



УДК 669.187.826

## МНОГОСЛОЙНЫЕ ФОЛЬГИ Ti/Al: СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ

А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, Т. В. Мельниченко,  
Г. К. Харченко, Л. В. Петрушинец, Е. А. Шишкин

Представлен электронно-лучевой способ получения многослойных фольг на основе интерметаллидообразующих компонентов, рассмотрены результаты применения указанных фольг в качестве промежуточных прослоек при диффузионной сварке алюминидов титана.

An electron beam method is presented for producing multi-layer foils on the base of intermetallide-forming base. Results of application of mentioned foils as intermediate interlayers in diffusion welding of titanium aluminides are considered.

**Ключевые слова:** многослойная фольга; диффузионная сварка; микроструктура; интерметаллидный сплав  $\gamma$ -TiAl

Получение неразъемных соединений композитов, интерметаллидов и разнородных материалов путем их расплавления в зоне соединения, как правило, сопровождается существенной деградацией их свойств. Применение способа диффузионной сварки давлением (СД) в твердом состоянии позволяет избежать такого изменения структуры трудносвариваемых материалов в зоне соединения. Однако практическое применение этого способа осложняется необходимостью разогрева металла зоны соединения до повышенных температур (выше  $0,7 T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  — температура плавления свариваемого материала), приложения значительного давления, обеспечивающего пластическую деформацию свариваемого материала, и длительной выдержки зоны соединения при этих условиях [1]. Поскольку материалы на основе интерметаллидов и композитов являются труднодеформируемыми, то даже при нагреве их до высоких значений температуры применение способа СД сопряжено с определенными трудностями [2].

Значительного «смягчения» условий образования соединений труднодеформируемых материалов способом СД (снижение температуры нагрева и уровня приложенного давления, а также времени выдержки) достигают при введении между свариваемыми поверхностями промежуточных прослоек на основе пластичных металлов [3–6].

Предполагается, что в процессе сварки в результате нагрева и приложенного давления эти прослойки испытывают пластическое течение, которое вы-

зывает деформацию приповерхностных слоев свариваемых материалов. Такая пластическая деформация прослойки обеспечивает, с одной стороны, установление физического контакта между свариваемыми поверхностями, а с другой, — приводит к увеличению плотности дефектов в приповерхностных слоях, что способствует ускорению диффузионных процессов в зоне соединения. Таким образом, в зоне соединения развиваются процессы, обеспечивающие взаимное прорастание зерен между свариваемыми поверхностями при более низких значениях температуры и приложенных давлений, по сравнению с СД этих же материалов без промежуточной прослойки.

Вместе с тем применение при СД пластичных прослоек приводит к формированию в металле зоны соединения химической неоднородности, вследствие чего прочностные и эксплуатационные свойства соединения ухудшаются [7]. Снижение степени химической неоднородности в зоне соединения путем уменьшения толщины пластичных прослоек требует значительного повышения сварочного давления [8].

Уменьшения химической неоднородности в металле зоны соединения при СД можно достичь, например путем применения прослоек, состоящих из слоев на основе компонентов, входящих в состав свариваемого материала. Так, в случае сварки интерметаллидов промежуточная прослойка должна была бы состоять из слоев на основе компонент, формирующих интерметаллид, например из слоев алюминия и титана. При этом в процессе сварки такая ламинатная структура промежуточной прос-

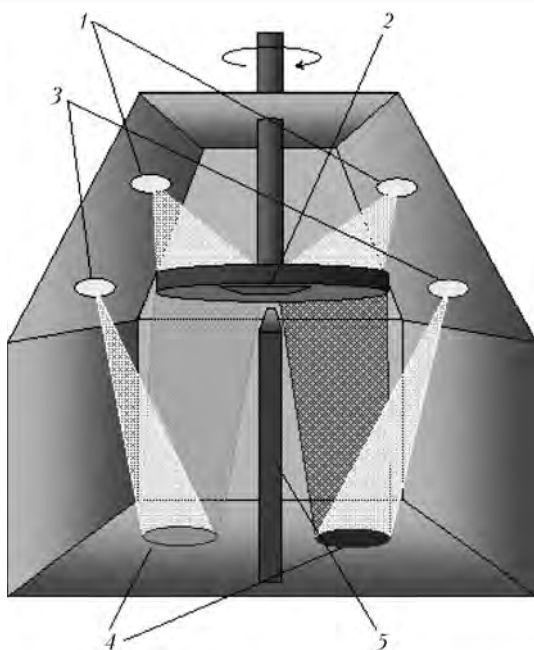


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения многослойных фольг 1 – нагревательные электронно-лучевые пушки; 2 – подложка; 3 – испарительные электронно-лучевые пушки; 4 – тигли для испарения со слитками; 5 – разделительный непроницаемый экран

лойки должна трансформироваться в структуру интерметаллида, например  $TiAl$ . Реализация такого подхода с помощью ламинатных структур значительно осложняется большой толщиной слоев компонент и наличием между ними границ раздела. Эти недостатки могут быть устранены при использовании многослойных фольг (МФ), полученных последовательным осаждением компонент. Путем варьирования толщины слоев компонент и характеристик их микроструктуры можно определить путь и кинетику реакции синтеза интерметаллида в фольге при ее нагревании, что позволит сформировать в фольге структуру, подобную таковой свариваемого материала.

В работе на примере системы  $Ti-Al$  обобщены результаты по разработке способа получения МФ на основе интерметаллидообразующих компонент,

рассмотрена возможность их применения в качестве промежуточной прослойки при СД алюминидов титана.

**Способы получения МФ  $Ti/Al$  и их исследования.**

Многослойные фольги  $Ti/Al$ , состоящие из чередующихся слоев титана и алюминия, получены в установке, конструкция которой описана в работе [9]. Принципиальная схема осаждения фольг приведена на рис. 1. Для осуществления послойного осаждения титана и алюминия вакуумную камеру разделяли вертикально расположенным сплошным экраном на две равные части, в каждой из которых установлены медные водоохлаждаемые тигли. В один из них помещали слиток титана, а в другой – слиток алюминия. С помощью испарительных электронно-лучевых пушек на поверхности слитков создавали расплавленную ванну, откуда производили испарение элементов, интенсивность которого регулировали с помощью тока электронного луча. Вращение подложки, закрепленной на вертикальном валу, и наличие разделительного экрана позволяли последовательно осаждасть слои из чистых элементов на подложку, температуру которой поддерживали с помощью нагревательных электронно-лучевых пушек.

После завершения процесса послойного осаждения компонент для отделения фольги от подложки на ее поверхность перед началом процесса осаждали тонкий слой  $NaCl$ .

Соотношение толщин слоев компонент МФ определяется соотношением интенсивностей испарения слитков, а их суммарная толщина (период чередования слоев) – скоростью вращения подложки. Общую толщину фольги при конкретной интенсивности испарения компонент задавали длительностью процесса осаждения.

Для определения структуры и химического состава фольги после осаждения и термической обработки использовали методы электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей, дифференциального термического анализа (ДТА). Образцы для металлографических исследований готовили по стандартной методике с использованием шлифовально-по-

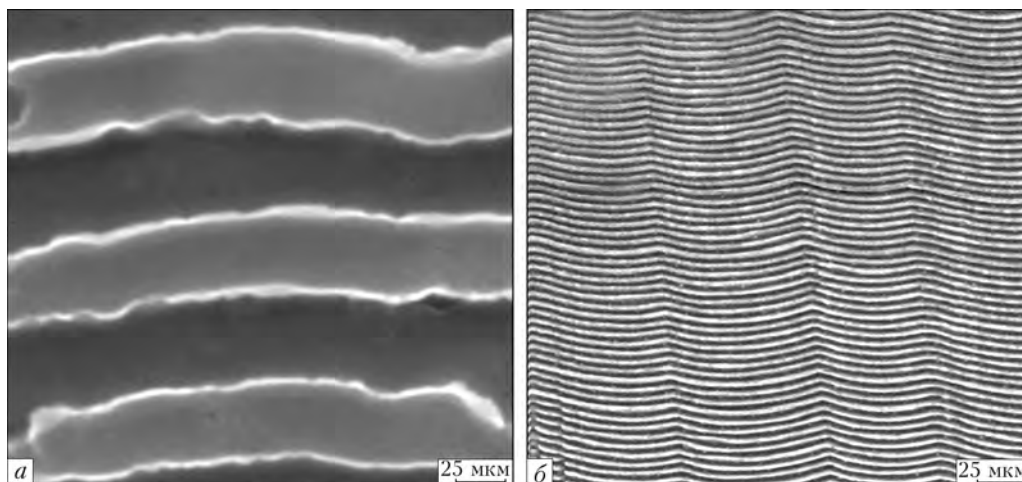


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры поперечного сечения образцов фольги  $Ti/Al$  с периодом чередования слоев 800 (а) и 50 (б) нм. Светлые слои соответствуют титану, темные – алюминию

I, отн. ед.

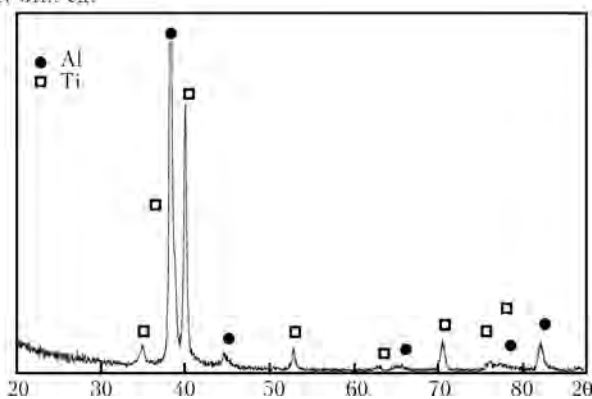


Рис. 3. Рентгендифракционная картина от образца фольги Ti/Al после осаждения (излучение  $\text{CuK}_\alpha$ )

лировального станка Abramlin фирмы «Struers». С целью выявления структуры фольги использовали способ селективного химического травления.

Структуру и химический состав фольги анализировали с помощью сканирующего микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200, и просвечивающего электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Рентгендифракционные измерения проводили в стандартной геометрии Q-2Q на дифрактометре ДРОН-4 в излучении  $\text{CuK}_\alpha$ . Измерения для ДТА выполняли на установке ВДТА-8 [9].

**Структура МФ Ti/Al.** Путем варьирования скорости электронно-лучевого испарения компонента слитка и скорости вращения подложки получали толстые (до 200 мкм) МФ на основе интерметаллидообразующих компонент при различном их соотношении. При этом период чередования слоев можно было изменять от 10 до 1000 нм.

На рис. 2 представлена микроструктура металла поперечного сечения образцов фольги Ti/Al с субмикронным (более 100 нм) и наноразмерным (менее 100 нм) периодами чередования слоев. Фольги состоят из непрерывных слоев титана и алюминия и отличаются столбчатой структурой, характерной для вакуумных конденсатов, осаждение которых производят при температуре подложки  $< 0,5 T_{\text{пл}}$ .

На рентгендифракционных картинах от образцов фольг присутствуют только линии, относящи-

еся к  $\alpha$ -Ti и алюминию (рис. 3), т. е. процесс осаждения компонент за счет диффузионных процессов не сопровождается их перемешиванием не только в паровой фазе, но и в твердом состоянии. Между слоями нет перемешивания, о чем свидетельствуют четко выраженные границы слоев и отсутствие отражений от интерметаллидных фаз на электронограмме фольги (рис. 4, а, б).

Анализ структуры границ слоев, полученных способом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, показал, что на границах слоев отсутствуют признаки выделения каких-либо фаз, а сопряжение зерен является когерентным (рис. 4, в). Таким образом, условия осаждения МФ предотвращают диффузию титана и алюминия на границе между слоями, что создает благоприятные условия для диффузии компонент при повышении температуры фольги.

**Реакционные свойства МФ Ti/Al.** При повышении температуры МФ, состоящей из интерметаллидообразующих компонент, в ней активизируются процессы диффузии с образованием интерметаллидных фаз, что, как правило, сопровождается интенсивным тепловыделением.

На рис. 5 представлены термограммы, полученные при медленном нагреве со скоростью  $50^\circ\text{C}/\text{мин}$  образцов фольги Ti/Al (химический состав, близкий к таковому интерметаллида TiAl), которые отличаются периодом чередования слоев. Из кривых ДТА видно, что при нагреве фольг в них происходит каскад фазовых превращений. Температурный интервал и интенсивность их протекания существенно зависят от периода чередования слоев — при его уменьшении интервал фазовых превращений смещается в область более низких температур, резко возрастает интенсивность протекания первой стадии фазовых превращений.

Рентгенодифракционный анализ образцов фольги, нагретых до разных температур в интервале  $250 \dots 700^\circ\text{C}$ , подробно описан нами в работе [9]. Проведенные исследования позволили сделать вывод о том, что при нагреве образцов МФ Ti/Al, имеющей химический состав, близкий к эквиаtomному в интервале значений температуры  $350 \dots 650^\circ\text{C}$ , последовательность фазовых превращений реализуется в ней по схеме  $\text{Al} + \text{Ti} \rightarrow \text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \text{Al}_5\text{Ti}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{Ti} \rightarrow \text{AlTi}$ .

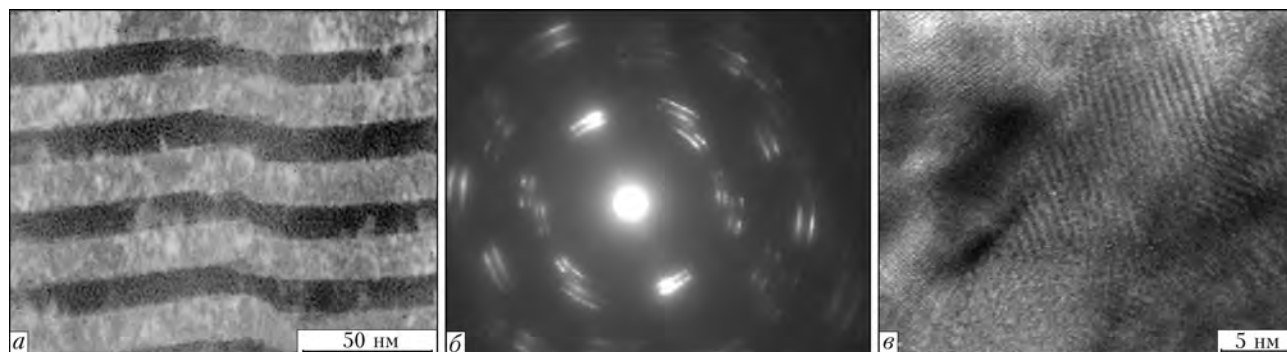


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры поперечного сечения (а), электронограмма (б) и электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения (в) фольги Al/Ti после осаждения

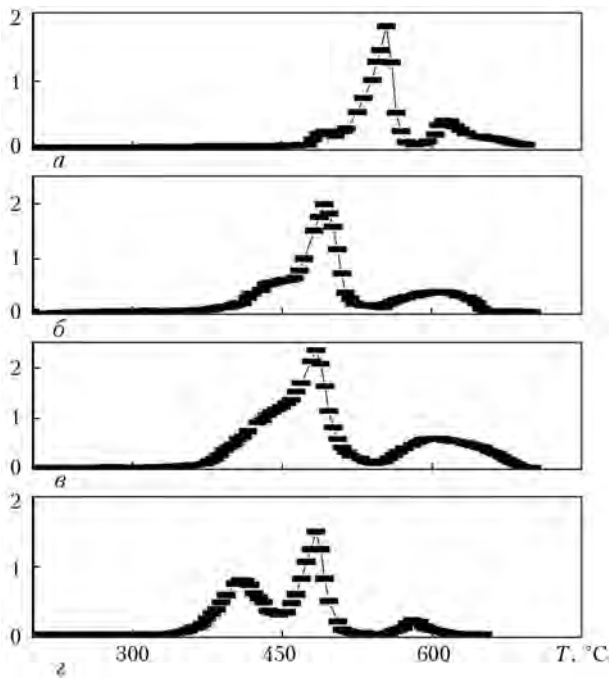


Рис. 5. Кривые ДТА, полученные при нагреве со скоростью 50 °С/мин МФ Ti/Al эквиатомного состава с периодом чередования слоев 700 (а), 500 (б), 300 (в) и 70 (г) нм

Кроме того, при нагреве до температуры около 550 °С в фольге формируется интерметаллид  $AlTi_3$ , который при дальнейшем нагреве фольги трансформируется в интерметаллиды с меньшим содержанием алюминия. Формирование фазы  $AlTi_3$  наряду с термодинамически обоснованной последовательностью  $Al_3Ti \rightarrow Al_5Ti_2 \rightarrow Al_2Ti \rightarrow AlTi$  свидетельствует о реализации двух каналов фазовых превращений, обусловленных двумя диффузионными процессами — объемной диффузией атомов титана в алюминий и зернограничной диффузией атомов алюминия в титан.

Следует отметить, что на всех стадиях фазовых превращений в МФ Ti/Al сохраняется слоистая

структура (рис.6). Из анализа микроструктур поперечного сечения МФ Ti/Al видно, что на начальных этапах нагрева в результате диффузионных процессов и перераспределения компонент вызванные этим фазовые превращения приводят к изменению структуры слоев — толщины слоев — и происходит их фрагментация (рис. 6, б, в). При повышении температуры нагрева образцов до 550 °С толщина слоев титана уменьшается и формируется композит, представляющий собой смесь интерметаллидных фаз, обогащенных титаном и алюминием (рис. 6, г).

Низкие значения температуры протекания фазовых превращений, происходящих в фольге Ti/Al при ее нагреве, и их многостадийность обусловлены в значительной степени структурой вакуумных конденсатов, осажденных при температурах ниже  $0,3 T_{пл}$ . Такие условия осаждения способствуют формированию значительной концентрации дефектов вакансионного типа как в объеме, так и на границах зерен. С одной стороны, указанные дефекты вызывают диффузионную подвижность компонент и формирование интерметаллидных соединений при относительно низких температурах нагрева фольги, с другой, — приводят к образованию пор (рис. 7).

Быстрый нагрев МФ способствует прохождению в ней реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). На рис. 8 показана микроструктура рельефа поверхности фольги Ti/Al после прохождения в ней реакции СВС. Очевидно, что такая структура поверхности фольги будет приводить к установлению физического контакта со свариваемыми поверхностями.

На основе анализа фазовых и структурных превращений, протекающих в МФ при ее нагреве, а также с учетом особенностей формирующейся при этом микроструктуры фольги на различных стадиях фазовых превращений и интенсивного выделе-

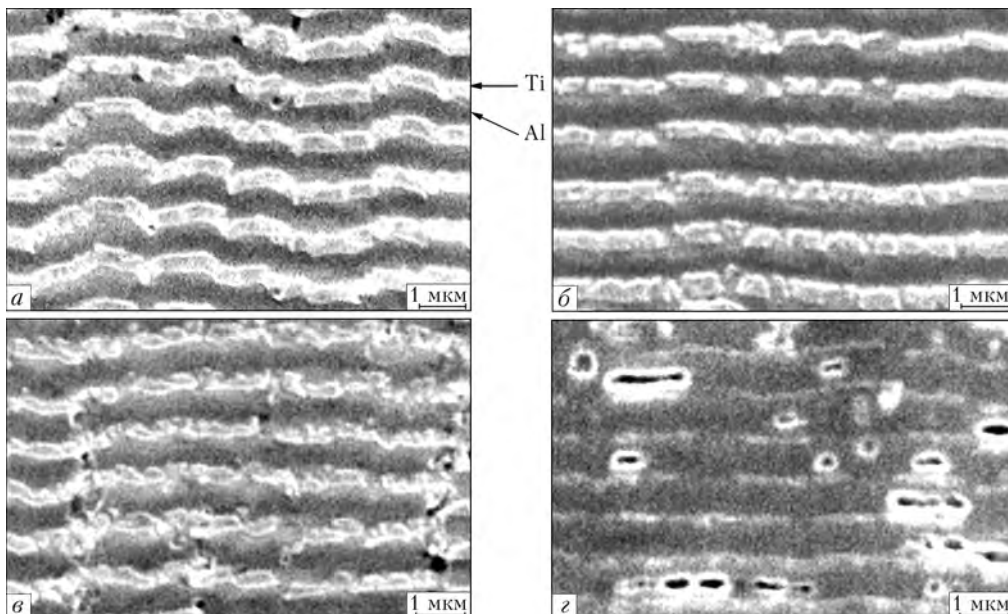


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения образцов фольги с периодом чередования слоев 800 нм в исходном состоянии (а), после нагрева до 350 (б), 450 (в) и 550 (г) °С, а также выдержки при этих температурах в течение 5 мин

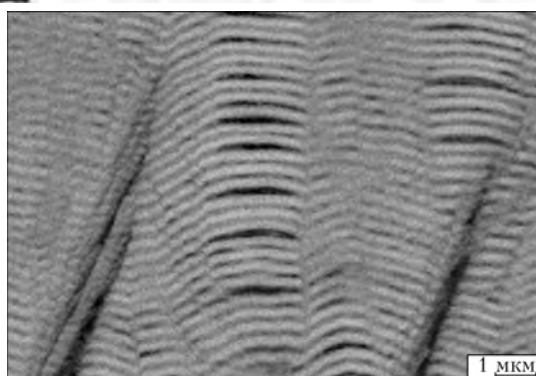


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al после нагрева до 600 °С в вакууме

ния при этом тепла, можно предположить, что использование этих фольг в качестве промежуточных прослоек активизирует диффузионные процессы в зоне соединения.

**Примеры применения МФ при СД алюминидов титана.** Сварку интерметаллидов Ti–Al проводили в вакуумной камере установки У-394М, снабженной системами статического нагружения образцов и электронно-лучевого нагрева (рис. 9). Поверхности образцов перед сваркой шлифовали на алмазном круге, а затем обезжировали. Подготовленные образцы размерами 10×10×4 мм с промежуточной прослойкой помещали в вакуумную камеру. Равномерный нагрев обеспечивали путем применения электронно-лучевого нагревателя кольцевой формы, установленного на уровне стыка. Параметры процесса сварки варьировали в следующих пределах:  $T = 900...1200$  °С,  $t = 5...25$  мин,  $P = 10...70$  МПа. Вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне  $1,33 \cdot 10^{-3}$  МПа.

В качестве материала для диффузионной сварки в вакууме выбран сплав Ti–48 ат. % Al с добавками ниобия и марганца, имеющий двухфазное состояние  $\alpha_2 + \gamma$  ( $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и  $\gamma$ -TiAl, далее  $\gamma$ -TiAl), и характеризующихся высокой жаростойкостью. Соединения интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl без использования промежуточной фольги получены на следующем режиме:  $T = 1200$  °С, давление  $P = 70$  МПа с выдержкой в течение  $t = 20$  мин.

Результаты металлографического исследования зоны соединения показаны на рис. 10. В зоне сое-

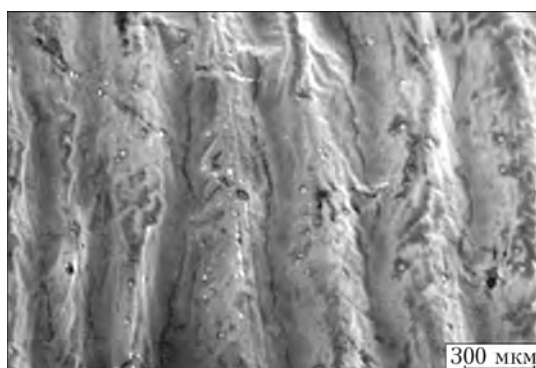


Рис. 8. Микроструктура рельефа поверхности фольги Ti/Al после прохождения реакции СВС

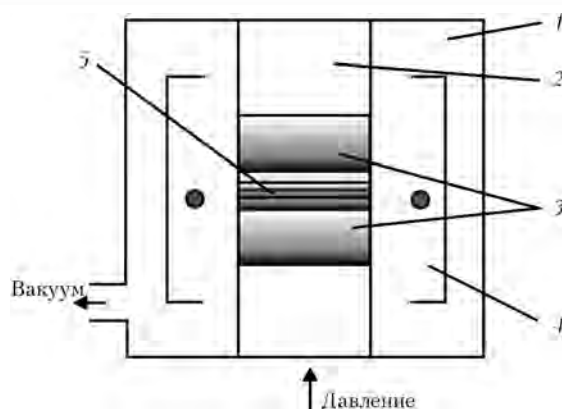


Рис. 9. Схема установки диффузионной сварки в вакууме: 1 – вакуумная камера; 2 – прижимной шток; 3 – свариваемые образцы; 4 – электронно-лучевой нагреватель; 5 – фольга Ti/Al

динения четко выявляется граница раздела. С помощью анализа структуры зоны соединения в режиме фазового контраста обнаружено формирование в области стыка прослойки интерметаллида, состав которой по данным локального химического анализа близок к таковому интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al. Формирование межзеренной границы в виде хрупкой интерметаллидной прослойки снижает прочность сварного соединения, что влечет деградацию его эксплуатационных свойств [10].

В качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке образцов интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl использовали МФ состава Ti–52 ат. % Al толщиной 20 мкм и периодом чередования слоев (Ti/Al) 50 нм (рис. 2, б). Выбор МФ в качестве промежуточной прослойки основан на результатах исследования фазовых превращений при ее нагреве, согласно которым в процессе диффузионной сварки образцов алюминидов титана структура МФ Ti/Al трансформируется в структуру, подобную таковой свариваемого материала.

Оптимизация технологических параметров процесса диффузионной сварки через многослойную прослойку подробно описана в работе [11]. Микроструктура сварного соединения, полученного при

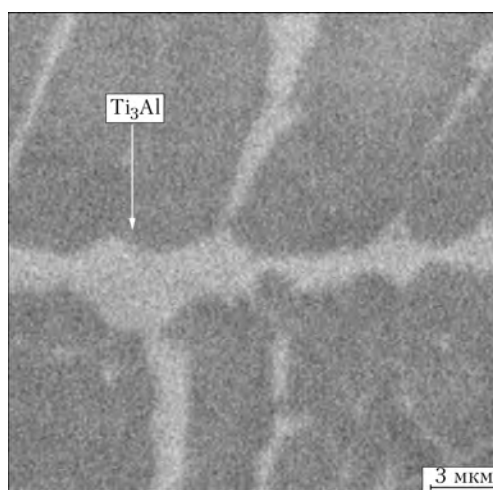


Рис. 10. Микроструктура металла зоны соединения образцов интерметаллида TiAl, полученной при диффузионной сварке (без промежуточной прослойки) в вакууме

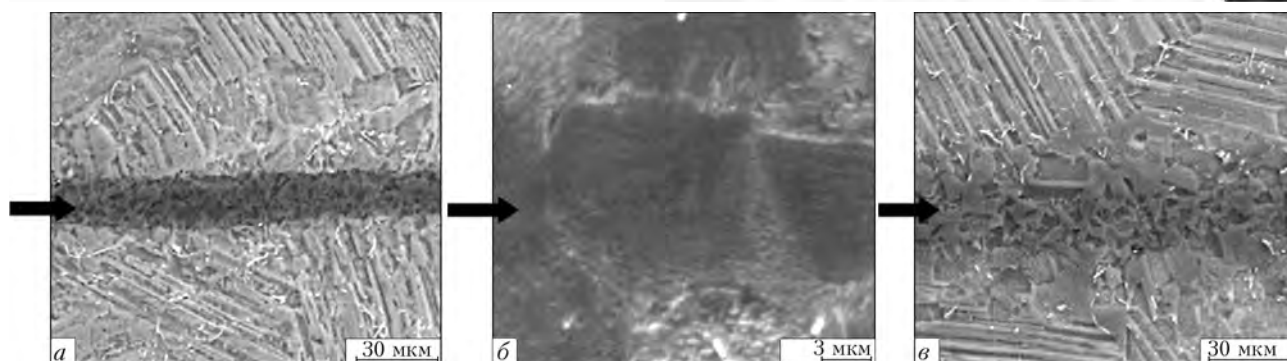


Рис. 11. Микроструктура зоны соединения образцов интерметаллида TiAl при диффузионной сварке в вакууме при давлении  $P = 10$  МПа с использованием МФ Ti/Al; стрелки показывают место соединения

оптимальных параметрах диффузионной сварки ( $T = 1200$  °С,  $t = 20$  мин,  $P = 10$  МПа) представлена на рис. 11. В зоне соединения (в месте расположения прослойки) зафиксирован слабый контраст, свидетельствующий об отличии химического состава металла этой области от соседних, соответствующих свариваемому интерметаллидному сплаву (рис. 11, а). Из сопоставления химических составов металла зоны соединения (49,4Al, 49,8Ti, 0,8Mn ат. %) и свариваемого алюминид титана видно, что зона соединения обеднена атомами ниобия. Согласно металлографическому и локальному химическому анализам частицы ниобия скапливаются на границе прослойка/интерметаллид. Присутствие марганца в прослойке свидетельствует о протекании диффузионных процессов в зоне соединения при прохождении реакции твердофазного синтеза, инициированной в МФ при сварке. При этом металл зоны соединения однороден по структуре (рис. 11, б) и состоит из равноосных зерен размером до 10 мкм, в которых различима ламельная структура, характерная для исходного интерметаллида.

Таким образом, из анализа микроструктуры полученных соединений следует, что многослойная прослойка в процессе диффузионной сварки способствует формированию в стыке зерен интерметаллида, которые прорастают в свариваемый материал. Отсутствие пор и трещин в области соединения, а также равнопрочность различных участков сварного шва (рис. 12) свидетельствуют о высоком качестве сварного соединения.

Гомогенизирующий отжиг сварного соединения при температуре 1200 °С, 2 ч в вакууме повышает его однородность по составу и структуре (рис. 11, в), однако обеднение по ниобию металла зоны стыка сохраняется, что, очевидно, можно устранить при использовании МФ, содержащей ниобий. Зафиксированные изменения микроструктуры металла в зоне соединения свидетельствуют о высокой диффузионной подвижности компонентов и могут быть обусловлены процессами тепловыделения, сопровождающими твердофазные реакции, инициированные в МФ.

В связи с этим изучали влияние других реактивных МФ — Ni/Ti (Ti-44 ат. % Ni) и Ni/Al (Al-46 ат. % Ni) — на структуру металла сварных швов сплавов

на основе  $\gamma$ -TiAl, полученных способом диффузионной сварки в вакууме [12].

Результаты металлографического анализа зоны соединения представлены на рис. 13. Использование МФ Ni/Ti и Ni/Al значительно активизирует диффузионные процессы в стыке. Однако в обоих случаях в процессе сварки в области соединения формируется переходная зона переменной толщины, неоднородная по структуре и составу, состоящая из нескольких фаз, что приводит к значительному разбросу значений микротвердости металла разных участков соединения (рис. 12).

Дополнительный отжиг 1200 °С металла частично устраняет неоднородность химического состава, структуры и механических свойств сварных соединений (рис. 12, 13). Однако присутствие в стыке интерметаллида (Ti,Ni)Al обуславливает высокую микротвердость отдельных участков соединения, полученного с использованием фольги Ni/Al. С другой стороны, формирование в области фольги композитной структуры, фазовые составляющие которой характеризуются высоким значением микротвердости, может быть использовано при сварке аналогичных композиционных материалов на основе титана.

Таким образом, реализация в зоне соединения интенсивных диффузионных процессов позволяет

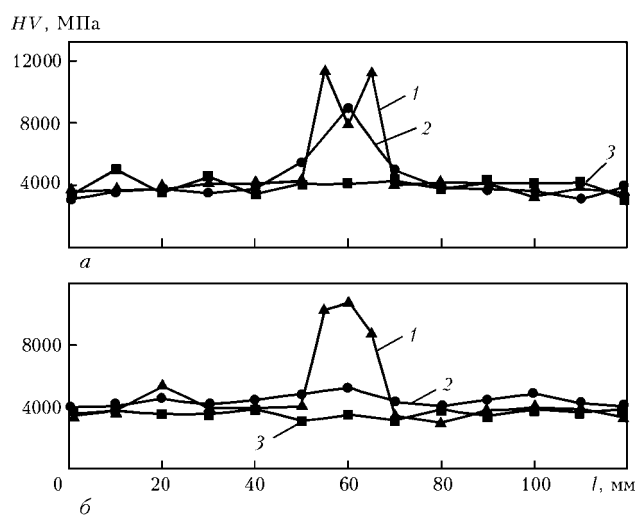


Рис. 12. Характер изменения микротвердости в зоне соединения сплава Ti-48Al-2Nb-2Mn (ат. %) при сварке с использованием МФ Ni/Ti, Ni/Al и Ti/Al в исходном состоянии (а) и после отжига 1200 °С, 2 ч (б): 1 — Ni/Al; 2 — Ni/Ti; 3 — Ti/Al

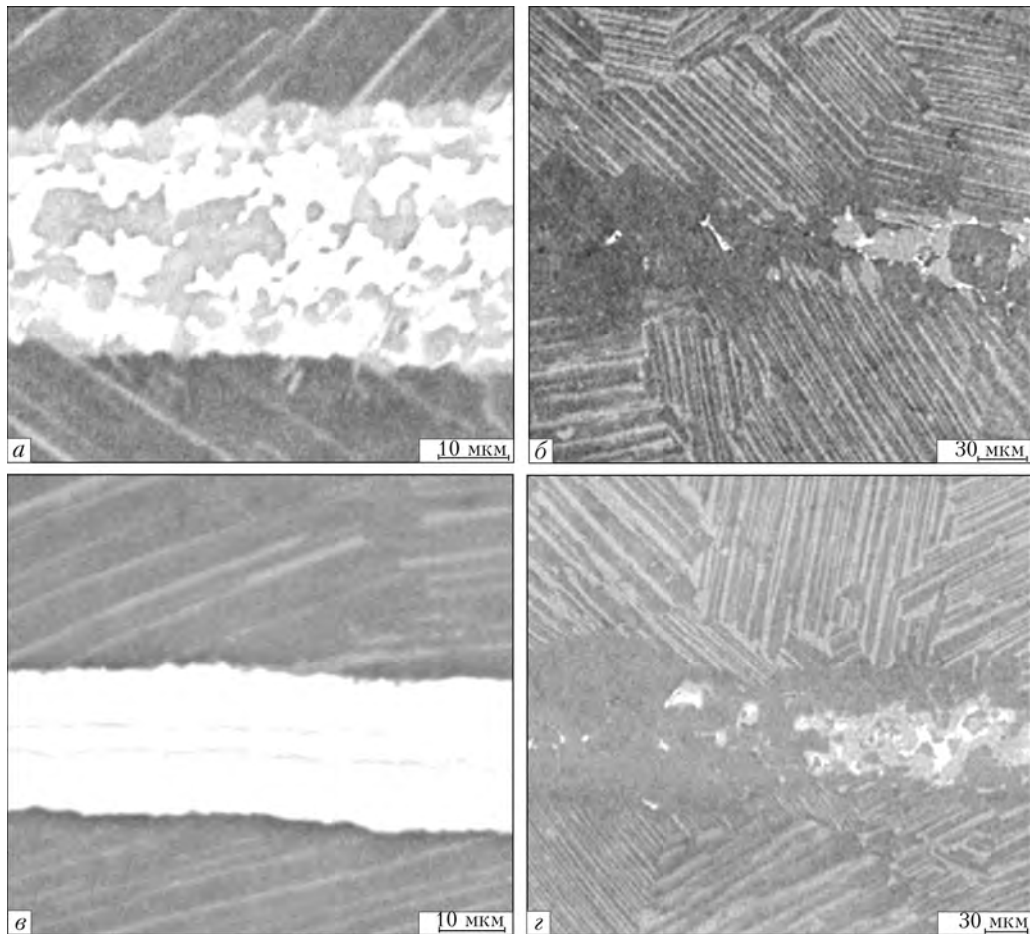


Рис. 13. Микроструктура зоны соединения  $\gamma$ -TiAl, полученного при использовании МФ Ni/Ti и Ni/Al после сварки (а, в) и отжига (б, з) при 1200 °С, 2 ч; режим фазового контраста

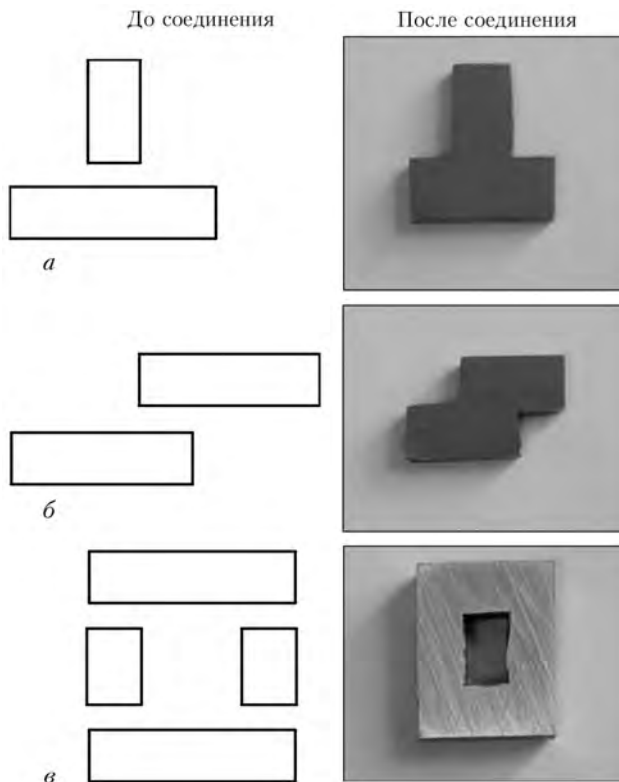


Рис. 14. Общий вид сварных сборок Т-образной формы (а), внахлест (б) и коробчатого типа (в), полученных из сплава  $\gamma$ -TiAl через нанослойную фольгу Ti/Al

получать качественные сварные соединения, а также использовать такой подход для изготовления на основе интерметаллидных сплавов  $\gamma$ -TiAl конструктивных элементов различных типов.

На рис. 14 представлены конструкции таврового, нахлесточного и коробчатого типа, полученных за один технологический цикл сварки с использованием МФ Ti/Al в качестве промежуточной прослойки.

Представленные результаты свидетельствуют о высокой эффективности многослойных структур на основе интерметаллидообразующих компонентов в качестве промежуточных прослоек при СД. При использовании таких фольг обнаружены не только смягчение условий СД для получения неразъемных соединений, но и новые возможности по локальному легированию зоны соединения путем введения фольг с модифицированным составом. Высокая реакционная способность таких фольг обеспечивает повышенную скорость диффузионных процессов без дополнительного увеличения температуры и времени выдержки зоны соединения.

Разработанные нами подходы в использовании МФ при диффузионной сварке в вакууме интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl применимы также при сварке и других трудносвариваемых материалов, в частности композиционных материалов на алюминиевой основе. Нами разработаны, например, технологии получения МФ Al/Ni и их использования при сварке



композиционных материалов  $AMg5 + 27\% Al_2O_3$  [13, 14]. Применение при сварке МФ Al/Cu способствует ускорению диффузионных процессов, химической активации свариваемых поверхностей и мелкодисперсному упрочнению металла зоны соединения вследствие реакции СВС интерметаллидами. Результаты механических испытаний на растяжение и срез свидетельствуют об улучшении прочностных характеристик сварных соединений.

## Выводы

1. Предложен высокоскоростной способ получения толстых (до 200 мкм) МФ на основе интерметаллидообразующих компонент путем их послойного электронно-лучевого осаждения, позволяющий варьировать период чередования слоев в диапазоне от 10 до 1000 нм.

2. Показано, что МФ на основе интерметаллидообразующих компонент, полученные способом последовательного электронно-лучевого осаждения слоев, характеризуются высокой реакционной способностью, которая связывается со значительной степенью совершенства межфазных границ и наличием в структуре вакуумных конденсатов.

3. Установлено, что применение нанослойных фольг системы Al/Ti в качестве промежуточных прослоек при диффузионной сварке в вакууме позволяет получить соединения с равномерным распределением в стыке легирующих элементов, входящих в состав сплава, и микроструктурой взаимно проникающих зерен подобно свариваемому материалу при более низких параметрах сварки. Это позволяет использовать разработанные технологические приемы для соединения трудносвариваемых материалов.

4. Показано, что применение МФ на основе интерметаллидообразующих компонент, отличающихся по химическому составу от свариваемого материала, позволяет модифицировать структуру и химический состав металла зоны соединения.

- Lee C. S., Li H., Chandel R. S. Stimulation model for the vacuum-free diffusion bonding of aluminium metal-matrix composite // J. of Materials Processing Technology. — 1999. — N 89, 90. — P. 344–349.
- Duvall D. S., Owczarski W. A., Paulonis D. F. Methods for diffusion welding the superalloy Udimet 700 // Welding J. — 1972. — 51, № 2. — P. 41–49.
- Диффузионная сварка титана с керамикой через алюминиевую прокладку / В. С. Несмих, Ю. Б. Малевский, Т. Н. Кушнарева и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 5. — С. 69–72.
- Метелкин И. И., Доронина А. А. Влияние контактных напряжений на свариваемость металлических дисков с керамикой // Свароч. про-во. — 1976. — № 5. — С. 15–17.
- Soldadura por difusion de peliculas de oro electrodepositadas sobre aluminio / F. A. Calvo, A. J. Criado, J. M. Gomes de Salar et al. // Rev. soldadura. — 1987. — 17, № 2. — P. 71–77.
- Nami H., Halvae A., Adgi H. Transient liquid phase diffusion bonded of Al/Mg2Si metal matrix composite // J. Materials Processing Technology. — 2010. — № 210. — P. 1282–1289.
- Мусин Р. А., Анциферов В. Н., Квасницкий В. Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 207 с.
- Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных способом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 2. — С. 19–26.
- Каракозов Э. С., Гостомельский В. С., Терновский А. П. Характер разрушения соединений, полученных диффузионной сваркой // Автомат. сварка. — 1982. — № 1. — С. 7–10.
- Получение неразъемных соединений сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl с использованием многослойной наноструктурной фольги Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2009. — № 1. — С. 17–21.
- Диффузионная сварка в вакууме сплава на основе  $\gamma$ -TiAl с использованием нанослойных прослоек / Г. К. Харченко, А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко и др. // Там же. — 2011. — № 3. — С. 7–11.
- Диффузионная сварка микродисперсного композита  $AMg5 + Al_2O_3$  с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // Там же. — 2007. — № 7. — С. 5–9.
- Патон Б. Е., Ищенко А. Я., Устинов А. И. Применение нанотехнологии неразъемного соединения перспективных легких металлических материалов для аэрокосмической техники // Там же. — 2008. — № 12. — С. 5–12.

- Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 30.01.2012

