



УДК 621.791.4:539.378.3

ДИФфуЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ПРОСЛОЙКИ НИКЕЛЯ

**А.И. УСТИНОВ, Ю.В. ФАЛЬЧЕНКО, Т.В. МЕЛЬНИЧЕНКО,
Л.В. ПЕТРУШИНЕЦ, К.В. ЛЯПИНА, А.Е. ШИШКИН**

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На примере нержавеющей стали X18H10T изучены особенности формирования неразъемных соединений методом диффузионной сварки через промежуточную прослойку на основе пористого никеля, полученного вакуумным осаждением из паровой фазы. Показано, что применение пористых вакуумных конденсаторов никеля способствует снижению температурно-силовых параметров диффузионной сварки (температура сварки 800 °С + циклическая нагрузка с амплитудой 20 МПа). Такое влияние промежуточной прослойки на условия получения сварных соединений связывается со сверхпластичным поведением пористого никеля и его неравновесной структурой (малым размером зерен и наличием дефектов вакансионного типа). Установлено, что в процессе диффузионной сварки наблюдается залечивание пор в промежуточной прослойке и активируются диффузионные процессы между прослойкой и нержавеющей сталью. В результате этого формируется бездефектная зона соединения на основе никеля, легированного железом и хромом с прочностными свойствами, незначительно отличающимися от основного металла. Библиогр. 18, рис. 6.

Применение пластичных («мягких») прослоек, обладающих низким, по сравнению со свариваемым материалом, пределом текучести, способствует снижению температуры и давления, необходимых для получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки в вакууме [1]. В качестве материалов для промежуточных прослоек применяют, как правило, такие металлы, как золото, серебро, никель, медь и алюминий, в виде фольг, порошков, покрытий, наносимых на соединяемые поверхности гальваническим методом или вакуумным напылением.

Применение «мягких» промежуточных прослоек при сварке твердых материалов объясняется тем, что условия для реализации диффузионной сварки при относительно низких температурно-силовых параметрах процесса являются благоприятными для установления физического контакта свариваемых поверхностей и активизации в них диффузионных процессов. Такое влияние промежуточных прослоек связано с тем, что их повышенная пластичность, по сравнению со свариваемым материалом, приводит к пластической деформации при более низких нагрузках, в результате чего происходит заполнение микронеровностей соединяемых поверхностей, что способствует их пластической деформации благодаря контактному взаимодействию с прослойкой.

В работе [2] показано, что распределение напряжений в прослойке неравномерно. В центральной части сварного соединения они определяются главным образом нормальной составляющей, а с удалением от центра соединения увеличивается тангенциальная составляющая напряжения.

Пластическое течение прослойки под действием тангенциальной составляющей напряжений создает необходимые условия для получения неразъемных соединений при минимальных температурно-силовых параметрах процесса, преимущественно по периферии контактной поверхности. Выравнивание условий получения соединения по всей свариваемой поверхности достигается при снижении предела текучести материала прослойки. Считается, что для формирования полного физического контакта на всей свариваемой поверхности необходимо пластически деформировать прослойку не менее чем на 5...10 % от ее первоначальной толщины.

Как показано в работах [3, 4], интенсифицировать пластическое течение материала прослойки при определенных температурно-силовых параметрах можно, например, путем использования в качестве прослойки «перфорированной» фольги, металлической сетки и т.п.

Получению сварных соединений в процессе диффузионной сварки через промежуточную прослойку может способствовать и измельчение зерна, так как с увеличением плотности границ зерен диффузионные процессы значительно ускоряются, поскольку коэффициент диффузии по границам зерен на несколько порядков больше, чем по объему зерна [5].

Эффективность применения пористых высокодисперсных материалов в качестве промежуточных прослоек показана в работе [6] на примере ультрадисперсных порошковых прослоек, полученных путем восстановления формиатов никеля, меди, кобальта.



Следует заметить, что применение промежуточных прослоек, как правило, сопровождается изменением химического состава в зоне соединения, что может отрицательно сказаться на коррозионных и физических свойствах изделия. Для снижения такого влияния толщину промежуточных прослоек стараются минимизировать. Вместе с тем оказалось, что такие возможности ограничены. Это обусловлено тем, что с уменьшением толщины промежуточной прослойки резко возрастает ее предел текучести.

Для снижения предела текучести тонких фольг (10...20 мкм) их необходимо нагревать до температуры, при которой материал прослойки становится сверхпластичным, а это приводит к повышению температуры сварки. Учитывая, что структурная сверхпластичность связана с действием в материале механизма пластической деформации путем проскальзывания зерен, факторы, способствующие реализации этого механизма деформации, будут приводить к снижению температуры перехода материала в сверхпластичное состояние. К таким факторам в первую очередь относятся измельчение зерен и наличие пор.

Известно, что тонкие фольги (10...20 мкм) на основе пластичных металлов могут быть получены путем вакуумного осаждения из паровой фазы [7], а изменяя условия их осаждения, можно варьировать размер зерен и характеристики пористой структуры [8]. Можно предположить, что такая структура фольги будет способствовать снижению температуры перехода ее в сверхпластичное состояние и уменьшению напряжения пластического течения. Применение таких фольг в качестве промежуточных прослоек может обеспечить снижение температурно-силовых параметров диффузионной сварки. Для изучения такой возможности в работе на примере нержавеющей стали марки X18H10T исследованы условия получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки через промежуточные прослойки на основе пористой фольги никеля, полученной методом электронно-лучевого вакуумного осаждения.

Условия получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки без применения промежуточной прослойки изучены в ряде работ [9–11]. Так в работе [9] было установлено, что оптимальные характеристики сварных соединений сплава Э10 и стали 12X18H10T получаются при температуре сварки $T = 1100$ °С, удельном давлении $P = 15$ МПа и длительности выдержки 10...15 мин. В работе [10] сварку стали 1X18H9T проводили при $T = 1100$ °С, $P = 25$ МПа и продолжительности 10 мин.

По данным работы [11] для сохранения структуры аустенита сварку сталей типа 18-8 (18 % Cr

и 8 % Ni) рекомендуется проводить при температурах ниже точки аустенитного превращения и минимизировать время сварки. Основываясь на этом был предложен режим сварки: $T = 1000$ °С, $P = 20$ МПа, продолжительность процесса 10 минут. В ходе сварки структура металла изменяется за счет внутриверной и межверной ползучести, а также процессов диффузионного характера. Повышение давления существенно увеличивает скорость ползучести, усиливает межверную ползучесть и рост зерен в соединении, что интенсифицирует рекристаллизационные процессы. При диффузионной сварке аустенитных сталей для получения соединений с оптимальными свойствами необходимо обеспечить благоприятные условия для развития рекристаллизации, но при этом отмечается, что чрезмерный рост зерна и перераспределение примесей приводят к снижению ударной вязкости соединений.

Материалы и методы исследования. Диффузионную сварку образцов стали 12X18H10T проводили в свободном состоянии в вакууме с помощью установки У-394М, принципиальная схема которой описана в работе [12]. Параметры процесса сварки были следующие: температуру сварки изменяли в диапазоне $T_{\text{св}} = 800...1100$ °С, продолжительность сварки — $t_{\text{св}} = 5...20$ мин, сварочное давление — $P_{\text{св}} = 10...20$ МПа, вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па. Для интенсификации образования физического контакта соединяемых поверхностей в соответствии с работой [13] в ряде случаев при сварке применяли циклическое приложение давления сжатия. Нагрузку к деталям прикладывали по схеме: $P = 20$ МПа, $t = 3$ мин, разгрузка до $P = 5$ МПа продолжительностью $t = 1$ мин. Общее количество циклов составляло 5.

Тонкие фольги никеля получены путем электронно-лучевого вакуумного осаждения по методике, детально описанной в работе [14].

Анализ структурных характеристик фольги и сварных соединений проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа CAMSCAN 4, оснащенного системой энергодисперсионного анализа EDX INCA 200 для локального химического состава на плоских образцах. Для этого по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального оборудования фирмы «Struers» были приготовлены шлифы поперечного сечения фольг и сварных соединений. Оценку пористости фольги проводили с использованием компьютерного метода анализа изображения микроструктуры.

Деформационное поведение тонких фольг в процессе нагрева в условиях постоянно действующих растягивающих нагрузок, величина которых была соизмерима с касательными напряжениями



ями, возникающими в промежуточной прослойке в процессе диффузионной сварки (порядка 1/10 от приложенного давления), оценивали с помощью дилатометрической установки, оснащенной специальным устройством [15].

Механические свойства сварных соединений оценивали методом автоматического индентирования плоскости поперечного сечения сварных соединений с записью диаграммы нагружения и разгрузки индентора на установке «Микрон-гамма» [15].

Результаты и обсуждение. На рис. 1 представлена характерная микроструктура поперечного сечения фольги пористого никеля, полученной электронно-лучевым осаждением из паровой фазы. Видно, что микроструктура фольги после осаждения (рис. 1, *a*) характеризуется столбчатой структурой зерен, на границе которых наблюдаются открытые поры вытянутой формы, проходящие через всю толщину фольги. Низкая температура осаждения ($< 0,3T_{пл}$) приводит к формированию фольги в структурно-не-

равновесном состоянии, характеризующемся вытянутыми зернами, поперечное сечение которых составляет порядка 2...3 мкм, и повышенной концентрации вакансий.

Предел текучести пористых фольг оценивали из данных об их микротвердости, как $1/3H_{\mu}$ [17]. Оказалось, что с увеличением пористости предел текучести фольги при комнатной температуре уменьшается с 600 МПа для бездефектной никелевой фольги, полученной вакуумным осаждением из паровой фазы, до 300 МПа — для никелевой фольги с пористостью 25 об. %.

Исследования деформационного поведения пористой фольги никеля при нагреве, в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (порядка 2...4 МПа), показали, что скорость пластического течения фольги немонотонно зависит от температуры. Как видно из рис. 2, *a* скорость деформации фольги до 400...450 °С остается на уровне коэффициента термического расширения никеля (растягивающие напряжения

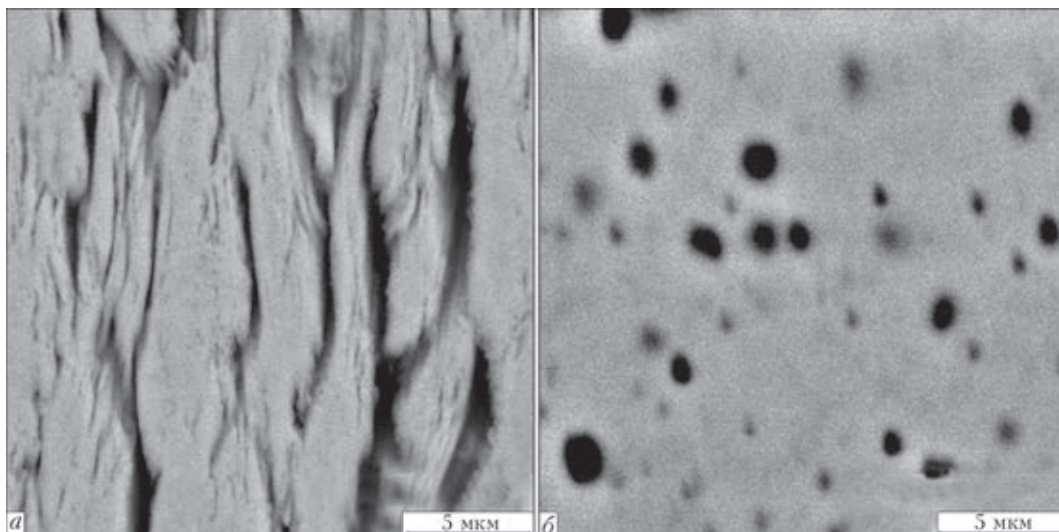


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения пористой фольги никеля с объемной долей пор 25 %: *a* — после осаждения; *б* — после отжига при 600 °С в течение 20 мин

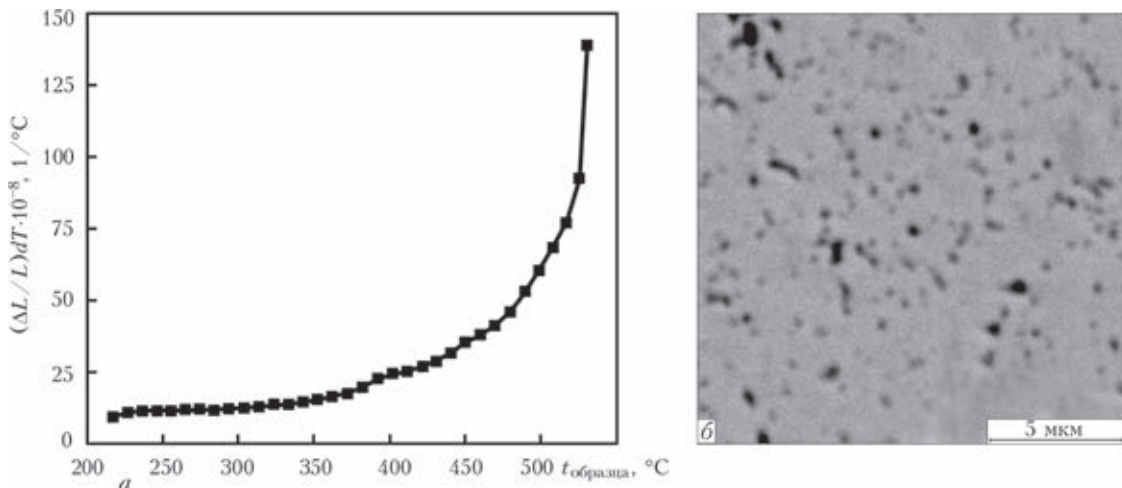


Рис. 2. Температурная зависимость скорости деформации фольги никеля (пористость 23 об. %) при нагреве в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (4 МПа) (*a*) и микроструктура фольги после деформации (*б*)

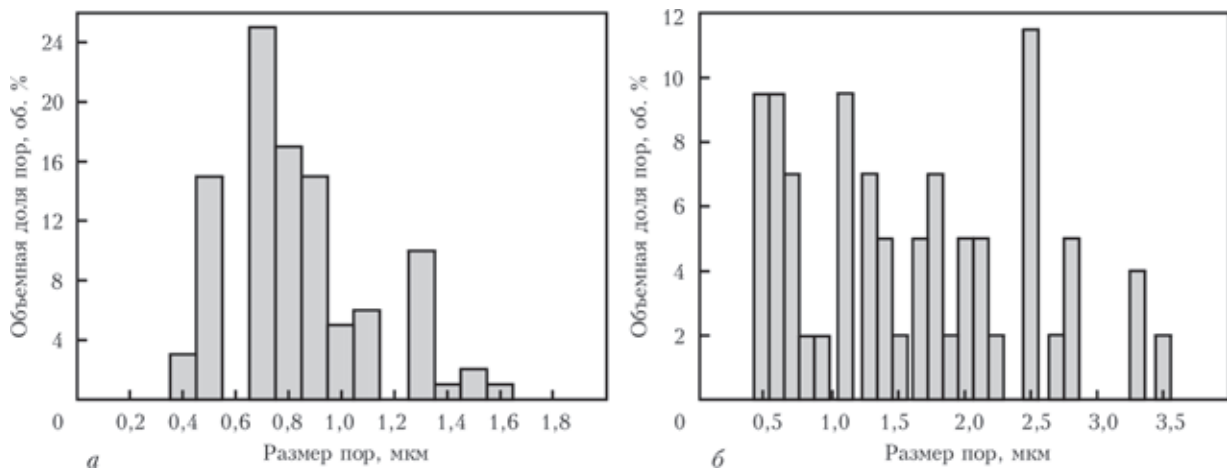


Рис. 3. Распределение пор по размерам в фольге никеля после нагрева до 600 °С в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (а) и после отжига при 600 °С в течение 20 мин (б)

ниже предела текучести фольги). При повышении температуры фольги скорость ее деформации начинает непрерывно возрастать, что связано с ее пластической деформацией. В области 550...600 °С зависимость скорости деформации от температуры фольги становится экспоненциальной, что свидетельствует о переходе ее в сверхпластичное состояние.

Следует отметить, что в процессе сверхпластического течения структура фольги претерпевает качественные изменения — пористая структура открытого типа изменяется на пористую структуру закрытого типа (рис. 2, б). Это сопровождается уменьшением пористости фольги с 25 до 18 об. %. При этом размер пор также существенно уменьшается.

Для выяснения факторов, которые оказывают влияние на эволюцию пор в процессе ее сверхпластического течения, были исследованы микроструктуры пористой фольги после ее отжига при температуре 600 °С в свободном состоянии (без наложения нагрузки). Видно (рис. 1, б), что в процессе отжига в фольге протекают структурные превращения, которые, сопровождаются изменением ее пористой структуры — поры становятся закрытыми и приобретают форму сфер, пористость уменьшается до 18 об. %.

Однако в отличие от пористой структуры фольги после ее пластической деформации по механизму сверхпластического течения, для которой характерно узкое распределение пор по размерам (рис. 3, а), пористая структура отожженной фольги имеет более широкое распределение пор по размерам (от долей микрона до нескольких микрон) (рис. 3, б). Можно предположить, что формирование пористой структуры фольги в процессе ее отжига является следствием протекания в ней различных процессов. Одни из них связаны с уменьшением свободной поверхности открытой пористости. Вследствие этого происходит ее

эволюция, приводящая к залечиванию открытых пор, в результате чего формируются относительно крупные поры закрытого типа. Другие процессы могут быть связаны с релаксацией избыточных вакансий, которые свойственны вакуумным конденсатам, полученным при температурных условиях, когда диффузионная подвижность атомов ограничена (при $T_0 < 1/3T_{пл}$, где T_0 — температура осаждения, $T_{пл}$ — температура плавления никеля), которые сопровождаются их объединением в комплексы с последующей трансформацией в поры. Результатом этих процессов может быть образование пор закрытого типа относительно малого (субмикронного) размера.

Отсутствие крупных пор в фольге после сверхпластического течения позволяет предположить, что пластическая деформация способствует залечиванию крупных пор, тогда как более мелкие поры сохраняются. Согласно [18], присутствие пор в материале является необходимым условием реализации его сверхпластического течения по механизму проскальзывания зерен.

Таким образом, пластическое течение пористой фольги никеля при относительно низких температурах нагрева может быть связано с наличием открытой пористости и структурными изменениями в материале фольги, обусловленными релаксацией избыточных вакансий, перестройкой открытой пористой структуры в закрытую и процессами коалесценции и залечивания пор, что должно способствовать не только снижению ее температуры перехода в сверхпластичное состояние, но и интенсификации в ней диффузионных процессов.

На рис. 4, а показана микроструктура сварного соединения образцов нержавеющей стали, выполненного методом диффузионной сварки давлением при температуре 1100 °С без использования промежуточной прослойки.

Видно, что сварные соединения, выполненные без промежуточной прослойки, характеризуются

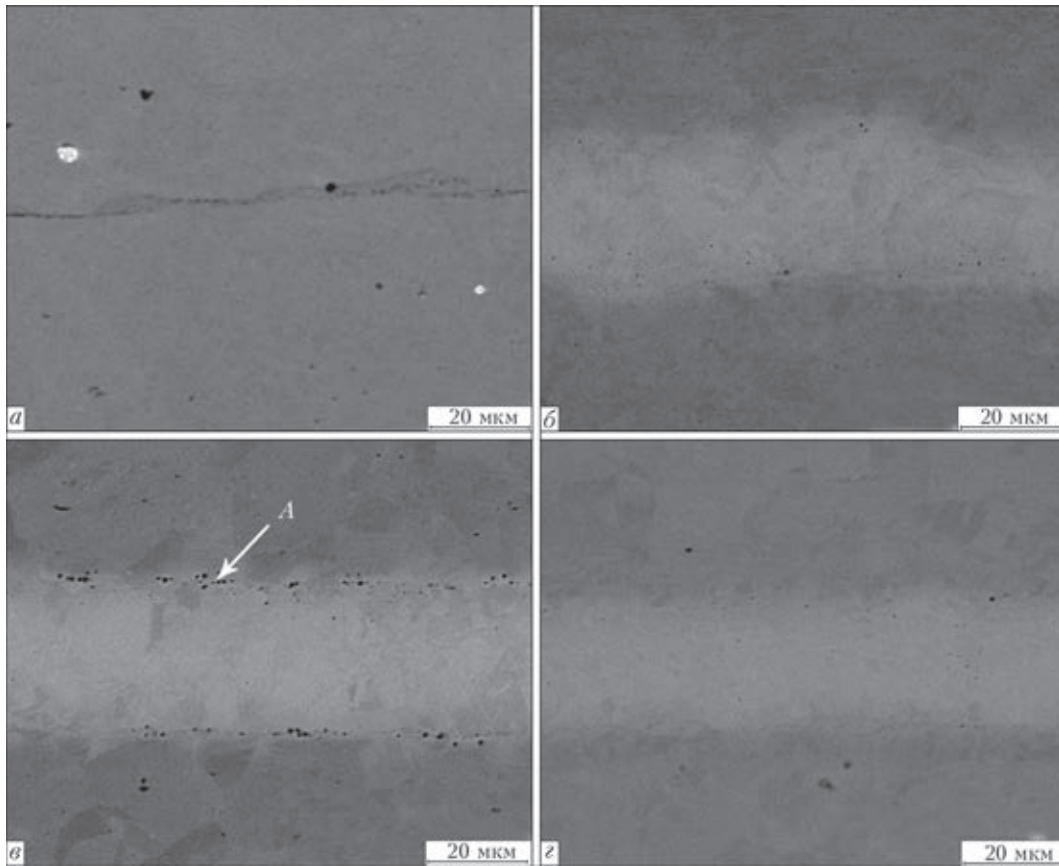


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения образцов нержавеющей стали, полученных диффузионной сваркой: при режиме сварки $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$ без промежуточной прослойки (а); при режиме сварки $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$ с использованием промежуточной прослойки пористого никеля (б), с использованием промежуточной прослойки пористого никеля, предварительно отожженной при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 20 мин (в); при режиме сварки $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$ +циклическое нагружение с использованием промежуточной прослойки пористого никеля (г)

наличием в зоне соединения дефектов в виде микронесплошностей и пор, что является следствием плохого физического контакта поверхностей свариваемых образцов.

Диффузионная сварка образцов из нержавеющей стали через промежуточную прослойку из пористого никеля позволяет снизить температуру сварки до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и обеспечить формирование бездефектной зоны соединения. На рис. 4, б показана

микроструктура зоны соединения, полученного с использованием пористой фольги никеля толщиной $25\text{ }\mu\text{m}$. Видно, что в области стыка отсутствуют дефекты и несплошности. Граница между поверхностью фольги и сталью размыта, что свидетельствует о протекании в этой зоне диффузионных процессов, а контуры шероховатости стальной поверхности огибает поверхность фольги. Это является свидетельством пластической

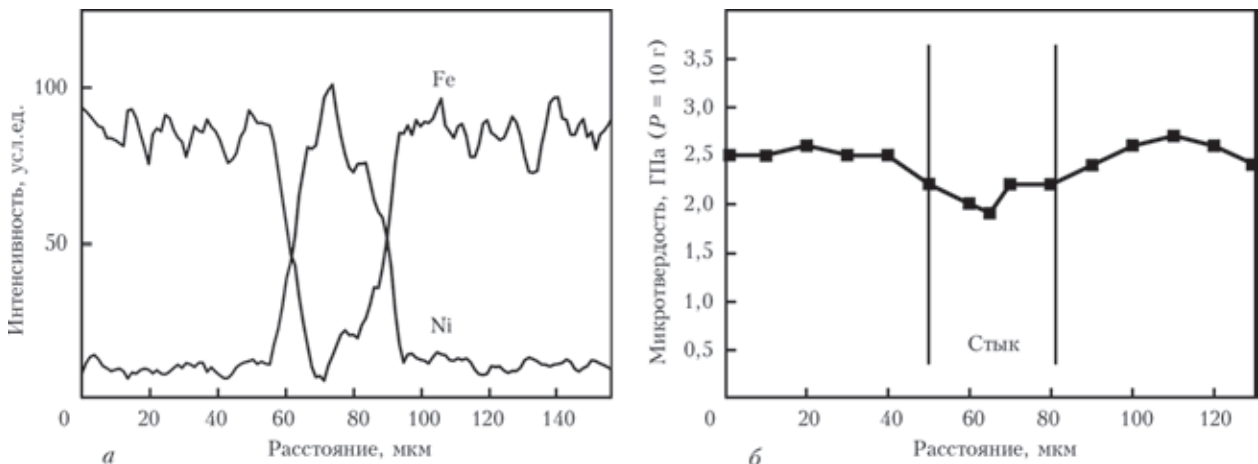


Рис. 5. Распределение Ni и Fe в зоне соединения нержавеющей стали, выполненного диффузионной сваркой через промежуточную прослойку пористого никеля при режиме $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$ (а) и соответствующее распределение микротвердости (б)



деформации фольги под действием приложенной нагрузки, а наличие диффузионной зоны на границе этих поверхностей — об установлении физического контакта между ними и диффузионном

взаимодействии между контактирующими поверхностями. Об интенсивном протекании диффузионных процессов в зоне соединения свидетельствует и распределение никеля и железа в области стыка (рис. 5, а) — в промежуточной прослойке никеля присутствуют элементы, входящие в состав нержавеющей стали (2,5 % Fe и 1,1 % Cr).

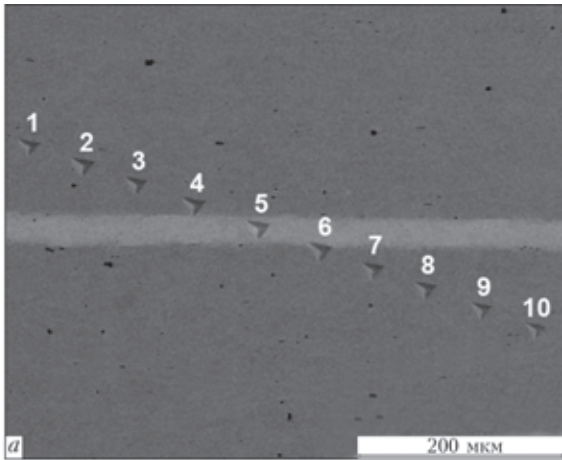
Обращает на себя внимание и тот факт, что в зоне соединения поры отсутствуют. Поскольку процессам диффузии атомов из стали в прослойку и залечиванию пор может способствовать неравновесная структура фольги, обусловленная избыточными вакансиями, была выполнена диффузионная сварка образцов стали в аналогичных условиях ($T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$) с использованием в качестве промежуточной прослойки пористой фольги никеля, предварительно отожженной при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 20 мин. Видно (рис. 4, в), что в этом случае на границе раздела фольга/сталь формируются поры и несплошности (А).

Такая структура сварного соединения может быть следствием как изменения пористой структуры фольги, так и более низкой концентрации в ней избыточных вакансий.

Оба фактора могут оказывать влияние как на сверхпластичное течение фольги под действием приложенного давления, так и на диффузионные процессы в зоне соединения, что в свою очередь влияет на установление физического контакта между свариваемыми поверхностями (фольги и стали) и диффузионного взаимодействия между ними. Поэтому формирование в процессе предварительного отжига пористой фольги с более равновесной формой пор и частичная релаксация избыточных вакансий (путем их объединения в нанопоры) ухудшает структуру сварного шва.

Механические свойства соединения оценивали методом автоматического индентирования поперечного сечения с использованием прибора «Микрон-Гамма» при нагрузке 40 г, со скоростью нагружения индентора 4 г/с. Для увеличения диапазона измерений индентирование проводили вдоль линии, ориентированной под углом $20...25^{\circ}$ к зоне соединения (рис. 6, а).

В таблице (рис. 6, б) приведены результаты измерений, где выделенная строка отображает свойства материала в области стыка. Анализ результатов измерения показал, что механические свойства зоны стыка практически не отличаются от свойств стали. Так, в области стыка отмечено незначительное снижение микротвердости материала (рис. 5, б). Близкие значения модуля упругости, микротвердости и коэффициента пластичности $K_{\text{пласт}}$ стали и материала в области стыка свидетельствуют о формировании практически равнопрочного соединения.



№	P , г	V , г/с	H [Мейер]	E , ГПа	K пласт.
1	40,0	4,0	2,418	211,6	0,947
2	40,0	4,0	2,055	165,9	0,947
3	40,0	4,0	1,853	163,6	0,947
4	40,0	4,0	1,895	192,2	0,954
5	40,0	4,0	2,135	205,3	0,952
6	40,0	4,0	1,878	183,3	0,962
7	40,0	4,0	2,197	176,0	0,942
8	40,0	4,0	1,842	183,3	0,953
9	40,0	4,0	2,121	190,8	0,949
10	40,0	4,0	2,140	188,9	0,947

б

№	P , г	V , г/с	H [Мейер]	E , ГПа	K пласт.
1	40,0	4,0	2,315	185,0	0,943
2	40,0	4,0	2,158	177,7	0,944
3	40,0	4,0	2,348	192,8	0,944
4	40,0	4,0	2,617	203,2	0,941
5	40,0	4,0	2,148	189,1	0,948
6	40,0	4,0	2,353	190,6	0,943
7	40,0	4,0	2,333	188,3	0,943
8	40,0	4,0	1,976	172,0	0,947
9	40,0	4,0	2,014	162,2	0,943
10	40,0	4,0	2,341	187,7	0,943

в

Рис. 6. Результаты автоматического индентирования зоны соединения образцов нержавеющей стали, полученного с использованием промежуточной фольги пористого никеля: а — отпечатки, полученные при индентировании; б — режим сварки $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$; в — режим сварки $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 20\text{ МПа}$ + циклическое нагружение. P — нагрузка, гр; V — скорость нагружения, г/с; H — значение микротвердости по Мейеру, ГПа; E — модуль Юнга, ГПа; $K_{\text{пласт}}$ — коэффициент пластичности. Выделенная строка соответствует области стыка, отмеченная номером 5



Оказалось, что при переходе от статической нагрузки в процессе сварки к циклической (чередование наложения нагрузки с разгрузкой), можно дополнительно активизировать диффузионные процессы в зоне соединения. Вследствие этого, температура сварки может быть снижена на 100 °С. На рис. 4, *з* представлена микроструктура зоны соединения, полученного при 800 °С в условиях циклической нагрузки. Вместе с тем следует отметить, что при снижении температуры сварки несколько замедляется рост структурных элементов в области стыка — пор и зерен.

Таким образом, на примере нержавеющей стали показано, что применение в качестве промежуточной прослойки пористой фольги никеля, полученной вакуумным осаждением из паровой фазы, позволяет снизить температурно-силовые параметры диффузионной сварки по сравнению с режимами диффузионной сварки без применения промежуточной прослойки.

Выводы

Пористая структура фольг никеля, полученных вакуумным осаждением из паровой фазы, характеризуется низкой температурой перехода в сверхпластичное состояние, что связано не только с наличием пор открытого типа, но и неравновесным состоянием структуры фольги, которая может быть обусловлена наличием в вакуумных конденсатах избыточных вакансий.

Применение в качестве промежуточных прослоек пористой фольги никеля при диффузионной сварке нержавеющей стали позволяет получить бездефектные соединения с малой толщиной зоны стыка при пониженных температурно-силовых параметрах сварки (температура сварки — 800 °С, циклическая нагрузка с амплитудой 20 МПа).

Влияние пористой структуры фольги никеля на параметры диффузионной сварки связано с особенностями ее деформационного поведения, обусловленного снижением предела текучести при переходе фольги в сверхпластичное состояние и активизацией диффузионных процессов в зоне соединения. Пластическое течение фольги в процессе сварки обеспечивает установление физического контакта свариваемой поверхности и прослойки, а

релаксация неравновесного состояния фольги активизирует диффузионное взаимодействие между ними и способствует залечиванию пор.

1. Мусин Р.А., Анциферов В.Н., Квасницкий В.Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 207с.
2. Бакии О.А. О напряженном состоянии мягких прослоек в сварных соединениях при растяжении (сжатии) // Сб. тр. Черниговского политехнического института. Вопросы сварочного производства. — 1965. — № 33-35. — 36 С.
3. Мусин Р.А., Лямин Я.В. Применение перфорируемых прокладок при диффузионной сварке // Свароч. пр-во. — 1991. — № 2. — С. 2–4.
4. А. с. 1463415 СССР, МКИ В 23 К20/16. Способ сварки давлением с подогревом / Я.В. Лямин, Э.С. Каракозов, Р.А. Мусин. — Опубл. 30.01.89. — Бюл. № 4.
5. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 195 с.
6. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных металлов. — М.: Академия, 2006. — 208с.
7. Мовчан Б.А. Неорганические материалы, осажденные из паровой фазы в вакууме // Современное материаловедение 21 века. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 318–332.
8. Влияние температуры подложки на формирование пористой структуры нержавеющей стали при ее совместном осаждении с парами NaCl и KCl / А.И. Устинов, К.В. Ляпина, Т.В. Мельниченко, А.А. Некрасов // Современ. электротехнология. — 2008. — № 1. — С. 1–13.
9. Новиков В.Г. Разработка технологии диффузионной сварки в вакууме корпусов электромагнитов // Сб. науч. тр. 7 Всесоюз. науч.-техн. конф. «Диффузионное соединение в вакууме металлов, сплавов и неметаллических материалов». — М., 1973. — С. 102–106.
10. Гельман А.С., Большаков М.В. Влияние оксидных пленок на формирование соединений при сварке металлов давлением // Свароч. пр-во. — № 10. — 1967. — С. 23–26.
11. Козаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
12. Конюшков Г.В., Копылов Ю.Н. Диффузионная сварка в электронике. — М.: Энергия, 1974. — 168 с.
13. Устинов А.И., Ляпина К.В., Мельниченко Т.В. Закономерности формирования пористой структуры нержавеющей стали при ее осаждении из паровой фазы в присутствии паров хлористого натрия // Спец. электротехнология. — 2005. — № 4. — С. 23–28.
14. Исследование фазовых превращений и пластических деформаций при непрерывном нагреве многослойной фольги Al/Cu / А.И. Устинов, Я.И. Матвиенко, С.С. Полищук, А.Е. Шишкин // Автомат. сварка. — 2009. — № 10. — Р. 29–34.
15. Уравнение индентирования / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, Н.А. Мамека // Доп. Нац. академії наук України. — 2007. — № 12. — С. 100–106.
16. Cahoon J.R., Broughton W.H., Kutzak A.R. The determination of yield strength from hardness measurements // Metallurgical Transactions. — 1971. — 2, № 7. — P. 1979-1983.
17. Механизмы развития зернограничных пор и локальная неоднородность деформации в условиях сверхпластического течения / Р.И. Кузнецова, В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова. // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — 17, № 8. — С. 64–72.

Поступила в редакцию 23.03.2015