

А. В. ЛЮШИНСКИЙ

ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Учебное пособие
для студентов высших учебных заведений*

УДК 621.791(075.8)
ББК 35.113я73
Л969

Рецензенты:

зав. кафедрой МГТУ им. Н.Э. Баумана, д-р техн. наук, проф. *В.А. Шахов*;
профессор кафедры «Материаловедение и технология обработки материалов»
РГТУ им. К.Э. Циолковского (МАТИ), канд. техн. наук *Н.А. Трифонова*

Люшинский А. В.

Л969 Диффузионная сварка разнородных материалов : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / А. В. Люшинский. — М. : Издательский центр «Академия», 2006. — 208 с.

ISBN 5-7695-2294-1

Рассмотрены направления развития технологии диффузионной сварки металлических и неметаллических материалов. Изложены теоретические основы взаимодействия разнородных материалов с промежуточными слоями из ультрадисперсных порошков металлов и их смесей. Приведено описание процесса получения высокоактивных энергонасыщенных слоев методом термического разложения металлоорганических солей.

Рассмотрены технологии диффузионной сварки конкретных материалов. Представлены сведения о современном сварочном оборудовании и специализированной технологической оснастке.

Для студентов высших учебных заведений. Может быть полезно специалистам сварочного производства.

УДК 621.791(075.8)
ББК 35.113я73

*Оригинал-макет данного издания является собственностью
Издательского центра «Академия», и его воспроизведение любым способом
без согласия правообладателя запрещается*

© Люшинский А. В., 2006
© Образовательно-издательский центр «Академия», 2006
© Оформление. Издательский центр «Академия», 2006

ISBN 5-7695-2294-1

ВВЕДЕНИЕ

Научно-технический прогресс XXI в. будет обусловлен не только созданием новых материалов и наукоемких технологий их обработки, но и дальнейшим совершенствованием основополагающих технологических решений, предложенных ранее, и оборудования для их реализации.

Сварка относится к тем технологиям, которые применяются почти во всех отраслях промышленности, и особенно широко при изготовлении деталей, узлов и сборочных единиц в производстве продукции машиностроения, авиации, космонавтики, энергетики, ядерной техники, приборов различного назначения и т. д. Эта технология позволяет изготавливать сложные узлы из деталей, полученных литьем, прессованием, механической обработкой и другими способами. Благодаря сварке появилась возможность создавать неразъемные соединения деталей из разнородных металлов и сплавов, а в ряде случаев и неметаллических материалов, отличающихся друг от друга физико-химическими и механическими свойствами.

Согласно принятой классификации все виды сварки подразделяются на сварку плавлением, при осуществлении которой соединяемые материалы разогревают до температуры плавления или несколько более высокой температуры, и сварку в твердой фазе (без расплавления соединяемых материалов).

В конце 1950-х гг. в СССР было выдано авторское свидетельство на «способ соединения керамических и металлических деталей, например режущих пластин с державками, отличающийся тем, что его осуществляют в вакууме, обеспечивая взаимную диффузию атомов и молекул соединяемых материалов». Этот способ — одна из разновидностей сварки давлением — получил название диффузионной сварки.

Автор нового способа соединения материалов в твердой фазе профессор Н. Ф. Казаков впоследствии был награжден Ленинской премией за его создание, разработку и широкое внедрение в производство.

Диффузионная сварка в вакууме внесла коренные изменения в развитие науки и техники, позволяя соединять детали и узлы из однородных и разнородных металлов, а также металлов и их сплавов с неметаллами при обеспечении комплекса свойств, которые нельзя получить другими способами сварки, пайкой, склеиванием и механическим креплением.

Данный способ сварки обладает следующими достоинствами:

- исключается расплавление соединяемых материалов;
- отсутствует необходимость в обязательном применении драгоценных металлов в виде припоев;
- прочность соединений может изменяться в широком диапазоне в зависимости от требований к сварному узлу, превышая при этом прочность клеевых и паяных соединений;
- возможно совмещение процессов сварки и термической обработки материалов с целью получения определенных свойств;
- соединение разнородных по физико-химическим свойствам материалов исключает дополнительные промежуточные операции, например вжигание паст, содержащих серебро;
- процесс диффузионной сварки легко поддается автоматизации.

Важным достоинством диффузионной сварки, как и других способов соединения в твердой фазе, является отсутствие плавления соединяемых материалов. Это исключает проблемы, связанные с ликвацией, растрескиванием и остаточными напряжениями. Материалы, упрочненные дисперсными частицами или волокнами, можно подвергать сварке, не нарушая структуры упрочняющей фазы и не снижая эффективности упрочнения, а также сохраняя структуру зерен. Кроме того, данный способ сварки позволяет получать соединения с большой площадью контактной поверхности.

В настоящее время отработана технология соединения свыше 800 видов пар различных материалов, в том числе металлов и сплавов, друг с другом и неметаллами — керамикой, стеклами и другими материалами.

Диффузионная сварка, реализуемая при температурах, составляющих 0,7...0,8 температуры плавления $T_{пл}$, позволяет получать сварные конструкции законченных форм и размеров. При этом можно исключить изменение свойств свариваемых материалов, повысить качество и надежность изделий, увеличить срок их эксплуатации и оптимизировать технологический цикл изготовления промышленной продукции.

За время, прошедшее после получения этим способом первого сварного соединения, в России и за рубежом выполнено большое число научно-исследовательских работ теоретического и прикладного характера по диффузионной технологии. Данная технология применяется почти во всех отраслях хозяйства, а в ряде случаев именно благодаря наличию такого эффективного способа соединения материалов стало возможным создание принципиально новой промышленной продукции.

Значительный вклад в развитие теории твердофазного соединения и разработку соответствующей технологии внесли выдающиеся ученые М.Х. Шоршоров, Ю.Л. Красулин, Э.С. Каракозов, Р.А. Мусин, В.А. Бачин и др. Благодаря их усилиям это направле-

ние в сварочной науке и технике получило приоритетное развитие.

Современное представление о процессах, протекающих при диффузионной сварке, базируется на достижениях в области физики и химии твердого тела, а также смежных отраслей науки.

Несмотря на очевидные значительные успехи в развитии диффузионной сварки, еще имеется множество нерешенных вопросов, которые сложно, а в ряде случаев и невозможно решить в рамках традиционных схем и подходов. Это относится, например, к соединению магнитных и аморфных сплавов, пьезо- и оптокерамики, а также полупроводниковых структур, когда воздействие температур выше $0,7 T_{пл}$ и сварочных давлений свыше $0,8$ предела текучести σ_T приводит к необратимым изменениям исходных свойств свариваемых материалов или их разрушению. Поэтому основным направлением исследований в области разработки технологий является поиск методов интенсификации процесса диффузионной сварки, которые позволили бы получать высококачественные сварные соединения при температурах $(0,2 \dots 0,3) T_{пл}$ и сварочных давлениях, исключаящих макропластическую деформацию приконтактных областей.

В настоящем учебном пособии показана перспективность одного из наиболее простых способов интенсификации процесса диффузионной сварки, связанного с использованием промежуточных слоев на основе высокоактивных энергонасыщенных металлических порошков и их смесей. Благодаря таким слоям температура процесса не превышает 530°C , макропластическая деформация деталей отсутствует, а прочность соединения не ниже, чем у соединяемых материалов.

Рассмотрены особенности получения материалов для промежуточных слоев, включая ультрадисперсные порошки (УДП) металлов и их двойные смеси, а также способы размещения их между свариваемыми поверхностями.

Представлена технология сварки через порошковые слои металлоорганических солей, восстановленные, свободно насыпанные металлические слои и пористые прокатанные ленты. Изучена кинетика образования соединения, в том числе спекания промежуточных порошковых слоев различного состава и их припекания к поверхностям компактных материалов.

На примере соединения магнитотвердых материалов с магнитомягкими, а также твердых сплавов со сталями показаны возможности, преимущества и перспективы диффузионной сварки через УДП металлов.

Наряду с этим многолетняя практическая деятельность позволяет автору представить данные по технологии диффузионной сварки ряда материалов, используемых для создания промышленных изделий, с применением традиционных промежуточных слоев — гальванических покрытий и металлической фольги.

Рассмотрены специализированное оборудование и технологическая оснастка, необходимые для предварительной сборки деталей и реализации разработанных процессов диффузионной сварки, а также способы контроля качества сварных соединений.

Автор выражает искреннюю благодарность коллегам и руководству ФНПЦ «Раменское приборостроительное конструкторское бюро», где выполнен основной объем научно-исследовательской и внедренческой работы. Автор признателен научным сотрудникам МАТИ—РГТУ им. К. Э. Циолковского, МИСиС (ТУ), а также других вузов и научно-исследовательских институтов за творческую помощь и поддержку при проведении исследований, обработке полученных данных и подготовке рукописи.

НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ

1.1. Теория диффузионного соединения. Методы интенсификации процесса диффузионной сварки

На всем протяжении развития диффузионной сварки механизм образования соединения в твердой фазе уделялось особое внимание. Современный этап развития теоретических представлений о соединении материалов характеризуется изучением физической природы явлений, разработкой расчетных моделей и получением аналитических зависимостей для определения оптимальных параметров режима диффузионной сварки.

При всех способах сварки без расплавления соединение образуется в результате деформационного воздействия на соединяемые материалы. В существующих гипотезах по-разному объясняется процесс формирования соединения, в частности придается неодинаковое значение влиянию реальной структуры соединяемых поверхностей.

Ученые, развивавшие *пленочную гипотезу* холодной сварки, полагали, что для образования соединения в процессе совместной пластической деформации необходимо лишь сблизить соединяемые поверхности, свободные от оксидных и жировых пленок, на расстояние действия межатомных сил. Они считали, что свариваемость не является свойством металла, а зависит от условий на поверхности и ею можно управлять, изменяя механические свойства поверхностных пленок в желаемом направлении.

Такой подход к схватыванию металлов в твердой фазе исключает необходимость определения термодинамических характеристик процесса образования межатомных связей и основывается на представлении о том, что возрастание термодинамической вероятности схватывания обусловлено уменьшением свободной энергии системы при исчезновении двух свободных поверхностей. Этот подход не учитывает также природу соединяемых материалов, роль структурных дефектов, энергетическое состояние атомов в процессе пластического деформирования и другие факторы.

Влияние природы соединяемых материалов на схватывание изучалось в вакууме при остаточном давлении $10^{-9} \dots 10^{-7}$ Па. Опыты показали, что наиболее существенное влияние на схватывание металлов оказывает различие в их атомных радиусах; различие только в форме и строении кристаллических решеток не сказывается на способности металлов к схватыванию.

В экспериментах с монокристаллами, кристаллические решетки которых неодинаково ориентированы в плоскости контактирования, установлена также важная роль ориентации. Эти данные и возможность соединения металлов с неметаллическими материалами (керамика, поликор, стекло), когда понятие ювенильной поверхности теряет смысл, означают, что пленочная гипотеза не объясняет всех экспериментально наблюдаемых явлений и, следовательно, не может быть главенствующей идеей при разработке теории процесса.

Для интерпретации физических явлений, приводящих к схватыванию при контактировании твердых тел, предложены четыре модели, основанные на учете межфазного взаимодействия, растворения, электростатического взаимодействия и хрупкого разрушения.

Все указанные модели исходят из различных представлений о межфазной границе, но не учитывают многообразия процессов в зоне соединения при взаимодействии металлов в твердой фазе.

Модель межфазного взаимодействия, основанная на учете в энергетическом балансе исчезновения свободных поверхностей твердых тел, определяет лишь движущие силы процесса схватывания и поэтому не может быть использована для количественных оценок схватывания металлов даже с ювенильными поверхностями, атомы которых имеют ненасыщенные связи.

Модель растворения построена на термодинамических критериях смещения взаимодействующих фаз в соответствии с равновесными диаграммами состояний. Она также не позволяет установить принципиальную возможность и температурную область схватывания по следующей причине.

Известно, что процессы схватывания твердых тел происходят при взаимодействии между тонкими приповерхностными слоями, энергетические и структурные характеристики которых при любом состоянии поверхности (ювенильная, химически адсорбированная атомы другого вещества или покрытая слоем оксида) существенно отличны от таковых в объеме твердого тела. В связи с большим различием в электронном строении атомов, статических и динамических параметрах решетки эти приповерхностные слои на глубине дебаевского радиуса экранирования имеют принципиально другие количественные соотношения, характеризующие способность к взаимной растворимости веществ и ее предельные ограничения.

Многочисленные эксперименты показали, что схватывание возможно между материалами с весьма большой разницей в атомных радиусах, которая значительно превышает предельные значения для объема в условиях равновесия.

Важен также учет химического состояния поверхности. В частности, при взаимодействии металлических поверхностей, покры-

тых химически адсорбированным кислородом, для пары Cu—Mo, которая в соответствии с равновесной диаграммой состояния является несмешиваемой, с учетом изобарно-изотермических потенциалов комплексов хемосорбции на указанных металлах можно сделать вывод о том, что образование металлических связей является термодинамически разрешенным процессом. Экспериментальные исследования подтверждают возможность соединения меди с молибденом в твердой фазе.

Согласно модели электростатического взаимодействия, основанной на учете дисперсионных сил Ван-дер-Ваальса и электростатических сил, между атомами контактирующих поверхностей не происходит обменных процессов электронного взаимодействия. Однако такой подход нельзя считать правомерным, поскольку слабые дисперсионные и электростатические силы не могут обеспечить получение соединения, прочность которого сопоставима с прочностью одного из соединяемых материалов.

Кроме того, в силу особенностей электронного строения металлов при контактировании ювенильных поверхностей невозможно представить ситуацию, при которой не произойдет образования межатомных связей.

Очевидно, что только прочные химические связи обеспечивают экспериментально наблюдаемые высокие коэффициенты адгезии между материалами различной природы. Это подтверждается сравнением коэффициентов адгезии металлов в вакууме, в химически и физически адсорбируемых газах. При испытаниях в среде химически адсорбируемых газов коэффициент адгезии резко падает. Кроме того, без образования в зоне контакта прочных химических связей невозможны дальнейшие процессы релаксационного характера, такие, как диффузия и связанные с ней рекристаллизация, образование новых фаз и др.

Модель хрупкого разрушения, предназначенная для объяснения явления схватывания, основана на учете энергии, необходимой для распространения трещины через среду, имеющую самую низкую поверхностную энергию.

Основное достоинство указанной модели в отличие от ранее рассмотренных состоит в том, что в ней прочность схватывания ассоциируется с энергией распространения трещины вдоль первоначальной плоскости контакта путем разрыва атомных связей, происходящего в результате концентрации напряжений на концах трещины. Поэтому модель хрупкого разрушения является попыткой подхода к явлению схватывания с позиций химической кинетики.

Основой *рекристаллизационной гипотезы* служит тот факт, что при больших деформациях температура рекристаллизации металлов может существенно снижаться.

Согласно этой гипотезе основным процессом, обуславливающим образование соединения при холодной сварке, является

рекристаллизация в зоне контакта (наиболее полно вопросы влияния рекристаллизации на формирование структуры соединений при сварке одноименных металлов в связи с изучением их прочности и пластичности рассмотрены исследовательским коллективом, возглавляемым Л. Н. Лариковым).

Однако прежде чем станет возможным образование общих зерен в зоне соединения, должна сформироваться ориентированная в плоскости контакта межзеренная граница, обладающая всеми признаками, присущими границе зерна в объеме металла. Другими словами, рекристаллизационная гипотеза рассматривает процессы структурных изменений в зоне соединения после того, как завершилось схватывание контактных поверхностей.

Основоположник процесса диффузионной сварки профессор Н. Ф. Казаков [3] считал, что образование неразъемного соединения при температуре $T = (0,6 \dots 0,8) T_{пл}$ связано с процессами гетеродиффузии, протекающими в зоне контактирования соединяемых материалов. При этом предполагалось, что существует зона взаимной диффузии минимальной ширины, обеспечивающей получение высококачественного соединения. Следуя этой точке зрения, можно заключить, что увеличение ширины зоны взаимной диффузии должно сопровождаться улучшением механических свойств соединений.

Практика соединения металлов в твердом состоянии, особенно разноименных, приводит к противоположному результату, что опровергает представление о превалирующем значении гетеродиффузии в процессе образования соединения.

Диффузионные процессы, происходящие при любом способе сварки без расплавления материалов, естественно, оказывают влияние на формирование соединения, однако являются сопутствующими.

Основной недостаток рассматриваемой гипотезы состоит в том, что активация и схватывание контактных поверхностей не рассматриваются в ней в качестве возможных лимитирующих составляющих общего процесса образования высококачественного соединения, тогда как при низкоинтенсивных способах соединения разноименных металлов, существенно отличающихся друг от друга сопротивлением пластической деформации, именно процессы активации и схватывания контактных поверхностей являются лимитирующими.

Ясно, что диффузия между соединяемыми металлами может происходить после схватывания контактных поверхностей хотя бы на отдельных участках.

Согласно *электронной гипотезе* непосредственного контакта соединяемых материалов, при котором расстояние между атомами соединяемых поверхностей равно по порядку величины параметру кристаллической решетки, еще не достаточно для проявления схва-

тывания. Способность к схватыванию поликристаллических металлов отвечает их определенному состоянию. Для проявления схватывания необходимо, чтобы энергия атомов, находящихся в контактирующих металлах, превысила определенный для каждого металла уровень, который можно назвать энергетическим порогом схватывания. При этом между поверхностными слоями материалов возникают металлические связи, и их поверхность раздела исчезает.

В данной гипотезе, основанной на теории абсолютных скоростей реакции, по существу, впервые предложено рассматривать процесс образования соединения в энергетическом аспекте, пользуясь понятиями активированного состояния и активного комплекса.

Важными для понимания природы формирования соединения между материалами в твердой фазе стали исследования профессора Ю.Л. Красулина [7], показавшего, что процесс образования соединения при любом способе сварки без расплавления следует рассматривать как топомимическую реакцию, в которой можно выделить три основные стадии.

Первая — формирование физического контакта, т.е. сближение атомов соединяемых материалов вследствие пластической деформации на расстояние, при котором возникает либо физическое взаимодействие, обусловленное силами Ван-дер-Ваальса, либо слабое химическое взаимодействие. Последний вариант реализуется в случае, когда материалы имеют резко отличные свойства и их сближение осуществляется за счет пластической деформации хотя бы одного из них. При этом происходит активация контактной поверхности пластически деформированного материала за счет выхода дислокаций, что создает условия для образования слабых химических связей.

Характерная особенность всех способов сварки давлением — образование физического контакта в результате микропластической деформации контактных поверхностей. Очевидно, что в пластическую деформацию вовлекаются также приконтактные объемы и целиком свариваемое изделие.

Полный физический контакт не может образоваться только за счет микропластической деформации, так как полости от впадин между микровыступами на свариваемых поверхностях не исчезают вследствие пластической деформации.

По мере образования физического контакта скорость микропластической деформации уменьшается и может достигнуть скорости пластической деформации, когда сформируется полный физический контакт [4, 7].

Микропластическая деформация всегда намного больше фиксируемой пластической деформации свариваемых деталей.

Большие скорости микропластической и пластической деформаций обуславливают значительное упрочнение приконтактного

объема металла, которое может достигнуть столь высокого уровня, что физический контакт прекратит развиваться.

Из этого следует, что, во-первых, при грубой поверхностной обработке свариваемой детали, когда микровыступы на контактной поверхности имеют большую высоту, указанный эффект деформационного упрочнения приконтактного объема будет проявляться в большей степени.

Повышение шероховатости поверхности означает уменьшение угла при вершине микровыступов. Сварочное давление, приложенное к деталям с такой поверхностью, обеспечивает более высокую скорость микропластической деформации по сравнению со случаем, когда поверхность имеет микровыступы с большим углом при вершине.

Таким образом, деформационное упрочнение микровыступов при грубой обработке поверхности будет более значительным.

Помимо этого при наличии грубо обработанной поверхности, у которой микровыступы характеризуются малыми углами при их вершинах, ввиду высокой степени локализации пластического течения по вершинам микровыступов происходит интенсивное деформационное упрочнение этих областей.

Процесс упрочнения сопровождается резким снижением скорости деформации микровыступов и интенсивности формирования физического контакта.

По мере уменьшения шероховатости контактных поверхностей и соответственно увеличения углов при вершинах микровыступов в пластическое течение, ранее ограничивавшееся микровыступами, вовлекаются приконтактные объемы материала.

В условиях происходящего снижения степени локализации деформации физический контакт образуется с большей интенсивностью, чем при грубой обработке контактных поверхностей.

Во-вторых, поскольку упрочнение является структурно-чувствительным процессом, выбор соответствующей исходной структуры позволит если не предотвратить, то хотя бы уменьшить деформационное упрочнение приконтактного объема.

Необходимо также отметить следующее. Пластическая деформация, обусловленная движением дислокаций, всегда приводит к образованию на поверхности характерного рельефа — следов скольжения как по границам зерен, так и в их объеме.

Геометрические параметры указанного рельефа определяются механизмами деформации.

Физический контакт, образовавшийся в результате микропластической деформации, всегда имеет микронесплошности, заполнение которых веществом может происходить только за счет диффузионных процессов.

Понятие физического контакта относится к двум соединяемым поверхностям, находящимся на таком расстоянии друг от друга

при котором происходит валентное межатомное взаимодействие. Наличие микронесплошностей даже атомного размера уменьшает фактическую площадь физического контакта.

Увеличение площади физического контакта на начальных этапах формирования соединения происходит при преимущественном действии пороговых механизмов пластической деформации. Однако такая деформация ограничена, так как приконтактный объем материала упрочняется, а механическое напряжение в контакте снижается.

После того как напряжение достигнет минимального значения и станет недостаточным для действия пороговых механизмов деформации, зона соединения будет представлять собой структуру, в которой дефекты находятся в плоскости первоначального контакта.

При сварке однородных металлов такие дефекты расположены вдоль границы, которая по своим свойствам аналогична большеугловой границе зерен. Если движущая сила миграции такой границы достаточна для начала ее перемещения из плоскости контакта, то полный физический контакт может образоваться за счет растворения дефектов, расположенных внутри зерен.

Если же движущая сила миграции недостаточна для начала движения границы зерен, то формирование полного физического контакта будет сопровождаться растворением указанных дефектов на межзеренной границе [4].

При уменьшении шероховатости соединяемых поверхностей заметное влияние на интенсивность развития физического контакта может оказывать деформационный рельеф, образующийся на контактных поверхностях в результате кристаллографического скольжения внутри зерен при определенных условиях — вследствие проскальзывания по границам зерен.

Развитие деформационного рельефа положительно сказывается на формировании физического контакта, поскольку при деформации микровыступов расширяются зоны контактирования.

По мере накопления микропластической деформации и при уменьшении шага неровностей влияние деформационного рельефа на образование физического контакта возрастает, так как уменьшающийся зазор между поверхностями на участках, содержащих непровары, может полностью перекрываться выступами деформационного рельефа.

Интенсивность развития деформационного рельефа с повышением температуры увеличивается. Его влияние на формирование соединения наиболее значительно, когда развитие рельефа и сближение контактных поверхностей происходят примерно с одинаковой интенсивностью.

Наличие у исходных поверхностей грубого деформационного рельефа затрудняет образование физического контакта.

При интенсивном развитии деформационного рельефа и сближении контактных поверхностей создаются благоприятные условия для хорошего «прилегания» отдельных зерен и микрообъемов в зоне физического контакта. В этих условиях облегчается процесс формирования большеугловых границ зерен, ориентированных вдоль первоначальной плоскости контактирования.

Благодаря вкладу развивающегося деформационного рельефа в образование физического контакта можно существенно уменьшить пластическую деформацию свариваемых изделий.

Экспериментальные исследования [4, 7] показали, что на развитии и характере деформационного рельефа сказывается наличие на свариваемых поверхностях слоя оксида: увеличение его толщины сдерживает развитие деформационного рельефа.

С ростом температуры процесса сварки, т.е. по мере увеличения скорости микропластической деформации, полный физический контакт образуется при меньшей пластической деформации.

Повышение температуры сварки интенсифицирует термически активируемый процесс микропластической деформации металла, образование физического контакта и диффузию кислорода из приповерхностного слоя в глубь металла.

Благодаря диффузии уменьшается сопротивление пластической деформации металла в зоне соединения, увеличивается скорость микропластической деформации и создаются благоприятные условия для развития деформационного рельефа. Поэтому при повышении температуры сварки физический контакт образуется с большей интенсивностью.

Сварочное давление также играет важную роль в развитии физического контакта. Многочисленные экспериментальные исследования показали, что при изотермическом нагреве образцов без приложения внешнего давления формирование физического контакта происходит в результате пластического течения металла под действием сил поверхностного натяжения или диффузионного массообмена.

Увеличение сварочного давления способствует микропластической деформации микровыступов и развитию деформационного рельефа.

Таким образом, образование физического контакта при диффузионной сварке связано с протеканием совокупности сложных (взаимосвязанных и конкурирующих друг с другом) процессов.

Вторая стадия — активация контактных поверхностей — образование активных центров. При сварке разнородных материалов на этой стадии возникают активные центры на поверхности более твердого из соединяемых материалов. Наличие этого периода и его длительность определяются особенностями пластической деформации более твердого материала.

При сварке одноименных материалов первая и вторая стадии практически сливаются в одну, так как активация обеих контакт-

ных поверхностей начинается уже в процессе их сближения при смятии микровыступов вследствие совместной пластической деформации.

Если между соединяемыми поверхностями образовался физический контакт, то активация контактных поверхностей — необходимое и достаточное условие образования сварного соединения в твердой фазе.

В результате активации поверхностей происходит валентное межатомное взаимодействие, при котором между атомами соединяемых поверхностей образуются химические связи. Этот процесс обычно называют схватыванием [7].

Схватывание — бездиффузионный процесс, в принципе происходящий при любых температурах, если возможна микропластическая деформация, что обусловлено не столько дислокационной природой активных центров, сколько необходимостью образования физического контакта хотя бы на локальных участках.

Элементарные акты схватывания наблюдаются при резании металлов, различных способах их обработки давлением, работе подшипников скольжения и т.д. В этих случаях схватывание — нежелательный процесс, и использование различных антифрикционных смазочных материалов при наличии контактирующих поверхностей позволяет предотвратить его.

При сварке давлением схватывание может быть необходимым, а иногда и достаточным процессом для образования сварного соединения в зависимости от природы соединяемых материалов и требований, предъявляемых к свойствам сварных соединений.

После схватывания могут развиваться процессы релаксационного типа, степень и характер проявления которых связаны с температурно-скоростными условиями деформирования при сварке, а также природой соединяемых металлов.

Известно [2], что для образования химической связи между атомами двух металлов (а это и есть элементарный акт схватывания), химические связи между атомами каждого из них и находящимися на их поверхностях атомами кислорода должны быть разорваны. На разрыв этих химических связей и направлена активация процесса.

Существует несколько способов активации, приводящих к разрыву химических связей между атомом металла и атомом кислорода в условиях термодиффузионного взаимодействия: термический, энергетический, механический и химический [4].

Основные особенности активации контактных поверхностей при соединении металлов в твердой фазе обусловлены тем, что каждая из конденсированных фаз представляет собой систему, между атомами которой существуют химические связи.

Схватывание происходит на активных центрах, которыми при соединении материалов в реальных условиях (атомная и геометри-

ческая неоднородности поверхности, наличие оксидных и хемосорбированных слоев) являются участки поля упругих искажений вокруг вышедших в зону физического контакта отдельных дислокаций или их скоплений. На этих участках энергетическое состояние атомов соответствует уровню, необходимому для разрыва старых и образования новых химических связей.

Кинетика процесса активации контактных поверхностей, обуславливающая кинетику развития схватывания, должна находиться в строгом соответствии с закономерностями развития пластической деформации материалов в приконтактном объеме.

При анализе влияния параметров процесса диффузионной сварки (температура, сварочное давление, время выдержки) на активацию контактных поверхностей можно использовать представления и уравнения химической кинетики, основные положения которой разработаны для случая взаимодействия жидких или газообразных фаз. При этом необходимо учитывать вклад всех видов энергетической стимуляции процессов.

Ввиду важности такого параметра процесса сварки, как температура, проанализируем ее влияние на кинетику активации контактных поверхностей.

Повышение температуры процесса может вызвать следующие эффекты:

- увеличится частота выхода дислокаций в зону физического контакта;
- возрастет скорость движения дислокаций и, следовательно, количество энергии, вводимой в зону физического контакта каждой из них;
- уменьшится модуль сдвига металла;
- снизится прочность связей между атомами кислорода и металла в оксидном или хемосорбированном слое;
- уменьшится высота потенциального энергетического барьера, ограничивающего формирование химических связей;
- изменится число атомов, участвующих в химическом взаимодействии на одном активном центре, или, иначе говоря, изменится площадь активного центра.

Анализ вышеизложенного приводит к выводу о том, что в условиях термодеструкционного воздействия на металлы следует различать две энергетические характеристики процесса активации контактных поверхностей:

- энергию активации в макроскопическом масштабе, влияющую на частоту появления активных центров в зоне физического контакта (поскольку активный центр представляет собой дислокацию с полем упругих искажений, эта величина характеризует энергию активации пластической деформации);
- энергетический барьер, определяющий энергию (зависящую от физико-химического состояния поверхности), при достижении

или превышении которой в пределах отдельного активного центра осуществляется разрыв старых связей.

При анализе процесса активации контактных поверхностей необходимо учитывать:

- количество энергии, вводимой каждой дислокацией в зону физического контакта с учетом энергии, обусловленной ее движением;
- распределение энергии вокруг дислокации при выходе ее на поверхность;
- частоту выхода дислокаций (сопровождающегося появлением активных центров) в зону физического контакта;
- высоту потенциального энергетического барьера отдельного активного центра.

Единственным критерием степени полноты процесса активации контактных поверхностей может служить прочность сварного соединения, отражающая степень схватывания. Наибольшая прочность сварного соединения достигается при наличии на поверхности максимально возможного числа активных центров (или при их максимальной площади).

Третья стадия — объемное взаимодействие — наступает с момента образования активных центров на соединяемых поверхностях. В течение этой стадии происходит развитие взаимодействия соединяемых материалов как в плоскости контакта (с образованием прочных химических связей), так и в объеме зоны контакта.

Данный процесс протекает на активных центрах, представляющих собой, в частности, дислокации с полем напряжений. В плоскости контакта он заканчивается слиянием дискретных очагов взаимодействия, а в объеме — релаксацией напряжений. Однако для обеспечения требуемой прочности соединения часто необходимо дальнейшее развитие релаксационных процессов типа рекристаллизации, а иногда и гетеродиффузии.

При сварке однородных металлов критерием окончания третьей стадии может служить рекристаллизация, приводящая к образованию общих зерен в зоне контакта. При сварке разнородных материалов необходимость развития или ограничения гетеродиффузии зависит от свойств диффузионной зоны и образующихся в ней фаз.

Такая трактовка природы образования соединения в твердой фазе опирается, с одной стороны, на дискретность процесса образования очагов взаимодействия (активных центров), а с другой — на наличие коллективного взаимодействия атомов в поле этих активных центров.

Таким образом, процесс схватывания («сшивания» связей) на контактных поверхностях является бездиффузионным. Потребность в развитии диффузионных процессов, которые всегда сопутствуют термомодеформационным воздействиям, должна рассматриваться с

точки зрения упрочнения, разупрочнения или охрупчивания соединения.

Наличие взаимодействия с образованием прочных химических связей между атомами соединяемых поверхностей, находящимися на активных центрах, которыми являются дислокации с полями упругих напряжений, выходящие в зону контакта, впервые было установлено Ю.Л. Красулиным [7] на примере соединения алюминия с кремнием при исследовании структуры зоны контакта на поверхности кремния и расчете напряжений вокруг дислокаций.

В соответствии с представлениями о трехстадийном процессе формирования соединения между металлами в твердой фазе природа образования соединения едина независимо от характера и интенсивности деформационного или термдеформационного воздействия. Различие заключается в кинетике отдельных стадий процесса, на которую оказывают влияние температура, характер и интенсивность деформирования материалов, степень локализации деформаций и особенности развития релаксационных процессов в зоне соединения.

Анализ процесса формирования соединения по стадиям открыл широкие перспективы для кинетических исследований и построения моделей, предназначенных для энергетических оценок, а в конечном итоге — для лучшего понимания природы процесса и целенаправленного управления им путем обоснованного выбора технологии сварки и параметров режима.

При использовании кинетического подхода важным вопросом является определение вида зависимости скорости образования соединения от всех основных факторов, влияющих на нее. Только в этом случае возможна объективная энергетическая оценка процесса и выявление контролирующего его механизма.

Исходя из вышеизложенного можно сделать вывод о том, что промежуточные слои при диффузионной сварке в ходе их спекания и припекания к соединяемым поверхностям (а это процессы, также протекающие в твердой фазе) оказывают влияние на скорость образования соединения на той или иной стадии, но не меняют характера происходящих процессов.

Для целенаправленной разработки методов интенсификации диффузионной сварки было предложено использовать кинетическую схему [12], на которой систематизированы научные представления о трехстадийном характере взаимодействия контактирующих поверхностей при данном способе сварки. С помощью этой схемы можно выбирать технологические воздействия, которые интенсифицируют те или иные физико-химические процессы в контактной зоне на каждой стадии.

Образование физического контакта на *первой стадии* можно интенсифицировать циклическим изменением сварочного давле-

ния, введением ультразвуковых колебаний в зону соединения, наложением крутильных колебаний и другими способами.

Любое воздействие (физическое или химическое), обеспечивающее разрыв и последующее восстановление связей поверхностных атомов, интенсифицирует процессы на *второй стадии*.

Наложение электростатических и магнитных полей, облучение материалов ионизирующими частицами высоких энергий и другие виды воздействия позволяют интенсифицировать массообмен и релаксацию напряжений на *третьей стадии* процесса взаимодействия соединяемых поверхностей.

Хотя общие закономерности влияния основных параметров этого процесса и свойств свариваемых материалов на прочность соединений до конца не изучены, некоторые тенденции очевидны:

- небольшие изменения температуры вызывают значительные изменения кинетики образования соединения (температура — наиболее сильно влияющий параметр, так как она определяет пластическое течение материалов и скорость диффузионного обмена между увеличивающимися контактирующими поверхностями);

- возрастание времени выдержки t при заданных значениях температуры T и сварочного давления P повышает прочность соединения до некоторого предела, по достижении которого ее увеличение прекращается;

- возрастание давления P приводит к повышению качества соединения при любых заданных значениях T и t , однако чрезмерно большое давление может вызвать пластическую деформацию деталей, изменение их формы и даже разрушение;

- для получения высококачественных соединений требуется оптимальная шероховатость свариваемых поверхностей, обеспечивающая деформацию микронеровностей и протекание массообмена;

- из-за различия в значениях скорости диффузии двух разнородных материалов возможно образование пор, хрупких интерметаллических соединений и легкоплавких фаз (эти явления могут быть сведены к минимуму путем подбора соответствующих условий сварки).

Наиболее простым способом интенсификации процесса образования физического контакта является *циклическое изменение сварочного давления* по следующей схеме: сжатие с определенным усилием P_1 и выдержка продолжительностью t_1 ; снятие давления P_1 на время t_2 ; сжатие ($P_2 = P_1$, $t_3 = t_1$); снятие давления P_2 на время $t_4 = t_2$ и т. д.

Такая схема приложения давления существенно увеличивает степень пластической деформации металла в зоне контакта по сравнению со статическим воздействием нагрузки. При каждом новом нагружении, направленном перпендикулярно плоскости контакта, наблюдается период активной деформации микровыступов и

неустановившейся ползучести, что связано с развитием процессов возврата на этапах снятия нагрузки. Данный режим сварки позволяет повысить прочность соединений и уменьшить температуру процесса.

Другой метод интенсификации диффузионных процессов в зоне контакта металлов основан на приложении к свариваемым деталям (перпендикулярно действию сварочного давления) *растягивающих усилий*, вызывающих упругую деформацию. Возникающие при этом искажения кристаллической решетки не только ускоряют диффузию, но и облегчают образование областей, содержащих вакансии, что интенсифицирует взаимодействие соединяемых материалов.

Использование при диффузионной сварке *вибрационных колебаний* ультразвуковой частоты для ускорения развития физического контакта за счет увеличения скорости ползучести материала предложено Н. Ф. Казаковым [3].

Ультразвуковые колебания вводят в зону соединения перпендикулярно плоскости сварки. Переменные напряжения вызывают генерирование новых источников дислокаций и увеличение подвижности последних, что интенсифицирует взаимную диффузию металлов.

В ряде случаев для предотвращения возникновения в зоне контакта хрупкого слоя интерметаллидов при сварке разнородных металлов прибегают к сокращению продолжительности процесса за счет приложения *ударного сварочного давления*.

Суть этого способа состоит в том, что на локально нагретые зоны контакта детали подают одиночный импульс силы. В свариваемых деталях под воздействием динамической нагрузки происходит локальная пластическая деформация в зоне контакта и образование сварного соединения. Продолжительность процесса составляет 1 ... 10 мс.

Свариваемые детали нагревают до различных температур в разведенном положении, что обеспечивает равномерную пластическую деформацию в зоне соединения.

В случае проведения сварки в вакууме при воздействии ударного давления образуется вакуумно-плотное соединение с хорошими механическими свойствами. Прочность сварного соединения сравнима с прочностью основного менее прочного металла.

Перспективное направление развития диффузионной сварки связано с осуществлением *контролируемого принудительного деформирования* свариваемых деталей, т. е. с управлением скоростью распространения пластической деформации на всех этапах процесса образования соединения (нагружение, формирование, последеформационная выдержка, разгружение).

Диффузионную сварку с принудительным деформированием (ДСПД) проводят при механических напряжениях, превышающих предел текучести материалов. Скорость деформирования деталей

определяется приложенной нагрузкой и условиями, в которых она действует: температурой и временем выдержки.

Преимуществом ДСПД является то, что контроль основных параметров осуществляется непосредственно во время сварки по диаграмме «деформирующая нагрузка — деформация» или «деформирующая нагрузка — время выдержки».

В ряде случаев, в частности при диффузионной сварке титановых сплавов, используется эффект сверхпластичного формования при повышенных температурах.

Наиболее эффективные технологические методы интенсификации массообмена при соединении металлов с металлами и особенно с неметаллами — наложение электрических и магнитных полей, а также облучение свариваемых поверхностей ионизирующим излучением.

Одним из перспективных методов соединения стекол и сапфира с полупроводниками и металлами при температурах, не превышающих 450 °С, является *сварка в сильном электростатическом поле*. Соединяемые детали приводят в контакт друг с другом, нагревают любым известным способом до температуры, более низкой по сравнению с температурой размягчения диэлектрика, прикладывают напряжение заданной величины и полярности и определенное время выдерживают в этих условиях.

Под действием электростатического поля стекло поляризуется, что приводит к уменьшению энергии в системе полупроводник — кислород и повышению реакционной способности ионов кислорода, которые вступают в химическое взаимодействие с атомами соединяемого металла. Кроме того, поле ускоряет направленную диффузию атомов.

Продолжительность процесса, зависящая от температуры, приложенного электрического напряжения и вида соединяемых материалов, может составлять от нескольких минут до нескольких часов.

Этот технологический процесс обеспечивает соединение разнородных материалов при относительно низких температурах без предварительного окисления металлических деталей, сохранение точных геометрических размеров и оптических свойств стекол, а также уменьшение остаточных напряжений в сварных узлах.

Следует отметить, что качество соединения, полученного с помощью этого метода, может быть повышено, а температура сварки — в еще большей степени уменьшена при использовании различных дополнительных эффектов, например импульсного тока, экзoeлектрического эффекта и др.

Воздействие *ионизирующего излучения* возможно реализовать по следующим схемам:

- предварительное облучение с последующим воздействием температуры и давления;

· нагрев деталей ионизирующим излучением в процессе сварки.

Облучение поверхности свариваемых деталей нейтронами, α -частицами, γ -лучами и электронами приводит к образованию парных дефектов Френкеля, скоплению точечных дефектов, петель дислокаций и других искажений кристаллической решетки. Повышенная концентрация дефектов облегчает образование активных центров в условиях сварки, вызывает возрастание параметров диффузии взаимодействующих материалов и интенсифицирует другие физические процессы в контакте.

Согласно оценке изменений ряда параметров, обеспечивающих интенсификацию процессов диффузионной сварки под действием ионизирующих излучений, при условии, что основным механизмом активации поверхности является выход на нее избыточных вакансий, необходимую концентрацию таких вакансий можно получить при облучении поверхности потоком электронов энергией свыше 500 кэВ и интегральной плотностью более 10 см^{-2} .

Сравнительные эксперименты показали, что образцы, предварительно облученные потоком электронов в указанном режиме и сваренные при $T = 450^\circ \text{C}$ и $t = 15$ мин, имеют такую же прочность, что и образцы, не подвергавшиеся облучению и сваренные при $T = 950^\circ \text{C}$ и $t = 30$ мин.

Каждый из рассмотренных методов интенсификации процесса диффузионной сварки обладает одним или несколькими преимуществами перед другими, тем не менее они не позволяют решить поставленную задачу в комплексе по ряду причин, а именно: при снижении температуры процесса или уменьшении времени выдержки возникает необходимость увеличить пластическую деформацию свариваемых деталей, что не всегда допустимо; снизив температуру процесса, невозможно получить сварное соединение, равнопрочное исходному материалу, и т.п. Кроме того, эти методы требуют разработки технологий, создания высокоточного сварочного и специализированного оборудования и прецизионной оснастки, а также значительных материальных затрат.

Выход может быть найден благодаря существованию еще одного метода интенсификации процесса диффузионной сварки, обеспечивающего решение комплекса задач и основанного на применении *промежуточных слоев*, которые при сварке могут выполнять самые разнообразные функции:

- снижать химическую неоднородность в зоне соединения;
- снимать остаточные напряжения и устранять влияние различия в значениях коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР) свариваемых материалов;
- предотвращать их пластическую деформацию;
- существенно снижать основные параметры режима диффузионной сварки (температура, сварочное давление, время выдержки)

при одновременном обеспечении высокой прочности соединений, что имеет наиболее важное значение.

1.2. Диффузионная сварка через промежуточные слои

Промежуточные слои могут быть расплавляющимися и нерасплавляющимися.

В качестве материалов для *расплавляющихся промежуточных слоев* наиболее часто применяют припои разных марок и оксиды щелочных металлов, взаимодействующие с оксидной пленкой на поверхности основного металла. Выбор химического состава слоя зависит от вида свариваемых материалов и требований, предъявляемых к сварному соединению.

Сварку проводят при температурах, близких к температуре плавления припоя, с учетом того, что необходимо обеспечить протекание диффузионных процессов между свариваемыми материалами и компонентами промежуточного слоя. Жидкая фаза способствует отделению, диспергированию и растворению оксидных пленок, как при сварке плавлением или пайке. В большинстве случаев промежуточные слои обеспечивают очистку поверхностей и в процессе образования соединения выдавливаются из зоны контактирования.

Основной недостаток таких слоев — низкое качество сварных соединений, соответствующее по прочности паяным. Учитывая сходство этой технологии с процессом пайки, в дальнейшем рассматривать ее не будем.

Существует еще один способ создания соединения через жидкий промежуточный слой, образующийся при эвтектической температуре в результате сплавления материала, входящего в его состав, с приконтактными объемами свариваемых материалов. Подобно припою он смачивает соединяемые поверхности в течение довольно короткого промежутка времени и при охлаждении формирует неразъемное соединение. Например, титан с никелем образуют эвтектику при массовой доле Ni 7 % (что соответствует 5,8 % атомов этого компонента) и $T = 765^{\circ}\text{C}$.

Преимущество этого способа диффузионной сварки перед способом, основанным на использовании припоя, состоит в том, что в системе основной материал — эвтектический промежуточный слой — основной материал нет явной границы раздела и резкого изменения физико-химических и механических свойств, характерных для системы основной материал — припой — основной материал. Эвтектический сплав основного материала с промежуточным слоем обладает свойствами обоих материалов.

В качестве материалов для *нерасплавляющихся промежуточных слоев* применяют, как правило, пластичные металлы (золото, се-

ребро, никель, медь, алюминий и др.) в виде фольги, проволоки, порошков и пленок, наносимых на соединяемые поверхности гальваническим методом или вакуумным напылением.

Учеными, исследовавшими сварные диффузионные соединения, изучено множество сочетаний разнородных материалов.

Так, диффузионной сваркой не удается получить достаточно прочное соединение непосредственно алюминия и его сплавов со сталью в связи с образованием в зоне соединения интерметаллидов. Алюминиевый сплав АМц сваривают со сталью 15 через слой никеля, нанесенный гальваническим методом на поверхность стали с предварительно осажденным тем же методом подслоем меди. Сварку проводят на следующем режиме: температура 550 °С, сварочное давление 14 МПа, время выдержки 2 мин. При механических испытаниях сварных соединений на растяжение разрушение происходит по алюминию.

Аналогичные результаты получают и при соединении алюминия АД0 со сталями 38ХМЮА и 12Х18Н10Т, имеющими слой гальванического никеля.

Для повышения прочностных характеристик сварных соединений меди (и ее сплавов) с железом и сталями применяют промежуточный слой никеля толщиной 20...30 мкм, наносимый гальваническим методом.

В этом слое образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе железа и меди (при $T = 900$ и 950 °С), что имеет важное значение для сварки.

Диффузионную сварку сплавов на основе ниобия и других тугоплавких металлов осуществляют при температурах, более низких по сравнению с температурой рекристаллизации, что необходимо для предотвращения насыщения их газами и роста зерен при нагреве.

Интенсификацию диффузионных процессов обеспечивают промежуточные слои, наносимые на свариваемые поверхности напылением в вакууме. Толщина напыленного слоя составляет от нескольких долей микрометра до десятков микрометров. Такие слои имеют мелкозернистую структуру. Они растворяются в свариваемых металлах и не оказывают существенного влияния на прочность сварного соединения. При сварке вольфрамониобиевого сплава ВН-3 в качестве материала для промежуточного слоя применяют никель, обладающий малой растворимостью в ниобии. При температуре 1100 °С коэффициент диффузии никеля в ниобии на три порядка меньше, чем у ниобия в никеле. Параметры режима сварки таковы: $T = 1000$ °С, $P = 20$ МПа и $t = 30$ мин. Предел прочности соединения σ_b составляет 0,9 предела прочности основного свариваемого материала.

Соединения никелевого сплава ХН60В с ниобиевым ВН2АЭ, равнопрочные сплаву ХН60В, получают с применением двойных

промежуточных слоев молибден—палладий или молибден—вольфрам, наносимых вакуумным напылением. Эти металлы образуют твердые растворы друг с другом и обоими свариваемыми металлами. Предел прочности соединения на отрыв с двойным слоем молибден—палладий выше, чем у соединения со слоем молибден—вольфрам, и составляет около 80 % σ_B сплава ВН2АЭ.

При изготовлении режущих биметаллических элементов штампов основание из стали 5ХГСВ соединяют с твердым вольфрамокобальтовым сплавом ВК20 через слой никеля, нанесенный на свариваемые поверхности химическим методом, а также выполненный в виде фольги никеля или пермаллоя 50Н толщиной 0,2 мм. Сварку проводят при $T = 1130 \dots 1150 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 5 \text{ МПа}$ и $t = 12 \text{ мин}$. Разрушение соединения происходит по твердому сплаву.

Высококачественные соединения безвольфрамового твердого сплава КНТ16, в состав которого входят кобальт, никель и титан, со сталью ШХ15 получают при $T = 1000 \dots 1200 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 10 \dots 15 \text{ МПа}$ и $t = 15 \dots 60 \text{ мин}$ с применением промежуточного никелевого слоя в виде фольги Н2 толщиной 0,1 мм, который способствует более интенсивному протеканию диффузионных процессов в зоне соединения и компенсирует разницу в КЛТР свариваемых материалов.

Диффузионную сварку титановых сплавов ОТ-4 и ВТ-14 с медью М1 и бронзой БрХ08 проводят через слой молибдена или ниобия, напыленный в вакууме. С титаном указанные материалы образуют непрерывный ряд твердых растворов, тогда как с медью молибден практически не взаимодействует. Толщину слоя выбирают минимальной, исходя из возможностей технологического оборудования, так как ее увеличение приводит к снижению прочности сварного соединения.

Прочность соединений, полученных с применением промежуточных слоев, выше, чем при непосредственном соединении титана с медью.

Для интенсификации процесса образования соединения жаропрочного сплава АНВ-300 на основе алюминия, никеля и вольфрама с конструкционной сталью 40Х в качестве промежуточного слоя используют никелевую фольгу толщиной 10... 100 мкм. Сварку проводят при $T = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 30 \text{ МПа}$ и $t = 20 \text{ мин}$. При непосредственном соединении сплава АНВ-300 со сталью 40Х, у которой $\sigma_B = 310 \dots 340 \text{ МПа}$, предел прочности сварного шва составляет 30... 35 % этой величины. Применение промежуточного слоя позволяет повысить предел прочности сварного соединения до 680... 700 МПа. Это объясняется тем, что слой никеля, будучи барьером для проникновения углерода из стали 40Х в аустенитный сплав АНВ-300, предотвращает образование карбидов в зоне соединения.

В большинстве случаев при выполнении сварки разнородных металлов и сплавов материалом промежуточного слоя служит ни-

кель, что обусловлено его благоприятными физико-химическими свойствами и хорошей металлургической совместимостью с другими металлами.

Никель, относящийся к переходным *d*-металлам, обладает высокими прочностными характеристиками и пластичностью, которые сохраняются при низких температурах. С большинством применяемых в промышленности металлов (Au, Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Pd, Pt и др.) он образует непрерывный ряд твердых растворов или упорядоченные стабильные фазы, что важно при сварке разнородных металлов.

Ограниченная растворимость никеля в других металлах (Ag, Be, Bi, Ca, Mo и Nb) и этих металлов в нем объясняется различием в их атомных радиусах. При взаимной диффузии это различие служит причиной заметного изменения периода кристаллической решетки никеля, приводящего к формированию нестабильных промежуточных фаз. Тем не менее использование промежуточных слоев никеля на вызывает образования в сварном шве зоны интерметаллидов, обладающей чрезвычайно высокой хрупкостью и твердостью.

Особенности диффузионной сварки через промежуточные слои никеля определяются также повышенными деформационной способностью и сопротивлением ползучести никеля по сравнению с другими металлами.

Рассмотренные примеры свидетельствуют о той важной роли, которую играют компактные промежуточные слои при диффузионной сварке металлов. Еще в большей мере она возрастает при сварке неметаллических материалов (керамика, стекло, сапфир, поликор и т. п.) как друг с другом, так и с металлами.

Из работ профессора Н. Ф. Казакова и его коллег известно, что с помощью диффузионной сварки можно получить высококачественные соединения металлов при температурах, составляющих $(0,7 \dots 0,9) T_{пл}$ этих материалов. Данного диапазона температур вполне достаточно для того, чтобы сформировался надежный физический контакт соединяемых поверхностей, образовались активные центры взаимодействия и начался процесс ускоренного диффузионного обмена.

Условия и параметры диффузионной сварки металлов и неметаллических материалов существенно различаются. Несмотря на то что процесс взаимодействия как металлов, так и неметаллов является топомхимической реакцией, протекающей на активных центрах в три стадии, тип связей, возникающих в соединении, определяется природой материалов. Поэтому в зависимости от их физико-химических свойств могут изменяться некоторые параметры сварки, в частности температура процесса.

Учитывая особенности аморфной структуры стекла, повышенную активность стеклофазы в керамике по сравнению с кристаллической фазой, а также ограниченную деформационную способ-

ность всех неметаллических материалов, для получения прочного соединения неметаллов их нагревают приблизительно до температуры размягчения. Вследствие этого образцы деформируются даже без воздействия нагружающего усилия.

Для устранения этого недостатка было предложено осуществлять ультразвуковую сварку керамических заготовок (ВК-94-1, -2 и т. п.) на воздухе с помощью нагретой проволоки, которая, перемещаясь, последовательно контактирует со всеми участками поверхности свариваемых заготовок. В зоне контакта проволоки, колеблющейся с ультразвуковой частотой, происходит локальное расплавление материала, а при ее удалении от этого участка — слияние свариваемых поверхностей, застывание и образование сварного шва.

Однако этот способ соединения керамических заготовок, не обеспечивающий воспроизводимости характеристик получаемых изделий, неприемлем для серийного производства. Кроме того, его невозможно применять для сварки стекол.

Разрешить проблему соединения неметаллических материалов удалось с помощью металлических промежуточных слоев, аналогичных тем, которые используются при диффузионной сварке металлов.

Диффузионная сварка неметаллических материалов с металлическими осуществляется при микропластических деформациях промежуточного слоя либо металлической детали. Образование надежной связи между неметаллом и металлом возможно благодаря взаимодействию между низшими оксидами металлов и оксидной системой неметалла. Поэтому разработка технологии диффузионного соединения неметалла с металлом сводится к выбору вида металлического промежуточного слоя, на поверхности которого имеется оксидный слой значительной толщины, и режима сварки.

Наиболее распространенными промежуточными материалами для соединения неметаллов являются алюминий, медь, ковар 29НК, ниобий и титан, применяемые в виде фольги толщиной не более 0,2 мм. При увеличении ее толщины металл выступает в роли самостоятельного конструкционного материала.

С помощью диффузионной сварки можно получать довольно прочные соединения различных марок керамики (ВК-94-1, -100-2, ГБ-7, А-995, УФ-46 и др.), стекол (кварцевые, боросиликатные и др.), поликора и сапфира с использованием компактных металлических промежуточных слоев. Режим сварки выбирают в зависимости от вида материала слоя и физико-химических свойств соединяемых материалов. Так, сварка через медную фольгу осуществляется при $T = 900 \dots 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 10 \dots 20 \text{ МПа}$ и $t = 60 \dots 120 \text{ мин}$. Применение алюминиевых слоев обеспечивает при $T = 600 \dots 640 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 5 \dots 15 \text{ МПа}$ и $t = 30 \dots 40 \text{ мин}$ получение вакуумно-плотных, прочных и термостойких соединений.

Известно, что при диффузионной сварке без промежуточных слоев физический контакт формируется в процессе пластической деформации и ползучести микронеровностей на свариваемых поверхностях. Сварка через промежуточный слой позволяет избежать макроскопической деформации приконтактной области благодаря деформированию промежуточного слоя, вид которого (фольга, порошок, напыленное в вакууме или гальваническое покрытие) определяется не только технологическими возможностями производства, но и физико-химическими и механическими свойствами свариваемых материалов, параметрами режима сварки, условиями эксплуатации полученных соединений и т.д.

Выбор оптимального промежуточного слоя, обеспечивающего получение высококачественного соединения разнородных материалов, диктуется следующими требованиями к его свойствам:

- хорошая свариваемость при радиационном или индукционном нагреве в вакууме или контролируемой среде;
- благоприятные теплофизические характеристики для осуществления твердофазного соединения;
- отсутствие «диффузионного пробоя» в процессе формирования соединения;
- соответствие по КЛТР и модулю упругости основным материалам;
- определенный уровень стабильности механических свойств.

Только такой подход обеспечит оптимальное термомеханическое воздействие на свариваемые материалы и, главное, полностью раскроет преимущества диффузионной сварки перед другими методами соединения.

При диффузионном соединении разнородных материалов, учитывая их физико-химические свойства, условия эксплуатации сварного узла, требования к его прочности, стабильности электрофизических и специальных свойств материалов, допустимый уровень пластической деформации деталей и необходимость проведения последующей термомеханической обработки узла, следует выбрать оптимальную технологию сварки (без промежуточного слоя или с его применением) и установить максимально допустимые параметры процесса.

Если необходим промежуточный слой, то нужно определить его вид и метод нанесения.

1.3. Свойства промежуточных слоев

Фольга, полученная прокаткой расплавленного металла, по активности поверхности почти не уступает компактным свариваемым материалам. Поэтому она применяется в качестве промежуточного слоя в основном для предотвращения образования интер-

металлидов в зоне соединения. Толщина таких слоев составляет 0,05...1,0 мм. Их подготовка под сварку аналогична подготовке соединяемых поверхностей деталей.

Примером, наиболее удачно характеризующим применение промежуточного слоя в виде фольги, является диффузионная сварка жаропрочных сталей и сплавов в двигателестроении. Наилучшие результаты получены при соединении материалов через фольгу на основе никеля. В ходе исследований установлено, что существенное влияние на качество соединений оказывает ее толщина.

В соединениях с промежуточным слоем толщиной 0,5 мм, выдерживаемых в течение 8 ч при температуре 1210 °С, глубина диффузии легирующих элементов жаропрочного материала в никелевую фольгу не превышает 10 % ее толщины. Если относительная деформация такого промежуточного слоя составляет 50...60 %, то разрушение соединения при механических испытаниях носит вязкий характер и развивается на границе сплав — никелевая фольга. Дополнительная термообработка приводит к разрушению по середине слоя, где содержание никеля максимально. Таким образом, прочность всего соединения определяется прочностью фольги.

При сварке через промежуточный слой в виде никелевой фольги толщиной 0,25 мм и последующей термообработке разрушение по своему характеру становится в большей степени вязким, несмотря на то что и в этом случае легирование происходит не на всю толщину слоя (содержание никеля в его середине составляет 100 %).

У промежуточных слоев толщиной 0,1 мм после диффузионной сварки и термообработки повышается жаропрочность и преобладает вязкое разрушение. Такие слои достаточно полно насыщаются легирующими элементами из жаропрочных сплавов. В результате термообработки степень химической, структурной и механической неоднородности уменьшается настолько, что сварные соединения становятся более жаропрочными, чем при использовании промежуточных слоев другой толщины.

Качество соединений, получаемых через *гальванические* или *напыленные покрытия*, во многом зависит от их адгезии к основному материалу. В свою очередь, уровень адгезии определяется качеством подготовки поверхности под покрытие. Для обеспечения необходимого сцепления важным является сходство структур основного и осаждаемого металлов. Более того, взаимная диффузия металлов основы и покрытия способствует их надежному сцеплению как при нанесении слоя, так и в процессе сварки, если диффузия сопровождается образованием твердого раствора.

По электропроводности, твердости, наличию внутренних напряжений, магнитным и другим свойствам гальванические покрытия отличаются от металлов, получаемых кристаллизацией из расплавов. Слои, осажденные гальваническим методом, обычно имеют волокнистую, нитевидную или столбчатую структуру.

Покрyтия из Pd, Cr, Co, Fe и Ag вносят растягивающие внутренние напряжения, что приводит к растрескиванию, появлению сколов, шелушению, повышенной усталостной прочности металла и разрушению деталей. Покрyтия из Zn, Cd, Pb и Sn вызывают сжимающие напряжения и вследствие этого могут отслаиваться. Одним из факторов, обуславливающих возникновение внутренних напряжений, является несовпадение межатомных расстояний металлов осадка и подложки.

Твердость гальванических покрyтий, как правило, выше, чем у массивных образцов соответствующих металлов. Это обусловлено осаждением из водных растворов нежелательных неметаллических примесей разной природы (S, P, C и др.), образующих включения, а также наводороживанием пленок и связанным с ним искажением структуры вещества.

Мелкозернистые покрyтия обладают более высокой твердостью по сравнению с крупнозернистыми, что связано с увеличением свободной энергии, характерным для более мелких кристаллитов. Внешние слои гальванических покрyтий, состоящие из более крупных кристаллитов, обладают более низкой твердостью, чем расположенные ближе к подложке мелкокристаллические слои. Твердость однозначно коррелирует с адгезией покрyтия к основе. Низкая адгезия при высокой твердости связана со склонностью пленки к растрескиванию.

Для снижения твердости и повышения пластичности покрyтия его выдерживают при повышенных температурах, обеспечивая условия для перестройки зернистой структуры. Например, для никелевого покрyтия температура рекристаллизации составляет 400...600 °С, для медного — 150...300 °С.

Пористость является основным неотъемлемым свойством гальванических покрyтий, в которых объемная доля пор может достигать 1 %.

Тонкие напыленные пленки имеют высокое отношение площади поверхности к объему, разную степень упорядочения структуры, малую массу, а также несовершенную кристаллическую решетку, что приводит к новым эффектам и заметным отклонениям от явлений, наблюдающихся в массивных образцах.

Условия термодинамического равновесия в тонких пленках существенно отличаются от условий в объеме: пленка образуется из многих дискретных зародышей при их сильной разориентации и смещении относительно друг друга. Все это приводит к образованию дислокаций и сетки вакансий на поверхностях раздела соединяющихся зародышей и возникновению упругих напряжений в пленке.

Конденсация из молекулярного пучка тонкой металлической пленки на холодной подложке представляет собой своеобразный процесс «закалки», при котором в ней «замуровываются» различ-

ные точечные дефекты: атомы внедрения и замещения, избыточные вакансии и др. Относительная равновесная концентрация вакансий, например, в меди и золоте при комнатной температуре составляет 10^{-17} и 10^{-15} соответственно. С повышением температуры она увеличивается и при приближении к температуре плавления достигает 10^{-4} . Быстрым охлаждением можно сохранить высокую концентрацию вакансий: избыточные вакансии не успевают уйти в стоки (дислокации) и остаются в решетке.

Наиболее важные характеристики покрытий, получаемых вакуумным напылением, — адгезия, равномерность толщины, структура и механические свойства.

Прочность сцепления покрытия с подложкой очень высокая: σ_b достигает 350 МПа. Между покрытием и основой образуется переходная область переменного состава не в результате обычной диффузии, а вследствие проникновения в глубь подложки частиц и ионов с высокой кинетической энергией. Адгезия покрытий, полученных методом катодного распыления, выше, чем у покрытий, нанесенных обычным вакуумным напылением. Покрытия толщиной около 1 мкм, осажденные катодным распылением, имеют беспористую мелкозернистую структуру в отличие от традиционных вакуумных покрытий, у которых преобладает столбчатая структура со значительными напряжениями и сквозными порами.

Сравнение пористости покрытий из золота, полученных на однотипных подложках гальваническим методом, вакуумным напылением и катодным распылением, показывает, что плотность пор, см^{-2} , в гальваническом покрытии толщиной 2 мкм составляет 10, обычном вакуумном толщиной 5 мкм — 19, а в покрытии, нанесенном катодным распылением толщиной 1 мкм — 16.

Несовершенные по структуре тонкие пленки, содержащие после напыления различные виды дефектов, обладают большей свободной энергией, чем фольга аналогичных металлов, что способствует активации процесса взаимной диффузии при сварке.

Из практики порошковой металлургии известно, что *порошковое тело* нестабильно из-за избытка свободной энергии. Это связано прежде всего с наличием чрезвычайно развитой внутренней межфазной поверхности раздела твердого тела с порами.

При повышении дисперсности металлических порошков увеличивается их объемная усадка в процессе спекания под давлением, снижается температура начала заметной усадки (рис. 1.1) и возрастает их прочность. Более активными принято считать порошки, которые при прочих равных условиях (температура, усилие сжатия и др.) уплотняются с большей скоростью. Чем выше дисперсность порошков, тем больше их удельная поверхность и значительнее отклонение системы от термодинамического равновесия.

Рис. 1.1. Зависимости объемной усадки никелевых порошков от температуры спекания при $t = \text{const}$:

1 — электролитический порошок ПНЭ-1; 2 — карбонильный порошок ПНКОТ-1;
3 — УДП

Исследование диффузионной сварки ($T = 550^\circ\text{C}$, $P = 20$ МПа, $t = 30$ мин) с применением промежуточных слоев из различных порошков никеля — электролитического (ПНЭ-1), карбонильного (ПНКОТ-1) и ультрадисперсного, полученного термическим разложением формиата никеля, — с разной дисперсностью ($d = 39,75$; $7,63$ и менее $0,1$ мкм) и удельной поверхностью ($S_{\text{уд}} = 0,12$; $0,48$ и $17,32$ м²/г соответственно) показало, что максимальная прочность ($\sigma_{\text{в}} = 200$ МПа) достигается при сварке через УДП.

Процесс уплотнения промежуточного порошкового слоя — это ориентированный перенос массы вещества. Диффузия вакансий на поверхность слоя происходит через их стоки, представляющие собой межчастичные границы. Число таких стоков, а следовательно, и расстояние между ними зависят от размера частиц. С уменьшением последних число стоков вакансий возрастет, что активизирует процесс усадки.

Спекание порошкового слоя, состоящего из одного компонента, сопровождается снижением свободной энергии вследствие уменьшения общей площади поверхности межчастичных пор. Промежуточный слой, содержащий несколько компонентов, наряду с избыточной свободной энергией, обусловленной наличием дефектов в структуре и развитой поверхности составляющих его дисперсных частиц, обладает еще и избыточной энергией, связанной с возможностью образования сплава.

Другой не менее важной особенностью порошковых промежуточных слоев является то, варьируя их состав, можно обеспечить его соответствие химическому составу свариваемых материалов. А это позволяет получать сварные соединения, которые имеют не только высокие прочностные характеристики,

но и такие же электрофизические свойства, как у основных материалов.

Первые исследования по соединению материалов диффузионной сваркой через промежуточные слои из порошков, выполненные в лаборатории профессора Н. Ф. Казакова в 1950-х гг., продемонстрировали возможность соединения этим способом пористых изделий, спеченных из порошков никеля, железа и коррозионно-стойкой стали.

Для соединения металлокерамических изделий была предложена паста на основе порошков карбонильного никеля или железа. В этом случае на соединяемые поверхности деталей наносили слой пасты толщиной 2...3 мм, детали, установленные в приспособление, помещали в печь с защитной средой и проводили сварку.

Порошкообразные промежуточные слои никеля были применены для активации диффузионной сварки магнитных сплавов типов ЮНДК24 и твердых сплавов типа ВК6 с малоуглеродистыми сталями, что позволило повысить прочность соединений и существенно снизить температуру сварки. Например, при использовании порошкообразного никелевого слоя прочность сварных соединений твердого сплава со сталью возросла с 172 до 260 МПа, а температура сварки магнитных сплавов снизилась с 870 до 500 °С.

Для активации диффузионной сварки деталей из магнитного сплава ЮНДК24Т2 и армо-железа первоначально применяли порошок, полученный пиролизом формиата никеля в среде водорода при температуре около 245 °С. Средний размер частиц такого порошка составлял 0,1 мкм.

Перед сваркой на соединяемые детали наносили никелевое гальваническое покрытие толщиной 8...10 мкм, а затем слой порошка формиатного никеля. Сварку проводили в вакууме при температуре 540...580 °С (с изотермической выдержкой в течение 10 мин) и давлении 10 МПа. Довольно низкая температура сварки обеспечена благодаря применению порошка с повышенной дисперсностью и дефектностью кристаллической структуры, который активно спекался уже при температуре 300 °С.

Дальнейшее развитие это направление получило в исследованиях процесса сварки магнитотвердых материалов с магнитомягкими. В качестве промежуточного слоя применяли УДП никеля, предварительно восстановленного посредством пиролиза формиата никеля $\text{Ni}(\text{COON})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$.

При диффузионной сварке различных деталей целесообразно использовать металлические порошки с размером частиц менее 1 мкм.

Сварку деталей из керамических материалов на основе Al_2O_3 , BeO и других оксидов можно проводить через слой порошка, аналогичного по составу соединяемым материалам. Для этого на одну

из соединяемых поверхностей наносят слой порошка толщиной 1,2...2,5 мм, затем детали соединяют, прикладывают давление 0,7 МПа, нагревают до температуры 1600 °С в среде водорода и охлаждают. Для повышения прочности сварных соединений после сварки проводят дополнительную изотермическую выдержку при более высокой температуре уже без давления.

Для сварки пористых никелевых пластин с компактной никелевой рамкой используют электролитический и оксалатный порошки никеля, их смеси с порошком оксалатного серебра и смеси металлических порошков с формиатом никеля. По сравнению с порошком электролитического никеля большей активностью при сварке обладает порошок оксалатного никеля. Добавление к последнему порошков формиата никеля (массовая доля 20...40 %) и серебра (10...20 %) позволяет снизить температуру, обеспечивающую получение высококачественных соединений, до 380 °С.

Исследована возможность создания однородных сварных соединений никеля НП-1 и разнородных соединений титана ВТ1-0 с медью М1 при использовании промежуточных слоев из порошков никеля (ПНЭ-1, размер частиц 45...70 мкм), титана (ПТЭ-1, 63...180 мкм) и меди (средний размер частиц 100 мкм) после предварительной токарной обработки и обезжиривания свариваемых поверхностей. При диффузионной сварке никеля без промежуточного слоя соединение, равнопрочное основному металлу, образуется при $T = 1000$ °С и $P = 15$ МПа. Применение порошка ПНЭ-1 позволило снизить температуру сварки до 750...900 °С и давление — до 10 МПа (в обоих случаях $t = 10$ мин).

Получение высококачественного соединения титана с медью возможно при сварке только через порошки никеля ($T = 850$ °С, $P = 10$ МПа, $t = 1$ ч). В зоне такого соединения видимые дефекты отсутствуют, а предел прочности сварного шва $s_b = 80$ МПа. При сварке на данном режиме без промежуточного слоя $s_b = 30$ МПа, и лишь специальная обработка поверхности (дополнительное шлифование, полирование и травление) позволяет повысить предел прочности до $s_b = 98$ МПа. Металлографическим анализом в приконтактной зоне выявлена грубоигольчатая мартенситоподобная а ζ -фаза — результат структурного превращения вследствие пластической деформации приповерхностной области титана.

Процесс формирования промежуточных слоев из порошков при диффузионной сварке аналогичен горячему прессованию пористых материалов. Установлено, что при $T = 850$...950 °С, $P = 10$...20 МПа и $t < 30$ мин пористость слоя никеля из порошка ПНЭ-1 уменьшается с 40...45 до 15...20 %, а предел прочности спеченного материала возрастает с 65 до 80 МПа.

Изучение диффузионной сварки титана, полученного холодным прессованием ($P = 700$ МПа) с последующим вакуумным спеканием ($T = 1500$ °С, $t = 4$ ч), показало, что наличия остаточной пори-

стости около 7 % достаточно для того, чтобы свойства соединений не зависели от режима сварки ($T = 800 \dots 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 2,0 \dots 3,5 \text{ МПа}$, $t < 30 \text{ мин}$). Непровары в зоне соединения, свидетельствующие о неполном развитии физического контакта, лишь незначительно увеличивают пористость по границе раздела. Предел прочности образцов после сварки $\sigma_B = 330 \dots 400 \text{ МПа}$.

Порошковые слои используют также при сварке в режиме сверхпластичности основного материала. Так, соединения из сверхпластичной малоуглеродистой стали SS41, полученные сваркой через порошки графита и железографитовой смеси (для создания восстановительной атмосферы и удаления оксидных пленок) при $P = (0,03 \dots 0,10)\sigma_{\text{вт}} = 20 \text{ МПа}$ и термоциклировании в диапазоне $600 \dots 950 \text{ }^\circ\text{C}$, имеют $\sigma_B = 452 \dots 468 \text{ МПа}$, что превышает предел прочности самой стали на $30 \dots 45 \text{ МПа}$.

Известны также способы диффузионной сварки через промежуточные слои на основе химически активных веществ, в частности гидридов металлов: титана, железа, ванадия, тория, циркония и др. Смесь порошка гидрида металла с сульфитоцеллюлозным щелоком в соотношении 1 : 1 наносят на свариваемые поверхности в виде пасты.

Температура разложения гидридов, $^\circ\text{C}$, более низкая по сравнению с температурой сварки, составляет: для гидрида титана — $400 \dots 450$, гидрида ванадия — $450 \dots 600$ и гидрида циркония — $600 \dots 750$. При нагреве связующее вещество выгорает, гидрид разлагается, образуются металл с высокой поглощательной способностью по отношению к кислороду и водород, создающий восстановительную атмосферу, а также связывающий кислород. Процессы разложения гидрида, формирования промежуточного слоя горячим прессованием и сварки совмещают.

Интересные результаты получены при изучении соединения (через порошки) твердых сплавов друг с другом и со сталями.

При диффузионной сварке в среде водорода твердого сплава типа ВК со сталями У8 и 45 через железный порошок ПЖ-2 ($T = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 10 \text{ МПа}$, $t = 5 \text{ мин}$) получены соединения с пределом прочности на изгиб (после закалки с применением воды) $\sigma_{\text{изг}} = 780 \dots 920 \text{ МПа}$ при снижении пористости промежуточного слоя в пределах $9 \dots 40 \%$. С точки зрения релаксации термических напряжений, возникающих в пористых слоях, оптимальное значение пористости составляет 12 %. Изменение толщины слоя порошка в пределах $1 \dots 4 \text{ мм}$ не оказывает существенного влияния на механические свойства соединения.

Аналогичные результаты получены при соединении сплава ВК15 со сталью У8 при $T = 1180 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 5 \dots 7 \text{ МПа}$ и $t = 10 \text{ мин}$. Максимальный предел прочности на изгиб $\sigma_{\text{изг}} = 700 \text{ МПа}$ достигается при сварке через смесь железного и никелевого порошков. При сварке через никелевый порошок титанокобальтовых сплавов типа

ТК (Т5К10, Т15К6, Т30К4) максимальное значение $\sigma_{\text{изг}}$ составляет 850 МПа. В случае сварки через порошок железа в зоне соединения возникают значительные термические напряжения, и $\sigma_{\text{изг}} = 300$ МПа.

К сожалению, диффузионная сварка через порошковые промежуточные слои обладает рядом недостатков, один из которых — сложность и трудоемкость операции нанесения равномерного слоя порошка на соединяемые поверхности. Для этого используют различные приемы. Так, например, на одну из соединяемых поверхностей помещают сетку и в ее ячейки насыпают порошок. Специальным скребком лишний порошок удаляют с поверхности сетки, а саму сетку убирают непосредственно перед сборкой деталей под сварку.

Возможно также использование спиртового раствора поливинилбутираля, с помощью которого готовят суспензию из УДП никеля. После нанесения на поверхность детали жидкая масса равномерно растекается, спирт испаряется на воздухе, и на свариваемой поверхности остается равномерный слой УДП. В процессе сварки при $T > 200$ °С поливинилбутираль разлагается и полностью испаряется из зоны соединения.

Материал, предназначенный для применения в качестве промежуточного пористого слоя, может быть получен путем прокатки металлического порошка с последующим его спеканием при температурах 50 ... 300 °С в среде водорода.

Для соединения разнородных материалов, в частности магнитных, автором предложено использовать промежуточный слой в виде пористой ленты, изготавливаемой прокаткой УДП формиатного никеля. Это значительно облегчает нанесение такого слоя на свариваемые поверхности, особенно со сложной конфигурацией и упрощает процесс получения сварного шва равномерной толщины и плотности.

1.4. Основы применения порошков в качестве промежуточных слоев

При соединении материалов диффузионной сваркой через порошковые промежуточные слои происходит спекание под давлением частиц порошка друг с другом и с соединяемыми поверхностями.

Процессам спекания порошковых частиц и припекания их к плоской поверхности посвящены исследования [14] по порошковой металлургии. Основываясь на трудах Я. И. Френкеля и Б. Я. Пинеса, авторы тщательно и всесторонне изучили процесс спекания порошковых тел и показали, что уплотнение пористого тела обуславливается тенденцией к уменьшению свободной поверхностной

энергии. При этом кинетика процесса определяется скоростью вязкого течения среды. Данный процесс является непороговым и осуществляется под влиянием капиллярного (лапласовского) давления, приложенного к участкам свободных поверхностей пористого тела.

Всю сложную последовательность процессов, происходящих при спекании порошковых тел, Я. Е. Гегузин [2] условно разделил на три стадии, положив в основу деления исключительно геометрический признак и оставив без внимания такую существенную характеристику реального порошкового тела, как наличие искаженной кристаллической решетки.

При спекании порошка под давлением его частицы в исходном состоянии соприкасаются лишь на участках, площадь которых мала по сравнению с площадью их сечения. Различные стадии процесса спекания можно описать следующим образом.

На начальной стадии происходит взаимное припекание частиц порошка, сопровождающееся увеличением площади контакта между ними и сближением их центров. На этой стадии отдельные частицы сохраняют структурную индивидуальность, т.е. между ними существует граница, и с ней сопряжено понятие контакта.

Рекристаллизационное смещение границы между отдельными частицами на этой стадии энергетически нецелесообразно вследствие специфической, остроугольной формы области контакта. Начальная стадия процесса спекания завершается тогда, когда приконтактный угол увеличивается настолько, что рекристаллизационное смещение границы между частицами порошка становится энергетически оправданным.

На второй стадии спекания пористое тело может быть представлено в виде совокупности двух беспорядочно распределенных фаз — вещества и пустот. На этой стадии замкнутые поры еще не сформировались, контакты между частицами порошка трансформировались и границы между элементами структуры разориентированы.

На третьей стадии спекания в теле содержатся в основном замкнутые изолированные поры, а его уплотнение происходит вследствие уменьшения числа и общего объема изолированных друг от друга пор.

Эти стадии четко не разграничены: в реальных условиях замкнутые поры могут встретиться и на ранней стадии спекания, а начальные контакты — на заключительной. Уплотнение порошка в процессе спекания происходит одновременно с «залечиванием» дефектов его кристаллической решетки.

Исходное состояние пористого тела, которое представляет собой систему, содержащую множество частиц порошка, существенно отличается от термодинамически равновесного одновременно по разным параметрам. Это обусловлено наличием развитой свобод-

ной поверхности у отдельных частиц, точечных дефектов типа смещения атомов из узлов кристаллической решетки, неравновесных дефектов, таких, как дислокации, избыточные вакансии и дефекты упаковки решетки, микрополостей внутри частиц и т.д. Отсутствие равновесия в системе смеси порошков разных металлов связано также с существованием градиентов концентраций их атомов.

Поведение металлических порошков в процессе прессования и спекания зависит от их свойств, на которые оказывают влияние методы их получения. Металлические порошки характеризуются химическим составом, физическими и технологическими свойствами.

Химический состав порошков обычно определяется содержанием основного металла, разных видов примесей и газов.

К *физическим свойствам* порошков относятся состояние кристаллической решетки частиц, их размеры и форма, удельная поверхность и пикнометрическая плотность порошка.

Технологические свойства характеризуются насыпной массой, текучестью порошка и его прессуемостью.

Наибольшее влияние на интенсификацию процессов усадки и спекания оказывают физические свойства металлических порошков. При уменьшении размеров частиц возрастает удельная поверхность порошка. С повышением дисперсности порошка снижается температура начала его усадки, последняя же увеличивается, равно как и прочность спрессованных образцов.

При постоянном сварочном давлении, равном 20 МПа, карбонильный никелевый порошок ПНКОТ-1 ($d < 10$ мкм, $S_{уд} = 0,48$ м²/г) спекается более интенсивно и при более низких температурах (400...500 °С), чем электролитический ПНЭ-1 ($d = 45...70$ мкм, $S_{уд} = 0,12$ м²/г). Никелевый порошок, полученный термическим разложением формиата никеля $Ni(COOH)_2 \cdot 2H_2O$, с размерами частиц менее 0,1 мкм и удельной поверхностью 17 м²/г спекается с еще большей скоростью при $T < 400$ °С, чем порошок ПНКОТ-1.

Тонкодисперсные порошки вольфрама, молибдена и циркония с размерами частиц 10...100 нм спекаются при температурах, почти на 1000 °С более низких, чем порошки этих металлов с размерами частиц свыше 500 нм.

Скорости процессов взаимного спекания частиц и припекания их к плоской поверхности увеличиваются с уменьшением линейных размеров частиц и характеризуются соотношением

$$X/R = R^{-3/5} f(t, T),$$

где X — минимальный радиус контактного перешейка; R — радиус частиц; T, t — температура и время спекания соответственно.

Для активации процесса спекания наряду с увеличением дисперсности и удельной поверхности порошка повышают дефект-

ность кристаллической структуры его частиц. Для этого порошки металлов получают в неравновесных условиях: при пониженной температуре процесса и более высоких скоростях нагрева и охлаждения. Например, медный порошок, полученный при температуре 250 °С, имеет повышенную плотность дефектов кристаллической решетки (вакансии, дислокации и др.) и большую дисперсность структуры и субструктуры, чем медные порошки, восстановленные при более высоких температурах. Объясняется это тем, что диффузионные процессы при получении порошка при $T = 250\text{ }^\circ\text{C}$ значительно заторможены.

Таким образом, основной движущей силой процесса уплотнения пористого тела при спекании является уменьшение свободной энергии, которая связана со свободной поверхностью пористого тела и дефектами его кристаллической структуры. Кроме того, причиной увеличения активности порошка при спекании может быть возрастание концентрации дислокаций, вдоль которых отмечается повышенная диффузионная подвижность атомов.

Плотность дислокаций, см^{-2} , в металлах зависит от их состояния:

Особо чистые монокристаллы	10
Обычные монокристаллы	$10^4 \dots 10^6$
Отожженный поликристаллический металл	$10^7 \dots 10^8$
Порошок меди, восстановленный из ее оксида	$1,1 \cdot 10^{10} \dots 6,3 \cdot 10^{10}$
Спрессованный слой порошка меди, восстановленной из ее оксида	$8,8 \cdot 10^{10} \dots 1,6 \cdot 10^{11}$

Следует иметь в виду, что различие в активности порошков в процессе спекания уменьшается с ростом температуры. Структурно нестабильные состояния спекаемых тел (деформация решетки, высокая концентрация точечных и линейных дефектов), определяющие активность порошков, быстро релаксируют при температурах выше $0,4T_{\text{пл}}$. Иными словами, уплотнение порошка при спекании происходит при непрерывном изменении механизма переноса массы от механизмов, характеризующихся малой энергией активации (активированное скольжение, граничная диффузия), до объемной самодиффузии.

Для того чтобы тело при спекании оставалось активным, процесс необходимо проводить в условиях непрерывного генерирования дефектов структуры. Это возможно при воздействии различных химических и физических факторов. На начальной стадии спекания целесообразно осуществлять физическую активацию, например, ультразвуковыми колебаниями, генерируемыми линейными дефектами. На стадии диффузионной ползучести более эффективно химическое воздействие, влияющее на скорость объемной диффузии вакансий и образование структур с очень малыми раз-

мерами соединенных друг с другом областей, границы которых служат стоками для вакансий.

В присутствии примесей, взаимодействующих с зёрнами, бездефектная структура не может установиться вследствие непрерывного генерирования дефектов. Поэтому активность вещества, обусловленная его химическим взаимодействием с примесями, может существовать до высоких температур.

Весьма эффективным способом активации процесса спекания, широко применяемым в порошковой металлургии, является введение в спекаемую смесь различных добавок в виде порошков других металлов. Даже незначительное количество примеси в спекаемом порошке существенно влияет на кинетику уплотнения как в начальный период, так и на стадии диффузионной ползучести. Наиболее убедительные результаты получены при спекании вольфрама и железа с добавкой никеля, а также железа с добавкой золота.

Активация процесса спекания связана с растворением и осаждением основного компонента при его взаимодействии с материалом добавки, образованием избыточных вакансий на поверхности основных частиц и интенсификацией взаимодействия избыточных вакансий с дислокационной сеткой в объеме частиц.

Введение добавок металлов в малом количестве позволяет активировать процесс спекания тугоплавких соединений как в изотермическом режиме, так и при непрерывном нагреве.

Качество сварного соединения, получаемого через порошковый промежуточный слой, определяется в равной степени процессами, происходящими при спекании этого слоя и сопровождающими его припекание к поверхности основного (компактного) материала.

При нагреве и выдержке образца при повышенной температуре на границе раздела промежуточного слоя и основного металла протекают процессы, влияющие на прочность их сцепления: восстановление оксидов и разложение химических соединений, релаксация напряжений, образование контактов с химической связью, перестройка структуры, диффузия, рекристаллизация, рост зерен, формирование твердых растворов и химических соединений, рост существующих и вновь возникающих контактов.

На ранней стадии припекания происходит уплотнение порошкового слоя и заполнение частицами неровностей поверхности основного металла. Затем на участках соприкосновения частиц с поверхностью протекает пластическая деформация с образованием активных центров и установлением между ними химической связи.

Дальнейшее развитие процесса приводит к иницированию диффузионно-вязкого течения по границам зерен, переходящего в объемное диффузионно-вязкое течение в зоне соединения со сто-

роны порошкового слоя, и диффузии по границам зерен в компактном материале.

Припекание (схватывание) промежуточного слоя к основному материалу зависит от их химического состава и параметров режима сварки. Компоненты слоя, усиливающие диффузию и снижающие температуру процесса, улучшают припекаемость, а компоненты, образующие на поверхности трудновосстанавливаемые оксиды и ослабляющие диффузию, ухудшают ее.

Существенное влияние на припекание промежуточного слоя к поверхности компактного материала оказывает величина приложенного сварочного давления. Установлено, что небольшое давление (до 3 МПа) активирует спекание порошка, причем с ростом давления его усадка увеличивается, что может быть объяснено повышением эффективного коэффициента диффузии. При приложении небольшого давления (около 20 кПа) в процессе спекания медного порошка температура начала его заметной усадки и схватывания с поверхностью составляет 220 °С.

Ускоряющее влияние давления на кинетику спекания в области различных давлений и температур обуславливается разными механизмами деформирования вещества пористого тела. На начальной стадии спекания повышение давления способствует увеличению скорости усадки, сопровождающейся «залечиванием» мелких пор, причем суммарный объем пор уменьшается в основном за счет исчезновения наиболее мелких из них, тогда как средний размер пор при этом меняется незначительно.

На следующей стадии спекания повышение давления практически не способствует уплотнению порошка, а лишь приводит к увеличению скорости процесса коалесценции. Под влиянием внешнего давления ускоряется процесс собирательной рекристаллизации вследствие уменьшения общего числа пор, которые могут оказывать тормозящее влияние на рекристаллизационное смещение границ.

Процесс припекания промежуточного слоя к компактному основанию активируют теми же методами, которые применяют для активации спекания этого слоя, а именно: воздействием вибрации, введением в его состав активирующих добавок, увеличением дисперсности и удельной поверхности порошков.

По сравнению со спеканием однокомпонентных промежуточных порошковых слоев кинетика твердофазного спекания двухкомпонентных смесей порошков существенно усложнена из-за наличия побочных процессов, сопутствующих диффузионной гомогенизации.

Избыточная свободная энергия порошковой смеси, обусловленная наличием градиентов концентраций компонентов, во многих системах оказывается столь значительной, что их приближение к равновесию по данному параметру оказывается энергетически оп-

равданным и тогда, когда оно сопровождается временным увеличением их отклонения от равновесия по другому параметру (например, по развитости свободной поверхности), возникновением напряжений в диффузионной зоне и другими явлениями.

Контрольные вопросы

1. Какие теории образования сварного соединения в твердой фазе существовали до появления теории трехстадийности?
2. В чем заключается суть теории трехстадийности образования соединения при диффузионной сварке?
3. Какова роль промежуточных слоев при диффузионной сварке?
4. Какие виды промежуточных слоев применяют при диффузионной сварке, чем они отличаются друг от друга?
5. В чем состоит преимущество порошковых промежуточных слоев перед компактными?