

УДК 621.791.4:621.771

РОЛЬ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ОДИНАКОВЫХ И РАЗЛИЧАЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ (ОБЗОР)

Prabhat Kumar¹, Subrata Kumar Ghosh¹, S. Saravanan², J. Deb Barma¹¹Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology, Agartala-799046 (Tripura), India
prabhatkumar855@gmail.com²Department of Mechanical Engineering, Annamalai University, Chidambaram-608002 (Tamilnadu), India
ssvcdm@gmail.com

Сварка взрывом — процесс соединения в твердом состоянии, который включает в себя разгон метаемой пластины продуктами детонации заряда взрывчатого вещества с целью получения сварного соединения из двух или более одинаковых или различных материалов. При этом образование расплавленных интерметаллических соединений на границе раздела ухудшает механические свойства сварного соединения. Однако использование промежуточного слоя при сварке взрывом значительно увеличивает диссипацию кинетической энергии и предотвращает образование расплавленных интерметаллических соединений на границе раздела и тем самым повышает прочность соединения. Ранее исследователи уже использовали в сварке промежуточные слои, имеющие различную толщину, предел текучести, пластичность и плотность. В настоящем обзоре подробно рассмотрено влияние промежуточного слоя на микроструктуру и механические свойства сваренных взрывом одинаковых и различающихся сплавов. Кроме того, рассматривается сварка взрывом в различных средах, таких как гелий, вода (подводная сварка) и желатин. Дается прогноз будущих направлений развития сварки взрывом.

Ключевые слова: сварка взрывом, одинаковые/разнородные материалы, промежуточный слой, микроструктура, механические свойства.

DOI 10.15372/FGV20230301

ВВЕДЕНИЕ

Сварка взрывом — метод соединения материалов в твердом состоянии, который использует химические взрывчатые вещества (ВВ) для создания металлургического соединения между одинаковыми и разнородными материалами [1–3]. При детонации химического ВВ метаема продуктами детонации пластина сталкивается с неподвижной пластиной. В результате кинетическая энергия метаемой пластины преобразуется в тепловую энергию за счет пластической деформации в зоне контакта метаемой и неподвижной пластин [4]. При этом в зоне соединения появляются расплавленные интерметаллические соединения: Al_3Mg_2 и $Al_{12}Mg_{17}$ при соединении сплавов AZ31B и Al6061 [5], Ti_3Al и $TiAl_3$ в процессе сварки Ti gr.2 и Al1050 [6], FeTi и Fe_2Ti при плакировании чистого титана (TP340) нержавеющей сталью SUS 304 [7], Al_2Cu и Al_3Cu_2 при сварке алюминиевого сплава Al1050 с медью [8]. Образование интерметаллических со-

единений снижает стабильность процесса сварки и прочность сварного соединения. Чтобы избежать образования расплавленных интерметаллических соединений, применяется сварка взрывом с промежуточным слоем [9]. Промежуточный слой должен быть тонким, с минимальным пределом текучести, высокой пластичностью и плотностью. Применение промежуточного слоя значительно повышает эффективность использования кинетической энергии метаемых пластин и предотвращает образование интерметаллических соединений в зоне сварного шва [9].

В настоящее время исследователи используют различные виды промежуточных слоев, такие как Cu, SS 304, AA1050, AA1060, частицы SiC, проволочная сетка из SS 316, Ti gr.2, AZ31 и др., для подавления образования интерметаллических соединений и улучшения механических свойств сваренных изделий. При сварке взрывом различных комбинаций металлов и сплавов используются различные прослойки. Это, например, сварка алюминиевых пластин с медными при прослойке из меди, стали SS 304 и сплава Al5052 [9], сварка Al5052

и Al1100 с прослойкой SS 304 [10], сварка TP340 (чистый титан) и SUS 304 с прослойкой SUS 304 [11], соединение меди и SS 304 с прослойкой из меди [12], сварка алюминия и меди с прослойкой из SS 304 и алюминия [12], сварка алюминиевого сплава AA5052 и стали SS 316 с прослойкой из чистой меди [13], сварка алюминия и нержавеющей стали SS 316 с прослойкой из меди, титана и тантала [14], сварка Al5052 и Al1100 с прослойкой из частиц SiC [15], сварка Al5052 и Al1100 с прослойкой из частиц SiC и проволоочной сетки из SS 316 [16], сварка A1050 и A1050 с прослойкой из Ti gr.2 [17], сварка AZ31 и Cu с прослойками AZ31 и Cu (слоистый композит) [18], сварка AA6082 и AISI304 с прослойкой AA1050 [19], сварка AA6082 и EN10130 с прослойкой AA1050 [19], сварка Ti6Al4V и AA2519 с прослойкой AA1050 [20], сварка тантала и стали с прослойкой из меди [21]. В судостроении, авиационной промышленности, автомобилестроении и в изготовлении деталей транспортных средств существует высокий спрос на сваренные с промежуточным слоем материалы.

В настоящем исследовании изложена теория сварки взрывом с промежуточным слоем и описано влияние промежуточного слоя на механические свойства и микроструктуру сваренных взрывом соединений из одинаковых и разнородных материалов. Насколько это было возможно, авторами тщательно рассмотрена вся известная информация по сварке взрывом комбинаций из сходных и разнородных материалов с промежуточными прослойками, и результаты анализа представлены в статье. Кроме того, констатируется важность развития сварки взрывом в различных средах, таких как гелий, вода и желатин. Также в данном обзоре прогнозируются и обсуждаются дальнейшие направления развития сварки взрывом.

1. ТЕОРИЯ СВАРКИ ВЗРЫВОМ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ

Как показано на рис. 1, метаемая пластина движется в сторону промежуточного слоя и неподвижной пластины с очень высокой скоростью V_1 при взрыве заряда ВВ. Метаемая пластина сталкивается с промежуточным слоем и расходует часть своей кинетической энергии на пластическую деформацию и образование первого сварного соединения (метаемая пластина — промежуточный слой). Сваренная с

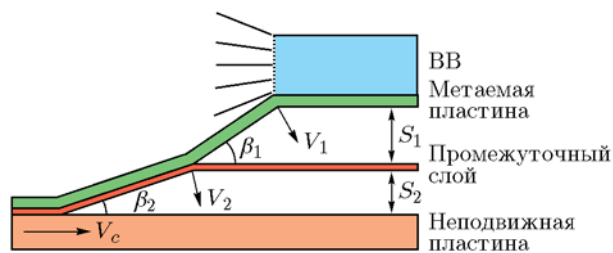


Рис. 1. Схема процесса сварки взрывом с промежуточным слоем [11]

промежуточным слоем метаемая пластина продолжает движение с уменьшенной кинетической энергией и сталкивается с неподвижной пластиной, которая испытывает пластическую деформацию, в результате образуется второе сварное соединение (промежуточный слой — неподвижная пластина).

Согласно [9] использование промежуточного слоя выгодно в условиях чрезмерно высокой кинетической энергии, поскольку при этом подавляется образование интерметаллических соединений, приводящих к разрушению соединения. Авторы работ [22] и [23] независимо друг от друга указывали, что введение промежуточного слоя при сварке взрывом уменьшает скорость метаемой пластины и угол столкновения. В [24] связь скорости метаемой пластины V_p со скоростью точки контакта V_c описана соотношением

$$V_p = 2V_c \sin\left(\frac{\beta}{2}\right), \quad (1)$$

где β — угол соударения свариваемых пластин. В [11, 25] был рассчитан угол столкновения β_1 между метаемой пластиной и промежуточным слоем:

$$\beta_1 = \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1\right) \frac{\pi}{2} \frac{R}{R + 2.71 + 0.184\delta/S_1}, \quad (2)$$

где R — параметр метания (отношение массы ВВ к массе метаемой пластины), δ — толщина слоя ВВ, S_1 — расстояние между промежуточным слоем и метаемой пластиной. В зависимости от мощности ВВ величина k меняется в диапазоне $1.96 \div 2.6$. Для угла столкновения β_2 между промежуточным слоем и неподвижной пластиной в [26, 27] предложено следующее выражение:

$$\tan \beta_2 = \left[1 + \frac{t_i \rho_i}{t_f \rho_f} - 2 \sin^2 \frac{\beta_1}{2}\right], \quad (3)$$

где t_i , t_f — толщина промежуточного слоя и метаемой пластины, ρ_i , ρ_f — плотность промежуточного слоя и метаемой пластины соответственно. В работе [28] была выделена доля кинетической энергии, поглощаемая на границе раздела, для нее выведено соотношение

$$\Delta KE = \frac{m_f m_b V_p^2}{2(m_f + m_b)}, \quad (4)$$

где m_f и m_b — масса соответственно метаемой и неподвижной пластин на единицу площади. На диссипацию кинетической энергии влияют плотность промежуточного слоя и характеристики участвующих в соударении металлов. Ранее в работе [12] было высказано соображение, что использование промежуточного слоя между метаемой и неподвижной пластинами расширяет область сварки и повышает эффективность использования кинетической энергии метаемой пластины. Авторы вывели следующее соотношение для оценки диссипации кинетической энергии при соударении метаемой пластины с промежуточным слоем [12]:

$$\Delta KE = \frac{m_f m_i V_p^2}{2(m_f + m_i)} + \frac{M m_b V_{p1}^2}{2(M + m_b)}, \quad (5)$$

где m_i — масса промежуточной пластины на единицу площади, M — суммарная масса метаемой и промежуточной пластин, V_{p1} — скорость метаемой и промежуточной пластин после их сварки, рассчитываемая по формуле

$$V_{p1} = \frac{m_f V_p}{m_f + m_i}. \quad (6)$$

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В обзоре представлены экспериментальные данные по сварке взрывом разнородных материалов с промежуточным слоем (алюминий и нержавеющая сталь с медной прослойкой; чистый титан (TP340) и SUS 304 с прослойкой SUS 304; медь и SS 304 с медной прослойкой; Ti6Al4V и AA2519 с прослойкой AA1050; Al5083 и AZ31 с прослойкой Al1060 и др.) и одинаковых материалов с промежуточным слоем (медь и медь с алюминиевой прослойкой; Al1050 и Al1050 с прослойкой Ti gr.2; алюминиевый сплав и алюминиевый сплав с прослойкой из проволоочной сетки SS 304 и др.).

Кроме того, было изучено влияние промежуточного слоя на механические свойства и микроструктуру сваренных взрывом соединений из одинаковых и разнородных материалов.

2.1. Сварка Al и Cu с промежуточными слоями из Al5052, Cu и SS 304

Экспериментальные исследования сварки взрывом алюминия с медью с промежуточными слоями Al5052, Cu и SS 304 описаны в [9]. Авторы наблюдали непрерывный слой расплава на обычной границе раздела сварного шва Al—Cu, который превращался в бездефектный после введения промежуточных слоев (Al5052, SS 304, Cu). Как видно на рис. 2, волны на границе раздела более выражены для сварного шва с медными прослойками и их амплитуда уменьшается, когда в качестве прослоек используются алюминий и SS 304. Меньшая амплитуда волн означает лучшее сцепление двух металлов, что обеспечивает высококачественное соединение. Таким образом, нержавеющая сталь SS 304 является наилучшим промежуточным слоем по сравнению с алюминием и медью, обеспечивающим более высокую прочность соединения. Характер границы раздела (волнообразная, прямолинейная или в виде расплавленного слоя) определяется температуропроводностью α промежуточного слоя [9]:

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho c}, \quad (7)$$

где λ — теплопроводность, ρ — плотность, c — удельная теплоемкость материала. Когда в качестве промежуточного слоя используется металл с более высокой температуропроводностью, тепловой энергии передается больше в метаемую и неподвижную пластины, что приводит к образованию волн с большими длиной и амплитудой в сварном шве, а когда в качестве промежуточного слоя используется металл с более низкой температуропроводностью, тепловой энергии передается меньше в метаемую и неподвижную пластины, что приводит к образованию волн с меньшими длиной и амплитудой в сварном шве [9, 29], что означает лучшее сцепление свариваемых металлов.

Микротвердость сваренного взрывом биметалла алюминий — медь с различными промежуточными слоями измерялась через равные расстояния с нагрузкой 500 г (рис. 3). Вслед-

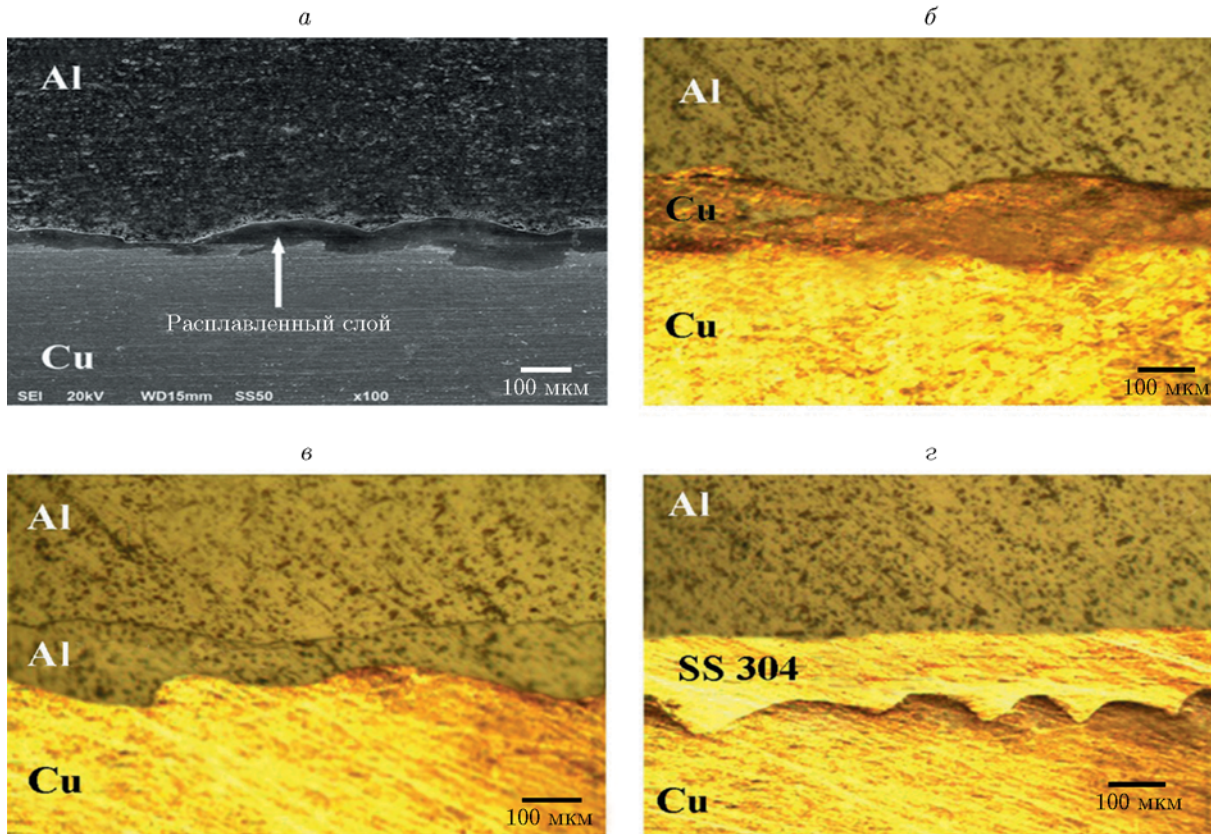


Рис. 2. Морфология сварных соединений Al—Cu (а), Al—Cu—Cu (б), Al—Al—Cu (в), Al—SS 304—Cu (г) [9]

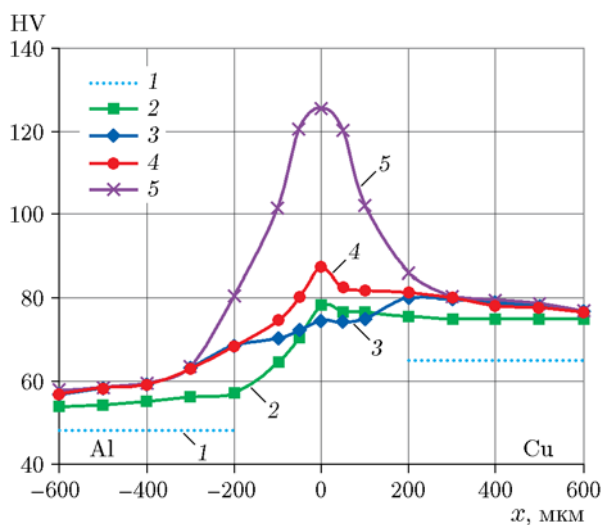


Рис. 3. Профили микротвердости в сварных соединениях [9]:

1 — базовая пластина, 2 — Al без промежуточного слоя, 3–5 — промежуточный слой из Al (3), Cu (4), SS 304 (5)

ствие малого времени соударения с последующей пластической деформацией, значение микротвердости по Виккерсу HV вблизи границы раздела сварного соединения (x) с промежуточным слоем в два раза выше, чем у менее прочной неподвижной пластины. В предыдущих исследованиях [30–37] также было обнаружено увеличение микротвердости по направлению к границе раздела в неподвижной пластине. Увеличение микротвердости не наблюдается вдали от границы раздела, где соответственно уменьшается и пластическая деформация. Профиль микротвердости сварного шва Al и Cu с различными прослойками (Al5052, Cu, SS 304) показывает, что наибольшее увеличение микротвердости достигается при сварке взрывом с прослойками из нержавеющей стали.

Как показано на рис. 4, предел прочности при растяжении σ изменяется от 150 до 170 МПа для сварных швов Al—Cu с различными промежуточными слоями (Al5052, Cu и SS 304). Максимальная прочность на растяже-

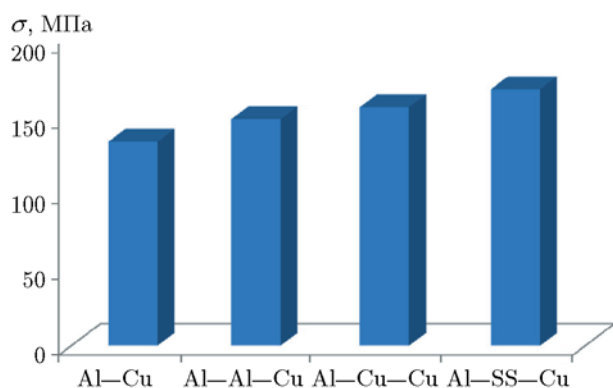


Рис. 4. Прочность на растяжение сварных соединений Al и Cu с различными промежуточными слоями [9]

Таблица 1

Прочность на сдвиг сварных соединений [9]		
Образец	Комбинация	τ , МПа
1	Al—Cu	90
2	Al—Al—Cu	100
3	Al—Cu—Cu	118
4	Al—SS 304—Cu	120

ние (170 МПа) достигается при сварке Al—Cu с промежуточным слоем из нержавеющей стали SS 304. С помощью устройства для испытания на сдвиг к стыкам швов, сваренных взрывом алюминия и меди с различными промежуточными слоями (Al5052, Cu и SS 304), прикладывалось сжимающее усилие вплоть до разрушения при сдвиге. Прочность на сдвиг τ различных комбинаций сварных соединений с прослойками приведена в табл. 1. Разрушение при сдвиге происходит по алюминию, т. е. сварное соединение оказалось прочнее наименее прочного из свариваемых металлов. Это согласуется с выводами работы [38]. В образцах, испытанных на сдвиг, разрушение носит пластический характер с большим количеством углублений и неоднородным распределением деформации с ее сильной локализацией.

2.2. Сварка Ti и SS 304 с промежуточным слоем из SS 304

Исследование сварки взрывом титана с нержавеющей сталью SS 304 с промежуточным слоем также из SS 304 проводилось в [11]. Использование промежуточного слоя является

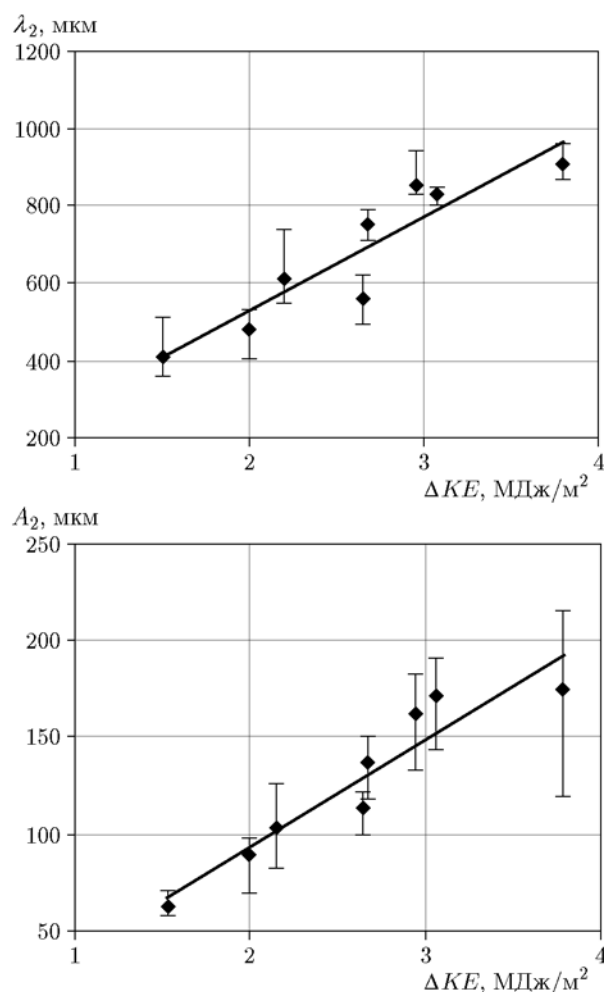


Рис. 5. Связь между поглощенной кинетической энергией и параметрами волн в зоне соединения промежуточного слоя и неподвижной пластины [11]

наиболее эффективным подходом в сварке металлургически несовместимых комбинаций из высокопрочных, компактных пластин, таких как Ti и SS 304. Использование тонкого промежуточного слоя из нержавеющей стали минимизирует волнообразование, которое приводит к образованию интерметаллических соединений, а полученный биметалл титан — нержавеющая сталь используется для эксплуатации в агрессивных средах.

Длина λ_2 и амплитуда A_2 волн в зоне сварного шва титан — нержавеющая сталь вдоль границы раздела промежуточного слоя и плакируемого металла в зависимости от уменьшения кинетической энергии ΔKE показаны на рис. 5 [11]. Обнаружено, что амплитуда и длина волн на границе раздела, как правило,

Таблица 2

Параметры экспериментов [12]					
Комбинация материалов	Толщина, мм		β , град	V , м/с	ΔKE , МДж/м ²
	метаемая пластина	промежуточный слой			
Al—LCS	2.5	—	14.9	1 166.8	1.8
Cu—SS 304	3	—	13.16	1 031	4.2
Al—Cu	2.5	—	11.58	774.5	1.6
Cu—SS 304	3	0.8 (Cu)	11.58	829.8	4.18
Al—Cu	2.5	1.0 (SS 304)	10.58	774.5	1.72
Al—Cu	2	0.5 (Al)	10.58	774.5	1.656

возрастают по мере увеличения потери кинетической энергии. Отношение амплитуды волны к ее длине колеблется от 0.16 до 0.20 для границы промежуточный слой — неподвижная пластина. Это соответствует результатам аналогичного исследования по сварке титана с нержавеющей сталью, о которых сообщалось в работе [39]. В то же время в работе [11] для случая многослойного соединения нержавеющей сталь — титан обсуждается также и диапазон отношений амплитуды к длине волны $0.09 \div 0.12$.

2.3. Сварка алюминия и низкоуглеродистой стали, меди и нержавеющей стали, алюминия и меди с разными промежуточными слоями

Влияние промежуточных слоев (Cu, SS 304 и Al) на результаты сварки взрывом комбинаций материалов Al—LCS, Cu—SS, Al—Cu изучалось в [12]. Параметры комбинаций представлены в табл. 2. Данные композиты широко применяются при производстве проволоки, в изготовлении двигателей внутреннего сгорания и авиационных подшипников, в судостроении и космической технике. В этом исследовании обсуждается влияние промежуточного слоя на механические характеристики и микроструктуру различных комбинаций материалов, сваренных взрывом.

Сварное соединение Al и LCS имеет предел прочности на растяжение $\sigma = 120$ МПа, тогда как сварное соединение Al и Cu с прослойкой Al и соединение Al и Cu с прослойкой SS 304 имеют предел прочности на растяжение 100 и 310 МПа соответственно. Выявлено, что прочность на сдвиг сварного соединения Cu и

SS 304 составляет $\tau = 60$ МПа. При использовании между Cu и SS 304 медной прослойки прочность на сдвиг на границе метаемай пластины и прослойки Cu—Cu составила 50 МПа, а на границе прослойки и базовой пластины Cu—SS 304 составила 65 МПа. При сварке Al и Cu с промежуточным слоем SS 304 на двух границах была получена прочность на сдвиг 85 и 62 МПа. Таким образом, в [12] показано, что сварные соединения с промежуточным слоем обладают более высокой прочностью на растяжение и сдвиг, чем наименее прочный из свариваемых материалов, что согласуется с более ранними исследованиями [38], т. е. использование промежуточного слоя повышает прочность сварного шва на растяжение и сдвиг.

На границе раздела сваренных взрывом разнородных металлов, как с промежуточным слоем, так и без него, имеет место волнообразование (рис. 6). На рис. 6,а видна волнистость в микроструктуре границы раздела сваренных взрывом пластин Cu и SS 304 без промежуточного слоя. Когда между ними расположен промежуточный слой, то вследствие уменьшения кинетической энергии и периода затвердевания удается избежать образования интерметаллидов на границе соединения. Как видно на рис. 6,б, если Cu и SS 304 сварены с медной прослойкой, то интерметаллические соединения не обнаруживаются. При наличии промежуточного медного слоя между свариваемыми пластинами меди и нержавеющей стали граница раздела метаемай пластина — промежуточный слой волнистая, а граница раздела промежуточного слоя и неподвижной пластины — плоская (см. рис. 6,б). Изменение мик-

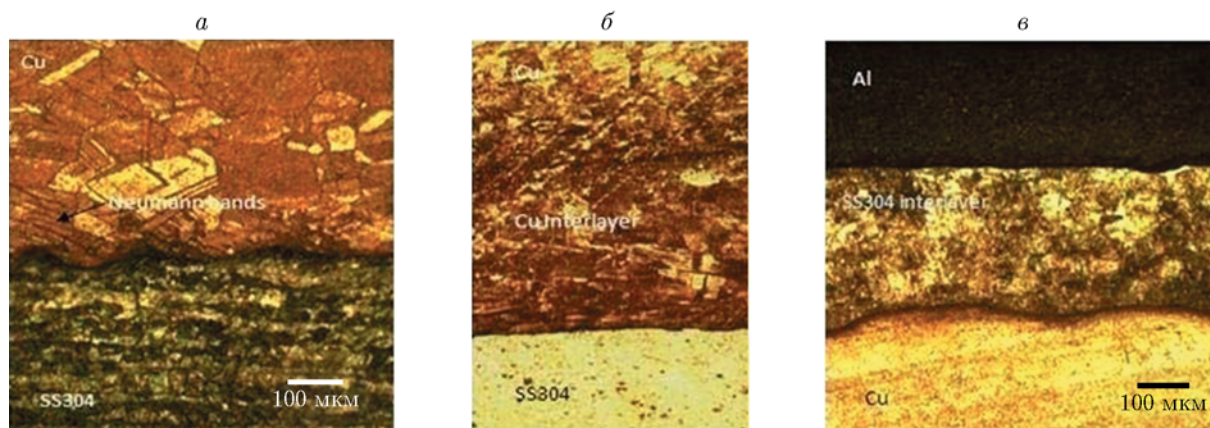


Рис. 6. Морфология сварного соединения: Cu и SS 304 (а); Cu и SS 304 с промежуточным слоем Cu (б); Al и Cu с промежуточным слоем SS 304 (в) [12]

роструктуры от волнообразования до плоской границы раздела происходит из-за недостаточной пластической деформации в зоне соединения. При сварке медной и алюминиевой пластин с промежуточным слоем из нержавеющей стали на поверхностях раздела метаемая пластина — промежуточный слой и промежуточный слой — неподвижная пластина образуются волны и отсутствуют интерметаллические соединения (рис. 6, в). Поскольку медь более пластична, чем алюминий, волны больше заметны на границе раздела сталь — медь (промежуточный слой — неподвижная пластина), чем на границе раздела алюминий — сталь (метаемая пластина — промежуточный слой). В соответствии с наблюдаемой картиной волнообразования можно считать, что на вид границы раздела влияют характеристики участвующих в сварке материалов и диссипация кинетической энергии на границах раздела.

2.4. Сварка сплава Al6061 и стали SS 304 с промежуточными слоями из Cu, Ti и Ta

В работе [14] использовались промежуточные слои из Cu, Ti и Ta при изготовлении сваркой взрывом биметаллических переходников для соединения алюминиевой оболочки контейнера высокого давления Al6061/T651 с трубой из нержавеющей стали в криогенных сосудах высокого давления. Промежуточные слои применялись для предотвращения образования хрупких интерметаллических фаз при соединении алюминия и нержавеющей стали. Каждый из использованных материалов (Ti, Cu и Ta) имеет свои преимущества и недостатки. Титан является известной прослойкой для этого

Таблица 3

Толщина участвующих в сварке материалов [14]

Толщина, мм			
метаемая пластина		базовая пластина	промежуточный слой
Al6061/T651	Al6061-O		
38	1.5	12.6	1.50 (Cu)
38	1.5	12.6	0.5 (Ti)
38	1.5	12.6	0.177 (Ta)

соединения. Медь растворяет в себе водород и образует хрупкий интерметаллид с алюминием. Тантал — это материал с высокой температурой плавления, устойчивый к взаимной диффузии и образованию интерметаллических фаз. Кроме того, это пластичный материал, который хорошо соединяется как с алюминием, так и с нержавеющей сталью. В табл. 3 представлены данные по сварке взрывом пластин с различными прослойками разной толщины.

Твердость слоев в сваренных композитах приведена в табл. 4. Твердость прослойки Ti в сварном шве составила 209 HV, что примерно на 50 % больше, чем указано в справочнике для этого металла. Твердость прослойки Cu в сварном шве — 129 HV, что более чем в два раза превышает справочное значение для меди. Твердость сварного шва с прослойкой Ta составила 163 HV, что на 50 % больше справочного значения для Ta.

В [14] были проведены испытания на растяжение сварных соединений с тремя промежуточными слоями. Испытывали по два образ-

Таблица 4

Твердость свариваемых материалов и промежуточных слоев после сварки

Промежуточный слой	HV					
	Al6061 (T651)	Al6061*	Ti G1*	Cu OFHC-101*	Ta*	SS 304*
Ti	128	61	209	—	—	300
Cu	126	49	—	129	—	345
Ta	127	50	—	—	163	312
Среднее значение	127	53	—	—	—	319
Данные [14]**	110	30	130	48	110	129

*Отожженный материал. **Справочные данные для исходных материалов.

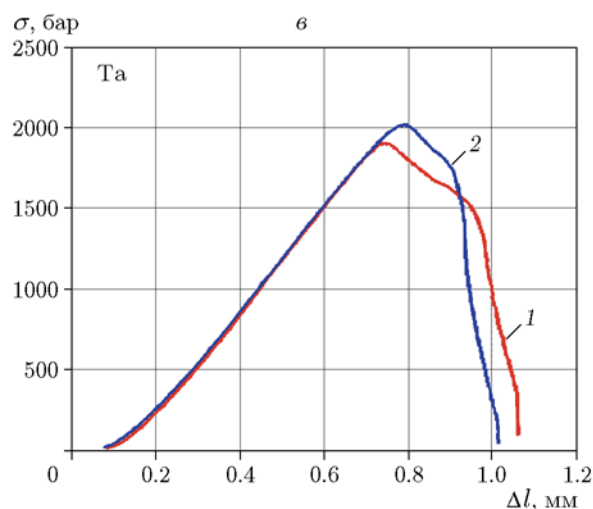
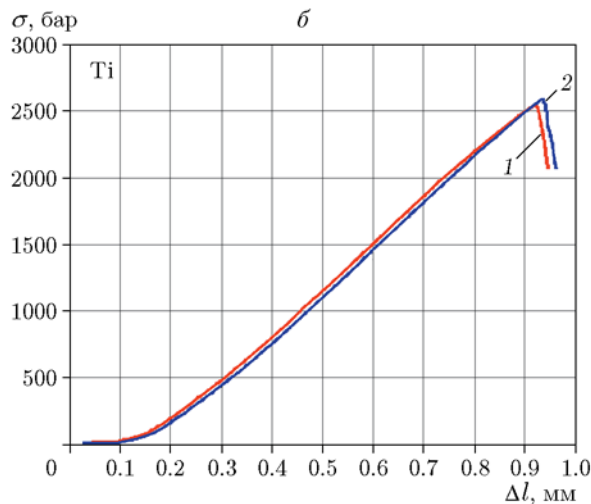
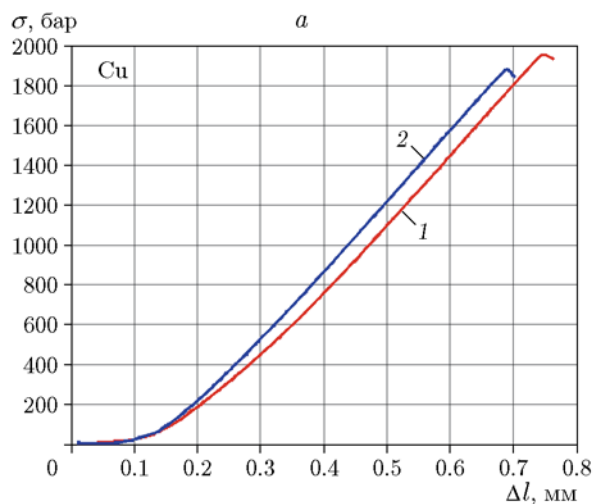


Рис. 7. Испытания на растяжение образцов с промежуточными слоями из Cu (а), Ti (б), Ta (в) [14] (по два образца в каждом случае)

ца с каждым из слоев. Прочность соединения пластин SS 304 и Al6061, сваренных взрывом с применением промежуточного слоя из меди, составила $\sigma = 1920$ бар, что значительно превышало прочность Al6061. При разрушении,

перед тем как нагрузка падает до нуля, на диаграмме растяжения наблюдается небольшая дополнительная деформация, как показано на рис. 7,а. Согласно рис. 7,б максимальное напряжение на диаграмме растяжения образцов,

сваренных с промежуточным слоем из Ti, составило 2570 бар, что больше, чем прочность Al6061. Таким образом, прочность на растяжение композита с промежуточным слоем из Ti оказалась примерно на 40 % выше, чем с прослойкой из Cu. У композита с промежуточным слоем из Ta максимальное напряжение на диаграмме растяжения составило 1960 бар, что значительно выше, чем прочность сплава Al6061. Удлинение после пиковой нагрузки образцов с промежуточным слоем из Ta составляет приблизительно 0.25 мм, как это видно на рис. 7, в, тогда как у образцов с прослойками из Cu и Ti аналогичное удлинение было 0.025 мм (см. рис. 7, а, б). Образование шейки наблюдалось на образцах с прослойкой из Ta и отсутствовало в случае прослоек из Ti или Cu. Таким образом, самое прочное соединение получено с применением прослойки из Ti, самое пластичное соединение — с применением прослойки из Ta, а композит с прослойкой из Cu разрушался по границе Al—Cu и имел низкую пластичность. Итак, полученные в [14] данные для сварных соединений сплавов Al6061 и SS 304 с промежуточными слоями из Cu, Ti и Ta могут использоваться для выбора наилучшего варианта, обеспечивающего оптимальную эксплуатацию криогенных сосудов, работающих под давлением.

2.5. Сварка сплавов Ti6Al4V и AA2519 с промежуточным слоем из AA1050

При высоких температурах титан и алюминий вступают в химическую реакцию с кислородом и азотом, что затрудняет их сварку [40]. Для соединения этих материалов предложены различные методы. Наиболее распространенным из них является сварка вольфрамовым электродом в инертных газах [41], в котором зона сварки изолируется от воздуха завесой инертного газа (аргон или гелий). Однако даже при наличии защитной среды нельзя полностью избежать окисления металлов. Поэтому к титановым и алюминиевым сплавам применяется сварка в твердом состоянии. Одним из таких процессов, в котором при нагреве не достигается температура плавления, является сварка трением с перемешиванием. С другой стороны, сварка вольфрамовым электродом в инертных газах и сварка трением с перемешиванием не позволяют изготавливать многослойные пластины.

В этом смысле сварка взрывом является одним из наиболее эффективных методов сварки в твердом состоянии, поскольку позволяет создавать соединение по всей поверхности контакта без окисления [42–45]. При сварке взрывом сплавов Ti6Al4V и AA2519 на контакте появляется хрупкая зона [45], и для преодоления этой проблемы используется промежуточный слой. В [20] обнаружено, что использование промежуточного слоя AA1050 уменьшает хрупкость зоны соединения и улучшает качество сварки сварных пластин Ti6Al4V/AA2519, что может быть полезно в аэрокосмической промышленности. В этом исследовании получены высококачественные соединения Ti6Al4V/AA2519 и Ti6Al4V/AA1050/AA2519 без пустот или значительного расслоения. Сварка взрывом обеспечивает металлургическое соединение с появлением наноструктурных слоев Al_3Ti и Al_2Ti ; благодаря добавке промежуточного слоя AA1050 эти слои становятся более рыхлыми, чем в прямом соединении AA2519/Ti6Al4V.

На рис. 8 показано распределение твердости в сваренных взрывом композитах Ti6Al4V/AA2519 и Ti6Al4V/AA1050/AA2519. У титана по сравнению с исходным значением твердость увеличилась в среднем на 30 HV, тогда как в слое AA2519 твердость имеет максимум на границе раздела и постепенно снижается от границы раздела, достигая 75 HV на расстоянии $x = 2 \div 3$ мм от

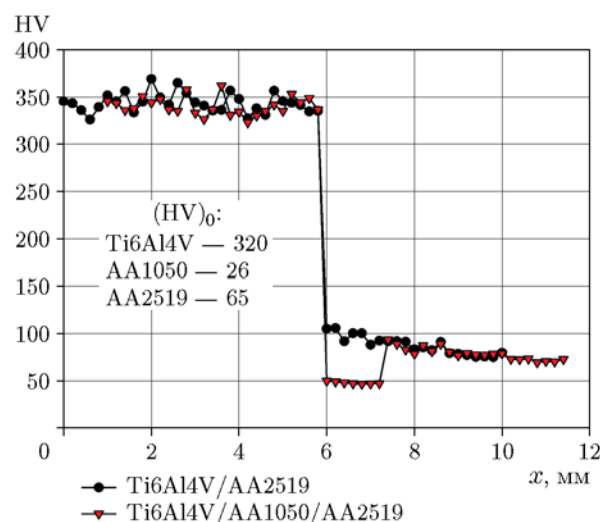


Рис. 8. Распределение микротвердости перпендикулярно контактной границе [20]

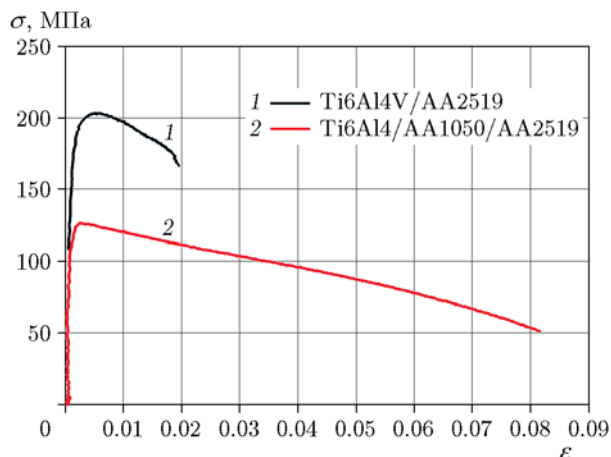


Рис. 9. Прочность на растяжение сварных соединений Ti6Al4V/AA2519 и Ti6Al4V/AA1050/AA2519 [20]

границы соединения. Сварные соединения Ti6Al4V/AA2519 и Ti6Al4V/AA1050/AA2519 имеют похожие профили микротвердости. Микротвердость промежуточного слоя AA1050 повысилась с 26 до 52 HV и постоянна по толщине пластины. Видно, что вблизи сварного шва значения микротвердости повышены и затем уменьшаются при удалении от границы раздела (см. рис. 8), что связано с интенсивной пластической деформацией в зоне контакта при сварке взрывом.

На рис. 9 показаны результаты испытаний на растяжение образцов соединений Ti6Al4V/AA2519 и Ti6Al4V/AA1050/AA2519. Видно, что прочности образцов на разрыв сварных швов с промежуточным слоем AA1050 и без него разительно отличаются. Прочность образца без промежуточного слоя превышает 200 МПа, хотя относительное удлинение при разрушении составляет всего 2 %. Образец с промежуточным слоем имел прочность существенно ниже (125 МПа), но более высокое относительное удлинение — 8 %. Таким образом, на механические свойства композита, получаемые при испытании на растяжение, существенное влияние оказывает наличие промежуточного слоя.

2.6. Сварка сплавов Al5083 и AZ31 с промежуточным слоем из Al1060

Слоистые композиты из магниевых и алюминиевых сплавов изготавливались различными исследователями [1, 46–49]. Согласно [49]

максимальная доля композитов Al5083/AZ31 при сварке взрывом составляет всего 47.7 %. В [50] проводились эксперименты по сварке взрывом пластин Al5083 и AZ31 с промежуточным слоем Al1060. Целью данного исследования было создание композитной пластины с приемлемой прочностью, высокой прочностью соединения слоев, плотностью, сравнимой с плотностью магниевого сплава, и более высокой стойкостью к эрозии. Для изготовления бездефектной композитной пластины в качестве промежуточного слоя был введен сплав Al1060, неподвижная пластина была изготовлена из сплава AZ31, а метаемая — из Al5083. Работы по сварке взрывом выполнялись в Научно-исследовательском институте № 725 Китайской судостроительной компании.

Для расчета прочности соединений Al5083/Al1060 и Al1060/AZ31 использовался ультразвуковой тест, причем для обеих границ показатели превысили 85 % прочности, получаемой традиционным способом сварки. На рис. 10 показана микроструктура композита Al5083/Al1060/AZ31, на границе соединения наблюдается волнообразование и отсутствуют видимые дефекты, трещины или области отсутствия сварки.

У сваренного взрывом композита Al5083/Al1060/AZ31 прочность на сдвиг на границе раздела Al5083/Al1060 равна 60 МПа. По мере увеличения расстояния от точки инициирования прочность на сдвиг на упомянутой границе раздела незначительно увеличивалась. На границе раздела Al1060/AZ31 прочность на сдвиг оказалась равной 84 МПа. В более раннем исследовании [47] прочность на сдвиг у композита AZ31/Al1060 составляла 62.2 МПа. В других работах также сообщалось, что прочность на сдвиг сварных пластин из алюминиевых и магниевых сплавов составляет 60 ÷ 70 МПа [46, 48, 51, 52]. Однако если использовать Al1060 в качестве промежуточного слоя между Al5083 и AZ31, прочность на сдвиг у композита увеличивается.

2.7. Композит AZ31/Cu/AZ31/Cu

В работе [18] композит AZ31/Cu/AZ31/Cu был изготовлен методом сварки взрывом под водой. Подводная сварка взрывом, предложенная относительно недавно, является отличным методом для получения многослойных соединений из тонких слоев толщиной менее 1 мм

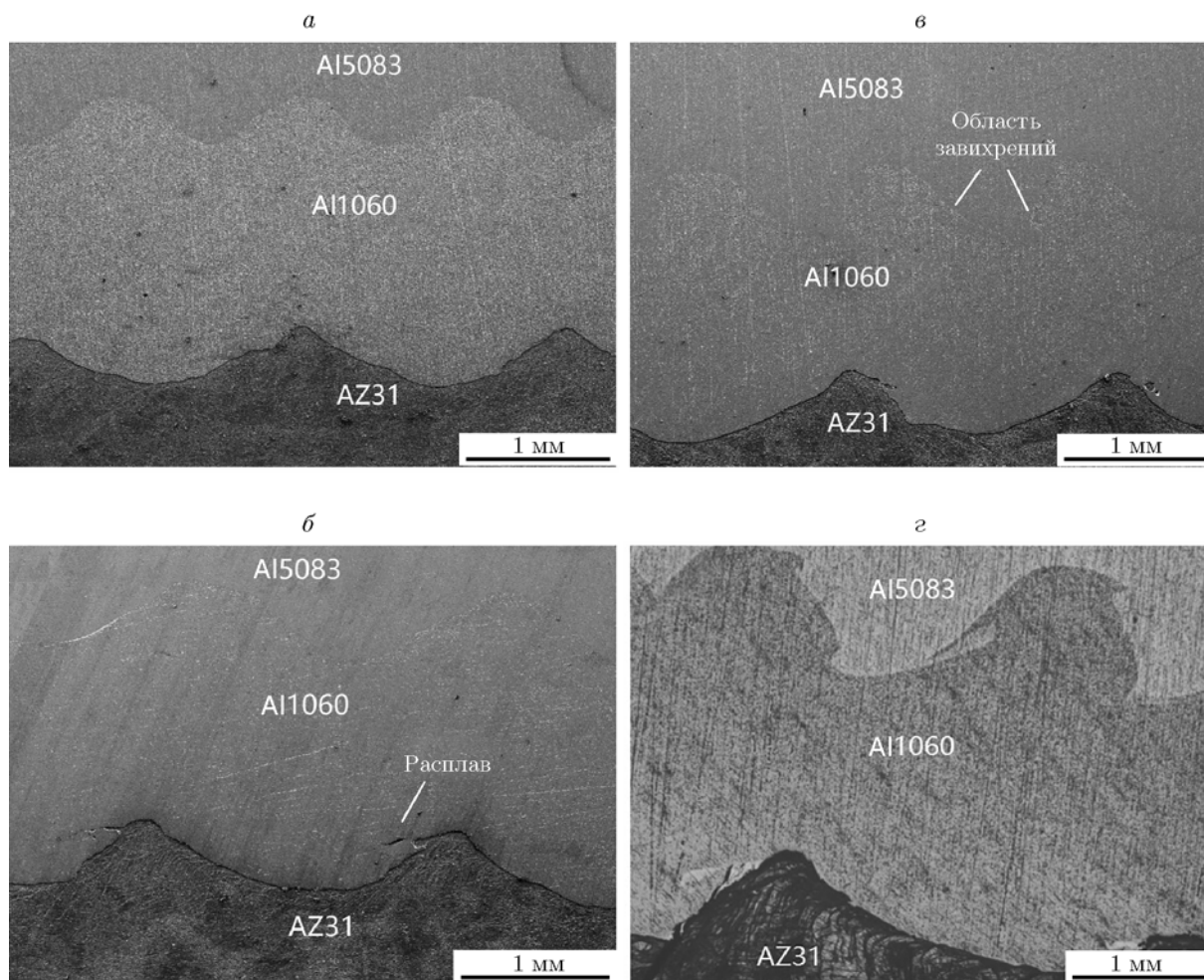


Рис. 10. Морфология (SEM) зоны соединения Al5083/Al1060/AZ31 [50]:

а-в — по мере увеличения расстояния от точки инициирования, г — оптическое изображение

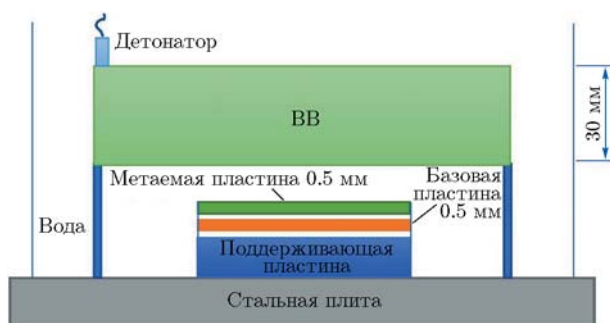


Рис. 11. Схема подводной сварки взрывом композита AZ31/Cu [18]

[53, 54]. Воздействие ударных волн с высокой скоростью и давлением в воде на многослойные пакеты пластин обеспечивает полное их соединение по поверхностям за короткое время, причем с высоким качеством соединения

[55, 56]. Используемая в работе [18] экспериментальная схема подводной сварки взрывом для получения композита AZ31/Cu показана на рис. 11. Основную часть экспериментальной сборки составляют емкость с водой, контейнер для ВВ, электродетонатор и стальная плита. Заряд ВВ длиной 140 мм и толщиной 30 мм представлял собой смесь аммиачной селитры с дизельным топливом (ANFO), плотность заряда 1100 кг/м^3 и скорость детонации 2800 м/с . Иницирование взрыва производилось электродетонатором, возникшая подводная ударная волна разгоняла метаемуемую пластину в направлении неподвижных пластин, и в результате сварки получали многослойный композит AZ31/Cu. Возникающие при соударении температура и давление были достаточными для получения прочного соединения по

всем поверхностям с минимальной зоной термического влияния.

Предел прочности композита AZ31/Cu при растяжении вдоль слоев составил $\sigma = 310$ МПа при относительном удлинении $\Delta l \approx 6\%$. Прочность на разрыв отдельной пластины меди — 360 МПа, магниевого сплава AZ31 — 180 МПа. Таким образом, прочность композита, которая определяется прочностью каждой пластины, оказалась достаточно высокой. Подобные результаты получены и в исследованиях [57–62], в образцах отмечались лишь незначительные расслоения и соединение между слоями было прочным.

2.8. Сварка меди с медью с прослойкой AA1050

В исследовании [63] при создании многослойного композита медные пластины использовались и в качестве метаемых, и в качестве неподвижных, а алюминиевый сплав AA1050 применялся в качестве промежуточного слоя. Толщина зарядов ВВ составляла 6 и 8 см, сварочный зазор (расстояние между неподвижной и промежуточной пластинами) 2 мм. Схематическое изображение расположения пластин показано на рис. 12, а параметры экспериментов (температура T , время τ , толщина заряда ВВ $h_{ВВ}$) приведены в табл. 5.

В работе [63] оценивалась микротвердость слоев интерметаллических соединений на границе раздела сваренных образцов Cu—Al—Cu. Результаты показали, что твердость в испытаниях образцов S1 ÷ S4, в которых использо-

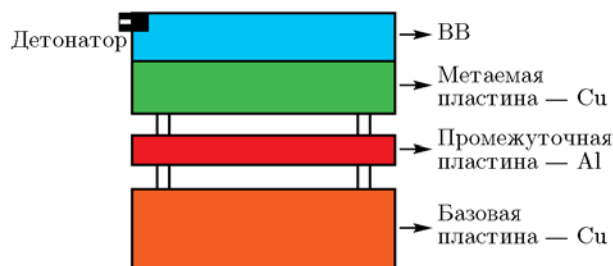


Рис. 12. Схема сварки взрывом [63]

вался заряд ВВ толщиной $h_{ВВ} = 80$ мм, была выше, чем в испытаниях образцов S5 ÷ S8, в которых использовался заряд толщиной $h_{ВВ} = 60$ мм. Это связано с тем, что с увеличением толщины заряда увеличиваются скорость и кинетическая энергия метаемой пластины и, соответственно, пластическая деформация на границе соединения. После отжига микротвердость всех образцов снизилась, что может быть обусловлено несколькими причинами, например более высокой степенью дисперсности интерметаллидов, приводящей к повышению пластичности и прочности соединения, а также высвобождением остаточных напряжений [1, 64].

Испытания на сдвиг образцов S1 и S5 показали значения прочности $\tau = 395$ и 403 МПа соответственно. При сравнении прочности на сдвиг образцов S1 ÷ S3 и S5 ÷ S7 было замечено, что при большей энергии соударения прочность снижается, и это связано с увеличением толщины локальных расплавов в зоне сварки и с локальной концентрацией напряжений [64].

Таблица 5

Технологические параметры сваренных взрывом образцов [63]

Образец	Сварочный зазор, мм	T , °C	τ , мин	$h_{ВВ}$, мм	Среда охлаждения
S1	2	300	30	80	Печь
S2	2	400	30	80	Печь
S3	2	300	1 200	80	Печь
S4*	2	—	—	80	—
S5	2	300	30	60	Печь
S6	2	400	30	60	Печь
S7	2	300	1 200	60	Печь
S8*	2	—	—	60	—

*Образцы S4 и S8 испытывались, но не термообрабатывались.

Таблица 6

Параметры сварки [65]					
Серия сварки	Пластина		Промежуточный слой	BB	R
	метаемая	базовая			
A/304-L	AA6082	AISI 304	—	ANFO	2.5
A/I/304-L	AA6082	AISI 304	AA1050	ANFO	2.5
A/304-H	AA6082	AISI 304	—	E + EPS	1
A/I/304-H	AA6082	AISI 304	AA1050	E + EPS	1
A/CS-L	AA6082	EN10130	—	ANFO	2.5
A/I/CS-L	AA6082	EN10130	AA1050	ANFO	2.5
A/CS-H	AA6082	EN10130	—	E + EPS	1
A/I/CS-H	AA6082	EN10130	AA1050	E + EPS	1

Примечания. А — алюминий, CS — углеродистая сталь, L — низкая скорость точки контакта, H — высокая скорость точки контакта, I — промежуточный слой, R — отношение массы BB к массе метаемой пластины. E + EPS — эмульсионное BB, сенсibilизированное полыми шариками из полистирола.

2.9. Сварка алюминия с углеродистой и нержавеющей сталью с промежуточным слоем из алюминия

В [65] проводились исследования по получению сваркой взрывом соединений алюминий — углеродистая сталь (Al—CS) и алюминий — нержавеющая сталь (Al—SS) с промежуточным слоем из алюминия. Сварка взрывом — идеальный метод получения сварных соединений большого размера [66]. По этой причине она привлекательна для различных отраслей промышленности, где соединения Al—CS и Al—SS играют важную роль, таких как судостроение [67–69], автомобильная промышленность [70] и энергетика [71]. В работах [72, 73] показано, что при сварке взрывом брак наиболее вероятен, когда на границах раздела сварных швов Al—CS и Al—SS образуются толстые и непрерывные слои интерметаллидов. Согласно [72] плохое соединение обусловлено физическими свойствами интерметаллических слоев. Это исследование показало, что высокая скорость соударения пластин оказывает неблагоприятное влияние на получение соединений Al—SS и Al—CS. Качество сварных соединений Al—CS и Al—SS может быть улучшено за счет уменьшения скорости детонации BB или скорости метаемой пластины. Поскольку уменьшение скорости детонации иногда является проблематичным, удобнее уменьшать скорость соударения (V_p), что может быть достигнуто путем введения промежуточного слоя между метаемой и неподвижной

пластинами [12]. Сварные соединения Al—CS и Al—SS были получены как с промежуточным слоем, так и без него, параметры сварки представлены в табл. 6, а результаты прочностных испытаний и анализ поверхности разрушения — в табл. 7. Высокая скорость соударения приводила к выделению слишком большой энергии в зоне контакта и вследствие этого к появлению чрезмерного количества расплавов, что препятствовало образованию соединения. Однако с применением сварки с промежуточным слоем, который снижает скорость соударения, был достигнут успешный результат.

При рассмотрении комбинаций Al—CS и Al—SS, получаемых сваркой взрывом с промежуточным слоем, предполагалось, что при сварке алюминия с углеродистой сталью свариваемость лучше, чем при сварке алюминия с нержавеющей сталью. Если проводить сварку при невысокой скорости соударения, то с точки зрения механических свойств и микроструктуры обе комбинации (Al—CS и Al—SS) приемлемы в равной степени. Но использование алюминиевой прослойки улучшало механические свойства сварных швов Al—SS, в то время как на сварные швы Al—CS она никакого положительного влияния не оказывала.

2.10. Сварка сплавов Al5052 и Al1100 через сетку из нержавеющей стали и частиц SiC

В работе [74] исследовалась сварка взрывом алюминиевых пластин Al5052 и Al1100 с промежуточным слоем из частиц карбида

Таблица 7

Результаты испытаний на прочность и характер разрушения [65]

Вариант сварки	Усилие, кН	Место разрушения	Механизм разрушения
A/CS-L	Нижнее 8.0 Верхнее 8.6	По сварке Метаемая пластина	Пластичный Пластичный
A/CS-H	Нижнее 6.9 Верхнее 7.5	По сварке По сварке	Хрупкий Хрупкий
A/I/CS-L	Нижнее 5.3 Верхнее 5.7	Промежуточный слой Промежуточный слой	Пластичный Пластичный
A/I/CS-H	Нижнее 4.3 Верхнее 6.0	Промежуточный слой* Промежуточный слой	Пластичный Пластичный
A/304-L	Нижнее FS Верхнее FS	— —	— —
A/304-H	Нижнее NA Верхнее NA	— —	— —
A/I/304-L	Нижнее 5.8 Верхнее 6.0	Промежуточный слой Промежуточный слой	Пластичный Пластичный
A/I/304-H	Нижнее FS Верхнее 4.7	— Промежуточный слой*	— Пластичный

Примечания. А — алюминий, CS — углеродистая сталь, L — низкая скорость точки контакта, H — высокая скорость точки контакта, I — промежуточный слой, FS — образец не получен, NA — испытаний не было. *Разрушение по промежуточному слою и частично по поверхности его контакта с неподвижной пластиной.

кремния (SiC), распределенных в ячейках сетки из нержавеющей стали, помещенной на неподвижную пластину (Al1100). Массовое содержание частиц SiC в ячейках проволоочной сетки составляло 0, 1.5 и 3 % от массы метаемой пластины (рис. 13). Источником энергии служило желеобразное BB SUN 90 плотностью 1.2 г/см^3 , со скоростью детонации 4500 м/с, которое инициировалось электродетонатором. Сварка проводилась при значениях параметра метания (отношение массы заряда BB к массе метаемой пластины) $R = 0.6, 0.75$ и 0.9 и сварочном зазоре 6.5 мм.

Как показано на рис. 14, микротвердость по Виккерсу в зоне сварки сплавов Al5052 и Al1100 изменяется с изменением степени армирования, причем наибольшая микротвердость наблюдается в зоне контакта сваренных пластин. Это связано с высокой твердостью расположенных там упрочняющих частиц SiC. Влияние упрочняющих частиц на твердость заслуживает внимания, поскольку, как видно на рис. 14, изменение степени армирования (частицами SiC) приводит к изменению твердости, и это согласуется с выводами работы [10].

Сварной шов, армированный проволоочной сеткой (WM) с 3 % частиц SiC, характеризуется наиболее высокой твердостью, поскольку оба упрочняющих элемента показывают прочное соединение со свариваемыми металлами. Самая низкая твердость (85 HV) обусловлена образованием расплавленного слоя и отсутствием более твердых частиц SiC, но при этом она выше наиболее низкого значения твердости одного из свариваемых алюминиевых сплавов. Таким образом, использование проволоочной сетки SS 316 и распределенных в ней (в зоне соединения) частиц SiC позволило увеличить твердость композитов, полученных сваркой взрывом пластин из алюминия разных марок (Al5052 и Al1100).

Прочность сварного соединения с армирующей прослойкой выше, чем без нее. Сваренный взрывом при параметре метания $R = 0.75$ композит Al5052/Al1100 с прослойкой из проволоочной сетки и 1.5 % SiC имел самую высокую прочность на разрыв (260 МПа). При повышении содержания армирующих частиц SiC до 3 % прочность при растяжении снизилась на 10 %. С другой стороны, среди армирован-

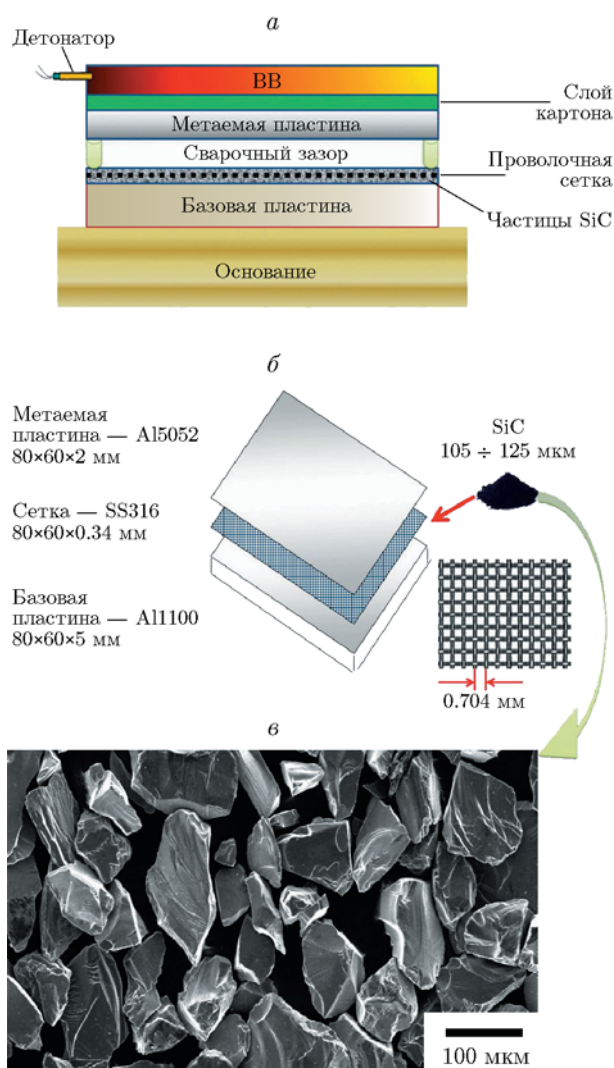


Рис. 13. Параллельное расположение пластин (а), сборка перед сваркой (б), морфология частиц SiC [74] (в)

ных сварных соединений армирование проволоочной сеткой показало самую низкую прочность (230 МПа). Тем не менее эта самая низкая прочность армированного композита оказалась больше, чем у (неармированного) сварного шва Al1100/Al5052 (215 МПа). Эти результаты согласуются с данными, полученными исследователями при сварке различных металлов [32, 75, 76].

Как видно на рис. 15, испытания на сдвиг, проведенные на различных соединениях (Al—Al, Al—WM—Al, Al—WM—1.5 % SiC—Al и Al—WM—3 % SiC—Al), показали, что прочность на сдвиг на границе соединения превосходит прочность наименее прочного из исход-

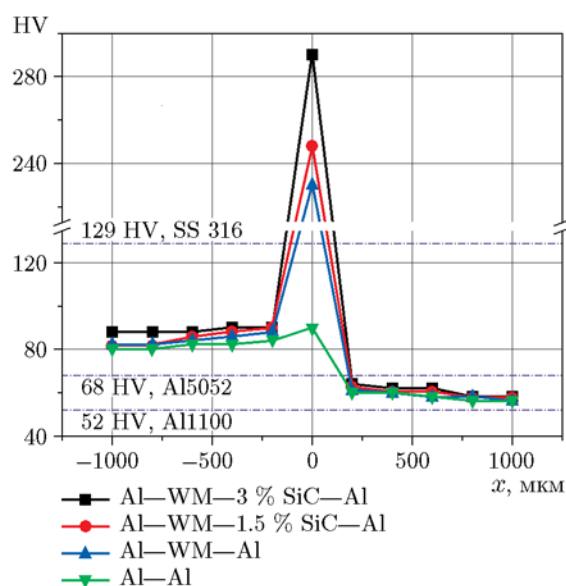


Рис. 14. Распределение твердости в соединении Al1100/Al5052 с различным армированием [74]

ных (свариваемых) материалов, поскольку разрушение происходило по материалу метаемой пластины (Al5052). Эти данные соответствуют результатам, которые независимо были представлены в работах [9] и [38]. Добавление армирующего компонента в виде SiC значительно увеличило прочность композита на сдвиг, а максимальное значение прочности было достигнуто в алюминиевом композите с проволоочной сеткой и добавкой 1.5 % SiC.

2.11. Сварка сплавов Al1050 и Al1050 через промежуточный слой из Ti gr.2

Методом сварки взрывом успешно получены многослойные композиты из чередующихся слоев из титановых и алюминиевых сплавов, такие как Ti6Al4V/AA1050/AA2519 [20], A1050/Ti gr.2/A1050 [77, 78], TA2/AA6061/AZ31B [79], 6 слоев ср-Ti/ср-Al [80, 81], 7 слоев Al 6061/Ti6Al4V [82], 9 слоев TA1/A1060 [83], 19 слоев ср-Ti/ср-Al [84], пакет из 21 слоя ср-Al/ср-Ti [85] и композит из 40 слоев ВТ1-0/Al-1Mn [86]*. Многослойные материалы широко используются в аэрокосмической, автомобильной и судостроительной промышленности. Сварка взрывом двух пластин из од-

*Титановый сплав Ti gr.2 — аналог российского сплава ВТ1-0, аббревиатура «ср» означает технически чистый (commercially pure), TA1 и TA2 — титановые сплавы.

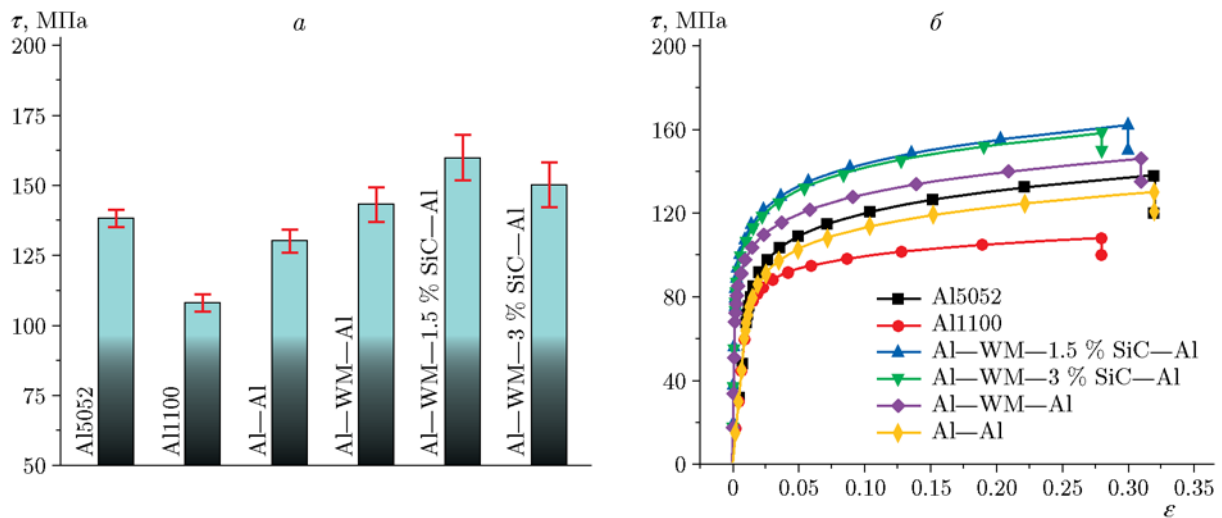


Рис. 15. Прочность на сдвиг сварных соединений с различным армированием (а), кривые напряжение — деформация [74] (б)

ного и того же сплава А1050 с промежуточным слоем Ti gr.2 проводилась в [17]. В этом исследовании холоднокатаные листы Ti gr.2 и А1050 устанавливались параллельно и сваривались за один подрыв. При сварке на границе раздела А1050 и Ti gr.2 образовались интерметаллические соединения, такие как Ti_3Al , $TiAl$ и $TiAl_3$. Количество интерметаллида $TiAl_3$ увеличивается после 1.5-часовой термообработки образца А1050/Ti gr.2/А1050 при температуре 903 К в вакууме. При этом клиновидные или выпуклые участки, богатые интерметаллидами, распределяются случайным образом только на верхней границе раздела. Подобная структура была обнаружена в исследовании [87], где получен интерметаллид $TaFe_2$.

Согласно [17] отжиг способствует образованию интерметаллических фаз, в частности $TiAl_3$, который целиком формируется вследствие диффузии по границам зерен на верхней границе раздела. Установлено, что сварное соединение слоев А1050 через прослойку Ti gr.2 обладает лучшей механической прочностью, чем исходные свариваемые металлы.

2.12. Сварка сплавов Al1100 и Al5052 через слой из проволоочной сетки SS 304

Исследования по сварке взрывом пластин Al5052 и Al1100 с промежуточным слоем из проволоочной сетки SS 304 и без него были проведены в [10]. Сетка SS 304 толщиной 0.4 мм с ориентацией проволок 45° помещалась между метаемой пластиной из Al5052 ($80 \times 60 \times 2$ мм)

и неподвижной пластиной из Al1100 ($80 \times 60 \times 6$ мм). Эксперименты проводились при параметре метания $R = 0.7, 0.8$ и 0.9 .

Результаты измерения микротвердости по Виккерсу в сварных швах показаны на рис. 16. Как отмечалось в [88], увеличение твердости незначительно в областях, удаленных от границы раздела (750 мкм), что связано с уменьшенной пластической деформацией в этих областях. Твердость проволоочной сетки SS 304 (158 HV) незначительно отличается от твердости в исходном состоянии, твердость алюминиевых метаемой и неподвижной пластин в ре-

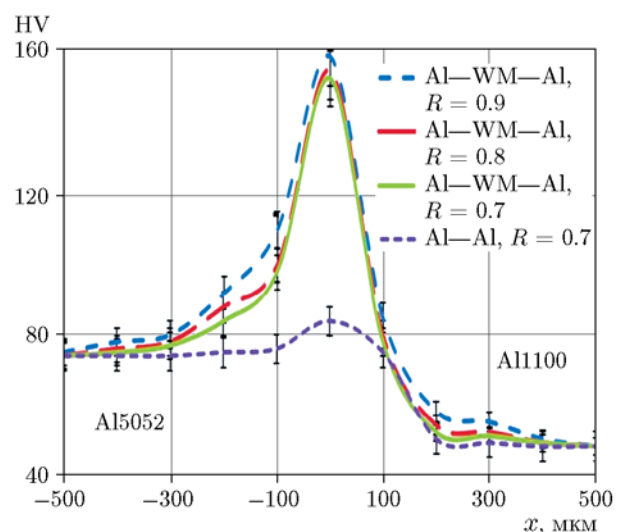


Рис. 16. Профиль твердости в сварном соединении [10]

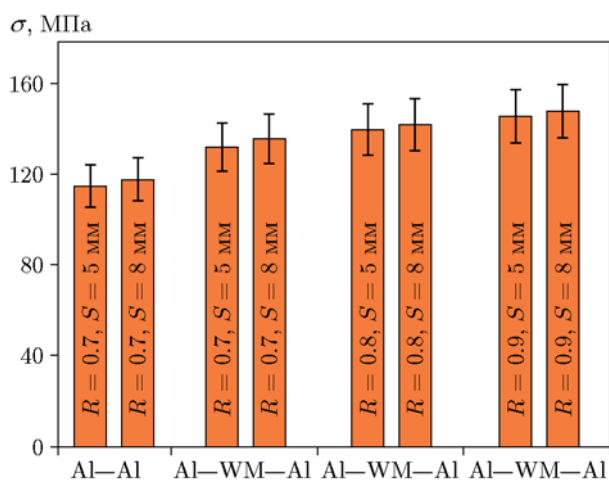


Рис. 17. Результаты испытаний сварных соединений на растяжение [10]

зультате воздействия высокого давления и холодной деформации после сварки выше, чем до сварки (Al1100 (47 HV) и Al5052 (74 HV)). При $R = 0.9$ максимальная твердость 110 HV (см. рис. 16) наблюдается в метаемой пластине в окрестности границы раздела (приблизительно 50 мкм от границы). Увеличение твердости как метаемой, так и неподвижной пластины пропорционально параметру метания R . В исследовании [10] отмечалось, что изменение твердости в окрестности сварного шва без прослойки имеет аналогичный характер, но с максимальной твердостью 92 HV на границе раздела, что меньше, чем у сварного шва, полученного во всех экспериментах с промежуточным слоем.

Максимальная прочность на растяжение 148 МПа получена при $R = 0.9$ и сварочном зазоре 8 мм, а минимальная 132 МПа — при $R = 0.7$ и зазоре 5 мм. С увеличением параметра метания прочность на разрыв увеличивается вследствие изменения давления, степени холодной деформации и кинетической энергии, диссипируемой на границе раздела. Авторы [89] считают, что увеличение сварочного зазора улучшает механическую прочность, что согласуется с результатами обсуждаемого исследования [10]. Как показано на рис. 17, сварка «с прослойкой» обеспечивает большую минимальную прочность сварного соединения, чем сварка «без прослойки», и большую прочность, чем у неподвижной пластины из Al1100 (117 МПа). Таким образом, использование промежуточного слоя из проволоочной сетки улучшает механические свойства соединений, полученных сваркой взрывом, и данные результаты согласуются с результатами работы [12].

2.13. Композитные пластины AA6061/AZ31B/AA6061

Обычно в экспериментах по сварке взрывом используется схема с параллельным расположением свариваемых слоев, что приводит к неравномерной пластической деформации на верхней и нижней границах раздела. В работе [90] была применена вертикальная схема сварки взрывом для получения трехслойного композита Al/Mg/Al, позволяющая сформировать более однородную структуру. Композит AA6061/AZ31B/AA6061 получали за один подрыв. Схема сварки с вертикальным расположением пластин показана на рис. 18. Размеры свариваемых пластин AZ31B и AA6061 соответственно $600 \times 300 \times 10$ мм и $650 \times 350 \times 2$ мм. В качестве ВВ использовался аммонит (AMATOL) со скоростью детонации 2500 м/с.

На границах разделов AA6061/AZ31B/AA6061 отсутствуют трещины и локальные расплавы и наблюдаются как крупные волны, так и небольшие, как показано на рис. 19, а, в. Согласно [91] появление волн служит одним из признаков прочного соединения. В работе [92] авторы также указывают на то, что наилучшая прочность сварного шва и механическое соединение обеспечиваются при наличии волн.

Для определения прочности соединения трехслойных пластин, изготовленных сваркой взрывом, были проведены испытания на сдвиг по границе раздела как с крупными волнами, так и с небольшими. Прочность на сдвиг составила 91 МПа для соединения с крупными волнами и 92 МПа для соединения с небольшими волнами. Композитные пластины Al/Mg/Al, изготовленные сваркой взрывом, демонстрировали более высокую прочность на сдвиг, чем

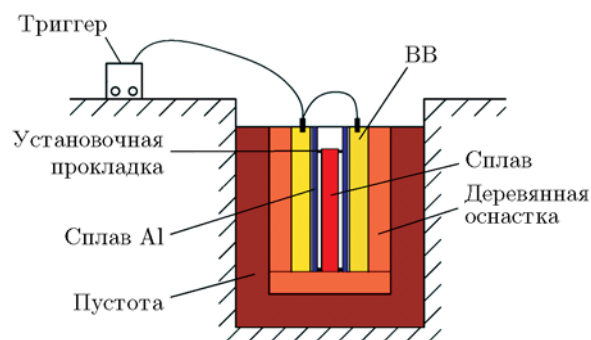


Рис. 18. Схема сварки с вертикальным расположением пластин [90]

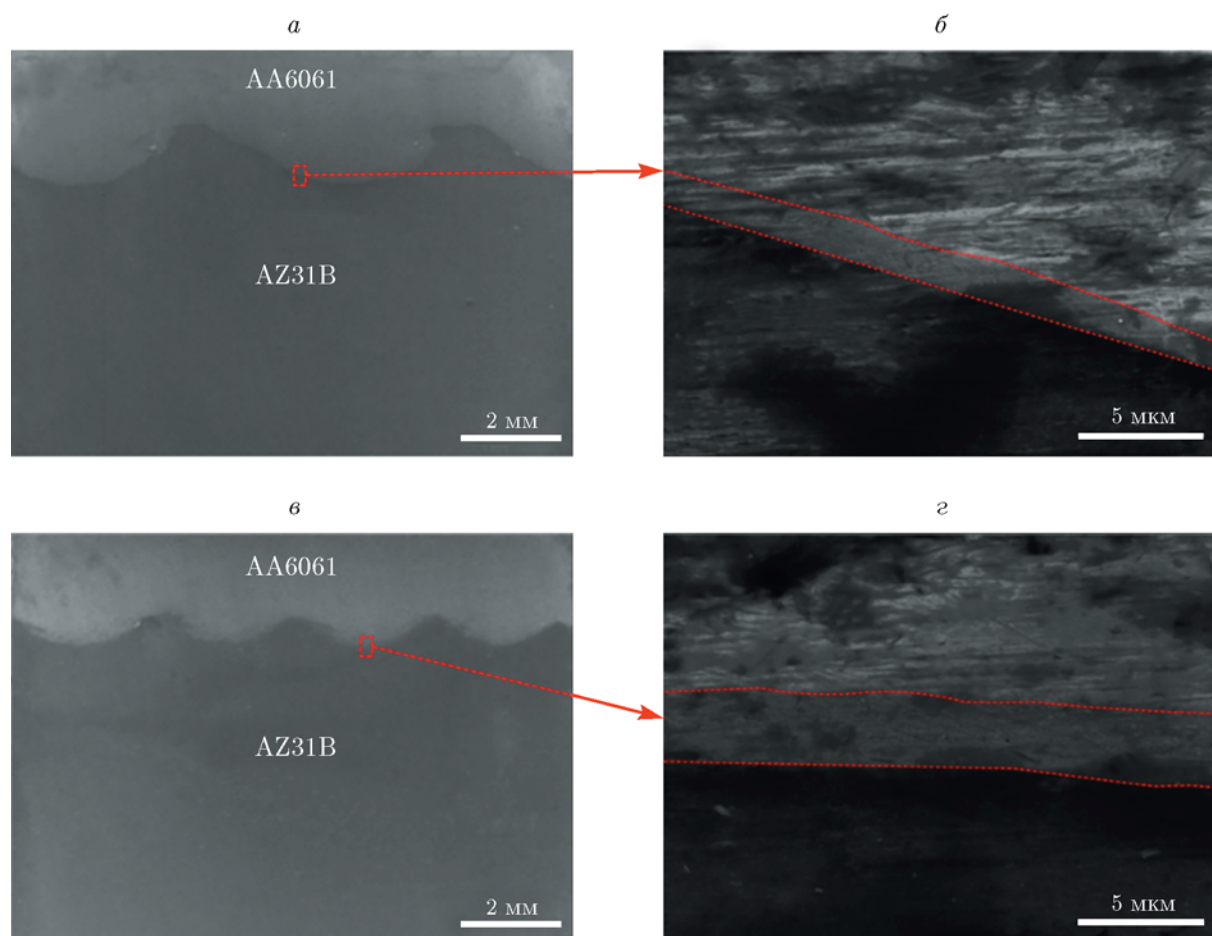


Рис. 19. Микроструктура композита после сварки: крупные волны (а), небольшие волны (в), увеличенные изображения микроструктуры сварного шва [90] (б, г)

композитные пластины Al/Mg, изготовленные другими методами, такими как диффузионная сварка [93, 94] и горячая прокатка [95]. В экспериментах [35] в условиях сварки взрывом с параллельным расположением пластин получена прочность на сдвиг композитных пластин AZ31B/Al7075 около 70 МПа. В рассмотренном же здесь исследовании композитные пластины Al/Mg/Al обладали более высокой прочностью соединения, что указывает на конкурентоспособность метода вертикальной сварки взрывом.

2.14. Сварка сплавов AA5083 и SS41 через промежуточный слой из AA1050

В работе [96] проводили сварку взрывом пластин из алюминиевого сплава AA5083 со сталью SS41 через прослойку из алюминиевого сплава AA1050. Сварка непосредственно алюминиевого сплава и нержавеющей ста-

ли осложняется образованием хрупкой фазы в зоне соединения. Чтобы преодолеть эту проблему, уменьшить количество хрупкой фазы и повысить свариваемость, между пластинами AA5083 и SS41 был введен промежуточный слой. В работе [96] это алюминиевый сплав AA1050, изучалась морфология поверхности раздела и прочность на сдвиг в зависимости от толщины промежуточного слоя. Было замечено, что прочность соединения биметалла AA5083/SS41 без промежуточного слоя AA1050 настолько низка, что пластины разделялись при рихтовке биметалла после сварки. Этот результат свидетельствовал о том, что сварка пластины из алюминиевого сплава AA5083 и стальной пластины SS41 без мягкой прослойки действительно сложная задача. Использование тонкой промежуточной пластины из алюминиевого сплава AA1050 повысило прочность соединения и предотвратило образо-

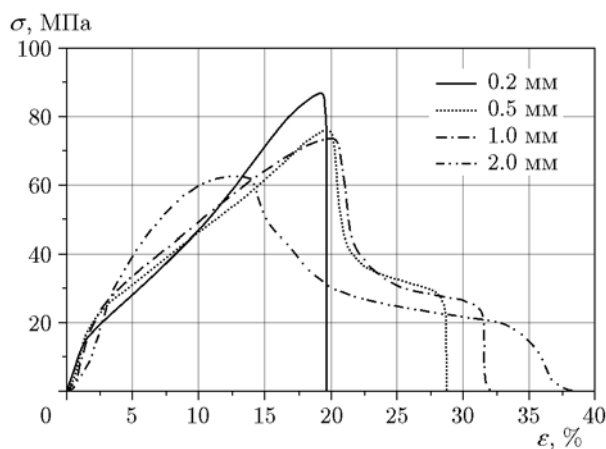


Рис. 20. Зависимости напряжение — деформация при испытаниях на сдвиг, иллюстрирующие поведение сварных соединений с различной толщиной промежуточного слоя [96]

вание хрупкого слоя в зоне контакта в процессе сварки взрывом пластин AA5083 и SS41.

Формирование волнообразной границы раздела обусловлено гидродинамической природой течения материалов в условиях высокого давления и высокой скорости деформации. В работе [96] по мере изменения толщины межслойной пластины AA1050 были получены соединения с формой контактной зоны, отличной от волнообразной. При этом независимо от толщины промежуточного слоя форма границы раздела AA5083/AA1050 была практически плоской. Однако на границе AA1050/SS41 появился новый слой и образовались волны. Было замечено, что все образцы имели однородную контактную границу, за исключением образца с промежуточным слоем толщиной 0.2 мм, который имел нерегулярную пограничную область с образованием завихрений только на первой контактной границе. Более того, по мере увеличения толщины промежуточного слоя также увеличивалась толщина пограничной зоны. В [23] такой результат объясняли тем, что диссипация кинетической энергии при столкновении пластин пропорциональна толщине промежуточного слоя. В образце с тонким промежуточным слоем (0.2 мм) на границе раздела AA5083/AA1050, а также на границе раздела AA1050/SS41 наблюдалась трещина. При испытаниях на сдвиг характер распространения трещин изменялся с изменением морфологии зоны соединения, а прочность сваренных пластин уменьшалась с увеличением толщины промежуточного

слоя (рис. 20). По результатам исследований сделан вывод, что при сварке взрывом пластин AA5083 и SS41 необходимо использовать тонкий промежуточный слой (AA1050), чтобы предотвратить образование хрупкой области раздела и повысить прочность соединения.

2.15. Сварка магниевого сплава AZ31B с алюминиевым сплавом Al7075

В работе [35] изучали микроструктуру и механические свойства сваренных взрывом композитных пластин AZ31B/Al7075. Композиты из магневых и алюминиевых сплавов широко используются в авиационной и автомобильной промышленности из-за их высокой удельной прочности, превосходной формовкости и высокой коррозионной стойкости. Поскольку плотность магневых сплавов составляет две трети плотности алюминиевых сплавов, композиты из них являются самыми легкими конструкционными материалами. Для изготовления композита из сплавов Mg и Al требуется надежное соединение между ними. Для сварки таких разнородных сплавов используются различные методы. Среди них широко распространены сварка трением с перемешиванием и сварка плавлением [97–101]. Однако высокопрочные алюминиевые сплавы, например 5XXX и 2XXX, вследствие горячего растрескивания во время сварки, тяжело поддаются обычной сварке плавлением [102]. Кроме того, сварка плавлением и трением магневых и алюминиевых сплавов приводит к образованию хрупких интерметаллидов в сварном соединении, что значительно снижает его прочность [99–101, 103]. В исследовании [35] в качестве неподвижной и метаемой пластин использовались магниевый (AZ31B) и алюминиевый (Al7075) сплавы. Получен композит AZ31B/Al7075 с типичной микроструктурой зоны соединения, показанной на рис. 21. После сварки взрывом на контакте пластин AZ31B и Al7075 не было видимого промежуточного слоя. Граница раздела имеет волнистую форму, которая согласно [92] и должна быть организована для обеспечения оптимальной прочности сварного шва и механического сцепления. Волнообразная граница раздела образуется вследствие колебаний струйного потока, возникающего в результате гидродинамического течения в условиях высокого давления и высокой скорости деформации. При этом струя удаляет



Рис. 21. Микроструктура зоны соединения композита AZ31B/Al7075 [35]

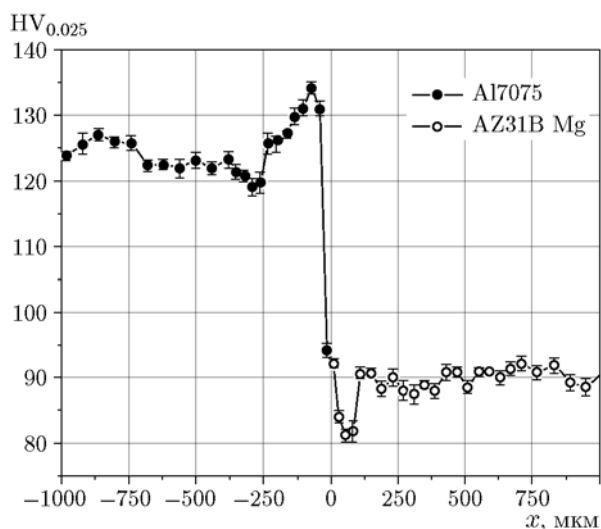


Рис. 22. Распределение микротвердости в сварном соединении AZ31B/Al7075 [35]

оксиды из зоны контакта, что приводит к формированию прочного металлургического соединения [104, 105].

Профиль микротвердости в зоне сварного соединения AZ31B/Al7075 [35] показан на рис. 22. Видно, что микротвердость сплава Al7075 резко снижается с приближением к поверхности контакта. При этом твердость достигает своего максимума на расстоянии 72 мкм от поверхности соединения в алюминиевом сплаве и на удалении от зоны контакта имеет почти постоянное значение. С другой стороны, вблизи поверхности соединения микротвердость магниевого сплава несколько снижается. Повышение температуры, вызванное высокоскоростным косым столкновением, привело к падению твердости вблизи зоны соединения.

Сдвиговая прочность AZ31B/Al7075 составила 70 МПа. Это значение выше, чем при лазерной сварке сплавов AZ31B и A5052-O — 48 МПа, но ниже, чем прочность соединений сплавов A1050 и AZ31B, полученных диффузионной сваркой и сваркой трением, — соответственно 90 и 80 МПа соответственно [106]. Отметим, что последние два значения прочности получены в испытаниях на растяжение, а в [35] — в тесте на сдвиг. Известно, что для одного и того же материала прочность на сдвиг равна $1/\sqrt{3}$ от прочности на растяжение. Соответственно был сделан вывод, что по сравнению с методами сварки в твердом состоянии (диффузионная сварка и сварка трением) сварка взрывом может обеспечить высокую прочность соединения.

3. СВАРКА ВЗРЫВОМ В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

3.1. Сварка взрывом в среде гелия

Реакционно-активные металлы, такие как Mg, Al и т. д., трудно сваривать в воздушной среде, поскольку они легко окисляются с образованием оксидов в расплавленной области во время сварки взрывом [45]. Из-за образования оксидов качество соединения и механические свойства сваренных композитов получаются низкими. Чтобы преодолеть эти проблемы, в [107] сварку взрывом Mg и Al проводили в среде гелия. Сварка взрывом в среде гелия повышает прочность соединения и механические характеристики получаемых композитов, поскольку гелий предотвращает образование оксидов (MgO , Al_2O_3) в зоне соединения.

3.2. Сварка взрывом под водой

Подводная сварка взрывом является отличным способом для получения многослойного соединения с толщиной слоев менее 1 мм [53, 54]. Получение многослойных пластин с высокой прочностью соединения слоев за короткое время обеспечивается за счет высокого давления и высокой скорости распространения ударной волны в воде [55, 56]. В работе [18] методом подводной сварки взрывом получен многослойный композит, состоящий из пластин сплава AZ31 и Cu. Подводная ударная волна, создаваемая взрывом электродетонатора, разгоняла метаемую пластину в направлении неподвижных пластин, так что возникающие при их соударении давление и температура были достаточно высокими, чтобы

сварить вместе несколько пластин. Согласно более ранним исследованиям подводная сварка взрывом обеспечивает получение многослойных пластин за очень короткий промежуток времени, с зонами соединения высокого качества (без пористости, трещин и расслоений), высокой прочности и с минимальным содержанием интерметаллических соединений.

3.3. Сварка взрывом в среде желатина

Из-за малого времени процесса сварка взрывом успешно преодолевает проблемы, связанные с образованием интерметаллидов; в условиях соударения, соответствующих нижней границе области свариваемости, времени процесса недостаточно для диффузии элементов через сварные швы [108, 109]. При соединении металлов с высокой реакционной способностью желательнее уменьшить энергию, выделяемую на границе контакта для предотвращения образования интерметаллических соединений. По этой причине и был предложен метод подводной сварки взрывом, подходящий для сварки тонких металлических пластин [53, 54, 110, 111]. Согласно [112] образование интерметаллических соединений связано с диссипацией кинетической энергии. В случае сварки взрывом через промежуточную среду выделение энергии в точке соударения меньше, чем при обычном способе сварки, что приводит к уменьшению содержания интерметаллических соединений. Поскольку использование воды затрудняет производственный процесс, недавно был разработан измененный подход, в котором вместо воды в качестве среды, передающей давление, используется слой желатина [113–115]. Такой подход позволяет упростить подготовку взрывной сборки. Кроме того, процессы сварки под воздействием ударных волн в воде и желатине очень похожи, что означает, что экспериментальные параметры могут быть легко определены с использованием данных о параметрах, используемых для подводной сварки взрывом. Сварка взрывом в желатиновой среде приводит к образованию волнистой или плоской поверхности контакта при отсутствии промежуточного слоя. Подводная же сварка взрывом, как указано в [116], приводит к образованию непрерывных или прерывистых интерметаллических слоев. Образование непрерывного хрупкого слоя интерметаллических соединений может снизить качество соединения, подход же с использованием же-

латиновой среды предотвращает образование интерметаллических слоев. Желатин в качестве среды, в которой происходит соударение, уменьшает количество диссипируемой (в сварном шве) энергии, и получаемая в результате прочность соединения выше, чем при традиционной сварке взрывом.

4. ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Метод сварки взрывом используется в создании материалов для применения в электротехнике, в морской, авиационной и автомобильной промышленности. Сварка взрывом развилась до такой степени, что в настоящее время она широко применяется в обрабатывающей промышленности. Но основное применение сварка взрывом нашла при изготовлении больших биметаллических пластин и цилиндрических изделий, заглушек теплообменников, в производстве различных электрических контактов, переходников, в соединении труб и в других промышленных приложениях. В табл. 8 приведены возможные комбинации получаемых сваркой взрывом материалов с промежуточными слоями или без них.

Ниже приведены некоторые преимущества сварки взрывом по сравнению с традиционными методами сварки.

- Можно получать металлургическое соединение как одинаковых, так и разнородных материалов.
- Нет технических ограничений на размер свариваемых пластин.
- За один подрыв можно изготавливать многослойные пластины.
- Достигается высокая прочность соединения.
- Сварку можно проводить в неблагоприятных условиях.
- У исходных материалов сохраняются их свойства.
- Обеспечивается сварочное соединение по большой площади.
- После сварки можно не проводить термообработку, что экономит время и снижает стоимость процесса.

5. НАПРАВЛЕНИЯ БУДУЩИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

- Необходимо провести исследования по сварке титанового сплава (марки Ta2) со ста-

Таблица 8

Возможные комбинации* материалов при сварке взрывом с промежуточным слоем или без него

№ п/п	Комбинация	№ п/п	Комбинация
1	Al alloys/Al alloys	33	Multi-layered Ni/Al
2	Al alloys/Low Carbon Steel	34	Cu/Cu
3	Al alloys /Ti	35	Cu/Niobium
4	Al alloys /Ni & alloys	36	Cu/Titanium
5	Al alloys /Ta	37	Cu/Tantalum
6	Al alloys /Molybdenum	38	Cu/Stainless Steel
7	Al alloys /Cu & alloys	39	Cu/Low Carbon Steel
8	Al alloys /Stainless Steel	40	Cu/Molybdenum
9	Al alloys /Niobium	41	Multilayer Cu/Al/Cu
10	Mg-AZ31B/Al 7075	42	AZ31/Cu/AZ31/Cu composite
11	Al/SS 304/Cu	43	Cu/Cu/SS 304
12	Al/Cu/SS	44	Fe-Ni alloys/Titanium
13	Al/Al/Cu	45	Fe-Ni alloys/Tantalum
14	Al/Cu/Al laminated composite	46	Fe-Ni alloys/ Cu & alloys
15	Al/Cu/Cu	47	Fe-Ni alloys/Stainless Steel
16	Al/Ti/SS	48	Fe-Ni alloys/Molybdenum
17	Al/Ta/SS	49	Low Carbon Steel/Niobium
18	Al1100/SS 304/Al1100	50	Low Carbon Steel/Titanium
19	Al-CS/Al/Al-SS	51	Low Carbon Steel/Tantalum
20	Al5052/SiC particles/Al1100	52	Low Carbon Steel/Stainless Steel
21	Al5052/SiC particles & SS 316 wire mesh/Al1100	53	AZ31B/TA2(Pure Titanium)
22	Al5052/SS304/Al1100	54	Pure Titanium/SS 304/SS 304
23	A1050/Ti gr.2/A1050	55	Precipitate-hardened alloys
24	AA6061/Mg-AZ31B/AA6061	56	410S(SS)/Q345R(Steel)
25	AA6061/Cu/SS 304	57	Stainless Steel/Stainless Steel
26	AA6061/Ti/SS 304	58	Stainless Steel/Titanium
27	AA6061/Ta/SS 304	59	Stainless Steel/Tantalum
28	Al5052/SS 304 wire mesh/Cu	60	Stainless Steel/Zirconium
29	AA5083/AA1050/SS41 Steel	61	Stainless Steel/Niobium
30	AA5083/AA1060/Mg-AZ31		
31	Ti/Al-1Mn		
32	Mg/Al composite		

* Список неполный, существуют и другие возможные комбинации.

лью Q235 и магниевых сплавов со сталью, медью и алюминием. Данных по этим соединениям недостаточно.

- Необходим анализ термических процессов при сварке взрывом для оценки скоростей нагрева и охлаждения в области сварного соединения, определения распределения температуры перпендикулярно границе соединения и скорости отвода тепла в свариваемые материалы.

- Необходимы исследования по сварке многослойных пакетов из фольг.

- Необходима разработка технологий заглушки труб теплообменников.

ВЫВОДЫ

Основная цель данного обзора — показать влияние промежуточных слоев на микроструктуру и механические свойства сваренных взрывом одинаковых и разнородных материалов. Кроме того, рассмотрены потребности промышленности в сварке взрывом и возможности ее проведения в различных средах, таких как гелий, вода и желатин. В результате сделаны следующие выводы.

1. Сварка взрывом — отличное практическое инженерное решение проблемы соединения одинаковых и разнородных материалов, с промежуточными слоями или без них, которые невозможно соединять другими методами.

2. Введение промежуточного слоя увеличивает поглощение (излишней) кинетической энергии и тем самым препятствует образованию интерметаллических фаз на границе контакта, что приводит к существенному улучшению механических свойств сварного соединения.

3. Материал промежуточного слоя должен быть очень пластичным, иметь низкий предел текучести и обладать высокой теплопроводностью.

4. Из-за потерь кинетической энергии при соударениях предпочтительнее использовать один промежуточный слой, а не несколько.

5. Применение промежуточного слоя рекомендуется при использовании взрывчатого вещества с высокой скоростью детонации.

6. Сварка взрывом в среде гелия приводит к улучшению механических характеристик сварного соединения материалов, поскольку гелиевая среда предотвращает образование оксидов на контактной границе.

7. Производственный процесс с применением подводной сварки взрывом тонких пластин позволяет получать многослойную структуру с высокой прочностью соединения между слоями.

8. Количество диссипируемой в сварном шве кинетической энергии уменьшается, когда сварка проводится в среде желатина. Вследствие этого прочность соединения получается выше, чем при использовании традиционной технологии сварки взрывом.

Авторы заявляют, что у них нет известных конфликтующих финансовых интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, описанную в данной статье. Рисунки и таблицы, используемые в этой рукописи, взяты с разрешения соответствующих источников.

ЛИТЕРАТУРА

1. Findik F. Recent developments in explosive welding // Mater. Des. — 2011. — V. 32, N 3. — P. 1081–1093. — DOI: 10.1016/j.matdes.2010.10.017.
2. Mroz S., Stradomski G., Dyja H., Galka A. Using the explosive cladding method for production of Mg–Al-bimetallic bars // Arch. Civil Mech. Eng. — 2015. — V. 15, N 2. — P. 317–323. — DOI: 10.1016/j.acme.2014.12.003.
3. Chen Z., Wang D., Cao X., Yang W., Wang W. Influence of multi-pass rolling and subsequent annealing on the interface microstructure and mechanical properties of the explosive welding Mg/Al composite plates // Mater. Sci. Eng. A. — 2018. — V. 723. — P. 97–108. — DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.042.
4. Kumar C. W. D., Saravanan S., Raghukandan K. Numerical and experimental investigation on aluminum 6061-V-grooved stainless steel 304 explosive cladding // Defence Technol. — 2022. — V. 18, N 2. — P. 249–260. — DOI: 10.1016/j.dt.2020.11.010.
5. Zhang N., Wang W. X., Cao X. Q., Wu J. Q. The effect of annealing on the interface microstructure and mechanical characteristics of AZ31B/AA6061 composite plates fabricated by explosive welding // Mater. Des. — 2015. — V. 65. — P. 1100–1109. — DOI: 10.1016/j.matdes.2014.08.025.
6. Fronczek D. M., Wierzbicka-Miernik A., Saksl K., et al. The intermetallic growth at the interface of explosively welded A1050/Ti gr. 2/A1050 clads in relation to the explosive material // Arch. Civ. Mech. Eng. — 2018. — V. 18, N 4. — P. 1679–1685. — DOI: 10.1016/j.acme.2018.07.007.

7. **Manikandan P., Hokamoto K., Deribas A. A., Raghukandan K., Tomoshige R.** Explosive welding of titanium/stainless steel by controlling energetic conditions // *Mater. Trans.* — 2006. — V. 47, N 8. — P. 2049–2055. — DOI: 10.2320/matertrans.47.2049.
8. **Shiran M. K. G., Khalaj G., Pouraliakbar H., Jandaghi M. R., Dehnavi A. S., Bakhtiari H.** Multilayer Cu/Al/Cu explosive welded joints: Characterizing heat treatment effect on the interface microstructure and mechanical properties // *J. Manuf. Processes.* — 2018. — V. 35. — P. 657–663. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.09.014.
9. **Saravanan S., Raghukandan K., Hokamoto K.** Improved microstructure and mechanical properties of dissimilar explosive cladding by means of interlayer technique // *Arch. Civ. Mech. Eng.* — 2016. — V. 16, N 4. — P. 563–568. — DOI: 10.1016/j.acme.2016.03.009.
10. **Saravanan S., Raghukandan K., Kumar P.** Effect of wire mesh interlayer in explosive cladding of dissimilar grade aluminum plates // *J. Centr. South Univ.* — 2019. — V. 26. — P. 604–611. — DOI: 10.1007/s11771-019-4031-9.
11. **Manikandan P., Hokamoto K., Fujita M., Raghukandan K., Tomoshige R.** Control of energetic conditions by employing interlayer of different thickness for explosive welding of titanium/304 stainless steel // *J. Mater. Process. Technol.* — 2008. — V. 195, N 1-3. — P. 232–240. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.002.
12. **Saravanan S., Raghukandan K.** Influence of interlayer in explosive cladding of dissimilar metals // *Mater. Manuf. Processes.* — 2013. — V. 28, N 5. — P. 589–594. — DOI: 10.1080/10426914.2012.736665.
13. **Saravanan S., Gajalakshmi K.** Soft computing approaches for comparative prediction of ram tensile and shear strength in aluminium–stainless steel explosive cladding // *Arch. Civ. Mech. Eng.* — 2022. — V. 22. — P. 42. — DOI: 10.1007/s43452-021-00367-4.
14. **Aceves S. M., Espinosa-Loza F., Elmer J. W., Huber R.** Comparison of Cu, Ti and Ta interlayer explosively fabricated aluminum to stainless steel transition joints for cryogenic pressurized hydrogen storage // *Int. J. Hydrogen Energy.* — 2015. — V. 40, N 3. — P. 1490–1503. — DOI: 10.1016/j.ijhydene.2014.11.038.
15. **Saravanan S., Raghukandan K., Murugan G.** Effect of silicon carbide particles in explosive clad aluminum hybrid composites // *Mater. Res. Proc.* — 2019. — V. 13. — P. 159–162. — DOI: 10.21741/9781644900338-27.
16. **Robin L. G., Raghukandan K., Saravanan S.** Process parameter optimization to achieve higher impact strength in SS316 wire-mesh and SiCp reinforced aluminium composite laminates produced by explosive cladding // *Met. Mater. Int.* — 2021. — V. 27. — P. 3493–3507. — DOI: 10.1007/s12540-020-00641-9.
17. **Fronczek D. M., Wierzbicka-Miernik A., Saksl K., Miernik K., Chulist R., Kalita D., Szulc Z., Wojewoda-Budka J.** The intermetallics growth at the interface of explosively welded A1050/Ti gr. 2/A1050 clads in relation to the explosive material // *Arch. Civ. Mech. Eng.* — 2018. — V. 18, N 4. — P. 1679–1685. — DOI: 10.1016/j.acme.2018.07.007.
18. **Sun W., Zhang W., Guo J., Jiang S.** Cracking behavior in tensile and bending test of underwater explosive welded AZ31/Cu laminated composite // *Theor. Appl. Fracture Mech.* — 2019. — V. 103. — P. 102256. — DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102256.
19. **Paul H., Lityńska-Dobrzyńska L., Prażmowski M.** Microstructure and phase constitution near the interface of explosively welded aluminum/copper plates // *Metall. Mater. Trans. A.* — 2013. — V. 44. — P. 3836–3851. — DOI: 10.1007/s11661-013-1703-1.
20. **Bazarnik P., Adamczyk-Cieślak B., Galka A., Płonka B., Snieżek L., Cantoni M., Lewandowska M.** Mechanical and microstructural characteristics of Ti6Al4V/AA2519 and Ti6Al4V/AA1050/AA2519 laminates manufactured by explosive welding // *Mater. Des.* — 2016. — V. 111. — P. 146–157. — DOI: 10.1016/j.matdes.2016.08.088.
21. **Banker J. G.** Recent developments in reactive and refractory metal explosion clad technology // *NACE Paper 03459.* — 2003.
22. **Shoukry S. N., Hegazy A. A.** Manufacturing of multiclads using a single explosive charge // *Propell., Explos., Pyrotech.* — 1988. — V. 13, N 5. — P. 144–148. — DOI: 10.1002/prep.19880130504.
23. **Hokamoto K., Izuma T., Fujita M.** New explosive welding technique to weld aluminum alloy and stainless steel plates using a stainless steel intermediate plate // *Metall. Mater. Trans. A.* — 1993. — V. 24. — P. 2289–2297. — DOI: 10.1007/BF02648602.
24. **Crossland B.** *Explosive Welding of Metals and its Application.* — New York: Oxford Univ. Press, 1982.
25. **Дерибас А. А.** Физика упрочнения и сварки взрывом. — Изд. 2-е, доп. и перераб. — Новосибирск: Наука, 1980.
26. **Al-Hassani S. T. S., Salem S. A. L.** Interfacial wave generation in explosive welding of laminates // *Shock Waves and High Strain-rate Phenomena in Metals* / M. A. Meyers, L. E. Murr (Eds). — Ch. 57. — New York: Plenum, 1981.
27. **Salem S. A. L., Lazari L. G., Al-Hassani S. T. S.** Explosive welding of flat plates

- in free flight // *Int. J. Impact Eng.* — 1984. — V. 2, N 1. — P. 85–101. — DOI: 10.1016/0734-743X(84)90017-4.
28. **Hokamoto K., Chiba A., Fujita M., Izuma T.** Single-shot explosive welding technique for the fabrication of multi-layered metal base composites: effect of welding parameters leading to optimum bonding condition // *Compos. Eng.* — 1995. — V. 5, N 8. — P. 1069–1079. — DOI: 10.1016/0961-9526(95)00059-V.
 29. **Saravanan S., Raghukandan K.** Thermal kinetics in explosive cladding of dissimilar metals // *Sci. Technol. Weld. Joining.* — 2012. — V. 17, N 2. — P. 99–103. — DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000080.
 30. **Acarer M.** Electrical, corrosion and mechanical properties of aluminum–copper joints produced by explosive welding // *J. Mater. Eng. Perform.* — 2012. — V. 21, N 11. — P. 2375–2379. — DOI: 10.1007/s11665-012-0203-6.
 31. **Gulenc B.** Investigation of interface properties and weldability of aluminum and copper plates by explosive welding method // *Mater. Des.* — 2008. — V. 29, N 1. — P. 275–278. — DOI: 10.1016/j.matdes.2006.11.001.
 32. **Tamilchelvan P., Raghukandan K., Saravanan S.** Kinetic energy dissipation in Ti–SS explosive cladding with multi loading ratios // *Iran. J. Sci. Technol.: Trans. Mech. Eng.* — 2014. — V. 38 (M1). — P. 91–96.
 33. **Durgutlu A., Okuyucu H., Gulenc B.** Investigation of effect of the stand-off distance on interface characteristics of explosively welded copper and stainless steel // *Mater. Des.* — 2008. — V. 29, N 7. — P. 1480–1484. — DOI: 10.1016/j.matdes.2007.07.012.
 34. **Kahraman N., Gulenc B.** Microstructural and mechanical properties of Cu–Ti plates bonded through explosive welding process // *J. Mater. Process. Technol.* — 2005. — V. 169, N 1. — P. 67–71. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.264.
 35. **Yan Y. B., Zhang Z. W., Shen W., Wang J. H., Zhang L. K., Chin B. A.** Microstructure and properties of magnesium AZ31B–aluminium 7075 explosively welded composite plate // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2010. — V. 527, N 9. — P. 2241–2245. — DOI: 10.1016/j.msea.2009.12.007.
 36. **Kahraman N., Gulenc B., Findik F.** Corrosion and mechanical–microstructural aspects of dissimilar joints of Ti–6Al–4V and Al plates // *Int. J. Impact Eng.* — 2007. — V. 34, N 8. — P. 1423–1432. — DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2006.08.003.
 37. **Mastanaiah P., Madhusudhan Reddy G., Satya Prasad K., Murthy C. V. S.** An investigation on microstructures and mechanical properties of explosive clad C103 niobium alloy over C263 nimonic alloy // *J. Mater. Process. Technol.* — 2014. — V. 214, N 11. — P. 2316–2324. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.04.025.
 38. **Akbari Mousavi S. A. A., Al-Hassani S. T. S., Atkins A. G.** Bond strength of explosively welded specimens // *Mater. Des.* — 2008. — V. 29, N 7. — P. 1334–1352. — DOI: 10.1016/j.matdes.2007.06.010.
 39. **Дерибас А. А., Кудинов В. М., Матвеев Ф. И.** Влияние начальных параметров на процесс волнообразования при сварке металлов взрывом // *Физика горения и взрыва.* — 1967. — Т. 3, № 4. — С. 561–568.
 40. **Howard K., Lawson S., Zhou Y.** Welding aluminum sheet using a high-power diode laser // *Weld. Res.* — 2006. — V. 85. — P. 101–110.
 41. **Vieira da Cunha T., Voigt A. L., Bohórquez C. E. N.** Analysis of mean and RMS current welding in the pulsed TIG welding process // *J. Mater. Process. Technol.* — 2016. — V. 231. — P. 449–455. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.01.005.
 42. **Рыбин В. В., Ушанова Е. А., Золоторевский Н. Ю.** Особенности строения разориентированных структур в бислойной пластине медь — медь, полученной сваркой взрывом // *ЖТФ.* — 2013. — Т. 83, № 9. — С. 63–72.
 43. **Gloc M., Wachowski M., Plocinski T., Kurzydowski K. J.** Microstructural and microanalysis investigations of bond titanium grade1/low alloy steel st52–3N obtained by explosive welding // *J. Alloys Compd.* — 2016. — V. 671. — P. 446–451. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.02.120.
 44. **Song J., Kostka A., Veehmayer M., Raabe D.** Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2011. — V. 528, N 6. — P. 2641–2647. — DOI: 10.1016/j.msea.2010.11.092.
 45. **Fronczek D. M., Wojewoda-Budka J., Chulist R., Syplen A., Korneva A., Szulc Z., Schell N., Zieba P.** Structural properties of Ti/Al clads manufactured by explosive welding and annealing // *Mater. Des.* — 2016. — V. 91. — P. 80–89. — DOI: 10.1016/j.matdes.2015.11.087.
 46. **Islam M. R., Ishak M., Shah L. H., Idris S. R. A., Meriç C.** Dissimilar welding of A7075–T651 and AZ31B alloys by gas metal arc plug welding method // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* — 2017. — V. 88. — P. 2773–2783. — DOI: 10.1007/s00170-016-8993-6.
 47. **Wu Q., Yang S.** Microstructure and properties of bonding interface in explosive welded AZ31/1060 composite plate // *Chin. J. Rare Met.* — 2016. — V. 40, N 10. — P. 996–1001.
 48. **Gepreel M. A. H., Niinomi M.** New Ti-alloys with superior specific strength // 22nd Int. Conf.

- on Metallurgy and Materials METAL 2013, Conf. Proc. — 2013.
49. **Wu Q.** Study on welding technology of magnesium alloy/aluminum alloy composite plate / Master research. — Beijing: Beijing Institute of Technology, 2016.
 50. **Yang S., Bao J.** Microstructure and properties of 5083Al/1060Al/AZ31 composite plate fabricated by explosive welding // *J. Mater. Eng. Perform.* — 2018. — V. 27. — P. 1177–1184. — DOI: 10.1007/s11665-018-3174-4.
 51. **Tabasi M., Farahani M., Beshra-ti Givi M. K. B., Farzami M., Moha-rami A.** Dissimilar friction stir welding of 7075 aluminum alloy to AZ31 magnesium alloy using SiC nanoparticles // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* — 2015. — V. 86. — P. 705–715. — DOI: 10.1007/s00170-015-8211-y.
 52. **Chen P., Feng J., Zhou Q., An E., Li J., Yuan Y., Ou S.** Investigation on the explosive welding of 1100 aluminium alloy and AZ31 magnesium alloy // *J. Mater. Eng. Perform.* — 2016. — V. 25. — P. 2635–2641. — DOI: 10.1007/s11665-016-2088-2.
 53. **Hokamoto K., Fujita M., Shimokawa H., Okugawa H.** A new method for explosive welding of Al/ZrO₂ joint using regulated underwater shock wave // *J. Mater. Process. Technol.* — 1999. — V. 85, N 1-3. — P. 175–179. — DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00286-6.
 54. **Hokamoto K., Nakata K., Mori A., Tsuda S., Tsumura T., Inoue A.** Dissimilar material welding of rapidly solidified foil and stainless steel plate using underwater explosive welding technique // *J. Alloy Compd.* — 2009. — V. 472, N 1-2. — P. 507–511. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.05.002.
 55. **Satyanarayan, Tanaka S., Mori A., Hokamoto K.** Welding of Sn and Cu plates using controlled underwater shock wave // *J. Mater. Process. Technol.* — 2017. — V. 245. — P. 300–308. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.030.
 56. **Sun W., Li X., Hokamoto K.** Fabrication of graded density impactor via underwater shock wave and quasi-isentropic compression testing at two-stage gas gun facility // *Appl. Phys. A.* — 2014. — V. 117. — P. 1941–1946. — DOI: 10.1007/s00339-014-8663-1.
 57. **Zeng L. F., Gao R., Fang Q. F., Wang X. P., Xie Z. M., Miao S., Hao T., Zhang T.** High strength and thermal stability of bulk Cu/Ta nanolamellar multilayers fabricated by cross accumulative roll bonding // *Acta Mater.* — 2016. — V. 110. — P. 341–351. — DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.034.
 58. **Zhang H., Jiao K. X., Zhang J. L., Liu J.** Microstructure and mechanical properties investigations of copper–steel composite fabricated by explosive welding // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2018. — V. 731. — P. 278–287. — DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.051.
 59. **Zhang H., Jiao K. X., Zhang J. L., Liu J.** Experimental and numerical investigations of interface characteristics of copper/steel composite prepared by explosive welding // *Mater. Des.* — 2018. — V. 154. — P. 140–152. — DOI: 10.1016/j.matdes.2018.05.027.
 60. **Zhang T., Wang W., Zhou J., Yan Z., Zhang J.** Interfacial characteristics and nano-mechanical properties of dissimilar 304 austenitic stainless steel/AZ31B Mg alloy welding joint // *J. Manuf. Process.* — 2019. — V. 42. — P. 257–265. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.04.031.
 61. **Fronczek D. M., Chulist R., Dobrzyn-ska L. L., Kac S., Schell N., Kania Z., Szulc Z., Wojewoda-Budka J.** Microstructure and kinetics of intermetallic phase growth of three-layered A1050/AZ31/A1050 clads prepared by explosive welding combined with subsequent annealing // *Mater. Des.* — 2017. — V. 130. — P. 120–130. — DOI: 10.1016/j.matdes.2017.05.051.
 62. **Abedi R., Akbarzadeh A.** Bond strength and mechanical properties of three-layered St/AZ31/St composite fabricated by roll bonding // *Mater. Des.* — 2015. — V. 88. — P. 880–888. — DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.043.
 63. **Khanzadeh M., Shiran G., Khalaj G.** Multilayer Cu/Al/Cu explosive welded joints: Characterizing heat treatment effect on the interface microstructure and mechanical properties // *J. Manuf. Process.* — 2018. — V. 35. — P. 657–663. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.09.014.
 64. **Montheillet F., Thomas J.-P.** Dynamic recrystallization of low stacking fault energy metals // *Metallic Materials with High Structural Efficiency* / O. N. Senkov, D. B. Miracle, S. A. Fistov (Eds). — Kluwer Acad. Publ., 2004. — P. 357–368.
 65. **Carvalho G. H. S. F. L., Galvão I., Mendes R., Leal R. M., Loureiro A.** Microstructure and mechanical behaviour of aluminium-carbon steel and aluminium-stainless steel clads produced with an aluminium interlayer // *Mater. Charact.* — 2019. — V. 155. — P. 109819. — DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109819.
 66. **Wang H., Wang Y.** High-velocity impact welding process: a review // *Metals.* — 2019. — V. 9, N 2. — P. 144. — DOI: 10.3390/met9020144.
 67. **Kaya Y.** Microstructural, mechanical and corrosion investigations of ship steel–aluminum bimetal composites produced by explosive welding // *Metals.* — 2018. — V. 8, N 7. — P. 544. — DOI: 10.3390/met8070544.
 68. **Tricarico L., Spina R., Sorgente D., Brandizzi M.** Effects of heat treatments on

- mechanical properties of Fe/Al explosion-welded structural transition joints // *Mater. Des.* — 2009. — V. 30, N 7. — P. 2693–2700. — DOI: 10.1016/j.matdes.2008.10.010.
69. **Corigliano P., Crupi V., Guglielmino E.** Nonlinear finite element simulation of explosive welded joints of dissimilar metals for shipbuilding applications // *Ocean Eng.* — 2018. — V. 160. — P. 346–353. — DOI: 10.1016/j.oceaneng.2018.04.070.
 70. **Gullino A., Matteis P., D'Aiuto F.** Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications // *Metals.* — 2019. — V. 9, N 3. — 315. — DOI: 10.3390/met9030315.
 71. **Guo X., Wang H., Liu Z., Wang L., Ma F., Tao J.** Interface and performance of CLAM steel/aluminum clad tube prepared by explosive bonding method // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* — 2016. — V. 82. — P. 543–548. — DOI: 10.1007/s00170-015-7380-z.
 72. **Carvalho G. H. S. F. L., Galvão I., Mendes R., Leal R. M., Loureiro A.** Formation of intermetallic structures at the interface of steel-to-aluminium explosive welds // *Mater. Charact.* — 2018. — V. 142. — P. 432–442. — DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.005.
 73. **Carvalho G. H. S. F. L., Galvão I., Mendes R., Leal R. M., Loureiro A.** Explosive welding of aluminium to stainless steel // *J. Mater. Process. Technol.* — 2018. — V. 262. — P. 340–349. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.06.042.
 74. **Robin L. G., Raghukandan K., Saravanan S.** Studies on wire-mesh and silicon carbide particle reinforcements in explosive cladding of Al 1100–Al 5052 sheets // *J. Manuf. Process.* — 2020. — V. 56, pt A. — P. 887–897. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.05.056
 75. **Gülenç B., Kaya Y., Durgutlu A., Gülenç I. T., Yildirim M. S., Kahraman N.** Production of wire reinforced composite materials through explosive welding // *Arch. Civ. Mech. Eng.* — 2016. — V. 16, N 1. — P. 1–8. — DOI: 10.1016/j.acme.2015.09.006.
 76. **Saravanan S., Raghukandan K.** Effect of silicon carbide and wire-mesh reinforcements in dissimilar grade aluminium explosive clad composites // *Defence Technol.* — 2020. — V. 16, N 6. — P. 1160–1166. — DOI: 10.1016/J.DT.2019.12.009.
 77. **Fronczek D. M., Chulist R., Szulc Z., Wojewoda-Budka J.** Growth kinetics of TiAl_3 phase in annealed Al/Ti/Al explosively welded clads // *Mater. Lett.* — 2017. — V. 198. — P. 160–163. — DOI: 10.1016/j.matlet.2017.04.025.
 78. **Chulist R., Fronczek D. M., Szulc Z., Wojewoda-Budka J.** Texture transformations near the bonding zones of the three-layer Al/Ti/Al explosively welded clads // *Mater. Charact.* — 2017. — V. 129. — P. 242–246. — DOI: 10.1016/j.matchar.2017.05.007.
 79. **Zhang T. T., Wang W. X., Zhou J., Cao X. Q., Yan Z. F., Wei Y., Zhang W.** Investigation of interface bonding mechanism of an explosively welded tri-metal titanium/aluminum/magnesium plate by nanoindentation // *JOM.* — 2018. — V. 70. — P. 504–509. — DOI: 10.1007/s11837-017-2517-1.
 80. **Foadian F., Soltanieh M., Adeli M., Etminanbakhsh M.** The formation of TiAl_3 during heat treatment in explosively welded Ti–Al multilayers // *Iran J. Mater. Sci. Eng.* — 2014. — V. 11, N 4. — P. 12–19.
 81. **Foadian F., Soltanieh M., Adeli M., Etminanbakhsh M.** A study on the formation of intermetallics during the heat treatment of explosively welded Al–Ti multilayers // *Metall. Mater. Trans. A.* — 2014. — V. 45. — P. 1823–1832. — DOI: 10.1007/s11661-013-2144-6.
 82. **Ege E. S., Inal O. T., Zimmerly C. A.** Response surface study on production of explosively-welded aluminum-titanium laminates // *J. Mater. Sci.* — 1998. — V. 33. — P. 5327–5338. — DOI: 10.1023/A:1004485914302.
 83. **Qin L., Wang J., Wu Q., Guo X., Tao J.** In-situ observation of crack initiation and propagation in Ti/Al composite laminates during tensile test // *J. Alloy Compd.* — 2017. — V. 712. — P. 69–75. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.063.
 84. **Pavliukova D. V., Mali V. I., Bataev A. A., Yartsev P. S., Sameyshcheva T. S., Shevtsova L. I.** Influence of the explosively welded composites structure on the diffusion processes occurring during annealing // *Conf. IFOST, Ulaanbaatar, Mongolia, 28 June–01 July, 2013.* — P. 183–186. — DOI: 10.1109/IFOST.2013.6616967.
 85. **Bataev I. A., Bataev A. A., Mali V. I., Pavliukova D. V.** Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing // *Mater. Des.* — 2012. — V. 35. — P. 225–234. — DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.030.
 86. **Lazurenko D. V., Bataev I. A., Mali V. I., Bataev A. A., Malyutina Iu. N., Lozhkin V. S., Esikov M. A., Jorge A. M. J.** Explosively welded multilayer Ti–Al composites: structure and transformation during heat treatment // *Mater. Des.* — 2016. — V. 102. — P. 122–130. — DOI: 10.1016/j.matdes.2016.04.037.
 87. **Trueb L. F.** Microstructural effects of heat treatment on the bond interface of explosively welded metals // *Metall. Trans.* — 1971. — V. 2. — P. 145–153. — DOI: 10.1007/BF02662650.

88. **Asemabadi M., Sedighi M., Honarpi-sheh M.** Investigation of cold rolling influence on the mechanical properties of explosive-welded Al/Cu bimetal // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2012. — V. 558. — P. 144–149. — DOI: 10.1016/j.msea.2012.07.102.
89. **Prażmowski M., Paul H.** The effect of stand-off distance on the structure and properties of zirconium — carbon steel bimetal produced by explosion welding // *Arch. Metallurgy Mater.* — 2012. — V. 57, N 4. — P. 1201–1210. — DOI: 10.2478/v10172-012-0134-0.
90. **Yang W., Cao X., Wang L., Chen Z., Wang W., Wang D.** Microstructure and mechanical properties of AA6061/AZ31B/AA6061 composite plates fabricated by vertical explosive welding and subsequent hot rolling // *Mater. Res.* — 2018. — V. 21, N 6. — P. 20180350. — DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2018-0350.
91. **Duan M., Yang X., Feng K., Wei L., Wang Y.** Experimental investigation of explosive weld of bimetal ribbed plate based on boss charging // *Fusion Eng. Des.* — 2018. — V. 129. — P. 294–299. — DOI: 10.1016/j.fusengdes.2017.10.018.
92. **Vaidyanathan P. V., Ramanathan A. R.** Design for quality explosive welding // *J. Mater. Process. Technol.* — 1992. — V. 32, N 1-2. — P. 439–448. — DOI: 10.1016/0924-0136(92)90200-C.
93. **Zhao L. M., Zhang Z. D.** Effect of Zn alloy interlayer on interface microstructure and strength of diffusion-bonded Mg–Al joints // *Scripta Mater.* — 2008. — V. 58, N 4. — P. 283–286. — DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.006.
94. **Seyyed Afghahi S. S., Jafarian M., Paidar M., Jafarian M.** Diffusion bonding of Al 7075 and Mg AZ31 alloys: Process parameters, microstructural analysis and mechanical properties // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* — 2016. — V. 26, N 7. — P. 1843–1851. — DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64295-4.
95. **Zhang X. P., Yang T. H., Castagne S., Wang J. T.** Microstructure; bonding strength and thickness ratio of Al/Mg/Al alloy laminated composites prepared by hot rolling // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2011. — V. 28, N 4-5. — P. 1954–1960. — DOI: 10.1016/j.msea.2010.10.105.
96. **Han J. H., Ahn J. P., Shin M. C.** Effect of interlayer thickness on shear deformation behavior of AA5083 aluminum alloy/SS41 steel plates manufactured by explosive welding // *J. Mater. Sci.* — 2003. — V. 38. — P. 13–18. — DOI: 10.1023/A:1021197328946.
97. **Morishige T., Kawaguchi A., Tsujikawa M., Hino M., Hirata T., Higashi K.** Dissimilar welding of Al and Mg alloys by FSW // *Mater. Trans.* — 2008. — V. 49, N 5. — P. 1129–1131. — DOI: 10.2320/matertrans.MC200768.
98. **Shigematsu I., Kwon Y.-J., Saito N.** Dissimilar friction stir welding for tailor-welded blanks of aluminum and magnesium alloys // *Mater. Trans.* — 2009. — V. 50, N 1. — P. 197–203. — DOI: 10.2320/matertrans.MER2008326.
99. **Chen Y. C., Nakata K.** Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys // *Scripta Mater.* — 2008. — V. 58, N 6. — P. 433–436. — DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.033.
100. **Zhao X. B., Liu L., Zhang W. G., Qu M., Zhang J., Fu H. Z.** Analysis of competitive growth mechanism of stray grains of single crystal superalloys during directional solidification process // *Rare Metal Mater. Eng.* — 2011. — V. 40, N 1. — P. 9–13. — DOI: 10.1016/S1875-5372(11)60009-X.
101. **Somasekharan A. C., Murr L. E.** Microstructures in friction-stir welded dissimilar magnesium alloys and magnesium alloys to 6061-T6 aluminum alloy // *Mater. Charact.* — 2004. — V. 52, N 1. — P. 49–64. — DOI: 10.1016/j.matchar.2004.03.005.
102. **Mishra R. S., Ma Z. Y.** Friction stir welding and processing // *Mater. Sci. Eng. R.* — 2005. — V. 50, N 1-2. — P. 1–78. — DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
103. **Kawamura Y.** Liquid phase and supercooled liquid phase welding of bulk metallic glasses // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2004. — V. 375–377. — P. 112–119. — DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.097.
104. **Saravanan S., Raghukandan K.** Microstructure, strength and welding window of aluminum alloy–stainless steel explosive cladding with different interlayers // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* — 2022. — V. 32, N 1. — P. 91–103. — DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65780-1.
105. **Cowan G. R., Holtzman A. H.** Flow configurations in colliding plates: explosive bonding // *J. Appl. Phys.* — 1963. — V. 34, N 4. — P. 928–938. — DOI: 10.1063/1.1729565.
106. **Borrisutthekul R., Miyashita Y., Mutoh Y.** Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O // *Sci. Technol. Adv. Mater.* — 2005. — V. 6, N 2. — P. 199–204. — DOI: 10.1016/j.stam.2004.11.014.
107. **Zeng X.-Y., Wang Y.-X., Li X.-Q., Li X.-J., Zhao T.-J.** Effect of inert gas-shielding on the interface and mechanical properties of Mg/Al explosive welding composite plate // *J. Manuf. Process.* — 2019. — V. 45. — P. 166–175. — DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.07.007.
108. **Explosive Welding, Forming, and Compaction / T. Z. Blazynski (Ed.).** — Springer Dordrecht, 1983. — DOI: 10.1007/978-94-011-9751-9.
109. **Habib M. A., Keno H., Uchida R., Mori A., Hokamoto K.** Cladding of titanium and magnesium alloy plates using energy-controlled underwater three layer explosive

- welding // J. Mater. Process. Technol. — 2015. — V. 217. — P. 310–316. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.032.
110. **Mori A., Tamaru K., Hokamoto K., Fujita M.** Underwater explosive welding, discussion based on weldable window // AIP Conf. Proc. — 2006. — V. 845, N 1. — P. 1543–1546. — DOI: 10.1063/1.2263620.
111. **Mori A., Hokamoto K., Fujita M.** Characteristics of the new explosive welding technique using underwater shock wave-based on numerical analysis // Mater. Sci. Forum. — 2004. — V. 465–466. — P. 307–312. — DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.465-466.307.
112. **Mori A., Nishi M., Hokamoto K.** Underwater shock wave weldability window for Sn–Cu plates // J. Mater. Process. Technol. — 2019. — V. 267. — P. 152–158. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.11.044.
113. **Nagayama K., Mori Y., Motegi Y., Nakahara M.** Shock Hugoniot for biological materials // Shock Waves. — 2006. — V. 15, N 3. — P. 267–275. — DOI: 10.1007/s00193-006-0030-5.
114. **Shepherd C. J., Appleby-Thomas G. J., Hazell P. J., Allsop D. F.** The dynamic behaviour of ballistic gelatin // AIP Conf. Proc. — 2009. — V. 1195, N 1. — P. 1399–1402. — DOI: 10.1063/1.3295071.
115. **Inao D., Tanaka S., Yamashita T., Hokamoto K.** Visualization of shockwave behavior in water and gelatin // Meas. — 2019. — V. 148. — 106929. — DOI: 10.1016/j.measurement.2019.106929.
116. **Brasher D. G., Butler D. J.** Explosive welding: principles and potentials // Adv. Mater. Process. — 1995. — V. 147, N 3. — P. 37–38.

Поступила в редакцию 14.06.2022.

После доработки 29.07.2022.

Принята к публикации 07.09.2022.
