

УДК 51.74, 539.3, 621.9.011

Исследование теплофизических процессов в контактирующей паре материалов Ст3–Al при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом

Р.А. Крехтулева, Р.О. Безгинов, Р.О. Черепанов¹, О.И. Черепанов²

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

²Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, 634050, Россия

В работе исследованы теплофизические процессы в контактирующих разнородных материалах на основе стали Ст3 и технического алюминия под воздействием движущегося электродугового источника. Предложена математическая 3D-модель, позволяющая прогнозировать структурно-фазовый состав материалов при кристаллизации в зоне расплава. Разработаны численные методы анализа режимов горения дуги и их влияния на конечные состояния взаимодействующих материалов после охлаждения ванны расплава. Для исследуемой пары материалов в результате численных расчетов определены условия взаимного массопереноса, при которых в зоне контакта образуется прочное интерметаллическое соединение Fe_3Al . Физические эксперименты, поставленные по результатам численного моделирования, подтвердили достоверность расчетных методов.

Ключевые слова: сварной шов, зона контакта, взаимное проникание, интерметаллид, упорядоченная структура

Thermophysical processes in contacting steel St3–aluminum pair in argon-arc welding by non-consumable electrode

R.A. Krekhtuleva, R.O. Bezginov, R.O. Cherepanov¹, and O.I. Cherepanov²

National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050, Russia

¹National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050, Russia

²Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, 634050, Russia

The paper is devoted to the study of thermophysical processes in contacting dissimilar materials on the basis of steel St3 and commercial aluminum under the action of a moving electric arc source. A 3D mathematical model was proposed for the prediction of the structural and phase composition of materials during recrystallization in the molten zone. Numerical methods were developed to analyze arcing modes and their influence on the final states of contacting materials after cooling of the molten pool. The conditions of mutual mass transfer were determined in numerical calculations for the studied pair of materials under which the solid intermetallic compound Fe_3Al is formed in the contact zone. The physical experiments based on the numerical simulation results substantiated the validity of the computational methods.

Keywords: welded joint, contact zone, interpenetration, intermetallic compound, ordered structure

1. Введение

Во многих отраслях промышленности (авиастроение, судостроение, вагоностроение, автомобилестроение и др.) есть необходимость использования неразъемных соединений разнородных материалов на основе стали и алюминия для уменьшения веса изделий, повышения их антикоррозийной защиты и улучшения целого ряда других эксплуатационных качеств. В то же время известно, что в металлургических производствах

железо и сплавы на его основе очень трудно соединить с алюминием и алюминиевыми сплавами. Это связано с тем, что у этих материалов существенно различаются многие термомеханические свойства: температура плавления, теплоемкость, коэффициент теплопроводности, коэффициент термического расширения, предел прочности и пр. Кроме того, у алюминия и его сплавов на поверхности практически всегда присутствует мешающая сплавлению тугоплавкая пленка оксида алюминия,

которая практически не растворяется ни в сплавах на основе алюминия, ни в сталях. Оксидная пленка плохо проводит электрический ток, что создает определенные препятствия для применения такой широко распространенной технологии соединения материалов, как аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, или TIG-сварка (tungsten inert gas).

На практике, прежде чем сварить сталь с алюминием, производят довольно трудоемкую предварительную подготовку. Применяют химические средства очистки поверхности контактирующих материалов, а затем подбирают промежуточные покрытия из других металлов, играющих роль переходной прослойки, за счет чего пытаются получить сварное соединение приемлемой прочности. В качестве основного материала прослойки нередко используют цинк, который хорошо контактирует и со сталью, и с алюминием [1–3].

В то же время в работах [4, 5] было обнаружено явление взаимного массопереноса контактирующих твердых металлических веществ при импульсном воздействии, заключающееся в том, что «при интенсивном импульсном воздействии (ударно-волновом, электрическом, электромеханическом и др.) на зону контакта происходит взаимный массоперенос контактирующих веществ с сохранением их сплошности на расстояние от исходной контактной поверхности, определяемое энергией и длительностью импульсов» [5]. Одной из причин такого явления, по мнению авторов, является возникновение сильно возбужденных состояний атомно-кристаллической структуры, в междоузлиях которой появляются новые разрешенные состояния. Непосредственно сварка плавлением в формулировке этого явления не подразумевается. Тем не менее, при сварке неплавящимся электродом также присутствуют необходимые условия взаимного массопереноса, а именно: контактирующие твердые металлические вещества и интенсивное импульсное воздействие на зону контакта. Таким образом, есть основания для поиска режимов сварки, при которых возможно прямое соединение материалов без подбора дополнительных промежуточных слоев. Однако в случае сварки плавлением трудность состоит в том, что кроме интенсивного импульсного воздействия процесс сопровождается целым рядом побочных физических явлений, суммарная роль которых может ослабить (и чаще всего ослабляет) действующее начало. К числу таких явлений следует отнести сильный разогрев металла в зоне действия электрической дуги, интенсивное испарение взаимодействующих материалов, большие термические напряжения, сильную неоднородность тепловых полей вдоль траектории движения дуги и, как следствие, разнообразие химических процессов. В связи с этим на границе сплавления образуется целый ряд твердых растворов и интерметаллических соединений железа с алюминием, характеризующихся как

повышенными, так и пониженными прочностными свойствами [6, 7], делающими непредсказуемыми состав и качество получаемого материала сварного соединения.

В данной работе ставится задача разработать методику численного анализа теплофизических процессов в контактирующих разнородных материалах, подвергнутых воздействию движущейся электрической дуги при TIG-сварке, с целью определения условий для создания в зоне контакта материала заданного состава. Решение этой задачи выполнено для пары «сталь Ст3 – технически чистый алюминий». По результатам компьютерных экспериментов проведены физические эксперименты, подтвердившие достоверность численных прогнозов.

2. Анализ процессов TIG-сварки

Технология TIG-сварки, как и других электродуговых способов сварки, относится к наиболее сложным изобретениям человеческого интеллекта. Она включает в себя наличие всех четырех агрегатных состояний вещества (твердого, жидкого, газообразного, плазменного) и сопровождается всеми известными превращениями энергии: тепловыми, электромагнитными, механическими, химическими, радиационными и внутриатомными.

Чтобы минимизировать количество шагов для решения поставленной задачи, структурируем среду исследования, используя системный подход [8, 9], широко применяемый для анализа сложных динамических процессов. Под системой будем понимать совокупность элементов, соединенных между собой связями разного уровня сложности. Основными свойствами рассматриваемой системы являются динамичность (изменение межэлементных взаимодействий со временем), эмергентность (некоторая общая характеристика системы, которой нет ни у одного из ее элементов), иерархичность (наличие различных уровней системы, каждый из которых имеет присущие ему свойства эмергентности). В нашем случае система — это технология получения сварного соединения и сам конечный продукт, материал со сварным швом. Данная система характеризуется большим количеством входных параметров, от которых зависят конечные свойства сварного соединения. Среди входных параметров присутствуют как характеристики технологического процесса (скорость сварки V , ток дуги I , напряжение U , длина дуги L , диаметр электрода d , свойства защитного газа и др.), так и характеристики свариваемых материалов (весь набор прочностных и теплофизических свойств и их распределение в 3D-конфигурации свариваемых образцов). Выходные параметры, т.е. весь набор новых физических свойств получаемого сварного соединения и их 3D-распределение в зоне сварного шва и в зоне термического влияния

ния, — это есть матрица конечных состояний, по которой производится оценка результата технологического воздействия, т.е. признание факта достижения или недостижения цели.

Для того чтобы избежать комбинаторного взрыва при поиске математических аналогов всех возможных взаимосвязей входных и выходных параметров системы, необходимо построить алгоритм поиска. Это может быть полный перебор различных взаимосвязей с установлением соответствующих им математических соотношений либо эвристический поиск математической модели, учитывающий только наиболее важную часть имеющихся взаимодействий и исключающий малозначимые варианты. Несложно видеть, что включение в систему всех возможных состояний делает задачу труднореализуемой как логически, так и по затратам времени на поиск решений. В данном случае оправдан эвристический поиск, основанный на анализе накопленного опыта построения разнокачественных моделей ТIG-сварки. В выборе математической модели будем исходить из критериев полноты описания функциональных свойств системы и связности всех отдельных ее элементов.

3. Численное моделирование: результаты исследования теплофизических процессов в композиционных материалах на основе стали Ст3 и алюминия под воздействием движущейся электрической дуги

Рассматриваемая нами технология сварки неплавящимся электродом обладает важной особенностью — 93–95 % всей энергии, получаемой от источника питания, превращается в тепловую энергию. Это позволяет выделить шесть основных уровней системы, определяющих цели исследования (рис. 1).

Основы построения математической модели технологических процессов сварочного производства, включающей уравнения баланса, уравнение фазовых переходов и уравнение кинетики химических превращений, изложены в работах [10–12]. Исходная система уравнений для моделирования процессов свариваемости пары Ст3–Al с использованием ТIG-сварки имеет следующий вид:

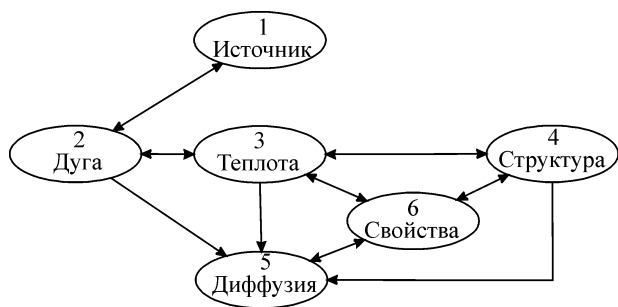


Рис. 1. Схема системных уровней и взаимосвязей между ними

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

$$L_k V_k = \lambda_s \frac{\partial T}{\partial n_{+0}} - \lambda_{\text{liq}} \frac{\partial T}{\partial n_{-0}}, \quad (2)$$

$$q(r) = \frac{\eta IUk}{\pi e^{kr^2}}. \quad (3)$$

Здесь уравнение (1) описывает теплопередачу, (2) — фазовые превращения, (3) — распределение плотности потока энергии в зоне действия источника.

Система уравнений (1)–(3) решается с начальными условиями

$$T(x, y, z, 0) = T_0 \quad (4)$$

и граничными условиями вне области действия источника

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(T - T_0) + \varepsilon \sigma(T_0^4 - T^4), \quad (5)$$

в области действия источника

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \frac{\eta IUk}{\pi} \exp(-kr^2), \quad (6)$$

в области контакта двух разнородных материалов

$$\lambda_1(T) \frac{\partial T_1}{\partial n} = \lambda_2(T) \frac{\partial T_2}{\partial n}, \quad x, y, z \in S_{12}. \quad (7)$$

В уравнениях (1)–(7) приняты следующие обозначения: $\rho(T)$ — плотность; $C_p(T)$ — теплоемкость; T — температура; t — время; x, y, z — пространственные координаты; $\lambda(T)$ — зависимость коэффициента теплопроводности от температуры; L_k — теплота фазового перехода (в том числе плавление, испарение, кристаллизация); V_k — скорость движения фронта фазового перехода; \mathbf{n} — вектор нормали к границе раздела фаз (индексы внизу \pm указывают на разные стороны от границы раздела); $\lambda_s, \lambda_{\text{liq}}$ — коэффициенты теплопроводности материала в состоянии фазового перехода (например в твердой и жидкой фазах соответственно); r — радиус теплового пятна от источника нагрева; η и k — параметры, управляющие мощностью источника нагрева; I — ток; U — напряжение электродугового источника; ε — степень черноты тела; α — коэффициент теплообмена с окружающей средой; λ_1, λ_2 — коэффициенты теплопроводности контактирующих материалов; $\sigma = 5.669 \cdot 10^{-8} \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К}^4)$ — постоянная Стефана–Больцмана; S_{12} — площадь контакта нагреваемых образцов. Рассматривается прямолинейное перемещение электродугового источника с координатами движения, определяемыми системой уравнений

$$\begin{cases} x = x_0 + V_x t, \\ y = y_0, \end{cases} \quad (8)$$

где x_0, y_0 — координаты начальной точки; V_x — скорость движения источника вдоль оси x .

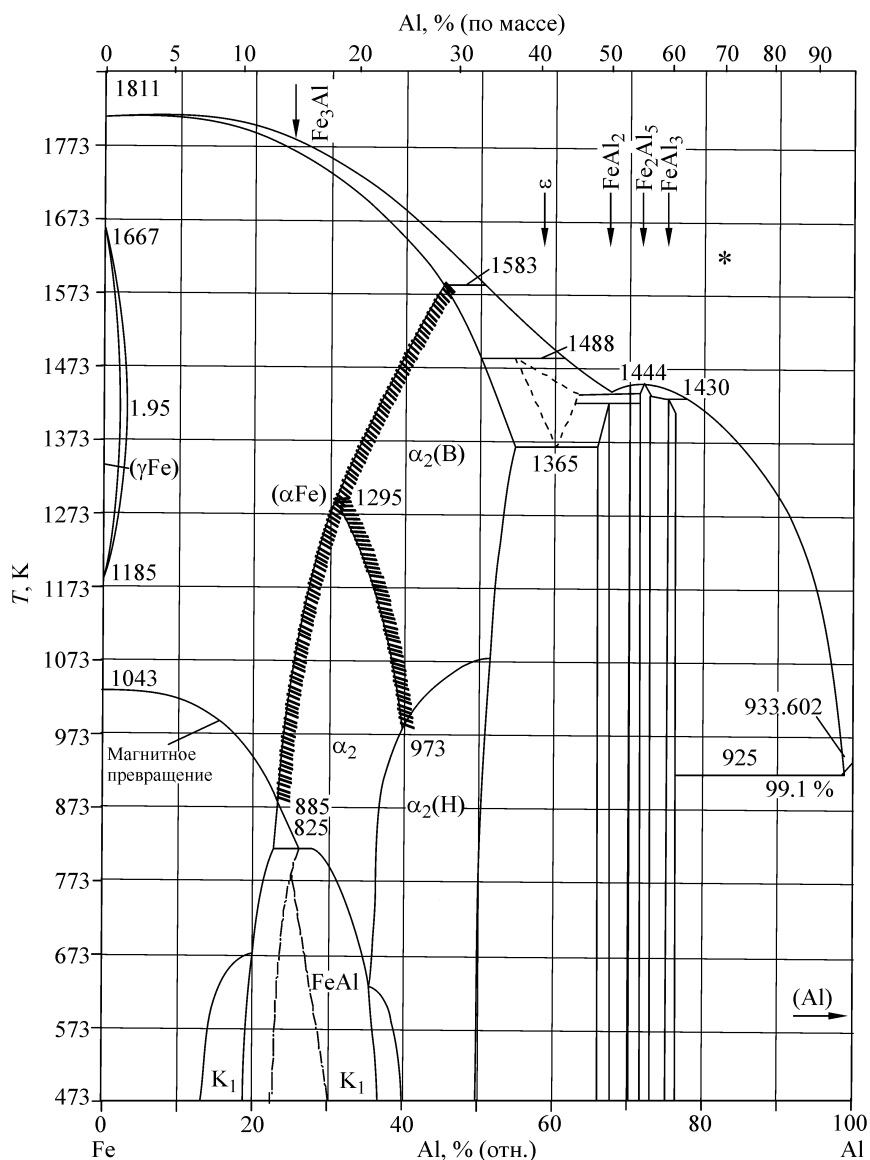


Рис. 2. Диаграмма состояния Fe–Al

Математическая модель (1)–(8) дополнена диаграммой состояния Fe–Al (рис. 2), что позволило учесть в неявном виде диффузионные процессы в контактирующих материалах [13].

Систему уравнений (1)–(8) решали численно методом конечных разностей [14]. Теплофизические характеристики материалов $\lambda(T)$, $C_p(T)$ и $\rho(T)$ задавали нелинейными функциями температуры в соответствии с экспериментальными справочными данными [15–17]. Для оптимизации объема вычислений была разработана модель базовых стратегий или дескриптивная модель, являющаяся некоторым предписанием, в соответствии с которым выполняли численные эксперименты при различных входных параметрах системы и различных начальных и граничных условиях математической модели (рис. 3).

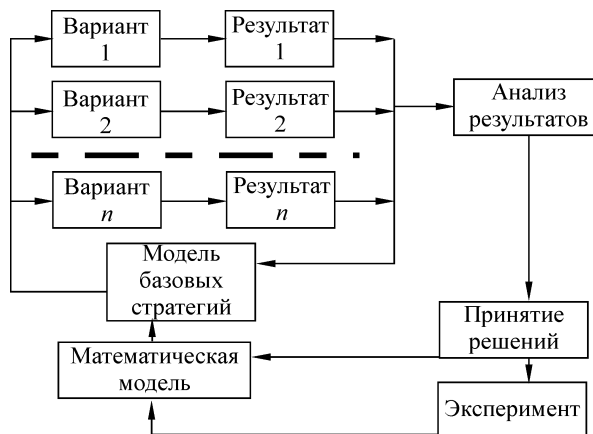


Рис. 3. Схема реализации системного анализа

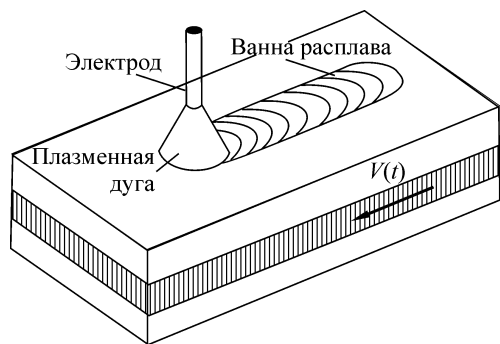


Рис. 4. Схема проведения компьютерного эксперимента для трехслойного сварного соединения

Рассматривали плоские многослойные образцы от 48 до 120 мм длиной и шириной от 32 до 80 мм. Общая толщина варьировалась от 6 до 12 мм. Полуэмпирические параметры модели определяли по методике [18]. При расчетах вдоль сварочной ванны и в зоне термического влияния размещали так называемые виртуальные датчики температур, фиксирующие изменение температуры по времени. За один компьютерный эксперимент обрабатывалось более 500 показаний виртуальных датчиков. Сравнивая получаемые температуры с фазовой диаграммой Fe–Al сплавов, определяли время и местоположение фазовых превращений. Режимы горения дуги рассматривали в следующих интервалах: ток 80–200 А, напряжение 12–15 В, скорость движения источника 0.8–7.0 мм/с.

Расчеты проводили для двухслойных (Al–Ст3, Ст3–Al) и трехслойных композиционных материалов (Al–Ст3–Al, Ст3–Al–Ст3). Пример модели компьютерного эксперимента представлен на рис. 4.

Отметим, что при численном исследовании сварного соединения была обнаружена принципиальная разница в том, какой металл контактирует с электрической дугой: алюминий или сталь.

Существенно отличающиеся теплофизические свойства этих материалов (рис. 5) обуславливают их различное поведение под воздействием движущейся электрической дуги.

Расчеты показали, что если в композиции стали с алюминием верхний слой — алюминий, быстро проводящий тепло, то при постоянных режимах сварки стабильную ванну расплава в алюминии можно создать только при относительно высоких скоростях движения электродугового источника. Одновременно с этим сталь, теплопроводность которой в несколько раз ниже, а плотность выше, прогревается незначительно и не достигает тех температур, при которых возможно какое-либо взаимодействие между металлами (алитирование и диффузионное насыщение). Увеличение мощности источника нагрева приводит к расширению ванны расплава и активному испарению алюминия в зоне контакта с источником, что также не способствует прогреву стальной пластины. Поэтому в композиции Al–Ст3 сварка алюминия со сталью без специальной подготовки свариваемых поверхностей невозможна. В данном случае не удается реализовать взаимный массоперенос, т.е. дви-

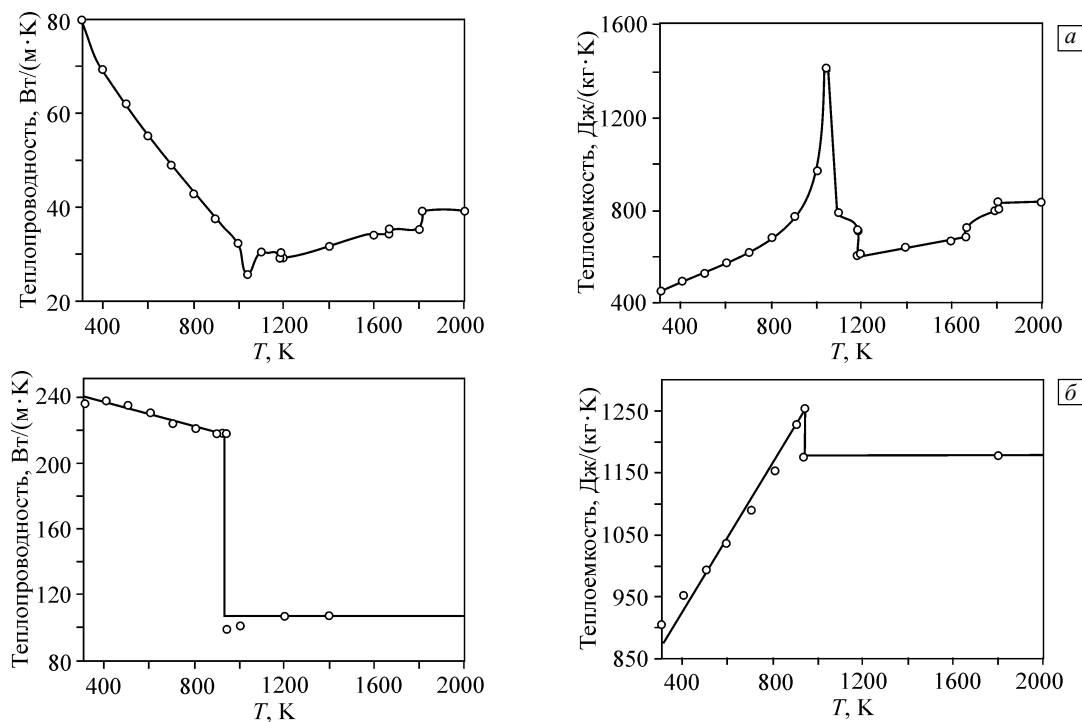


Рис. 5. Экспериментальные теплофизические свойства стали Ст3 (а) и алюминия (б)

жение материалов навстречу друг другу, т.к. часть испаряющегося металла всегда направлена в противоположную сторону. Проведенные физические эксперименты подтвердили, что жидкий алюминий растекается по поверхности стали, не смачивая ее и не соединяясь с ней. В данном случае роль сопутствующих факторов оказалась определяющей.

Варианты Ст3–Al и Ст3–Al–Ст3, т.е. когда контакт с дугой осуществляется через сталь, оказались предпочтительнее. Рассмотрим более подробно второй вариант Ст3–Al–Ст3, поскольку он включает в себя основные особенности сварки первого варианта. Учитывая низкую температуру плавления алюминия и возможность его утечки, третий слой, по существу, выполняет функцию подложки.

Приведем некоторые результаты численных исследований процессов теплопередачи при сварке композиции Ст3–Al–Ст3, когда все три слоя металла представляют собой прямоугольные пластины размерами $60 \times 40 \times 2.5$ мм каждый. Типичный пример формирования ванны расплава в трехслойном образце приведен на рис. 6. Наблюдается интересная особенность. Присутствие алюминиевого слоя между двумя стальными пластинами способствует существенному (нелинейному) перераспределению тепловой энергии вдоль всей сварочной ванны (рис. 6). Несмотря на то что режимы горения дуги в течение всего процесса остаются неизменными ($I = 100$ А, $U = 14$ В, $V = 120$ мм/с), размеры ванны расплава в верхнем стальном слое увеличиваются по мере движения источника нагрева. В алюминиевом слое наблюдается еще более интенсивное расплавление металла по направлению к тыльному торцу. В то же время хорошо известно, что в однородной стали без труда удастся получить ванну расплава с постоянными размерами, исключая небольшие ее участки в начале и в конце, обусловленные краевыми эффектами [19].

Сравнение температурной динамики с диаграммой состояния говорит о том, что на контактной границе между верхним и средним слоями создаются условия для взаимопроникновения металлов и образования новых соединений. Но неравновесные тепловые процессы в зоне сварного соединения приводят к появлению сразу нескольких фаз и их мультимодальному распределению в зоне контакта [20]. Это, как было отмечено выше, неприемлемо для практики, поскольку такие соединения имеют повышенную склонность к разрушению даже при незначительных нагрузках.

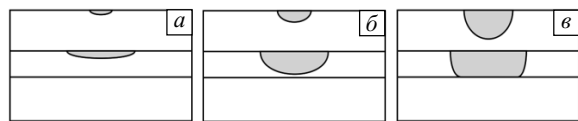


Рис. 6. Вертикальные сечения ванны расплава в образце Ст3–Al–Ст3 на расстоянии 7 (а), 30 (б), 45 мм от лицевого торца (в)

В работах [21, 22] отмечается, что для повышения прочности свариваемых соединений целесообразно вместо сварки плавлением использовать сварку трением, которая хотя и не устраняет многофазности в сварном соединении, но позволяет существенно уменьшить размеры переходной зоны сталь–алюминий, чем и достигается увеличение прочности.

В то же время в данной работе анализ результатов различных вариантов решений позволил обнаружить условия взаимного массопереноса с образованием в зоне контакта только одной фазы интерметаллида, а именно фазы Fe_3Al , обладающей повышенными прочностью и твердостью.

4. Условия образования Fe_3Al в контактирующей паре материалов Ст3–Al–Ст3

Опуская промежуточные детали исследования, остановимся более подробно на последних двух этапах анализа (рис. 3) — варианте принятия решения и эксперименте. Расчеты показали, что появление многофазности при взаимодействии разнородных металлов определяется сложной, непрерывно изменяющейся температурной картиной и сильной неравновесностью процесса сварки.

Теплофизические свойства заданных контактирующих материалов изменить нельзя, но можно изменить условия на контакте, чтобы максимально приблизить их к реализации заявленной цели.

Рассмотрим схему эксперимента, в которой минимизированы нежелательные тепловые процессы (рис. 7). Особенность данной схемы заключается в том, что движение тока задано так, что направление магнитных линий отклоняет дугу вправо от оси электрода. Кроме того за счет цилиндрической формы алюминиевого прутка контакт между алюминием и сталью сведен к минимуму. Следовательно, теплоотводящие свойства

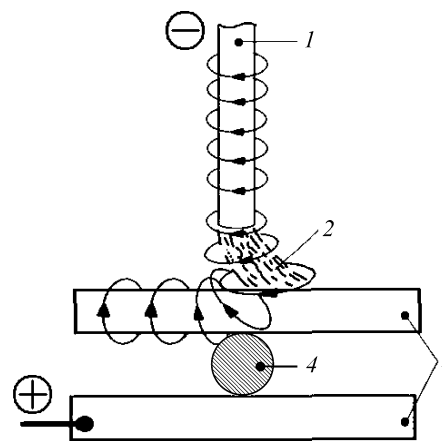


Рис. 7. Модифицированная схема сварочной цепи: 1 — электрод, 2 — отклонение горячей дуги в магнитном поле, 3 — стальные пластины, 4 — алюминиевый пруток

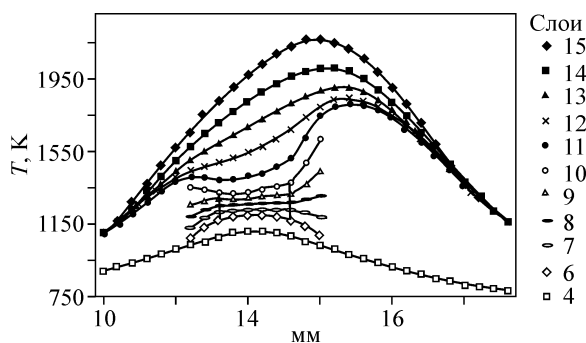


Рис. 8. Распределение температур в композиции Ст3–Al–Ст3 по глубине

алюминия не будут так критично сказываться на формировании термических циклов «плавление – кристаллизация», как в предыдущем случае, когда дуга находилась строго по центру изделия, а зона контакта была максимальной.

Данная схема сварки была реализована в численных экспериментах. Рассмотрены стальные пластины размерами $60 \times 32 \times 2$ мм, длина прутка была 60 мм, а его диаметр $d = 2.5$ мм. Учитывая, что алюминий легко плавится и цилиндр будет сплюснен весом верхней пластины, в расчетах круглый профиль прутка заменили прямоугольным, размером 2.4×2.0 мм², сохранив площадь сечения и общий объем расплавляемого алюминия. На рис. 8 представлено расчетное распределение температур в сварочной ванне (сверху вниз) на расстоянии 2.8 мм от лицевого края. Верхний 15-й слой (Ст3) находится на глубине 0.2 мм, каждый последующий слой опускается соответственно на 0.4 мм ниже предыдущего. Температуры в слоях с 10-го по 6-й (на рис. 8 отмечены вертикальными прямыми) соответствуют алюминиевому прутку, за вертикальными прямыми — воздуху, ниже 6-го слоя — снова стали Ст3.

Расчеты показали, что при данных режимах тепловые характеристики ванны расплава изменяются незначительно по мере движения дуги и подобны тем, что приведены на рис. 8. Наблюдается лишь небольшое увеличение температур (менее 10%).

На рис. 9 показано расчетное температурное поле в горизонтальной плоскости на глубине 1.8 мм от поверхности в два момента времени: на начальной стадии (через 1.5 с) и на завершающей стадии (через 24 с) процесса. Обращает на себя внимание заметная асимметрия изолиний температур, обусловленная несоосностью электродугового источника и алюминиевого прутка. Это указывает на то, что теплота от источника нагрева распространяется не только вокруг источника, но и постоянно отводится влево от него к алюминиевому прутку. Такое перераспределение теплоты стабилизирует ванну расплава и создает условия для упорядоченного проникновения контактирующих материалов в соответствии с диаграммой состояния Fe–Al и образованием фазового перехода типа Fe_3Al .

5. Экспериментальная проверка расчетных результатов

Компьютерный эксперимент, описанный в предыдущем разделе, был полностью воспроизведен в реальном физическом эксперименте. Использовался аппарат аргонодуговой сварки Migatron. Эксперимент проводили при комнатной температуре ($T = 300$ К), режимы горения дуги задавали расчетные. Охлаждение сварного соединения происходило в естественной воздушной среде.

Как и ожидалось из расчетов, нижняя стальная пластина не взаимодействовала с расплавом алюминия. Также не получилось взаимодействия между расплавами верхней пластины и алюминиевого прутка на начальном участке свариваемого образца из-за близкого присут-

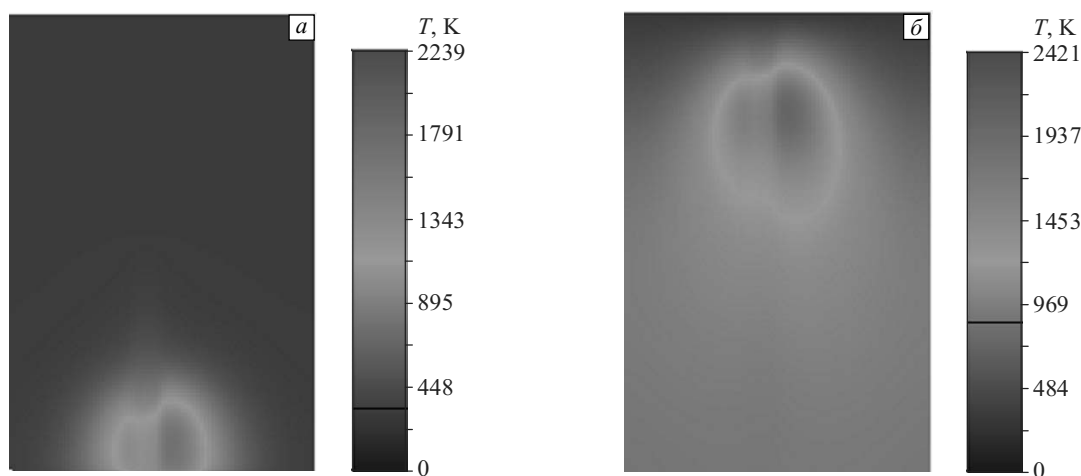


Рис. 9. Температурное поле в верхней стальной пластине на глубине 1.8 мм от поверхности в момент времени $t = 1.5$ (а), 24 с (б)

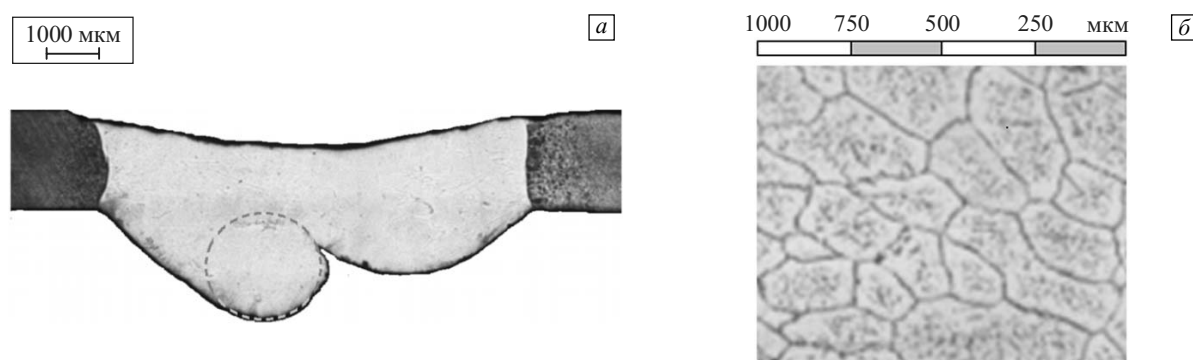


Рис. 10. Увеличенное изображение структуры зоны сварного соединения: общий вид сварного соединения (вертикальный разрез) (а), фрагмент микроструктуры (б). Пунктиром выделено исходное место расположения алюминиевого прутка

ствия свободной границы и недостаточного прогрева материалов. Однако на более удаленном от лицевой границы участке свариваемого образца условия для взаимного проникновения контактирующих материалов оказались вполне благоприятными. Значительная часть алюминия из цилиндрического прутка (рис. 7) растворилась в верхней стальной пластине, а его место в прутке заняли атомы железа. Возникло достаточно однородное по структуре соединение, ширина которого составила 9 мм (расчетное значение 8.4 мм), максимальная толщина — 3.7 мм (расчетное значение 4 мм), т.е. геометрия сварного соединения оказалась близкой к расчетной.

На рис. 10 приведены результаты металлографических исследований сварного соединения. Травление образца производили в 20% растворе едкого натра (NaOH) с водой (H₂O). Затем микрошлиф осветляли в 4% растворе азотной кислоты (HNO₃) со спиртом (C₂H₅OH).

Исследование микроструктуры проводили с использованием микроскопа Olympus-GX51 и комплекта прикладных программ SIAMS 700. Металлографические исследования показали, что взаимопроникновение материалов состоялось на всю толщину контактирующей пары. Внутренняя структура полученного сплава качественно отличается не только от структуры стали Ст3 и алюминия, но и от описанных в литературе структур, получаемых при сварке плавлением [6, 7]. Чтобы убедиться, что полученный материал является интерметаллидом Fe₃Al, был проведен микрорентгеноспектральный анализ с использованием анализатора CAMEBAX-MICROBEAM и рентгенофазовый анализ с использованием рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 6000. Результаты микрорентгеноспектрального анализа, выполненные как в поперечном, так и продольном сечениях, показали, что химический состав образца однороден и содержит: 93.5 % Fe, 6.5 % Al, что соответствует указанному интерметаллиду, фазовый состав также однороден и представлен всего лишь одной фазой Fe₃Al, за исключением боковых границ контакта интерметаллида и стали, где обнаружено присутствие железа (около

10 %). Это говорит о том, что массоперенос был направлен в обе стороны: из пластины в сторону прутка и наоборот. Следует отметить, что толщина вертикальных контактных границ сварного соединения с основным металлом составляет несколько микрометров и содержит около 10 % железа, что повышает пластичность этой зоны. Тугоплавкая оксидная пленка алюминия Al₂O₃ в данном случае не оказала никакого противодействия. Более того, ее не обнаружили и в результатах анализа. По-видимому, здесь вначале сработал механизм деградации тонких пленок, описанный в работе [23], а затем, когда оксидная пленка распалась на отдельные части, произошла высокотемпературная химическая реакция разложения Al₂O₃ по схеме Al₂O₃ + 3C = 2Al + 3CO. В этой реакции приток углерода обеспечивается из стали, алюминий участвует в образовании интерметаллида, а газ CO выделяется в атмосферу.

6. Заключение

В данной работе исследованы вопросы взаимодействия алюминия и железа в контактирующей паре Ст3–Al при аргодуговой сварке неплавящимся электродом. Разработана методика численного анализа теплофизических процессов при сплавлении разнородных материалов под воздействием движущегося электродугового источника. На основе численного моделирования проанализированы причины возникающих трудностей при соединении стали и алюминия: несплавление и образование большого количества интерметаллидных фаз ряда Fe₇Al₇, которые обладают как повышенной, так и пониженной прочностью. Из расчетов определены условия взаимодействия, при которых возможно получение в зоне контакта только одной фазы интерметаллида Fe₃Al, имеющей более высокие прочностные свойства по сравнению со сталью и алюминием и другими фазами этого ряда. По результатам компьютерного моделирования были проведены физические эксперименты, подтвердившие адекватность разработанной численной модели на разных этапах поиска решения.

Исходя из результатов теоретического анализа, предложен режим сварки стали с алюминием, при котором в зоне соединения образуется интерметаллид практически только одной фазы Fe_3Al , обладающей высокими прочностными свойствами. Предложенный метод системного анализа вместе с разработанной численной моделью позволяют с высокой степенью достоверности выбирать из всего многообразия режимов сварки те из них, что обеспечивают сварному соединению заданные размеры и структурно-фазовый состав.

Таким образом, установлено, что применение технологии TIG-сварки позволяет получать не только неразъемные соединения, но и целенаправленно создавать новые материалы, что расширяет способы синтеза инновационных материалов, описанные в работе [24].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-08-00092).

Литература

1. Ozaki H., Kutsuna M., Nakagawa S., Miyamoto K. Laser roll welding metal joint of zinc coating steel to aluminium alloy // J. Laser Appl. – 2010. – V. 22. – No. 1. – P. 1–6.
2. Liedl G., Bielak R., Ivanova J., Enzinger N., Figner G., Bruckner J., Pasic H., Pudar M., Hampel S. Joining of aluminium and steel in car body manufacturing // Phys. Proc. – 2011. – No. 12. – P. 150–156.
3. Dulal Chandra Saha, Yeong-Do Park. A review on Al–Al/Al–steel resistance spot welding technologies for light weight vehicles // J. KWJS. – 2011. – No. 29. – P. 397–401.
4. Панин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д., Шляпин А.Д., Авраамов Ю.С., Кошкин В.И. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. II. Явление взаимного проникания частиц разнородных твердых тел без нарушения сплошности под воздействием концентрированных потоков энергии // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 4. – С. 5–13.
5. Авраамов Ю.С., Калашиников Н.П., Кошкин В.И., Панин В.Е., Шамшев К.Н., Шляпин А.Д. Явление взаимного массопереноса контактирующих твердых металлических веществ при импульсном воздействии // Заявка на открытие № А-407 (Международная академия авторов научных открытий и изобретений). – Диплом № 322.
6. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
7. Рябов В.Р., Рабкин Д.М., Курочко Р.С., Стрижевская Л.Г. Сварка разнородных металлов и сплавов. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
8. Малюта А.Н. Гиперкомплексные динамические системы. – Львов: Высшая школа, 1989. – 120 с.
9. Моисеев Н.Н. Математические задачи системного анализа. – М.: Наука, 1981. – 488 с.
10. Сараев Ю.Н., Кректулева Р.А., Косяков В.А. Математическое моделирование технологических процессов импульсной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом // Сварочное производство. – 1997. – № 4. – С. 2–4.
11. Никифоров Н.И., Кректулева Р.А. Математическое моделирование технологических процессов кислородной резки // Сварочное производство. – 1998. – № 4. – С. 3–64.
12. Кректулева Р.А. Компьютерное моделирование и анализ теплофизических процессов при сварке неплавящимся электродом с использованием теплофизических покрытий // Сварка и диагностика. – 2011. – № 4. – С. 45–50.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Т. 1 / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
14. Самарский А.А., Николаев Е.С. Методы решения сеточных уравнений. – М.: Наука, 1978. – 592 с.
15. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справ. изд. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
16. Охотин А.С., Боровикова Р.П., Нечаева Т.В., Пушкарский А.С. Теплопроводность твердых тел: Справочник / Под ред. А.С. Охотина. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 320 с.
17. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 294 с.
18. Кректулева Р.А., Мишин М.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О. Оценка зон структурно-фазовых превращений при электродуговом воздействии на примере стали Ст3: результаты численного прогнозирования и эксперимент // Сварка и диагностика. – 2014. – № 6. – С. 26–30.
19. Кректулева Р.А., Деев М.А., Малышев Д.Ю. Исследование краевых эффектов в сварных соединениях с учетом влияния скорости сварки по результатам компьютерных экспериментов // Труды VII Межд. науч.-тех. конф. «Современные проблемы машиностроения», 11–13 ноября 2013 г., Томск, Россия. – Томск: Изд-во ТПУ, 2013. – С. 196–200.
20. Гюсов С.Ф., Дураков В.Г. Электронный луч в формировании неравновесных структур. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – 115 с.
21. Taban E., Gould J.E., Lippold J.C. Characterization of 6061-T6 aluminum alloy to AISI 1018 steel interfaces during joining and thermo-mechanical conditioning // Mater. Sci. Eng. A. – 2010. – V. 527. – P. 1704–1708.
22. Maldonado C., North N.Y. Softened zone formation and joint strength properties in dissimilar friction welds // J. Mater. Sci. – 2002. – V. 37. – P. 2087–2095.
23. Панин А.В., Шугуров А.Р. Роль локальной кривизны внутренних и внешних границ раздела в процессах массопереноса, обуславливающих деградацию тонких пленок // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 3. – С. 95–101.
24. Онищенко Д.В., Попович А.А. Механохимический синтез карбидов металлов с использованием углерода из возобновляемого растительного сырья // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 6. – С. 103–109.

Поступила в редакцию 17.03.2015 г.,
после переработки 22.04.2015 г.

Сведения об авторах

Кректулева Раиса Алексеевна, к.ф.-м.н., доц. ТПУ, rakrekt@mail.ru
 Безгинов Роман Олегович, студ. ТПУ, ro-6@yandex.ru
 Черепанов Роман Олегович, к.ф.-м.н., снс НИИ ПММ ТПУ, cro096@ngs.ru
 Черепанов Олег Иванович, д.ф.-м.н., зав. каф. ТУСУР, oi_cherepanov@mail.ru