

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДАМИ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ

В.В. Ковалев

vvkovalev90@gmail.com

Р.С. Михеев

mikhееv.roman@mail.ru

Н.В. Коберник

koberniknv@yandex.ru

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация

Аннотация

Ключевые слова

Приведены особенности сталеалюминиевых биметаллических конструкций и области их применения в различных отраслях промышленности. Рассмотрены физико-химические процессы, происходящие при получении соединений из стали и алюминия, в результате которых образуется промежуточный слой интерметаллидов. Приведены характеристики интерметаллидов, имеющих разный стехиометрический состав, а также описание их влияния на прочность сталеалюминиевых соединений. Показано, что наиболее перспективным среди применяемых способов получения неразъемных сталеалюминиевых соединений являются методы дуговой сварки. Приведен обзор современных достижений в области получения неразъемных сталеалюминиевых соединений методами дуговой сварки. Представлены данные о влиянии на свойства соединения различных факторов: количества вводимой при сварке тепловой энергии, легирующих элементов и технологических приемов. В выводах даны рекомендации, позволяющие создать качественное биметаллическое неразъемное соединение методами дуговой сварки

Сварка плавлением, дуговая сварка, биметаллы, сталеалюминий, интерметаллиды

Поступила в редакцию 16.09.2015

© МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2016

Современный уровень развития промышленности выдвигает новые требования к конструкциям и их характеристикам. Они должны быть не только прочными и надежными, но и легкими и экономичными. Сочетания этих свойств можно достичь двумя путями: созданием новых материалов с требуемыми свойствами или комбинированных конструкций, в которых сочетаются материалы с различными свойствами. Одним из примеров комбинированных конструкций являются сталеалюминиевые соединения, применяемые в автомобилестроении, судостроении и других областях машиностроения. Комбинирование элементов из стали и алюминия обеспечивает изделию необходимый уровень технологической прочности и коррозионной стойкости при уменьшении его массы.

Оптимизация конструкций в автомобилестроении достигается благодаря сочетанию в несущих и сильно нагруженных узлах высокопрочной стали и алюминия для снижения общей массы автомобиля. Подсчитано, что снижение на 100 кг массы автомобиля в среднем экономит 0,3 л топлива на 100 км [1]. Крупные европейские и азиатские производители автомобилей, такие как Audi, BMW, Mazda, Nissan, в последние годы увеличивают число алюминиевых узлов в конструкциях автомобилей.

В судостроении замена стали алюминиевыми сплавами позволяет уменьшить массу судна и понизить его центр тяжести, а также обеспечивает необходимую коррозионную стойкость. Из алюминиевых сплавов изготавливают как корпусные конструкции, так и надстройки, рубки, мосты, кожухи дымовых труб, переборки, выгородки и др. [2].

В узлах трения, воспринимающих ударную нагрузку, применяют подшипники, изготовленные из биметаллической ленты с основой из низкоуглеродистой стали (Ст5, Ст10) и рабочим слоем из антифрикционных алюминиевых сплавов. По сравнению с баббитами более дешевые алюминиевые антифрикционные сплавы отличаются меньшей плотностью, более высокой теплопроводностью и прочностью. Ввиду хорошей теплопроводности граничный слой смазочного материала на этих сплавах сохраняется при более высоких скоростях скольжения и более высоких нагрузках. Важным достоинством этих сплавов является их высокая технологичность и коррозионная стойкость при работе в масляных средах [3].

Несмотря на достоинства биметаллических сталеалюминиевых конструкций, существует ряд проблем, связанных с получением соединений из этих металлов. При создании разъемных соединений сталь и алюминий составляют гальваническую пару и подвергаются коррозии при наличии электролита на границе между ними. К тому же использование болтов, заклепок и других деталей разъемных соединений увеличивает массу конструкции. Решить эту проблему можно, путем применения сварных сталеалюминиевых соединений. Сварные соединения позволяют снизить массу конструкции, а также обеспечить их коррозионную стойкость, что было выявлено при испытаниях в солевой камере и в различных климатических условиях [4]. Однако различные теплофизические характеристики этих металлов, наличие оксидной пленки на поверхности алюминия, а также химическое взаимодействие этих металлов, приводящее к необратимому образованию интерметаллидных соединений по границе раздела, значительно осложняют получение сталеалюминиевых сварных соединений. Причем последнее из перечисленных препятствий можно считать основным, поэтому следует рассмотреть более подробно.

Основные теплофизические параметры алюминия и стали

Параметр	Алюминий	Ст5
Кристаллическая решетка	ГЦК	ОЦК
Плотность, г/см ³	2,7	7,8

Теплопроводность, Вт/(м · К)	203,5	74
Удельная теплоемкость, Дж/(кг · К).....	0,9	0,4
Коррозионная стойкость	Высокая	Низкая
Электропроводность, Ом/м.....	$37 \cdot 10^6$	$10 \cdot 10^6$
Пластичность, %	50	40
Температура плавления, К.....	933	1809
Оксиды.....	Al_2O_3	Fe_3O_4 ; FeO ; Fe_2O_3 ; Fe_4O_5
Температура плавления оксидов, К	2323	1873

Интерметаллиды системы Fe_xAl_y . Предварительное суждение о структурах, образующихся в сталеалюминиевых соединениях, может быть основано на диаграмме состояния железо — алюминий (рис. 1). В соответствии с ней алюминий с железом образует твердые растворы, интерметаллидные соединения и эвтектику.

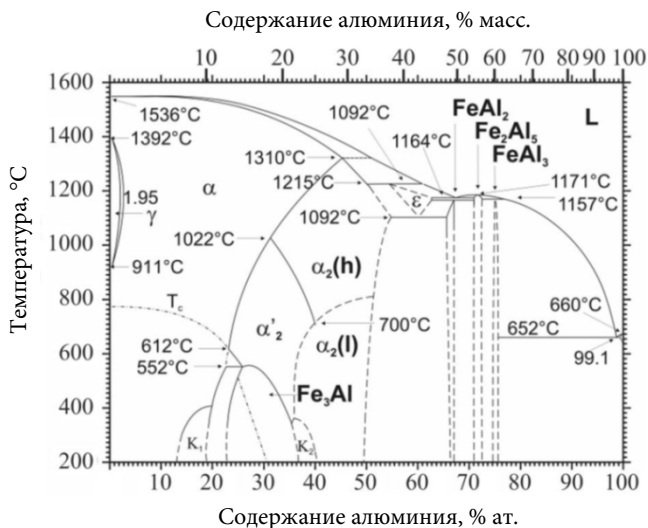


Рис. 1. Диаграмма состояния железо — алюминий

Интерметаллидный слой образуется на границе алюминия и стали вследствие крайне низкой взаимной растворимости металлов. Растворимость железа в твердом алюминии весьма незначительна: при температурах 498...873 К она составляет 0,01...0,022 %, а при эвтектической температуре (927 К) она увеличивается до 0,053 %. В результате образуются интерметаллиды системы Fe_xAl_y , имеющие большую твердость и низкую пластичность [5].

Наличие интерметаллидного слоя на границе соединения стали с алюминием отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах конструкции: уменьшается прочность и возникает охрупчивание соединения. Однако точной зависимости между параметрами интерметаллидного слоя (толщиной и

морфологическим составом) и прочностными свойствами соединения до сих пор не установлено. В результате исследования образцов из интерметаллидов на разрушение под действием сжимающих и растягивающих сил выявлено, что характер разрушения хрупкий с отсутствием площадки текучести [5]. Показатели временного сопротивления на разрыв интерметаллидов системы Fe_xAl_y , за исключением $FeAl$ и Fe_3Al , намного меньше таких показателей АРМКО-железа и алюминия, которые являлись исходными материалами для получения интерметаллидов в целях исключения влияния углерода на свойства интерметаллида (табл. 1).

Таблица 1

Основные виды интерметаллидных соединений системы Fe_x-Al_y и их свойства [5]

Интерметаллид	Тип кристаллической решетки	Содержание алюминия, % ат.	Микротвердость, НВ	σ_b , МПа	
				при растяжении	при сжатии
$FeAl_3$	Моноклинная	74,5...76,5	1050	15	45
Fe_2Al_5	Орторомбическая	70...73	1150	17	75
$FeAl_2$	Триклинная	66...66,9	910	42	60
Fe_2Al_3	Кубическая	58...65	–	–	–
$FeAl$	ОЦ	23...55	530	> 100	980
Fe_3Al	Кубическая объемно-центрированная	23...34	400	> 100	900

Примечание. Для А00 $\sigma_b = 60$ МПа; для АРМКО-железа $\sigma_b = 260$ МПа.

Механизм образования и роста интерметаллидной прослойки можно разделить на несколько этапов (рис. 2) [5]:

- взаимная диффузия контактирующих металлов с различной скоростью, возникновение локально пересыщенных твердых растворов вокруг дефектов кристаллического строения со стороны алюминия (рис. 2, а);
- образование первых центров новой фазы в дефектных участках с повышенной концентрацией диффундирующего элемента со стороны алюминия (рис. 2, б);
- поперечный рост интерметаллидной фазы вдоль плоскости стыка со стороны алюминия (рис. 2, в);
- смыкание и нормальный рост первого слоя интерметаллидной прослойки со стороны алюминия (рис. 2, г);
- образование первых центров второй интерметаллической прослойки, продолжение нормального роста первой интерметаллической прослойки со стороны стали (рис. 2, д);

– смыкание второй интерметаллической фазы в результате поперечного роста со стороны стали (рис. 2, е).

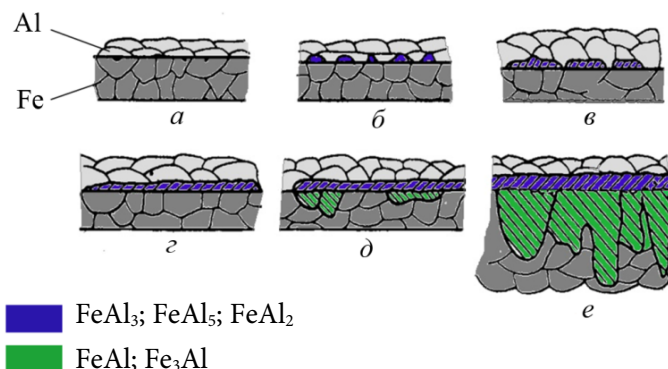


Рис. 2. Схема образования и роста интерметаллидов при взаимодействии Al с Fe [5]

Согласно данным испытаний на статическое растяжение биметаллических сталеалюминиевых соединений, полученных методом сварки плавлением, увеличение толщины интерметаллидного слоя приводит к уменьшению временного сопротивления на разрыв сварного соединения (рис. 3). Разрушение по ос-

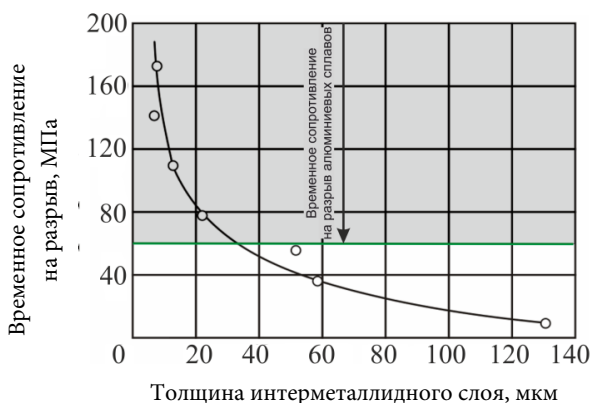


Рис. 3. Влияние толщины интерметаллидного слоя на временное сопротивление на разрыв биметаллического сталеалюминиевого соединения [5]

новному металлу со стороны алюминия в соединениях с использованием чистого алюминия происходит при толщине интерметаллидной прослойки до 30 мкм, а в соединениях с использованием алюминиевых низкопрочных сплавов (со значениями $\sigma_b \leq 300$ МПа) при толщине, не превышающей 10 мкм [5].

Эти данные подтверждаются исследованиями, в которых биметаллическое соединение получено лазерной сваркой. Сварные биметаллические образцы разрушаются по основному металлу при испытаниях на статическое растяже-

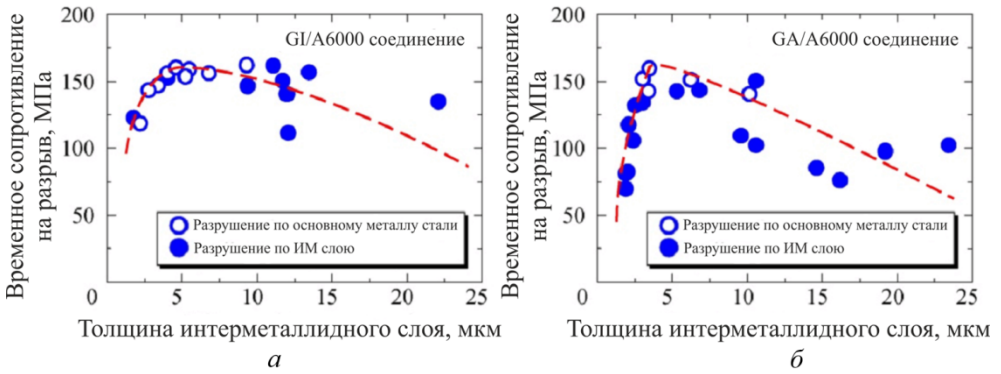


Рис. 4. Зависимость временного сопротивления на разрыв от толщины интерметаллидной прослойки [6]; соединение алюминиевого сплава с оцинкованным стальным листом, цинковое покрытие получено методами горячего (а) и термодиффузионного (б) цинкования

ние, когда толщина интерметаллидного слоя находится в диапазоне 4...8 мкм (рис. 4) [6].

Интерметаллиды образуются в твердой фазе по диффузионному механизму и являются единственными возможными фазами, образующимися на границе сплавления сталей с алюминиевыми сплавами. Поэтому для получения удовлетворительных эксплуатационных характеристик сталеалюминиевых соединений необходимо уделять особое внимание кинетике процесса образования интерметаллидного слоя. Этому вопросу посвящен ряд работ [5, 7, 8]. В одной из них для изучения влияния температуры и времени взаимодействия алюминия со сталью методом однокомпонентной прокатки в холодном состоянии изготавливали образцы из биметалла: алюминий–АРМКО-железо для исключения влияния углерода на свойства интерметаллидов. Биметаллические образцы помещали в запаянные кварцевые ампулы и отжигали в муфельных печах при разных температурах (табл. 2) [5].

Таблица 2

Влияние температуры и времени выдержки на толщину интерметаллидного слоя между АРМКО-железом и алюминием [5]

Температура отжига, К	Толщина интерметаллидного слоя, мкм, при выдержке, ч							Примечание	
	0,25	0,5	1	2	3	6	8		
573	Интерметаллида нет			6	8	9	10	–	
673	То же		5,1	8,5	10,2	12	14	–	
773	5,7	То же		8,5	14	–	15,8	16	–

Температура отжига, К	Толщина интерметаллидного слоя, мкм, при выдержке, ч							Примечания
	0,25	0,5	1	2	3	6	8	
873	10,7	14	30,7	51	56,6	85,8	–	Со стороны алюминия
903	То же		148	199	310	420	–	Со стороны железа
923	10,7	14	168	246	384	473	–	Общая

Увеличение температуры приводит к росту толщины интерметаллидного слоя при наименьшем времени выдержки 0,25 ч, так как увеличивается подвижность атомов материалов в диффузионных слоях. Из табл. 2 следует, что даже длительное время выдержки при температурах до 773 К не вызывает роста интерметаллидного слоя более 10 мкм, в то время как при увеличении температуры выше 773 К происходит резкое увеличение скорости роста интерметаллидов и они образуются практически мгновенно. Отмеченная тенденция подтверждается результатами аналогичных исследований на биметаллических образцах, изготовленных сваркой взрывом и обработанных впоследствии лазерным излучением. В настоящем исследовании не измерялась температура нагрева интерметаллидной зоны при обработке, но установлено, что во всех случаях происходит рост толщины интерметаллидного слоя на 12...38 % начальной толщины, полученной при сварке взрывом [7].

Удалось установить математическую зависимость толщин интерметаллидного слоя отдельных фаз от времени нахождения стальной пластины в жидкой алюминиевой ванне и от температуры ванны. Они определяются формулой

$$X = Kt^{0,5}, \quad (1)$$

где X — толщина интерметаллидного слоя; t — время алитирования; K — коэффициент, определяемый как

$$K = K_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad (2)$$

где K_0 — константа; Q — энергия активации роста интерметаллидного слоя; R — газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Энергия активации роста интерметаллидных фаз Fe_2Al_5 , $FeAl$, Fe_3Al составляет 141, 180 и 260 кДж/моль соответственно [8].

Таким образом, рост толщины интерметаллидной прослойки может быть ограничен температурой нагрева границы сталь–алюминий, не предъявляя требований ко времени нахождения границы при этой температуре, или временем пребывания границы сталь–алюминий при высоких температурах.

Способы получения биметаллических сталеалюминиевых соединений.

Несмотря на отмеченные трудности, в настоящее время существует положительный опыт получения сталеалюминиевых соединений сваркой давлением (холодной, трением-перемешиванием, ультразвуковой и т. д.) [9, 10] и плавлением [11–16]. Причем наибольший интерес представляют методы сварки плавлением, распространенные на производстве и не имеющие ограничений по геометрии соединяемых изделий, особенно метод дуговой сварки как самый распространенный. Образование сталеалюминиевого соединения методами сварки плавлением можно отнести к процессу сварко-пайки, так как из-за большой разности температур плавления в жидком состоянии находится только алюминий и образование соединения происходит за счет смачивания твердой стали жидким алюминием. В связи с этим при использовании сварки плавлением возникает вопрос обеспечения смачиваемости твердой стали жидким алюминием.

Главным недостатком дуговой сварки плавлением является значительное и в большинстве случаев труднорегулируемое количество тепловой энергии, вводимой в зону сварки. Это способствует неконтролируемому росту прослойки интерметаллидной фазы и отрицательно сказывается на свойствах сварного соединения. Однако существуют различные технологические приемы, направленные на уменьшение тепловложения при сварке и в то же время способствующие образованию сварного соединения.

Одним из них является применение технологии «холодного каплепереноса» (СМТ) [12]. В отличие от классического процесса каплепереноса, где перегретая жидкая капля попадает в ванну за счет электромагнитных сил и собственной массы, в СМТ-процессе перенос капли расплавленного присадочного материала в сварочную ванну осуществляется за счет механических сил при движении сварочной проволоки в обратном от сварочной ванны направлении, которое происходит после касания сварочной ванны жидкой каплей на кончике присадочной проволоки (рис. 5).

Механический способ каплепереноса позволяет значительно снизить количество выделяемой в зоне сварки теплоты, необходимой для расплавления присадочного материала и ведения стабильного процесса сварки.

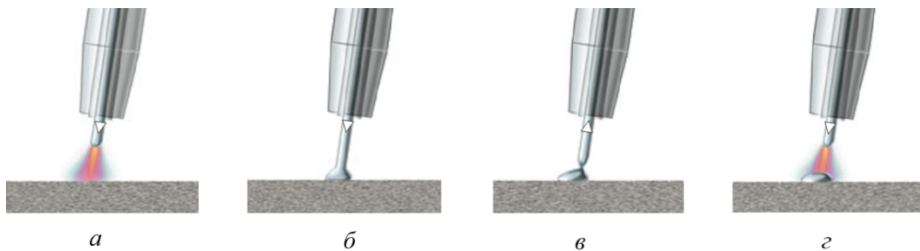


Рис. 5. Схема процесса холодного каплепереноса:

а — во время горения дуги проволока подводится к сварочной ванне; *б* — в момент входа кончика проволоки в сварочную ванну дуга гаснет, сварочный ток снижается; *в* — во время возникновения короткого замыкания отвод проволоки помогает отделению капли; ток короткого замыкания снижается до минимума; *г* — возобновление процесса

В результате применения СМТ-процесса в работах [4, 12] получены нахлесточные соединения низко- и среднеуглеродистых сталей с алюминиевыми сплавами, имеющие значения временного сопротивления на разрыв 86...175 МПа, что составляет 83 % прочности свариваемых алюминиевых сплавов.

Известны работы, в которых сварка стали с алюминием осуществлялась плавящимся электродом. Полученные сталеалюминиевые биметаллические соединения имели толщину интерметаллидной прослойки от 2,1 до 10 мкм. При испытаниях на статическое растяжение разрушение большинства образцов происходило в зоне термического влияния. Максимальное значение временного сопротивления на разрыв составило 175,13 МПа, что соответствует 60 % такового для соединяемых алюминиевых листов [4] (табл. 3 и 4).

Таблица 3

Химический состав свариваемых материалов и соответствующие им значения временного сопротивления на разрыв [13]

Материал	Содержание элемента, % масс.								σ_b , МПа
	Fe	C	Mn	Cu	Si	Mg	Zn	Al	
Алюминий 1100	0,581	–	–	0,073	0,110	< 0,001	0,018	99,22	110
Сталь	99,51	0,077	0,277	< 0,005	0,016	0,001	–	0,025	380

Таблица 4

Результаты механических испытаний сталеалюминиевых образцов [4]

Свариваемые материалы	σ_b , МПа, при растяжении	Место разрушения
AlMg _{0,4} Si _{1,2} (1 мм)/DDS 47G47GU (1 мм)	145,0	ЗТВ*
AlMg _{0,4} Si _{1,2} (1 мм)/CSG90 (1,5 мм)	166,7	>>
AlMg ₃ (1 мм)/DDSG40 (1 мм)	130,3	>>
AlMg ₅ Mn (1 мм)/DDSG40 (1 мм)	134,5	>>
AlMg ₅ Mn (1 мм)/DDSG40 (1,5 мм)	175,13	>>

*ЗТВ — зона термического влияния.

Дуговая сварка неплавящимся электродом также является весьма перспективным процессом получения сталеалюминиевых биметаллических соединений [13]. Для сварки неплавящимся электродом без присадки применяют нахлесточные соединения, причем электрическая дуга постоянного тока обратной полярности горит на поверхности стальной пластины (рис. 6).

В ходе экспериментов использовались следующие режимы: скорость сварки составляла 0,55; 0,6 и 0,65 м/мин; сварочный ток изменялся в пределах 20...75 А. За величину для оценки влияния сварочных режимов была принята тепло-

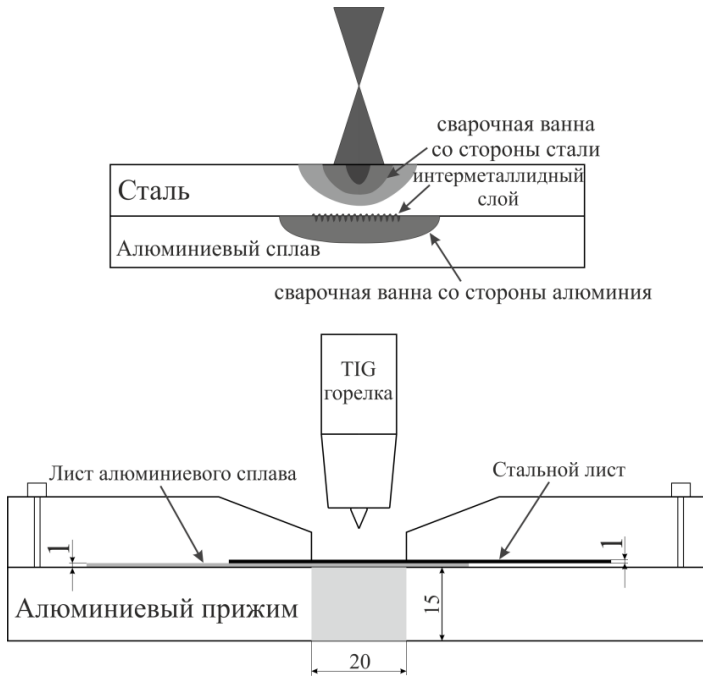


Рис. 6. Схема TIG сварки нахлесточного соединения стали с алюминием без присадочной проволоки [13]

вая энергия, вводимая от источника нагрева. Обнаружено, что с увеличением тепловой энергии, вводимой в зону сварки, толщина интерметаллидной прослойки растет. Результаты последующих испытаний сталеалюминиевых образцов на статическое растяжение показали, что с увеличением толщины интерметаллидного слоя временное сопротивление образцов уменьшается, что не противоречит данным других исследования (рис. 7).

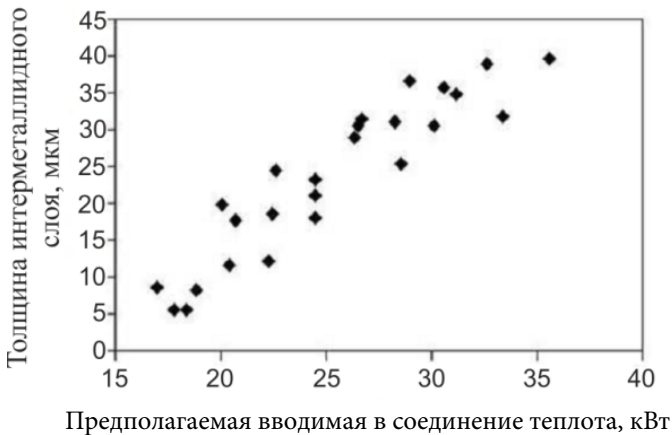


Рис. 7. Влияние количества вводимой тепловой энергии на толщину интерметаллидной прослойки [13]

Другим примером получения сталеалюминиевых биметаллических соединений можно считать процесс флюсовой дуговой пайки неплавящимся электродом [14]. Особенность данной технологии заключается в том, что электрическая дуга горит на поверхности алюминиевой пластины на расстоянии 2...3 мм от стальной, что обеспечивает натекание расплавленного присадочного металла в зону соединения без прямого воздействия дуги на стальную кромку (рис. 8).

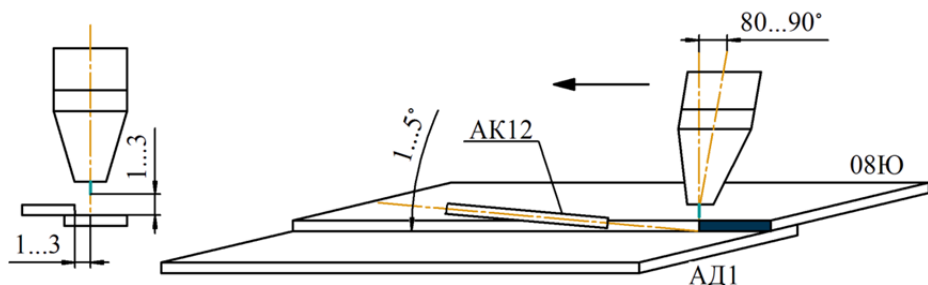


Рис. 8. Схема TIG сварки пайки с присадочной проволокой [14]

В качестве присадочных материалов применяли сварочную проволоку сплошного сечения АК12 диаметром 1,2 и 1,6 мм с массовым содержанием кремния 10...12 % и некоррозионно-активный реактивный флюс ФАФ540, обеспечивающий разрушение оксидной пленки и улучшение смачиваемости стали жидким алюминием. Диапазон опробованных режимов в зависимости от диаметра присадочной проволоки следующий: при диаметре 1,6 и 1,2 мм ток пайки составляет 47...50 и 24...26 А, напряжение на дуге 9...210 и 8...10 В, скорость пайки 12 и 1,5...2 мм/с соответственно.

Полученные паяные соединения выдерживают угол загиба, равный 180° , без разрушения. На контактной границе со сталью образуется интерметаллидный слой системы Al-Fe-Si толщиной 2...5 мкм, цинк в основном содержится в твердом растворе алюминия.

Кроме толщины интерметаллидного слоя, на свойства биметаллических сталеалюминиевых соединений оказывают значительное влияние легирующие элементы, содержащиеся в основных и присадочных материалах [15]. Для оценки их влияния на свойства биметаллического сварного соединения процесс сварки выполняли с применением различных по составу присадочных материалов (табл. 5) [16].

Таблица 5

Химический состав присадочной проволоки и результаты испытания сварных соединений на статическое растяжение [16]

Присадочный материал	Содержание химического элемента, % масс.									σ_b , МПа
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
Al — 5 % Si	4,5...5	0,8	0,3	0,05	0,05	–	0,1	0,2	–	134
Al — 12 % Si	11...13	0,8	0,3	0,15	0,1	–	0,2	–	–	136

Присадочный материал	Содержание химического элемента, % масс.									σ_b , МПа
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
Al — 6 % Cu	0,2	0,3	5,8...6,8	0,2..0,4	0,02	–	0,1	0,1...0,2	–	110
Al — 10 % Si — 4% Cu	9,3...10,7	0,8	3,3...4,7	0,15	0,15	0,15	0,20	–	–	116
Zn — 15 % Al	–	–	0,5	–	0,015	–	–	–	15	63

Лучшие механические свойства ($\sigma_b = 136$ МПа) и наименьшую толщину интерметаллидного слоя (2 мкм) имеет образец, полученный с применением присадочной проволоки, содержащей наибольшее количество кремния — 11...13 % масс. [16].

Влияние легирующих элементов на свойства сталеалюминиевого соединения заслуживает отдельного рассмотрения. Результаты изучения данного вопроса показывают, что добавление третьего компонента может привести к уменьшению интерметаллидных фаз и ограничению области их существования при алитировании и сварке стали с алюминием [5].

Кроме уменьшения толщины интерметаллидного слоя, необходимо, чтобы тройные системы железо–алюминий — третий компонент имели микротвердость ниже интерметаллидов системы Fe–Al, что приведет к повышению прочностных характеристик соединения. Влияние содержания легирующих элементов в стали на толщину интерметаллидного слоя показано на рис. 9 [15].

В результате многочисленных исследований установлено, что наибольшее воздействие на свойства сварных сталеалюминиевых соединений имеет кремний [5, 14–17]. Этим обусловлено его использование в качестве основного легирующего элемента в присадочных материалах для дуговой сварки в практических работах. Использование

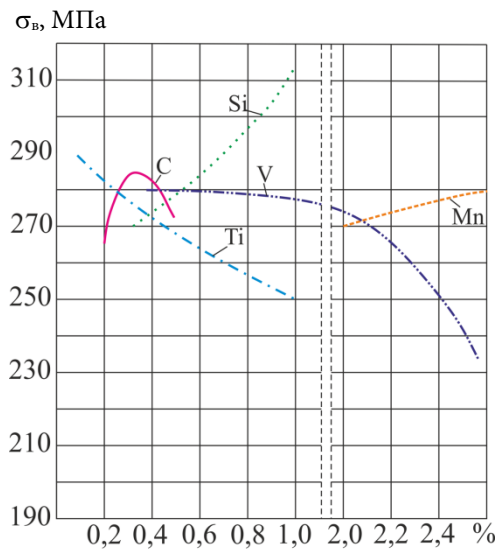


Рис. 9. Зависимость временного сопротивления на разрыв сварного соединения от содержания легирующих элементов в стальной основе [5]

цинка до определенного процентного содержания также повышает прочностные характеристики соединения и способствует растеканию жидкого алюминия по твердой стали [18].

Благоприятное влияние кремния на свойства сварного соединения связано с его способностью ограничивать рост интерметаллидной прослойки. С одной

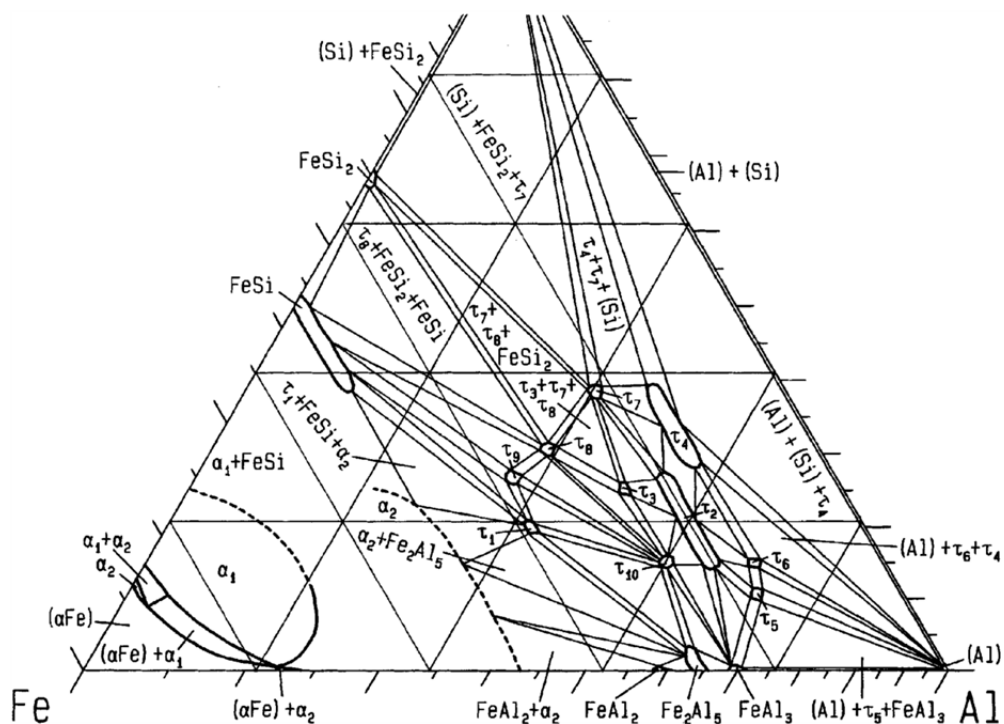


Рис. 10. Тройная система Al–Fe–Si в диапазоне 843...873 К [17]

стороны, атомы кремния занимают структурные вакансии η - Fe_2Al_5 -фазы, в то время как алюминий является основным диффузионным компонентом в процессе кристаллизации сварочной ванны. С другой стороны, кремний участвует в образовании тройных фаз Fe–Si–Al (рис. 10), рост которых медленнее, чем у фазы η - Fe_2Al_5 [17].

Таким образом, влияние кремния на свойства сварного соединения связано с тем, что он уменьшает взаимную диффузию металлов. Кроме того, следует учитывать, что его присутствие в сварном шве повышает прочность сварного соединения.

Вопрос смачивания твердой стали жидким алюминием решается за счет предварительного нанесения цинкового покрытия на поверхность стального изделия. Существует отдельное исследование, посвященное определению влияния цинкового покрытия и температуры стальной детали на смачиваемость жидким алюминием [19]. Для оценки смачиваемости алюминиевым расплавом сталей с цинковыми покрытиями, полученными различными технологическими способами (табл. 6), применяли экспериментальную установку, состоящую из камеры, заполненной аргоном (для предотвращения окисления), в которую подается проволока состава AlSi12 (рис. 11).

Лазерный луч оплавляет проволоку, обеспечивая тем самым получение капли алюминиевого расплава, которая за счет обратного движения проволоки попадает на поверхность стальной пластины.

Состав образцов с различными цинковыми покрытиями [19]

Материал	Обозначение	Тип покрытия	Толщина листа, мм	Фактическая толщина покрытия, мкм	Заданная толщина покрытия, мкм
DC04	–	Нет	1	–	–
DC04	+ ZE50/50	Электрогальванизация	0,7	5...7	6
DC04	+ ZE75/75	>>	0,8	4...9	6,5
DX56	+ Z100	>>	0,8	6...8	7
DX56	+ Z140	>>	0,81	10...11	10,5

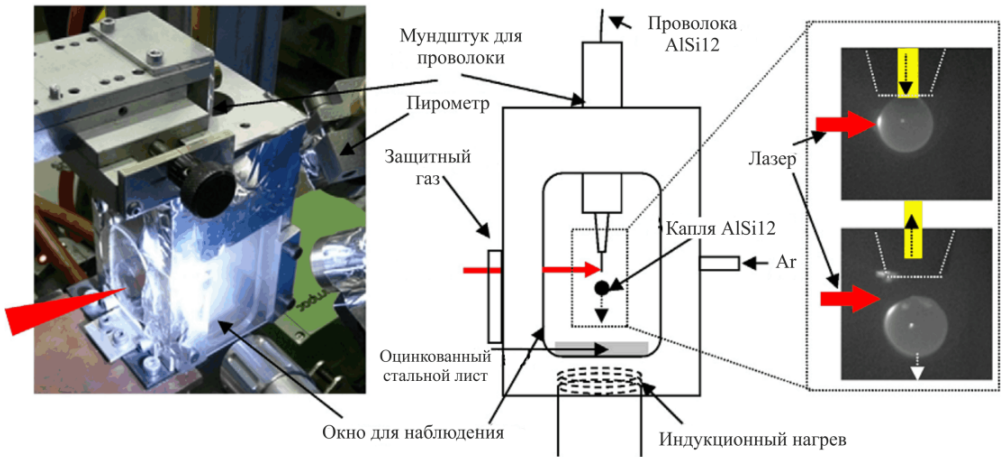


Рис. 11. Экспериментальная установка для исследования смачиваемости стали алюминием [19]

Результаты исследования показали, что наличие цинкового покрытия оказывает существенное влияние на растекание капли алюминиевого расплава на стальной пластине (рис. 12), однако толщина и технологический метод нанесения цинкового покрытия незначительно влияют на растекание алюминия и угол смачивания (рис. 13). В то же время большее влияние оказывает предварительный подогрев стальной пластины: угол смачивания уменьшается от $59...64^\circ$ при температуре 293 К до $28...38^\circ$ при температуре 673 К.

При отсутствии цинкового покрытия на стали растекания алюминиевого расплава и образования соединения не происходит. В процессе растекания алюминия цинк оттесняется на периферию капли, а в центральной части на границе раздела сталь–алюминий образуется интерметаллидная прослойка.

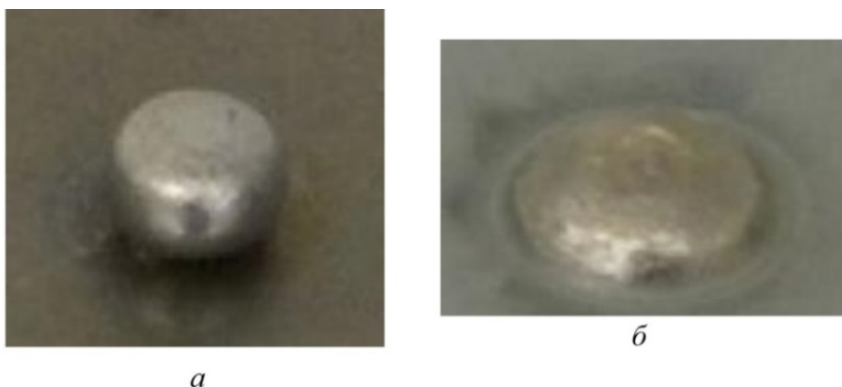


Рис. 12. Смачивание капель алюминиевого расплава стальной пластины без цинкового покрытия (а) и с цинковым покрытием (б)

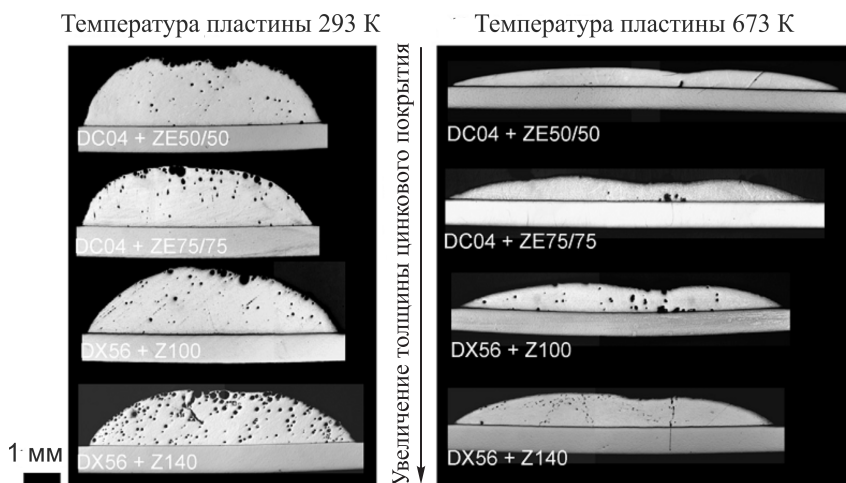


Рис. 13. Форма капли жидкого алюминия на поверхности стальной пластины в зависимости от толщины цинкового покрытия и температуры подогрева стальной пластины [19]

Выводы. 1. Для создания неразъемного сталеалюминиевого соединения методами дуговой сварки необходимо ограничение толщины интерметаллидной прослойки, чтобы обеспечить высокие прочностные характеристики. При этом толщина интерметаллидной прослойки для получения временного сопротивления на разрыв более 60 МПа не должна превышать 30 мкм.

2. Нагрев в зоне соединения стали и алюминия до температур, превышающих температуру плавления алюминия (933 К), приводит к резкому увеличению скорости роста толщины интерметаллидной прослойки по экспоненте в зависимости от температуры. Поэтому процесс дуговой сварки необходимо осуществлять при наименьших значениях погонной энергии.

3. Предварительное нанесение на сталь цинкового покрытия толщиной 4...10 мкм улучшает ее смачиваемость жидким алюминием, в результате чего

обеспечивается качественное формирование наплавленного алюминиевого слоя.

4. Присутствие кремния в качестве легирующего алюминий элемента позволяет уменьшить толщину интерметаллидной прослойки и увеличить временное сопротивление на разрыв сварного соединения благодаря снижению диффузионной подвижности алюминия и образованию интерметаллидов системы $Fe_xAl_ySi_z$, характеризующихся меньшей по сравнению с интерметаллидами системы Fe_xAl_y скоростью роста.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Reisgen U., Stein L., Steiners M.* Schwingverhalten von modifiziertem MSG-Kurzlichtbogenprozess gefügten Stahl-Aluminium-Mischverbindungen // *Schweißen und Schneiden.* 2010. No. 7/8. S. 396–399.
2. *Орыщенко А.С., Осокин Е.П., Павлова В.И., Зыкова С.А.* Биметаллические сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях // *Автоматическая сварка.* 2009. № 10. С. 43–47.
3. *Фещенко В.Н.* Слесарное дело. Сборка производственных машин. М.: Инфра-Инженерия, 2012. 544 с.
4. *Брукнер Й.* Дуговая сварка стали с алюминием // *Автоматическая сварка.* 2003. № 10/11. С. 185–187.
5. *Рябов В.Р.* Алитирование стали. М.: Металлургия, 1973. 240 с.
6. *Ozaki H., Kutsuna M.* Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by laser roll welding // *Welding Processes.* 2010. Vol. 22. Iss. 1. P. 33–54.
7. *Spina R., Tricarico L.* Laser welding of aluminium-steel clad materials for naval applications // *Laser Welding.* 2005. P. 77–106.
8. *Kobayashi S., Yakou T.* Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment // *Material Science.* 2002. Vol. 338. Iss. 1–2. P. 44–53.
9. *Taban E., Gould J.E., Lippold J.C.* Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: properties and microstructural characterization // *Materials & Design.* 2010. Vol. 31. Iss. 5. P. 2305–2311.
10. *Karfoul M.K., Gordon J.T., Murray R.T.* The behavior of iron and aluminum during the diffusion welding of carbon steel to aluminum // *J. of Materials Science.* 2007. Vol. 42. Iss. 14. P. 5692–5699.
11. *Dong H.G., Yang L.Q., Dong C., Kou S.* Arc joining of aluminum alloy to stainless steel with flux-cored Zn-based filler metal // *Materials Science and Engineering.* 2010. Vol. 527. Iss. 26. P. 7151–7154.
12. *Gungor B., Kaluc E., Taban E., Sik A.* Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys // *Materials and Design.* 2014. Vol. 54. P. 207–211.
13. *Rattana B., Mitsomwang P., Rattanachan S., Mutoh Y.* Feasibility of using tig welding in dissimilar metals between steel / aluminum alloy // *Energy Research Journal.* 2010. Vol. 1. Iss. 2. P. 82–86.
14. *Хорунов В.Ф., Сабадаш О.М.* Флюсовая дуговая пайка алюминия с оцинкованной сталью // *Автоматическая сварка.* 2013. № 2. С. 32–37.

15. *Влияние легирующих элементов в стали на свойства сталеалюминиевых сварных соединений* / В.Р. Рябов, В.И. Юматова, А.Л. Бутник, В.Ф. Грабин, Е.П. Кузнецов, Л.Ф. Белозеров // Сварочное производство. 1971. № 4. С. 9–12.
16. *Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Cu and Zn-Al filler wires* / H. Donga, W. Hua, Y. Duana, X. Wang, C. Dong // J. of Materials Processing Technology. 2012. Vol. 212. Iss. 2. P. 458–454.
17. *Shankar S., Apelian D. Die soldering: mechanism of the interface reaction between molten aluminum alloy and tool steel* // Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science. 2002. Vol. 33. Iss. 3. P. 465–476.
18. *Рябов В.Р. Сварка плавлением алюминия со сталью*. Киев: Наук. думка, 1969. 231 с.
19. *Gatzen M., Radel T., Thomy C., Vollertsen F. Wetting behavior of eutectic Al-Si droplets on zinc coated steel substrates* // Journal of Materials Processing Technology. 2014. Vol. 214. Iss. 1. P. 123–131.

Ковалев Владимир Викторович — аспирант, ассистент кафедры «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5).

Михеев Роман Сергеевич — канд. техн. наук, доцент кафедры «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5).

Коберник Николай Владимирович — канд. техн. наук, доцент кафедры «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5).

Просьба сослаться на эту статью следующим образом:

Ковалев В.В., Михеев Р.С., Коберник Н.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. № 4. С. 93–112. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-4-93-112

FEATURES OF STEEL-ALUMINIUM BIMETALLIC BONDING PRODUCED BY FUSION WELDING

V.V. Kovalev

vvkovalev90@gmail.com

R.S. Mikheev

mikheev.roman@mail.ru

N.V. Kobernik

koberniknv@yandex.ru

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation

Abstract

The article looks at some features of steel-aluminum bimetallic constructions and their applications in various branches of industry. First, we examine physicochemical processes which occur when steel and aluminum are combined, and find that these processes lead to the intermediate layer formation of the

Keywords

Fusion welding, arc welding, bimetals, steel-aluminum, intermetallic, bonding

various intermetallic Fe_xAl_y phases. We give some information on the crystal lattices, the formation conditions and strength properties of intermetallic Fe_xAl_y phases. Then, we study the effect of the intermetallic layer thickness on the bimetallic bonding strength properties, as well as the basic methods of bonding preparation. We choose the arc welding methods as the most promising ones for our purposes, as they do not restrict the construction geometry. The article also looks at some recent advances in the one-piece steel-aluminum bonding preparation by arc welding methods and shows that a bonding produced by arc welding has high resistance to corrosion and also higher tensile strength than that of aluminum alloys used in this process. Next, we give data on the effect of different factors on the bondings properties: input heat during welding, alloying components and process technologies. Moreover, we describe the mechanism of the alloying elements effect that increase the values of bimetallic steel-aluminum compounds tensile strength and we consider the issue of solid steel wetting by molten aluminum, which is determined by the difference in the melting points of metals. Consequently, we reveal the data on the intermetallic layer thickness and the recommended process technologies, that allow us to get welding bonding, which is fractured through the aluminum part of bimetallic construction. Finally, we give re-recommendations for the usage of alloying elements, which makes it possible to limit the intermetallic layer growth and ensure the solid steel wetting by molten aluminum

REFERENCES

- [1] Reisgen U., Stein L., Steiners M. Schwingverhalten von modifiziertem MSG Kurzlichtbogenprozess gefügten Stahl-Aluminium-Mischverbindungen. *Schweißen und Schneiden*, 2010, no. 7/8, ss. 396–399.
- [2] Oryshchenko A.S., Osokin E.P., Pavlova V.I., Zykova S.A. Bimetal steel-aluminium joints in shipbuilding hull structures. *Paton Welding Journal*, 2009, iss. 10, pp. 35–38.
- [3] Feshchenko V.N. Slesarnoe delo. Sborka proizvodstvennykh mashin [Bench Work. Assembling Production Machines]. Moscow, Infra-Inzheneriya Publ., 2012. 544 p.
- [4] Bruckner J. Arc Joining of steel aluminium. *Paton Welding Journal*, 2003, no. 10/11, pp. 180–182.
- [5] Ryabov V.R. Alitirovanie stali [Aluminizing Steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 240 p.
- [6] Ozaki H., Kutsuna M. Dissimilar Metal Joining of Zinc Coated Steel and Aluminum Alloy by Laser Roll Welding. *Welding Processes*, 2010, vol. 22, iss. 1, pp. 33–54.
- [7] Spina R., Tricarico L. Laser welding of aluminium-steel clad materials for naval applications. *Laser Welding*, 2005, pp. 77–106.

- [8] Kobayashi S., Yakou T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Material Science*, 2002, vol. 338, iss. 1–2, pp. 44–53.
- [9] Taban E., Gould J.E., Lippold J.C. Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: properties and microstructural characterization. *Materials and Design*, 2010, vol. 31, iss. 5, pp. 2305–2311.
- [10] Karfoul M.K., Gordon J.T., Murray R.T. The behavior of iron and aluminum during the diffusion welding of carbon steel to aluminum. *Journal of Materials Science*, 2007, vol. 42, iss. 14, pp. 5692–5699.
- [11] Dong H.G., Yang L.Q., Dong C., Kou S. Arc joining of aluminum alloy to stainless steel with flux-cored Zn-based filler metal. *Mater. Science and Engineering*, 2010, vol. 527, iss. 26, pp. 7151–7154.
- [12] Gungor B., Kaluc E., Taban E., Sik A. Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. *Materials and Design*, 2014, vol. 54, pp. 207–211.
- [13] Rattana B., Mitsomwang P., Rattanachan S., Mutoh Y. Feasibility of using tig welding in dissimilar metals between steel / aluminum alloy. *Energy Research Journal*, 2010, vol. 1, iss. 2, pp. 82–86.
- [14] Khorunov V.F., Sabash O.M. Flux Arc Brazing of aluminum to galvanized steel. *Paton Welding Journal*, 2013, no. 2, pp. 31–36.
- [15] Ryabov V.R., Yumatova V.I., Butnik A.L., Grabin V.F., Kuznetsov E.P., Belozеров L.F. The effect of alloying elements in steel on properties of steel-aluminum welded joints. *Svarochnoe Proizvodstvo* [Welding International], 1971, no. 4, pp. 9–12 (in Russ.).
- [16] Donga H., Hua W., Duana Y., Wang X., Dong C. Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al–Si, Al–Cu, Al–Si–Cu and Zn–Al filler wires. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, iss. 2, pp. 458–454.
- [17] Shankar S., Apelian D. Die Soldering: Mechanism of the interface reaction between molten aluminum alloy and tool steel. *Metallurgical and materials transactions b-process metallurgy and materials processing science*, 2002, vol. 33, iss. 3, pp. 465–476.
- [18] Ryabov V.R. Svarka plavleniem alyuminiya so stal'yu [Fusion Welding Aluminum to Steel]. Kiev, Nauk. Dumka Publ., 1969. 231 p.
- [19] Gatzem M., Radel T., Thomy C., Vollertsen F. Wetting behavior of eutectic Al–Si droplets on zinc coated steel substrates. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, vol. 214, iss. 1, pp. 123–131.

Kovalev V.V. — post-graduate student, assistant of Welding and Diagnostic Technology Department, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation).

Mikheev R.S. — Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Professor of Welding and Diagnostic Technology Department, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation).

Kobernik N.V. — Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Professor of Welding and Diagnostic Technology Department, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Kovalev V.V., Mikheev R.S., Kobernik N.V. Features of Steel-Aluminium Bimetallic Bonding Produced by Fusion Welding. *Vestn. Mosk. Gos. Tekh. Univ. im. N.E. Baumana, Mashinostr.* [Herald of the Bauman Moscow State Tech. Univ., Mech. Eng.], 2016, no. 4, pp. 93–112. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-4-93-112