



ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук,
А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, **Т. Н. КУШНАРЕВА**, инженеры, **В. С. НЕСМИХ**,
Е. П. ПОЛИЩУК, кандидаты техн. наук, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

При соединении структурно-ориентированных или монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов для сохранения их эксплуатационных характеристик необходимо в максимальной степени сохранить в сварном соединении структурную и кристаллографическую направленность исходного материала, что достигается при диффузионной сварке в твердой фазе. Рассмотрена возможность использования при диффузионной сварке в качестве соединительного слоя наноструктурных кристаллических монолитов интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl_3$, полученных методом сверхбыстрой кристаллизации, а также многослойной прослойки, состоящей из отдельных слоев никеля и алюминия, полученной осаждением из паровой фазы. Установлено, что наличие промежуточного слоя позволяет активизировать процесс диффузионной сварки никелевых сплавов.

Ключевые слова: диффузионная сварка, никелевый сплав, многослойные пленки, нанокристаллические пленки, интерметаллиды, сварное соединение, структурное состояние, диффузия элементов

Эффективное использование структурно-ориентированных, текстурированных, монокристаллических, композиционных жаропрочных сплавов затруднено в связи с необходимостью получения структурно-однородных соединений на конечных этапах изготовления сварной конструкции. Это обусловлено нарушением в процессе термического цикла сварки исходного структурно-ориентированного состояния соединяемого материала, которое определяет эксплуатационные характеристики изделия. В случае соединения жаропрочных никелевых сплавов плавлением к этому еще добавляется низкая стойкость сварных соединений против образования трещин как в металле шва, так и в околошовной зоне.

В этой связи перспективна разработка таких способов получения неразъемных соединений, при которых обеспечивается минимальное изменение структурной и кристаллографической ориентаций и сохранение в максимальной степени фазового состава исходного материала. Одним из таких способов является диффузионная сварка в твердой фазе через промежуточную прослойку. В процессе диффузионной сварки технологически несложно обеспечить равномерный и контролируемый нагрев соединяемых поверхностей, при котором уровень временных и остаточных сварочных напряжений становится незначителен. При этом вероятность образования трещин сво-

дится к минимуму не только в металле переходного слоя, но и в исходном материале.

При диффузионной сварке с использованием промежуточной прослойки основной проблемой является выбор ее материала. Для сохранения структурного состояния исходного материала необходимо, чтобы температура, при которой формируется соединение, была ниже температуры структурной и кристаллографической перестройки. Желательно также, чтобы материал промежуточного слоя был максимально совместим с соединяемым материалом по физическим, структурным и прочностным характеристикам. Таким материалом в обычном состоянии мог быть исходный сплав, но в этом случае температурные условия формирования соединения приближаются к температуре плавления либо температуре значительного изменения фазового состава.

В случае жаропрочных никелевых монокристаллических сплавов, в которых основной упрочняющей фазой является γ' -фаза типа $Ni_x(Al, Ti, Ta, Re, Ru)_y$, оптимальным материалом промежуточного слоя могут стать сплавы системы Ni-Al или Ni-Ti. Однако интерметаллиды Ni_xAl_y или Ni_xTi_y в поли- или монокристаллическом состоянии характеризуются высокой стабильностью в широком температурном интервале. В связи с этим получение соединения с использованием прослойки такого материала весьма затруднительно. Однако если в материале системы Ni-Al или Ni-Ti создать особое структурное состояние с высоким запасом внутренней энергии, то при нагреве в нем будет происходить активация диффузионных процессов [1]. С этой точки зрения перспек-

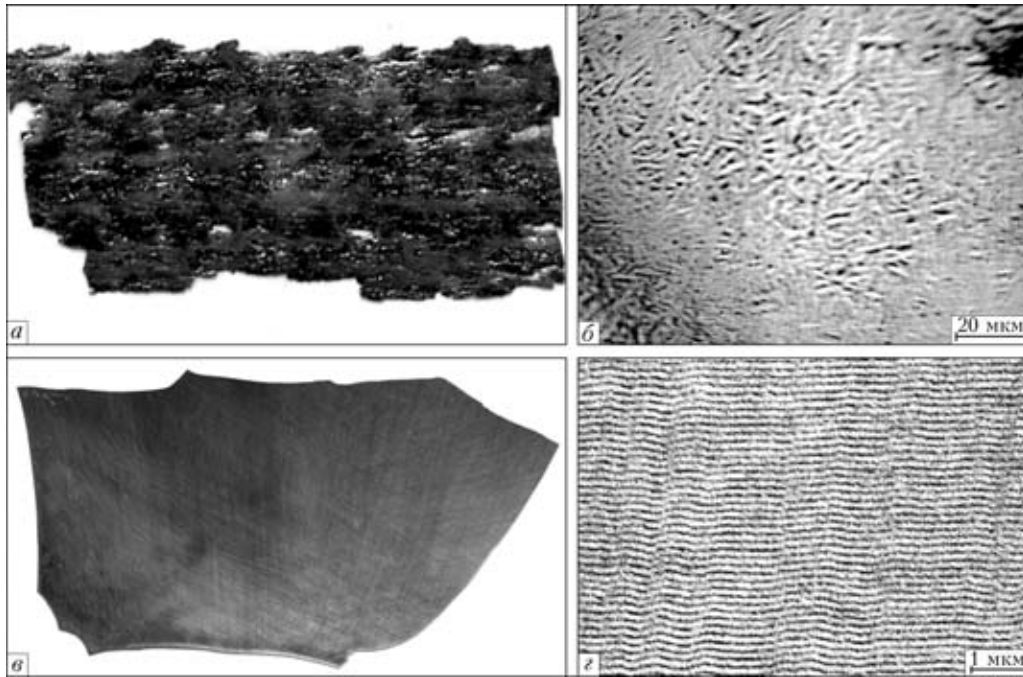


Рис. 1. Внешний вид (а, в) и микроструктура промежуточной прослойки интерметаллида Ni_3Al , полученной способом сверхбыстрой кристаллизации (б), и многослойной пленки системы Ni–Al, полученной способом осаждения из паровой фазы в вакууме (г)

тивны материалы в аморфном и наноструктурном состоянии, а также микропленки, состоящие из очень тонких чередующихся слоев двух или нескольких металлов, входящих в состав соединяемого сплава.

Известно [1], что увеличение диффузионной проницаемости по границам зерен или границам раздела двух фаз в материале в наноструктурном состоянии значительно выше по сравнению с обычными поликристаллическими материалами. В то же время рекристаллизация материалов в аморфном наноструктурном состоянии начинается при более низкой температуре. Так, по данным работы [2], кристаллизация аморфной структуры никелида титана начинается уже при нагреве до $200\text{ }^\circ\text{C}$ и проходит вяло вплоть до $300\text{ }^\circ\text{C}$. Выдержки в течение 1 ч при $350\text{ }^\circ\text{C}$ достаточно для завершения процесса кристаллизации и формирования в материале нанокристаллической структуры с размером зерна $20\text{...}70\text{ нм}$.

Металлические пленки, используемые в качестве промежуточных слоев при диффузионной сварке, в зависимости от условий получения могут иметь различную структуру. Пленки интерметаллида Ni_3Al , осажденные на холодную подложку, отличаются сильно текстурированной морфологией столбчатого роста. При нагреве до $200\text{ }^\circ\text{C}$ текстура пленки исчезает, а микроструктура представляет собой отдельные зерна частично упорядоченной фазы Ni_3Al . Наряду с монолитными пленками с различным структурным состоянием осаждение из паровой фазы дает возможность получать многослойные поэлементные по составу пленки отдельных компонентов сплава или от-

дельных фаз [3]. Осажденные неэпитаксиально на холодную подложку многослойные пленки отличаются ярко выраженной волокнистой текстурой $\{111\}$, а осажденные эпитаксиально на подложку (001) имеют текстуру $\{001\}$.

Материалы пленок, состоящие из чередующихся слоев отдельных элементов, характеризуются высокой вероятностью протекания самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, в результате чего образуется новое соединение с повышенной диффузионной активностью. В этой связи пленочные материалы в аморфном и наноструктурном состоянии представляют значительный интерес в качестве материала промежуточного слоя при диффузионной сварке.

Следует также отметить, что для получения соединения с помощью диффузионной сварки и использования активирующих промежуточных прослоек применяют различные способы нагрева. В работе [4] показано, что использование импульсного электрического тока с предельными значениями позволяет получать весьма высокие значения пластической деформации на материалах, которые в условиях обычного нагрева не деформируются.

В настоящей работе в качестве материала прослойки, через которую выполняли диффузионную сварку жаропрочного никелевого сплава, выбраны интерметаллиды Ni_3Al , $NiAl_3$ и микрослойная пленка, состоящая из отдельных слоев никеля и алюминия, в которой содержание алюминия несколько превышало стехиометрический состав интерметаллида Ni_3Al .

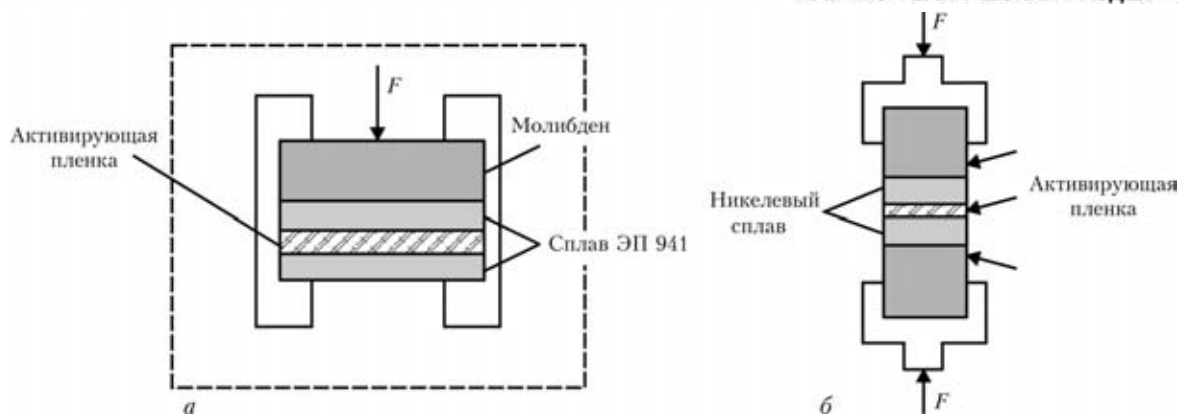


Рис. 2. Схемы нагрева образца односторонним электронным лучом (вакуум $1,3 \cdot 10^{-3}$ Па) или электрической дугой (99,8 % Ar) (*a*) и проходящим электрическим током в вакууме (*б*)

Такие пленки интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl_3$ толщиной до 40 мкм в наноструктурном состоянии получали способом сверхбыстрой кристаллизации из расплава на поверхности охлаждаемого медного барабана*. Внешний вид пленки интерметаллида Ni_3Al и его микроструктура представлены на рис. 1, *a*, *б*. Размер структурного элемента такого материала не превышал 40 нм, а размер кристаллической решетки составлял 0,3558 нм, что несколько ниже табличного значения размера кристаллической решетки соединения Ni_3Al . Температура плавления интерметаллидной пленки Ni_3Al составляла 1385 °С.

Многослойная пленка системы Ni–Al, полученная поэлементным осаждением никеля и алюминия из паровой фазы в вакууме, представлена на рис. 1, *в*, *г*** . При общей толщине пленки приблизительно 100 мкм, полученной указанным способом, толщина отдельного слоя никеля и алюминия составляла 1,0...1,5 мкм. Режим получения многослойной поэлементной пленки системы Ni–Al подбирали таким образом, чтобы содержание никеля и алюминия в пленке были близки стехиометрическому составу интерметаллида Ni_3Al при некотором повышенном содержании алюминия. Такие пленки использовали при диффузионной сварке жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Cr–W–Al–Ti–Nb, в котором суммарное содержание алюминия, титана и ниобия не превышало 9 мас. %.

При диффузионной сварке жаропрочного никелевого сплава с использованием промежуточной прослойки сплава системы Ni–Al в различном структурном состоянии применяли схемы нагрева, показанные на рис. 2. Односторонний нагрев сфокусированным электронным лучом в вакууме или плазменной дугой в аргоне (рис. 2, *a* и 3)

не позволяет получить качественное сварное соединение. При использовании материала прослойки из кристаллических интерметаллидов Ni_3Al в наноструктурном состоянии соединение вообще получено не было. Однако при применении многослойной поэлементной системы Ni–Al между ее материалом и поверхностью образца образовалось соединение. При этом в процессе нагрева стыка под сварку в таком промежуточном материале протекала экзотермическая реакция взаимодействия никеля с алюминием с образованием интерметаллида Ni_3Al . Следует также отметить, что при одностороннем нагреве и использовании в качестве прослойки наноструктурных интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl_3$ получение соединения возможно только при достижении в стыке температуры, близкой температуре плавления материала прослойки. Однако и в этом случае расплавленный материал пленки смачивает полностью поверхность образца только со стороны нагрева. На другой половине соединяемого образца формируются лишь отдельные островковые участки соединения. Следует признать, что односторонний способ нагрева пока не дает возможности получить соединение способом диффузионной сварки через промежуточную активную пленку.

Последующие опыты по диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов проведены с использованием схемы нагрева, представленной на рис. 2, *б*. В этом случае свариваемые пластинки сплава с промежуточной пленкой нагревались благодаря прямому пропусканию электрического тока с приложением усилия сжатия F . Нагрев стыка проходящим электрическим током в вакууме позволяет получить равномерное температурное поле на поверхности соединяемых пластин с незначительным температурным градиентом в переходном промежуточном слое. Такая схема нагрева дает возможность контролировать температурно-временной режим сварки, а также скорость нагрева и охлаждения соединяемых пластин. Следует также отметить, что использование для нагрева импульсного электрического тока предельного

* Нанокристаллические пленки интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl_3$, полученные способом сверхбыстрой кристаллизации, для исследования, представлены чл.-коррором НАН Украины Ю. В. Мильманом.

** Многослойные поэлементные пленки системы Ni–Al в наноструктурном состоянии предоставлены для исследований академиком НАН Украины Б. А. Мовчаном.

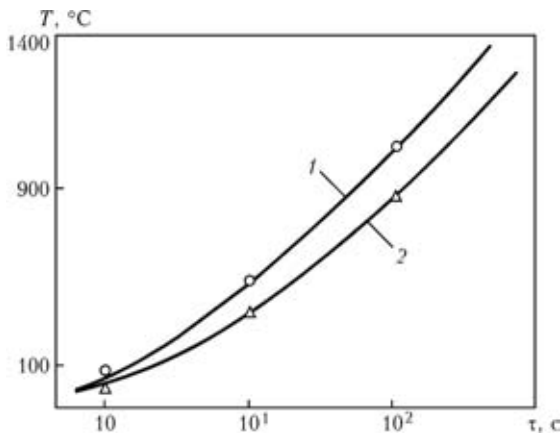


Рис. 3. Зависимость температуры T поверхности образца от времени τ выдержки при нагреве электронным лучом в вакууме (1) и электрической дугой в аргоне (2)

значения способствует локальному повышению температуры необходимого уровня именно в материале прослойки, что существенно увеличивает ее деформационную способность и активизирует процесс формирования диффузионного соединения в твердой фазе.

На рис. 4 представлены микроструктуры сварных соединений, полученные на никелевом сплаве диффузионной сваркой с использованием различных прослоек из материала системы Ni–Al. В качестве промежуточных слоев использовали кристаллические интерметаллиды Ni_3Al и $Ni_xAl_yCe_zSc_v$ в наноструктурном состоянии и многослойные пленки системы Ni–Al.

Из приведенных данных следует, что материал пленок системы Ni–Al как в кристаллическом наноструктурном состоянии, так и в виде мультислоев отдельных элементов может быть использован в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов.

Микроструктура и химический состав различных зон сварного соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной поэлементной пленки системы Ni–Al в состоянии после сварки и последующего отжига, показаны соответственно на рис. 5 и в табл. 1. В процессе нагрева стыка с промежуточной многослойной пленкой системы Ni–Al при 700...800 °С в металле промежуточного слоя происходит самопроизвольная экзотермическая реакция взаимодействия никеля с алюминием с образованием химического соединения Ni_3Al . При этом из множества тонких слоев никеля и алюминия образуются несколько слоев интерметаллида Ni_3Al . Нагрев стыкуемых образцов до температуры 1050 °С приводит к формированию качественного сварного соединения по всей соединяемой поверхности образца. При этом в пограничной области соединения со стороны материала промежуточного слоя в зависимости от условий сварки возможно диффузионное обогащение легирующими элементами исходного сплава. В то же время следов диффузии никеля и алюминия из промежуточного слоя в основной металл в процессе сварки обнаружено не было. Химический состав промежуточной прослойки после сварки

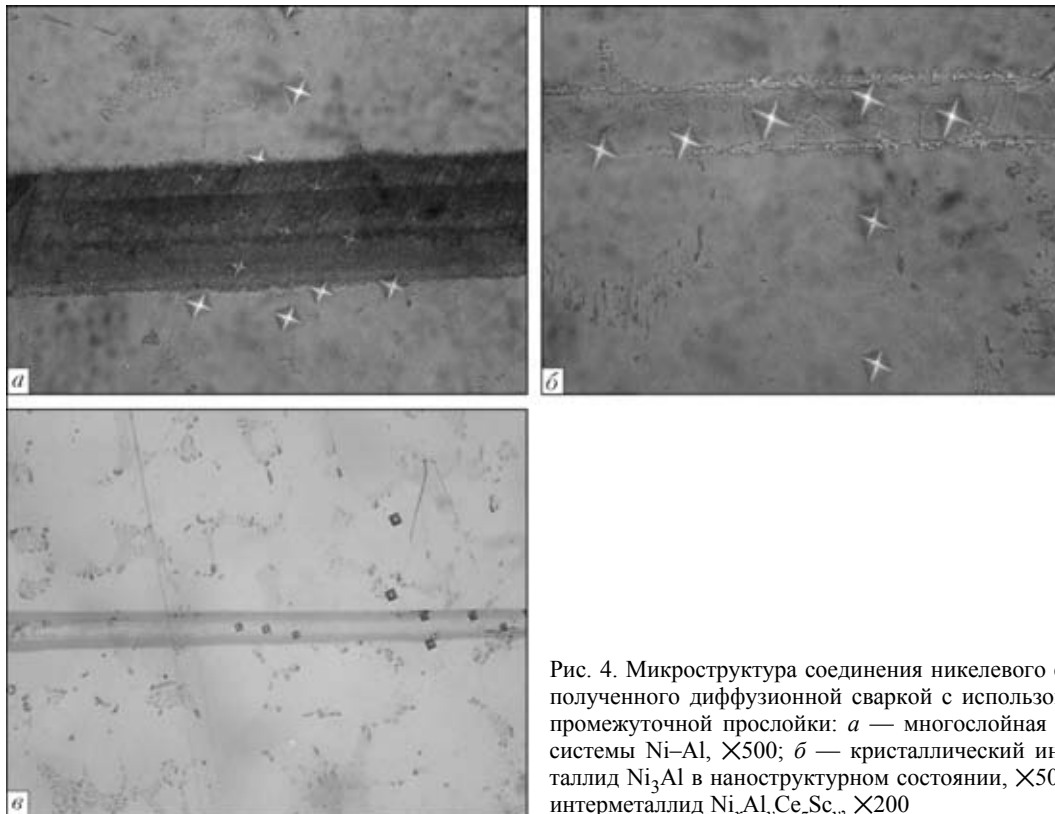


Рис. 4. Микроструктура соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки: а — многослойная пленка системы Ni–Al, $\times 500$; б — кристаллический интерметаллид Ni_3Al в наноструктурном состоянии, $\times 500$; в — интерметаллид $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, $\times 200$

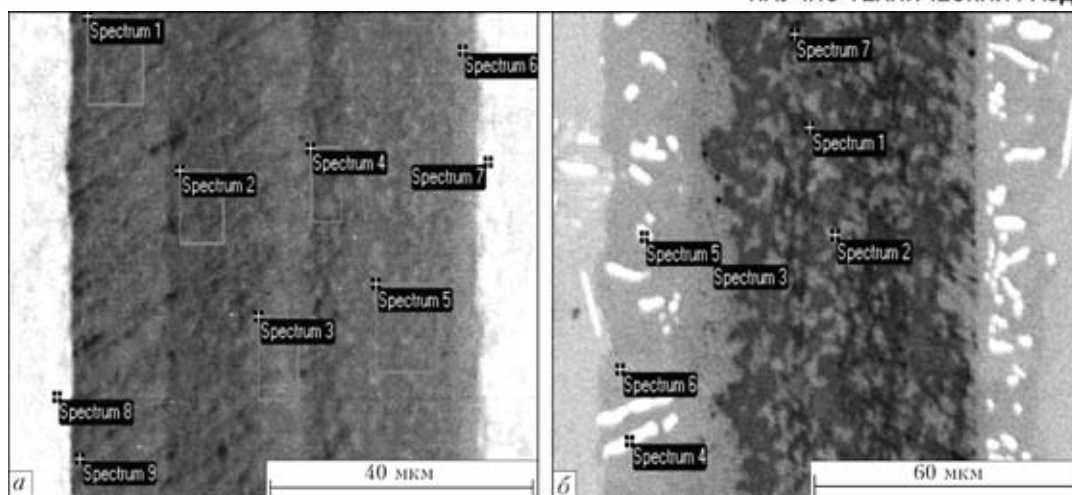


Рис. 5. Микроструктура различных участков сварного соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной пленки системы Ni–Al после сварки (а) и последующего отжига (б)

соответствует составу исходной многослойной пленки системы Ni–Al. Микротвердость зоны сварного соединения после сварки и исходного материала составляет соответственно 5050 и 3730 МПа.

Отжиг сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной пленки системы Ni–Al, сопровождается перераспределением легирующих элементов сплава в сварном соединении. Исчезает полосчатость в области промежуточного слоя и появляется довольно значительное количество выделений с повышенным содержанием вольфрама (см. рис. 5, б и табл. 1). Легирующие элементы после термичес-

кой обработки распределяются равномерно по сечению сварного соединения. При этом разность в значениях микротвердости материала сварного соединения и основного металла уменьшается до 300 МПа.

Микроструктура и химический состав различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой через кристаллическую наноструктурированную пленку $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, представлены соответственно на рис. 6 и в табл. 2. Температура плавления материала этой пленки ниже температуры, при которой осуществляли диффузионную сварку никелевого сплава.

Таблица 1. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного с использованием многослойной пленки системы Ni–Al (после сварки и отжига)

Номер зоны	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
1	$\frac{20,74}{17,50}$	$\frac{—}{0,35}$	—	$\frac{0,69}{2,32}$	$\frac{1,06}{4,01}$	$\frac{77,51}{75,83}$	—	—	—	—
2	$\frac{21,56}{11,04}$	$\frac{—}{0,54}$	$\frac{—}{0,41}$	$\frac{—}{1,64}$	$\frac{0,55}{4,03}$	$\frac{77,89}{77,31}$	$\frac{—}{0,95}$	$\frac{—}{0,52}$	$\frac{—}{3,57}$	—
3	$\frac{19,51}{9,68}$	$\frac{—}{0,73}$	$\frac{—}{0,65}$	$\frac{—}{1,54}$	$\frac{—}{4,72}$	$\frac{80,49}{76,53}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{—}{0,46}$	$\frac{—}{4,71}$	—
4	$\frac{20,76}{2,42}$	$\frac{—}{0,47}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{—}{3,71}$	$\frac{—}{4,34}$	$\frac{79,24}{32,12}$	—	$\frac{—}{3,30}$	$\frac{—}{49,15}$	$\frac{—}{3,51}$
5	$\frac{18,12}{1,20}$	$\frac{—}{0,41}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{0,48}{3,63}$	$\frac{0,74}{4,04}$	$\frac{80,66}{21,95}$	—	$\frac{—}{3,63}$	$\frac{—}{60,97}$	$\frac{—}{3,20}$
6	$\frac{12,46}{7,86}$	$\frac{0,37}{0,94}$	$\frac{—}{0,62}$	$\frac{0,71}{2,26}$	$\frac{1,24}{6,30}$	$\frac{82,99}{72,65}$	$\frac{—}{1,28}$	$\frac{—}{0,73}$	$\frac{2,23}{7,36}$	—
7	$\frac{5,30}{20,38}$	$\frac{0,71}{—}$	$\frac{1,10}{—}$	$\frac{5,27}{2,41}$	$\frac{9,10}{3,78}$	$\frac{64,54}{73,43}$	$\frac{0,82}{—}$	$\frac{1,04}{—}$	$\frac{12,12}{—}$	—
8	$\frac{7,20}{—}$	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{0,75}{—}$	$\frac{2,73}{—}$	$\frac{6,26}{—}$	$\frac{66,70}{—}$	$\frac{0,70}{—}$	$\frac{0,70}{—}$	$\frac{12,6}{—}$	$\frac{1,79}{—}$
9	$\frac{22,28}{—}$	—	—	$\frac{0,89}{—}$	$\frac{1,46}{—}$	$\frac{75,37}{—}$	—	—	—	—

Примечание. Здесь и в табл. 2 в числителе дан химический состав после сварки; в знаменателе — после сварки и последующего отжига.

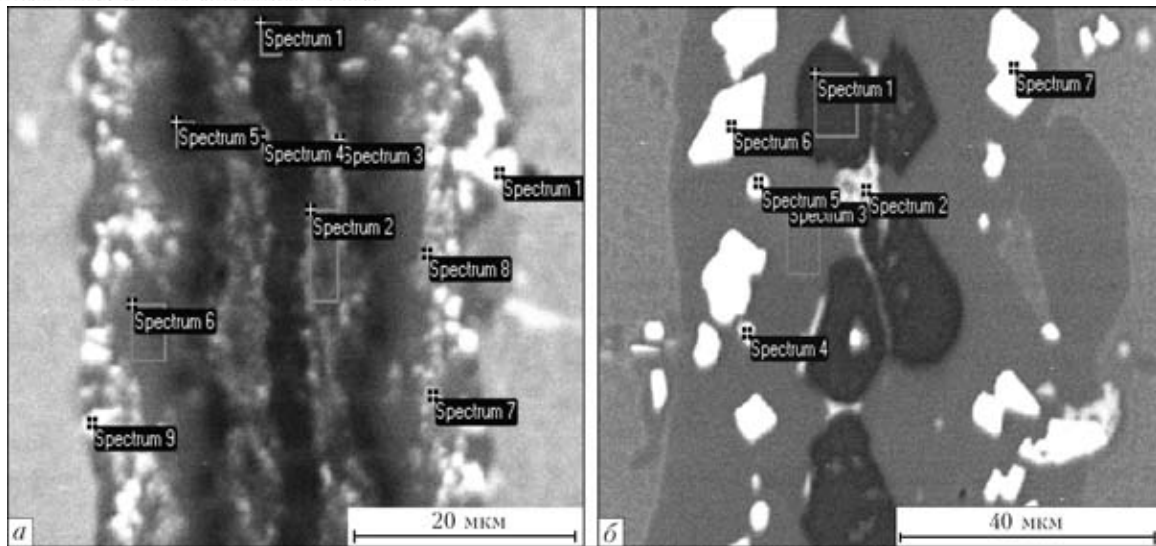


Рис. 6. Микроструктура различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, в исходном состоянии (а) и после отжига (б)

Анализ данных, представленных на рис. 6 и в табл. 2, показал, что распределение легирующих элементов по различным зонам сварного соединения непосредственно после сварки является более однородным, чем в случае диффузионной сварки в твердой фазе с использованием многослойной пленки системы Ni–Al. Однако, если участки, обогащенные вольфрамом, образовались после отжига сварного соединения, то выделение фаз с высоким содержанием вольфрама наблюдалось непосредственно после сварки. Содержание вольфрама в этих фазах составляло 13...26 мас. %. Отжиг сварного соединения при температуре 1230 °С в течение 90 мин сопровождался обогащением этих фаз вольфрамом (50...65 мас. %).

При использовании в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке пленки интерметаллида Ni_3Al , полученной способом сверхбыстрой кристаллизации из расплава, не удалось сформировать сварное соединение по всей зоне контакта прослойки. Соединение получили только там, где имел место надежный физический контакт между промежуточной прослойкой и соединяемой поверхностью исходного материала. На рис. 7 и в табл. 3 представлены структура и химический состав различных зон сварного соединения никелевого сплава, полученного с использованием промежуточной прослойки быстро закристаллизовавшегося интерметаллида Ni_3Al . Из этих данных следует, что в отличие от

Таблица 2. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного с использованием пленки $Ni_xAl_yCe_zSc_v$

Номер зоны	Al	Sc	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ce	W	Re
1	$\frac{29,12}{15,31}$	—	$\frac{0,27}{0,50}$	$\frac{—}{0,52}$	$\frac{1,45}{4,29}$	$\frac{5,49}{8,13}$	$\frac{63,67}{69,17}$	$\frac{—}{0,47}$	—	—	$\frac{—}{1,61}$	—
2	$\frac{22,51}{4,06}$	$\frac{—}{0,82}$	—	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{1,93}{—}$	$\frac{5,53}{5,12}$	$\frac{60,59}{59,32}$	—	$\frac{0,30}{—}$	$\frac{0,20}{29,71}$	$\frac{8,38}{0,96}$	—
3	$\frac{19,30}{8,49}$	—	$\frac{—}{1,06}$	$\frac{0,55}{0,65}$	$\frac{2,10}{3,06}$	$\frac{5,40}{8,41}$	$\frac{56,89}{71,37}$	$\frac{—}{1,10}$	$\frac{0,49}{—}$	$\frac{1,15}{—}$	$\frac{14,12}{5,86}$	—
4	$\frac{20,82}{1,83}$	—	$\frac{0,35}{0,63}$	$\frac{—}{1,16}$	$\frac{2,25}{4,61}$	$\frac{5,21}{5,86}$	$\frac{57,63}{24,19}$	$\frac{—}{2,89}$	$\frac{0,30}{3,38}$	$\frac{0,37}{—}$	$\frac{13,07}{53,01}$	$\frac{—}{2,44}$
5	$\frac{25,55}{1,14}$	—	$\frac{0,40}{0,65}$	$\frac{—}{1,36}$	$\frac{1,69}{4,41}$	$\frac{6,56}{5,57}$	$\frac{64,75}{21,35}$	$\frac{—}{4,37}$	$\frac{—}{4,58}$	—	$\frac{1,06}{56,56}$	—
6	$\frac{17,02}{0,91}$	—	$\frac{0,85}{0,50}$	$\frac{0,83}{1,60}$	$\frac{4,31}{4,82}$	$\frac{8,36}{5,96}$	$\frac{66,40}{15,64}$	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{—}{2,28}$	—	$\frac{1,67}{65,35}$	$\frac{—}{2,94}$
7	$\frac{11,48}{—}$	—	$\frac{1,15}{0,58}$	$\frac{0,98}{1,48}$	$\frac{4,61}{4,84}$	$\frac{7,77}{5,83}$	$\frac{53,57}{16,94}$	—	$\frac{0,61}{3,20}$	—	$\frac{19,83}{63,90}$	$\frac{—}{3,24}$
8	$\frac{14,23}{—}$	—	$\frac{1,05}{0,34}$	$\frac{1,05}{4,11}$	$\frac{4,51}{21,81}$	$\frac{9,03}{2,72}$	$\frac{59,89}{6,50}$	$\frac{0,98}{—}$	$\frac{0,41}{13,02}$	—	$\frac{8,84}{48,14}$	$\frac{—}{3,36}$
9	$\frac{6,66}{3,08}$	$\frac{0,17}{0,42}$	$\frac{1,10}{—}$	$\frac{1,09}{—}$	$\frac{5,09}{—}$	$\frac{7,84}{6,31}$	$\frac{47,4}{56,18}$	$\frac{1,16}{—}$	$\frac{1,20}{—}$	$\frac{2,18}{32,28}$	$\frac{26,09}{1,72}$	—

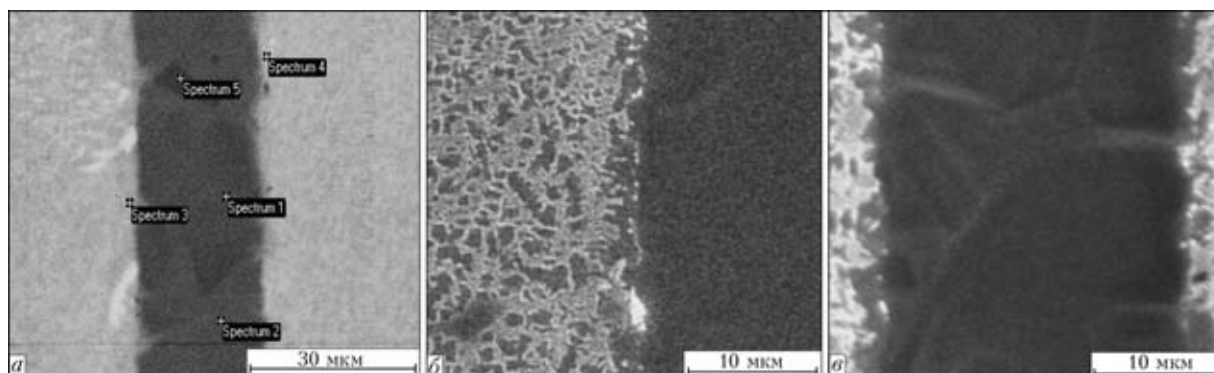


Рис. 7. Микроструктура различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки интерметаллида Ni₃Al: а — общий вид сварного соединения; б, в — различные участки переходной зоны

Т а б л и ц а 3. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки Ni₃Al

Номер зоны	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
1	11,71	—	—	—	—	88,29	—	—	—	—
2	12,08	—	—	—	—	87,92	—	—	—	—
3	5,98	0,66	0,79	3,20	6,98	68,33	0,91	1,2	10,44	1,51
4	5,05	0,62	0,72	3,81	8,02	67,79	0,36	0,7	11,28	1,65

рассмотренных выше случаев сварное соединение состоит из четко определенных зон исходного материала и материала промежуточной прослойки. Следует отметить, что в сварном соединении, полученном с использованием кристаллического интерметаллида Ni₃Al, хотя и в наноструктурном состоянии, при кратковременном нагреве не было обнаружено следов взаимной диффузии легирующих элементов.

Таким образом, анализируя данные, представленные на рис. 4–6, можно прийти к заключению, что использование при диффузионной сварке в качестве материала промежуточной прослойки металла системы Ni–Al определенного структурного состояния позволяет получить качественное соединение. При этом на температурно-временные условия диффузионной сварки особое влияние оказывает не столько химический состав материала прослойки, сколько его структурное состояние.

При диффузионной сварке с использованием в качестве промежуточной прослойки кристаллической пленки интерметаллида Ni₃Al для получения соединения требуются более высокая температура и более длительное время выдержки, чем при сварке с использованием многослойной полученной напылением поэлементной пленки системы Ni–Al того же химического состава. По-видимому, в последнем случае протекание низкотемпературного экзотермического взаимодействия никеля и алюминия в многослойной пленке на стадии нагрева приводит к активации диффузионных процессов, что позволяет выполнять соединения определенным образом структурирован-

ных материалов без нарушения их фазового состава, структурной и кристаллографической ориентации и с сохранением свойств исходного материала.

Выводы

1. Условия формирования соединения при диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов на основе упрочняющей γ'-фазы с использованием промежуточной прослойки определяются не столько химическим составом ее материала, сколько его структурным состоянием. Использование в качестве промежуточного слоя многослойной пленки системы Ni–Al позволяет получить качественное сварное соединение.

2. При диффузионной сварке с использованием многослойной прослойки системы Ni–Al или легкоплавкую прослойку Ni_xAl_yCe_zSc_v, уже в процессе сварки наблюдается взаимная диффузия легирующих элементов. Последующий отжиг приводит практически к равномерному распределению легирующих элементов по сечению сварного соединения.

3. Использование в качестве промежуточного слоя кристаллического интерметаллида Ni₃Al в наноструктурном состоянии дает возможность получить соединение при диффузионной сварке в твердой фазе.

1. Колобов Ю. Р. Диффузия и свойства наноструктурных материалов // 15-я Междунар. конф. «Физика прочности и пластичности материалов», Тольятти, 30 сент.–3 окт. 2003 г. — Тольятти: ТолГУ, 2003. — С. 93.
2. Аморфные и нанокристаллические структуры в никелиде титана, полученные при нитевидной пластической де-



- формации и последующем нагреве / В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, В. П. Пилюгин, В. М. Гундарев // Физ. мет. и металловедение. — 2004. — 97, № 1. — С. 55–63.
3. *Sputter deposited nanocrystalline Ni–25Al alloy thin films and Ni/Ni₃Al multilayers*/ R. Benerjee, I. B. Thompson, P. M. Anderson, H. L. Frazer // *Thin Solid Films*. — 2003. — 424, № 1. — P. 93–98.
4. Фролов К. В., Троицкий О. А., Борисов Ю. В. Металл можно месить как тесто (Возможности новых критических технологий) // *Металлургия машиностроения*. — 2003. — № 5. — С. 38–39.

In joining the structurally-oriented or single-crystal high-temperature nickel alloys, it is necessary to retain the structural and crystallographic orientation of the initial material to the maximum degree in the welded joint to preserve their service properties, which is achieved in solid-phase welding, for instance diffusion bonding. The paper considers the possibility of using Ni-Al alloy films with different structural conditions as the interlayer in diffusion bonding of the above alloys: nano-structured crystalline monoliths of Ni₃Al and NiAl₃ intermetallics, obtained by the method of super-fast solidification and vapour-phase deposition, as well as multi-layer films, consisting of individual layers of nickel and aluminium. It is established that use of films in the nano-structured condition as interlayer allows intensifying the process of diffusion bonding of nickel alloys.

Поступила в редакцию 04.07.2006

НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

23 октября 2006 г. в Харькове под председательством проф. А. Н. Туренко состоялась научно-методическая конференция «Сучасні технології виробництва деталей: досягнення та проблеми». Организаторами конференции выступили Министерство образования и науки Украины, а также Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет (ХНАДУ), на базе которого проходила конференция.

Конференция была посвящена 95-летию со дня рождения профессора, заслуженного деятеля науки и техники Украины А.М. Петриченко а также 75-летию кафедры технологии металлов и материаловедения (ТМ и М) ХНАДУ. Кафедра является одной из лучших профильных кафедр Украины. В становление и развитие кафедры внесли существенный вклад ученые А.М. Петриченко (заведовал кафедрой на протяжении 38 лет), С. С. Дьяченко, Л. А. Солнцев, М. В. Мажаров, Л. А. Тимофеева, В. И. Мощенок (нынешний зав. кафедрой) и др.

Конференция включала работу следующих секций:

- ✓ проблемы современного материаловедения (руководитель — проф. Дьяченко С. С.); новые технологические процессы изготовления отливок (руководитель — проф. Гладкий И. П.);
- ✓ достижения современного металлургического производства (руководитель — проф. Любченко А. П.);
- ✓ прогрессивные процессы обработки металлов резанием (руководитель — проф. Коломиец В. В.);
- ✓ современные материалы и технологии сварочного производства (руководитель — проф. Тимофеева Л. А.);
- ✓ методические аспекты разработки учебника нового поколения по технологии конструкционных материалов и материаловедению (руководитель — проф. Мощенок В. И.).

Конференцию открыл Председатель оргкомитета А. Н. Туренко, ректор ХНАДУ, который поздравил ее участников с началом работы конференции и пожелал плодотворного обмена научным, методическим и практическим опытом, а также установления новых перспектив сотрудничества.

В работе конференции приняли участие свыше 40 специалистов в области материаловедения, металлургии, литейного производства, обработки металлов резанием, сварочного производства, а также преподаватели профильных дисциплин, докторанты и аспиранты из НИИ, университетов, академий, предприятий машиностроения и металлургии Украины и России.

На конференции были заслушаны доклады по результатам преимущественно прикладных исследований, а также доклады специалистов НИИ и промышленных предприятий по их совместным разработкам, в т. ч. в области сварочного производства. Всего было заслушано 36 докладов.

Во время работы конференции состоялась презентация учебника по технологии конструкционных материалов и материаловедению над созданием которого работали сотрудники профильных кафедр 21 высшего учебного заведения Украины. Его разработкой руководил В. И. Мощенок. Сам учебник включает несколько тысяч страниц иллюстрированного текстового материала, 150 видеофильмов и отвечает Международным стандартам высшей школы.

Конференция способствовала консолидации усилий на внедрение новых научных достижений и методических разработок в учебный процесс, укреплению деловых связей между учеными, работающими в НИИ, на производстве и в высшей школе. Определены перспективные направления дальнейшего сотрудничества.