

# ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЕДИНЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ АЭРОКОСМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В КИТАЕ

Л. СЯОХУН, В. МАО, Х.-П. КСИОНГ, Ш.-К. ГУО, Х. ЮАН  
(Пекинский ин-т аэрокосмических материалов, Китай)

Описан ряд современных технологий соединения трудносвариваемых материалов, применяемых в аэрокосмической технике Китая. Даны примеры практического их применения.

*Ключевые слова:* аэрокосмические материалы, технология соединения

Ниже рассмотрены некоторые достижения по созданию и применению передовых технологий соединения современных аэрокосмических материалов, особенно тех, которые получены в Китае за последние 8 лет.

**Пайка и диффузионное соединение с переходной жидкой фазой (ПЖФ) монокристаллических суперсплавов и суперсплавов на основе Ni<sub>3</sub>Al, полученных направленной кристаллизацией.** Для удовлетворения требований, предъявляемых к лопаткам турбин высокомоощных авиационных двигателей, в Пекинском институте аэрокосмических материалов (ПИАМ, Китай), были выполнены исследования пайки и технологий диффузионного соединения с ПЖФ для монокристаллических суперсплавов и суперсплавов на основе Ni<sub>3</sub>Al, полученных направленной кристаллизацией. Разработаны некоторые присадочные материалы для пайки и межслойные сплавы, получены прочные соединения. Основные металлы охватывают первое поколение монокристаллов DD3, второе поколение монокристаллов DD6 и суперсплавы IC6, IC6A и IC10 на основе Ni<sub>3</sub>Al, полученные направленной кристаллизацией.

Для пайки и диффузионного соединения с ПЖФ монокристаллических суперсплавов необходимо контролировать соединенные пары с учетом ориентации кристаллитов [1]. Для большинства межслойных сплавов использовался элемент «В» для понижения точки плавления [1, 2]. Монокристаллы DD3 и DD6 были соединены диффузионно с ПЖФ с использованием разработанных межслойных сплавов,

основной химический состав которых базировался на химическом составе основных металлов. Если направления кристаллитов в соединяемых парах совпадали друг с другом, получали монокристаллическое соединение (рис. 1, б). Условия соединения для DD3 и DD6 составляли 1250°/20 ч и 1290°/12 ч, соответственно. После этого соединения подвергали термообработке в соответствии с условиями режима термообработки основных

**Таблица 1.** Свойства длительной прочности соединений из монокристаллического сплава, соединенных с ПЖФ

Основной металл*	Свойства длительной прочности соединения			Примечание
	T, °C	Напряжение, МПа	Срок службы, ч	
DD3	980	203	174,58; 157,75; 151,67	—
		226	181,50	
DD6	980	250	129,25; 185,00; 173,83	Напряжение было увеличено до 149 МПа после 100 ч
	1100	126	112,02; 113,00; 115,75	

\* Для сплава DD3  $\sigma_{100}$  при 980 °C = 226 МПа. Для сплава DD6 срок службы при 980 °C/226 МПа ≥ 100 ч, при 1100 °C/140 МПа ≥ 100 ч.



Рис. 1. Микроструктурная ориентация соединения монокристалла DD3 с ПЖФ: а — исходное состояние; б — монокристаллическое соединение

**Т а б л и ц а 2.** Характеристики длительной прочности паяных соединений из суперсплава на Ni<sub>3</sub>Al-основе, полученного направленной кристаллизацией

Основной металл	Присадочный металл (основа)	Характеристики длительной прочности соединения			Примечание
		T, °C	Напряжение, МПа	Срок службы, ч	
IC10	Co	900	160	133,83; 132,42	Напряжение было увеличено до 200 МПа после 100 ч
		980	80	138,67; 192,42	Напряжение было увеличено до 96 МПа после 100 ч
	Ni	900	160	297,17; 296,02	Напряжение было увеличено до 200 МПа после 100 ч
		980	80	138,50; 143,02; 128,50	Напряжение было увеличено до 96 МПа после 100 ч
IC6A	Co	900	160	136,42; 110,25; 142,50	—

**Т а б л и ц а 3.** Характеристики длительной прочности соединений из суперсплава на Ni<sub>3</sub>Al-основе, полученного направленной кристаллизацией, соединенных с ПЖФ

Основной металл*	T, °C	Напряжение, МПа	Срок службы, ч	Примечание
IC6	980	100	62,59; 213,00; 151,67	—
	1100	36	94,00; 89,75; 119,67	—
IC10	1100	36	127,00; 132,00; 104,00	Напряжение было увеличено до 40 МПа после 100 ч

\* Свойства в поперечном направлении сплава IC6:  $\sigma_{100}$  при 980 °C = 90, при 1100 °C — 45 МПа. Свойства в поперечном направлении сплава IC10:  $\sigma_{100}$  при 1100 °C = 40 МПа.

металлов. Для DD3-соединений свойства длительной прочности при 980 °C превысили 90 % свойств основного металла. Для соединения DD6 свойства длительной прочности при 980 °C были такими же, как у основного металла, а при 1100 °C достигли 90 % свойств основного металла (табл. 1). Предел прочности на растяжение соединений из DD3-сплава при комнатной температуре и 980 °C был на том же уровне, что и основного металла. Технология соединения с ПЖФ для сплава DD6 применялась при изготовлении лопаток турбин.

**Шов соединения.** Для соединений сплава DD3, соединенных с ПЖФ при 1240 °C/4 ч и соответственно термообработанных, предел прочности на растяжение при 760 и 900 °C был на том же уровне, что и у основного металла, предел длительной прочности при 760 и 1040 °C составлял соответственно 90...80 % основного металла. Технология соединения DD3 с ПЖФ была применена при производстве лопаток турбин.

Сплавы IC6, IC6A, IC10 спаяны при помощи стандартного присадочного материала на основе никеля и присадочного материала на основе кобальта. Типичные характеристики длительной прочности паяных соединений перечислены в табл. 2. Технологии пайки также применялись для

соединения лопаток турбин, выполненных из сплавов IC6 и IC10.

Прочные соединения, соединенные с ПЖФ, сплавов IC6 и IC10 были получены с использованием межслойных сплавов с элементом «В». Для соединений сплава IC6 характеристика длительной прочности при 980 °C была на том же уровне, что и у свойств основного металла в поперечном направлении, а при 1100 °C та же характеристика достигла 80 % свойств основного металла в поперечном направлении. Для сплава IC10 характеристика длительной прочности при 1100 °C достигла 90 % свойств основного металла в поперечном направлении (табл. 3).

**Сварка плавлением суперсплавов с низким расширением.** Сплавы с низким расширением характеризуются высокой прочностью, низким коэффициентом теплового расширения и стабильным модулем упругости, что позволяет широко применять их для изготовления деталей, требующих точного контроля зазора в газовых турбинах самолета. Все сплавы могут быть сварены дуговой сваркой вольфрамовым электродом в инертном газе (ТИГ) и электронно-лучевой сваркой (ЭЛС). Тем не менее, они демонстрируют некоторую склонность к образованию трещин в шве [3]. Например, индекс чувствительности к образованию трещин в шве из сплава GH783 составляет 29,6 %, однако при помощи термообработки до и после сварки он может быть значительно снижен.

Как видно из рис. 2, прочность сварного соединения из GH783 высокая, а его пластичность низкая. Прочность сварных соединений, полученных ЭЛС, совпадает с прочностью основного металла. Свойства сварного соединения, полученного ТИГ сваркой, могут быть улучшены корректировкой химического состава присадочного прутка. При сварке с присадочным прутком «А» коэффициент прочности соединения составляет 90 %, пластичность также улучшается.

Характеристики сварного соединения могут быть также улучшены правильным сочетанием термообработок до и после сварки. Исследования

на сплаве GH909 показывают, что обработка раствором перед сваркой в сочетании со старением после сварки может привести к улучшению характеристик соединения. Высокие характеристики длительной прочности сварных соединений при температуре 650 °С, полученные при помощи ЭЛС и ТИГ сварки для сплава GH783 и GH909, могут достичь 70 % основного металла.

**Сварка сталей ультравысокой прочности.**

Исследования были выполнены для сварного соединения, выполненного ТИГ и ЭЛС, из двух сталей ультравысокой прочности — 16Co14Ni10Cr2MoA и CNG2000. Коэффициент прочности соединения из стали 16Co14Ni10Cr2MoA составляет 100 %, в то время, как пластичность и вязкость соединения соответствуют основному металлу. Межпроходная температура (которую необходимо удерживать ниже 70 °С) оказывает большое влияние на ударную вязкость соединения [4]. Такой контроль увеличит скорость охлаждения и затвердевания шва, гарантируя более тонкие шовные дендриты и, таким образом, лучшую ударную вязкость.

Коэффициенты прочности соединений из CNG2000, полученного ЭЛ и ТИГ сваркой, эквивалентны друг другу и составляют более 90 %.

Технология ТИГ сварки 16Co14Ni10CrMoA и CNG2000 была применена для производства основной консольной части вала и корпуса устройства записи параметров полета для одного из новых типов самолетов в Китае.

**Электронно-лучевая технология сварки титанового сплава, устойчивого к повреждению.**

Критерий отбора материалов для летательных аппаратов и двигателей изменился с установкой принципа бездефектности конструкции для выполнения требования конструктивной целостности и устойчивости к повреждениям. Средне- и высокопрочные титановые сплавы, имеющие высокую трещиностойкость и низкий уровень образования усталостных трещин, получили широкое распространение во всем мире. Сплавы TC21 и TC4-DT представляют китайские промышленные титановые сплавы с пределом прочности на растяжение 1100 и 900 МПа соответственно, которые имеют хороший запас сопротивлению раз-

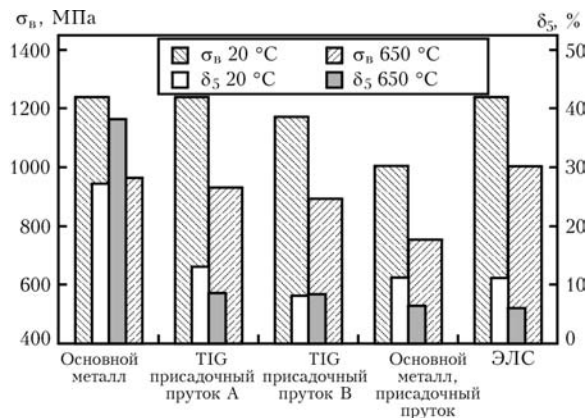


Рис. 2. Характеристики растяжения сварных соединений из GH783 при помощи различных процессов при комнатной температуре и 650 °С

вития трещин и низкую скорость распространения усталостных трещин. Оба сплава характеризуются сопротивлением развитию трещин, превышающим 90 МПа√м и низкой скоростью распространения усталостных трещин ( $da/dN$ ) до  $9 \cdot 10^{-6}$  мм/с при  $K = 11$  МПа√м ( $R = 0,1$ ).

Сплавы TC21 и TC4-DT, разработанные в Китае, имеют хорошую электронно-лучевую свариваемость, соединения демонстрируют хорошие характеристики устойчивости к повреждению, такие как сопротивление развитию трещин и низкий уровень распространения усталостных трещин. В табл. 4 приведены характеристики соединения ЭЛС, а на рис. 3 представлено сравнение  $S-N$  кривых усталости и  $da/dN$  для стойких к повреждению титановых сплавов и их соединений, полученных ЭЛС.

Усталостные характеристики для соединений, полученных ЭЛС, для сплава TC21 аналогичны характеристикам основного металла, тогда как для сплава TC4-DT усталостная долговечность соединений, полученных ЭЛС, ниже, чем у основного металла, при средней прочности на растяжение (менее 520 МПа). Чешуйчатая микроструктура титановых сплавов демонстрирует более благоприятные характеристики трещиностойкости и сопротивления распространению усталостных трещин, чем равноосная или сдвоенная микроструктура [6]. Тепло, подводимое при ЭЛС, укрупняет

Таблица 4. Характеристики соединения из сплава TC21 и TC4-DT, полученных ЭЛС

Титановый сплав	Испытанные образцы	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ <sub>5</sub> , %	ψ, %	a <sub>к</sub> , Дж/см <sup>2</sup>	K <sub>IC</sub> , МПа√м	Усталостная прочность (N = 1·10 <sup>7</sup> ; R = 0,1; f = 120 Гц)	
								K <sub>t</sub> = 1	K <sub>t</sub> = 3
TC4-DT	Соединение, полученное ЭЛС	914	854	13,2	48,6	56,9	91,4	450	—
	Основной металл	929	878	16,2	49,5	58,0	89,8	421	—
TC21	Соединение, полученное ЭЛС	1138	1051	8,3	20,8	29,8	88,59	643	315
	Основной металл	1174	1083	11,3	20,0	51,5	90,6	653	277

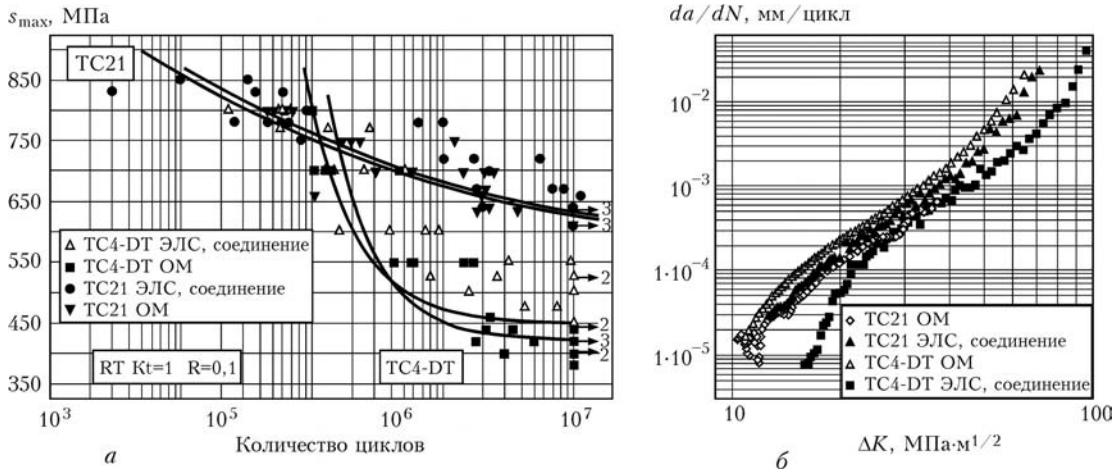


Рис. 3. Сравнение *S-N* кривых усталости (а) и скорости распространения усталостных трещин (б) для устойчивых к повреждению титановых сплавов и их соединений, полученных ЭЛС

размер первичного β-зерна и утолщает α-чешуйчатость, приводя к улучшению трещиностойкости и сопротивлению распространения усталостных трещин.

**Сварочная технология для сплава на основе Ti<sub>3</sub>Al.** Влияние тепла, подводимого ЭЛС на микроструктуру и механические свойства соединения из Ti-24Al-15Nb-1Mo с учетом так называемого TD3 сплава, разработанного ПИАМ, было исследовано на основе экспериментальных результатов теплового моделирования. Определяли параметры процесса ЭЛС для получения удовлетворительной пластичности и трещиностойкости соединения. Показано, что микроструктура соединения непосредственно после сварки состояла из первичной α<sub>2</sub>-фазы и β-трансформированных микроструктур, включая небольшое количество остаточных β/B<sub>2</sub>-фаз и вторичных α<sub>2</sub>-фаз, определенное количество О- и ω-фазы.

Результаты показали, что пластичность основного металла и соединений может быть восстановлена снова при помощи термообработки после сварки. По сравнению с основным металлом, соединения демонстрируют аналогичную прочность, пока скорость удлинения и ударная вязкость достигала соответственно 70 и 60 % основного металла (табл. 5). Полагается, что образование О-фазы при сварке значительно улучшает предел прочности на растяжение и соединение

демонстрирует удовлетворительную пластичность благодаря остаточным β/B<sub>2</sub>-фазам.

**Сварка алюминий-литиевых сплавов.** В Китае большое значение уделяется алюминий-литиевым сплавам 5A90 и 2195. Основные проблемы, связанные с ними, это пористость шва и размягчение сварных соединений. Проблема пористости очень важна для сварки 5A90. Как указывается в наших работах, возникновение пористости может быть связано с выделением газа из-за нагрева оксидной пленки на поверхности материала [7]. Сварные соединения, которые не содержат пор, могут быть получены в результате химической очистки перед сваркой, механической полировки перед сваркой и хорошей защиты.

Что касается сплава 2195, заметной проблемой является его высокая склонность к образованию трещин в сварном шве. Если выбрать соответствующие параметры сварки, контролировать форму шва, оптимизировать химический состав присадочного материала и принять дополнительные меры, его склонность к образованию трещин может быть значительно снижена и могут быть получены сварные соединения без трещин.

Оба сплава 5A90 и 2195 имеют проблему размягчения соединения. С ними трудно получить сварные соединения с коэффициентом прочности около 60 %. Для сплава 5A90 был разработан специальный присадочный материал, при помощи которого зерна шва измельчаются и свойства соединения улучшаются. Свойства сварных соеди-

Таблица 5. Сравнение механических характеристик соединения из сплава TD3, полученного ЭЛС, и основного металла

Параметры сварки	Термообработка	σ <sub>в</sub> , МПа	δ <sub>5</sub> , %	ψ, %	Участок разрушения при растяжении	a <sub>k</sub> , Дж/см <sup>2</sup>
v = 14 мм/с, E = 0,56η	Термообработка после сварки	1044	6,2	13,8	Основной металл	3,1
	Непосредственно после сварки	1045	3,6	7,7	Околошовная зона	6,0
	Твердый раствор и старение	1062	8,9	14,3	—	4,9
Основной материал TD3	Твердый раствор	1108	6,3	12,2	—	7,0

нений из сплава 2195 также улучшаются посредством корректировки химического состава присадочного материала. Используя дополнительные материалы, измельчаются зерна металла шва, улучшается формирование шва и заметно увеличивается прочность соединения. В результате, коэффициент соединения, полученного сваркой ТИГ, приближается к 70 %.

**Пайка керамических изделий из Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и SiC.**

Основным ограничением пайки для соединения керамических изделий является химический состав припоя, который имеет требуемые свойства. Au-Ni-V-Mo-присадочный сплав обеспечивает прочность при испытании на четырехточечный изгиб 393 МПа при комнатной температуре для соединений Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, такой же уровень прочности может поддерживать до температуры 500 °С, а 65 % прочности при комнатной температуре удерживались при 600 °С [8]. В дополнение сообщается, что самая высокая прочность при испытании на четырехточечный изгиб при комнатной температуре соединений Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, используя твердый припой Ni-20,35Cr-10,04Si (мас. %), составляет 115 МПа, тогда как значения 210 и 220 МПа были получены, если соединение испытывают при 800 и 900 °С, соответственно [9]. Недавно было исследовано смачивающее поведение Ni-V, Co-V и Ni-Cr-V-сплавов на Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> при помощи метода покоящейся капли [10], и на этом основании был разработан новый V-содержащий припой на основании палладия для соединения Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Соответствующие соединения демонстрируют прочность при испытании на изгиб около 200 МПа не только при комнатной температуре, но также при 800 °С.

Развитие процесса пайки изделий из SiC происходит медленно. Необходимо отметить, что контроль реакций на поверхности раздела между матрицей SiC и твердым припоем является важным моментом и его необходимо учитывать при разработке нового высокотемпературного твердого припоя для соединения SiC. В ПИАМ недавно был разработан твердый припой на основе Co, CoFeNi(Si, V)CrTi, для соединения SiC/SiC [11]. Периодическая полосчатая структура, которая имела место на поверхности раздела между SiC и традиционный твердый припой на основе никеля и кобальта были исключены при помощи

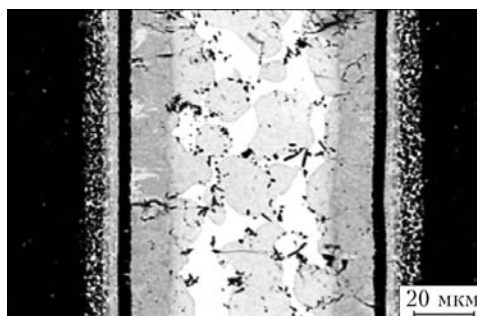


Рис. 4. Микроструктура SiC/SiC соединения, паяного с помощью разработанной фольги для пайки на Co-основе при 1150 °С (10 мин)

недавно разработанного твердого припоя на Co-основе. Реакционный слой SiC/SiC соединения при оптимальных условиях пайки был составлен из полислоистых силицидов и полоски TiC, а матрица центральной части соединения включала Co-Fe-Ni-Cr-Ti-Si- и Fe-Co-Cr-Ni-фазу, с дисперсией рассеяния большого количества маленьких TiC частиц. Образование TiC в соединении содействует не только устранению периодической полосчатой структуры, но также высокой прочности соединения и высокотемпературной стабильности. Паяные SiC/SiC соединения (рис. 4) имеют среднюю прочность при испытании на трехточечный изгиб 142,2; 162,3; 188,2 и 181,5 МПа при комнатной температуры, 700, 800 и 900 °С соответственно.

1. Broomfield R. W. Fifth International Charles Parsons turbine conf., 3-7 July 2000, Churchill College, Cambridge, UK.
2. Miglietti W. M., Pennefather R. C. Proceedings from materials solutions'97 on joining and repair of gas turbine components, 15-18 Sept., 1997, Indianapolis, Indiana. — P. 61-76.
3. Ernst S. C., Baeslack III W. A., Lippold J. C. // Welding J. — 1989. — 68, № 10. — P. 418-430.
4. Guo S. Q., Yuan H., Gu W. H., Yu H. // J. Materials Eng. — 2004, supplement. — P. 84-88 (in Chinese).
5. Cao Chunxiao // Acta Metallurgica Sinica. — 2002. — 38. — P. 4-11 (in Chinese).
6. Ding R., Guo Z. X. // Materials Sci. and Eng. — 2004. — A365. — P. 172-179.
7. Li Y., Deng J. X., Wei Z. W. // The Chinese J. of Nonferrous Metals. — 2002. — 12, № 2. — P. 369-373.
8. Paulasto M., Ceccone G., Petevs S. D., Voitovich R., Eustathopoulos N. // Ceramic Transactions. — 1997. — P. 77-91.
9. Hadian A. M., Drew RAL. // Am Ceram Soc. — 1996. — 79, № 3. — P. 659.
10. Xiong H. P., Dong W., Chen B. et al. // Materials Sci. and Eng., 2008. — 474, Issues 1-2, 15 Febr. — P. 376-381.
11. Xiong H. P., Mao W., Xie Y. H. et al. // J. Materials Res. — 2007. — 122, № 10. — P. 2727-2736.

A number of modern technologies of materials joints of hard-to-welding ability is presented which are applied in aerospace industry of China. The examples of their practical application are given.

Поступила в редакцию 18.03.2008