



УДК 621.791.762.1

СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИДА ТИТАНА γ -TiAl ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ СОПРОТИВЛЕНИЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ПРОСЛОЕК

С.И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, И.В. ЗЯХОР, С.В. ЧЕРНОБАЙ, А.А. НАКОНЕЧНЫЙ, М.С. ЗАВЕРТАННЫЙ
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрены особенности формирования соединений сплава на основе интерметаллида γ -TiAl при контактной стыковой сварке сопротивлением с использованием промежуточных прослоек в виде фольг, отличающихся толщиной, химическим составом и структурным состоянием. Исследования выполняли на образцах сплава Ti-47Al-2Nb-2Cr (ат. %), полученных электронно-лучевым переплавом, как в состоянии поставки (литом), так и после термической обработки (температура 1250 °C, 6 ч). В качестве прослойки использовали титановую фольгу с микрокристаллической структурой толщиной 100, 200 и 400 мкм и наноструктурированные многослойные фольги — Ti/Al (52 % Ti-48 % Al, ат. %) и Ti/Co (75 % Ti-25 % Co, ат. %) толщиной $\delta = 30 \dots 160$ мкм. Эксперименты проводили на установке K802, параметры режима сварки изменяли в пределах: давление при нагреве $P_n = 5 \dots 20$ МПа, давление осадки $P_{oc} = 20 \dots 100$ МПа, величина осадки $\Delta_{oc} = 5 \dots 15$ мм. Микроструктуру и химический состав соединений исследовали с помощью оптической и растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа. Прочностные свойства металла в зоне соединений оценивали по распределению микротвердости и испытаний на разрыв. Установлено, что в зоне соединений сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb, выполненных с использованием сплошной титановой фольги, обнаруживается структурная неоднородность в виде сплошной прослойки титана и диффузионной зоны между прослойкой и свариваемым сплавом, содержащей цепочки пор. Использование наноструктурированных фольг Ti/Al и Ti/Co обеспечивает формирование бездефектных соединений. Структура металла в зоне соединения — мелкозернистая бимодальная γ/α_2 независимо от исходной структуры основного металла. Остатки наноструктурированных фольг системы Ti/Al присутствуют в зоне соединения в виде прослойки дисперсного интерметаллида γ -TiAl, не содержащего хрома и ниобия. При использовании фольги системы Ti/Co эвтектического состава (75 % Ti-25 % Co) химическая неоднородность в виде продуктов трансформации фольги в стыке не обнаруживается. При испытаниях соединений на разрыв разрушение происходит по основному металлу сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb. Участок соединения с повышенной твердостью во всех рассмотренных случаях совпадает с зоной структурных изменений в результате термомеханического воздействия процесса сварки. Библиогр. 21, рис. 11

Ключевые слова: контактная стыковая сварка сопротивлением, алюминид титана, промежуточная прослойка, наноструктурированная многослойная фольга, сварное соединение

Одной из актуальных проблем является разработка процессов технологической обработки и получения неразъемных соединений интерметаллидных сплавов титана, в частности, гамма-сплавов на основе алюминида титана γ -TiAl. Гамма-сплавы имеют высокие показатели жаропрочности (при 700...750 °C) и жаростойкости при относительно низкой плотности (3850 кг/м³) [1–3]. В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида TiAl изменяются в широких пределах и составляют: $\sigma_B = 350 \dots 580$ МПа, $\delta = 0,5 \dots 1,5$ %, $E = 175$ ГПа, $G = 65$ ГПа. Предполагается использование гамма-сплавов для изготовления клапанов автомобильных двигателей, деталей авиационных двигателей, работающих при высоких температурах [4, 5].

Одной из причин, которая ограничивает использование алюминидов титана, является их низкая технологичность, в том числе сложность сварки, обусловленная чрезвычайно низкой пла-

стичностью, высокой чувствительностью к образованию трещин при термомеханическом воздействии. Соединения, полученные при дуговой сварке неплавящимся электродом [6] и электронно-лучевой сваркой [7], склонны к растрескиванию, развивающемуся по линии сплавления или околошовной зоне. Для снижения вероятности появления в соединениях алюминидов титана трещин при способах сварки плавлением необходим предварительный подогрев свариваемой конструкции до высоких температур [8].

При прессовой сварке интерметаллидного сплава γ -TiAl [9] сварные соединения отличаются низкой прочностью из-за образования хрупких строчечных выделений в зоне соединения. Основными проблемами получения работоспособных соединений алюминидов титана при сварке трением [10, 11] является образование микротрещин в зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) в процессе деформации и при охлаждении. При



диффузионной сварке в вакууме (ДСВ) сплава Ti–48Al–2Nb–2Mn в структуре переходной зоны четко проявляется граница раздела, наблюдаются дефекты в виде микропор [12].

Низкая пластичность интерметаллидных сплавов обуславливает необходимость увеличения длительности нагрева и повышения термомеханических параметров процесса ДСВ. Формирование соединений алюминидов титана без металлографически выявляемых дефектов при ДСВ достигается за счет длительной выдержки под давлением при температуре 1100...1200 °С и последующей высокотемпературной термической обработке [12, 13].

Чувствительность интерметаллидных сплавов к термомеханическому циклу сварки стимулирует технологов к поиску путей облегчения условий активации свариваемых поверхностей, прежде всего за счет интенсификации процесса локальной пластической деформации и ускорения диффузионных процессов в зоне контакта. Основным технологическим приемом при способах сварки давлением является использование промежуточных прослоек из различных материалов. Например, при ДСВ условия активации свариваемых поверхностей значительно облегчаются при введении между ними прослоек из пластичных материалов — алюминия, меди, никеля, титана [9, 14]. Проблемой при способах сварки давлением с использованием промежуточной прослойки из различных металлов является образование в сварном соединении химической неоднородности [9].

Эффект одновременного повышения интенсивности деформации и ускорения диффузионных процессов в зоне контакта достигают за счет использования прослоек из вакуумных конденсатов на основе многослойных структур, состоящих из элементов с высокой реакционной способностью [15–18]. Показано, что наименьшую химическую неоднородность в стыке обеспечивают многослойные наноструктурированные фольги (НФ) системы Ti/Al, полученные методом электронно-лучевого испарения и осаждения в вакууме из паровой фазы [18]. Так, при ДСВ сплава на основе γ -TiAl с использованием НФ системы Ti/Al обеспечивается формирование качественных соединений [16, 17] с прочностью, близкой к показателям основного материала (ОМ). Положительное влияние использования НФ при ДСВ связывают с интенсификацией процессов массопереноса в зоне контакта благодаря протеканию реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [19].

Применение ДСВ ограничивается необходимостью нагрева всего свариваемого изделия до значительных температур в вакуумной камере,

чрезвычайно высокими требованиями к подготовке свариваемых поверхностей, низкой производительностью процесса сварки. Поэтому актуальным вопросом является изучение возможности использования способов сварки давлением, обеспечивающих большую производительность и возможность качественного соединения различных материалов без применения защитной среды или вакуума.

К таким способам сварки давлением относится контактная стыковая сварка (КСС). В работе [20] изучали формирование соединений при КСС сопротивлением сплава Ti–47Al–1,5Cr–2Nb, полученного технологией электронно-лучевого переплава. Установлено, что использование НФ системы Ti/Al позволило существенно улучшить формирование соединений, сократить величину осадки образцов и длительность процесса КСС. Положительный эффект достигался благодаря более концентрированному выделению тепла в зоне контакта за счет протекания реакции СВС в НФ. Применение НФ позволило уменьшить энергозатраты, локализовать деформацию в зоне контакта и избежать растрескивания. Однако в соединениях наблюдается значительный градиент твердости — значение микротвердости возрастает на 60% по сравнению с показателями ОМ [20]. При механических испытаниях разрушение происходит в переходной зоне между ЗТМВ и ОМ литого сплава. Можно предположить, что в этой зоне имеет место сочетание высокого уровня сварочных напряжений и крайне низкой пластичности металла литого сплава γ -TiAl с крупнокристаллической пластинчатой структурой.

Полученные результаты показывают перспективность использования НФ в качестве активаторов процесса КСС интерметаллидных сплавов титана. Для дальнейшего совершенствования технологии КСС являются актуальными исследования влияния состава и толщины НФ, а также исходной структуры свариваемого сплава на формирование соединений.

Цель работы — установить особенности формирования структуры соединений сплава γ -TiAl в различном исходном состоянии при КСС с использованием промежуточных прослоек, отличающихся химическим составом, структурным состоянием и толщиной.

Методика исследований. Исследования выполняли на образцах сплава Ti–47Al–2Nb–2Cr (ат.%), полученных электронно-лучевым переплавом (образцы квадратного сечения 10×10 мм). Первую партию образцов сваривали в состоянии поставки, вторую — перед проведением КСС отжигали при температуре (α + γ)-области (1250 °С, 6 ч), в результате чего крупнокристаллическая

пластинчатая структура литого сплава трансформировалась в полностью зернистую структуру, отличающуюся более высокими показателями пластичности [2].

В качестве промежуточной прослойки при КСС использовали фольги трех видов, отличающихся химическим составом и структурным состоянием: титановую фольгу с микрокристаллической структурой и нанослойные — Ti/Al (52 % Ti–48 % Al, ат. %) и Ti/Co (75 % Ti–25 % Co, ат. %) (рис. 1). Толщина фольг составляла: титановой — 100, 200 и 400 мкм, НФ системы Ti/Al — $\delta = 30, 60$ и 160 мкм, НФ Ti/Co — $\delta = 100$ мкм. Различие состава фольг предопределяет различие температуры их плавления $T_{пл}$ по сравнению с $T_{пл}$ свариваемого сплава: более высокая (титановая фольга с $T_{пл} = 1668$ °С), равная (НФ системы Ti/Al, преобразующаяся при нагреве в интерметаллид TiAl с $T_{пл} = 1460$ °С), и меньшая (НФ системы Ti/Co, преобразующаяся в эвтектику с $T_{пл} = 1170$ °С).

Эксперименты по КСС сопротивлением проводили на лабораторной установке, созданной на базе сварочной машины К802. Значения тока и усилие сжатия регулировали компьютеризированной системой управления. Диапазон изменения технологических параметров был оптимизирован на основании предварительных экспериментов таким образом, чтобы обеспечить заданную деформацию (величину осадки) при сварке всех партий образцов. Параметры режима КСС изменяли в пределах: давление при нагреве $P_n = 5 \dots 20$ МПа, давление осадки $P_{oc} = 20 \dots 100$ МПа, величина осадки $\Delta_{oc} = 5 \dots 15$ мм.

Для оценки качества сварки использовали комплексную методику контроля [21], предусматривающую применение компьютеризированного операционного контроля параметров режима сварки, методов неразрушающего контроля сварных соединений и металлографические исследования. Микроструктуру и химический состав сварных соединений исследовали с помощью оптической микроскопии («Neophot-32»), растровой электронной микроскопии (JSM-35CA, «Jeol», Япония) и микрорентгеноспектрального анализа (EDS-анализатор «INCA-450» фирмы «Oxford Instruments», Великобритания с диаметром зонда около 1 мкм). Прочностные свойства оценивали по распределению микротвердости (микротвердомер М400 фирмы «Лесо») при нагрузке 2 Н.

Результаты исследования. Установлено, что при КСС сопротивлением литого сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb, имеющего полностью lamellarную структуру, в зоне соединения наблюдались дефекты — непровары и цепочки пор. Образование дефектов при КСС без использования промежуточных прослоек наблюдалось при изменении технологических параметров во всем исследованном ди-

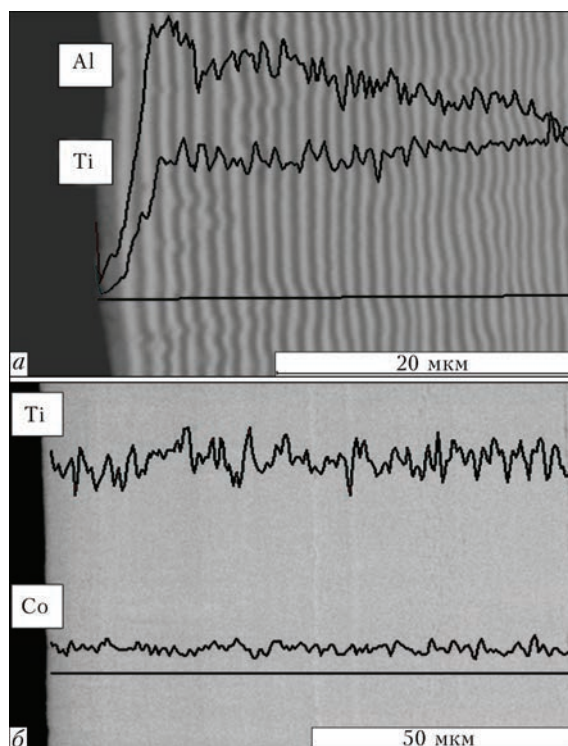


Рис. 1. Микроструктура наноструктурированных многослойных фольг Ti/Al (а), Ti/Co (б)

апазоне и обусловлено высоким сопротивлением деформации и низкой пластичностью интерметаллидного сплава. При сварке предварительно термобработанных образцов условия формирования соединений улучшались, по-видимому, благодаря более высоким показателям пластичности сплава с полностью зернистой структурой, однако избежать образования дефектов не удалось (рис. 2, а).

На рис. 2, б представлена микроструктура зоны соединения сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb, выполненного КСС с использованием промежуточной прослойки в виде титановой фольги. В структуре соединений трещин, непроваров, оксидных плен не обнаружено. Однако независимо от толщины применяемой фольги (в диапазоне 100...400 мкм) в зоне соединения обнаруживается химическая неоднородность в виде сплошной прослойки титана.

Наличие титановой фольги в зоне контакта при КСС сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb способствует локализации пластической деформации, активации свариваемых поверхностей и формированию бездефектных соединений. Однако полного вытеснения прослойки титана из стыка не наблюдается, в том числе при максимальных значениях усилия и величины осадки в исследованном диапазоне. Проведение послесварочной термической обработки соединений (1150 °С, 6 ч) полностью не устраняет химическую неоднородность, кроме того, приводит к образованию диффузионной зоны между прослойкой титана и ОМ сплава γ -TiAl (рис. 3). Ширина прослойки титана составляет 40...50 мкм, диффузионной зоны с перемен-

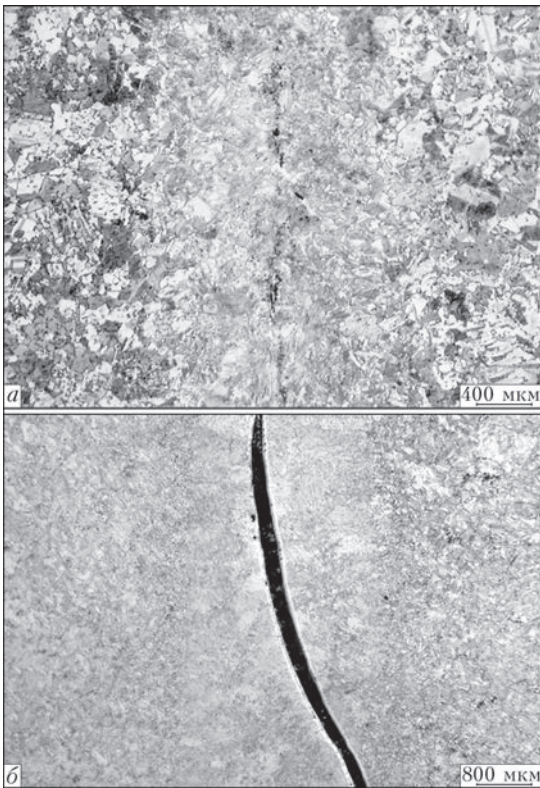


Рис. 2. Микроструктура соединения сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС без прослойки (а) и с использованием титановой фольги $\delta = 400$ мкм (б)

ной концентрацией Ti, Al, Cr, Nb — около 25 мкм. В диффузионной зоне обнаруживаются цепочки пор (рис. 3, а). По данным микрорентгеноспектрального анализа общая ширина зоны концентрационных изменений составляет около 100 мкм (рис. 3, б). Образования химической неоднородности не удастся избежать при КСС как литого, так и предварительно термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb.

Микроструктура сварного соединения литого сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb (без предварительной термообработки), выполненного с использованием НФ системы Ti/Al толщиной $\delta = 60$ мкм, представлена на рис. 4. Каких-либо дефектов, в

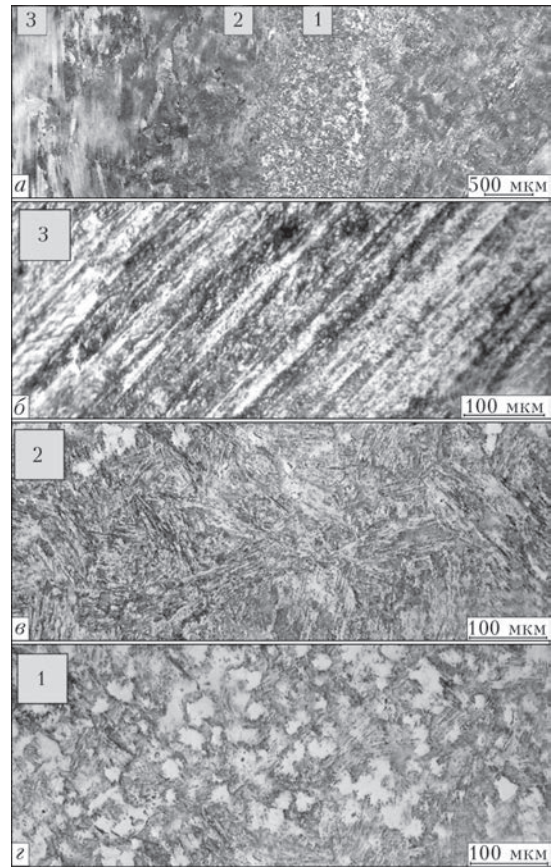


Рис. 4. Микроструктура соединения литого сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Al $\delta = 60$ мкм: общий вид (а), ОМ (б), переходная зона (в), зона мелкого зерна (г)

том числе пор, в зоне соединения не наблюдается. Структурные изменения в соединении охватывают зону общей шириной около 2,5 мм (рис. 4, а). Крупнокристаллическая полностью пластинчатая структура ОМ литого сплава преобразуется в зоне соединения в мелкозернистую бимодальную (смешанную) структуру, содержащую дисперсные продукты реакции СВС в НФ. Однофазные зерна γ -фазы (рис. 4, г) окружены двухфазными участками $\gamma + \alpha_2$ с пластинчатым строением.

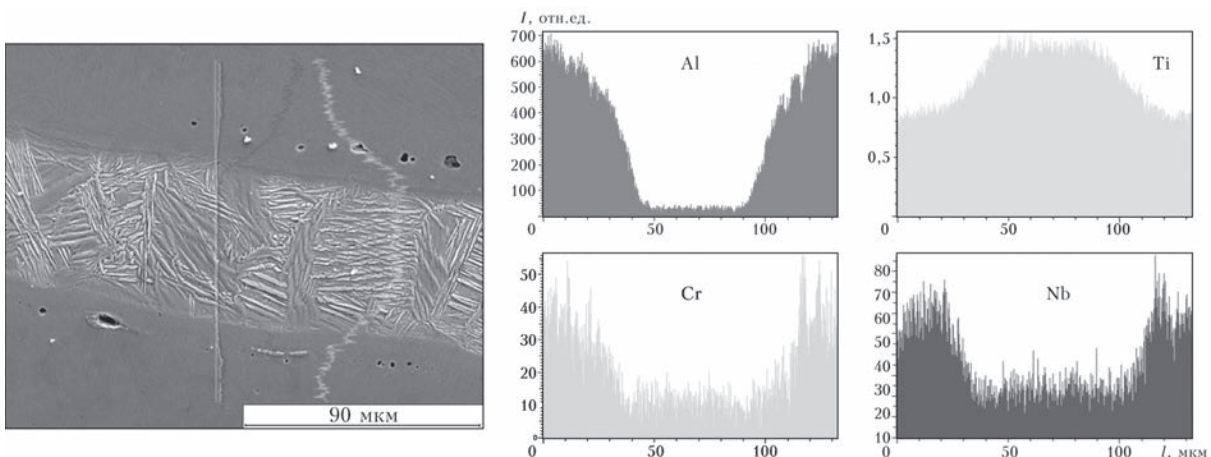


Рис. 3. Микроструктура и распределение Ti, Al, Cr, Nb в соединении сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС с использованием титановой фольги $\delta = 100$ мкм (сканирующая электронная микроскопия)

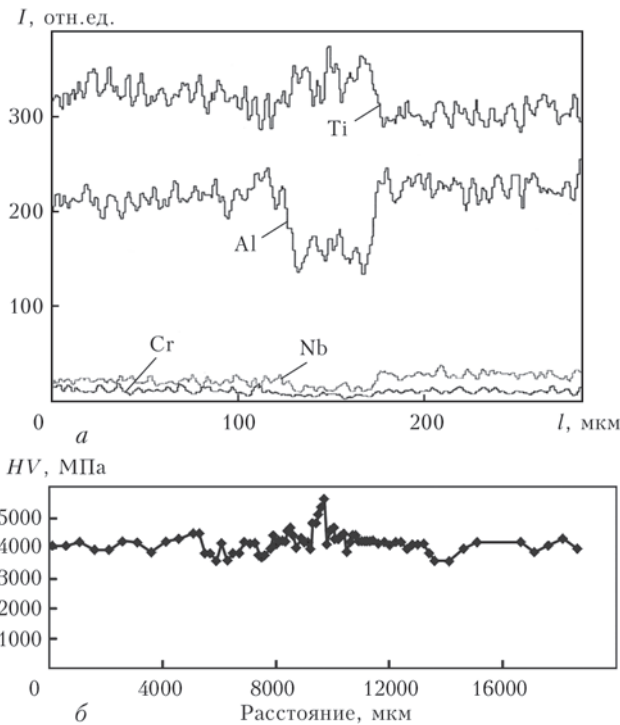


Рис. 5. Распределение Ti, Al, Cr, Nb (а) и микротвердости металла (б) в зоне соединения литого сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb, выполненного КСС с использованием НФ системы Ti/Al ($\delta = 60$ мкм)

Ширина зоны концентрационных изменений Ti, Al, Cr, Nb составляет около 50 мкм (рис. 5, а),

что свидетельствует о наличии дисперсных продуктов реакции СВС в НФ. Структура переходной зоны от ЗТМВ к ОМ — почти пластинчатая. Анализ микроструктуры соединения свидетельствует о завершенности реакции СВС в НФ по всему сечению свариваемых заготовок и неполном вытеснении продуктов превращения НФ из стыка в процессе КСС. Значения микротвердости металла (рис. 5, б) в зоне соединения ($HV_2 = 4800 \dots 5600$ МПа) значительно превышают таковые для ОМ сплава ($HV_2 = 3700 \dots 4300$ МПа). Участок соединения с повышенной твердостью совпадает с зоной структурных изменений в результате термдеформационного воздействия процесса КСС, что может свидетельствовать о роли высокотемпературной пластической деформации в изменении механических свойств сплава. Таким образом, при КСС литого сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb с использованием НФ системы Ti/Al толщиной 60 мкм обеспечивается формирование бездефектных соединений, при наличии значительного градиента твердости ($HV_2 = 1100 \dots 1300$ МПа) в ЗТМВ.

Микроструктура соединения предварительно термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb, выполненного КСС с использованием НФ системы Ti/Al толщиной $\delta = 60$ мкм, представлена на рис. 6, а. Характер структурных изменений в

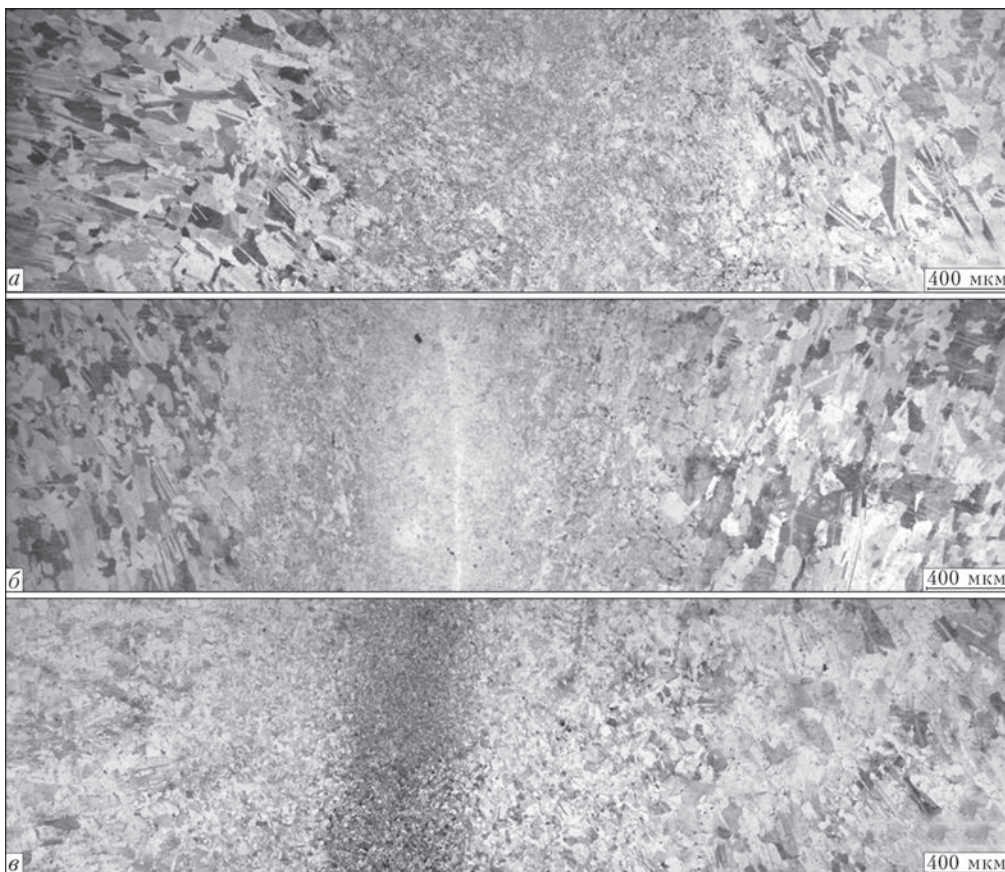


Рис. 6. Микроструктура соединения термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Al $\delta = 60$ мкм (а), НФ Ti/Al $\delta = 160$ мкм (б), НФ Ti/Co $\delta = 100$ мкм (в)

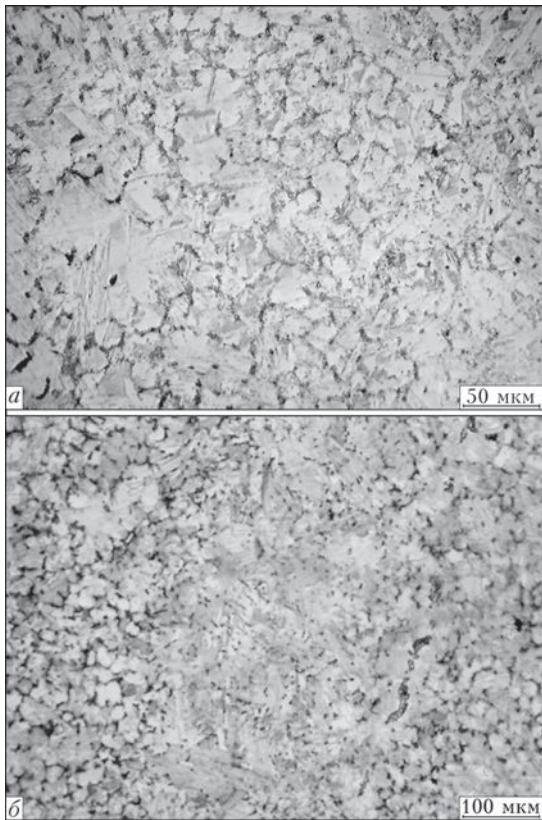


Рис. 7. Микроструктура металла в зоне мелкого зерна соединения термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Al $\delta = 60$ (а), Ti/Al $\delta = 160$ мкм (б)

зоне соединения аналогичен предыдущему случаю с той разницей, что в мелкозернистую бимодальную структуру (рис. 7, а) преобразуется исходная зернистая структура ОМ. Ширина зоны концентрационных изменений Ti, Al, Cr, Nb в соединении составляет около 40 мкм. Значения микротвердости металла в зоне соединения (HV3 — 4300...4700 МПа) также превышают таковые для ОМ сплава (HV3 — 3500...3800 МПа). Участок соединения с повышенной твердостью совпадает с зоной термомеханического воздействия. Структура переходной зоны — бимодальная, в отличие от почти пластинчатой структуры переходной зоны соединения литого сплава. Градиент твердости в зоне соединения составляет HV2 — 800...900 МПа, что несколько меньше по сравнению с таковым при сварке литого сплава.

Аналогичная структура соединения при КСС термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb с использованием НФ системы Ti/Al толщиной $\delta = 160$ мкм (рис. 6, б). Выбор такой фольги обусловлен технологическими соображениями — использование НФ большей толщины позволяет снизить требования к подготовке свариваемых поверхностей при КСС заготовок с большим поперечным сечением. Увеличение толщины используемой НФ при заданном режиме КСС приводит к увеличению ширины зоны концентрационных изменений Ti, Al, Cr, Nb, которая в данном случае

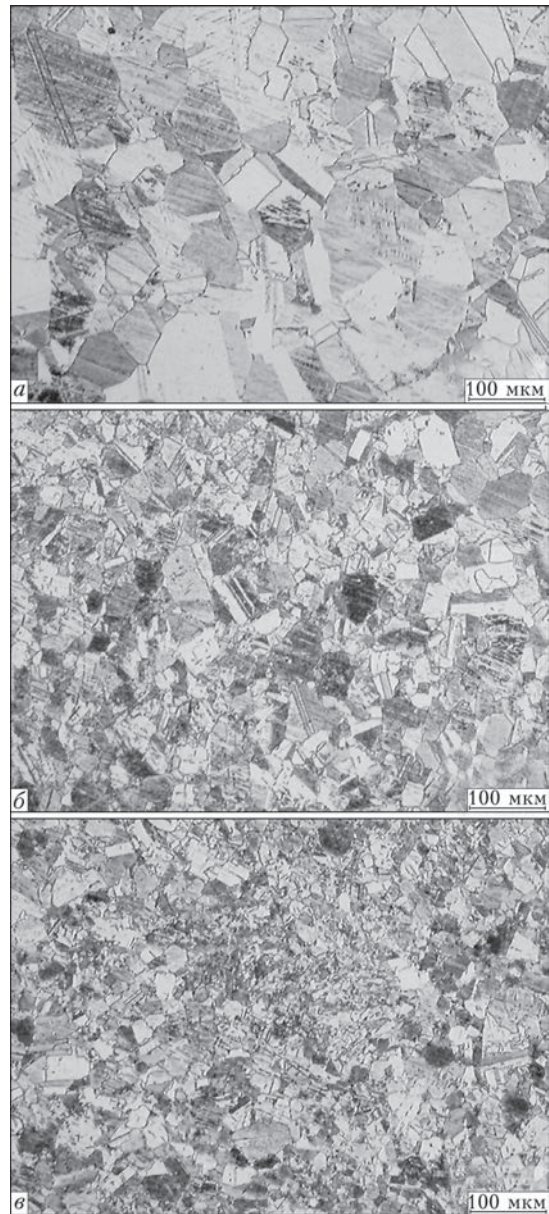


Рис. 8. Микроструктура соединения термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Co $\delta = 100$ мкм: ОМ (а), переходная зона (б), зона мелкого зерна (в)

составляет около 120 мкм. Характер изменения микротвердости в зоне соединения аналогичен предыдущему случаю.

Структурные изменения в соединении термообработанного сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb, выполненном с использованием НФ эвтектического состава системы Ti/Co охватывают зону общей шириной не более 2,0 мм (рис. 6, в). Металл в плоскости соединения, переходной зоне и ОМ имеет бимодальную $\gamma/\gamma+\alpha_2$ структуру с размером структурных элементов около 15, 35 и 110 мкм соответственно (рис. 8). В отличие от соединений, выполненных КСС с использованием НФ Ti/Al, продукты трансформации НФ Ti/Co в стыке при микрорентгеноспектральном анализе не обнаруживаются (рис. 9 и 10). Концентрация элементов поперек и вдоль зоны соединения соответствует таковой

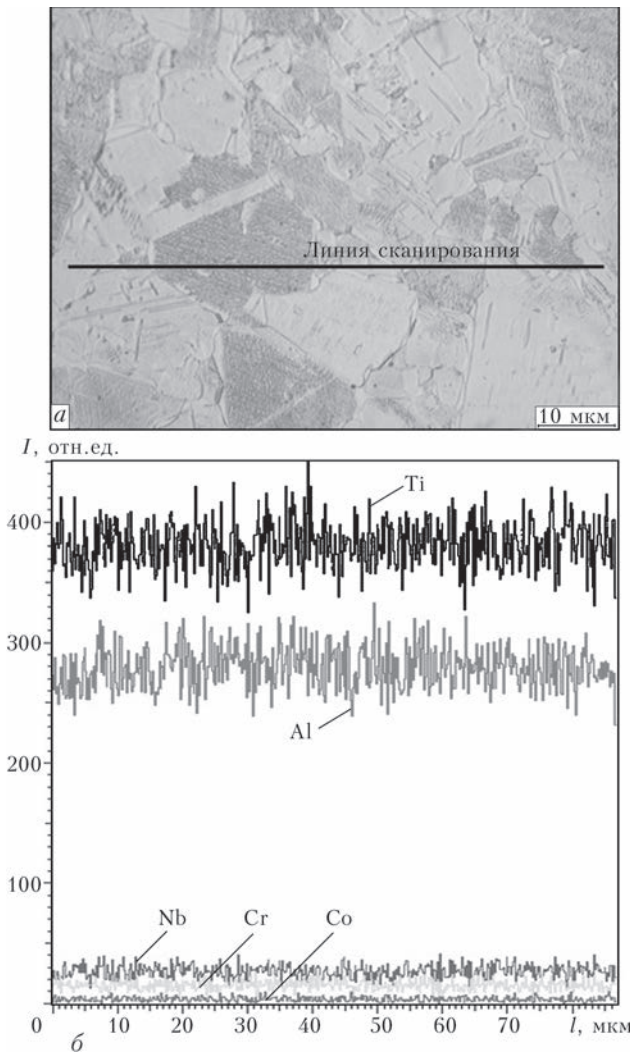
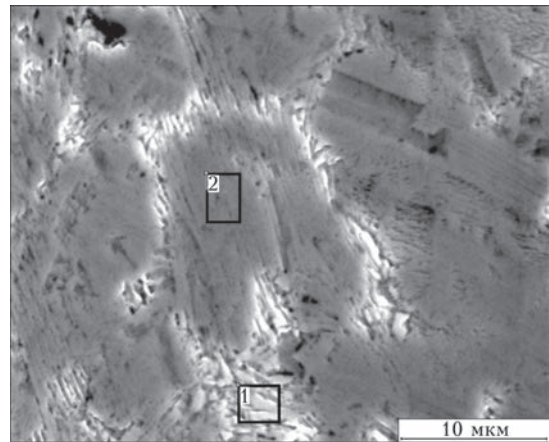


Рис. 9. Микроструктура (а) и распределение Ti, Al, Cr, Nb, Co в металле зоны соединения сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Co $\delta = 100$ мкм (б)

для ОМ сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb. Можно предположить, что в процессе деформации заготовок при КСС образующаяся жидкая фаза эвтектического состава в условиях сжатия и пропускания импульсов тока высокой мощности полностью вытесняется из стыка совместно с приконтактными объемами свариваемого сплава.

Положительная роль появления жидкой фазы эвтектического состава в процессе КСС, очевидно, проявляется, во-первых, в локальном повышении удельного электрического сопротивления металла в зоне контакта, что позволяет локализовать и интенсифицировать сдвиговую пластическую деформацию, во-вторых, в значительном повышении скорости массопереноса на границе раздела жидкой и твердой фазы. Наличие градиента твердости в зоне соединения $HV_2 = 700 \dots 900$ МПа, как и в предыдущих случаях, свидетельствует о роли высокотемпературной пластической деформации в изменении механических свойств интерметаллидного сплава. При испытаниях соеди-



Спектр	Al	Ti	Cr	Nb
1	44,51	51,05	2,22	2,22
2	45,94	50,36	1,56	2,14

Рис. 10. Микроструктура и результаты EDS-анализа металла по линии соединения сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb при КСС с использованием НФ Ti/Co $\delta = 100$ мкм

нений на разрыв разрушение происходит по ОМ сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb (рис. 11).

Анализ микроструктуры исследованных соединений показывает, что при КСС сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb с использованием НФ системы Ti/Al, преобразующейся в процессе КСС в интерметаллид γ -TiAl, металл в зоне соединения имеет мелкозернистую бимодальную $\gamma/\gamma + \alpha_2$ структуру независимо от исходной структуры ОМ. Увеличение толщины используемой НФ при заданном режиме КСС приводит к увеличению ширины зоны концентрационных изменений Ti, Al, Cr, Nb в зоне соединения.

Участок соединения с повышенной твердостью совпадает с зоной структурных изменений в результате термодформационного воздействия процесса КСС и практически не зависит от толщины НФ. Микроструктура и величина градиента твердости металла переходной зоны от ОМ к участку мелкого зерна определяется структурой исходного металла заготовок. Проведение предварительной термической обработки свариваемых образцов обеспечивает незначительное снижение градиента твердости в зоне соединения.



Рис. 11. Образцы сварных соединений сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb после испытаний на разрыв



Для снижения градиента микротвердости и стабилизации структуры металла сварных соединений проводят термическую обработку [17] при температуре, соответствующей $(\alpha+\gamma)$ -области диаграммы состояния Ti–Al.

Выводы

1. При контактной стыковой сварке (КСС) сопротивлением литого сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb без использования промежуточной прослойки в зоне соединения наблюдались дефекты сварки во всем исследуемом диапазоне изменения значений технологических параметров.

2. В зоне соединений сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb, выполненных КСС сопротивлением с использованием сплошной титановой фольги, обнаруживается структурная неоднородность в виде сплошной прослойки титана и диффузионной зоны между прослойкой и свариваемым сплавом, содержащей цепочки пор.

3. Использование при КСС сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb многослойной наноструктурированной фольги (НФ) системы Ti/Al (52 % Ti–48 % Al) толщиной 60...160 мкм обеспечивает формирование бездефектных соединений. В зоне соединения формируется мелкозернистая бимодальная $\gamma/\gamma+\alpha_2$ структура независимо от исходной структуры ОМ. Остатки НФ присутствуют в зоне соединения в виде прослойки дисперсного интерметаллида γ -TiAl, не содержащего Cr, Nb.

4. При КСС с использованием НФ системы Ti/Co (75 % Ti–25 % Co) обеспечивается формирование бездефектных соединений, при этом химическая неоднородность в виде продуктов трансформации фольги в стыке не обнаруживается. При испытаниях соединений на разрыв разрушение происходит по ОМ сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb.

5. Участок соединения с повышенной твердостью во всех рассмотренных случаях совпадает с зоной структурных изменений в результате термодеформационного воздействия процесса КСС.

1. Иванов В.И., Ночовная В.А. Интерметаллиды на основе титана (анализ состояния вопроса) // Титан. – 2007. – № 1 – С. 44–48.
2. Польшкин И.С., Колачев Б.А., Ильин А.А. Аллюминиды титана и сплавы на их основе // Технол. легк. сплавов. – 1997. – № 3. – С. 32–39.
3. Dimiduk D.M. Gamma titanium aluminides – an emerging materials technology // Gamma titanium aluminides. Annual Meeting TMS'95. – Las Vegas, 1995. – P. 3–20.
4. Иванов В.И., Ясинский К.К. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti₃Al

и TiAl для работы при температурах 600...800 °С в авиационной технике // Технол. легк. сплавов. – 1996. – № 3. – С. 7–12.

5. Павлович С.П., Зайцев М.В. Применение интерметаллидных титановых сплавов при литье узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений // Вестн. Уфим. гос. авиац. техн. ун-та. – 2011. – 15, № 4. – С. 200–202.
6. Arenas M.F., Acoff V.L. Analysis of gamma titanium aluminide welds produced by gas tungsten arc welding // Welding J. – 2003. – № 5. – P. 110–115.
7. Titanium aluminide: electron beam weldability / R.A. Patterson et al. // Welding J. – 1990. – № 1. – P. 39–44.
8. Выбор температуры предварительного подогрева γ -алюминиды титана при ЭДС / В.Н. Замков, Е.А. Великоиваненко, В.К. Сабокарь и др. // Автомат. сварка. – 2001. – № 11. – С. 20–23.
9. Сварка давлением интерметаллидного сплава γ -TiAl / А.Н. Юштин, В.Н. Замков, В.К. Сабокарь и др. // Там же. – 2001. – № 1. – С. 33–37.
10. Miyashita T., Hino H. Friction welding characteristics of TiAl intermetallic compound // J. Japan Inst. Metals. – 1994. – 58, № 2. – P. 215–220.
11. Linear friction welding of Ti–48Al–2Cr–2Nb (at. pct) titanium aluminide / W.A. Baeslack, P.L. Threadgill, E.D. Nicholas, T.F. Broderick // Proc. of 'Titanium '95 - Science and Technology', Birmingham, UK, 22–26 Oct. 1995, Institute of Materials. 1996. – P. 424–431.
12. Gam G., Bohm K.N., Kocak M. Diffusionschweissen fein gegossener Titanaluminide // Schweissen und Schneiden. – 1999. – № 8. – S. 47–475.
13. Nakao Y., Shinozaki K., Hamada M. Diffusion bonding of intermetallic compound TiAl // Proc. of the 3rd Intern. conf. on trends in welding research. – Gattinburg, Tennessee, USA June 1–5, 1992. – ASM International Materials Park, Ohio, 1992. – P. 1057–1061.
14. Yan P., Somekh R.E., Wallach E.R. Solid state bonding of TiAl with interlayers // Там же. – P. 1063–1067.
15. Solid-state diffusion bonding of γ -TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers / L.I. Duarte, A.S. Ramos, M.F. Vieira et al. // Intermetallics. – 2006. – № 14. – P. 1151–1156.
16. Устинов А.И. Получение неразъемных соединений сплавов на основе γ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, А.Я. Ищенко и др. // Автомат. сварка. – 2009. – № 1. – С. 17–21.
17. Диффузионная сварка в вакууме сплава на основе γ -TiAl с использованием нанослойных прослоек / Г.К. Харченко, А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко и др. // Автомат. сварка. – 2011. – № 3. – С. 7–11.
18. Многослойные фольги Ti/Al: Способы получения, свойства и применение при сварке давлением / А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, Т.В. Мельниченко и др. // Спецэлектротехнология. – 2012. – № 1. – С. 30–37.
19. Дослідження дифузійних процесів у зварних з'єднаннях алюмініду титану (TiAl) / Г.К. Харченко, В.Ф. Мазанко, А.І. Устинов та ін. // Вісн. ЧДТУ. Сер. Технічні науки. – 2009. – № 37. – С. 117–119.
20. Особенности контактной сварки алюминидов титана с использованием нанослойных алюминиево-титановых фольг / В.С. Кучук-Яценко, В.И. Швец, А.Г. Сахацкий, А.А. Наконечный // Автомат. сварка. – 2009. – № 3. – С. 19–22.
21. Кучук-Яценко С.І., Зяхор І.В., Завертанний М.С. Контроль якості з'єднань, виконаних зварюванням тиском з використанням наноматеріалів // Стандартизація, сертифікація, якість. – 2015. – № 1. – С. 38–41.

Поступила в редакцию 21.04.2015