

УДК 621.791.1

ЭНЕРГЕТИКА ПРОЦЕССА СОЕДИНЕНИЯ ДВУХ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД

И. В. Зуев, О. Ю. Горева, А. Г. Галкин, К. Е. Чой

Московский энергетический институт — Технический университет, Москва, Россия

На основе энергетических подходов предлагается трактовка кинетики процесса соединения двух конденсированных сред с учетом процессов диффузии. Качественная картина процесса схватывания основана на представлениях о взаимодействии флуктуационных электромагнитных полей, существующих внутри взаимодействующих тел и в пространстве между ними (по теории Е. М. Лифшица). Результаты расчетов энергетических параметров сближения до образования физического контакта (примерно два параметра решетки) показывают, что энергия взаимодействия имеет величину порядка теплосодержания расплавленного металла. Это значит, что нет смысла сближать материалы до межатомных расстояний. Достаточно их сблизить до расстояния $\approx 10 \text{ \AA}$ и диффузия очень быстро зашьет зазор. Энергетически такая ситуация соответствует плавлению материалов в контакте.

Анализ физических процессов в контакте при сварке и пайке [1] дает основание предполагать, что отличия взаимодействия по типу агрегатного состояния соединяемых тел (жидкое — жидкое, жидкое — твердое, твердое — твердое) носят в большей степени количественный характер, а не качественный. Поэтому в настоящем сообщении на основе энергетических подходов, которые делались и ранее [2], предлагается трактовка кинетики процесса соединения двух конденсированных сред с учетом процессов диффузии [3].

Очень важен в теоретическом и практическом отношении вопрос о том, каков же закон взаимодействия между конденсированной системой и изолированной частицей вблизи ее поверхности, а также закон взаимодействия между двумя системами частиц [4].

Развиваемые ранее теории были построены на вычислении энергии связи между конденсированными телами как суммы энергий парных взаимодействий молекул, принимаемых изолированными. Из-за искусственности этого допущения следует слабость предлагаемых теорий.

Х. Казимир и Е. Лифшиц [4, 5] считают, что энергия связи конденсированных тел не зависит от парных взаимодействий. Так, для металлических пластин Казимир установил, что сила их притяжения составляет:

$$F = \hbar c \pi^2 / 240 H^4,$$

где $\hbar = h / 2\pi$, h — постоянная Планка.

Качественную картину процесса схватывания, т. е. сближения до фактического контакта и образования химических связей можно получить, используя электромагнитную теорию взаимодействия конденсированных сред Е. М. Лифшица [5].

В соответствии с [5] контакт конденсированных тел основывается на представлениях об излучении и поглощении электромагнитных волн атомами и молекулами.

Внутри всякой поглощающей среды существует флуктуационное поле, выходящее также за ее пределы в виде бегущих и стоячих волн. Притяжение конден-

сированных тел рассматривается как результат взаимодействия флуктуационных полей тел. Представляя контактирующие тела в виде тождественных сред, заполняющих полупространства с плоскопараллельными границами, разделенными щелью шириной H , в которой "встречаются" флуктуации электромагнитных полей, можно произвести расчет сил притяжения.

Сила притяжения F для $H > \lambda$, где λ — длина волны излучения, обратно пропорциональна H и зависит только от электростатических диэлектрических проницаемостей сред ϵ_0 .

Для металлов $\epsilon_0 = \infty$, поэтому

$$F = bc\pi^2 / 240H^4 = 1,3 \cdot 10^{-18} / H^4, \text{ Дн} / \text{см}^2, \quad (1)$$

где H — зазор (в сантиметрах).

Выражение (1) представляет формулу Казимира-Лифшица для металлов [5]. Для случая взаимодействия металл — диэлектрик имеем:

$$F = (bc\pi^2 / 240H^4) \cdot (\epsilon_0 - 1) / (\epsilon_0 + 1) \cdot \varphi(\epsilon_0). \quad (2)$$

Пусть в процессе сварки (пайки) две поверхности соединяются до межатомных расстояний (рис. 1).

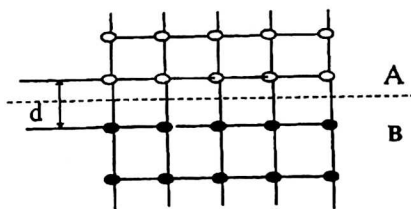


Рис. 1. Схемасближения поверхностей материалов А и В до величины зазора $H \sim d$

По Лифшицу-Казимиру сила взаимодействия сред А и В (однородных в нашем случае) определяется выражением (1).

Интегрирование формулы (1) по H дает выражение для поверхностной энергии

$$W = -4,3 \cdot 10^{-19} / H^3, \text{ Дн} / \text{см} \text{ или эрг} / \text{см}^2 \quad (3)$$

Для получения большей информации о процессе в контакте необходимо привести поверхностную энергию к объемной.

Сделаем это, выражая (3) следующим образом [6]:

$$W^* = W S_m, \quad (4)$$

где S_m — площадь, занимаемая молекулой вещества, если его растянуть в молекулярную пленку;

$$S_m = (M / \rho)^{2/3} N^{1/3}, \text{ см}^2 / \text{моль} \quad (5)$$

Здесь M — молекулярный вес, ρ — плотность вещества, N — число Авогадро. Однако в наших расчетах энергию будем относить к объему вещества, поэтому (5) выразим следующим образом:

$$S_m^* = S_m (\rho / M) = ((\rho / M) N)^{1/3}, \text{ 1 / см} \quad (6)$$

Таким образом, выражение для приведенной поверхностной энергии будет иметь вид

$$W^* = W S_m^*, \text{ Дж / см}^3 \quad (7)$$

В табл. 1 приведены результаты расчетов по формулам (3)—(7) для случая сближения материалов A и B (см. рис. 1), когда зазор между ними составляет одно межатомное расстояние d (т. е. когда материалы соединены). Значения d взяты из работы [7].

Из табл. 1 также следует, что в момент соединения сила притяжения составляет $(2-3) \cdot 10^5 \text{ Дж/см}^3 = (2-3) \cdot 10^6 \text{ атм}$, т. е. несколько миллионов атмосфер.

Из опыта сварки давлением известно, что такие давления к соединяемым материалам не прикладываются, да и реализовать их, по-видимому, невозможно. Например, при сварке термокомпрессией $F = 50-150 \text{ Дж/см}^3$, т. е. на три порядка меньше.

Таблица 1

Энергетические параметры сближения поверхностей при $H = d$

Металл	F			W*	W	Sm	Sm*	d
	кг/мм ²	дин/см ²	Дж/см ³					
Al	$1,9 \cdot 10^{10}$	$1,9 \cdot 10^{12}$	$1,9 \cdot 10^5$	$3,3 \cdot 10^5$	$1,8 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^9$	$1,8 \cdot 10^8$	2,863
Ni	$3,4 \cdot 10^4$	$3,4 \cdot 10^{12}$	$3,4 \cdot 10^5$	$6 \cdot 10^5$	$2,8 \cdot 10^{-3}$	$1,4 \cdot 10^9$	$2,1 \cdot 10^8$	2,432
Mo	$2,3 \cdot 10^4$	$2,3 \cdot 10^{12}$	$2,3 \cdot 10^5$	$7,7 \cdot 10^5$	$4,2 \cdot 10^{-3}$	$1,7 \cdot 10^9$	$1,8 \cdot 10^8$	2,751

Рассмотрим теперь случай, когда между материалами A и B в процессе сближения зазор составляет величину порядка 10 Å , т. е. процесс соединения еще не закончен, но образовался так называемый “физический контакт” (рис. 2) [8].

Величина 10 Å примерно равна двум параметрам решетки с учетом того, что в тонком поверхностном слое параметр решетки возрастает.

По существу, между соединяемыми поверхностями находится слой вакансий (пустоты).

Результаты расчетов энергетических параметров сближения при $H \cong 10 \text{ Å}$ приведены в табл. 2. Здесь же для сравнения даны величины теплосодержания металлов при температуре кипения $Z_{\text{кип}}$ и температуре плавления $Z_{\text{пл}}$ и q -универсальной энергии активации по Осипову К. А. [9]

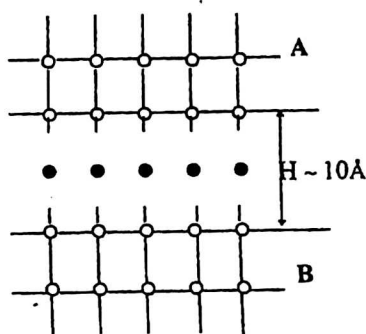


Рис. 2. Схемасближения материалов А и В: величина зазора H еще не достигла величины d и составляет величину $\sim 10 \text{ \AA}$ (около $2d$)

Таблица 2

Энергетические параметры сближения поверхностей при $H \sim 10 \text{ \AA}$

Металл	F			W^* , Дж/см ³	W, Дж/см ²	$Z_{\text{шип}}$, Дж/см ³	$Z_{\text{пл}}$, Дж/см ³	q , Дж/см ³
	кг/мм ²	дин/см ²	Дж/см ³					
Al	130	$1,3 \cdot 10^{10}$	$1,3 \cdot 10^3$	$7,75 \cdot 10^3$	$4,3 \cdot 10^2$	$2,4 \cdot 10^4$	$1 \cdot 10^3$	$3,3 \cdot 10^3$
Ni	130	$1,3 \cdot 10^{10}$	$1,3 \cdot 10^3$	$9 \cdot 10^3$	$4,3 \cdot 10^2$	$6,4 \cdot 10^4$	$2,7 \cdot 10^3$	$1,43 \cdot 10^4$
Mo	130	$1,3 \cdot 10^{10}$	$1,3 \cdot 10^3$	$7,85 \cdot 10^3$	$4,3 \cdot 10^2$	$6,8 \cdot 10^4$	$2,1 \cdot 10^3$	$2 \cdot 10^4$

Из табл. 2 видно, что величины $Z_{\text{пл}} \sim W^*$. Это отвечает энергетике процесса сварки плавлением.

Время диффузии атомов через зазор $H \cong 10 \text{ \AA}$ крайне мало по сравнению с технологическим временем сварки (при $D \cong 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$, $t = H^2/D = 10^{-14}/10^{-5} = 10^{-9} \text{ с}$), поэтому задолго (с энергетической точки зрения) до момента сближения до $H = d$ процесс соединения уже начинает происходить.

Посмотрим, как соотносится величина q с параметрами плавления.

Из табл. 3 следует, что $q = (cT_{\text{пл}} + Z_{\text{пл}})$, но это следует также и из определения q по Осипову К. А. [9]

$$q = - \left(\int_0^{T_{\text{пл}}} c_p dT - T_{\text{пл}} \int_0^{T_{\text{пл}}} (c_p / T) dT \right), \quad (8)$$

где c_p — теплоемкость при постоянном давлении.

Таблица 3

Сравнение величин универсальной энергии активации по Осипову К. А. [9] и теплосодержания расплава некоторых металлов

Металл	q , Дж/см ³	$S_{пл} = (cT_{пл} + Z_{пл})$, Дж/см ³
Al	$3,3 \cdot 10^3$	$4 \cdot 10^3$
Ni	$1,43 \cdot 10^4$	$1,2 \cdot 10^4$
Mo	$2 \cdot 10^4$	$1,6 \cdot 10^4$

Примечание. c — теплоемкость; $T_{пл}$ — температура плавления; $Z_{пл}$ — теплота плавления.

Оценим теперь величину зазора при $W_{\text{кип}}^* = Z_{\text{кип}}$, $W_{\text{пл}}^* = Z_{\text{пл}}$, $W^* = q$ для алюминия. Результаты следующие: $H_{\text{кип}} = 4,8 \text{ \AA}$, $H_{\text{пл}} = 10,7 \text{ \AA}$, $H_q = 8 \text{ \AA}$, то есть, энергетические затраты на плавление поверхностных слоев сближаемых материалов эквивалентны сближению до зазора порядка 10 \AA .

Итак, при соединении материалов нет смысла сближать их до межатомных расстояний. Достаточно их сблизить до расстояний $\sim 10 \text{ \AA}$, и диффузия очень быстро “зашьет” этот зазор.

Энергетически такое сближение соответствует плавлению материалов в контакте.

При сварке плавлением и пайке плавление достигается за счет нагрева соединяемых материалов, при сварке давлением — за счет совместного термомеханического воздействия.

Экспериментально показано, что при ударном и статическом сжатии некоторых твердых взрывчатых веществ их детонация начинается вследствие появления локальных очагов разогрева в зоне контакта. Качественный анализ механизмов деформации, ответственных за появление локальных разогревов [10], показывает, что в зависимости от скорости деформации реализуются два механизма: неоднородная неизотермическая деформация при высоких скоростях нагружения, (тепло деформации не успевает отводиться из зоны деформирования и, соответственно, предел текучести материала уменьшается вследствие непрерывного выделения тепла) и деформация в изотермических условиях, когда предел текучести вследствие отвода тепла не меняется (малые скорости деформирования).

Появление очага локального разогрева или плавления происходит следующим образом.

При упругом деформировании образца (рис. 3) в нем запасается некоторая потенциальная энергия. Дальнейшая деформация переводит образец в пластическое состояние. Пластическая деформация идет неоднородно, так как любое увеличение напряжения, например, в области около поверхности EF , вызывает местное разупрочнение (понижение предела сдвига), вследствие чего вся последующая деформация сосредотачивается в этой области.

При уменьшении предела сдвига в области пластической деформации остальная часть образца (вне области EF) не может находиться под большим напряжением, в ней должна происходить самопроизвольная упругая разгрузка. В этом случае потенциальная энергия, запасенная в образце при упругой деформации, реализуется в работу пластической деформации, локализованной в области около EF .



Рис. 3. К обсуждению механизма разогрева при сдвиге

Таким образом, поверхность EF является поверхностью разрыва скоростей деформаций и плоским источником тепловыделения. Температура разогрева определяется зависимостью предела текучести от температуры, величиной запасенной энергии и интенсивностью теплоотвода.

Оценим возможность появления локальных очагов разогрева и плавления в контакте соединяемых материалов при сварке давлением. Отметим, что экспериментальные факты возникновения таких очагов, например, при холодной сварке, уже давно известны.

Рассмотрим деформацию микровыступа шероховатой поверхности металла (рис. 4). Для случая чистоты обработки поверхности с параметрами шероховатости 0,4—1,6 мкм примем $b_0 = 1$ мкм, $d_0 = 1$ мкм. Сочетание соединяемых материалов Al + Al. Режим сварки: давлением $\sigma = 29$ —50 МПа, температура подогрева $T_0 = 673$ К. Скорость деформирования при заданном давлении σ составит

$$V = (\sigma / \rho)^{1/2}. \quad (9)$$

Относительная скорость деформации

$$\dot{\varepsilon} = V / b_0. \quad (10)$$

Тепловой эффект упругой деформации составляет величину

$$\Delta T = \sigma \varepsilon_0 / c \rho = 23,5 \text{ К}, \quad (11)$$

где ε_0 — упругая деформация, $\varepsilon_0 = 0,1$.

Запасенная энергия в объеме микровыступа

$$Q = c \rho (\pi d_0^2 / 4) b_0 \Delta T = 4,6 \cdot 10^{-11} \text{ Дж}. \quad (12)$$

Оценки по формулам (9)—(12) дают следующие результаты. В начальный момент в контакт вступает около 5 % всей поверхности.

Величина давления при этом составляет $\sigma = 563,7$ МПа, $b = 0,1 \cdot 10^{-4}$ см, $d = 3,2 \cdot 10^{-4}$ см, $v = 4,6 \cdot 10^4$ см/с, $\varepsilon = 4,6 \cdot 10^8$ с⁻¹, $\Delta T = 23,5$ К, $\varepsilon_0 = 0,1$, $Q = 4,6 \cdot 10^{-11}$ Дж (теплофизические константы для алюминия, принятые в расчете, следующие: $C = 0,9$ Дж/К; $\rho = 2,7$ г/см³; $T_{\text{пл}} = 933$ К, предел текучести $\sigma_T \approx 68,6$ МПа).

Появление очага плавления или разогрева (поверхность разрушения EF , см. рис. 4) в силу неоднородности пластической деформации может возникнуть в любом месте. Так как шероховатости реальной поверхности больше приближаются по своей геометрии к конусу [11], чем к цилиндру, следует ожидать появления очага в наименьшем сечении, т. е. в районе вершины сминаемого конуса.

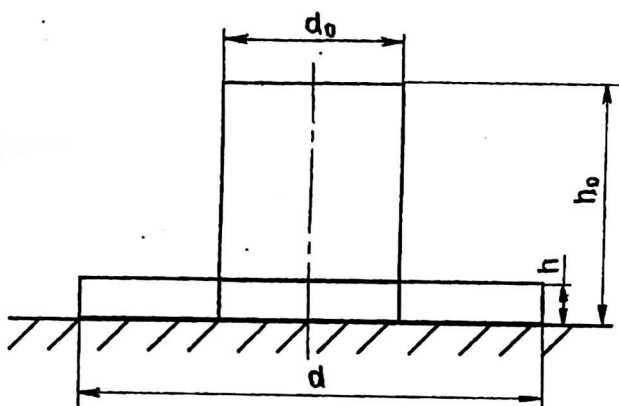


Рис. 4. Схема деформации микровыступа поверхности

Из оценок следует, что время смятия выступа крайне мало $\approx 10^{-9}$ с, т. е. выделяющееся тепло отводится теплопроводностью не успевает. Поэтому можно считать, что вся запасенная энергия тратится на разогрев или плавление.

Величину очага локального плавления приблизительно можно оценить по соотношению

$$D = (4Q / \pi x \rho (c(T_{\text{пл}} - T_0) + Z_{\text{пл}}))^{1/2}, \quad (13)$$

где $Z_{\text{пл}}$ — теплота плавления; x — толщина слоя тепловыделения.

Принимая $x \approx 10^{-6}$ см (100 атомных слоев), получаем из (13) величину очага локального плавления, $D_m = 1,8 \cdot 10^{-4}$ см, а величину области, нагретой до температуры плавления $D = 3 \cdot 10^{-4}$ см, т. е. к моменту смятия микровыступа до величины $D = 3,2 \cdot 10^{-4}$ см, он по этой же площади и расплавлен.

В процессе сжатия в контакт вступает все большая и большая площадь поверхности. Давление соответственно падает. Оценки параметров локального разогрева к моменту падения давления до предела упругости $\epsilon_0 \approx 68,6$ МПа, показывают следующее.

Площадь контакта к этому моменту достигает 43 %. Величина деформации составляет $\epsilon = 11$ %, остальные величины: $b = 0,9 \cdot 10^{-4}$ см; $v = 1,6 \cdot 10^4$ см/с; $\Delta T = 2,9$ К; $Q = 5,4 \cdot 10^{-12}$ Дж. Диаметры очагов плавления и разогрева до температуры плавления уменьшаются до $D_m = 0,6 \cdot 10^{-4}$ см и $D = 1 \cdot 10^{-4}$ см, соответственно.

Время существования локальных очагов разогрева $t \approx D_m^2 / a \approx 10^{-7} - 10^{-8}$ с, где a — температуропроводность. Величина коэффициента диффузии металлов при температуре плавления $D_0 \approx 10^{-3} - 10^{-5}$ см²/с. Средний путь диффузии за время t составит величину $x \approx (D_0 t)^{1/2} \approx 10^{-6} - 10^{-7}$ см, т. е. за время существования очага разогрева атомы успевают пройти расстояние порядка толщины зазора между соединяемыми материалами, находящимися в состоянии физического контакта.

Таким образом, наличие локальных очагов разогрева, образующихся в процессе формирования примерно первой трети площади контакта, может способствовать схватыванию материалов посредством диффузии.

Необходимо отметить также следующее. Из механизма неизотермической деформации вытекает понятие о существовании предельного (минимального) размера микровыступа, при котором запас упругой энергии еще может обеспечить образование очага плавления. Этот факт согласуется с экспериментальными данными о влиянии чистоты обработки поверхностей на степень взаимодействия контактирующих материалов [12, 13]. Вместе с тем для случаев соединения очень гладких поверхностей (субмикрощероховатость), по-видимому, следует учитывать эффект понижения температуры плавления с уменьшением размеров микровыступов.

Появление локальных очагов разогрева в контакте приводит к ускорению процессов диффузии. Проследим за развитием диффузионных процессов на примере системы металлическая пленка — проводник, где процессы развиваются гораздо интенсивнее, чем в массивных материалах (соответствующие коэффициенты массопереноса составляют величины $10^{-12} \div 10^{-11}$ и $10^{-16} \div 10^{-13}$ м²/с), что объясняется мелкой поликристаллической структурой пленки, благодаря которой диффузия идет в основном по границам и поверхности зерен. Рассмотрим процессы диффузии на примере системы алюминиевая пленка — золотой проводник и алюминиевая пленка — алюминиевый проводник, находящие широкое применение, в частности, в микроэлектронике.

Исследование диффузионных процессов в такой системе упрощается за счет больших (сотни микрон) размеров зон и отсутствия необходимости в изготовлении шлифов, травлении и т. п. Специфические свойства тонких пленок могут приводить к возрастанию роли диффузионных процессов при формировании сварных контактов. Наличие в тонких пленках макроскопической пористости может являться удобным средством контроля протекающих диффузионных процессов в околосконтактной зоне. Изучение макроскопических дефектов (сквозных пор, ямок), возникающих в пленке в зоне контакта, дает возможность определять направление и интенсивность диффузионных процессов [14, 15].

Поведение макродефектов и диффузионных зон вокруг контактов металлическая пленка — проводник в процессе изотермического отжига в вакууме доказывает, что процессы диффузии активируются нагревом.

На рис. 5 представлены микрофотографии типичных диффузионных интерметаллических зон вокруг контакта после отжига в вакууме. Оценка коэффициента диффузии производилась по формуле

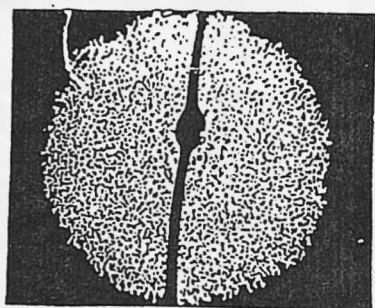
$$D \sim r^2/t, \text{ м}^2/\text{с}, \quad (14)$$

где r — радиус диффузионной зоны, t — время отжига.

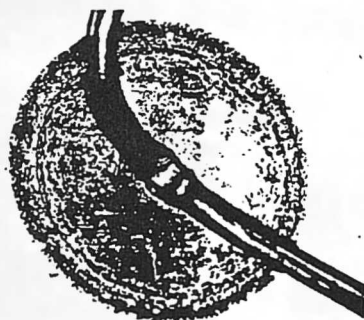
Оценки по формуле (14) дают результаты $D \sim 10^{-12} \div 10^{-11}$ м²/с, т. е. величины, соответствующие поверхностной диффузии.

Авторами работы [16] была разработана методика исследования диффузионных процессов, протекающих на поверхности свариваемых материалов, при моделировании взаимодействия микровыступов шероховатой поверхности с гладкой. Для исследований использовали гладкий массивный металлический образец, на который приваривали тонкую металлическую проволоку. Изучалась кинетика развития процессов, происходящих в околосконтактной зоне, при сварке давлением разнообразных материалов непосредственно в процессе формирования соединения. Были получены результаты при сварке массивного образца из алюминия АД1 и проволочки из меди. Диффузионные процессы в тонком приповерхностном слое протекают во много раз интенсивнее взаимной объемной диффузии. Структура поперечного шлифа образца, полученная в процессе сварки в течение 15 с и последующего отжига при 500—510 °С, представленная на фотографиях в

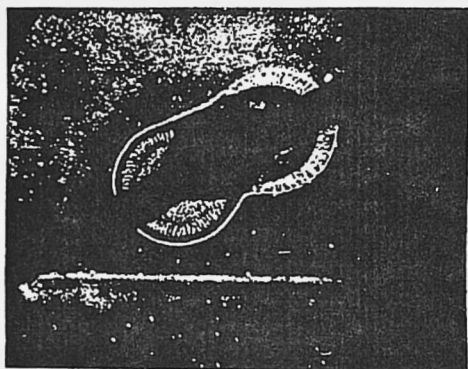
работе [16], демонстрирует, что ширина интерметаллидной зоны в 20 раз больше максимальной толщины слоя интерметаллидов. Таким образом, на начальном этапе сварки давлением металлов в формировании соединения между шероховатыми поверхностями большую роль играют процессы поверхностной диффузии.



а



б



в

Рис. 5. Типичный вид диффузионных зон вокруг сварного контакта:

а — алюминиевая пленка — алюминиевый проводник при отжиге $T = 900$ К в течение 600 с на "просвет", $\times 100$; б — алюминиевая пленка — золотой проводник при отжиге $T = 820$ К в течение 600 с на "отражение", $\times 200$; в — алюминиевая пленка — золотой проводник при отжиге $T = 670$ К в течение 10800 с на "просвет", $\times 200$

В работах [17, 18] показано, что появление локальных очагов разогрева в контакте — это не единственно возможный механизм ускорения диффузии. Установлено, что импульсное механическое нагружение образцов приводит к резкому ускорению диффузии при скоростях деформации, больших чем 10^{-1} с $^{-1}$. Авторы работы [17] полагают, что ускорение диффузии вызвано резким увеличением количества точечных дефектов в кристалле, возникающих при движении дислокаций в процессе пластической деформации.

Плавление в контакте при сварке давлением — известный факт. В литературе за последние примерно двадцать лет накопилось достаточное количество работ, в которых либо прямо экспериментально показывается факт плавления, либо обсуждаются причины появления в зоне шва фаз или соединений, которые могут возникать при температурах, существенно выше температуры сварки [19].

В частности, в работах Х. Крэя [20] с помощью оптической микроскопии показано, что во всех случаях при сварке давлением наблюдается слой литой зоны толщиной 700—2000 Å (0,07—0,2 мкм). В очень многих работах последних лет констатируется наличие жидкой фазы при сварке взрывом. В [21] обсуждается процесс диффузионной сварки кварцевого стекла с алюминием при $T = 853—913$ К

и регистрируется факт локального повышения температур в зоне сварки до 1300—1500 К.

Иванова В. С. [22] при рассмотрении процесса разрушения металлов с позиции синергетики локальный очаг плавления называет квазиаморфной структурой. В работе [23] локальный очаг плавления представляется как структура атомно-вакансионного состояния.

Отметим, что величина работы, затраченной на формирование контакта двух конденсированных сред W^* , по теории Е. М. Лифшица совпадает с данными работы [24], где показано, что работа формирования сварных и паяных швов, полученных различными способами, составляет величину порядка $S_{\text{пл}}$. По-видимому, это связано с тем, что термическое флюктуационное поле на поверхности конденсированного тела, проявляющееся в виде активной поверхностной диффузии, в существенной степени аналогично флюктуационному электромагнитному полю [5], выходящему за пределы поглощающей среды.

Заключение

Расчеты энергетических параметров взаимодействия двух поверхностей конденсированных сред (жидких или твердых) при сварке (пайке) показывают, что их сближение до величины зазора между ними около двух параметров решетки энергетически соответствует плавлению материалов в контакте. Далее поверхностная диффузия очень быстро “зашивает” зазор.

При сварке давлением в силу неоднородности пластической деформации в контакте соединяемых материалов образуются локальные очаги разогрева и плавления, что приводит к ускорению процесса диффузии на 6—8 порядков.

Диффузия, в частности поверхностная, как фундаментальный процесс, по-видимому, является одним из главных механизмов получения сварных и паяных соединений при сварке, пайке и нанесении покрытий независимо от агрегатного состояния контактирующих сред.

Литература

1. Рыкалин Н. Н., Шоршоров М. Х., Красулин Ю. Л. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов // Неорганические материалы 1965. Т. 1. №1. С. 29—35.
2. Семенов А. П. Схватывание материалов. М.: Машгиз, 1958. — 280 с.
3. Козаков Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме. М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
4. Ахматов А. С. Молекулярная физика граничного трения. М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1963. — 472 с.
5. Лифшиц Е. М. Теория молекулярных сил притяжения между конденсированными телами // ДАН, 1954. Т. 47, № 4. С. 643—646.
6. Найдич Ю. В. Контактные явления в металлических расплавах. Киев: Наукова думка, 1972.
7. Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1967. Вып. 1.
8. Красулин Ю. Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе. М.: Наука, 1971. — 117 с.
9. Осипов К. А. Некоторые активируемые процессы в твердых металлах и сплавах. М.: Наука, 1962. — 132 с.
10. Афанасьев Г. П., Боболов В. Л. Иницирование твердых взрывчатых веществ ударом. М.: Наука, 1968.
11. Демкин Н. Б. Контактное шероховатых поверхностей. М.: Наука, 1970. — 277 с.
12. Гельман А. С. Основы сварки давлением. М.: Машиностроение, 1970. — 312 с.
13. Кочергин К. А. Сварка давлением. Л.: Машиностроение, 1971. — 216 с.
14. Жильков Э. А., Зуев И. В., Целибева В. Н. Макроскопическая пористость в зоне контакта пленка — проводник // Сб. научных трудов МИЭТ по проблемам микроэлектроники. Сер. Полупроводниковые приборы и ИС. — М., 1976. Вып. 27. С. 122—126.

15. Зуев И. В., Гусянников В. В., Зуева А. Г. Методика исследования диффузионных процессов в зоне сварного соединения тонкая пленка — проводник // Физика и химия обработки материалов, 1986. № 1. С. 118—122.
16. Бордаков П. А., Зуев И. В., Демкин Н. Б., Любимов В. И. Методика и аппаратура для исследования диффузионных процессов в зоне контакта при сварке давлением // Сварочное производство, 1980. № 8. С. 38—39.
17. Лариков Л. Н., Макара А. М., Назарчук А. Т. и др. О природе диффузионных процессов, ответственных за образование соединений при сварке в твердой фазе // Физика и химия обработки материалов, 1971. № 4. С. 113—116.
18. Лариков Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М. Диффузионные процессы при сварке в твердой фазе. М.: Машиностроение, 1975. — 192 с.
19. Зуев И. В., Углов А. А. Энергетические и кинетические характеристики процесса соединения материалов // ДАН СССР, 1977. Т. 233, № 4. С. 649—652.
20. Кгеуе Н. Melting phenomena in Solid state welding processes // Welding Journal, 1977. V. 56, № 5. P. 154—158.
21. Трифонова Н. А. Исследование процессов взаимодействия кварцевого стекла и фотоситалла с алюминием в условиях диффузионной сварки в вакууме // Физика и химия обработки материалов, 1993. № 5. С. 127—134.
22. Иванова В. С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. — М.: Наука, 1992. 160 с.
23. Мусин Р. А., Коношков Г. В. Соединение металлов с керамическими материалами. М.: Машиностроение, 1991. — 224 с.
24. Зуев И. В. Самоорганизация (синергетика) процессов сварки и пайки. Работа формирования шва // Сварочное производство, 1995. № 9. С. 13—16.

POWER ENGINEERING OF CONNECTING TWO CONDENSED ENVIRONMENTS

I. V. Zuev, O. Y. Goreva, A. G. Galkin, K. Y. Choi

Moscow Power Engineering Institute — Technical University, Moscow, Russia

Based on some approaches known in the field of power engineering, an interpretation of kinetics for the process of joining two condensed mediums with due regard for the surface diffusion processes is suggested. Proceeding from electromagnetic theory for interaction of condensed mediums conceived by Prof. E. M. Lifshitz it is possible to obtain a substantiated pattern for setting of said mediums, i.e. the process characterized by closing or bringing them together up to the actual contact including chemical interaction between them. Said interaction is based on knowledge of electromagnetic radiation and absorption of electromagnetic waves by atoms and molecules. The results of calculations of energy parameters for bringing together the two condensed mediums to a gap of width $H = 10 \text{ \AA} = 10^{-7} \text{ cm}$ (which is equal to two lattice parameters) show that the magnitude of interaction energy is of the order of magnitude of the molten metal enthalpy. It means that there is no point in bringing the materials together when welding them together to interatomic distance. To draw the surfaces of such materials together to $H \approx 10 \text{ \AA}$ spacing between them will suffice to let the surface diffusion to sew up such a gap very fast just for $10^{-8} \div 10^{-6} \text{ s}$. From the power engineering point of view, this corresponds to melting of materials in contact.