



РАЗРАБОТКА ПРИПОЕВ ДЛЯ ПАЙКИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ТИТАНА

В. Ф. ХОРУНОВ, д-р техн. наук, **С. В. МАКСИМОВА**, канд. техн. наук

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. Г. ИВАНЧЕНКО, д-р техн. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Проведены фундаментальные исследования сплавов систем Ni-Cr-Zr и Ti-Zr-Mn в областях содержания элементов, перспективных с точки зрения разработки припоев. Получены данные о температуре плавления сплавов, их фазовом составе и морфологических особенностях. На основе полученных результатов разработаны припои для пайки высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов и интерметаллидного сплава γ -TiAl. Исследованы структура и свойства паяных соединений.

Ключевые слова: высоколегированный жаропрочный никелевый сплав, эвтектика, твердый раствор, карбиды, упрочнение, lamellarная структура, γ -фаза, дуговая пайка, вакуумная пайка, термообработка

Из многочисленных жаропрочных сплавов, применяемых в промышленности, наибольшее внимание привлекают сплавы, используемые для изготовления деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, в частности лопаток турбин. В настоящее время в большинстве случаев это высоколегированные никелевые сплавы, в совершенствование которых вкладываются огромные средства. Создание дисперсионно-упрочненных, монокристаллических, эвтектических сплавов, а также сплавов, легированных рением [1], открыло широкие перспективы для совершенствования двигателей. Например, благодаря сплавам с рением стало возможным повысить температуру газа перед турбиной до 2000...2200 К.

Успешно проходят исследования альтернативных сплавов, в частности на основе интерметаллидов, из которых наиболее перспективным считается сплав γ -TiAl [2].

Однако вопросы получения неразъемных соединений сплавов при изготовлении деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, а также ремонта до настоящего времени пока еще не решены. Объясняется это тем, что сварка для соединения данных материалов не пригодна, а высокотемпературная пайка основывается на старых, хотя и продуктивных в прошлом идеях, которые уже не отвечают требованиям сегодняшнего дня.

Большинство исследователей используют для пайки высоколегированных сплавов никелевые припои, в которых в качестве депрессантов выступают кремний и бор. По нашему мнению, более перспективными являются припои на основе никеля, в которых использованы такие депрессанты, как титан, цирконий, гафний, ниобий и др., что и обосновывается в настоящей работе. Ранее проведенным исследованиям этих сплавов посвящен ряд работ ИЭС им. Е. О. Патона и Института металлофизики (ИМФ) им. Г. В. Курдюмова [3-5].

Рассмотрим особенности этих сплавов на примере системы Ni-Cr-Zr. На рис. 1 представлены проекции поверхностей солидуса и ликвидуса в участке диаграммы состояния Ni-Cr-Zr, соответствующей сплавам с высоким содержанием никеля; отдельно вынесены проекции точек микротвердости эвтектик (HV, МПа). Диаграмма состояния построена на основе результатов, полученных при исследовании литых сплавов методами металлографического, рентгеноструктурного и дифференциально-термического анализов, и отражает фазовый состав сплавов с различной массовой долей

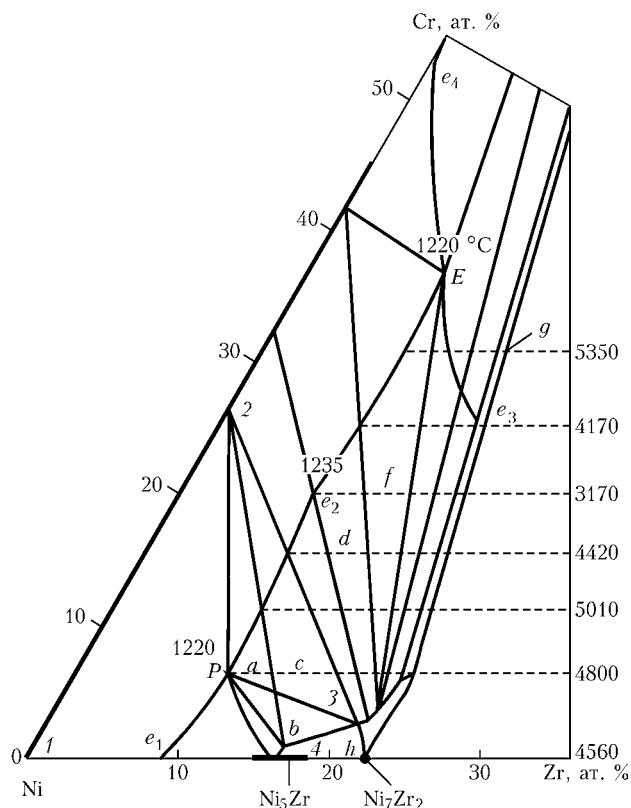


Рис. 1. Проекция поверхностей солидуса и ликвидуса никелевого угла диаграммы состояния системы Ni-Cr-Ni₇Zr₂ (структурные составляющие: a - L+ γ +Ni₃Zr; b - L+Ni₃Zr+Ni₇Zr₂; c - γ +ZrNi₃Ni₇Zr₂; d - γ +Ni₇Zr₂; f - α + γ +Ni₇Zr₂; g - α +Ni₇Zr₂; h - Ni₃Zr+Ni₇Zr₂; остальные обозначения см. в тексте)

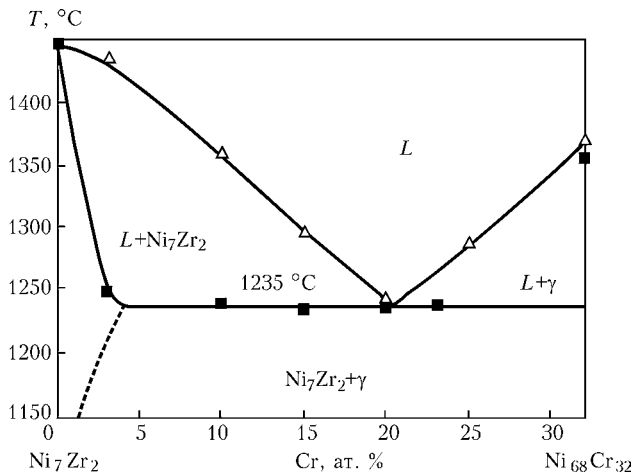


Рис. 2. Квазидвойной разрез $Ni_7Zr_2-Ni_{68}Cr_{32}$: Δ , \blacksquare — температура соответственно ликвидуса и солидуса

хрома и циркония. Как следует из рис. 1, на диаграмме состояния системы $Ni-Cr-Zr$ в области, ограниченной треугольником $Ni-Cr-Ni_7Zr_2$, в пределах двухфазных областей $\gamma-Ni+Ni_7Zr_2$ и $\alpha-Cr+Ni_7Zr_2$ существует два квазидвойных разреза, которые и определяют характер фазовых равновесий на этом участке диаграммы. На концентрационном треугольнике их можно представить в виде лучей, проходящих через точки с координатами $Ni_{68}Cr_{32}-Ni_{76}Zr_{24}$ и $Cr-Ni_{67,5}Zr_{23,5}$. Оба разреза эвтектического типа. Эвтектика между $\gamma-Ni$ и Ni_7Zr_2 содержит около 8,8 ат. % Zr и 20 ат. % Cr и имеет температуру плавления 1235 °C (рис. 1, 2).

На диаграмме состояния существует область четырехфазного перитектического равновесия, которая на рис. 1 ограничена точками 2-3-4-P. При

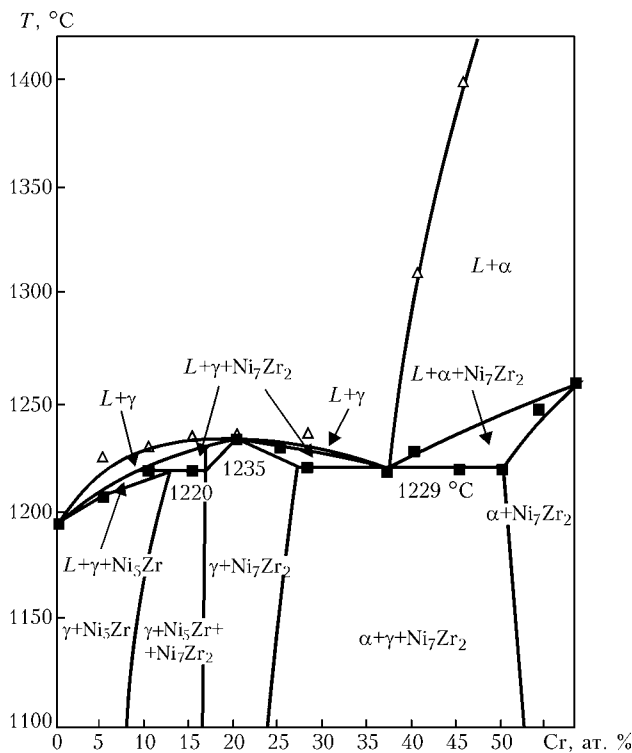


Рис. 3. Политермический разрез диаграммы состояния системы $Ni-Cr-Zr$ вдоль изоконцентрации 8,8 ат. % Zr (см. обозначения рис. 2)

этом у сплавов, состав которых попадает в область, ограниченную точками 2-3-4, кристаллизация в равновесных условиях завершается реакцией $Ni_7Zr_2 + L = \gamma-Ni + Ni_5Zr$ при температуре 1220 °C. Эти сплавы трехфазные и состоят из $\gamma-Ni$, Ni_5Zr и Ni_7Zr_2 . Сплавы в области диаграммы состояния, ограниченной точками 1-2-4, должны быть двухфазными и состоять из $\gamma-Ni$ и Ni_5Zr .

Наибольший интерес, с точки зрения разработки припоев, представляют эвтектические сплавы, содержащие 8,8 ат. % Zr. На рис. 3 показано изменение температур плавления и структурного состава таких сплавов в зависимости от содержания хрома. Важно отметить, что легирование бинарной эвтектики $Ni+Ni_5Zr$ хромом приводит к незначительному повышению температуры солидуса, но при этом микротвердость эвтектической структурной составляющей в сплавах с постоянным (8,8 ат. %) содержанием циркония существенно меняется. Так, в пределах двойной области $\gamma-Ni + Ni_5Zr$ увеличение массовой доли хрома в сплавах приводит к повышению микротвердости эвтектики за счет упрочнения твердого раствора $\gamma-Ni$. При появлении в структуре сплавов интерметаллида Ni_7Zr_2 , микротвердость которого значительно ниже, чем $\gamma-Ni$, с массовой долей хрома более 25 %, и Ni_5Zr , микротвердость эвтектики начинает понижаться, достигая минимума на разрезе $Ni_{68}Cr_{32}-Ni_7Zr_2$. Дальнейшее повышение массовой доли хрома приводит к появлению в сплавах тройной эвтектики (точка E на рис. 1), содержащей упрочненный $\alpha'-Cr$ с высокой массовой долей никеля, а после пересечения линии e_4-e_3 — к образованию первичных кристаллов $\alpha'-Cr$, наличие которых в структуре сплавов способствует увеличению твердости.

Далее будут рассмотрены структура и химическая неоднородность паяных швов, полученных с применением припоев на базе системы $Ni-Cr-Zr$ в условиях дугового нагрева. Как известно, одно из главных отличий пайки от сварки состоит в том, что в последней присадочный металл, как правило, близок по структуре и свойствам к основному. Однако при сварке высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ -фазы (например, ЖС6У, ЖС32, ЧС70, ЧС88, IN 738 и др.) использовать присадку аналогичного состава не удастся. В этом случае применяют сплавы (например, сплав 533) со значительно меньшим содержанием, в частности, алюминия и титана, а значит, и γ -фазы. Этот сплав заметно уступает по жаропрочности основному металлу.

Рассматриваемые припои являются эвтектическими сплавами, поэтому при использовании их в качестве присадочного материала при дуговой пайке металл швов содержит значительную объемную долю эвтектики (рис. 4). Естественно, в этом случае невозможно получить высокие показатели жаропрочности. Радикально изменить структуру шва путем применения диффузионного отжига нереально в приемлемое для практики время из-за незначительной степени растворимости циркония в никеле.



Для устранения этого недостатка целесообразно идти по пути создания композиционных припоев, представляющих собой механическую смесь порошков легко- (эвтектический сплав) и тугоплавкой (жаропрочный сплав) составляющих. Количество тугоплавкой составляющей может колебаться в широких (от 20 до 70 %) пределах. Основная цель при разработке композиционного припоя — сохранить низкую температуру смачивания основного металла и радикально изменить состав металла паяного шва, приблизив его к основному, т. е. необходимо стремиться достичь максимально возможное содержание тугоплавкой составляющей в припое. Естественно, в этом случае после расплавления припоя под воздействием дугового нагрева в шве может быть получен жаропрочный сплав.

В работе [6] исследована структура металла зоны соединения, полученного при использовании сплавов этой системы в качестве припоев при дуговой пайке в зависимости от тепловложения и вида применяемого припоя (литой сплав, композиционный). Установлено, что при использовании оптимального тепловложения и композиционного припоя формируется мелкодисперсная структура металла швов, при этом трещины отсутствуют (рис. 5, а).

Рассмотрим подробнее структуру и химическую неоднородность наплавленного металла (рис. 5, б). Микрорентгеноспектральный анализ показал, что металл шва представляет собой сплав, который по своему составу может быть отнесен к жаропрочному (табл. 1). При этом следует особо обратить внимание на высокую массовую долю алю-

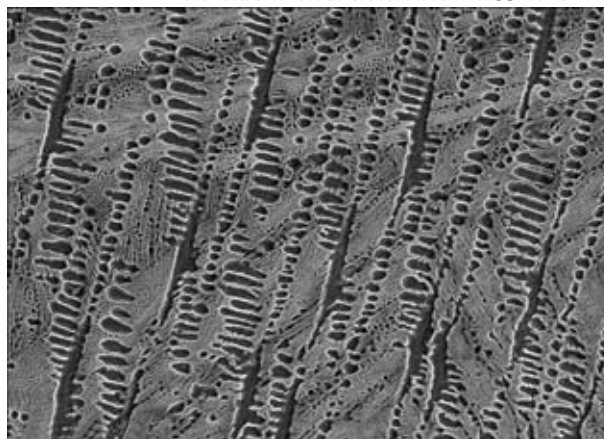


Рис. 4. Микроструктура металла шва, полученного дуговой пайкой припоем, системы Ni-Cr-Zr (X550)

миния (5,5 %) и титана (2,9 %). Содержание циркония составляет 1,9 мас. %. В металле шва преобладает твердый раствор переменной концентрации (дендриты и металл в междендритных пространствах) с низкой (примерно 0,2 мас. %) массовой долей циркония. По границам зерен расположены мелкие выделения карбидов.

После отжига при температуре 1125 °С в течение 4 ч структура металла шва изменилась кардинально (рис. 5, в), а химический состав незначительно.

При дуговой пайке композиционным припоем с большим количеством тугоплавкой составляющей четко определить границу соединения оказалось затруднительно, поскольку травимость наплавленного и основного металла практически одинакова. После термообработки (при температуре 1125 °С в течение 4 ч) на отдельных участках шва

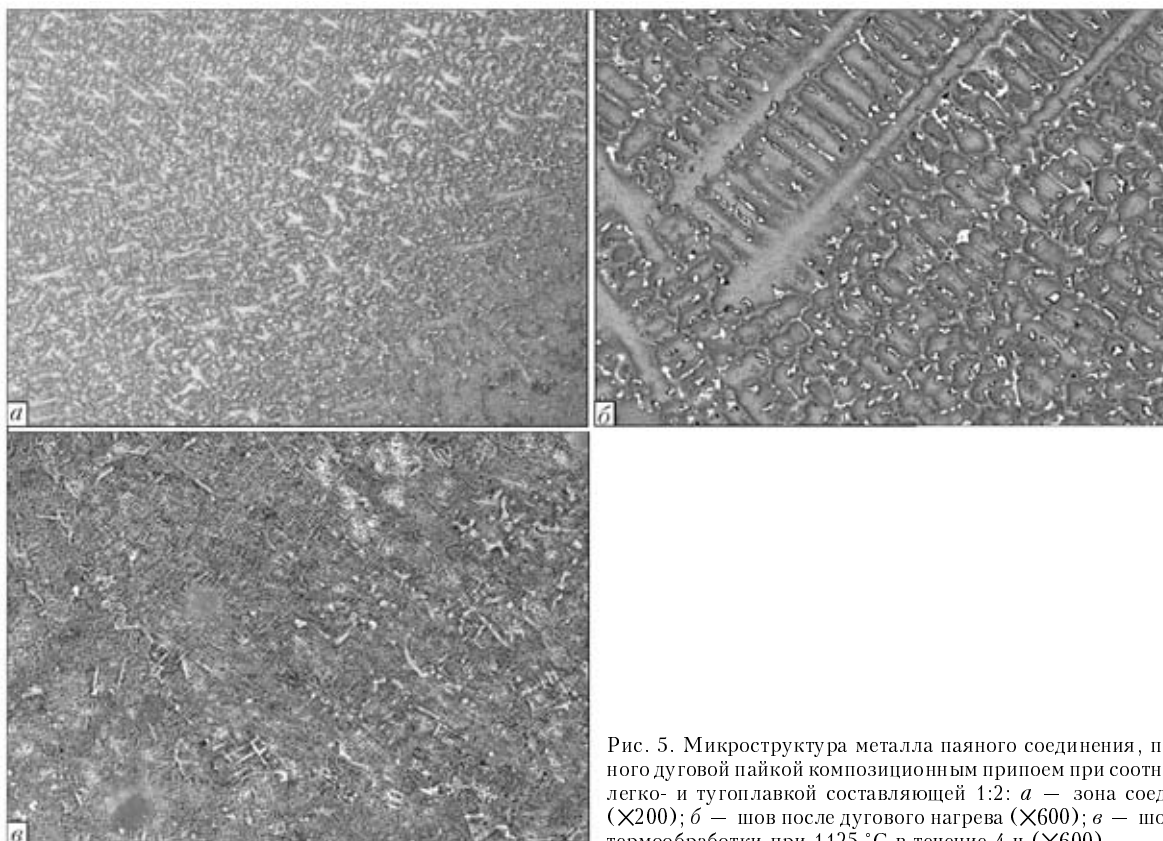


Рис. 5. Микроструктура металла паяного соединения, полученного дуговой пайкой композиционным припоем при соотношении легко- и тугоплавкой составляющей 1:2: а — зона соединения (X200); б — шов после дугового нагрева (X600); в — шов после термообработки при 1125 °С в течение 4 ч (X600)



Таблица 1. Химическая микронеоднородность наплавленного металла швов, полученного с использованием дугового нагрева и композиционного припоя

Соотношение легко- и тугоплавкой составляющей	Исследуемый участок	Массовая доля элементов, %							
		Co	Zr	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb
1:2	Общая поверхность металла	8,4	1,9	4,8	2,9	5,5	8,2	1,5	1,0
	Дендрит	9,9	0,2	5,9	2,3	4,9	9,6	0,8	1,0
	Металл в междендритном пространстве	7,8	0,2	4,3	4,0	5,9	7,0	0,2	1,4
1:3	Общая поверхность металла	7,9	0,7	3,6	3,1	6,0	9,2	0,8	1,3

Примечание. Никель — основа.

формируется довольно однородная структура металла. Это скорее всего эвтектика γ - γ' -фазы в пределах зерен, которые иногда окаймлены второй фазой (рис. 6).

Естественно, состав структуры металла швов может быть радикально изменен за счет термообработки, в результате которой образуется мелкодисперсная γ -фаза.

Средняя массовая доля циркония в наплавленном металле составляет около 0,7 %; после термообработки цирконий практически не обнаруживается. Высокое содержание алюминия и титана сохраняется как после дуговой пайки, так и после термообработки.

Таким образом, в результате проведенных экспериментов установлено, что при использовании композиционного припоя и дугового нагрева в шве можно получить жаропрочный сплав с высоким содержанием алюминия и титана, а значит, за счет термообработки — значительную объемную долю γ -фазы. Состав композиционного припоя можно легко изменять в зависимости от состава паяемого металла.

Рассмотрим теперь результаты исследования паяемости интерметаллидного сплава γ -TiAl. Исходя из характеристик жаропрочности (до 700... 750 °С) этот сплав может конкурировать с высоколегированными никелевыми сплавами, заметно выигрывая при этом по плотности (3,5 г/см³ вместо 8,9 г/см³ у никеля). Это позволит уменьшить массу газотурбинного двигателя до 30 %. Сплав γ -TiAl имеет высокую прочность при комнатной температуре (650... 700 МПа) и при 700 °С (320... 350 МПа). Од-

нако его низкая (на уровне 0,2... 0,5 %) пластичность при обычной температуре, обусловленная упорядоченной структурой γ -TiAl, несколько сдерживает применение интерметаллидных сплавов и усложняет их технологическую обработку. Тем не менее, их можно использовать во многих узлах горячего тракта газотурбинных двигателей, если будут разработаны способы их соединения и соответствующие припои.

Получение паяных соединений сплава γ -TiAl и выбор состава припоев затруднены в связи с тем, что диапазон изменения содержания легирующих элементов, при котором не происходит ухудшения механических свойств или служебных характеристик основного материала, весьма узок. При этом скорость диффузии многих компонентов припоев может существенно замедляться за счет образования интерметаллидных фаз с алюминием. Так, при получении соединений из интерметаллидного сплава XD (Ti-45Al-2Nb-2Mn-0,8TiB₂, об. %) с помощью диффузионной пайки при температуре 1000... 1100 °С и припоев систем Ti-Cu-Ni, Cu-Ni/Ti/Cu-Ni в металле швов наблюдаются интерметаллидные включения [7]. Их можно устранить последующей термообработкой (при 1310 °С в течение 30 мин). Однако при термообработке на таком режиме можно ожидать значительный рост размера зерна сплава. Перспективным является трехслойный припой Al-Ti-Al. Желаемая структура металла шва может быть получена с помощью подбора толщины титановой и алюминиевой фольг. В работе [7] утверждается, что интерметаллидный сплав γ -TiAl не может быть спаян при использовании фольг из серебра, алюминия или сплава Cu-Ni.

В качестве припоя используют также медную фольгу толщиной 5 и 50 мкм [8]. При этом отмечено преимущество меди как припоя: приемлемая температура плавления, отсутствие особо нежелательных интерметаллидов Ni₂AlTi, которые образуются в присутствии никеля. Наилучшие результаты получены при использовании фольги толщиной 5 мкм и пайке на следующем режиме: выдержке при температуре 1150 °С в течение 10 мин с последующей термообработкой (1350 °С, 1 ч). Прочность (на срез) паяных соединений при температуре 20 °С (без снятия галтельных участков) равна 250 МПа. При снятии галтельных участков и дополнительной полировке образцов она повышается до уровня основного металла и составляет 350 МПа. Следует обратить внимание на низкую

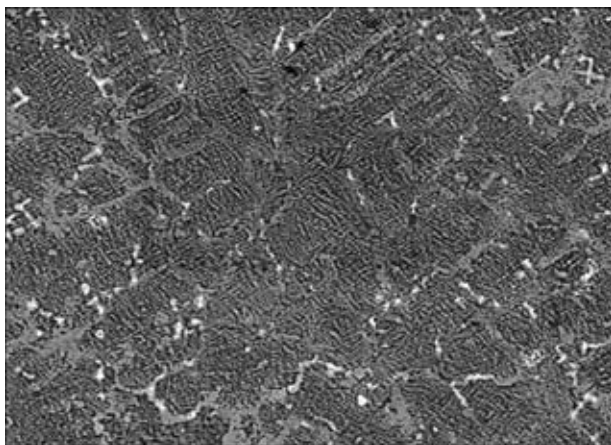


Рис. 6. Микроструктура металла шва, полученного дуговой пайкой композиционным припоем с большим количеством тугоплавкой составляющей, после термообработки (X600)

прочность основного металла, что связано, по-видимому, с влиянием высокотемпературной термической обработки.

Перспективны в плане создания припоев сплавы систем Ti-Zr-Mn и Ti-Zr-Fe, поскольку в бинарных системах Ti-Mn, Ti-Fe, Zr-Mn и Zr-Fe между твердыми растворами $\beta(\text{Ti})$ и $\beta(\text{Zr})$, с одной стороны, и богатыми титаном и цирконием интерметаллидами, с другой стороны, расположены относительно легкоплавкие эвтектики, имеющие температуру плавления соответственно 1180, 1085, 1135 и 928 °C [9]. На основании изоструктурности соединений TiMn_2 и ZrMn_2 , наличия в системе Ti-Zr непрерывных рядов твердых растворов, а также диаграмм плавкости с температурным минимумом можно ожидать появления в тройных сплавах системы Ti-Zr-Mn области составов с температурой солидуса более низкой, чем температура эвтектик в ограничивающих бинарных системах. Результаты фундаментальных исследований, проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона и ИМФ им. Г. В. Курдюмова, подтвердили существование двойной области $\beta(\text{Ti}, \text{Zr}) + (\text{Ti}, \text{Zr})\text{Mn}_2$ в системе Ti-Zr-Mn. На рис. 7 приведен политермический разрез, проходящий через точки состава бинарных эвтектик в ограничивающих системах, который отражает характер изменения температуры солидуса в тройных сплавах.

В системе Ti-Zr-Fe изменение температуры начала плавления эвтектики в сплавах по разрезу $\text{Ti}_{70,5}\text{Fe}_{29,5}-\text{Zr}_{76}\text{Fe}_{24}$ не является столь простым, как в системе Ti-Zr-Mn. Это связано со сложным характером фазовых равновесий, что приводит к изменению природы интерметаллидной составляющей в эвтектике.

На базе проведенных исследований выбраны перспективные составы сплавов систем Ti-Zr-Fe и Ti-Zr-Mn для использования в качестве припоев. Изучены их морфологические особенности, выполнена вакуумная пайка интерметаллидного сплава $\gamma\text{-TiAl}$ марки 47XD, полученного способом порошковой металлургии. Для проведения сравнительных исследований использовали промышленные припои ВПр-16, мас. % (Ti-24Cu-13Zr-9Ni) и ВПр-28 (Ti-23Zr-16Cu-15Ni) [10], а также опытные сплавы систем Ti-Zr-Fe и Ti-Zr-Mn.

Для исследования микроструктуры металла паяных швов применяли растровый электронный микроскоп фирмы «Джеол» (Япония), снабженный системой микроанализаторов.

Механические испытания паяных стыковых образцов из сплава $\gamma\text{-TiAl}$ на кратковременную проч-

Таблица 2. Свойства паяных соединений интерметаллидного сплава $\gamma\text{-TiAl}$

№ припоя	Система, марка сплава	Прочность, МПа, при температуре		Время до разрушения образцов при 700 °C, ч, при нагрузке	
		20 °C	700 °C	140 МПа	200 МПа
1	Ti-Zr-Fe	651	284	483	499
2	Ti-Zr-Mn	693	316	500	300
3	ВПр-16	574	300	—	—
4	ВПр-28	468	—	—	—

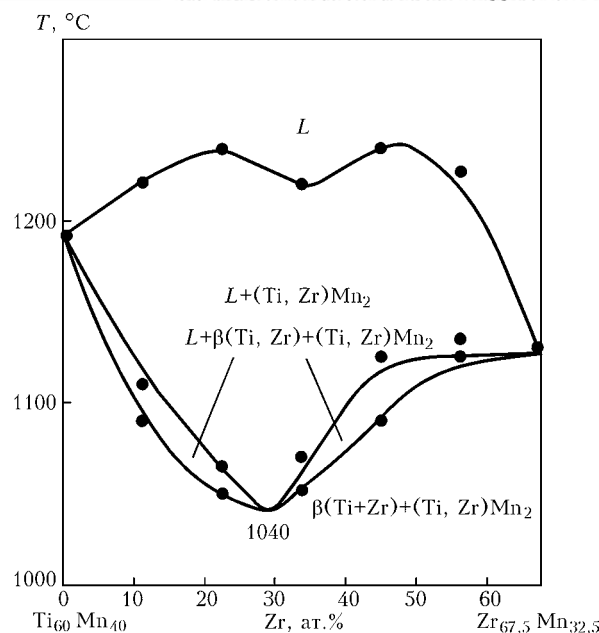


Рис 7. Метастабильный фазовый состав сплавов на разрезе $\text{Ti}_{60}\text{Mn}_{40}-\text{Zr}_{67,5}\text{Mn}_{32,5}$, полученный при скорости охлаждения более 0,5 K/c

ность при температурах 20 и 700 °C проводили на установке ФР 100/1. Испытания на длительную прочность (в соответствии с ГОСТ 3248-60 и ГОСТ 10145-81) выполняли на установке АИМА 5-2 при постоянной температуре и нагрузке.

Металлографические исследования паяных соединений сплава $\gamma\text{-TiAl}$ показали, что при использовании промышленных припоев (ВПр-16 и ВПр-28) в паяных швах образуются дефекты — непропаи и трещины. Металл в центральной части паяного шва (шириной около 200 мм) характеризуется явно выраженной химической неоднородностью: в виде непрерывной цепочки кристаллизуется эвтектическая составляющая.

При пайке опытными припоями участки эвтектики в металле шва встречаются реже, есть участки, где металл паяного шва имеет lamellarную структуру, близкую к основному металлу (рис. 8). Следует отметить, что для получения хороших результатов важен не только состав припоя, но и режимы пайки.

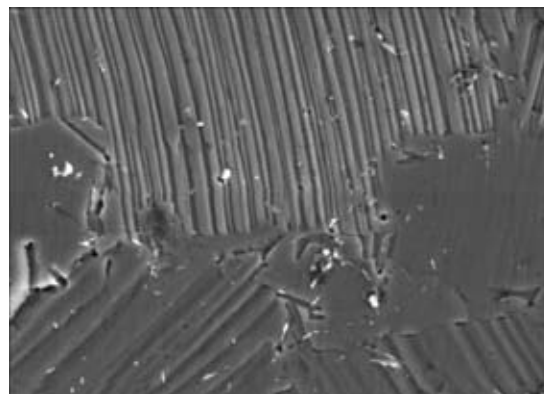


Рис. 8. Микроструктура металла паяного соединения сплава $\gamma\text{-TiAl}$, полученного с использованием опытного припоя, системы Ti-Zr-Mn (X1500)



Результаты прочностных испытаний показали (табл. 2), что паяные соединения сплава γ -TiAl, выполненные опытными припоями № 1 и 2, имеют максимальную кратковременную прочность при комнатной и повышенной температуре, близкую к прочности паяемого материала. При испытаниях на длительную прочность образцы паяных соединений не разрушались как при заданной (140 МПа), так и повышенной (200 МПа) нагрузке (табл. 2).

Таким образом, при пайке сплава γ -TiAl с использованием разработанных припоев удалось получить соединения по структуре и свойствам, близкие к основному металлу. В настоящее время припой можно применять для пайки перспективных конструкций различного назначения. Актуальной остается задача разработки технологии производства новых припоев в необходимых формах, в частности в виде быстрозакаленных фольг, экструдированных прутков и др.

1. Каблов Е. ВИАМ — сердце авиационной материаловедческой науки // Вест. воздуш. флота. — 2003. — № 4. — С. 6.
2. Clemens H. Intermetallic γ -TiAl based alloy sheet materials. Processing and mechanical properties // Zeitschrift für Metallkunde. — 1995. — 86, № 12. — P. 814–822.

Fundamental studies of alloys of Ni-Cr-Zr and Ti-Zr-Mn systems relating to content of elements, promising from the point of view of development of brazing alloys, were carried out. Data about temperature of melting alloys, their phase composition and morphological peculiarities are obtained. Brazing alloys for brazing high-alloy heat-resistant nickel alloys and intermetallic alloy γ -TiAl were developed on the basis of the results obtained. Structure and some properties of brazed joints were examined.

3. Khorunov V. F., Ukader E. M. Principles for development of eutectic filler metals for heat resistant nickel alloy brazing // Proc. of the Intern. conf. «Joining/Welding 2000», Haque, Nethelands, 1–2 July, 1991. — Oxford: Pergamon press, 1991. — P. 357–369.
4. Khorunov V. F., Ivanchenko V. G., Kvasnitskiy V. V. Investigation of Ni-Cr-Zr and Ni-Cr-Hf alloys // Intern. conf. «Brazing, high temperature brazing and diffusion welding», Aachen, Germany, May, 1998. — Düsseldorf, 1988. — P. 59–61.
5. Brazing filler metal containing Zr and Hf as depressants // V. Khorunov, S. Maksymova, S. Samokhin, V. Ivanchenko // Proc. of the Third intern. conf. «High temperature capillarity» (HTC-2000), Kurashiki, Japan, 19–22 Nov., 2000. — Osaka, 2001. — P. 419–424.
6. Хорунгов В. Ф., Максимов С. В., Зволлинский И. В. Структура паяных соединений высоколегированных никелевых сплавов, полученных с использованием дугового нагрева // Автомат. сварка. — 2003. — № 7. — С. 19–22.
7. Diffusion brazing of a TiAl alloy // Q. Xu, M. C. Chaturvedi, N. L. Richards, N. Goel // Intern. brazing and soldering conf., Albuquerque, New Mexico, 2–5 Apr., 2000. — Albuquerque, New Mexico, 2000. — P. 57–64.
8. Diffusion brazing of titanium aluminide, wettability, microstructural development and mechanical properties // W. F. Gale, X. Wen, Y. Shen et al. // Ibid. — P. 42–49.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т. / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1999. — Т. 3. Кн. 1. — 880 с.
10. Справочник по пайке / Под ред. И. Е. Петрунина. — М.: Машиностроение, 2003. — 480 с.

Поступила в редакцию 15.06.2004

Научно-производственный центр «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Сплавы на основе титана благодаря высокой удельной прочности и другим уникальным свойствам нашли широкое применение в аэрокосмической технике, самолетостроении, судостроении, химическом машиностроении, энергетике и других областях промышленности. Основным сырьем для изготовления титановых сплавов является губчатый титан, который производится на Запорожском титано-магниево комбинате из ильменитовых руд. Украина занимает третье место в мире по запасам этих руд, причем самого высокого качества.

Для разработок сплавов на основе титана, оборудования и технологий их получения из губчатого титана в 1996 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины был создан Научно-производственный центр «Титан». Производство слитков осуществляется методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) на отечественном оборудовании производительностью 3000 т в год. При этом впервые в мире:

- ✓ способ ЭЛПЕ использован для получения высоколегированных сплавов титана;
- ✓ создана и внедрена в производство технология выплавки слитков из недробленных блоков губчатого титана;
- ✓ освоена выплавка полых слитков для производства крупногабаритных титановых труб;
- ✓ созданы оборудование и технология оплавления боковой поверхности слитков, успешно применяемые вместо их механической обработки.

В настоящее время Научно-производственным центром «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона установлены кооперационные связи со специализированными предприятиями Украины, что позволяет производить различный сортамент полуфабрикатов из титана (поковки, прутки, трубы) как для нужд промышленности Украины, так и на экспорт.

НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
03028, ул. Ракетная, 26, Киев, Украина
Тел.: (38044) 264-9543
Факс: (38044) 264-1096