

**РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 621.791.13

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.03.009

**ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И СТРУКТУРНЫЕ  
ОСОБЕННОСТИ КОМПОЗИТОВ СТАЛЬ – ТОЛСТОЛИСТОВОЙ АЛЮМИНИЙ****Юрий Петрович Бешапошников<sup>1</sup>, Белла Александровна Гринберг<sup>2</sup>,  
Марк Сергеевич Пушкин<sup>3</sup>, Алексей Владимирович Иноземцев<sup>4</sup>,  
Александр Михайлович Пацелов<sup>5†</sup>**<sup>1</sup> ООО «Протол», пер. Автоматики 3/1, 620049, Екатеринбург, Россия<sup>2, 3, 4, 5</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, 620108, Екатеринбург, Россия<sup>3</sup> Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б. Н. Ельцина, ул. Мира, 2, 620002, Екатеринбург, Россия<sup>1</sup> ybesshaposhnikov@yandex.ru<sup>2</sup> bella@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4803-5750><sup>3</sup> limon.5ddd@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1346-6494><sup>4</sup> avinz@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1737-6050><sup>5</sup> patselov@imp.uran.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>

**Аннотация.** Современное производство биметаллических материалов широко использует среди прочих такой метод их получения как сварка взрывом. Особенно эффективно он используется для создания слоистых композитов из разнородных металлов, когда традиционные способы сварки (соединения) не работают из-за большой разницы в теплофизических и механических свойствах. В некоторых современных производствах требуются биметаллические соединения листов стали с большей, чем при плакировке толщиной алюминия. Однако при увеличении толщины метаемой (алюминиевой) пластины происходит и увеличение кинетической энергии отрыва, которая приводит к образованию микротрещин, а, следовательно, и к снижению прочности соединения. Проведены экспериментальные исследования серии биметаллических композитов сталь – алюминий, полученных сваркой взрывом при различных значениях толщины метаемой (алюминиевой) пластины, схем и параметров сварки. Обнаружена ограниченность влияния таких энергетических критериев успешности сварки как величина потерь кинетической энергии, а также энергия пластической деформации на принципиальную возможность получения качественного сварного соединения сталь – толстолистовой алюминий. На основе анализа стандартных критериев свариваемости, микроструктуры и фазового состава контактной области, а также механических свойств полученных сварных соединений, высказано предположение о критической роли давления остаточных продуктов детонации. Показана практическая возможность получения сваркой взрывом композиционного материала толстолистовой алюминий – сталь с прочностью соединения на отрыв плакирующего слоя более 100 МПа.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, критерии свариваемости, микроструктура шва, интерметаллиды, прочность.

**Благодарности:** Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № 122021000032-5) при частичной поддержке РФФИ и правительства Свердловской области (проект № 20-42-660001).

**Для цитирования:** Бешапошников Ю.П., Гринберг Б.А., Пушкин М.С., Иноземцев А.В., Пацелов А.М. Оптимизация параметров сварки взрывом и структурные особенности композитов сталь – толстолистовой алюминий // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 3. С. 362–375. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.03.009.

Original article

## OPTIMIZATION OF EXPLOSIVE WELDING PARAMETERS AND STRUCTURAL FEATURES OF STEEL – THICK ALUMINUM PLATE COMPOSITES

Yurii P. Besshaposnikov<sup>1</sup>, Bella A. Greenberg<sup>2</sup>, Mark S. Pushkin<sup>3</sup>, Aleksei V. Inozemtsev<sup>4</sup>, Alexander M. Patselov<sup>5†</sup>

<sup>1</sup> LLC «Protol», per. Avtomatiki 3/1, Yekaterinburg, 620049, Russia

<sup>2,3,4,5</sup> M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, S. Kovalevskaya Str., 18, Yekaterinburg, 620108, Russia

<sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Mira Str., 19, Yekaterinburg, 620002, Russia

<sup>1</sup> ybesshaposnikov@yandex.ru

<sup>2</sup> bella@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4803-5750>

<sup>3</sup> limon.5ddd@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1346-6494>

<sup>4</sup> avinz@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1737-6050>

<sup>5</sup> patselov@imp.uran.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>

**Abstract.** Modern production of bimetallic materials widely uses, among others, such a method for their production as explosive welding. It is used especially effectively to create layered composites from dissimilar metals, when traditional methods of welding (joining) do not work due to the large difference both in thermal and mechanical properties. In some modern industries, bimetallic joints of steel sheets and aluminum sheets with a greater thickness than for cladding are required. However, with an increase in the thickness of the flayer (aluminum) plate, the kinetic energy of separation also increases, which leads to the formation of microcracks, and, consequently, to a decrease in the strength of the joint. Experimental studies of a series of steel – aluminum bimetallic composites obtained by explosive welding at various values of the thickness of the flayer (aluminum) plate, schemes and welding parameters have been carried out. The limited influence of such energy criteria of welding success as the value of kinetic energy losses, as well as the energy of plastic deformation on the fundamental possibility of obtaining a high-quality welded joint steel – thick aluminum plate is found. Based on the analysis of standard criteria for weldability, microstructure and phase composition of the contact area, as well as the mechanical properties of the obtained welded joints, an assumption was made about the critical role of the pressure of residual detonation products. The practical possibility of obtaining by explosive welding a composite material thick sheet aluminum – steel with a bonding strength for separation of the cladding layer of more than 100 MPa is shown.

**Keywords:** explosive welding, weldability criteria, weld microstructure, intermetallics, strength.

**Acknowledgements:** The research was carried out using the equipment of the Collaborative Access Center «Testing Center of Nanotechnology and Advanced Materials» of the IMP UB RAS. The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme «Pressure», No. 122021000032-5) supported in part by RFBR and by Sverdlovsk region government (project No. 20-42-660001).

**For citation:** Besshaposnikov, Yu. P., Greenberg, B. A., Pushkin, M. S., Inozemtsev, A. V. & Patselov, A. M. (2022). Optimization of explosive welding parameters and structural features of steel – thick aluminum plate composites. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 3(19), 362–375. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.03.009.

### Введение

Стадия производства алюминия путем электролиза его окиси, растворенной в криолите, осуществляется в корпусах электролиза алюминиевых заводов. С точки зрения лучших условий труда, механизации и автоматизации производственных процессов, лучшего качества продукции, электролизеры с обожженными анодами признаны в настоящее время наиболее перспективными. Они обеспечивают наименьший расход технологической электроэнергии и технологического сырья на тонну алюминия

[1]. В России большинство алюминиевых заводов работают на силе тока до 160 кА. На Саяногорском алюминиевом заводе успешно работают электролизеры на силу тока 255 кА и прошли испытания ванны на силу тока 300 кА. Для опытного производства, планирующего использовать еще большие величины токов (400, и даже 500 кА) одной из технологических проблем оказалось получение надежного соединения алюминиевой несущей и токопроводящей штанги и стального кронштейна, входящих в состав анодного устройства – самого сложного узла в электролизере. В настоящее

время для такого соединения используются биметаллические пластины алюминий – сталь в которых реализовано соединение типа «ласточкин хвост». Такое «полумеханическое» соединение не обеспечивает нормальный токоподвод и достаточно часто приходится останавливать производственный процесс, чтобы заменить отслаивающееся при эксплуатации соединение.

В зависимости от конструкции электролизера, толщина алюминиевого слоя в переходной биметаллической плите сталь – алюминий, изготовленной сваркой взрывом (СВ), обычно составляет 8-20 мм. При увеличении толщины алюминиевого слоя до 20 мм, как правило, СВ проводят в два этапа: вначале наносят тонкий слой алюминия (2-5 мм), затем – более толстый. Считается, что напрямую, без промежуточного тонкого слоя, получить прочное соединение толстолистового алюминия со сталью проблематично [2]. В работе [3] показана принципиальная возможность СВ толстолистового алюминия со сталью с прочностью соединения на отрыв слоев больше 60 МПа. Однако, для удовлетворения технических требований ОАО «Русал», предъявляемых к переходной биметаллической пластине, необходимо чтобы прочность на отрыв лакирующего слоя была не менее 100 МПа. В связи с этим, целью данной работы было обобщить результаты поиска оптимальных параметров сварки взрывом пары сталь – алюминий, позволяющих достичь вышеупомянутых прочностных характеристик.

### Материалы и методы

Химический состав материалов используемых для получения биметаллических пластин сталь – алюминий указан в табл.1. Размеры свариваемых пластин варьировались от 400 мм х 400 мм до 500 мм х 1200 мм. В работе использовались две разновидности параллельной схемы сварки – прямой (рис.1а) и через промежуточную пластину-вставку (рис.1б).

При прямой сварке неподвижная (стальная) пластина состояла из предварительно сваренных взрывом слоев двух разных марок сталей – нержавеющей стали марки 08X18H10T толщиной 1 мм и стали 3 толщиной 28 мм. Сварку сталей проводили с использованием в качестве взрывчатого вещества смеси мелкоизмельченной аммиачной селитры марки ЖВ (АСМ) с керосином (К), которая имела насыпную плотность 0,76 г/см<sup>3</sup> и укладывалась на нержавеющую сталь в виде заряда толщиной Н=15 мм. Между пластинами выставлялся сварочный зазор  $h_0 = 2,5$  мм. Скорость детонации D составляла 2500 м/с, угол соударения 15 градусов. Толщина алюминиевых пластин составляла 8, 18, 20 мм.

Свариваемые пластины перед сваркой взрывом располагались параллельно друг к другу. Расстояние между ними (сварочный зазор), а также толщина слоя взрывчатого вещества (ВВ) наносимого на алюминиевую (метаемую) пластину варьировались от эксперимента к эксперименту для достижения оптимальных результатов сварки.

При сварке со вставкой, использовались либо алюминий А5, либо нержавеющая сталь 08X18H10T. В обоих случаях толщина вставки составляла 1 мм. В экспериментах использовали три типа ВВ:

1. АСМ плотностью 0,92 г/см<sup>3</sup> (Н=20 мм, D=1600 м/с) и 1 г/см<sup>3</sup> (Н=25 мм, D=1800 м/с);
2. смесь АСМ с кварцевым песком (АСМ+П) плотностью 0,95 г/см<sup>3</sup> (Н=30 мм, D=1500 м/с); 0,93 г/см<sup>3</sup> (Н=50 мм, D=1900 м/с) и 0,92 г/см<sup>3</sup> (Н=40 мм, D=1600 м/с);
3. Смесь АСМ+П с древесной мукой (АСМ+П+ДМ) плотностью 0,82 г/см<sup>3</sup> (Н=35 мм, D=2400 м/с).

Угол соударения  $\beta$ , равный, в данном случае, углу поворота метаемой пластины в момент контакта с нижней (или вставкой, если есть) определялся из уравнения [4]:

Таблица 1. Химический состав используемых для сварки материалов (вес. %)

Table 1. Chemical composition of materials used for welding (wt.%)

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	примеси	Al
АД0	0,23	0,36	0,046	0,041	0,039	0,062	0,029	до 0,03	ост.
А5	0,21	0,29	0,02	0,048	0,03	0,055	0,018	до 0,03	ост.
Сталь	Si	C	Cu	Mn	Ni	Mo	N	Cr	Fe
Ст.3	0,11	0,22	0,28	0,44	0,25	0,61	0,007	0,28	ост.
08X18H10T	0,71	0,079	0,27	1,8	10	–	–	18,6	ост.

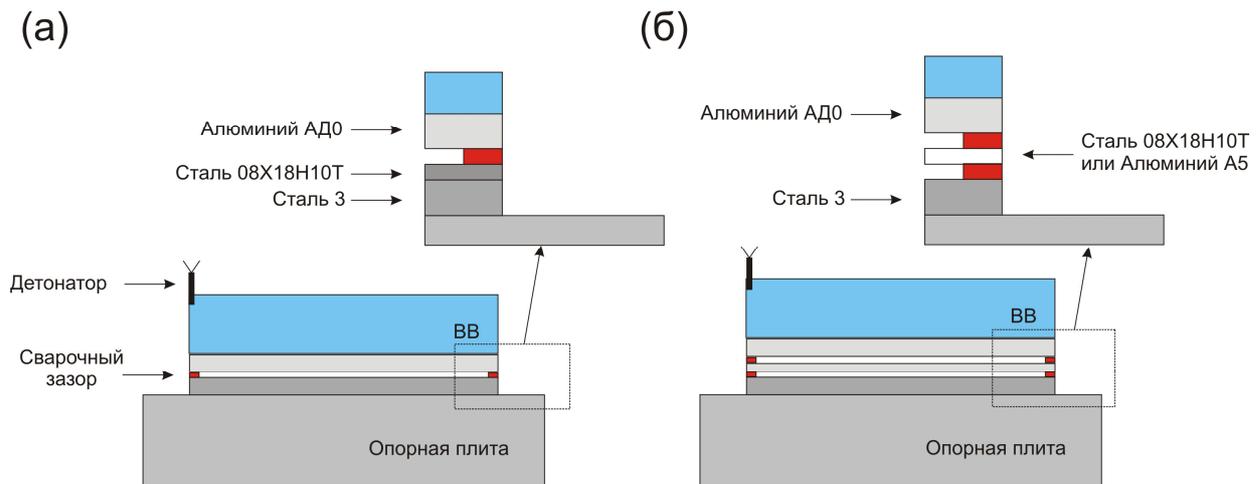


Рис.1. Схема расположения пластин перед сваркой взрывом: прямой метод (а), метод с использованием промежуточной вставки (б)

Fig.1. The layout of the plates before explosive welding: direct method (a), method using an intermediate insert (b)

$$\operatorname{tg}\beta = [(\alpha(\alpha+4)/(\alpha+2)^2)]\operatorname{tg}\beta_0, \quad (1)$$

где  $\alpha = [r/((k+1)\operatorname{tg}\beta_0)](x/H)$ ,  $r$  – отношение масс ВВ и метаемой пластины;  $x$  – абсцисса точки соударения;  $k$  – интегральный показатель политропы;  $\beta_0$  – предельный угол метания.

Здесь  $x$  вычисляется через  $h_0$ :

$$h_0/x = [\alpha/(\alpha+2)]\operatorname{tg}\beta_0. \quad (2)$$

Угол  $\beta_0$  вычислялся с использованием формулы Гарни [5]:

$$V_0 = Dr [3/(k^2-1)(r^2+5r+4)]^{0.5}, \quad (3)$$

где  $V_0 = 2D \sin(\beta_0/2)$  – предельная скорость метаемой пластины.

Для всех типов ВВ показатель  $k$  определялся из эксперимента по методике [6]: АСМ,  $k=2,0$  ( $D=1600$  м/с),  $k=2,1$  ( $D=1800$  м/с); АСМ+К,  $k=1,9$  ( $D=2500$  м/с); АСМ+П,  $k=2,2$  ( $D=1500$  м/с),  $k=2,3$  ( $D=1600$  м/с),  $k=2,4$  ( $D=1900$  м/с); АСМ+П+ДМ,  $k=2,3$  ( $D=2400$  м/с).

Энергия соударения  $E_c$  и энергия, затраченная на пластическую деформацию  $W_{пл}$ , рассчитывались согласно [7]:

$$E_c = 0.5[2D \sin(\beta/2)]^2[(\rho_1\delta_1\rho_2\delta_2/(\rho_1\delta_1+\rho_2\delta_2))] \quad (4)$$

$$W_{пл} = E_c[1-(V_c/C_0)^2], \quad (5)$$

где  $\rho_1, \rho_2$  – плотности, метаемой и неподвижной пластин;  $\delta_1, \delta_2$  – толщины, метаемой и неподвижной пластин;  $V_c$  – скорость точки контакта (равна  $D$ );  $C_0$  – скорость звука в металле (принималась равной 5000 м/с).

При сварке со вставкой расчеты для совместного полета метаемой пластины и вставки выполнялись по той же двумерной модели [4],

в которой дополнительно учитывалось влияние давления остаточных продуктов детонации на полет пластин после их соударения.

Металлографический анализ проводили с использованием оптического микроскопа Eritip. Исследование микроструктуры зоны сварных швов выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta FEI 200 3D. Микротвердость измеряли по стандартной методике, используя микротвердомер ПМТ-3. Рентгеноструктурные исследования проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном медном излучении. Испытания прочности сцепления слоев биметаллических образцов на отрыв [5] выполняли на универсальной испытательной машине Instron 5982.

## Результаты и обсуждение

### Концепция «окон свариваемости» и поиск оптимальных параметров сварки

В области взрывных технологий условия, которые должны быть соблюдены для получения сварных швов хорошего качества, определяются так называемым «окном свариваемости» или критерием свариваемости. В настоящее время наиболее используемый и известный критерий свариваемости основан на скорости точки контакта  $V_c$  и угле соударения  $\beta$ , как показано на рис.2.

В координатах  $\beta - V_c$  окно свариваемости определяется четырьмя линиями (границами или пределами). Первое условие для свариваемости

мости связано с образованием струи в месте соударения свариваемых материалов, и, крайняя правая линия окна свариваемости является как раз следствием этого условия. Для выполнения этого условия некоторые авторы, такие как Уолш и др. в [8] указывают, что достаточно, чтобы  $V_c$  была меньше объемной скорости звука  $C_b$ , в то время как другие, Уайли и др. [9] утверждают, что  $V_c$  должна быть меньше  $1,25C_b$ . Однако некоторые авторы, такие, например как Абрахамсен [10], утверждают, что это предельное значение для  $V_c$  является слабой функцией угла соударения  $\beta$ , где  $V_c$  выражается в мм/мс и  $\beta$  в радианах, поэтому вместо прямой вертикальной линии крайняя правая граница окна свариваемости должна представлять собой слегка вогнутую влево вертикальную линию. Вторая граница связана с образованием волнистой поверхности раздела, и, крайняя левая линия окна свариваемости является следствием этого условия. Третья граница связана с достижением такой скорости соударения  $V_p$ , чтобы ударное давление в точке столкновения превышало предел текучести материалов. Нижняя граница окна свариваемости является следствием этого условия. Четвертое и последнее условие заключается в поддержании скорости соударения ниже определенного значения, такого, чтобы рассеяние кинетической энергии не приводило к образованию сплошного расплавленного слоя на поверхности раздела материалов, подлежащих сварке взрывом. С этим требованием связан верхний предел (верхняя граница) окна свариваемости.



**Рис.2.** «Окно свариваемости» в координатах угол соударения – скорость точки контакта

**Fig.2.** «Weldability window» in coordinates impact angle – contact point velocity

С учетом знаний о построении «окна свариваемости» для рассматриваемого в данной работе соединения сталь – алюминий, перечис-

лим существующие в научной литературе причины получения хорошего качества сваренных взрывом биметаллов.

Кинетическая энергия метаемой пластины при соударении рассеивается в виде пластической деформации, которая в основном переходит в избыточное тепло и кумулятивных потерь – выноса поверхностных слоев за область контакта. Согласно работе [11], прочность получаемых соединений непосредственно связывают с потерями кинетической энергии при соударении, то есть с так называемой энергией соударения. Из цитированной выше работы [11] следует, что достигнуть прочного соединения алюминий – сталь можно, если энергия соударения будет менее  $0,6 \text{ МДж/м}^2$ . При этом роли скорости точки контакта или скорости детонации взрывчатого вещества ничего не говорится. Есть только оговорка, что она не должна превышать скорость звука в данном металле свариваемой пары материалов.

В работе [12] утверждается, что для достижения прочного соединения алюминий – сталь необходимо, чтобы энергия, которая расходуется на пластическую деформацию пластин ( $W_{пл.}$ ) должна находиться в диапазоне  $0,4...0,6 \text{ МДж/м}^2$ . При этом, с увеличением толщины алюминия с 8 до 16 мм, оптимальные диапазоны по скорости контакта ( $V_k$ ) и скорости соударения ( $V_c$ ) сужаются (по  $V_k$  с  $1400...3000 \text{ м/с}$  до  $1700...2200 \text{ м/с}$ , а по  $V_c$  с  $170...450 \text{ м/с}$  до  $180...300 \text{ м/с}$ ). В работе [2] энергетический критерий по деформации дополнен результатами исследований распределения напряжений в контактной области сварного шва.

Для того, чтобы оценить применимость вышеперечисленных энергетических критериев к нашей задаче, обратимся к сводной табл.2, в которой приведены параметры сварки взрывом, менявшиеся от опыта к опыту, а также результаты измерений прочности на отрыв плакирующего слоя. Помня о том, что согласно техническому заданию заказчика (ОАО «Русал»), прочность на отрыв плакирующего слоя должна быть не менее 100 МПа, большая часть результатов исследования будет иллюстрирована преимущественно для режимов как наиболее благоприятных, так и находящихся на границе ухудшения качества соединения. Прочность в табл.2 приведена через наклонную черту, где слева указано наименьшее, а справа наибольшее значение прочности из серии как минимум

трех образцов. Для свариваемой пары металл/металл в скобках указывается материал дополнительной промежуточной пластины, если таковой использовался в соответствующем опыте по сварке взрывом.

Как видно из табл.2, прямого влияния энергетического параметра ( $W_{пл}$ ,  $E_c$ ) на прочность сварного соединения из сравнения наших опытных данных не замечено. Например, для режимов 4.1 и 4.4, где величины потерь кинетической энергии 0,92 и 2,69 МДж/м<sup>2</sup>, что значительно выше критерия в 0,6 МДж/м<sup>2</sup> упомянутого в работе [11], значения прочности на отрыв приблизительно одинаковы. Или, сравнивая режимы 5 и 5.1, можно отметить, что при практически одинаковых величинах потерь ки-

нетической энергии и энергий, затраченных на пластическую деформацию, в одном случае прочность на отрыв выше 112 МПа, а в другом нулевая – то есть в процессе сварки вместо соединения получили расслоение свариваемых материалов. Следует, однако, отметить тот факт, что в работе [11] используемая толщина подвижных пластин из алюминиевых сплавов не превышала 5 мм. В концепции «окон свариваемости» толщина слоя подвижной (метаемой) пластины входит в формулу, по которой определяется верхняя граница свариваемости. Чем больше значение этой толщины, тем ниже опускается эта граница и, следовательно, тем более узким становится диапазон параметров сварки для положительных результатов.

**Таблица 2.** Параметры сварки взрывом и прочность на отрыв плакирующего слоя

**Table 2.** Explosive welding parameters and ram tensile strength of the cladding layer

Режим (тип ВВ, толщина заряда, мм)	Свариваемая пара (материал промеж. слоя, если есть)	Сварочный зазор (начало от подвижной пластины), мм	Угол соударения, градусы	Скорость контакта, м/с	$E_c$ , МДж/м <sup>2</sup>	$W_{пл}$ , МДж/м <sup>2</sup>	Прочность, (МПа)
2 (АСМ, 25)	АД0(8мм)/Ст. (алюминий А5)	4	12,1	1800	0,17	0,15	есть сварка
		2	12,3		1,64	1,43	122*
3 (АСМ, 20)	АД0(8мм)/Ст.	4	11,2	1600	0,97	0,87	126*
4 (АСМ+П, 30)	АД0(18мм)/Ст.	5	7,9	1500	0,86	0,78	130/142
4.1(АСМ+П, 40)	АД0(20мм)/Ст.	4	7,3	1600	0,92	0,82	119/124
4.2(АСМ+П, 40)	АД0(20мм)/Ст.	10	9,2	1600	1,43	1,29	125/130
4.3(АСМ+П, 40)	АД0(20мм)/Ст.	30	10,8	1600	1,97	1,77	0/0
4.4(АСМ+П, 50)	АД0(20мм)/Ст.	15	10,6	1900	2,69	2,30	117/125
5 (АСМ, 20)	АД0(18мм)/Ст.	5	7,2	1600	0,81	0,73	112/115
5.1 (АСМ, 20)	АД0(20мм)/Ст.	7	6,9	1600	0,82	0,73	0/0
5.2 (АСМ, 20)	АД0(20мм)/Ст.	15	7,8	1600	1,04	0,93	0/0
6 (АСМ+П+ДМ)	АД0(20 мм)/Ст. (ст.08Х18Н10Т)	4	6,4	2400	0,25	0,19	105/107
		4	6,8		1,96	1,51	есть сварка

\*Значения получены пересчетом по энергетической теории сопромата, так как при испытаниях наблюдался срез вместо отрыва

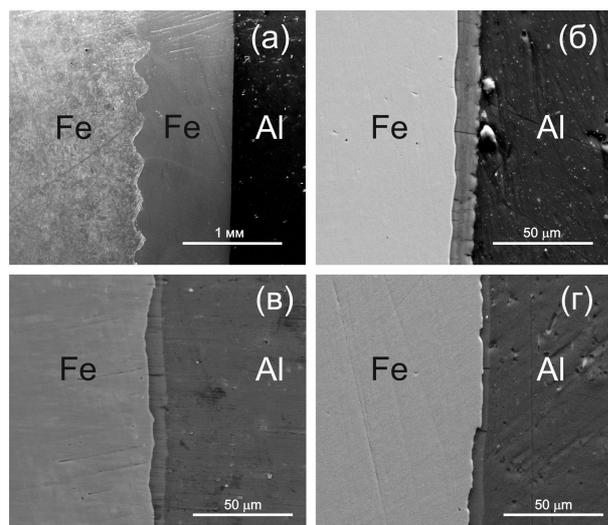
### Микроструктура контактной области сварки

На рис.3 представлены профили поверхности раздела полученных сваркой взрывом соединений при разрезании образцов вдоль направления детонации. Если для соединения сталь – сталь форма этого профиля является волнообразной (рис.3а), то для соединения

алюминий – сталь она ближе к квазиволновой или прямолинейной.

Чем больше разница в температурах плавления и в прочностных свойствах, тем сложнее получить волнообразную форму профиля границы раздела свариваемых материалов. Стремление к «прямой» форме профиля объясняется тем, что при небольших значениях скорости соударения удается получить наиболее благо-

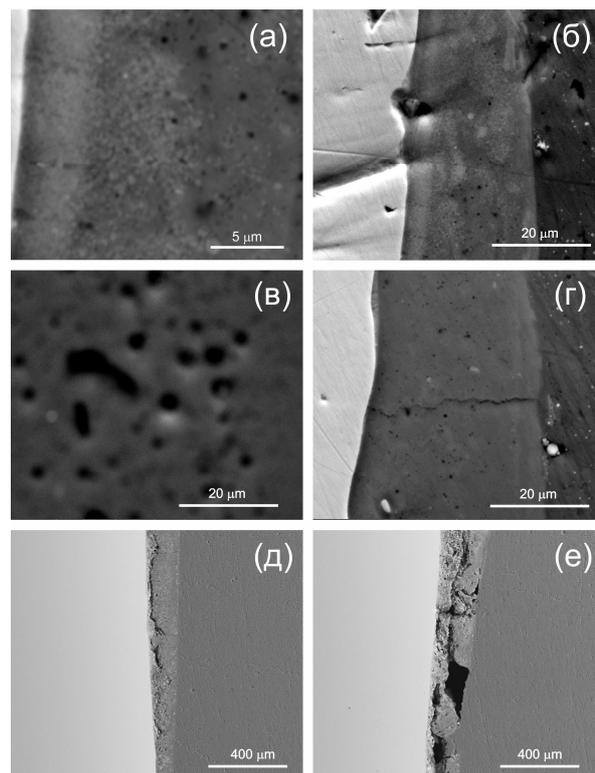
приятную «безволновую» границу соединения алюминия со сталью, для которой характерно минимальное количество хрупких оплавов, резко снижающих прочность композита. Микроструктура зоны контакта (области сварного шва) имеет важное значение для прочности соединения данной пары металлов. Соединение может не получиться по разным причинам, из которых среди «структурных» особенностей можно назвать следующие: сплошной слой интерметаллических соединений, выделившихся из расплавов вдоль границы раздела свариваемых разнородных металлов, имеющих ограниченную растворимость; большое количество дефектов в виде макро- и микротрещин; размер и неоднородность распределения ограниченного количества кристаллитов интерметаллических соединений; размер и распределение пор и пустот, образовавшихся в процессе кристаллизации расплавов и др. Поэтому электронно-микроскопические исследования структуры сварных швов выполняются на разных масштабных уровнях.



**Рис.3.** СЭМ изображения профилей поверхности раздела (продольное сечение образца): для режимов 2 – (а, б); 3 – (в) и 4 – (г)

**Fig.3.** SEM images of interface profiles (longitudinal section of the sample): for modes 2 – (a, b); 3 – (c) and 4 – (d)

Самый яркий и самый темный контрасты для изображений микроструктуры, полученных с помощью СЭМ, соответствуют Fe и Al соответственно. Наблюдаются также области с промежуточными по яркости контрастами. На рис.4а показан крупный план промежуточных слоев, граничащих со стальной частью композита.



**Рис.4.** СЭМ изображения наблюдаемой морфологии области сварного шва: для режима 2 – три смежных области с центральной дендритной частью (а); распределение характерных областей в сварном шве при меньшем увеличении (б); пустоты или поры (в); поперечные трещины (г); для режима 6 – продольные трещины (д, е)

**Fig.4.** SEM images of the observed morphology of the weld area: for mode 2 – three adjacent areas with a central dendritic part (a); distribution of characteristic regions in the weld at lower magnification (b); voids or pores (c); transverse cracks (d); for mode 6 – longitudinal cracks (d, f)

Условно эти промежуточные слои можно разделить на три части, средняя из которых явно представляет собой разветвленную сеть дендритных кристаллов с более светлыми по контрасту ветвями и более темному междендритному пространству. Разница в контрасте указывает на то, что химический состав ветвей дендритов был богат железом, тогда как междендритное пространство обогащено алюминием. Ближняя к нержавеющей стали область характеризуется более однородным контрастом, шириной 4-6 микрон и чередованием участков с вогнутой в сторону стали и относительно прямой формой поверхности раздела. Третья, правая на рис.4а область состоит, по видимому, из обломков (или зачатков) дендритных кристаллов на фоне с более темным контрастом.

При меньшем увеличении сканирующего микроскопа (рис.4б), позволяющего видеть границу с алюминием, видно, что описанная выше часть с обломками распространяется вплоть до сплошного алюминия.

Ещё одной особенностью, которую следует отметить для наблюдаемой морфологии зоны соединения, является наличие пор (пустот) и перпендикулярных поверхностям раздела трещин (рис.4в,г). Такие поперечные трещины принято связывать с термическими напряжениями, в отличие от продольных трещин (рис.4д,е), которые обусловлены растягивающими напряжениями, возникшими, по-видимому, из-за частичной (неполной) сварки между вставкой и сталью (рис.5). Эти результаты показывают, что образование вышеописанных слоев произошло в результате локального плавления и последующего затвердевания, при весьма различном характере и времени взаимодействия с термическими и растягивающими напряжениями.

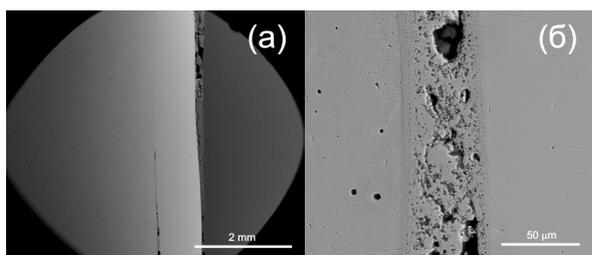


Рис.5. СЭМ изображения наблюдаемой морфологии области сварного шва для режима 6: общий вид (а); дефектная структура шва (б)

Fig.5. SEM images of the observed morphology of the weld area for mode 6: general view (a); defective structure of the weld (b)

### Результаты СЭМ микроанализа и рентгеноструктурного анализа

На рис.6 показаны результаты анализа химического состава, сделанного с помощью соответствующей приставки к сканирующему микроскопу, которые предполагают взаимную диффузию элементов, входящих в состав алюминиевого сплава и нержавеющей стали на границе раздела. Анализ (изменений химического состава и/или рентгеноструктурное исследование) проводили для наилучшего по результатам измерения прочности на отрыв образца (режим 4), для средних результатов (режимы 2 и 3), а также для образцов тех режимов сварки, для которых прочность на отрыв граничит с требованиями заказчика (режимы 5, 6).

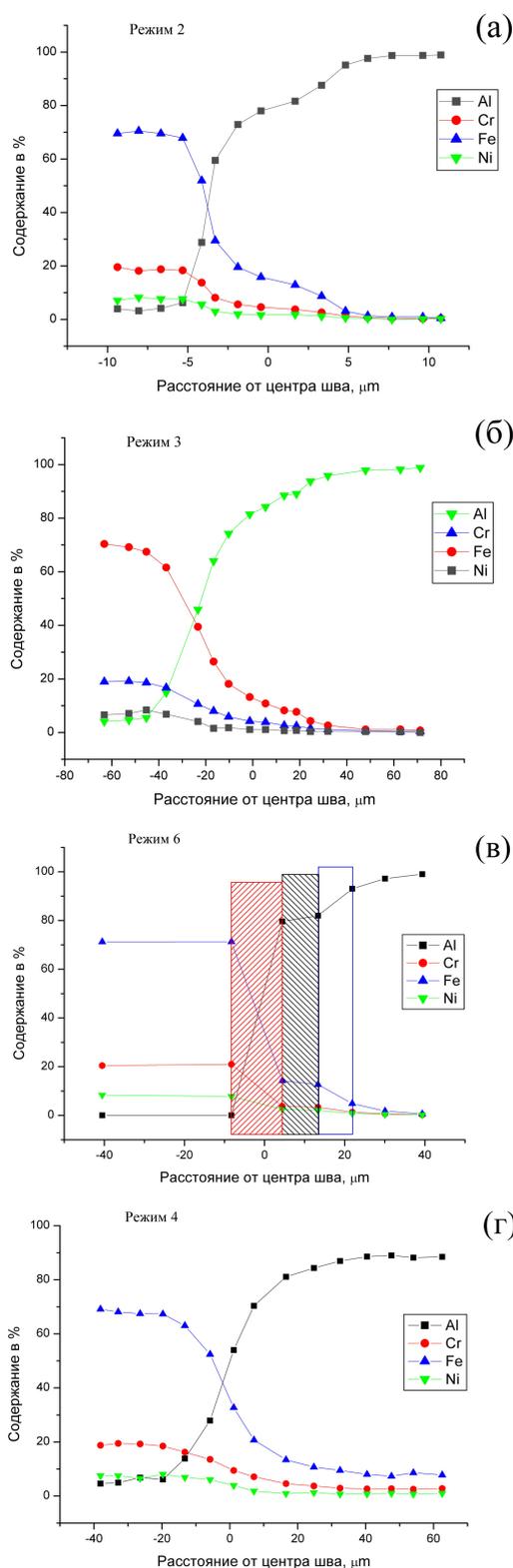
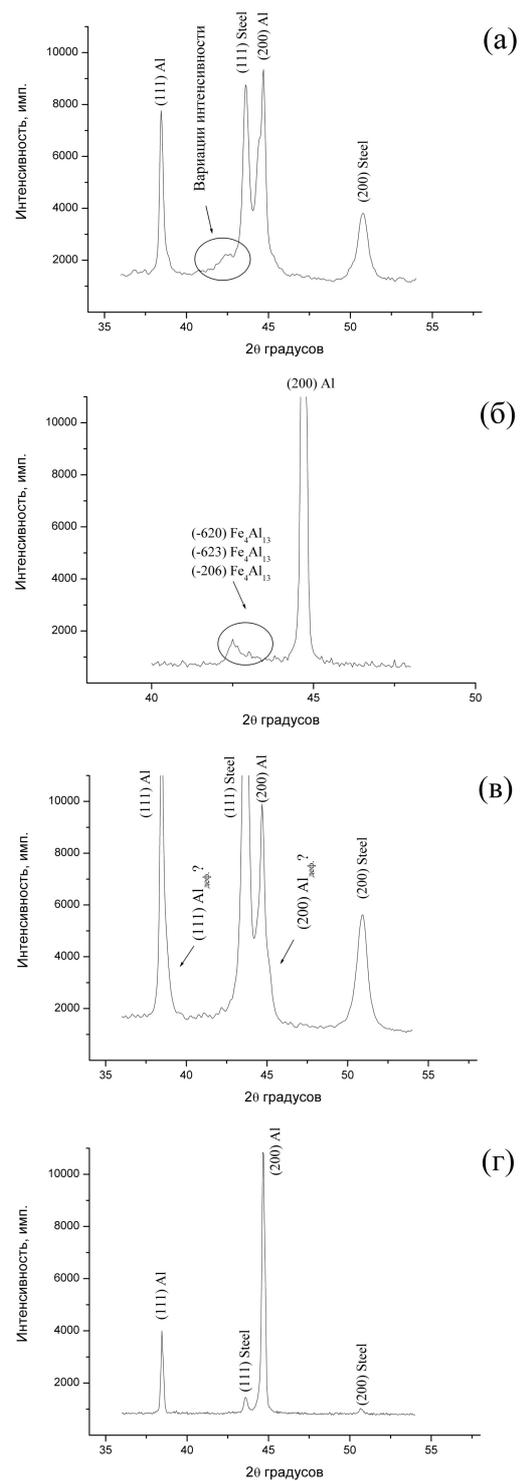


Рис.6. Результаты измерений химсостава через границу раздела: для режима 2 (а); для режима 3 (б); для режима 6 (в); для режима 4 (г)

Fig.6. The results of measurements of the chemical composition through the interface: for mode 2 (a); for mode 3 (b); for mode 6 (c); for mode 4 (d)

Характерной особенностью для режимов 2, 3, 6 как видно на рис.ба-в, является двойной перегиб на концентрационной зависимости основных элементов (Al, Fe) в концентрационном интервале, близком к номинальному их содержанию в интерметаллическом соединении  $Fe_4Al_{13}$ . Для вышеупомянутых режимов условно можно выделить интервалы с относительно резким изменением состава – так называемые области взаимной диффузии, а также центральную часть, где химический состав приблизительно постоянен. Существует много типов интерметаллических соединений, включая  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$  и  $Fe_4Al_{13}$ , на бинарной фазовой диаграмме Al-Fe [13]. В нашем случае, содержание алюминия в контактной зоне несколько выше, чем у интерметаллического соединения  $Fe_4Al_{13}$ , что указывает на то, что межфазная зона представляет собой в основном смесь алюминия и  $Fe_4Al_{13}$ . Для концентрационной зависимости образца режима 4 таких перегибов не наблюдается (рис.бг), характер изменения концентраций монотонный.

Результат по режимам 2, 3, 6 аналогичен полученному в других исследованиях [14]. Для идентификации фазового состава, шлифы с областью раздела использовались для рентгеноструктурного анализа. В поведении интенсивности рентгеновских линий можно отметить две особенности. Во-первых, наличие асимметрии со стороны больших углов для линии (111) алюминия и с обеих сторон для линии (200) алюминия и, во-вторых, некоторая вариация интенсивности со стороны малых углов линии (111) стали (рис.7а). Эта вторая особенность позволяет предположить о наличии некоторого количества другой фазы. Чтобы подтвердить наличие данной фазы, находящейся в сварном шве, сваренные сплавы АД0 и 08Х18Н10Т (для образца режима 5) были физически разделены (после испытаний на прочность на отрыв слоев), чтобы обнажить поверхность контактной зоны и минимизировать перекрытие с линиями стали. Результат показал, что основными компонентами слоя зоны соединения были алюминий и интерметаллическое соединение  $Fe_4Al_{13}$ , как показано на рис.7б. Если межфазная зона в области сварного шва образуется за счет диффузии через границу раздела, слой должен быть интерметаллическим соединением из фазовой диаграммы.



**Рис.7.** Результаты рентгеновской дифракции: для режима 2 (тоже самое для режимов 3 и 5) (а); уточнение для режима 5 на «разорванной» (алюминиевой) части образца (б); для режима 4 (в); для режима 6 (г)

**Fig.7.** X-ray diffraction results: for mode 2 (the same for modes 3 and 5) (a); clarification for mode 5 on the «broken» (aluminum) part of the sample (b); for mode 4 (c); for mode 6 (g)

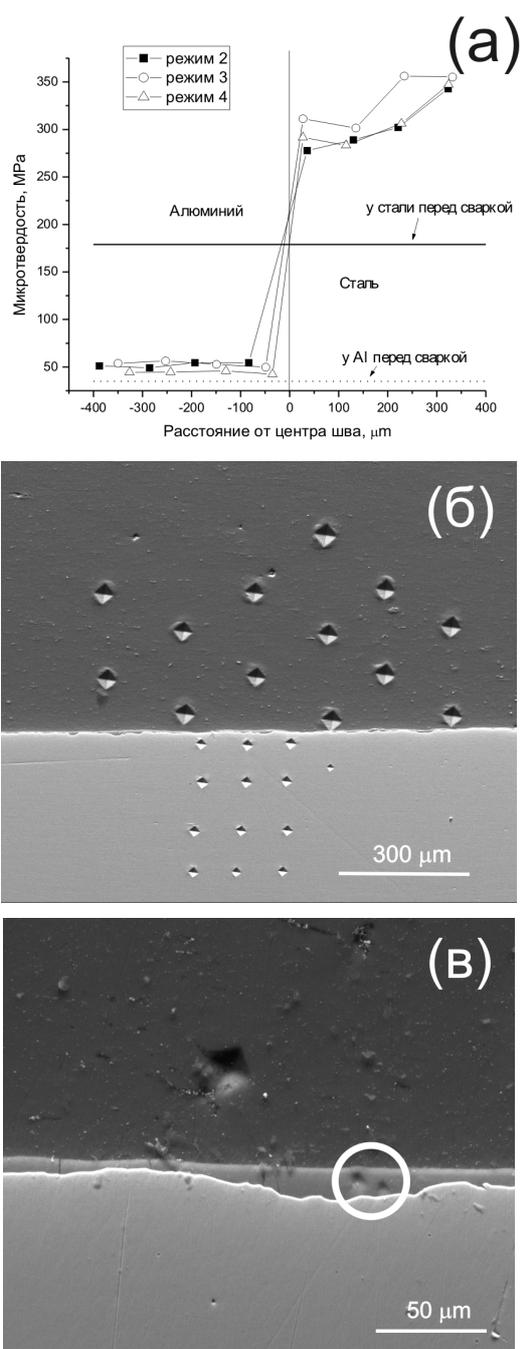
Таким образом, межфазная зона образуется за счет эвтектического распада расплавленного слоя, образовавшегося на границе раздела, на мелкодисперсный алюминий и  $Fe_4Al_{13}$  согласно фазовой диаграмме железо – алюминий. Данные рентгеновской дифракции подтверждают, что этот слой состоит из алюминия и кристаллов интерметаллического соединения  $Fe_4Al_{13}$ . Наличие алюминия улучшает механические свойства слоя с закристаллизовавшимися расплавами и повышает качество сварки на границе раздела свариваемых металлов. На дифрактограмме образца режима 4 никаких вариаций интенсивности со стороны малых углов рефлекса (111) стали замечено не было. Однако асимметрия, со стороны больших углов для линий алюминия (111) и обеих сторон от (200) алюминия, по-прежнему присутствует (рис.7в).

Хорошо известно, что смещение рентгеновских линий может быть связано либо с образованием твердого раствора, либо с концентрацией деформационных дефектов упаковки. Железо, никель и хром имеют весьма ограниченную растворимость в алюминии (менее нескольких сотых долей процента) и говорить о наличии твердого раствора этих элементов в данном случае весьма сомнительно, а деформационная природа происхождения вышеописанных эффектов вполне вероятна. Для образца режима б из дифрактограммы не видно ни подозрительных вариаций интенсивности, ни наличия какой-либо асимметрии у всех линий в отснятом диапазоне углов сканирования (рис.7г). Эта особенность, вместе с проиллюстрированным ранее на рис.4д,е наличием продольных трещин, а также критические для требований заказчика значения прочности на отрыв, позволяет сделать предположение о недостаточно верном выборе параметров для данной схемы сварки.

### Механические свойства

#### Микротвердость

Результаты испытаний на твердость по Виккерсу представлены на рис.8а. Первая точка измерения была взята на расстоянии 30 мкм от центра сварного шва, а последующие измерения проводились с интервалом 100 мкм (рис.8б). Нагрузку 0,1 кгс использовали для измерения микротвердости нержавеющей стали, а нагрузку 0,02 кгс использовали для измерения микротвердости алюминиевых сплавов.



**Рис.8.** Микротвердость для зоны соединения образцов, сваренных по режимам 2, 3, 4 (а); СЭМ изображение используемой схемы измерения микротвердости (б); светлым кругом обведена локальная область зоны соединения (режим 3), в которой пытались получить приемлемые для оценки микротвердости отпечатки алмазного индентора (в)

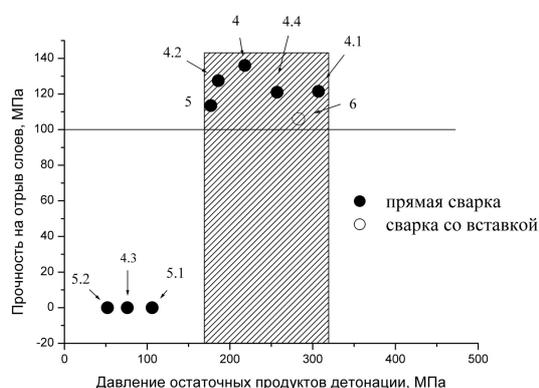
**Fig.8.** Microhardness for the joint zone of samples welded according to modes 2, 3, 4 (a); SEM image of the microhardness measurement scheme used (b); the light circle outlines the local region of the joint zone (mode 3), in which we tried to obtain diamond indentation prints acceptable for assessing the microhardness (c)

Черные горизонтальные линии на рис.8, а показывают начальную твердость по Виккерсу материалов в состоянии поставки. Твердость алюминиевых сплавов после сварки взрывом увеличилась, но это изменение было незначительным из-за небольшого эффекта упрочнения при ударном нагружении. Карвальо и др. получили такие же результаты в своей работе [15], отметив, что деформационное упрочнение не является эффективным механизмом упрочнения алюминиевых сплавов. Твердость нержавеющей стали увеличилась в основном из-за высокого коэффициента деформационного упрочнения материала, хотя твердость вблизи границы раздела показывает разные результаты в зависимости от условий эксперимента; деформационное упрочнение нержавеющей стали происходит за счет большой пластической деформации. Следует также иметь в виду, что нержавеющая сталь упрочнялась дважды. Сначала в результате предварительной сварки взрывом пары сталь – сталь, а затем в результате сварки взрывом пары сталь – алюминий. Как показано на рис.8, а, нержавеющая сталь вблизи границы раздела для образцов режимов 2, 3, 4 имеет более низкую твердость из-за теплового эффекта в контактной области. Микротвердость в зоне соединения для образца из режима 3 составляет около 150 МПа (при нагрузке 0,02 кгс), что выше, чем у алюминиевого сплава, но не превышает твердости нержавеющей стали (рис.8в). Это указывает на то, что слой сварного шва не является чрезвычайно хрупким.

#### Прочность на отрыв слоев

Решение о прохождении технического контроля полученных сваркой взрывом экспериментальных образцов принималось по результатам испытаний на отрыв слоев. Как уже упоминалось выше, попытка связать получение лучших по прочности результатов с удовлетворительным соответствием критериям, предложенным в работах [11, 12] не увенчалась успехом. В работе [12] утверждается что прочность соединения при сварке алюминия больших толщин со сталью ниже, чем при сварке тонкого алюминия со сталью. Это объясняют воздействием волн разгрузки, приводящих к появлению растягивающих напряжений и способных не только снизить прочность, но и даже разрушить уже полученное сварное соединение [5]. Из множества различных способов снижения

растягивающих напряжений при сварке взрывом, основанных на варьировании параметров процесса и изменении схемы сварки, авторы [12] выбрали уменьшение кинетической энергии отрыва за счет использования низких значений контактной скорости. Поскольку энергия отрыва прямо пропорциональна толщине матаемой пластины, при увеличении последней, при неизменных кинематических параметрах сварки, она растет, и, следовательно, растут растягивающие напряжения, увеличивается количество дефектов в виде микротрещин на границе соединения – прочность на отрыв падает. Однако, другим способом снижения растягивающих напряжений при нагрузке, является увеличение давления остаточных продуктов детонации. Если построить на графике зависимость полученных в экспериментах величин прочности на отрыв слоев от давления остаточных продуктов детонации, то можно выделить диапазон значений последнего, при котором прочность выше 100 МПа (рис.9). Следует отметить, что при этом, необходимо также следить за тем, чтобы время затвердевания расплавов в контактной зоне было меньше времени прихода волн разгрузки. Согласно [7] отношение последнего к первому должно быть, как минимум больше 1,2-1,5 для получения хорошего результата.



**Рис.9.** Прочность на отрыв слоев композита сталь – алюминий; заштрихованная область – оптимальный диапазон давлений остаточных продуктов детонации

**Fig.9.** Ram tensile strength of steel – aluminum composite layers; the shaded area is the optimal pressure range of residual detonation products

Для всех опытов, представленных на рис.9, это отношение даже больше, чем достаточно. Отметим также, что режим 6, результаты которого представлены на рис.9 вместе с другими,

является единственным, выполненным по схеме со вставкой из нержавеющей стали для метаемой пластины из толстолистового алюминия. При этом неподвижная пластина была просто из стали 3, а не биметаллом сталь3/нержавеющая сталь. Не совсем удачный результат по режиму б, по-видимому, связан с неполной сваркой между вставкой из нержавеющей и сталью 3. Расчеты показывают, что если сварка везде была хорошей, то давления остаточных продуктов детонации хватило бы на нейтрализацию растягивающих напряжений, которые возникают со стороны толстого алюминия, а не вставки (так как акустическая жесткость у стали выше). Отсюда и продольные трещины с дефектной морфологией сварного шва, и, судя по рентгеновским данным, недостаточное упрочнение, и близкая к критической прочность на отрыв.

Из рис.9 видно, что наиболее благоприятный диапазон давлений остаточных продуктов детонации (для толщины метаемых пластин алюминия 18-20 мм) простирается примерно от 170 до 320 МПа. Если учесть, что меньшее из этих значений, согласно работе [16] близко к значению динамического предела текучести для сплава АД0, то искомым критерий качества получаемых сваркой взрывом композитов сталь – толстолистовой алюминий можно сформулировать следующим образом: с увеличением толщины алюминия и габаритов свариваемых металлов, необходимо держать давление остаточных продуктов детонации на достаточно высоком уровне (по крайней мере, выше динамического предела текучести алюминия).

### Заключение

Методом сварки взрывом получены биметаллические композиты сталь – толстолистовой алюминий. Показана практическая возможность получения сваркой взрывом толстолистового алюминия со сталью с прочностью соединения более 100 МПа. Анализ стандартных критериев свариваемости, микроструктуры и фазового состава контактной области, а также механических свойств полученных сварных соединений, позволяет сделать следующие выводы.

1. Показано, что для сохранения прочного соединения слоев в биметалле сталь – алюминий, с увеличением толщины метаемой алюминиевой пластины до 20 мм, необходимо сни-

жать скорость контакта ( $V_k < 1800$  м/с) для прямого метода сварки взрывом, сохраняя при этом достаточно низкие значения по скорости соударения ( $V_c \sim 200$  м/с).

2. Установлено, что с увеличением габаритов свариваемых металлов в паре сталь – алюминий и толщины алюминия до 20 мм, необходимо держать давление остаточных продуктов детонации выше динамического предела текучести алюминия.

### Список литературы

1. Борисоглебский Ю.В., Галевский Г.В., Кулагин Н.М., Минцис М.Ю., Сиразутдинов Г.А. Металлургия алюминия. Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. 438 с.

2. Кузьмин В.И., Лысак В.И., Легкодимов С.А., Маликов Н.В., Джафаров А.Н. К вопросу сварки взрывом толстолистовых композитов из разнородных металлов // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2017. № 13. С. 23–28.

3. Бешапошников Ю.П., Кожевников В.Е., Чернухин В.И. Получение биметалла алюминий+сталь сваркой взрывом с использованием остаточного давления продуктов детонации // Обработка материалов импульсными нагрузками (тематич. сб. науч. трудов). Новосибирск, СО АН СССР. 1990. СКБ ГИТ, ИТиПМ. 1990. С. 266–269.

4. Besschaposchnikov Yu.P., Pai V.V., Chernukhin V.I., Petunin A.A. A mathematical model of the layered plate throwing by detonation products // AIP Conference Proceedings. AIP Publishing LLC. 2021. V. 2333, N 1. P. 90023.

5. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Изд-во «Наука», Сибирское отд-ние, 1980. 221 с.

6. Бешапошников Ю.П., Кожевников В.Е., Чернухин В.И., Пай В.В. Метание пластин слоями смесевых ВВ // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 4. С. 129–132.

7. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. Москва: Машиностроение-1, 2005. 544 с.

8. Walsh J.M., Shreffler R.G., Willig F.J. Limiting conditions for jet formation in high velocity collisions // J. Appl. Phys. 1953. V. 24, N 3. P. 349–359.

9. Wylie H.K., Williams P.E.G., Crossland B. // Proc. 3rd Int. Conf. of the Center for High

Energy Rate Forming. 1971. P. 1–3.

10. Abrahamson G.R. Permanent periodic surface deformations due to a traveling jet // *J. Appl. Mech. Trans. ASME*. 1961. V. 28, N 4. P. 519–528.

11. 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. P. 2289–2297.

12. Литвинов В.В., Кузьмин В.И., Лысак В.И., Строков О.В., Кузьмин А.С. Особенности сварки взрывом толстолистовых стале-алюминиевых композитов // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2010. № 5. С. 44–49.

13. 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.

14. Chen X., Inao D., Tanaka S., Mori A., Li X., Hokamoto K. Explosive welding of Al alloys and high strength duplex stainless steel by controlling energetic conditions // *J. Manuf. Process.* 2020. V. 58. P. 1318–1333.

15. Carvalho G.H.S.F.L., Galvão I., Mendes R., Leal R., Loureiro A. Explosive welding of aluminium to stainless steel // *J. Mater. Process. Technol.* 2018. V. 262. P. 340–349.

16. Глушак Б.Л. Исследование прочности материалов при динамических нагрузках. Наука. Сиб. отд-ние, 1992. 295 с.

#### **Информация об авторах**

Ю. П. Бесшапошников – кандидат технических наук, заместитель директора по научной работе ООО «Протол».

Б. А. Гринберг – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН.

М. С. Пушкин – кандидат физико-математических наук, научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН.

А. В. Иноземцев – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН.

А. М. Пацелов – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН.

#### **References**

1. Borisoglebskii, Yu. V., Galevskii, G. V., Kulagin, N. M., Mintsis, M. Y. & Sirazutdinov, G. A. (1999). *Metallurgy Aluminum*. Novosibirsk: Nauka. P. 438. (In Russ.).

2. Kuzmin, V. I., Lysak, V. I., Legkodimov, S. A., Malikov, N. V. & Jafarov, A. N. (2017). To the question of explosive welding of large thickness composites of dissimilar metals. *Izvestiya Volgograd State Technical University*, 13, 23–28. (In Russ.).

3. Besshaposhnikov, Yu. P., Kozhevnikov, V. E. & Chernukhin, V. I. (1990). Obtaining bimetal aluminum + steel by explosive welding using residual pressure of detonation products. *Processing of Materials by Impulse Loads (Thematic Collection of Scientific Works)*. Novosibirsk, SO AN USSR. 1990. SKB GIT, ITiPM, 266–269. (In Russ.).

4. Besschaposchnikov, Yu. P., Pai, V. V., Chernukhin, V. I. & Petunin, A. A. (2021). A mathematical model of the layered plate throwing by detonation products. *AIP Conference Proceedings*. AIP Publishing LLC, 1(2333), 90023.

5. Deribas, A. A. (1980). *Physics of hardening and explosion welding*. Publishing house «Nauka», Siberian department. P. 221. (In Russ.).

6. Besshaposhnikov, Y. P., Kozhevnikov, V. E., Chernukhin, V. I. & Pai, V. V. (1988). Plate propulsion by mixed-explosive layers. *Combustion, Explosion and Shock Waves*, 24(4), 502–505.

7. Lysak, V. I. & Kuzmin, S. V. (2005). *Explosion welding*. Engineering-1. P. 544. (In Russ.).

8. Walsh, J. M., Shreffler, R. G. & Willig, F. J. (1953). Limiting conditions for jet formation in high velocity collisions. *Journal of Applied Physics*, 24(3), 349–359.

9. Wylie, H. K., Williams, P. E. G. & Crossland, B. (1971). *Proc. 3rd Int. Conf. of the Center for High Energy Rate Forming*, 1–3.

10. Abrahamson, G. R. (1961). Permanent periodic surface deformations due to a traveling jet. *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, 28(4), 519–528.

11. Hokamoto, K., Izuma, T. & Fujita, M. (1993). New explosive welding technique to weld

aluminum alloy and stainless steel plates using a stainless steel intermediate plate. *Metallurgical Transactions A*, 24(10), 2289–2297.

12. Litvinov, V. V., Kuzmin, V. I., Lysak, V. I., Stokov, O. V. & Kuzmin, A. S. (2010). Peculiarities of explosion welding of thick steel-aluminum composites. *Izvestiya Volgograd State Technical University*, 5, 44–49. (In Russ.).

13. Tricarico, L., Spina, R., Sorgente, D. & Brandizzi, M. (2009). Effects of heat treatments on mechanical properties of Fe/Al explosion-welded structural transition joints. *Materials & Design*, 30(7), 2693–2700.

14. Chen, X., Inao, D., Tanaka, S., Mori, A., Li, X. & Hokamoto, K. (2020). Explosive welding of Al alloys and high strength duplex stainless steel by controlling energetic conditions. *Journal of Manufacturing Processes*, 58, 1318–1333.

15. Carvalho, G. H. S. F. L., Galvão, I., Mendes, R., Leal, R. M. & Loureiro, A. (2018). Explosive welding of aluminium to stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 262, 340–349.

16. Glushak, B. L. (1992). Study of the strength of materials under dynamic loads. Novosibirsk: Nauka. P. 295. (In Russ.).

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 27.06.2022; одобрена после рецензирования 11.07.2022; принята к публикации 18.07.2022.

The article was received by the editorial board on 27 June 22; approved after reviewing on 11 July 22; accepted for publication on 18 July 22.

### **Information about the authors**

*Yu. P. Besshaposhnikov – Candidate of Technical Sciences, Deputy Director for Research at LLC «Protob».*

*B. A. Greenberg – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Chief Researcher of the Laboratory of High Pressure Physics, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS.*

*M. S. Pushkin – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Researcher at the Laboratory of High Pressure Physics, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS.*

*A. V. Inozemtsev – Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher, Laboratory of High Pressure Physics, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS.*

*A. M. Patselov – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Laboratory of High Pressure Physics, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS.*