



УДК 621.91.01

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕАКЦИОННОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ СВАРКОПАЙКЕ НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИПА ТИТАН–АЛЮМИНИЙ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **А. С. МИЛЕНИН**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана математическая модель процессов реакционной диффузии в сварных нахлесточных соединениях типа титан–алюминий. Произведена оценка степени риска образования хрупкого слоя интерметаллида $TiAl_3$ в зависимости от параметров сварочного процесса. Получены данные о распределении элементов в зоне сварного контакта.

Ключевые слова: сваркопайка, титан, алюминий, разнородное соединение, реакционная диффузия, слой интерметаллидного соединения, моделирование

Одной из характерных особенностей сварки разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью является риск формирования в зоне сварного контакта слоев интерметаллидных соединений. Наличие значительной доли таких включений может существенно снизить технологические свойства сварного узла [1–3].

В связи с этим кинетика процессов реакционной диффузии, имеющих место при сварке разнородных соединений, должна быть учтена при оптимизации параметров соответствующего производственного цикла.

Экспериментальное изучение тепломассопереноса при сварке сопряжено со значительными трудностями и затратами, поэтому определенный интерес в этом плане представляют методы математического моделирования соответствующих процессов на основе современных численных методов [4].

С этой целью на примере получения нахлесточного соединения титана и алюминия сваркопайкой разработана математическая модель, описывающая процессы реакционной диффузии на границе сварного соединения.

Характерные особенности процессов реакционной диффузии при сваркопайке нахлесточных соединений типа титан–алюминий. При сварке титана с алюминием в случае формирования интерметаллидных слоев в зоне сварного контакта возникает проблема снижения качества разнородного соединения [1, 5]. Как видно из диаграммы состояния двойной системы титан–алюминий (рис. 1), эти металлы отличаются низкой взаимной растворимостью, поэтому при перемешивании их жидких фаз невозможно избежать возникновения хрупких интерметаллидных соединений.

Вследствие существенного различия температур плавления титана (1668 °С [6]) и алюминия (660 °С [7]) для их соединения может быть применена сваркопайка. Суть этого процесса заключается в том, что под действием источника сварочного нагрева металл с более высокой температурой плавления (титан) остается твердым, а с более низкой (алюминий) плавится, образуя сварнопаяный контакт [1, 2, 5, 8]. Это позволяет максимально снизить температуру нагрева поверхности соприкосновения жидкого и твердого металлов и тем самым уменьшить риск образования интерметаллидных слоев.

Процесс формирования интерметаллидного слоя у поверхности сварнопаяного контакта может быть условно разделен на следующие этапы [9]:

- релаксация пика межфазной энергии на границе жидкий–твердый металл;
- формирование островков новой фазы в местах микродефектов на поверхности твердого металла, рост этих островков вдоль поверхности контакта и смыкание их в сплошную прослойку;
- диффузионный рост интерметаллидного слоя в направлении от поверхности разнородного контакта.

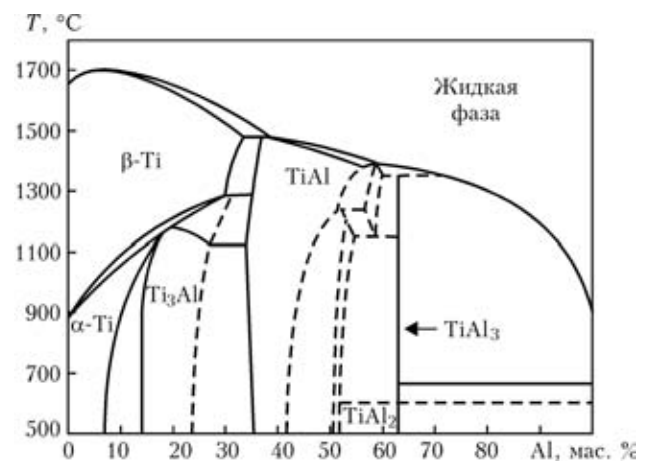


Рис. 1. Диаграмма состояния двойной системы Ti–Al [2]

© В. И. Махненко, А. С. Миленин, 2007

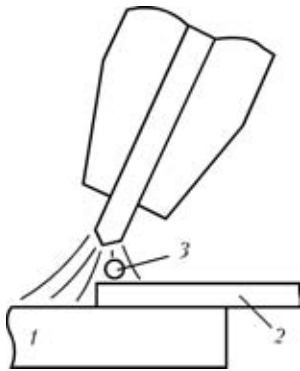


Рис. 2. Схема процесса получения сварнопаяного нахлесточного соединения системы Ti–Al [5]: 1, 2 — соответственно алюминиевая и титановая часть изделия; 3 — алюминиевая присадочная проволока

Следует также отметить, что в течение первых двух этапов формирования интерметаллидного слоя его толщина невелика, поэтому значительного снижения технологических характеристик сварного соединения [8, 10] не происходит. Суммарная длительность этих этапов определяет так называемый латентный период образования интерметаллидов. Именно его наличие позволяет избежать появления в сварных соединениях титана и алюминия хрупких интерметаллидных слоев толщиной, достаточной для значительного ухудшения эксплуатационных свойств сварного узла.

Несмотря на то, что на диаграмме состояния двойной системы Ti–Al показано наличие четырех стабильных интерметаллидных соединений (Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, $TiAl_3$), при сваркопайке титана и алюминия возможно формирование только слоя стехиометрического соединения $TiAl_3$, тогда как количество других интерметаллидных фаз либо пренебрежимо мало, либо они вообще отсутствуют [11]. Это связывают с различными отношениями скорости реакции образования соответствующих интерметаллидных соединений к скорости поступления элементов в область реакции (диффузии) при сварке, что не может быть отражено в равновесной диаграмме состояния двойной системы.

В рамках разработанной математической модели рассматривается процесс реакционной диффузии с формированием слоя интерметаллидного соединения $TiAl_3$.

Моделирование процессов теплопереноса и реакционной диффузии при сваркопайке нахлесточного соединения типа титан–алюминий. Одним из примеров сваркопайки разнородного соединения системы Ti–Al является аргонодуговая сварка внахлестку титановой и алюминиевой пластин с использованием алюминиевой присадочной проволоки [1, 5]. Схема этого процесса представлена на рис. 2. Концентрированный источник нагрева (в данном случае — это сварочная дуга, хотя в настоящее время в подобных схемах

используют лазер [2, 8]) движется вдоль сварного контакта, расплавляя алюминиевую проволоку и подплавляя алюминиевую кромку. Жидкий алюминий, растекаясь по твердому титану (титановая кромка может быть предварительно алитирована), образует сварнопаяный контакт. Чтобы не происходило перегрева сварочной ванны и титан оставался в твердом состоянии, источник сварочного нагрева движется достаточно быстро, что делает целесообразным использование для математического моделирования процессов теплопереноса соответствующих двумерных моделей.

Геометрические параметры полученного сварного соединения следующие:

Ширина титановой пластины, мм	70
Ширины алюминиевой пластины, мм	70
Толщина титановой пластины, мм	2
Толщина алюминиевой пластины, мм	8
Высота сварочного валика, мм	6,2
Ширина шва, мм	20,3
Длина линии контакта титановой и алюминиевой части сварного соединения, мм	30

Основные технологические характеристики процесса сварки:

Скорость перемещения источника вдоль соединения, мм/с	4
Мощность источника, кВт	4,4
КПД нагрева, %	50
Диаметр сварочного пятна, мм	3

Геометрические размеры валика сварного шва приняты с учетом равнопрочности получаемого сварного соединения.

Следует также отметить, что в рамках данной математической модели не рассматривается вопрос о растекании металла вплоть до формирования валика конечной формы, поскольку влияние этого процесса на характер распространения тепла невелико и проявляется только в небольшой области, расположенной перед источником сварочного нагрева.

Кинетика двумерного температурного поля может быть описана с помощью численного решения уравнения теплопроводности:

$$C(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где $T(x, y, t)$ — температура в точке (x, y) прямоугольной системы координат в момент времени t , °C; $\lambda(x, y, T)$ — теплопроводность металла в точке (x, y) с температурой T , Дж/(мм·с·°C); $C(x, y, T)$ — объемная теплоемкость материала, Дж/(мм³·°C).

Для корректной постановки задачи теплопроводности требуется учет начальных и граничных условий. Таковыми приняты следующие:

$$-\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial n} \Big|_{(x, y) \in G} = \alpha_1 (T(x, y, t) - T_0); \quad (2)$$

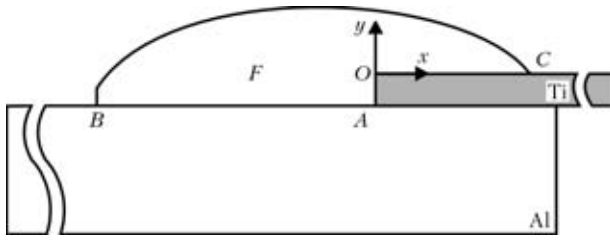


Рис. 3. Схема нахлесточного сварного соединения типа титан–алюминий [1, 5]

$$T(x, y, 0) = \begin{cases} T_L^{Al}, & \text{если } (x, y) \in F, \\ T_c, & \text{если } (x, y) \notin F, \end{cases} \quad (3)$$

где n — нормаль к поверхности; G — граница контакта металла сварного соединения с окружающей атмосферой; α_T — коэффициент теплопереноса, который, согласно экспериментальным данным, в случае контакта с окружающей атмосферой, равный $0,0002 \text{ Вт}/(\text{мм}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; $T_L^{Al} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ — температура плавления алюминия; T_c — температура окружающей среды, $^\circ\text{C}$; F — область шва, ограниченная кривой $AOCB$ (рис. 3).

Численное решение уравнения теплопроводности (1) с граничными (2) и начальными условиями (3) для сварки разнородного соединения с указанными выше геометрическими параметрами позволило выявить характер изменения во времени поля температур. Расчет проводили по всей площади поперечного сечения сварной конструкции.

Таким образом, зная временную зависимость температуры поверхности контакта алюминия и титана можно оценить риск образования слоя интерметаллидов. Зависимость латентного периода образования интерметаллидного соединения TiAl_3 от температуры на границе поверхностного контакта титана и алюминия показана на рис. 4. Чтобы учесть латентный период в случае переменного во времени поля температур рассматривался коэффициент χ риска образования интерметаллидов в следующем виде [5]:

$$\chi = \int_0^{t_0} \frac{dt'}{\tau(T)}, \quad (4)$$

где t_0 — обозримое время пребывания рассматриваемой конкретной точки контакта титана с жидким алюминием при высокой температуре; $T = T(t')$ — температура в рассматриваемой точке контакта в момент времени t' , $0 \leq t' \leq t_0$; $\tau(T)$ — длительность латентного периода, которая принимается по рис. 4. В этом случае выполнение условия $\chi < 1$ гарантирует отсутствие интерметаллидных слоев значительной толщины.

В качестве примера расчета этого критерия в случае нахлесточного сварного соединения титана



Рис. 4. Температурная зависимость длительности τ латентного периода образования интерметаллидного соединения TiAl_3 на границе поверхностного контакта твердого титана с жидким алюминием [5]

и алюминия на рис. 5 показано распределение коэффициента риска образования интерметаллида TiAl_3 вдоль линии OC поверхностного контакта металлов (рис. 3) при различных пространственных положениях источника сварочного нагрева относительно края титановой части сварного соединения (значения $\chi > 1$ на графиках не показаны). Как видно из рисунка, коэффициент риска образования интерметаллидов существенно зависит от положения источника нагрева. В том случае, если источник находится либо около края

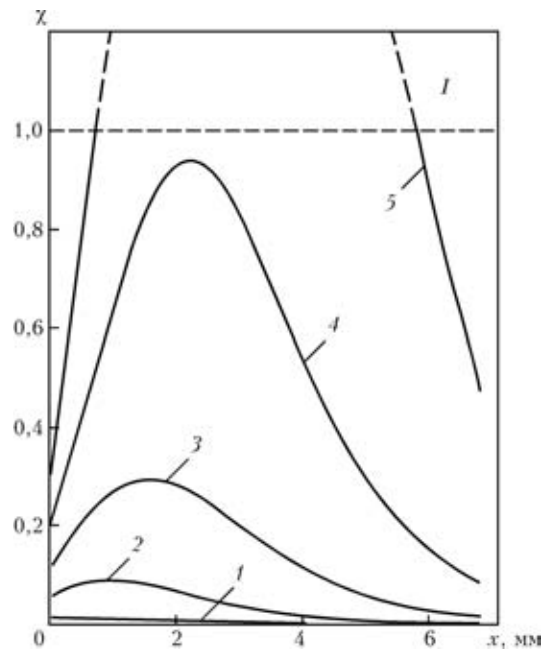


Рис. 5. Зависимость коэффициента χ риска образования TiAl_3 в различных точках поверхности сварного контакта в разнородном соединении от положения источника нагрева: 1 — $x_0 = -2,7$; 2 — 0; 3 — 1; 4 — 2; 5 — 3 мм; I — область высокого риска снижения эксплуатационных качеств конструкции вследствие наличия интерметаллидных слоев



титановой части сварного соединения, либо смещен в сторону алюминиевой части, то это практически гарантирует отсутствие интерметаллидного слоя. Однако если источник смещен в сторону титановой части изделия на расстояние 2 мм и более, тогда избежать появления хрупких интерметаллидных слоев трудно. Эти результаты хорошо согласуются с разработанными на основе экспериментальных данных параметрами режимов сваркопайки нахлесточных соединений титана с алюминием [5].

В некоторых случаях наличие сплошного интерметаллидного слоя определенной толщины не снижает общей прочности сварного узла (если, например, процесс сварки значительно ослабляет прочность зоны термического влияния алюминиевой части изделия). В связи с этим определенный интерес представляет оценка толщины слоя интерметаллидов при режимах, когда нарушается условие $\chi < 1$.

Как уже упоминалось выше, если время пребывания зоны поверхностного контакта титана и алюминия при высоких температурах превышает длительность латентного периода, то это влечет формирование слоя интерметаллида $TiAl_3$, рост которого определяется скоростью взаимной диффузии атомов свариваемых элементов.

Описание процессов массопереноса осуществлялось в рамках двумерного закона Фика [12], который в случае возможной химической реакции компонентов диффундирующих веществ имеет вид

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_i(x, y, T, c_i) \frac{\partial c_i}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_i(x, y, T, c_i) \frac{\partial c_i}{\partial y} \right) - V_i(c_p, c_{TiAl_3}), \quad (5)$$

где c_i — концентрация i -го элемента ($i = Al, Ti$) в момент времени t ; D_i — коэффициент диффузии i -го элемента, mm^2/c ; T — температура рассматриваемой точки сварного соединения, декартовы координаты которой (x, y) , $^{\circ}C$; $V_i(c_p, c_{TiAl_3})$ — функция объемного источника i -го вещества, $1/c$ (если соотношение алюминия и титана в растворе таково, что существует избыток одного из этих элементов над пределом их взаимной растворимости, то происходит уменьшение концентрации избыточного элемента с появлением соответствующего количества интерметаллида).

Начальными условиями для данной задачи служит исходная концентрация элементов в титановой и алюминиевой части изделия.

В качестве граничного для уравнения (5) принято следующее условие:

$$c_i |_{\infty} = c_i^0, \quad (6)$$

где c_i^0 — начальная концентрация i -го элемента; $c_i |_{\infty}$ — то же, но на значительном расстоянии от области контакта. Для рассматриваемого случая с учетом кратковременности контакта свариваемых металлов при высоких температурах можно считать, что в областях, расположенных на расстоянии 1 мм от плоскости сварного контакта, изменения состава металлов вследствие взаимной диффузии элементов не происходит. Соответственно в этих пределах проводился расчет по уравнению (5) вдоль линии разнородного контакта.

Как известно, коэффициент диффузии D_i зависит от температуры и состава металла в рассматриваемой зоне и его значения приведены в табл. 1. Теплофизические свойства титана и алюминия, используемые в рассматриваемой модели, представлены в табл. 2 [13, 14]:

Как было описано выше, при положении источника сварочного нагрева на расстоянии 3 мм в сторону титановой части соединения у поверхности контакта образуется интерметаллидный слой шириной около 5 мм (см. рис. 5). Решение задач теплопереноса и реакционной диффузии для этого случая дало возможность определить распределение титана, алюминия и интерметаллида $TiAl_3$ в области поверхностного сварного контакта титана и алюминия.

Рис. 6 иллюстрирует распределение интерметаллида $TiAl_3$ в области сварного контакта при расположении источника сварочного нагрева на расстоянии 3 мм в сторону титановой части соединения. Как видно из рисунка, распределение интерметаллидного соединения вдоль поверхности контакта неравномерно: в зоне расположения центра пятна источника нагрева кинетика процессов реакционной диффузии более интенсивна,

Таблица 1. Значения коэффициента диффузии титана в алюминии D_{Ti} [13]

Содержание [Ti], мас. %	$D_{Ti} \cdot 10^9$ (mm^2/c) при $T, ^{\circ}C$					
	100	200	300	400	500	600
5	0,573	1,320	3,062	7,138	16,699	39,179
25	0,703	1,487	3,206	7,034	15,665	35,332
50	0,866	1,696	3,387	6,905	14,372	30,523
75	1,033	1,904	3,567	6,775	13,079	25,713
95	1,159	2,071	3,711	6,672	12,045	21,866

Таблица 2. Теплофизические свойства титана и алюминия, используемые в математической модели [13, 14]

Теплофизические параметры	Ti	Al
Теплопроводность (при $T = 20...700$ $^{\circ}C$), $Dж/(^{\circ}C \cdot cm \cdot c)$	0,118...0,114	2,254...2,500
Теплоемкость (при $T = 20...700$ $^{\circ}C$), $Dж/(г \cdot ^{\circ}C)$	0,54...0,69	0,90...1,22

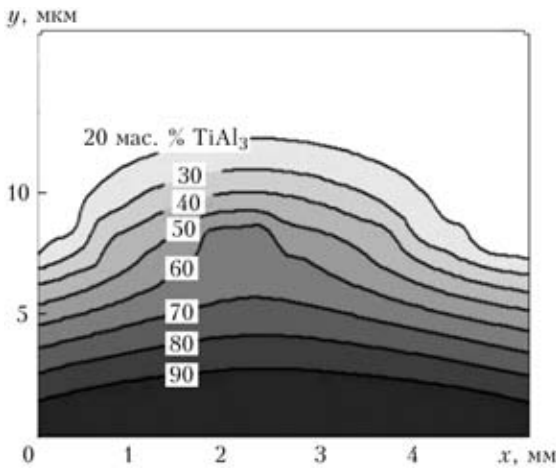


Рис. 6. Распределение интерметаллида $TiAl_3$ по ширине сварного контакта и его глубине

что выражается в существенном увеличении содержания интерметаллида $TiAl_3$, тогда как ближе к периферии оно уменьшается. Интерметаллидный слой растет в сторону алюминиевой части сварного изделия, что объясняется меньшей растворимостью титана в алюминии, чем алюминия в титане, а также стехиометрическим соотношением титана и алюминия в $TiAl_3$.

Выводы

1. В рамках разработанной математической модели термодиффузионных процессов при сварке соединений типа титан-алюминий проанализировано влияние технологических параметров процесса на риск образования хрупкого слоя интерметаллида $TiAl_3$ на границе сварного контакта.

В частности, доказано, что оптимальным является положение центра сварочного пятна на уровне края титановой пластины либо со смещением в сторону алюминиевой пластины, что подтверждено экспериментальными данными.

2. Обнаружено, что смещение источника на 3 мм в сторону титановой пластины вызывает формирование охрупчивающего интерметаллидного слоя шириной около 5 мм и толщиной до 15 мкм.

3. Рост интерметаллидного слоя происходит в сторону алюминиевой части сварного изделия и определяется скоростью диффузии титана и его незначительной растворимостью в алюминии.

1. Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных материалов. — Киев: Техніка, 1975. — 206 с.
2. Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials / F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO, Sept., 2001, Orlando, Florida, USA. — Orlando: LIA Congress Proc., 2001. — P. 365–374.
3. Beeinflussung der Bildung intermetallischer Phasen beim Laserfuegen von Werkstoffkombinationen durch gezielte Nutzung kurzzeitmetallurgischer Effekte / T. Pretorius, M. Kreimeyer, I. Zerner et al. — Bremen: BIAS-Verlag, 2002. — S. 23–32.
4. Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
5. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / Под ред. В. Н. Замкова. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
6. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
7. Алюминий: свойства и металловедение / Под ред. Дж. Е. Хэтча. — М.: Металлургия, 1989. — 422 с.
8. Kreimer M., Vollertsen F. Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications // Proc. of the Third intern. WLT-conf. on lasers in manufacturing, Munich, June, 2005. — Munich, 2005. — P. 238–243.
9. Лариков Л. П., Рябов В. Р., Фальченко В. М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. — М.: Машиностроение, 1975. — 140 с.
10. Ланкина Л. В., Коренюк Ю. М. Исследование процессов на границе соединения при нагреве биметалла титан-алюминий // Свароч. пр-во. — 1974. — № 8. — С. 4.
11. Дубков В. I. Reaction diffusion and solid state chemical kinetics. — Kyiv: IPMS publ., 2002. — 297 p.
12. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. — М.: Мир, 1978. — 541 с.
13. Цвиккер У. Титан и его сплавы. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
14. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справ. / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.: Энергия, 1967. — 240 с.

A mathematical model of the processes of reaction diffusion in overlap welded joints of commercial titanium — aluminium was developed. The degree of the risk of formation of a brittle interlayer of $TiAl_3$ intermetallics was assessed depending on welding process parameters. Data were derived on element distribution in the welded contact zone.

Поступила в редакцию 26.02.2007