

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*В. И. Лысак, д-р техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
А. П. Пеев, к-т техн. наук, Е. А. Чугунов, к-т техн. наук*

## ДЕФОРМАЦИОННО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Установлены закономерности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом одно- и разнородных металлов. Изучен детальный постатейный анализ баланса энергии в системе двух косо соударяющихся пластин при их взрывном нагружении.

The regularities of plastic deformation of a metal in the weld zone at explosion welding of similar and dissimilar metals were determined. The detailed item-by-item analysis of the energy balance in the system of two glancing-colliding plates at their explosive loading was studied.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, сдвиговая деформация, скорость соударения, композит, баланс энергии

**Keywords:** explosive welding, plastic deformation, impact velocity, composite, balance of energy

Проблемы создания новых перспективных материалов, в частности металлических слоистых композитов (СКМ), всегда относились к числу главных научно-технических приоритетов государства. Сварка взрывом, в силу присущих ей особенностей, является одним из эффективных путей создания высококачественных СКМ различных типов и назначения.

При сварке взрывом образование соединения происходит в результате деформационного воздействия на соединяемые материалы, характеризующегося высокой скоростью их соударения при малой длительности процесса и вызывающего двухстадийную топокхимическую реакцию, в результате протекания которой конечные свойства получаемых соединений определяются степенью, характером и временем деформации, что позволяет рассматривать сварку взрывом как обычный управляемый процесс, являющийся для ряда конструкций и сочетаний материалов безальтернативным технологическим решением и позволяющим получать качественные соединения.

Значительные успехи в познании этого сложного процесса достигнуты благодаря ис-

следованиям ряда российских и зарубежных исследователей [1 ... 9 и мн. др.], теоретически и экспериментально выявившим основные закономерности исследуемого процесса, изучившим влияние основных параметров сварки на свойства получаемых соединений, построившим энергетический баланс сварки взрывом двух- и многослойных композиционных материалов, обобщившим граничные условия сварки взрывом и др.

Анализ природы образования сварного соединения металлов в твердой фазе, к числу которых относится сварка взрывом, показывает что высокоскоростные деформационные процессы, протекающие в металле околошовной зоны, играют решающую роль в образовании физического контакта, активации поверхностей и, в конечном счете, схватывании металлов, что соответствует фундаментальным основам общей теории сварки давлением, сформированной в работах [10 ... 13 и др.].

Многочисленными теоретическими и экспериментальными данными [14 ... 17 и др.] доказано, что решающую роль в формировании сварного соединения играет пластическая де-

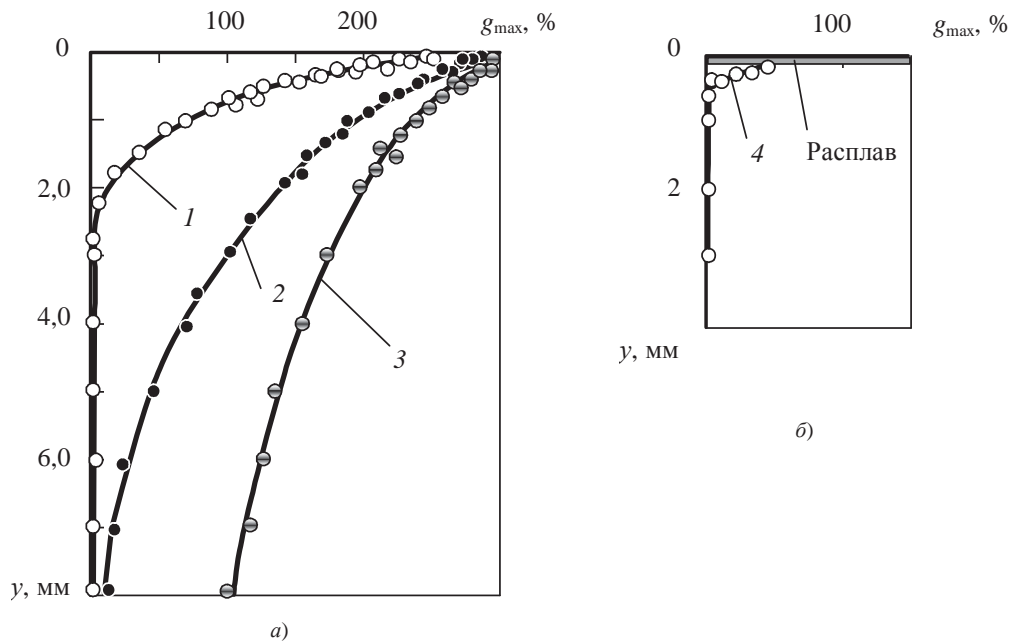


Рис. 1. Эпюры максимальных сдвиговых деформаций  $g_{\max}$  металла ОШЗ сваренных взрывом алюминиевых образцов [18]:

1 –  $V_k = 1300$  м/с,  $V_c = 200$  м/с; 2 –  $V_k = 1300$  м/с,  $V_c = 420$  м/с; 3 –  $V_k = 1500$  м/с,  $V_c = 700$  м/с; 4 – околошовные режимы; y – расстояние от линии соединения слоев в свариваемом композите

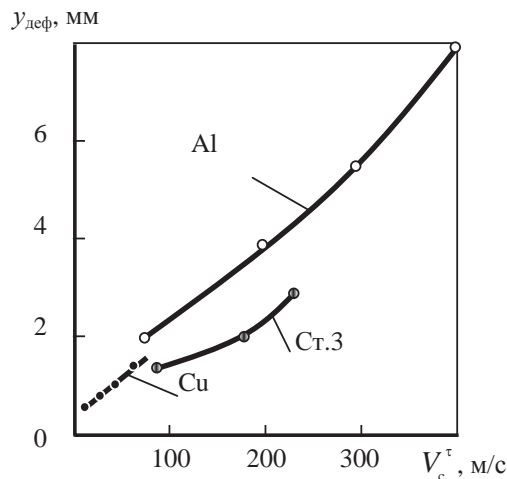


Рис. 2. Зависимость толщины деформированного слоя  $u_{\text{деф}}$  от тангенциальной составляющей скорости соударения  $V_c^{\tau}$  [18]

формация металла в околошовной зоне (ОШЗ), распределяющаяся экспоненциально по толщине свариваемых заготовок и достигающая вблизи линии соединения сотен процентов (рис. 1), а степень вовлечения в процесс деформирования металла ОШЗ существенным образом зависит от параметров сварки – скоростей контакта и соударения ( $V_c$  и  $V_k$ ) и динамического угла со-

ударения  $\gamma$  (рис. 1).

Обобщением большого количества экспериментальных данных показано, что степень пластической деформации  $g_{\max}$  в непосредственной близости от границы раздела слоев сваренного композита, а также толщина слоя пластически деформированного металла  $u_{\text{деф}}$  прямо пропорциональны тангенциальной составляющей скорости соударения  $V_c^{\tau} = V_c \sin \gamma$ , которая зависит от соотношения скоростей соударения и точки контакта (рис. 2).

Установлено, что для околошовной зоны соединений с волновым профилем (в отличие от безволновых соединений) характерна существенная неоднородность поля остаточной сдвиговой деформации не только по толщине сваренных элементов, но и в направлении вектора скорости точки контакта. Это проявляется в периодическом чередовании зон металла с различным уровнем  $g_{\max}$  (рис. 3).

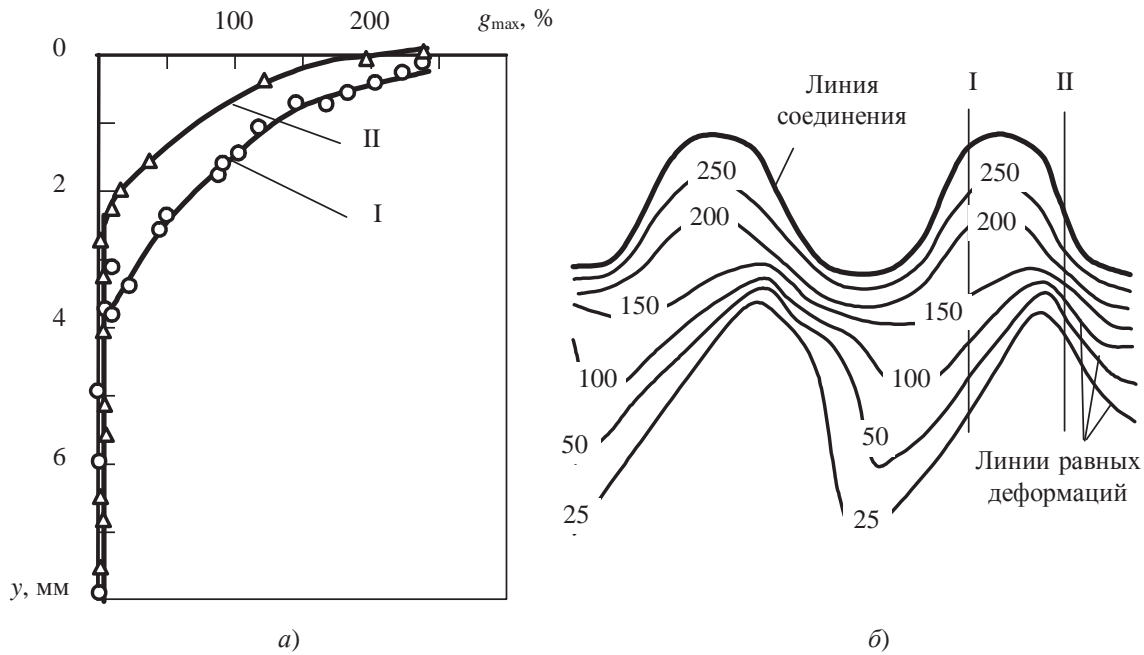


Рис. 3. Эпюры максимального сдвига (а) и линии равной деформации (б) в соединении алюминиевых пластин с волновым профилем границы соединения [16, 18]

Указанная особенность пластического течения металла обусловлена формированием бугра деформации за счет не только поверхностных, но и глубинных слоев металла перед точкой контакта, что приводит к более интенсивному деформированию последних под вершиной

волны. В зонах же, прилегающих к впадине, интенсивное пластическое течение металла затруднено [16, 18].

При сварке разнородных материалов характер пластического течения металла в ОШЗ соединения имеет некоторые особенности, связанные, в первую очередь, с различием их физико-механических свойств. При этом установлено, что степень локализации пластических сдвиговых деформаций в ОШЗ более прочной пластины существенно выше, чем в алюминиевой. Количественно это проявляется в различной толщине деформированных слоев разных металлов (рис. 4).

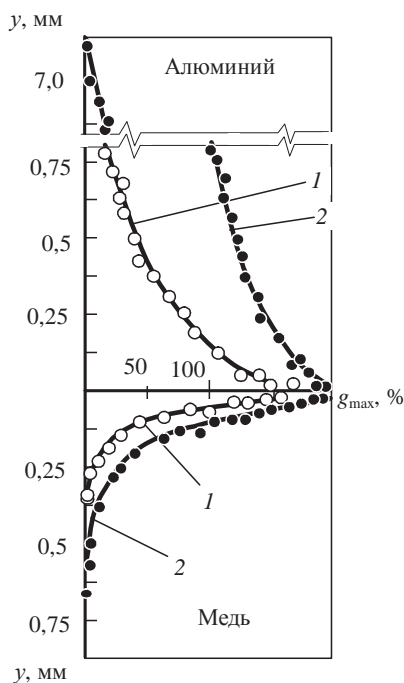
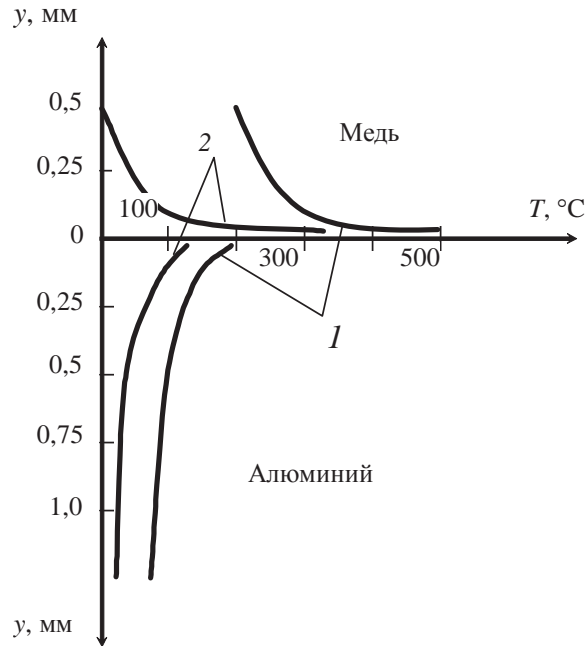


Рис. 4. Эпюры максимальных сдвигов в ОШЗ сваренных взрывом медно-алюминиевых композициях ( $V_k = 1600$  м/с) [17, 18]:  
 1 –  $V_c = 200$  м/с; 2 –  $V_c = 350$  м/с

Полученная обширная экспериментальная информация о характере изменения пластических деформаций по толщине свариваемых пластин позволила оценить условия формирования соединения одно- и разнородных металлов, а также расчетным путем построить начальные температурные поля для произвольного сечения сваренных биметаллических образцов из разнородных металлов. Учитывая про-



**Рис. 5. Распределение температур в сечении сваренного взрывом медно-алюминиевого композита [18]:**

*1* –  $V_k = 2600$  м/с,  $V_c = 350$  м/с; *2* –  $V_k = 2000$  м/с,  $V_c = 200$  м/с

порциональность выделившегося в некотором произвольном слое металла тепла элементарной работе деформирования, а также сделав допущение, что тепло во всех слоях выделяется одновременно, была оценена тепловая ситуация в ОШЗ сварных взрывом соединений разнородных металлов, с построением начальных температурных полей (рис. 5), анализ которых показывает, что сосредоточение пластической деформации в узкой околошовной зоне более прочного материала свариваемой пары приводит к нагреву его приконтактных слоев до более высоких температур и, как следствие, к возможному оплавлению (при интенсификации режимов соударения) преимущественно за счет этого тепла менее прочного и, как правило, менее тугоплавкого материала свариваемой пары.

Следует отметить, что подобные факты наблюдаются и при сварке взрывом других композиций с входящими в их состав различающимися по физико-механическим свойствам материалами, например, алюминия со ста-

лью [18], где при достижении некоторого уровня параметров соударения реализуется ситуация, когда в сварном шве образуются оплавы с низкой микротвердостью, сформированные преимущественно за счет алюминия. В этом случае согласно нашим рассуждениям появление в зоне соединения участков оплавленного алюминия связано с теплом, выделившимся в приконтактных слоях стали, температура которых выше  $T_m^{Al}$ , но ниже  $T_m^{Cr}$ . Интенсификация режимов сварки, а, следовательно, повышение степени пластической деформации в ОШЗ приводит к постепенному изменению стехиометрического состава оплавленного металла: в его формирование вовлекается все больше железа (до ~20% [18]), а микротвердость увеличивается до 4500 ... 5000 МПа, что свидетельствует о присутствии здесь низкопластичных твердых интерметаллидных фаз системы  $Al_nFe_m$ . Последнее указывает на то, что достигнут такой уровень сдвиговой деформации, при котором тепла, выделившегося в ста-

ли, становится достаточным для расплавления ее приконтактных слоев.

Полученные экспериментальные данные позволили оценить возможность реализации пластической деформации металла при сварке по обычному дислокационному механизму, основанному на работе источников типа Франка-Рида [19]. Критерием оценки может служить плотность подвижных дислокаций в продеформированном металле, которую дает совместное решение двух уравнений:

$$\frac{dx}{dy} = -x_0 \frac{B}{2\sqrt{y}} \exp(-B\sqrt{y}), \quad (1)$$

$$\frac{dx}{dy} = bNc_\tau t \exp\left(-\frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (2)$$

Первое из них связывает величину деформации на заданном расстоянии от границы раздела металлов с условиями сварки и свойствами свариваемых материалов (через эмпирический коэффициент  $B$ ). Оно в дифференциальной форме выражает уравнение, полученное путем обработки и аппроксимирования полученных экспериментальных данных по определению максимальных сдвиговых деформаций:

$$x = x_0 \exp(-B\sqrt{y}), \quad (3)$$

где  $y$  – расстояние от границы раздела металлов;  $x_0$  – перемещение металла в плоскости границы раздела;  $x$  – перемещение металла на расстоянии  $y$  от границы раздела;  $B$  – эмпирический коэффициент, зависящий от параметров сварки и свойств свариваемых материалов.

Уравнение (2) получено путем совместного решения известных выражений теории дислокаций, полученных в работах А. Х. Коттрела, Дж. Гилеманна, В. Джонстона и др.

$$\frac{dx}{dy} = bNl_d, \quad (4)$$

$$l_d = V_d t, \quad (5)$$

$$V_d = c_\tau \exp\left(-\frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (6)$$

Здесь  $b$  – вектор Бюргера для средней дислокации;  $N$  – плотность подвижных дислокаций;  $l_d$  и  $V_d$  – длина пробега и скорость перемещения отдельной (средней дислокации);  $c_\tau$  – скорость волны сдвига в плоскости скольжения;  $\tau_0$  – постоянная характеристика предыстории материала и температуры окружающей среды;  $\tau$  – разрешающее касательное напряжение в направлении движения дислокации.

Совместное решение уравнений (1) и (2) позволило определить плотность подвижных дислокаций на заданном расстоянии от границы раздела металлов:

$$N = \frac{x_0 B}{2\sqrt{y} b c_\tau t} \exp\left(-B\sqrt{y} + \frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (7)$$

Из последнего уравнения следует, что минимальная величина  $y$  должна быть конечной, т. к. в противном случае  $N$  становится неопределенной. Физически  $y_{\min}$  может соответствовать расстоянию от границы раздела металлов сварного соединения до ближайшей плоскости скольжения и, в первом приближении, при заданной исходной плотности дислокаций ( $N_0 = 10^8 \text{ см}^{-2}$ ) и равномерном распределении дислокаций по площади (объему) определяться как среднее расстояние между ними

$$y_{\min} = \frac{1}{\sqrt{N_0}} = 10^{-4} \text{ см}. \quad (8)$$

Эта величина согласуется с приведенными в работе [20] экспериментальными данными о

расстояниях между полосами скольжения в обработанном взрывом металле.

Если принять, что при сварке взрывом стали со сталью при давлении  $p = 60 \dots 100$  кбар  $B \approx 1$  см<sup>-0.5</sup>,  $\tau_0 < \tau \leq p$  и  $y_{\min} = 10^{-4}$  см, то экспоненциальный член уравнения (7) будет равен 1:

$$\exp\left(-B\sqrt{y} + \frac{\tau_0}{\tau}\right) \approx 1, \quad (9)$$

а само уравнение примет вид

$$N_{\max} = \frac{x_0 B}{2\sqrt{ybc_\tau t}}. \quad (10)$$

Из уравнения (9) также следует, что

$$\sqrt{y} = \frac{\tau_0}{\tau B}. \quad (11)$$

После подстановки (11) в (10) получаем, что плотность подвижных дислокаций  $N$  пропорциональна разрешающему касательному напряжению  $\tau$ , что не противоречит известным положениям о пропорциональности сопротивления деформации плотности дислокаций.

Подставив в (10) известные численные значения, получим  $N_{\max} = 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, что на два порядка выше исходной. Так как даже в отожженном металле плотность дислокаций может составлять  $5 \cdot 10^8$  см<sup>-2</sup>, полученные значения  $N_{\max}$  могут быть легко достигнуты при пластической деформации по обычному дислокационному механизму, что свидетельствует о том, что работа гетерогенных источников может обеспечить необходимую плотность подвижных дислокаций, а значит, и максимальные пластические сдвиги металла, наблюдающиеся при сварке металлов взрывом [19].

Многочисленными теоретическими и экспериментальными исследованиями показано, что

от степени пластической сдвиговой деформации  $g_{\max}$  зависят температура контактирующих слоев металла на второй стадии топокимической реакции (стадия активации)  $T_a$  и энергия, необходимая для реализации этой стадии  $U_c$ . Это в совокупности определяет температурно-энергетические условия сварки и, в конечном итоге, прочность сварного соединения. При этом величина максимальных сдвигов на границе раздела соударяющихся металлов должна превышать некоторую критическую  $g_{\max}^{\text{кр}}$ , чтобы затрачиваемая на деформацию энергия обеспечивала необходимую степень активации контактирующих поверхностей для создания равнопрочного соединения, и должна быть меньше некоторой предельной  $g_{\max}^{\text{пр}}$ , при которой нарастание энергозложений вызовет чрезмерный рост количества оплавленного металла, появление усадочных раковин, пустот, хрупких фаз и др. дефектов.

Показано, что величина критических максимальных сдвигов  $g_{\max}^{\text{кр}}$ , соответствующая началу схватывания металлов, не является постоянной для конкретного материала, а зависит от скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  или, в более простом понимании, интенсивности изменения  $g_{\max}$  по толщине свариваемых пластин  $g_{\max}^{\text{кр}}/dy$ . Последняя связана с  $g_{\max}^{\text{кр}}$  гиперболической зависимостью (рис. 6).

Очевидно, интенсификация пластической деформации, которая по сути характеризует скорость деформирования  $\dot{\epsilon}$  приводит к увеличению частоты выхода дислокаций  $\lambda$  к поверхности согласно [19, 21]

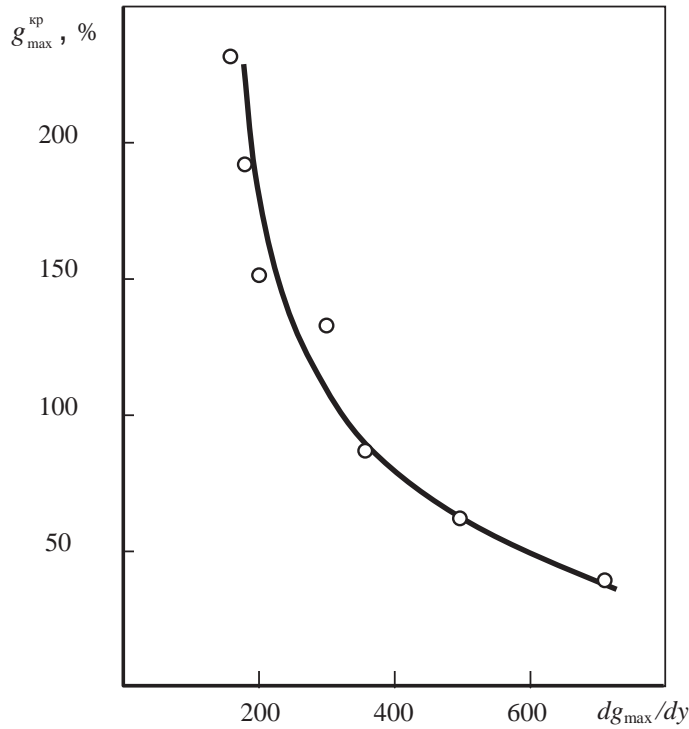


Рис. 6. Зависимость критической величины максимальных сдвигов  $g_{\max}^{\text{кр}}$  от интенсивности изменения деформации  $dg_{\max}/dy$  металла ОШЗ при сварке взрывом алюминия

$$\lambda = \frac{\dot{\varepsilon}}{bV_d t} = \frac{\varepsilon}{bV_d t^2}, \quad (12)$$

и появления активных центров, вследствие чего образование максимально возможного числа межатомных связей происходит при меньших значениях  $g_{\max}$ . И наоборот, «растяжка» во времени пластического течения уменьшает, с одной стороны,  $\lambda$ , с другой, – растет вероятность релаксации активных центров, что требует дополнительной энергетической подпитки процесса формирования межатомных химических связей путем увеличения  $g_{\max}$ .

Важнейшим научным результатом, позволившим связать параметры процесса высокоскоростного соударения металлов и их исходные физико-механические свойства с прочностными характеристиками получаемых соединений, явилось построение энергетического баланса сварки взрывом двух- и многослойных металлических композиционных материалов с

детальным описанием статей расходования энергии взрывчатого превращения и оценкой к.п.д. процесса [22 ... 24]. Показано, что энергетические параметры, определяя уровень и характер пластического течения, а следовательно, контролируя процессы активации и схватывания, позволяют на «макроуровне» управлять данным процессом. В укрупненном виде энергетический баланс системы соударяющихся пластин, связывающий параметры двух различных групп, выглядит следующим образом [22]:

$$W = W_1 + W_2 + W_3, \quad (13)$$

$$W = \frac{m_1 V_c^2}{2}, \quad (14)$$

$$W_1 = \frac{m_1^2 V_c^2}{2(m_1 + m_2)}, \quad (15)$$

$$W_2 = \frac{\tilde{m} V_c}{2} \left[ 1 - \left( \frac{V_k}{c_0} \right)^2 \right], \quad (16)$$

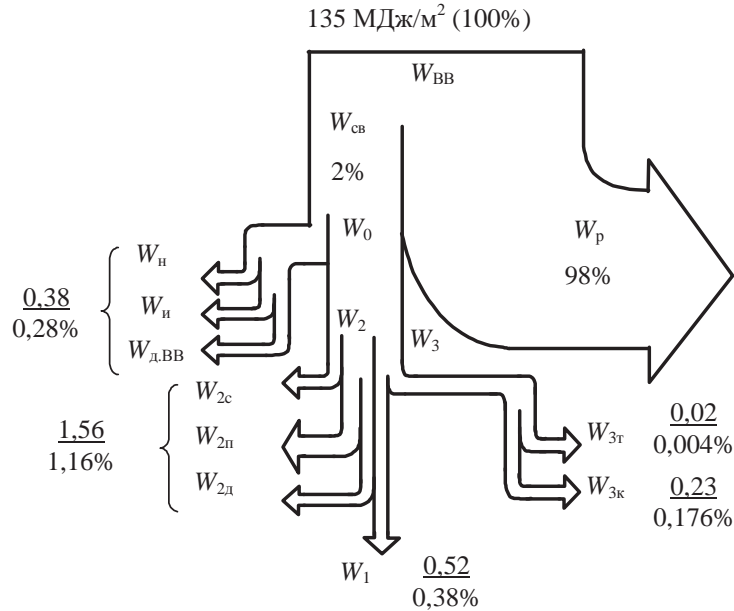


Рис. 7. Баланс энергии в системе двух соударяющихся стальных (5 + 18 мм,  $V_c = 350$  м/с,  $V_k = 2$  км/с) пластин (числитель – значение в МДж/м<sup>2</sup>)

$$W_2 = \frac{\tilde{m}V_c}{2} \left( \frac{V_k}{c_0} \right)^2 \quad (17)$$

где  $W$  – удельная (отнесенная к единице площади) кинетическая энергия соударения свариваемых элементов;  $W_1$  – удельная остаточная кинетическая энергия системы сваренных пластин;

$W_2$  – удельная энергия, затрачиваемая на пластическую деформацию металла;  $W_3$  – удельная энергия, затрачиваемая на кумуляцию;  $\tilde{m} = m_1 m_2 / (m_1 + m_2)$  – усредненная масса свариваемых слоев.

Проведя детальный постатейный анализ баланса энергии в системе двух косоударяю-

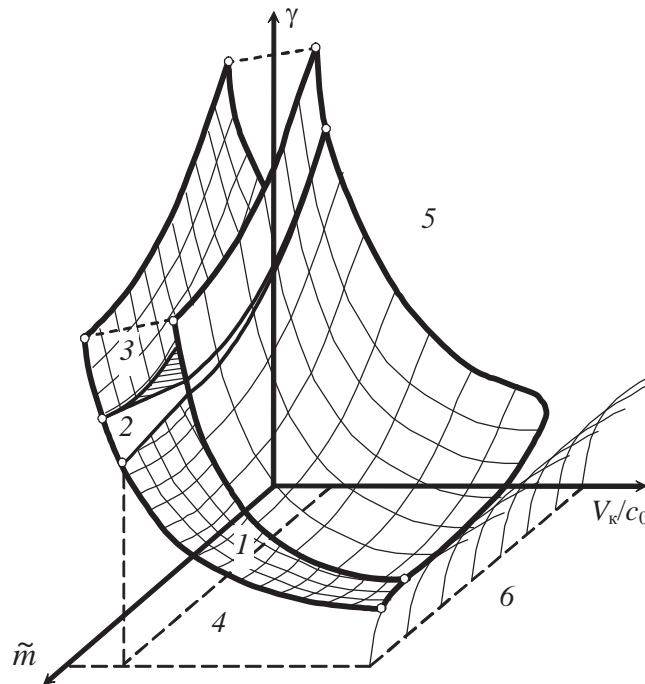


Рис. 8. Положение основных характерных областей сварки металлов взрывом: 1 – «традиционных» режимов с волнообразованием; 2 – безволновых режимов; 3 – аномального волнообразования; 4 – докритических режимов; 5 – развитой кумуляции; 6 – сверхзвуковых режимов



щихся пластин, авторы [21] представили его в полном виде (рис. 7):

$$W_{\text{ВВ}} = W_{\text{св}} + W_{\text{р}} = (W_{\text{н}} + W_{\text{и}} + W_{\text{д,ВВ}}) + W_1 + (W_{2\text{с}} + W_{2\text{п}} + W_{2\text{д}}) + (W_{3\text{к}} + W_{3\text{т}}) + W_{\text{р}}, \quad (18)$$

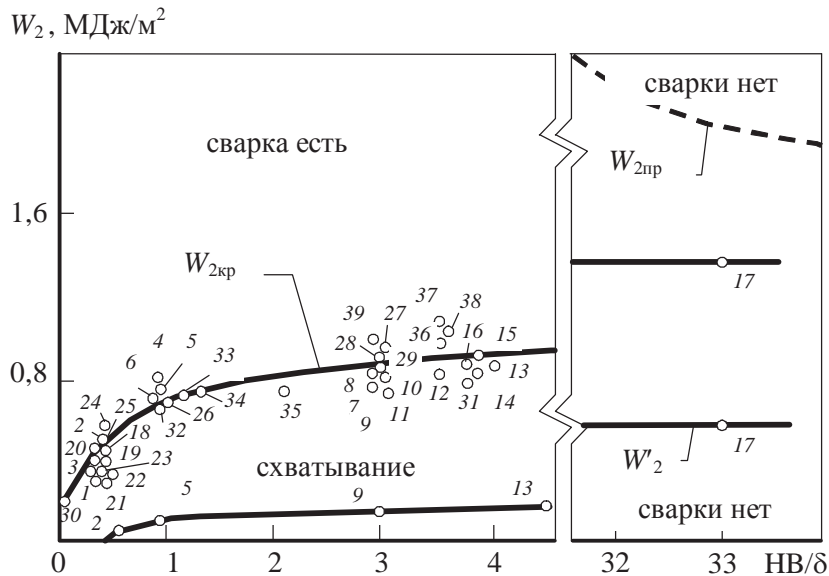
где  $W_{\text{св}}$  – потери энергии в сваренных пластинах;  $W_{\text{р}}$  – энергия разлета ПД ВВ;  $W_{\text{н}}$ ,  $W_{\text{и}}$ ,  $W_{\text{д,ВВ}}$  – энергии нагрева метаемой пластины ПД, ее двойного пластического изгиба и диссипативные потери в ней от воздействия ПД;  $W_1$  – кинетическая энергия системы сваренных пластин;  $W_{2\text{с}}$ ,  $W_{2\text{п}}$ ,  $W_{2\text{д}}$  – энергия смятия микрорельефа соударяющихся поверхностей, пластического течения в зоне соударения (сдвиг, волнообразование), диссипативные потери в ударной волне от соударения;  $W_{3\text{к}}$ ,  $W_{3\text{т}}$  – кинетическая и тепловая составляющие энергии кумулятивной струи.

Все это вместе взятое дало возможность определить и описать все основные границы существования данного процесса в энергетических координатах «усредненная масса свариваемых слоев  $\tilde{m}$  – относительная скорость точки контакта  $V_{\text{к}}/c_0$  – динамический угол соударения  $\gamma$ » (рис. 8).

Многочисленными экспериментальными данными большого числа авторов доказано, что для каждого произвольного сочетания соединяемых металлов существует некоторая постоянная критическая величина энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию  $W_{2\text{кр}}$ , при реализации которой в сварном соединении достигается равнопрочность, а ее количественное значение может быть определено через показатель технологической деформируемости металла (рис. 9) [23]:

$W_{2\text{кр}} = 0,606 + 0,184 \ln(\text{НВ}/\delta)$ , МДж/м<sup>2</sup>. (19)

Еще более сложен по характеру и крайне важен как в научном, так и практическом плане баланс энергии в многослойной системе. Показано, что в зависимости от геометрии, параметров соударения, соотношения массовых харак-



**Рис. 9.** Влияние показателя технологической деформируемости (критерия Астрова)  $\text{НВ}/\delta$  на величину критической энергии пластической деформации  $W_{2\text{кр}}$ :

1, 2 – Al + Al (О. А. Деняченко); 3 – Al + Al; 4 ... 6 – Cu + Cu (Ю. П. Трыков); 7 ... 9 – Ст.3 + Ст.3; 10, 11 – Ст.3 + Ст.3 (В. С. Седых); 12 – Ti + Ti; 13 ... 16 – сталь 12X18H10T + сталь 12X18H10T; 17 – титан BT20 + титан BT20; 18 ... 22 – алюминий АД1 + сталь 12X18H10T; 23 – алюминий АД1 + медь М1 (Ю. П. Трыков); 24 – Al + Ст.3 (А. А. Дерibas); 25 – алюминий АД1 + магний МА2-1 (А. В. Ерохин); 26 – медь М1 + сталь X18H10T (Ю. Н. Кусков); 27, 28 – Ст.3 + сталь 5ХВ2С, Ст.3 + сталь 25ХНМА (Е. П. Покатаев); 29 – сталь X18H10T + Ст.3 (А. П. Кофман); 30 – Pb + Ст.3 (А. И. Евсеев); 31 – Zr + сталь X18H10T (Э. С. Атрощенко); 32 ... 35 – Al-сплавы + сталь X18H10T (Е. Б. Сахновская); 36, 37 – сталь 10 + сталь X18H10T (Л. Е. Ватник); 38 – титан BT6 + сталь 10Г2СД (Н. Н. Казак); 39 – Ст.3 + Ст.3 (И. Д. Захаренко)

теристик слоев расходование энергии в системе может претерпевать существенные изменения и протекать абсолютно по-разному (рис. 10).

Знание характера распределения энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла на межслойных границах открывает пути управления процессом формирования качественных сварных соединений в многослойных композитах. Так, например, в трехслойном СКМ применение тонких промежуточных слоев как правило обуславливает энергетический кризис I границы из-за малости толщин слоев, что и определяет низкую здесь прочность. Подобная ситуация, только уже на второй границе, реализуется при больших толщинах промежуточного слоя.

Накопленный к настоящему времени обширный теоретический и экспериментальный материал неопровержимо свидетельствует о том, что в процессе высокоскоростного соударения металлических пластин затрачиваемая на пластическую деформацию приконтактных объемов металла работа или энергия, обуславливающая, в конечном итоге, качество сварного соединения, определяется совокупностью давления (изменяющегося во времени) и времени, в течение которого оно способно пластически продеформировать металл. Экспериментально установлено, что время формирования соединения  $\tau_c$  (даже при сварке одной конкретной пары материалов) не является постоянным, а существенно зависит от скорости соударения  $V_c$ .

Для взаимоувязывания силового воздействия (давления) в зоне соударения и времени формирования соединения нами введен новый параметр – деформирующий импульс давления  $I_d$ , величину которого, в общем случае, можно ре-

гулировать либо путем варьирования толщин свариваемых пластин, влияющих на время, либо изменением пикового давления в зоне соединения за счет скорости соударения  $V_c$  согласно зависимости

$$I_d = \int_{\tau_0}^{\tau_c} p_{\max} e^{-\tau/\theta} d\tau = p_{\max} \theta (1 - e^{-\tau_c/\theta}), \quad (20)$$

где  $p_{\max}$  – максимальное (пиковое) давление в зоне контакта;  $\tau_c$  – время действия давления, превышающего динамический предел текучести свариваемых материалов;  $\theta$  – постоянная времени, зависящая от природы материалов, участвующих в соударении (для низкоуглеродистой стали  $\theta = 0,96$  мкс, для алюминия  $\theta = 0,565$  мкс).

С введением этого параметра появилась реальная возможность объяснения и количественного описания с новой точки зрения некоторых закономерностей, проявляющихся при сварке металлов взрывом, например, роста размеров волн или прочности соединения при увеличении толщин свариваемых пластин или скорости соударения. Кроме того, параметр  $I_d$  позволяет с другой стороны посмотреть на энергетику формирования соединения в условиях высокоскоростного соударения металлических пластин. Так давление  $p$ , действующее на приконтактные слои соединения в течение некоторого времени, совершает определенную работу по пластическому деформированию металла в них. При этом чем выше уровень давления и продолжительней его действие, тем большая часть кинетической энергии метаемого элемента  $W$  энергии затрачивается на пластическую деформацию металла ОШЗ  $W_2$ , определяя, в конечном счете, энергетический баланс в сис-

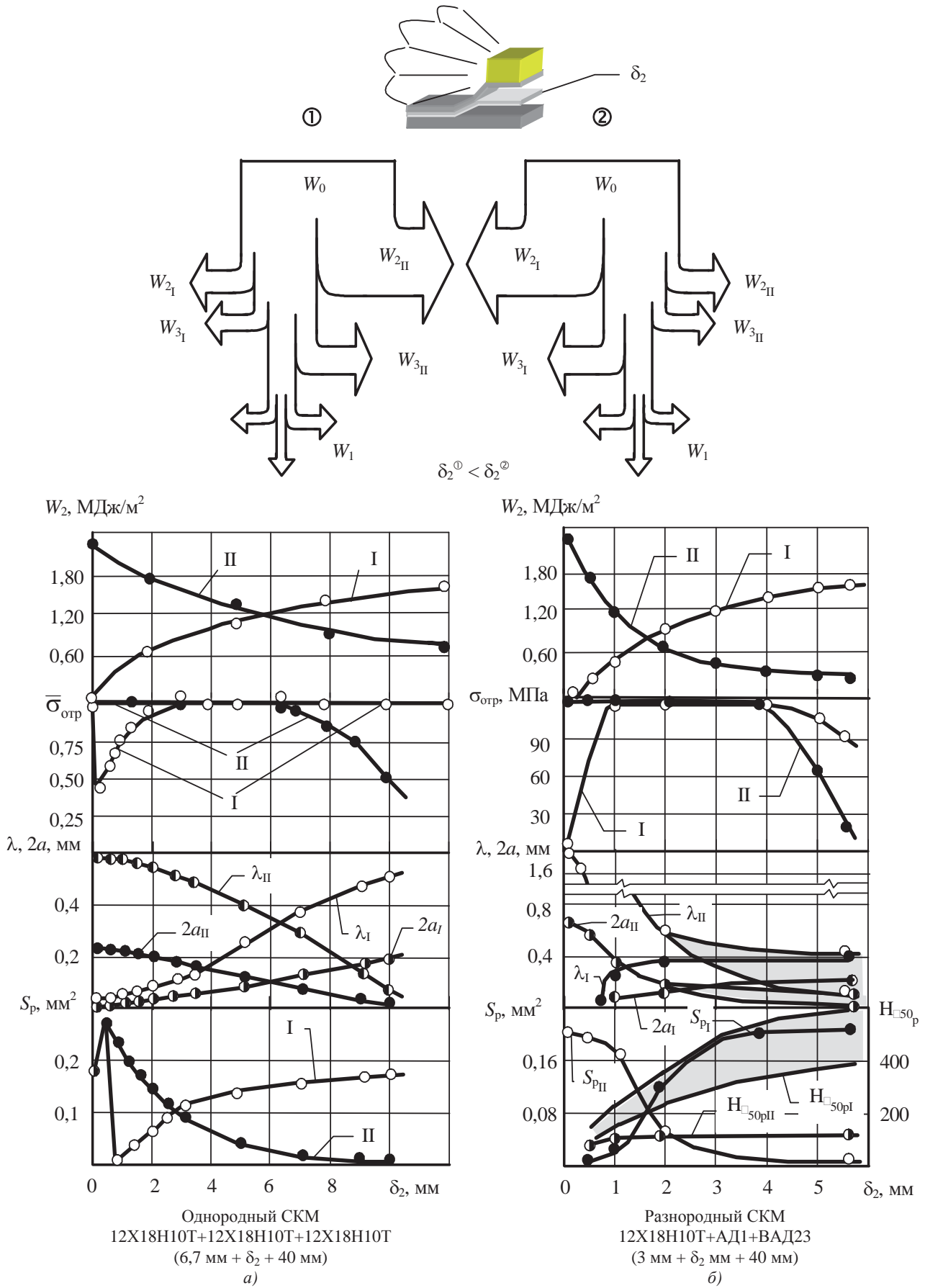


Рис. 10. Влияние толщины второго слоя  $\delta_2$  трехслойных стального (а) и сталеалюминиевого (б) композитов на распределение энергии между его границами (I и II)  $W_2$ , их прочность  $\sigma$ , длину  $\lambda$ , размах  $2a$  волн, площадь расплавленного металла  $S_p$  и его твердость  $H_{\square 50p}$  (индексами обозначены номера границ СКМ)

теме. Однако в отличие от весьма важного параметра энергетической группы  $W_2$ , который хоть формально и связан с условиями соударения и массовыми характеристиками (т. е. толщинами) свариваемых элементов, но

описывает лишь в обобщенном виде конечный результат высокоскоростного взаимодействия, величина деформирующего импульса  $I_d$  является некоторым «мостиком» к параметрам «микроровня», связывая воедино давление в зоне контакта и время его действия с кинематикой и энергетикой процесса, с одной стороны, и степенью пластической деформации, полнотой протекания активационных процессов в зоне контакта и, в конечном итоге, прочностью соединения слоев, – с другой.

### Заключение

Анализ накопленного к настоящему времени обширного теоретического и экспериментального материала свидетельствует о том, что сварка взрывом является высокоэнергетическим процессом, обеспечивающим твердофазное получение равнопрочных соединений одно- и разнородных металлов и сплавов. Выявленные функциональные взаимосвязи между параметрами исследуемого процесса позволяют целенаправленно управлять деформационно-энергетическими и температурно-временными условиями в зоне соединения, обуславливая формирование требуемых структуры и свойств слоистых двух- и многослойных композиционных материалов.

### Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – М.: Машиностроение, 1971. – 70 с.
2. Седых, В. С. Классификация, оценка и связь основных параметров сварки взрывом / В. С. Седых // Сварка

взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. тр. / ВолгПИ. – Волгоград, 1985. – С. 3-30.

3. Деформация металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель, А. Г. Кобелев. – М.: Металлургия, 1976. – 416 с.

4. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.

5. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.

6. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.

7. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Наука і тэхніка, 1990. – 205 с.

8. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Новосибирск: изд. СО РАН, 2002. – 312 с.

9. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.

10. Красулин, Ю. Л. Дислокации как активные центры в топохимических реакциях / Ю. Л. Красулин // Теоретическая и экспериментальная химия. – 1967. – Т. III, вып. 1. – С. 58-65.

11. Рыкалин, Н. Н. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1965. – Т. 1, №1. – С. 29-36.

12. Красулин, Ю. Л. О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1967. - №1. – С. 89-97.

13. Шоршоров, М. Х. Особенности взаимодействия между соединяемыми металлами под влиянием повышенной температуры и давления / М. Х. Шоршоров, Э. С. Каракозов, Ю. В. Мякишев // Физика и химия обработки материалов. – 1971. – №6. – С. 68-74.

14. Кривенцов, А. Н. О роли пластической деформации металла в зоне соединения при сварке взрывом / А. Н. Кривенцов, В. С. Седых // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №1. – С. 132-141.

15. Бондарь, М. П. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом / М. П. Бондарь, В. М. Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1985. – Т. 21, №2. – С. 147-157.

16. Основные закономерности деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом алюминия / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – №3. – С. 39-44.

17. Кузьмин, С. В. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С. 71-76.

18. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.

19. Седых, В. С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения металлов в твердой фазе / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1974. – Вып. 1. – С. 3-24.

20. Эпштейн, Г. Н. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1971. – 200 с.