

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА СО СПЛАВОМ Х2Н98

© 2017

И.И. Ибрагимова, магистрант

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)

М.Ф. Имаев, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник

Р.Г. Хазгалиев, магистр техники и технологии, младший научный сотрудник

Р.Р. Мулюков, доктор физико-математических наук, профессор, директор

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа (Россия)

Ключевые слова: твердофазная сварка; слои интерметаллидов; наноструктурная прослойка; аустенитно-мартенситное превращение; прочность соединения.

Аннотация: Исследовали твердофазное соединение титанового сплава ПТ-3В (Ti-4,2Al-1,6V) и стали 12X18H10T через наноструктурную прослойку из сплава Х2Н98. В процессе соединения при температурах 650, 700, 750 и 800 °С в зоне контакта образуются слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃. Известно, что при сварке давлением титанового сплава и никеля на границе образуются сплошные слои этих интерметаллидов. Именно по этим слоям и происходит разрушение. Наиболее вероятной причиной разрушения является скачок коэффициента термического расширения (КТР) при аустенитно-мартенситном превращении с образованием слоя TiNi, в результате которого на стадии охлаждения с температуры сварки в соседних хрупких слоях Ti₂Ni и TiNi₃ образуются трещины. Легирование сплава TiNi хромом в пределах 1–2 % приводит к значительному снижению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения.

На границе TiNi₃/Х2Н98 происходит образование тонкого слоя TiCr₂, препятствующего диффузии хрома и никеля в формирующиеся слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi и TiNi₃. Это приводит к формированию более тонких слоев интерметаллидов в зоне соединения ПТ-3В/Х2Н98, чем при сварке через никелевую прослойку. Применение сплава Х2Н98 привело к легированию интерметаллида TiNi хромом в количестве 0,2–0,6 ат. %, что, по-видимому, снизило температуру аустенитно-мартенситного превращения ниже комнатной температуры, изменило вид и местоположение трещин в сварном шве. При использовании прослойки из сплава Х2Н98 наибольшая прочность на растяжение $\sigma_B = 390 \pm 20$ МПа достигается после сварки при T=700 °С, 20 мин. Повышение времени выдержки при 700 °С или увеличение температуры приводят к снижению прочности.

ВВЕДЕНИЕ

Совмещение высоких коррозионных и механических свойств титанового сплава и прочности стали в одном изделии позволит расширить технологические возможности машиностроения, аэрокосмической и химической промышленности. Диффузионная сварка при соединении однородных материалов, в частности проявляющих сверхпластичность титановых сплавов, может быть эффективным технологическим процессом [1; 2]. Особый интерес для авиации и космонавтики представляют трехслойные полые конструкции, позволяющие снизить вес [3; 4]. Актуально получить многослойные конструкции из разнородных материалов. Существуют различные методы соединения разнородных материалов [5–7]. Известны способы соединения нержавеющей стали и титановых сплавов [8; 9]. Однако получение надежных соединений этих сплавов связано с рядом трудностей, и в частности, с образованием хрупких интерметаллидов системы Ti-Fe [10]. Для преодоления этой проблемы S. Kundu с соавторами предложили использовать никелевую прослойку [11–14]. Были исследованы соединения с нержавеющей сталью как технически чистого титана [11–13], так и сплава типа ВТ6 [14], при этом авторы использовали никелевую прослойку с крупнозернистой микроструктурой.

При сварке давлением на границе титанового сплава и никеля образуются сплошные слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃. Именно по этим слоям и происходит разрушение. Использование наноструктурной никелевой прослойки позволяет снизить температуру соеди-

нения и уменьшить время сварки [15–17]. Наиболее вероятной причиной разрушения является скачок КТР при аустенитно-мартенситном превращении в слое TiNi, в результате которого на стадии охлаждения с температуры сварки в слоях Ti₂Ni и TiNi₃ образуются трещины [16]. Легирование сплава TiNi хромом в пределах 1–2 % приводит к значительному снижению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения [18; 19]. Нам представляется, что использование в качестве прокладки вместо никеля сплава никель-хром, благодаря снижению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения ниже комнатной температуры, позволит улучшить прочность сварного шва при комнатной температуре.

Цель работы – исследование влияния температуры и времени сварки давлением на прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку сплава Х2Н98.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Размеры исходных образцов титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12X18H10T составляли 4×4×16 мм³. Для получения в никеле и сплаве Х2Н98 ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры их деформировали методом кручения под квазигидростатическим давлением 5 ГПа, 5 оборотов [20]. Сварку давлением образцов стали и титанового сплава осуществляли через прослойку сплава Х2Н98 (Ni-2 ат. %Cr) толщиной 0,2 мм на установке АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78) (см. рис. 1). Режимы сварки: давление P=4 МПа, температура T=650, 700,

750 и 800 °С, время сварки $\tau=20, 60, 120, 180$ мин., давление вакуума $P=2 \times 10^{-3}$ Па.

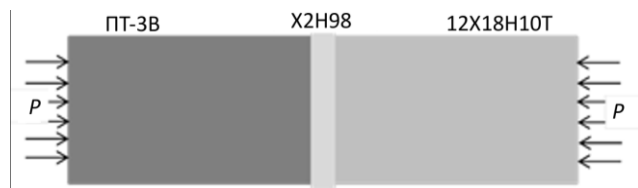


Рис. 1. Схема сварки давлением

Полученные образцы разрезали на электроэрозионном станке как перпендикулярно, так и под углом 30° к поверхности сварного шва. Далее образцы шлифовали абразивной шкуркой, полировали алмазными пастами различной зернистости и коллоидной суспензией OP-S (Struers) с размером абразива 0,04 мкм. Микроструктуру исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Tescan Mira 3, состав зоны соединения определяли с помощью приставки для энергодисперсионного анализа Oxford Instruments X-act. Образцы для испытаний на разрыв вырезали на электроэрозионном станке и затем шлифовали. Испытания на разрыв проводили при комнатной температуре со скоростью деформирования 1 мм/мин. Для измерения среднего значения предела прочности на растяжение (σ_B) использовали три образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Использование прослойки из сплава X2H98 при сварке давлением титанового сплава и нержавеющей стали при $T=700$ °С и времени выдержки 20 мин. позволило получить соединение прочностью $\sigma_B=390 \pm 20$ МПа. При повышении температуры сварки происходит снижение прочности соединения (см. рис. 2 а). Увеличение времени сварки давлением при $T=700$ °С (рис. 2 б) привело к снижению прочности соединения.

Исследование микроструктуры зоны соединения выявило следующую закономерность. После сварки при $T=650$ °С обнаруживается цепочка пор по границе $TiNi_3/X2H98$ (см. рис. 3 а). После сварки при 700 °С пор и трещин в зоне шва не видно (см. рис. 3 б). После

сварки при 750 °С обнаруживается трещина в слое $TiNi_3/X2H98$ (см. рис. 3 в), а после сварки при 800 °С – в слое Ti_2Ni (см. рис. 3 г).

На рисунке 4 представлены диффузионные профили после сварки при $T=700$ и 800 °С. Использование прослойки из сплава X2H98 замедлило образование интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$. Так после сварки давлением при $T=700$ °С в зоне соединения титановый сплав/X2H98 присутствует только $TiNi$, а интерметаллид $TiNi_3$ не обнаруживается. В составе интерметаллидов титана и никеля присутствует Cr. Так в слое $TiNi$ содержание Cr после сварки при $T=700, 750$ и 800 °С составляет примерно 0,2 %, 0,25 %, и 0,6 %, соответственно. Основная часть Cr накапливается в тонкой области у границы слоя $TiNi_3$ и прослойки X2H98. В этом слое соотношение Cr к Ti близко к 2:1, что свидетельствует об образовании интерметаллида $TiCr_2$ (рис. 4).

Толщины интерметаллидных слоев после сварки через сплав X2H98 при $T=700$ °С примерно такие же, как и в случае использования в качестве прослойки Ni (см. рис. 5 а, в) [12]. Выше $T=700$ °С суммарная толщина интерметаллидных слоев меньше, чем в случае применения никелевой прослойки [12]. Особенно сильна разница в толщине после сварки при $T=750$ °С, в этом случае толщина интерметаллидных слоев отличаются более чем в 2 раза (4 мкм в случае X2H98 и 8,5 мкм в случае Ni). При $T=800$ °С разница уменьшается (9,5 мкм против 11 мкм, соответственно). Зависимость толщины интерметаллидных слоев от времени сварки неравномерная: наиболее быстро толщина интерметаллидов растет в первые 60 мин., далее прирост толщины замедляется (рис. 5 б).

Наибольшая прочность наблюдается после сварки при 700 °С, и разрушение проходит по граничной зоне X2H98/нержавеющая сталь, тогда как при использовании прослойки из никеля разрушение проходит по интерметаллидным слоям $TiNi_3$ и Ti_2Ni . В настоящий момент не совсем ясно, почему при различии зон разрушения значения σ_B равны для случаев использования прослоек из никеля и X2H98. Ресурса для увеличения прочности соединения по поверхности X2H98/нержавеющая сталь путем увеличения времени сварки нет, так как увеличение времени выдержки продолжительнее 20 мин. при 700 °С приводит к уменьшению σ_B (см. рис. 2 б), при этом разрушение происходит по границы слоя $TiNi_3$ и прослойки X2H98,

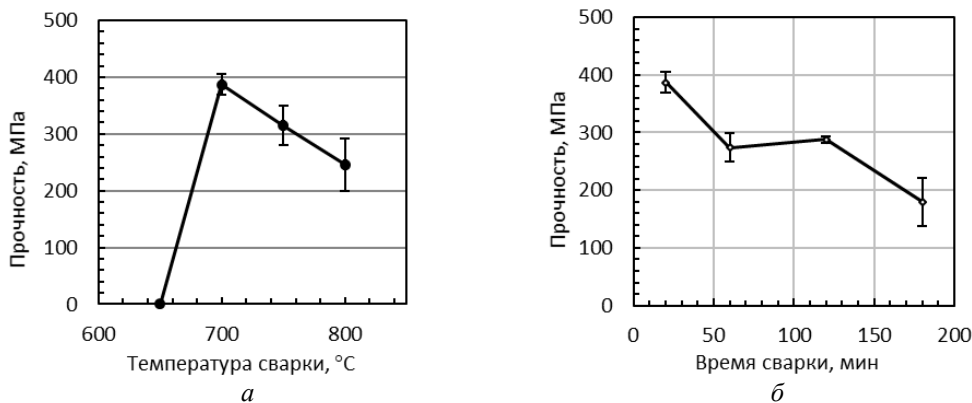


Рис. 2. Зависимость прочности соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку X2H98: а – от температуры сварки давлением, б – от времени сварки

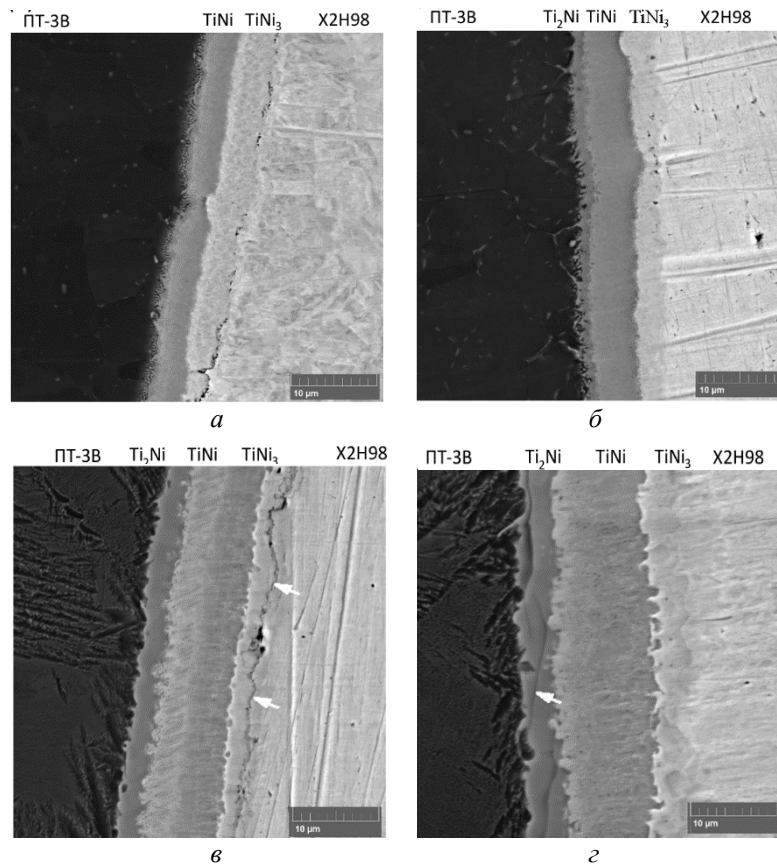


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения титановый сплав/X2H98 после сварки в течение 20 мин. при температуре: а – 650 °С, б – 700 °С, в – 750 °С, г – 800 °С. Стрелками показаны трещины в слоях $Ti_3Ni/X2H98$ (в) и Ti_2Ni (г)

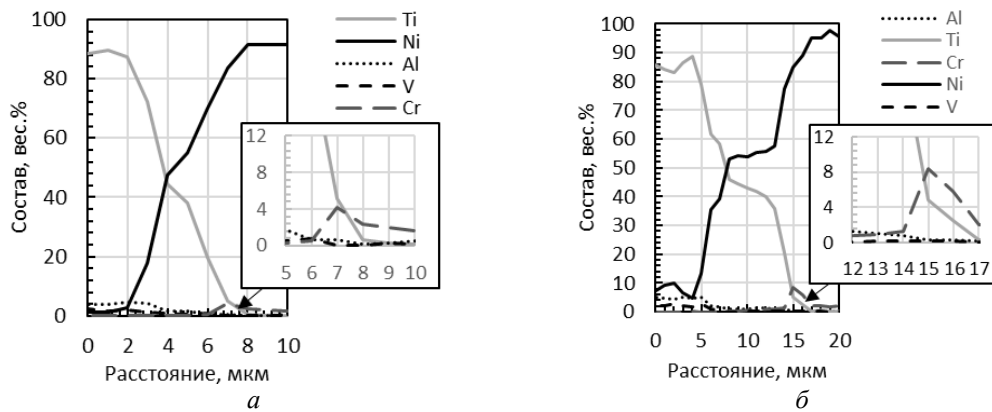


Рис. 4. Химический состав в зоне соединения титановый сплав/X2H98: а – после сварки при 700 °С, б – после сварки при 800 °С

а также Ti_2Ni . Снижение времени выдержки в исследуемом интервале температур и давлений при сварке может привести к уменьшению качества соединения, так как снизится общая степень деформации в зоне контакта нержавеющей стали – X2H98, по которому уже происходит разрушение. По-видимому, для увеличения σ_B необходимо увеличить давление при сварке.

Несмотря на то, что хром сильно снижает температуру аустенитно-мартенситного превращения, образующийся слой интерметаллида $TiCr_2$ связывает часть хрома, препятствует диффузии элементов и создает растя-

гивающие напряжения на границе раздела слоя $TiNi_3$ и X2H98. В дальнейшей работе планируется использовать легирующие добавки, снижающие температуру аустенитно-мартенситного превращения, но не приводящие к образованию интерметаллидов с титаном. Важно также скорректировать толщину прослойки, т.к. даже при $T=800$ °С суммарная толщина диффузионного слоя не превышает 30 мкм, а прочность шва приблизилась к нижней границе прочности никеля (450–640 МПа), поэтому имеет смысл уменьшить толщину прослойки до 30 мкм.

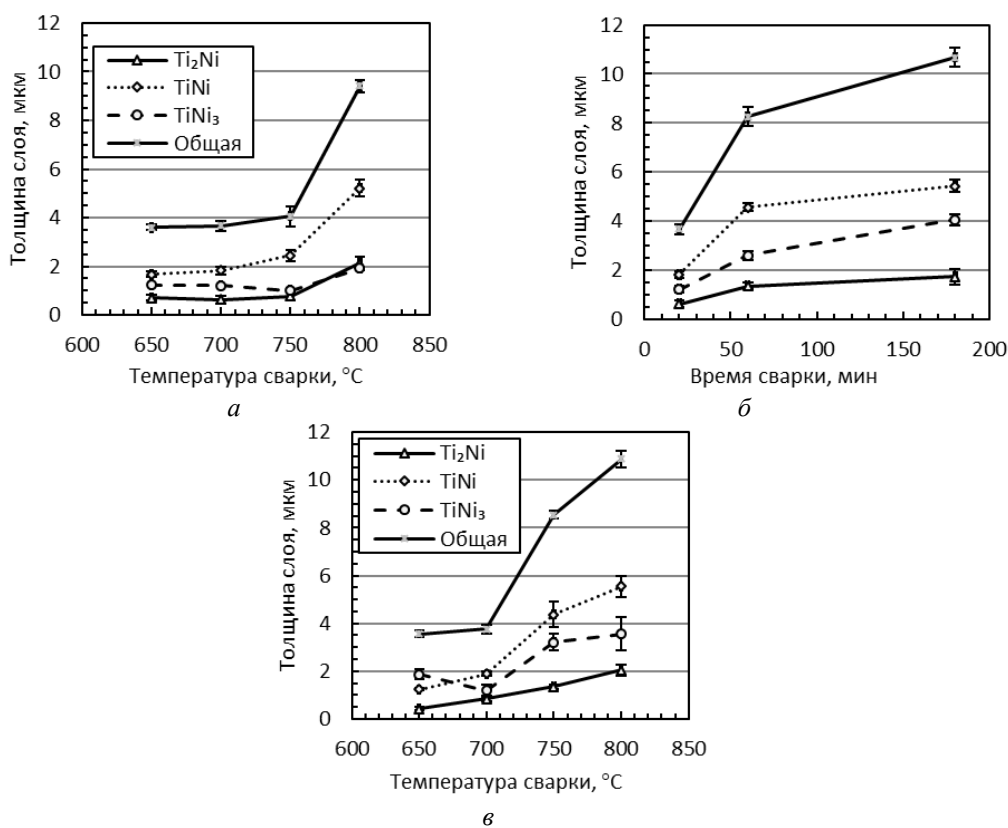


Рис. 5. Зависимость толщины интерметаллидных слоев от:
 а, в – температуры сварки, б – времени сварки;
 в – сварка давлением в течение 20 мин. с использованием прослойки Ni [4]

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Применение сплава X2H98 в качестве сварочной прослойки привело к легированию интерметаллида TiNi хромом в количестве 0,2–0,6 ат. %, что, по-видимому, снизило температуру аустенитно-мартенситного превращения ниже комнатной температуры, изменило вид и местоположение трещин в сварном шве.

2. При сварке через прослойку из сплава X2H98 происходит образование тонкого барьерного слоя TiCr_2 , препятствующего диффузии хрома и никеля в формирующиеся слои интерметаллидов Ti_2Ni , TiNi и TiNi_3 . При одинаковых условиях сварки это приводит к формированию более тонких слоев интерметаллидов в зоне соединения ПТ-3В/X2H98, чем при сварке через никелевую прослойку.

3. При использовании прослойки из сплава X2H98 наибольшая прочность сварного соединения на растяжение, составляющая $\sigma_B=390\pm 20$ МПа, достигается после сварки при $T=700$ $^{\circ}\text{C}$, 20 мин. Повышение времени выдержки при 700 $^{\circ}\text{C}$ или увеличение температуры приводят к снижению прочности.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов. Часть 1. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость

сверхпластичных сплавов // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 1. С. 59–64.

2. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов (Обзор). Часть II. Физическая модель формирования твердофазного соединения в титановом сплаве в условиях низкотемпературной сверхпластичности // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 2. С. 88–91.
3. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть I. Международный опыт // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1. С. 32–35.
4. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть II. Опыт ИПСМ РАН // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1. С. 36–39.
5. Шоршоров М.Х., Каракозов Э.С. Расчеты режимов сварки давлением. Ленинград: ЛДНТП, 1969. 31 с.
6. Рябов В.Р., Рабкин Д.М., Курочка Р.С., Стрижевская Л.Г. Сварка разнородных металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1984. 239 с.
7. Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 280 с.
8. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. М.: Наука, 1965. 336 с.
9. Петренко В.Р., Киреев Л.С., Пешков В.В. Сварка титана со сталью. Воронеж: ВГТУ, 2004. 173 с.
10. Корнилов И.И., Борыскина Н.Г. Диаграмма состояния системы титан-железо // ДАН СССР. 1956. Т. 108. № 6. С. 1063–1085.

11. Kundu S., Chatterjee S. Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer // *Materials Characterization*. 2008. Vol. 59. P. 631–637.
12. Kundu S., Chatterjee S. Structure and properties of diffusion bonded transition joints between commercially pure titanium and type 304 stainless steel using a nickel interlayer // *Journal Materials Science*. 2007. Vol. 42. P. 7906–7912.
13. Kundu S., Chatterjee S., Olson D., Mishra B. Effects of intermetallic phases on the bond strength of diffusion-bonded joints between titanium and 304 stainless steel using nickel interlayer // *Metallurgical and materials transactions A*. 2007. Vol. 38A. P. 2053–2060.
14. Thirunavukarasu G., Kundu S., Mishra B., Chatterjee S. Effect of Bonding Temperature on Interfacial Reaction and Mechanical Properties of Diffusion-Bonded Joint Between Ti-6Al-4V and 304 Stainless Steel Using Nickel as an Intermediate Material // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. Vol. 45A. P. 2067–2077.
15. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Лутфуллин Р.Я. Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через наноструктурированную прослойку из никелевого сплава // *Перспективные материалы*. 2011. № 12. С. 529–534.
16. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р. Особенности разрушения твердофазного соединения титановый сплав-никель-нержавеющая сталь // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2015. Т. 58. № 6. С. 74–79.
17. Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. Исследование возможности упрочнения соединения титанового сплава с коррозионноустойчивой сталью, полученного диффузионной сваркой через промежуточную прослойку // *Деформация и Разрушение Материалов*. 2017. № 5. С. 18–24.
18. Uchil J., Mohanchandra K.P., Ganesh Kumara K., Mahesh K.K., Murali T.P. Thermal expansion in various phases of Nitinol using TMA // *Physica B*. 1999. Vol. 270. P. 289–297.
19. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // *Progress in Materials Science*. 2005. Vol. 50. P. 511–678.
20. Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М. Влияние границ зерен на работу выхода электрона нанокристаллического никеля // *Физика твердого тела*. 2013. Т. 55. № 1. С. 3–6.
4. Safiullin R.V. Superplastic forming and pressure welding of multilayer hollow structures Part II. Experience of IMSP RAS. *Pisma o materialakh*, 2012, vol. 2, no. 1, pp. 36–39.
5. Shorshorov M.Kh., Karakozov E.S. *Raschety rezhimov svarki davleniem* [Calculations of pressure welding modes]. Leningrad, LDNTP Publ., 1969. 31 p.
6. Ryabov V.R., Rabkin D.M., Kurochka R.S., Strizhevskaya L.G. *Svarka raznorodnykh metallov i splavov* [Welding of dissimilar metals and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 239 p.
7. Karakozov E.S. *Svarka metallov davleniem* [Welding of metals pressure]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986. 280 p.
8. Shorshorov M.Kh. *Metallovedenie svarki stali i splavov titana* [Physical Metallurgy of Steel and Titanium-Alloy Welding]. Moscow, Nauka Publ., 1965. 336 p.
9. Petrenko V.R., Kireev L.S., Peshkov V.V. *Svarka titana so stalyu* [Welding of titanium with steel]. Voronezh, VGTU Publ., 2004. 173 p.
10. Kornilov I.I., Boryskina N.G. Diagram of the state of the titanium-iron system. *DAN SSSR*, 1956, vol. 108, no. 6, pp. 1063–1085.
11. Kundu S., Chatterjee S. Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, pp. 631–637.
12. Kundu S., Chatterjee S. Structure and properties of diffusion bonded transition joints between commercially pure titanium and type 304 stainless steel using a nickel interlayer. *Journal Materials Science*, 2007, vol. 42, pp. 7906–7912.
13. Kundu S., Chatterjee S., Olson D., Mishra B. Effects of intermetallic phases on the bond strength of diffusion-bonded joints between titanium and 304 stainless steel using nickel interlayer. *Metallurgical and materials transactions A*, 2007, vol. 38A, pp. 2053–2060.
14. Thirunavukarasu G., Kundu S., Mishra B., Chatterjee S. Effect of Bonding Temperature on Interfacial Reaction and Mechanical Properties of Diffusion-Bonded Joint Between Ti-6Al-4V and 304 Stainless Steel Using Nickel as an Intermediate Material. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45A, pp. 2067–2077.
15. Khazgaliev R.G., Mukhametrakhimov M.Kh., Mulyukov R.R., Lutfullin R.Ya. Solidphase compound of titanium alloy with stainless steel through the nickel alloy-based nanostructured layer. *Perspektivnye materialy*, 2011, no. 12, pp. 529–534.
16. Khazgaliev R.G., Mukhametrakhimov M.Kh., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мulyukov R.R. Special features of fracture of a solid-state titanium alloy – nickel – stainless steel joint. *Russian physics journal*, 2015, vol. 58, no. 6, pp. 822–827.
17. Khazgaliev R.G., Имаев М.Ф., Мulyukov R.R. Strengthening possibility investigation of joint of titanium alloy and stainless steel made by diffusion welding through interlayer. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2017, no. 5, pp. 18–24.
18. Uchil J., Mohanchandra K.P., Ganesh Kumara K., Mahesh K.K., Murali T.P. Thermal expansion in various phases of Nitinol using TMA. *Physica B*, 1999, vol. 270, pp. 289–297.

REFERENCES

1. Lutfullin R.Ya. Superplasticity and solid-phase bonding of nanostructured materials Part I. The effect of grain size on the solid-phase weldability of superplastic alloys. *Pisma o materialakh*, 2011, vol. 1, no. 1, pp. 59–64.
2. Lutfullin R.Ya. Superplasticity and solid-phase bonding of nanostructured materials (Review) Part II. The model of the solid-phase joint formation in titanium alloy under conditions of low temperature superplasticity. *Pisma o materialakh*, 2011, vol. 1, no. 2, pp. 88–91.
3. Safiullin R.V. Superplastic forming and pressure welding of multilayer hollow structures Part I. International experience. *Pisma o materialakh*, 2012, vol. 2, no. 1, pp. 32–35.

19. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*, 2005, vol. 50, pp. 511–678.
20. Khisamov R.K., Safarov I.M., Mulyukov R.R., Yumaguzin Y.M. Effect of grain boundaries on the electron work function of nanocrystalline nickel. *Physics of the Solid State*, 2013, vol. 55, no. 1, pp. 1–4.

**THE INFLUENCE OF TEMPERATURE AND TIME OF PRESSURE WELDING
ON THE FORMATION OF A JOINT BETWEEN THE TITANIUM ALLOY AND Ni-2 %Cr ALLOY**

© 2017

I.I. Ibragimova, graduate student

Ufa State Aviation Technical University, Ufa (Russia)

R.G. Khazgaliev, Master of Engineering and Technology, junior researcher

M.F. Imayev, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher

R.R. Mulyukov, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director

Institute of Problems of Superplasticity of Metals of RAS, Russian Academy of Sciences, Ufa (Russia)

Keywords: solidphase welding; intermetallic layers; nanostructured interlayer; austenitic-martensitic transformation; bond strength.

Abstract: The authors studied the solidphase joining of the PT-3V (Ti-4.2Al-1.6V) titanium alloy and 12H18N10T stainless steel through the nanostructured interlayer of Ni-2 % Cr alloy. In the process of joining at the temperatures of 650, 700, 750 and 800 °C, the Ti_2Ni , TiNi and $TiNi_3$ intermetallic layers are formed in the contact zone. It is known, that during pressure welding of the titanium alloy and nickel, the solid layers of these intermetallides are formed at the bond interface. The destruction occurs just along these layers. The most probable cause of destruction is a jump of the coefficient of thermal expansion (CTE) during the austenitic-martensitic transformation with the TiNi layer formation, which results in the cracks in the adjacent brittle Ti_2Ni and $TiNi_3$ layers at the stage of cooling from the welding temperature. The alloying of TiNi with chromium within 1–2 % leads to the significant decrease in the temperature range of austenitic-martensitic transformation.

At the $TiNi_3/Ni-2\%Cr$ interface, a thin $TiCr_2$ layer is formed, which prevents the diffusion of chromium and nickel into the Ti_2Ni , TiNi, and $TiNi_3$ intermetallic layers. This leads to the formation of thinner layers of intermetallides at the PT-3V/Ni-2 % Cr contact zone. The application of Ni-2 % Cr alloy led to the alloying of TiNi intermetallic chromium in the amount of 0.2–0.6 at % that lowered the temperature of austenitic-martensitic transformation below the room temperature and changed the appearance and location of cracks in the weld seam. When applying the Ni-2 % Cr alloy interlayer the greatest tensile strength of 390 ± 20 MPa is achieved after welding at $T=700$ °C during 20 min. The increase of holding time at the temperature of 700 °C or the increase of temperature lead to the strength reduction.