  $\psi=20-21\%$ ,  $KC=5,4-6,3$  кгм/см<sup>2</sup>,  $\sigma_{100}=420$  МПа при 850°C) реализуются только после термической обработки, обеспечивающей крупнозернистую структуру. Было установлено, что структура со средним размером зерен 130 мкм (рис.1c) формируется после окончательной термической обработки: отжига в однофазной  $\gamma$ -области при 1215°C (6 ч), охлаждении на воздухе и последующем старении.

Для получения твердофазного соединения (ТФС) дискового никелевого сплава и монокристаллического интерметаллидного сплава использовали методику твердофазной сварки давлением в условиях СП деформируемого никелевого сплава. Сварку давлением проводили в вакууме ( $2 \times 10^{-3}$  Па). Режимы сварки для получения ТФС выбирали таким образом, чтобы они соответствовали температурно-скоростным режимам низкотемпературной СП деформации для УМЗ структуры сплава ЭК61 ( $t=700-850^\circ\text{C}$ , степень деформации  $\epsilon=20-40\%$ , удельное усилие  $\sigma \leq 70-78$  МПа) и в условиях высокотемпературной СП деформации дискового сплава ЭП975 ( $t=1125^\circ\text{C}$ , степень деформации  $\epsilon=23-40\%$ , удельное усилие  $\sigma \leq 38-50$  МПа).

Коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения в диапазоне скоростей деформации  $\dot{\epsilon}=10^{-4}-10^3$  с<sup>-1</sup> составлял  $m=0,65$ . Отжиг ТФС проводили при 1200°C в вакууме (10—4 мм. рт. ст.) в течение 1 ч. Микроструктуру сплавов и зоны ТФС исследовали методами оптической и растровой микроскопии. Использовали оптический микроскоп Olimpus GX51 и растровый электронный микроскоп LEO 1420, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 300 фирмы Oxford Instruments. Съемка проводилась в режиме вторичных электронов. Микроанализ, для оценки содержания элементов в зоне ТФС, проводили в точках, расположенных на одной линии. Расстояние между точками, в которых проводился анализ, составляло около 1,5 мкм.

## Результаты и обсуждение

Исследование градиентных структур ТФС (рис.2) показало, что при сварке давлением деформация локализуется в дисковых сплавах, имеющих в результате предшествовавшей деформационно-термической обработки, мелкозернистую или УМЗ структуру (типа микродуплекс  $\gamma+\gamma'$  для ЭП 975 и  $\gamma+\delta$  для ЭК61) и демонстрировавших сверхпластичность.

Оценивали возможность получения качественного ТФС при минимально возможных температурах и давлениях, чтобы избежать изменения структуры в монокристаллах лопаточного сплава типа ВКНА. Исследование ТФС, полученных сваркой давлением в режиме низкотемпературной СП никелевого сплава (при температуре  $\approx 0,6 T_{пл}$ ), показало, что в сварном шве пары ЭК61//ВКНА-моно наблюдаются тонкие плоские поры (или несплошности) длиной до 2 мкм, шириной 0,1—0,3 мкм, термодиффузионные зоны практически отсутствуют (рис.2а). Это свидетельствует о низком качестве ТФС, полученного в условиях низкотемпературной СП.

В связи с этим были проведены эксперименты по сварке давлением в условиях высокотемпературной СП пары «ЭП975//ВКНА-моно». В сварном шве пары ЭП975//ВКНА-моно сформировалась термодиффузионная зона шириной 8—18 мкм (рис.2б,с). Она шире со стороны никелевого дискового сплава с мелкозернистой структурой и развитой площадью межзеренных большеугловых границ, чем со стороны монокристаллического сплава, где границы зерен в пределах  $\gamma'$ -фазы, занимающей 85—90 об.%, отсутствуют либо присутствуют межфазные границы (в пределах 10—15 об.% ( $\gamma+\gamma'$ ) — фаз). В диффузионной зоне со стороны никелевого сплава исчезают избыточные включения  $\gamma'$ -фазы и формируются мелкие округлые поры. Термодиффузионная зона в ВКНА-моно является более плотной, плавно переходит в прослойки  $\gamma$ -фазы в двухфазной ( $\gamma'+\gamma$ ) — области, имеет четкую границу с  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al первичными выделениями (рис.2б).

Микрорентгеноспектральный анализ зоны ТФС «ЭП975//ВКНА-моно» (рис.3) показал, что в ней формируются встречные диффузионные потоки, связанные, прежде всего, с диффузией атомов металлов с меньшим атомным радиусом. Активно протекает диффузия Со ( $r_{ат.}=0,125$  нм) и Сг ( $r_{ат.}=0,128$  нм) из ЭП975 в интерме-

таллидный сплав, Ni ( $r_{ат.}=0,124$  нм) из низколегированного интерметаллидного сплава в высоколегированный Со, Сг и W никелевый сплав. Диффузия W ( $r_{ат.}=0,140$  нм) и Nb ( $r_{ат.}=0,147$  нм) в интерметаллидный сплав, а также диффузия Мо ( $r_{ат.}=0,139$  нм) и Al ( $r_{ат.}=0,143$  нм) в никелевый сплав затруднена. В диффузионном слое со стороны интерметаллидного сплава содержание W находится практически на том же уровне, что и в сплаве, ниобий не обнаружен. Обоеднение диффузионного слоя Al происходит не за счет его диффузии в никелевый сплав, а за счет диффузии Со и Сг из никелевого сплава в интерметаллидный и изменения соотношения элементов в слое. Таким образом, твердофазная сварка лопаточного интерметаллидного сплава и дискового никелевого сплава в условиях высокотемпературной СП последнего происходит диффузионным путем с образованием  $\gamma$ -твердого раствора на основе никеля переменного состава. Характерной особенностью ТФС, сформировавшегося в данных условиях, является наличие узкой, шириной менее 1 мкм, зоны между обоими диффузионными слоями, в которой сосредоточены округлые поры диаметром до 200 нм и мелкие округлые включения размером не более 150 нм (рис.2с). По данным микрорентгеноспектрального анализа участки, на которых находятся включения, содержат (ат. %) 28,51 О, 19,68 Al, 3,24 Ti и 5,31Cr, а также 33,43 Ni, 5,66 Со (рис.3). Это может указывать на присутствие в зоне ТФС оксидов, возможно, типа  $(Al,Cr)_2O_3$  на базе  $Al_2O_3$  и (или) шпинелей типа  $(Ni,Co)(Al,Cr)_2O_4$ . Формирование пор в ТФС, по-видимому, может быть связано с проявлением эффекта Киркендала — диффузией преимущественно Со и Сг из дискового сплава в монокристалл. Появление частиц оксидов в этой зоне, по-видимому, связано с процедурой формирования ТФС в камере оборудования, присутствием кислорода в атмосфере и на поверхностях образцов, что может быть исправлено корректировкой параметров процесса сварки.

Оба сплава (типа ВКНА и ЭП975) имеют близкие температуры начала плавления (1340 и 1300°C). Гомологическая температура выбранного режима сверхпластической деформации для пары ВКНА // ЭП975 составляет 0,86 и 0,88  $T_{пл}$  (К) для сплавов соответственно. Принципиальные различия в строении шва ТФС и структуре примыкающих участков со стороны обоих сплавов определяются интенсивностью развития диффузионных

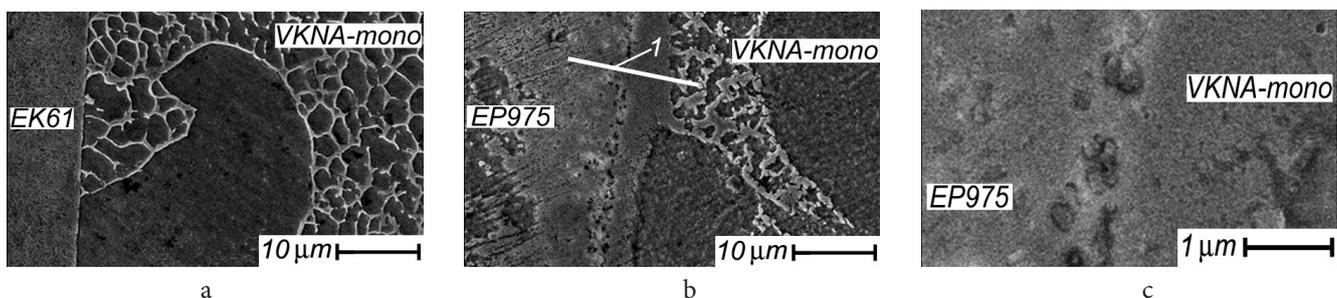


Рис. 2. Характерные микроструктуры ТФС пар (а) ЭК61//ВКНА-моно и (б,с) ЭП975//ВКНА-моно (1 – линия проведения микрорентгеноспектрального анализа).

Fig. 2. Specific microstructures of SSJ of VKNA-mono // EK61 (a) and VKNA-mono // EP975 (b,c). (1 is a line of micro-X ray structural analysis).

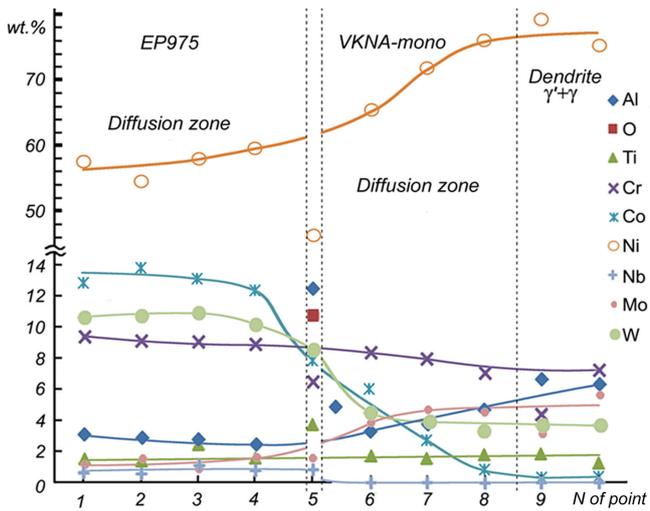


Рис. 3. Распределение элементов в ТФС пары ЭП975//ВКНА-моно по линии, показанной на рис.2б.

Fig. 3. Distribution of components along the line shown in Fig.2b.

процессов в монокристалле с термически стабильной гетерофазной ( $\gamma' + \gamma$ ) — структурой и деформируемом сплаве с мелкозернистой микродуплексной структурой. Важно отметить, что микроструктура монокристалла интерметаллидного сплава как в основном объеме заготовки, так и на участке, примыкающем к ТФС, принципиально не изменяется ни в процессе сварки давлением при 1125°C, ни при последующем отжиге при 1200°C. Наблюдается лишь некоторое увеличение размера  $\gamma'$ -участков и изменение морфологии  $\gamma$ -прослоек между ними в осях и межосных пространствах ( $\gamma' + \gamma$ ) — дендритов, следы пластической макродеформации отсутствуют. Рост  $\gamma$ -зерен и уменьшение объемной доли  $\gamma'$ -фазы или ее исчезновение в дисковом сплаве ЭП975 в процессе твердофазной сварки и последующем отжиге при 1200°C приводят к формированию крупнозернистой структуры (средний размер зерен  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы составляет соответственно 70—80 и 10—20 мкм), обеспечивающей высокие характеристики жаропрочности дискового сплава. Таким образом, выбранные режимы сварки ( $t=1125^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon=23\text{—}40\%$ , удельное усилие  $\sigma \leq 38\text{—}50$  МПа), соответствующие условиям высокотемпературной СП сплава ЭП975, обеспечили качественное ТФС для пары ВКНА // ЭП975 и не привели к неблагоприятным микроструктурным изменениям, которые могли бы ухудшить жаропрочные свойства обоих сплавов.

### Выводы

1. Установлено влияние режимов твердофазной сварки давлением литейного интерметаллидного сплава на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  типа ВКНА в монокристаллическом состоянии с деформируемыми никелевыми сплавами ЭК61, ЭП975 на строение зоны ТФС. На примере сплава ЭК61, в частности, было показано, что наличие ультрамелко-

зернистой структуры недостаточно для формирования качественного ТФС в условиях, соответствующих низкотемпературной ( $t \approx 0,6 T_{\text{пл}}$ ) сверхпластичности никелевого сплава.

2. Разработаны режимы сварки под давлением монокристалла лопаточного сплава на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  типа ВКНА и высоколегированного дискового никелевого сплава ЭП975, обеспечившие формирование относительно узкой зоны ТФС, представляющей собой высоколегированный  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля, что должно обеспечить высокую прочность ТФС. Режимы сварки соответствуют режимам высокотемпературной ( $t \approx 0,88 T_{\text{пл}}$ ) сверхпластичности дискового сплава.

3. Показано, что получение ТФС в режиме высокотемпературной сверхпластичности дискового сплава и последующий отжиг при температуре  $0,9 T_{\text{пл}}$  интерметаллидного сплава не приводят к микроструктурным изменениям, которые могли бы ухудшить жаропрочность обоих соединяемых сплавов. Дальнейшие исследования необходимы для определения прочности и пластичности полученного ТФС и эффективности в целом разработанного технологического процесса.

### Литература / References

1. A. V. Logunov, Yu. N. Shmotin Modern high temperature nickel alloys for disks of gas turbines. Moscow. Public corporation «Science and Technology». (2013) 256 p. (in Russian) [А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин. Москва. Наука и технология. (2013) 256 с.]
2. K. B. Povarova, A. A. Drozdov, V. P. Buntushkin, N. K. Kazanskaya, O. A. Bazyleva. Materials Science Questions. 54 (2), 85—93 (2008). (in Russian) [К. Б. Поварова, А. А. Дроздов, В. П. Бунтушкин, Н. К. Казанская, О. А. Базылева. Вопросы материаловедения. 54 (2), 85—93 (2008).]
3. Ju. R. Kolobov, E. N. Kablov. Structure and properties of intermetallic materials with nanophase strengthening. Moscow. Publishing house MISiS. (2008) 328 p. (in Russian) [Ю. Р. Колобов, Е. Н. Каблов. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. Москва. Издательский дом МИСиС. (2008) 328 с.]
4. K. B. Povarova, N. K. Kazanskaya, A. A. Drozdov, I. O. Bannykh, V. P. Buntushkin, O. A. Bazyleva, V. G. Kostogryz, V. G. Bakharev, V. I. Mironov. Russian metallurgy. 3, 269—274 (2003).
5. R. Ya. Lutfullin. Letters on Materials. 1 (1), 59—64 (2011). (in Russian) [Р. Я. Лутфуллин. Письма о материалах. 1 (1), 59—64 (2011).]
6. K. B. Povarova, A. A. Drozdov, O. A. Bazyleva, Yu. A. Bondarenko, M. A. Bulakhtina, E. G. Arginbaeva, A. V. Antonova, A. E. Morozov, D. G. Nefedov, Russian metallurgy. 5, 382—390 (2014).