

## ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК79 И ЭП975

**Э.В. Галиева<sup>1\*</sup>, В.А. Валитов<sup>1</sup>, М.Ю. Жигалова<sup>2</sup>, Р.Я. Лутфуллин<sup>1</sup>, А.Х. Ахунова<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, Уфа, 450001,  
Россия

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса 12,  
Уфа, 450008, Россия

\*e-mail: galieva\_elvina\_v@mail.ru

**Аннотация.** Исследовано влияние метода сварки давлением, включающего сдвиговую компоненту деформации по контактной поверхности, на формирование твердофазного соединения из дисперсионно-твёрдеющих никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975, а также проведена оценка его качества по пористости и прочности на отрыв. Показано, что в процессе сварки давлением образуется переходная диффузионная зона шириной около 20 мкм. Методом энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа обнаружено, что в этой диффузионной зоне имеет место протекание процессов встречной диффузии легирующих элементов, таких как W, Al, Cr и Fe. По результатам испытаний на растяжение при комнатной температуре выявлено, что прочность твердофазного соединения составляет 0.49-0.62 от прочности сплава ЭК79.

**Ключевые слова:** жаропрочные никелевые сплавы, сварка давлением, твердофазное соединение, термическая обработка, сдвиговая деформация, прочность соединения.

### 1. Введение

Жаропрочные никелевые сплавы широко используются в авиационной промышленности для изготовления различных деталей газотурбинных двигателей благодаря высоким характеристикам жаропрочности и жаростойкости при повышенных температурах (650-850°C), соответствующих реальным температурам их эксплуатации, например, применительно к деталям типа диск газотурбинного двигателя [1-9]. Между тем, при создании газотурбинных двигателей нового поколения существует проблема, связанная с необходимостью дальнейшего повышения характеристик жаропрочности высокотемпературных материалов [2,4,5,7]. Эта проблема может быть решена не только за счет создания новых композиций жаропрочных материалов, но и за счет разработки и внедрения новых конструкторско-технологических решений, связанных с применением биметаллических деталей, например, типа «диск-вал», что позволит повысить температурно-силовые параметры работы двигателя и его энергоэффективность [2,10-15]. В этой связи, в настоящее время большое внимание уделяется исследованиям, которые направлены на получение качественных неразъемных соединений из жаропрочных никелевых сплавов. Результаты таких исследований могут быть полезными при разработке технологий изготовления биметаллических деталей с требуемым комплексом эксплуатационных свойств [10-15].

Известно [10-30], что для получения твердофазных соединений металлов и сплавов используются различные методы получения неразъемных соединений: диффузионная

сварка, сварка трением, сварка плавлением и др. Один из наиболее широко используемых методов получения твердофазного соединения (ТФС) из однородных и разнородных сплавов является метод диффузионной сварки [4,8,18,19,22]. Для получения качественного ТФС никелевых сплавов с крупнозернистой структурой диффузионная сварка возможна при высоких гомологических температурах [18, 22]. Альтернативным диффузионной сварке является сварка давлением в условиях сверхпластичности [15,17,23,25], позволяющая существенно снизить температуру обработки для получения ТФС. Другие перспективные методы - линейная сварка трением и сварка трением с перемешиванием применяются в основном при обработке материалов, обладающих высокими характеристиками технологической пластичности [28-30]. Такими материалами являются сплавы на основе алюминия и титана. Эти методы также могут быть использованы при обработке железоникелевых сплавов типа Inconel 625 [30], упрочняемых интерметаллидными выделениями упрочняющей фазы на основе интерметаллида  $Ni_3Nb$  [6]. Инкубационный период выделения этой фазы составляет 5-10 мин. Поэтому железоникелевые сплавы с таким упрочнением (Inconel 718 и менее легированный сплав Inconel 625) относятся к классу свариваемых сплавов, при обработке которых можно даже применять сварку плавлением. В отличие от вышеуказанных сплавов, в никелевых сплавах ЭК79 и ЭП975 упрочнение достигается за счет выделения упрочняющей фазы на основе интерметаллида  $Ni_3Al$ , инкубационный период выделения которой близок к нулю, т.е. при охлаждении она выделяется практически мгновенно. Поэтому сплавы ЭК79 и ЭП975 относятся к классу несвариваемых сплавов, которые нельзя соединить традиционным методом сварки плавлением [1].

В связи с вышеизложенным, применительно к жаропрочным никелевым сплавам типа ЭК79 и ЭП975 предпочтительны только те методы ТФС, которые минимизируют возникновение фазовых и термических напряжений в процессе формирования ТФС.

Одним из перспективных методов, который позволяет соединять не только однородные, но и разнородные материалы, в том числе сплавы ЭК79 и ЭП975, можно назвать метод сварки давлением в температурно-скоростном режиме сверхпластической (СП) деформации [15,17,23,25]. Как известно, качество ТФС в значительной степени зависит от условий сварки - температуры, давления на контактной поверхности, а также степени и схемы деформации [8, 18-22]. При диффузионной сварке и сварке давлением часто используется деформация по схеме одноосного сжатия (осадки), для которой характерно неоднородное напряженно-деформированное состояние [8,15,17,18,22,23]. Вследствие этого в области ТФС наблюдается образование застойных зон деформации, снижающих качество ТФС [31,32]. Одним из способов, позволяющих минимизировать образование зон затрудненной деформации и тем самым повысить прочность ТФС, является создание рельефа на контактирующих поверхностях соединяемых материалов [15, 27]. Перспективным методом повышения прочности ТФС как однородных, так и разнородных жаропрочных никелевых сплавов является предложенный ранее авторами в работе [32] метод, в котором в процессе сварки давлением имеет место сдвиговая компонента деформации по контактной поверхности соединения свариваемых сплавов. В работе [32] авторы на примере модельных образцов продемонстрировали эффективность получения неразъемного твердофазного соединения при сварке давлением со сдвигом применительно к детали типа «диск-вал». При этом следует отметить, что внедрение конической части вала в диск приводит к возникновению сжимающих напряжений со стороны диска, которые способствуют образованию хорошего физического контакта между диском и валом, что важно для образования качественного ТФС.

Целью данной работы является исследование влияния сварки давлением со сдвигом по контактной поверхности на формирование твердофазного соединения из никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975 и оценка его качества по пористости и прочности на отрыв.

## 2. Материал и методики эксперимента

Материалами для исследований являлись жаропрочные деформируемые дисперсионнотвердеющие никелевые сплавы ЭК79 и ЭП975, в которых в процессе предварительной деформационно-термической обработки была сформирована однородная по всему объему материала микрокристаллическая структура дуплексного типа. В исходном состоянии структура никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975 представляла собой двухфазную структуру, состоящую из зерен  $\gamma$ -фазы и некогерентных глобулярных частиц  $\gamma'$ -фазы ( $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$ ). В сплаве ЭК79 средний размер зерен  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз был равен  $d_{\gamma} = 9.50 \pm 0.9$  и  $d_{\gamma'} = 2.68 \pm 0.2$  мкм, соответственно (рис. 2а). В сплаве ЭП975 средний размер зерен  $\gamma$ -фазы и некогерентных частиц  $\gamma'$ -фазы составлял:  $d_{\gamma} = 8.0 \pm 0.4$  мкм и  $d_{\gamma'} = 3.3 \pm 0.3$  мкм (рис. 2б).

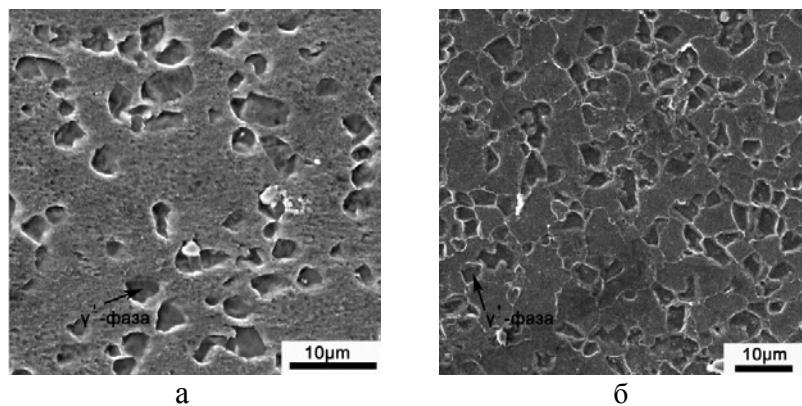


Рис. 1. Микроструктура исходного состояния сплавов ЭК79 (а) и ЭП975 (б) (растровая электронная микроскопия).

Для получения неразъемного соединения сварку давлением проводили на универсальной машине RMS-100 фирмы «Schenck». Сварки образцов в виде «вала» из сплава ЭК79 и «диска» из сплава ЭП975 проводили при температуре 1100 °С и скорости деформации  $10^{-4}$  с<sup>-1</sup> путем внедрения «вала» в «диск». Общая высота «диска» составляла 15 мм. Образец в виде «вала» представлял собой цилиндрическую часть высотой 18 мм, переходящую в усеченный конус высотой 12 мм. Деформация осуществлялась осевым перемещением образца в виде «вала» относительно другого образца в виде «диска», что достигалось передвижением траверсы испытательной машины. Величина перемещения составляла 1 и 2 мм. Температурные условия сварки давлением выбирали, основываясь на ранее полученных в работе [33] данных, из которых следует, что оптимальная температура СП деформации для сплава ЭК79 составляет 1100 °С. Более жаропрочный сплав ЭП975 также проявляет высокие СП свойства при температуре 1100 °С, хотя оптимальная температура СП деформации для этого сплава составляет 1130 °С. Собранные вместе образцы из никелевых сплавов ЭП975 и ЭК79 помещали в контейнер из нержавеющей стали, который был герметизирован посредством аргонодуговой сварки. Контейнер соединили трубопроводом с вакуумной системой и создали во внутренней полости контейнера вакуум с остаточным давлением не более  $2 \times 10^{-3}$  Па. Затем контейнер установили в рабочую камеру установки для высокотемпературной сварки давлением, включающей высокотемпературную печь, плоские бойки из интерметаллидного сплава типа ВКНА-1В, систему охлаждения датчика нагрузки

испытательной машины Schenck Trebel типа RMS100. После нагрева к контейнеру с образцами приложили усилие и произвели деформацию в температурно-скоростных условиях ( $1100^{\circ}\text{C}$ ,  $10^{-4}\text{с}^{-1}$ ), в которых эффект СП проявляется как в сплаве ЭК79, так и в сплаве ЭП975. Как известно [5,34,35], для восстановления жаропрочных свойств материалов с микрокристаллической структурой необходимо проведение термической обработки (ТО). Поэтому после сварки давлением сплава проводили ТО образцов по стандартному режиму для сплава ЭК79, которая включает закалку с температуры полного растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и последующее двухступенчатое старение. Для сплава ЭП975 выбранный режим термической обработки не является оптимальным, поскольку температура полного растворения упрочняющей фазы в более легированном сплаве ЭП975 на  $60^{\circ}\text{C}$  выше, чем в сплаве ЭК79. В обоих случаях при старении внутри зерен  $\gamma$ -фазы будет выделена упрочняющая  $\gamma'$ -фаза. Выбранный режим ТО не является оптимальным для твердофазного соединения сплава ЭК79 со сплавом ЭП975, но он позволяет оценить более детально влияние режимов термической обработки на структуру и свойства ТФС из сплавов ЭК79 и ЭП975 будет изучено в дальнейших исследованиях.

Микротвердость определяли согласно ГОСТ 9450-76. Механические испытания на растяжение образцов после сварки давлением и ТО проводили при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5982 со скоростью деформации  $\dot{\epsilon}=10^{-3}\text{с}^{-1}$ .

Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Mira 3 Tescan LMN. Исследование распределения элементов в зоне ТФС проводили на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA 3SBH с EDX приставкой.

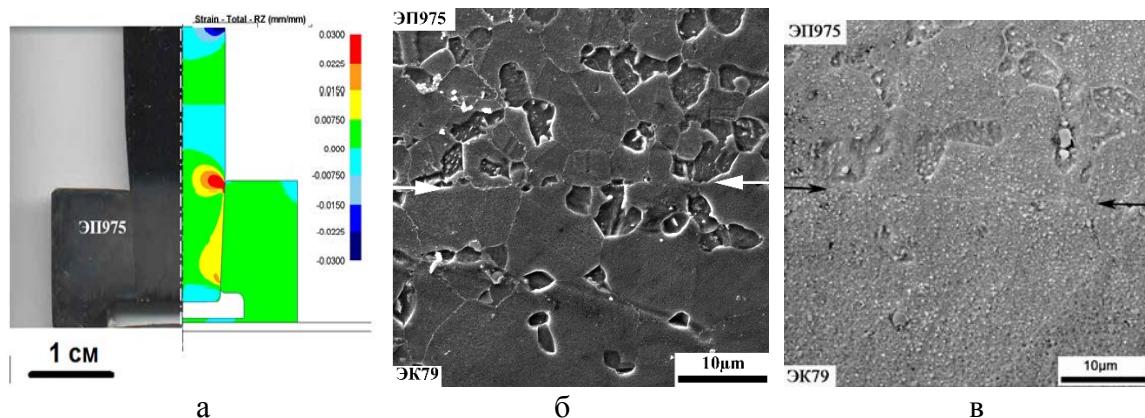
Конечно-элементное моделирование сварки давлением со сдвигом было проведено для 1/2 образцов (рис. 2 а) в двумерной постановке (осесимметричная задача) с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Подробное описание модели приведено в работе [32]. На рис. 2а приведен общий вид (1/2) модельных образцов вала и диска после сварки давлением со сдвигом, совмещенный с картиной распределения деформации в сварном образце (1/2), который моделирует получение ТФС в биметаллической детали «диск-вал» для газотурбинного двигателя.

### 3. Результаты и обсуждение

На поверхности любого материала присутствует оксидный слой, который необходимо разрушить, чтобы обеспечить создание ювенильных поверхностей. Образование таких поверхностей обеспечивает физический контакт и схватывание, необходимое для формирования качественного ТФС [8,18,26]. Условно схему формирования ТФС можно свести к трем этапам [8.26]: 1) образование физического контакта и замкнутых полостей при деформации; 2) образование ювенильных поверхностей и очагов схватывания; 3) деформационное схлопывание пор и исчезновение плоской поверхности раздела. В ряде исследований [15,25,31] было установлено, что для получения качественного ТФС важно локализовать деформацию, причем определяющим является реализация сдвиговой деформации, поскольку это позволит обеспечить механическое «сдирание» оксидной пленки и формирование качественного ТФС [15,32]. Ранее в работе [32] авторами был предложен метод сварки давлением, при котором обеспечивается максимальная сдвиговая деформация по контактной поверхности для получения неразъемного соединения типа «диск-вал» из жаропрочных никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975 путем внедрения вала, имеющего наконечник в виде усеченного конуса, в диск. При этом отверстие в диске было полностью на всю толщину диска сопряжено с конической частью вала под небольшим углом, составляющим  $3^{\circ}$  между осью вала (диска) и образующей конической части вала. Следует отметить, что при такой схеме деформации

как вал, так и диск подвергаются незначительной деформации, поскольку основной вклад в формирование ТФС вносит сдвиговая деформация по контактной поверхности соединяемых сплавов. В отличие от предложенного метода сварки давлением со сдвигом, при традиционной сварке давлением по схеме одноосного сжатия, основной вклад в формирование ТФС вносит осевая деформация, а сдвиговая деформация по контактной поверхности минимальна.

По результатам физического моделирования было установлено, что при осевом смещении «вала» относительно «диска» на 1 мм, формируется бесспористое соединение без каких-либо выделений избыточных фаз. На рис. 2 представлен общий вид модельных образцов, имитирующих биметаллическую деталь «диск-вал», совмещенный с картиной распределения деформации при сварке давлением со сдвигом. Схематичное изображение, где модельный образец биметаллической детали «диск-вал» дан в разрезе, представлено в работе [32].

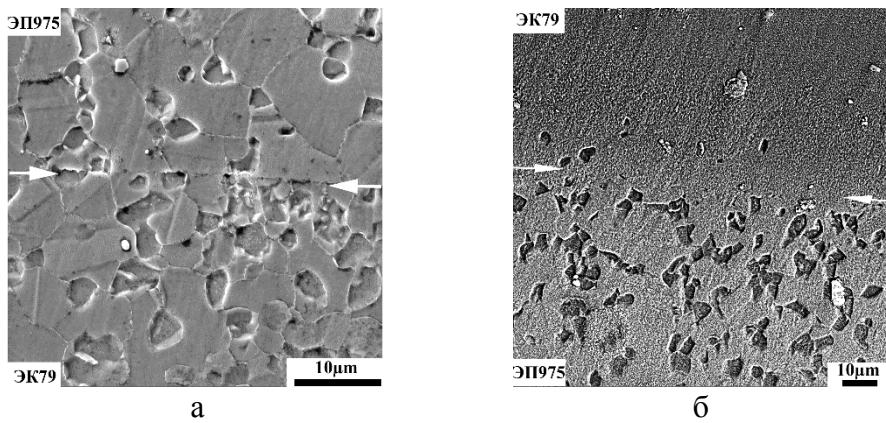


**Рис. 2.** Общий вид (1/2) модельных образцов вала и диска после сварки давлением со сдвигом, совмещенный с картиной распределения деформации в сварном образце (1/2), имитирующем биметаллическую деталь «диск-вал» (а) и микроструктура зоны ТФС (б, в) сплавов ЭК79 и ЭП975 после сдвиговой деформации, которая произошла в результате осевого смещения вала относительно диска на 1 мм; б - после сварки давлением; в - после сварки давлением и ТО.

**Микроструктура зоны ТФС до и после термической обработки.** На рис. 2(б, в) и 3 изображены микроструктуры зоны ТФС никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975 после сварки давлением на величину смещения вала относительно диска 1 и 2 мм, соответственно, до и после термической обработки. Стрелками показана линия ТФС.

Металлографический анализ показал, что получено ТФС, где относительная протяженность пор не более 10 %. Соединение происходит за счет возникновения сдвиговой деформации, посредством которой, по-видимому, сдирается оксидная пленка на поверхности материала, образуются ювенильные поверхности, необходимые для формирования соединения. Между соединяемыми сплавами видна граница раздела, на поверхности которой формируются общие зерна (рис. 2б, в, рис. 3).

После сварки в обоих сплавах сохраняется микрокристаллическая структура типа «микродуплекс». После термической обработки, включающей старение, в сплаве ЭП975 сохраняется микрокристаллическая структура. В сплаве ЭК79 термическая обработка приводит к растворению некогерентных выделений  $\gamma'$ - фазы и увеличению среднего размера зерен  $\gamma$ - фазы с выделением в них когерентных частиц упрочняющей  $\gamma'$ - фазы.



**Рис. 3.** Микроструктура зоны ТФС ЭК79 и ЭП975 (смещение - 2 мм):  
а - после сварки давлением, б - после сварки давлением и ТО.

В таблице 1 приведены результаты расчета среднего размера зерен  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы в сплавах ЭК79 и ЭП975 в исходном состоянии, после сварки давлением и последующей ТО. Из таблицы видно, что с увеличением перемещения «вала» относительно «диска» при сварке давлением не происходит существенных изменений размера зерен  $\gamma$ -фазы и некогерентных выделений  $\gamma'$ -фазы в обоих соединяемых сплавах. Более существенные изменения происходят после ТО, особенно в соединяемом сплаве ЭК79 и в зоне ТФС. ТО приводит к растворению в процессе высокотемпературного нагрева (закалки) некогерентных выделений  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЭК79, увеличению среднего размера зерен  $\gamma$ -фазы более чем в 10 раз и выделению при последующем старении в теле зерен  $\gamma$ -фазы наноразмерных частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. В сплаве ЭП975 после ТО сохраняется микрокристаллическая структура, но при этом в теле зерен  $\gamma$ -фазы также выделяются наноразмерные частицы упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, которые качественно могут быть выявлены методом просвечивающей электронной микроскопии, а на представленных рис. 2в и 3б, выглядят в виде «ряби».

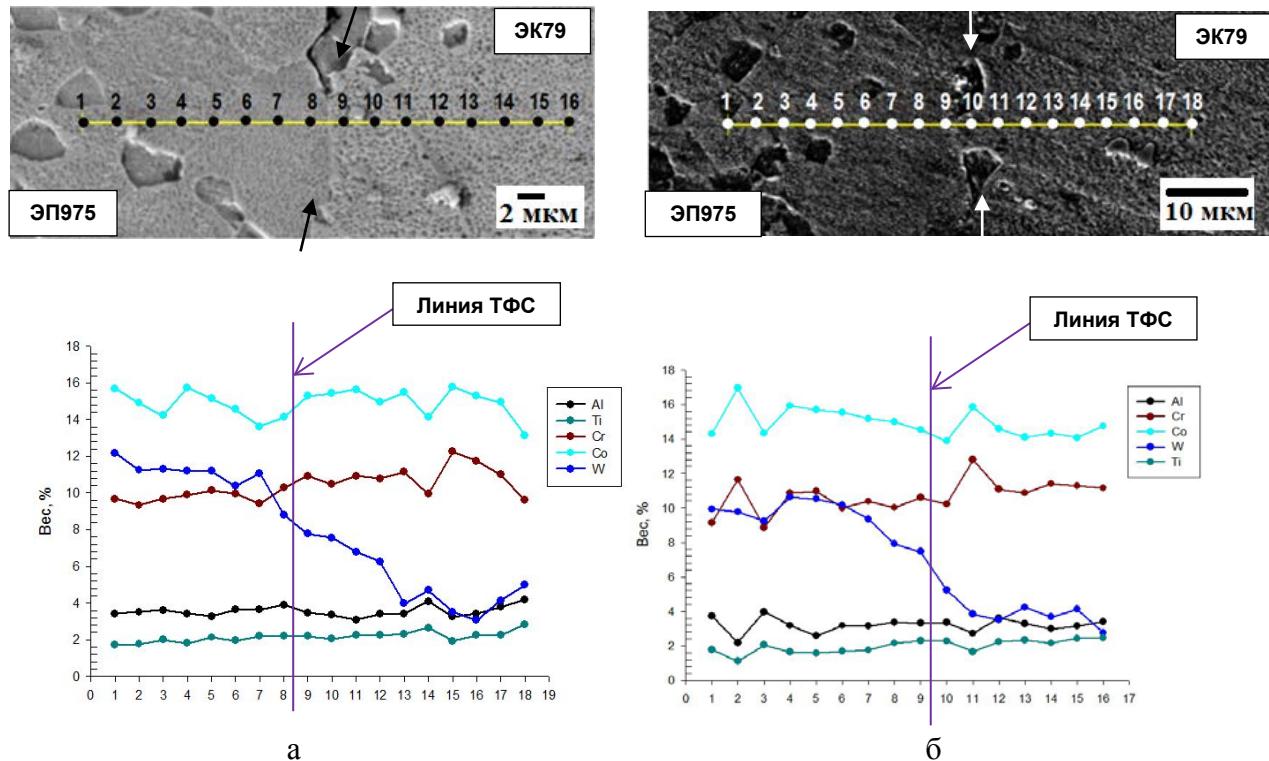
Таблица 1. Параметры микроструктуры сплавов.

Состояние	Величина смещения вала относительно диска, мм	ЭП975		ЭК79	
		$d_{\gamma}$ , мкм	$d_{\gamma'}$ , мкм	$d_{\gamma}$ , мкм	$d_{\gamma'}$ , мкм
Исходное	-	$8.0 \pm 0.4$	$3.3 \pm 0.3$	$9.5 \pm 0.9$	$2.7 \pm 0.2$
Сварка давлением	1	$7.5 \pm 0.5$	$3.2 \pm 0.3$	$11.3 \pm 0.8$	$2.5 \pm 0.2$
	2	$6.5 \pm 0.4$	$4.3 \pm 0.3$	$11.1 \pm 0.7$	$2.6 \pm 0.2$
Сварка давлением + ТО	1	$8.8 \pm 0.9$	$3.4 \pm 0.3$	$120 \pm 14$	$\leq 0.1$
	2	$9.4 \pm 0.8$	$3.5 \pm 0.4$	$113 \pm 12$	$\leq 0.1$

По результатам микрорентгеноспектрального анализа зоны ТФС (рис. 4) установлено, что в результате деформации происходит диффузия вольфрама и алюминия из сплава ЭП975 в сплав ЭК79 и диффузия хрома и железа в обратном направлении. В результате ТО в зоне ТФС наблюдается монотонное изменение концентрации легирующих элементов при переходе от одного материала к другому. Также произошло выравнивание химического состава в диффузионной зоне.

В зоне ТФС формируется промежуточная переходная диффузионная зона, которая визуально не видна, но определяется по результатам исследования распределений химических элементов (рис. 4). После сварки давлением ширина диффузионной зоны

составляет 20 мкм, ТО приводит к расширению зоны в 2 раза. Включений избыточных фаз не обнаружено.



**Рис. 4.** Распределение химических элементов в зоне ТФС сплавов ЭК79 и ЭП975.  
Осьное смещение вала относительно диска равно 2 мм;  
а - после сварки давлением; б - после сварки давлением и ТО.

**Микротвердость в зоне ТФС до и после термической обработки.** На рис. 5 приведены результаты измерения микротвердости сплавов ЭП975 и ЭК79 в исходном состоянии и зоны ТФС после сварки давлением на различную величину смещения вала относительно диска и последующей ТО. Значение микротвердости в зоне ТФС как после сварки давлением, так и после ТО составило 4.7 и 4.8 ГПа при смещении диска относительно вала на 1 и 2 мм, соответственно.

Выявлено, что значение микротвердости в пределах погрешности измерений соответствует уровню микротвердости основных материалов. Термическая обработка не привела к существенным изменениям в значениях микротвердости сплавов и зоны ТФС.

**Прочность ТФС до и после термической обработки.** Прочность соединения оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Результаты испытаний на прочность приведены в таблице 2. Качество ТФС оценивали из сравнения с прочностью наименее прочного из двух соединяемых сплавов – ЭК79.

Установлено, что максимальная прочность сварного соединения наблюдается после сварки давлением при смещении вала относительно диска на 2 мм и последующей термической обработки. Следует отметить, что результаты механических испытаний на прочность коррелируют с результатами измерения микротвердости зоны ТФС и показывают, что наиболее качественным следует считать ТФС, полученное при смещении на 2 мм и последующей ТО, где прочность соединения составляет 0.49 от прочности сплава ЭК79. В результате ТО в зоне ТФС происходит укрупнение зерен  $\gamma$ -фазы со стороны сплава ЭК79. Это, по-видимому, способствует образованию общих

зерен вблизи линии соединения сплавов, в которых выделяется упрочняющая  $\gamma'$ -фаза, что обеспечивает повышение прочности ТФС до значения, составляющего 0.68 от прочности сплава ЭК79.

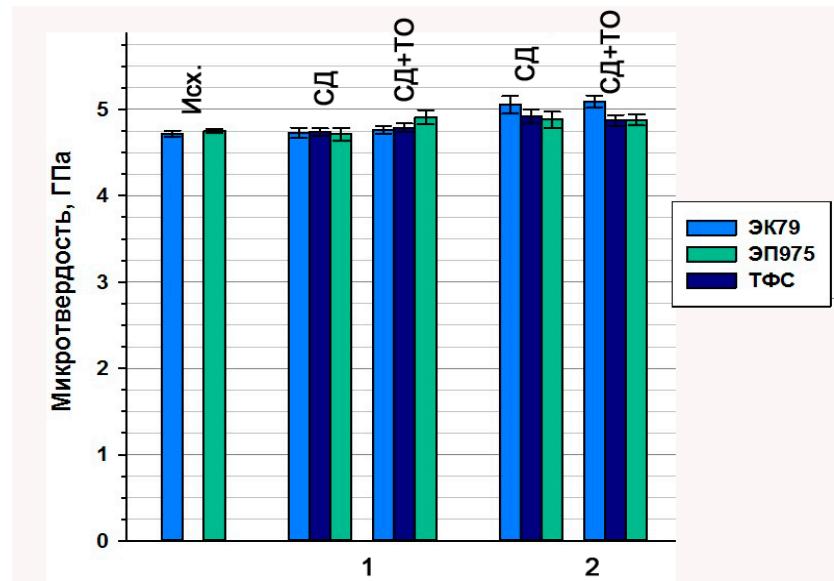


Рис. 5. Микротвердость сплавов ЭК79 и ЭП975 вне и в зоне ТФС до и после ТО.

- 1 - смещение вала относительно диска на 1 мм;
- 2 - смещение вала относительно диска на 2 мм. СД-сварка давлением.

Таблица 2. Прочность образцов после сварки давлением и последующей ТО.

Состояние		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_b$ (ТФС) / $\sigma_b$ (ЭК79)
Исходное микрокристаллическое состояние	ЭП975	1547	-
	ЭК79	1501	-
Сварка давлением (смещение вала относительно диска на 1 мм)		926	0.62
Сварка давлением (смещение вала относительно диска на 2 мм)		735	0.49
Сварка давлением (смещение вала относительно диска на 2 мм)+ТО		1025	0.68

В работе [32] на основании конечно-элементного моделирования было выявлено равномерное распределение сдвиговых деформаций в зоне сварочного контакта. Там же по картинам распределения интенсивности деформаций обнаружено, что деформация в цилиндрической части вала несколько больше, чем в зоне сварочного контакта с диском. При этом максимальная деформация в области вала не превышает 4% при перемещении траверсы на 1 мм и 6% при перемещении на 2 мм, что свидетельствует о минимальной деформации вала. Этот результат подтверждается физическим моделированием, проведенным в настоящей работе. Сопоставляя результаты конечно-элементного моделирования [32] с результатами физического эксперимента, можно заключить, что даже при незначительной деформации самого «вала» можно получить качественное соединение (см. таблицу 2). При анализе данных, приведенных в таблице 2, было обнаружено, что при увеличении смещения вала относительно диска с 1 до 2 мм

наблюдается небольшое снижение прочностных свойств. Вероятно, это связано с необходимостью большего времени деформации для обеспечения перемещения на 2 мм (около 40 минут). По всей видимости, это достаточное время для разупрочнения в процессе деформации в температурно-скоростных условиях СП деформации соединяемых материалов. Последующая термическая обработка приводит к повышению прочности ТФС за счет дисперсионного упрочнения, связанного с выделением когерентных частиц  $\gamma'$ -фазы в зоне ТФС.

## 5. Выводы

По результатам проведённых исследований микроструктуры и механических свойств, соединенных сваркой давлением со сдвигом образцов из сплавов ЭК79 и ЭП975 до и после ТО, можно сделать следующие выводы:

1. После сварки давлением в соединяемых сплавах сохраняется микрокристаллическая структура. Термическая обработка приводит к увеличению размера зерен  $\gamma$ -фазы только в сплаве ЭК79 до 120 мкм и выделению внутри зерен дисперсных когерентных наноразмерных выделений упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. На границе раздела ТФС формируются общие зерна.
2. В зоне ТФС между соединяемыми сплавами ЭК79 и ЭП975 в процессе сварки давлением образуется диффузионная зона взаимодействия шириной около 20 мкм вследствие протекания встречной диффузии легирующих элементов таких как, W, Al, Cr, Fe. Последующая ТО приводит к расширению диффузионной зоны в два раза и способствует более монотонному изменению содержания легирующих элементов при переходе в зоне ТФС от одного материала к другому.
3. Величина микротвердости в зоне ТФС имеет промежуточное значение от значений микротвердости соединяемых материалов. ТО не приводит к существенным изменениям в значениях микротвердости сплавов и зоны ТФС.
4. Прочность ТФС на отрыв при комнатной температуре составляет 0.49-0.62 от прочности сплава ЭК79. Максимальное значение прочности наблюдаются после ТО.
5. Показано, что метод сварки давлением со сдвиговой деформацией в условиях СП никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975 с микрокристаллической структурой является эффективным методом получения ТФС, в частности, применительно к биметаллической детали типа «диск-вал».

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 13-08-12200 и 14-08-97061). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## Литература

- [1] С.Т. Кишкин, *Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды (К 100-летию со дня рождения)* (Наука, М., 2006).
- [2] А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, *Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин* (Наука и технология, М., 2013).
- [3] К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, В.П. Бунтушкин, Н.К. Казанская, О.А. Базылева // *Вопросы материаловедения* **54** (2008) 85.
- [4] S.A. David, J.A. Siefert, J.N. DuPont, J.P. Shingledecker // *Science and Technology of Welding and Joining* **20** (2015) 532.
- [5] H.J. Sharpe, A. Saxena // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 259.
- [6] Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля, *Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок*, пер. с англ. Под ред. Р.Е. Шалина (Металлургия, М., 1995).

- [7] Б.С. Ломберг, С.В. Овсепян, М.М. Бакрадзе, И.С. Мазалов // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. сер. Машиностроение (СП2)* (2011) 98.
- [8] Э.С. Каракозов, *Сварка металлов давлением* (Машиностроение, М., 1986).
- [9] Т.М. Pollock, S. Tin // *Journal of Propulsion and Power* **22** (2006) 361.
- [10] К.В. Поварова, В.А. Валитов, С.В. Овсепян, А.А. Дроздов, О.А. Базылева, Е.В. Валитова // *Russian metallurgy (Metally)* **2014(9)** (2014) 733.
- [11] Л.Н. Магеррамова, Е.П. Кратт // *РФ патент* 2576558.
- [12] Е.Н. Каблов, А.В. Скугорев, А.С. Шпагин, С.Ю. Шишков, С.А. Сидоров // *РФ патент* 2610658.
- [13] В.М. Бычков, А.С. Селиванов, А.Ю. Медведев, В.А. Супов, Б.О. Большаков, Р.Р. Гринь, Ф.Ф. Мусин // *Вестник УГАТУ* **7** (2012) 112.
- [14] V.I. Lukin, V.S. Rylnikov, A.N. Afanasyev-Khodykin, O.B. Timofeyeva // *Welding International* **28(7)** (2011) 562.
- [15] В.А. Валитов, Р.Р. Мулюков, О.Г. Оспенникова, К.Б. Поварова, О.А. Базылева, Э.В. Галиева, Р.Я. Лутфуллин, С.В. Овсепян, С.В. Дмитриев, А.Х. Ахунова, А.А. Дроздов, М.Х. Мухаметрахимов // *РФ патент* 2608118.
- [16] M.B. Henderson, D. Arrell, M. Heobel, R. Larsson, G. Marchant // *Science and Technology of Welding and Joining* **9** (2004) 13.
- [17] V.A. Valitov, K.B. Povarova, O.A. Bazyleva, A.A. Drozdov, S.V. Ovsepyan, E.V. Galieva // *Materials Science Forum* **838-839** (2016) 523.
- [18] А.В. Люшинский // *Сварочное производство* **7** (2016) 17.
- [19] A.A. Shirzadi, E.R. Wallach // *Science and Technology of Welding and Joining* **9** (2004) 37.
- [20] Z.W. Huang, H.Y. Li, G. Baxter, S. Bray, P. Bowen // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 440.
- [21] N.P. Wikstrom, A.T. Egbewande, O.A. Ojo // *Journal of Alloys and Compounds* **460** (2008) 379.
- [22] A.V. Lyushinsky, Ye.V. Nikolich, A.A. Zhloba, S.V. Kharkovsky, A.V. Borovsky, D.S. Karyaka // *Welding International* **29(5)** (2015) 394.
- [23] V.A. Valitov, Sh.Kh. Mukhtarov, R.Ya. Lutfullin, R.V. Safiullin, M.Kh. Mukhametrakhimov // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 283.
- [24] J.A. Siefert, J.P. Shingledecker, J.N. DuPont, S.A. David // *Science and Technology of Welding and Joining* **21** (2016) 397.
- [25] E.V. Galieva, V.A. Valitov, R.Ya. Lutfullin, S.V. Dmitriev, A.Kh. Akhunova, M.Kh. Mukhametrakhimov // *Materials Science Forum* **838-839** (2016) 350.
- [26] Р.Я. Лутфуллин // *Письма о материалах* **1(2)** (2011) 88.
- [27] A.Kh. Akhunova, E.V. Valitova, S.V. Dmitriev, V.A. Valitov, R.Ya. Lutfullin // *Welding International* **30(6)** (2016) 488.
- [28] O.S. Salih, H. Ou, W. Sun, D.G. McCartney // *Materials and Design* **86** (2015) 61.
- [29] A. Mateo, M. Corzo, M. Anglada, J. Mendez, P. Villechaise, J.-P. Ferte, O. Roder // *Materials Science and Technology* **25** (2009) 905.
- [30] K.H. Song, K. Nakata // *Materials Transactions* **10** (2009) 2498.
- [31] А.Х. Ахунова, Э.В. Галиева, А.А. Дроздов, Э.Г. Аргинбаева, С.В. Дмитриев, Р.Я. Лутфуллин // *Письма о материалах* **6(3)** (2016) 211.
- [32] В.А. Валитов, А.Х. Ахунова, Э.В. Галиева, С.В. Дмитриев, Р.Я. Лутфуллин, М.Ю. Жигалова // *Письма о материалах* **7(2)** (2017) 180.
- [33] V.A. Valitov // *Advanced Materials and Technologies* **3** (2016) 21.
- [34] С.В. Овсепян, Б.С. Ломберг, М.М. Бакрадзе, М.Н. Летников // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. сер. Машиностроение (СП2)* (2011) 122.

- [35] О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев, *Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов* (Наука, М., 2002).
- [36] H.J. Sharpe, A. Saxena // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 259.

## FORMATION OF THE JOINT DURING SOLID-STATE BONDING OF Ni-BASED SUPERALLOYS EP975 AND EK79

**E.V. Galieva<sup>1\*</sup>, V.A. Valitov<sup>1</sup>, M.Yu. Zhigalova<sup>2</sup>, R.Y. Lutfulin<sup>1</sup>, A.Kh. Akhunova<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Institute for metals superplasticity problems RAS, St. Khalturina 39, Ufa, 450001, Russia

<sup>2</sup> Ufa state aviation technological university, K. Marx, Ufa, 450008, Russia

\*e-mail: galieva\_elvina\_v@mail.ru

**Abstract.** The effect of pressure welding involving a shear strain along the contact surface on the formation of a solid-state joint of dispersion-strengthened Ni-based superalloys EK79 and EP975 is studied. Quality of the joints is assessed in terms of porosity and tensile strength tests. It is shown that a 20  $\mu\text{m}$  width transition diffusion zone is formed in the solid-state joint area during the pressure welding process. EDX analysis revealed the occurrence of cross diffusion processes of alloying elements W, Al, Cr in the diffusion zone. According to the tensile tests at room temperature, it is found that the solid-state joint strength is about 0.49-0.62 of the EK79 alloy strength level.

**Keywords:** heat-resistant Ni-based superalloys, pressure welding, solid-state joint, heat treatment, shear strain, joint strength.

### References

- [1] S.T. Kishkin, *Development, research and application of heat-resistant alloys: selected works (to the birth 100th anniversary)* (The Science, M., 2006). (in Russian).
- [2] A.V. Logunov, Yu.N. Shomotin, *Modern heat-resistant nickel based alloys for gas turbine discs* (Science and Technology, M., 2013). (in Russian).
- [3] K.B. Povarova, A.A. Drozdov, V.P. Buntushkin, N.K. Kazanskaya, O.A. Bazyleva // *Questions of Materials Science* **54** (2008) 85. (in Russian).
- [4] S.A. David, J.A. Siefert, J.N. DuPont, J.P. Shingledecker // *Science and Technology of Welding and Joining* **20** (2015) 532.
- [5] H.J. Sharpe, A. Saxena // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 259.
- [6] C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power* (Wiley, New York, 1987).
- [7] B.S. Lomberg, S.V. Ovsepyan, M.M. Bakradze, I.S. Mazalov // *Newsletter N.E. Bauman. MSTU «Mechanical engineering» (SP2)* (2011) 98. (in Russian).
- [8] E.S. Karakozov, *Pressure welding of metals* (Mechanical engineering, M., 1986).
- [9] T.M. Pollock, S. Tin // *Journal of Propulsion and Power* **22** (2006) 361.
- [10] K.B. Povarova, V.A. Valitov, S.V. Ovsepyan, A.A. Drozdov, O.A. Bazyleva, E.V. Valitova // *Russian metallurgy (Metally)* **2014(9)** (2014) 733.
- [11] L.N. Magerramova, E.P. Kratt // *RF Patent 2576558*. (in Russian).
- [12] E.N. Kablov, A.V. Skugorev, A.S. Shpagi, S.Yu. Shishkov, S.A. Sidorov // *RF Patent 2610658*. (in Russian)

- [13] B.M. Bychkov, A.S. Selivanov, A.Yu. Medvedev, V.A. Supov, B.O. Bolshakov, R.R. Grin, F.F. Musin // *Newsletter of the USATU* **7** (2012) 112. (in Russian).
- [14] V.I. Lukin, V.S. Rylnikov, A.N. Afanasyev-Khodykin, O.B. Timofeyeva // *Welding International* **28(7)** (2011) 562.
- [15] V.A. Valitov, R.R. Mulyukov, O.G. Ospennikova, K.B. Povarova, O.A. Bazyleva, E.V. Galieva, R.Ya. Lutfullin, S.V. Ovsepyan, S.V. Dmitriev, A.Kh. Akhunova, A.A. Drozdov, M.Kh. Mukhametrakhimov // *RF Patent 2608118*. (in Russian).
- [16] M.B. Henderson, D. Arrell, M. Heobel, R. Larsson, G. Marchant // *Science and Technology of Welding and Joining* **9** (2004) 13.
- [17] V.A. Valitov, K.B. Povarova, O.A. Bazyleva, A.A. Drozdov, S.V. Ovsepyan, E.V. Galieva // *Materials Science Forum* **838-839** (2016) 523.
- [18] A.V. Lyushinsky // *Welding International* **31(7)** (2017) 538.
- [19] A.A. Shirzadi, E.R. Wallach // *Science and Technology of Welding and Joining* **9** (2004) 37.
- [20] Z.W. Huang, H.Y. Li, G. Baxter, S. Bray, P. Bowen // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 440.
- [21] N.P. Wikstrom, A.T. Egbewande, O.A. Ojo // *Journal of Alloys and Compounds* **460** (2008) 379.
- [22] A.V. Lyushinsky, Ye.V. Nikolich, A.A. Zhloba, S.V. Kharkovsky, A.V. Borovsky, D.S. Karyaka // *Welding International* **29(5)** (2015) 394.
- [23] V.A. Valitov, Sh.Kh. Mukhtarov, R.Ya. Lutfullin, R.V. Safiullin, M.Kh. Mukhametrakhimov // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 283.
- [24] J.A. Siefert, J.P. Shingledecker, J.N. DuPont, S.A. David // *Science and Technology of Welding and Joining* **21** (2016) 397.
- [25] E.V. Galieva, V.A. Valitov, R.Ya. Lutfullin, S.V. Dmitriev, A.Kh. Akhunova, M.Kh. Mukhametrakhimov // *Materials Science Forum* **838-839** (2016) 350.
- [26] R.Ya. Lutfullin // *Letters on Materials* **1(2)** (2011) 88. (in Russian).
- [27] A.Kh. Akhunova, E.V. Valitova, S.V. Dmitriev, V.A. Valitov, R.Ya. Lutfullin // *Welding International* **30(6)** (2016) 488.
- [28] O.S. Salih, H. Ou, W. Sun, D.G. McCartney // *Materials and Design* **86** (2015) 61.
- [29] A. Mateo, M. Corzo, M. Anglada, J. Mendez, P. Villechaise, J.-P. Ferte, O. Roder // *Materials Science and Technology* **25** (2009) 905.
- [30] K.H. Song, K. Nakata // *Materials Transactions* **10** (2009) 2498.
- [31] A.Kh. Akhunova, E.V. Galieva, A.A. Drozdov, E.G. Arginbaeva, S.V. Dmitriev, R.Ya. Lutfulin // *Letters on Materials* **6(3)** (2016) 211. (in Russian).
- [32] V.A. Valitov, A.Kh. Akhunova, E.V. Galieva, S.V. Dmitriev, R.Ya. Lutfulin, M.Yu. Zhigalova // *Letters on Materials* **7(2)** (2017) 180. (in Russian).
- [33] V.A. Valitov // *Advanced Materials and Technologies* **3** (2016) 21.
- [34] S.V. Ovsepyan, B.S. Lomberg, M.M. Bakradze, M.N. Letnikov // *Newsletter N.E. Bauman. MSTU «Mechanical engineering» (SP2)* (2011) 122. (in Russian).
- [35] O.A. Kaibyshev, F.Z. Utyashev, *Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming, Futurepast Arlington* (The Science and Technology Series, M., 2005.).
- [36] H.J. Sharpe, A. Saxena // *Advanced Materials Research* **278** (2011) 259.