

О ПОВЫШЕНИИ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ И ПАЙКЕ

Мордасов В.И., Бордаков П.А., Усольцев А.Л.

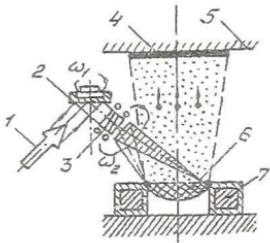
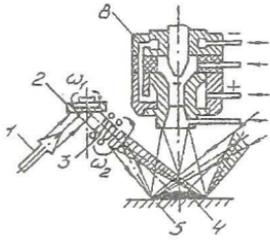
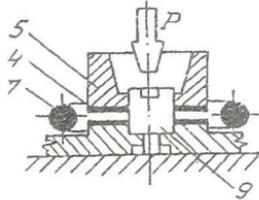
Самарский государственный аэрокосмический университет, г. Самара

Выполненные исследования имели цель создания модели анализа процесса формирования стыковых соединений из разнородных материалов при диффузионной сварке в вакууме и пайке, получение результата по значительному расширению сортамента выпускаемой продукции путем создания комбинированных сочетаний коррозионно-, тепло-, износостойких элементов высоконагруженных деталей с обеспечением импортозамещения технологического оборудования, достижения конкурентно способности продукции с показателями снижения ее себестоимости, увеличения долговечности агрегатов, работающих в условиях агрессивных сред, повышенных температур и динамических нагрузок, достижения экологического результата в том, что дополнительным и технологическим компонентом и рабочим телом является лазерное излучение, которое не вносит ухудшения чистоты производственного процесса [1, 2].

В разработанной модели для процесса формирования стыковых соединений деталей цилиндрической формы при диффузионной сварке, выполненных из материалов с соизмеримыми характеристиками в условиях локального нагрева, границы зоны деформаций сварного соединения рассматриваются как жесткие инструментальные плиты, производящие осадку заключенного между ними участка соединения [3, 4]. Уровень силового взаимодействия металла, находящегося в очаге пластической деформации, с жестким материалом в плоскости границы задается коэффициентом контактного трения предельной величины. В диапазоне изменения степени деформации осаживаемого пограничного слоя не более $\varepsilon = 0,1$ величина работы сил трения линейно зависит от ее значений и может резко возрасти с повышением относительной величины диаметра цилиндра (табл. 1, поз. 3).

При диффузионной сварке деталей из разнородных материалов в условиях статического трения, в условиях достаточно больших макропластических деформаций зоны стыка большую роль играет внедрение микровыступов твердой поверхности и смещение приповерхностных слоев более пластического материала. В процессе сдвига клина коэффициент статического трения возрастает.

Таблица 1 - Использование лазерной обработки в машиностроительных технологиях.

| Наименование технологического процесса | Схема технологического процесса | Технико – экономические показатели |
|--|---|--|
| 1.Термовакуумное напыление покрытий |  | Сокращение энергетических затрат при активации пограничного слоя испарения, уменьшение эффекта избирательного испарения, предотвращение экранирования диффузии пара пограничным слоем. |
| 2.Газотермическое напыление покрытий |  | Повышение адгезионных и когезионных свойств покрытий. Формирование уровня остаточных напряжений в покрытии. |
| 3.Активация контактного слоя при диффузионной сварке |  | Расширение сортамента свариваемых и паянных соединений из разнородных материалов. Повышение прочности соединений на сдвиг в 3...4 раза. |

В таблице 1 введены обозначения: 1 – лазерное излучение, 2 – подвижный фиксатор, 3 – сканнатор, 4 – покрытие, 5 – основа, 6 – расплав, 7 – нагреватель, 8 – плазматрон, 9 – технологическая вставка.

Дискретный характер развития пластической деформации наблюдается лишь при условиях пониженных температур [3, 4].

Использование предварительного лазерного легирования диффузионно-свариваемых и паяных поверхностей вольфрамом, никелем, железом и их сплавами приводит к увеличению прочностных характеристик соединения. Микротвердость данной прослойки имеет значение $H_{30}=12...14$ ГПа. Металлографические исследования показывают, что в образцах, где в качестве основы используется порошок железа, формируется менее однородная структура, чем в образцах, где в качестве основы используется порошок никеля. Высокие значения микротвердости до $H_{30}=12...14$ ГПа, встречающиеся в образцах, говорят о формировании твердых структур предположительно нитридов, и наличия нерастворимых карбидов титана, вольфрама. Структура и свойства формируемого покрытия в большой степени определяются процессами растворения и перемешивания, происходящими в ванне расплава и при последующей ее кристаллизации. Существующие модели описывают в основном данные процессы на атомарном уровне. Так как при формировании покрытий используются порошковые материалы, где самые тугоплавкие компоненты могут присутствовать в твердом виде в ванне расплава из легкоплавких компонентов, то большую роль при формировании покрытий играет их поведение в формируемой ванне расплава. Так на перераспределение компонентов может оказать влияние удельный вес частицы, а также их взаимная растворимость, которая в свою очередь определяется электронным строением взаимодействующих элементов.

При легировании свариваемых и паяных поверхностей на них предварительно наносились добавки в виде компонентов вольфрама, никеля и др. тонким слоем порошка, разведенного в связующем растворе (жидкое стекло, нитроэмалевый лак и др.). Также использовалось детонационное или плазменное напыление слоя толщиной до 400 мкм. После лазерной обработки непрерывным излучением мощностью 0,6...0,8 кВт, фокусируемым элементом компьютерной оптики в отрезок, образовывались соответствующие твердые растворы (железо-углерод, железо-вольфрам и т.д.) [1, 2]. Зона термического влияния имела три ярко выраженных участка: твердый раствор легирующего элемента на основе железа с глубиной 300...400 мкм (наибольший по объему участок), закалки и отпуска. Твердость в приповерхностной зоне достигала значений $H_{30}=14$ ГПа, а ниже в термообработанном слое $H_{30}=10$ ГПа.

При лазерном спекании поверхности заготовок из керамических материалов (Al_2O_3 или Si_3N_4 с добавками SiC-5%, Mo и W-1%) нанесение переходного слоя из Ni и Cr позволило варьировать у него составом, создавать много- и микрослойные композиционные составляющие с мелкодисперсной, плотной структурой. После лазерного нагрева у заготовки возникают неравновесные составляющие Ni_3Al (γ), NiAl (β) а также в небольшом количестве α -фаз (твердый раствор на основе Cr). Фазовый пе-

переход к состоянию $\gamma + \alpha$ происходит при $T=1323\text{K}$, а $\alpha + \gamma \leftrightarrow \beta + \gamma$ при $T=1293\text{K}$. Пористость и микротвердость структуры переходного слоя зависит от наличия разнородных включений. Термическая стабильность переходного слоя оценивается сравнением его структуры перед испытаниями и после длительной выдержки при высоких температурах. Меньшую диффузионную подвижность элементов возможно достигнуть введением добавок V_2O_5 , что предотвращает коагуляцию β -фазы и частичной диффузии Al из переходного слоя в подложку, а углерода из подложки в переходный слой. Диффузионное взаимодействие подложки и переходного слоя сказывается на ресурсе диффузионно-свариваемых деталей. В связи с этим необходимо проводить балансировку химического состава композиций дополнительным включением в переходный слой элементов Al и карбидов Cr.

Лазерная модификация поверхности при пайке твердосплавных деталей из вольфрамокобальтовых сплавов высокотемпературными серебросодержащими припоями типа ПСр40, ПСр72 и др. проводится в следующем порядке. Улучшение смачиваемости поверхности деталей под пайку проводится предварительным нанесением покрытия из материала припоя термовакuumным напылением (толщина слоя $\delta = 0,12 \cdot 10^{-3} \text{ м}$). Затем для улучшения адгезионных свойств проводится лазерное спекание покрытия с оплавлением поверхности. Предлагаемая технология обеспечивает повышение прочности паянного соединения в 3...4 раза, а увеличение ресурса эксплуатации деталей в 2...2,5 раза.

Тепловой баланс при лазерном нагреве образца при спекании покрытий имеет составляющие: Q_1 – тепловой поток, отводимый теплопроводностью; Q_2 – тепловой поток, идущий на испарение материала; Q_3 – тепловой поток, отводимый из зоны нагрева излучением и конвекцией. При обработке тугоплавких материалов, когда температуры в зоне нагрева могут достигать $\sim 2500^\circ\text{C}$ пренебрегать потерями тепла на излучение и конвекцию недопустимо. Например, температуры перехода одной модификации железо-углеродистых сплавов в другую не превышает 1500°C . Расчет по закону Стефана-Больцмана показывает, что потери на излучение при данной температуре с учетом интегральной степени черноты поверхности не превышает 3...5 Вт/см². При температурах 2500°C интенсивность излучения с нагретой поверхности может достигать 1200 Вт/см². В этом случае коэффициент отражения для интенсивности излучения $\sim 10^6$ Вт/см² может быть оценен с помощью известных формул Френеля [5]. Поглощательная способность материалов зависит от состояния поверхности и является функцией температуры $A = a_0 + \nu T$. Для порошковых материалов или плазменных покрытий коэффициент поглоще-

ния может достигать 70...80% и более, что позволяет эффективно использовать лазерное излучение для тепловой обработки этих материалов.

Для квазистационарного режима генерации при равномерном распределении энергии излучения в пятне соотношение между интенсивностью, требуемой для достижения на поверхности заданной температуры, например, температуры фазового перехода T_m и временем нагрева τ имеет вид:

$$q_{кр1} = \frac{0,885T_m\lambda}{\sqrt{a\tau}}, \quad (1)$$

где $q_{кр1} = Aq_0$, τ, a - теплопроводность и температуропроводность материала. В случае непрерывного лазерного излучения предполагается, что время воздействия равно времени прохождения луча лазера над точкой

поверхности, лежащей на оси движения $\tau = \frac{2r_0}{v}$, где r_0 - радиус пятна

нагрева, v - скорость перемещения луча. Температура нагрева в точках отстоящих от поверхности покрытия на расстояние $z \leq \sqrt{a\tau}$, а также зависимость глубины обработки z от эффективного размера пятна r_0 , скорости перемещения v и мощности лазера W_0 приближенно рассчитывается:

$$T = \frac{2Aq_0\sqrt{a\tau}}{\lambda} \cdot ierfc \frac{z}{2\sqrt{a\tau}}, \quad (2)$$

где $ierfc(x)$ - специальная функция ошибок. При обработке покрытий непрерывным лазерным излучением условие $r_0 \gg \sqrt{a\tau}$ часто не выполняется и здесь следует учитывать пространственное распределение интенсивности теплового потока, например, в соответствии с законом Гаусса. Последнее применимо к обработке материалов CO_2 - лазером. Возможно определить критические плотности потоков, приводящих к испарению материала.

$$q_{кр2} = 1,128\lambda T_{исп} \sqrt{\frac{K}{A}}, \quad (3)$$

где K - коэффициент сосредоточенности излучения, $r_0 = \frac{1}{\sqrt{BK}}$ (если

r_0 - расстояние от центра пятна, при котором интенсивность падает в e раз, то $B=1$).

При проведении расчетов температур с учетом зависимости теплофизических коэффициентов необходимо при решении тепловых задач взять их среднее значение. Это обстоятельство дает возможность, используя достаточно простые тепловые модели, получать качественную картину тепловых процессов при лазерном воздействии. Глубина слоя z , нагретого до температуры $T_{кр}$, зависит от скорости перемещения светового пятна линейно $v^{-1/2}$, причем у этой зависимости имеется порог:

$$z = \sqrt{\frac{8ar_0}{\pi v} - \frac{\pi r_0^2 \lambda T_{кр}}{AW_0}} \quad (4)$$

Отметим, что при использовании выражения (4) для расчета параметров технологических операций формирования покрытий на основе многокомпонентных прессовых порошковых систем с использованием лазерной энергии возникает проблема определения теплофизических параметров исходных порошковых материалов. Это связано с тем, что теплофизические параметры входят в зависимости (1) - (4). Данные параметры в большинстве случаев рассчитываются теоретически с учетом многокомпонентности и неоднородности рассматриваемых систем. Так, например, для многокомпонентной системы предлагается рассчитывать эффективную теплоемкость по формуле:

$$C_p = \sum_{i=1}^k c_i m_i p_i, \quad (5)$$

где m_i – объемные концентрации компонентов, а эффективная теплопроводность находится по формуле:

$$a = \frac{\lambda}{\rho c}, \quad (6)$$

Считая теплоемкость аддитивным свойством, предлагается зависимость для расчета теплоемкости компактного материала и его пористости в виде:

$$c = c_k (1 - \Pi), \quad (7)$$

где c и c_k – удельная массовая теплоемкость соответственно пористого и компактного материалов, Π – показатель пористости материала. Для ориентировочной оценки эквивалентной теплопроводности $\lambda_{экр}$ можно применить формулу:

$$\lambda_{экр} = (\lambda_1)^{P_1} (\lambda_2)^{P_2} \dots (\lambda_m)^{P_m} = \lambda_i^{P_i} \prod_{i=1}^m \lambda_i^{P_i}, \quad (8)$$

где p_i – показатель, определяющий относительную составляющую компонента в смеси порошкового материала.

Эффективность применения лазерного легирования соединяемых поверхностей при сварке и пайке в значительной степени зависит от правильности проектирования деталей (повышение эксплуатационных характеристик деталей, снижение трудоемкости сварки, соответствие типа соединения особенностям намеченного способа сварки). Данные особенности учитываются при построении диаграммы свариваемости тугоплавких материалов методом диффузионной вакуумной сварки. Для увеличения глубины проплавления покрытия рекомендуется повышать значение времени импульса и плотности энергии до предельных величин не допускающих испарения величин [1, 2].

Нанесение тонких и равномерных покрытий на поверхность основы конденсацией в вакууме перед лазерной модификацией осуществляется осаждением атомов и ионов с одновременным смешиванием потоков пара из широкого класса неорганических материалов с образованием синтезированных соединений (карбидов, нитридов, оксидов и др.). При лазерном воздействии на процесс конденсации паров напыляемого вещества (табл. 1, поз.1) активация пограничного слоя позволяет повысить производительность процесса (скорость конденсации $v > 1$ мкм/мин), уменьшить число дефектов кристаллической решетки в виде вакансий и избыточных атомов неустойчивого равновесия.

Таблица 2 - Диаграмма свариваемости тугоплавких, разнородных материалов методом диффузионной сварки.

| Свариваемый материал | Предел прочности $\sigma_B, \text{кгс/мм}^2$ | Алюминиевый сплав АД1 | Медь М1 | Титановый сплав ВТ1 | Сталь ВНС-2 | Никель Н1 |
|----------------------|--|-----------------------|----------------------|---------------------|--------------------|--------------------|
| Н1 | 35 | 100 М, ОМ ПЛ | 100 180, ОМ ПЛ | 100 270, Ш ХР | 100 М, ОМ ПЛ | 100 М, ОМ ПЛ |
| ВНС-2 | 80 | 15 40, Ш ПЛ | 65 270, Ш ПЛ | 85 40, Ш ХР | 100 М, ОМ ПЛ | |
| ВТ1 | 30 | 100 М, ОМ ХР | 50 100, Ш ПЛ | 100 М, ОМ ХР | | |
| М1 | 25 | 40 60, Ш ХР | 95 М, Ш ПЛ | | | |
| АД1 | 15 | 100 М, ОМ ПЛ | | | | |

Диаграмма свариваемости тугоплавких разнородных материалов методом диффузионной сварки приведена в таблице 2. Здесь обозначено: 100, 180, Ш, ХР – 100 - отношение предела прочности сварного шва к соответствующему значению σ_b менее прочного металла, 180 – угол загиба испытываемых образцов при радиусе кривизны пуансона 0,7 мм, М – многократный загиб, Ш – разрушение по шву, ОКШ – по околошовной зоне, ОМ – по основному материалу, ХР, ПЛ – хрупкое или пластическое разрушение. С помощью диаграммы возможно выбрать технологию сварки с улучшенными механическими свойствами соединений. Так, при диффузионной сварке разнородных материалов ВНС-2 и АД-1 образуются соединения, имеющие предел прочности $\sigma_b=2,3$ кгс/мм² при испытании с разрушением по шву. Предварительная лазерная модификация алюминиевой поверхности прослойкой меди М1 повышает предел прочности соединения в 2,5 раза ($\sigma_b=6$ кгс/мм² при испытании с разрушением по шву).

Таким образом, в работе показаны пути повышения прочности соединений разнородных материалов при диффузионной сварке и пайке с использованием лазерной модификации контактной поверхности. Структура и свойства формируемой технологической прослойки определяются процессами растворения и перемешивания легирующих элементов, происходящими в ванне расплава и при последующей ее кристаллизации. Построена диаграмма свариваемости тугоплавких разнородных материалов с лазерной модификацией поверхности способом диффузионной сварки, позволяющая прогнозировать механические свойства соединений.

Список литературы

1. Барвинок В. А., Мордасов В. И., Шорин В. П. Высокоэффективные лазерно-плазменные технологии в машиностроении. МЦНТИ. М.: 1997.- 78с.
2. Проектирование лазерной технологии в авиастроении : Учебное пособие / В. И. Мордасов.- Самара : СамАИ, 1991.- 252с.
3. Сборочно-монтажные и испытательные процессы в производстве летательных аппаратов : Учебник для студентов вузов / В. А. Барвинок и др.- М.: Машиностроение, 1996.- 575с.
4. Барвинок В. А., Бордаков П. А., Демичев С. Ф. Механика контактного взаимодействия при диффузионном соединении разнородных материалов. МЦНТИ. М., 1997.- 72с.
5. Соколов А. В. Оптические свойства металлов. М.: ФИЗМАТГИЗ, 1961.- 464с.