

**ТИП ЛОКАЛИЗАЦИИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОНТАКТАХ,
ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ ОБРАЗОВАНИЕ ПРОЧНОГО СОЕДИНЕНИЯ**

М. П. Бондарь

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН,
630090 Новосибирск*

Показано, что прочная связь на контакте при сварке взрывом возникает, когда вдоль границы образуется полоса локализации пластической деформации, представляющая собой качественно новую структуру. Использование закономерностей локализации деформации, полученных при коллапсе толстостенных цилиндров, подвергнутых взрывному нагружению, позволяет прогнозировать параметры соударения при сварке взрывом в соответствии с размером зерен используемых материалов.

Одной из проблем, непосредственно связанной с изучением высокоскоростной пластической деформации, является определение условий образования прочных соединений при получении материалов динамическими методами (сварка и компактирование взрывом, нанесение покрытий импульсными методами). Эта проблема обычно решается выбором параметров нагружения, которые не всегда имеют четкое физическое выражение. Так, при сварке взрывом для каждой пары свариваемых материалов экспериментально определяется «окно сварки» в координатах $\gamma - v_k$ (γ — угол соударения, v_k — скорость точки контакта). Полученные в [1, 2] выражения для нижней границы сварки несколько сужают область значений γ, v_k .

Для дальнейшей оптимизации параметров соударения в окрестности нижней границы необходимо знание природы физических процессов, определяемых этими параметрами. Такое понимание в настоящее время имеется в отношении γ . В [3] показано, что образование прочного соединения при сварке взрывом связано с определенной шириной зоны интенсивной пластической деформации R , включающей границу соединения. Величина R находится в той же функциональной зависимости от γ , как толщина кумулятивной струи δ и длина волны λ в случае волнообразной границы соединения. Представление величин λ, R и δ через одну функциональную зависимость от γ видимо естественно, так как они характеризуют один деформационный процесс на разных его уровнях интенсивности.

Действительно, скорость изменения количества движения вдоль границы соударения K_x равна сумме проекций на это направление главных векторов массовых и поверхностных сил

$$\frac{dK_x}{dt} = F_x^m + F_x^p.$$

Величину поверхностных сил, в большей степени определяющую λ, R и δ , на длине L можно выразить через напряжение сдвига σ_τ

$$F_x^p = \int \sigma_\tau dL.$$

Очевидно, что каждой из величин λ, R, δ соответствует определенный уровень σ_τ , зависящий от γ и от расстояния до поверхности соударения.

Оптимизированный экспериментально по величине R интервал $\gamma = 7 \div 12^\circ$ в окрестности нижней границы фактически определяет все необходимые компоненты, обуславливающие процесс сварки. Самоочищение свариваемых поверхностей характеризуется величиной δ [4]. Размер R и соответствующее ему структурное состояние, при котором реализуется объемное взаимодействие атомов свариваемых материалов, определяют образование прочного соединения [3], а значение λ связано с деформацией поверхностных слоев соударяемых пластин, за счет которой осуществляется физический контакт между ними. Довольно широкий интервал γ связан прежде всего с качеством свариваемых поверхностей (шероховатость, наличие загрязнений [5]).

Подобно тому как не определено однозначно значение γ для нижней границы сварки взрывом, так и не установлено критическое значение v_k . С v_k связан временной фактор развития процесса формирования структуры в зоне соединения. В настоящее время не найдена характеристика пластической деформации, связанная с величиной v_k , которая являлась бы условием образования прочного соединения, как и не исследовано влияние исходной структуры свариваемых материалов на эту величину. Эти аспекты и являются задачей исследований в настоящей работе. Кроме этого, на основе закономерностей развития пластической деформации, полученных при коллапсе толстостенных цилиндров подвергнутых взрывному нагружению, показана возможность экстрополирования значений v_k на широкий спектр структур, если установлена ее величина для одной из них.

В работе использована медь МО (0,02 % O_2) с разными размерами зерен d . Для получения большого различия в размере d медь подвергали холодному обжатию и последующему отжигу в вакууме ($p = 10^{-4}$ Торр) при температурах 350 и 1000 °С. В результате были получены пластины $5 \times 60 \times 190$ мм для сварки взрывом со средними размерами $d_1 = 20$ и $d_2 = 1000-3000$ мкм.

Сварку взрывом проводили при постоянной скорости метания $v_0 = 200$ м/с, которая практически соответствовала нижней границе ($v_{0\min} = \sqrt{\sigma_b/\rho}$, σ_b — прочность при разрушении, ρ — плотность материала [1]). Угол соударения изменяли от 7 до 12°, соответственно v_k от 1680 до 960 м/с. Из каждой сваренной заготовки делалось по два стандартных образца для испытаний на отрыв и из центральной части вырезали образцы размером $5 \times 10 \times 15$ мм для шлифов. На поверхности шлифа находилась граница сварки, расположенная параллельно направлению скорости точки контакта v_k . Интерес представляли граничные режимы в исследуемом интервале, при которых прочность сварного соединения (σ_b) равна или выше прочности исходного материала σ_{b0} . В режиме I ($\gamma = 11^\circ$, $v_k = 1060$ м/с) прочность заготовки из крупнозернистых пластин $\sigma_b = 230$ МПа ($\sigma_{b0} = 200-220$ МПа), но прочность образца из мелкозернистой меди не превышала 50 МПа. В режиме II ($\gamma = 7^\circ$, $v_k = 1680$ м/с) прочность образцов, сваренных из мелкозернистой меди, $\sigma_b = (200 \div 250)$ МПа, прочность образцов из крупнозернистой меди уменьшилась до 90–150 МПа.

На рис. 1 представлены структуры образцов, сваренных в режимах I и II. Следует прежде всего отметить разную форму границы соединения для крупно- и мелкозернистых образцов, которая, как было установлено в [6], определена размерами зерна в исходном материале. Сравнение структур зон соединения крупно- и мелкозернистых образцов для каждого из рассматриваемых режимов с их прочностью позволило обнаружить, что прочное соединение при сварке взрывом связано с образованием полосы локализации пластической деформации (ПЛПД) вдоль границы сварки, которая характеризуется качественно новой структурой. Существует раз-

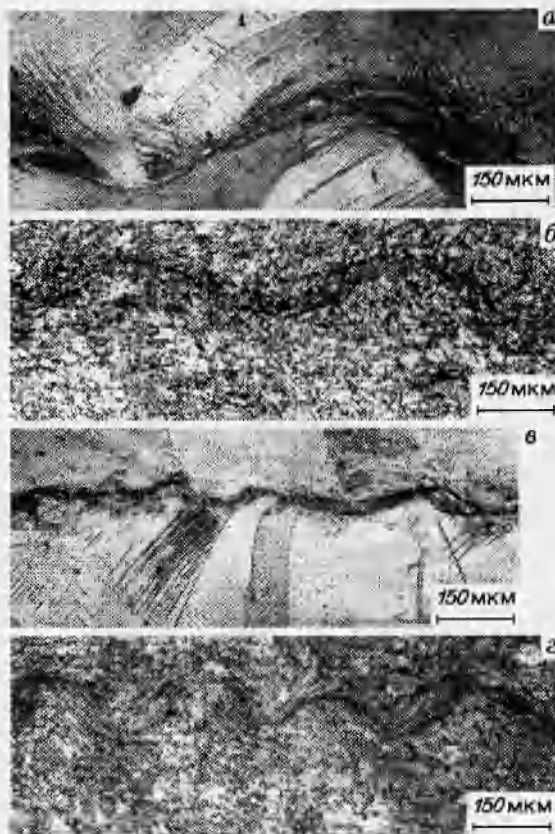


Рис. 1. Структура образцов, сваренных взрывом в режиме I (а, б) и II (в, г). а, в — крупнозернистые; б, г — мелкозернистые образцы.

ница между зоной интенсивной пластической деформации R , на границе которой величина сдвиговой деформации $\varepsilon_c \geq 0,1$, и ПЛПД. Величина сдвиговой деформации в ПЛПД превышает 3.

Так на рис. 2,а, где представлена зона сварки медных пластин, куда входят несколько двойников, видно, что область R характеризуется искривлением границ двойников, которые в исходном материале были прямыми параллельными линиями, и большой плотностью линий сдвига. Их направление изменяется при переходе в междвойниковые прослойки. При приближении к ПЛПД появляются полосы сброса, пересекающие линии сдвига, и резко изменяется толщина двойников, что свидетельствует о смещении материала в направлении движения точки контакта. В ПЛПД границы исходной структуры исчезают. ПЛПД представляют собой «каналы пластической деформации» [7]. Сплошность материала при $\varepsilon_c \geq 3$ на границах ПЛПД с исходной структурой и внутри полос сохраняется за счет сочетания трансляционно-ротационных мод деформаций, что практически определяет турбулентность в движении материала. Внутри полосы характер деформации и сопутствующее тепловыделение определяют развитие равноосной блочной структуры в ПЛПД (рис. 2,б) и полигональной в ее центре (рис. 2,в). Такое развитие структуры типично и для ПЛПД, образующихся при коллапсе толстостенных полых цилиндров, нагруженных взрывом (рис. 2,г). Турбулентность движения носителей деформации приводит к объемному взаимодействию атомов в ПЛПД при ее образовании на контакте соединяемых поверхностей.

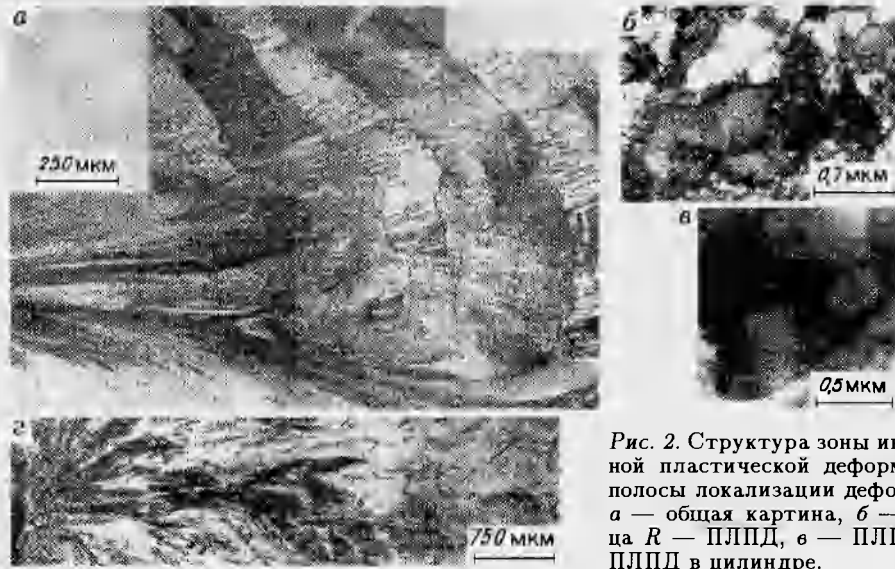


Рис. 2. Структура зоны интенсивной пластической деформации и полосы локализации деформации. а — общая картина, б — граница R — ПЛПД, в — ПЛПД, г — ПЛПД в цилиндре.

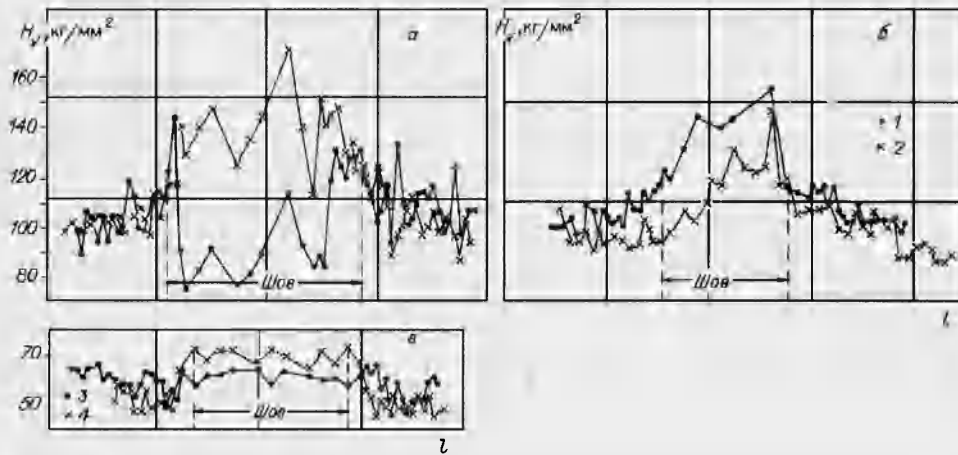


Рис. 3. Микротвердость образцов сваренных в режиме I (а) и II (б). а, б: 1 — мелкозернистый образец (м. з.), $d_{нсх} = 20$ мкм, 2 — крупнозернистый образец (к. з.), $d_{нсх} = 1000 \div 3000$ мкм, в — мелкозернистые образцы, отжиг 1 ч, $T = 300^\circ\text{C}$ (3 — режим I, 4 — режим II).

Режимы I и II определяют величину $R > 50$ мкм. При такой величине области R в ее центре должна образоваться ПЛПД — полоса качественно новой структуры [5]. На рис. 3 представлены кривые изменения микротвердости H_V . Измерение H_V проводилось при нагрузке $p = 50$ г по сечению, перпендикулярному зоне соединения пластин и вдоль ее границы (шов на рис. 3). ПЛПД вдоль границы соединения образовались в крупнозернистых образцах, сваренных в режиме I, и в мелкозернистых, сваренных в режиме II. Это хорошо видно на рис. 1,а, где на расстоянии ~ 30 мкм от шва двойник 1 теряет свои границы, появляется новая неразрешенная в оптическом микроскопе структура, а также на рис. 1,г, где ПЛПД представляется в виде канала пластического течения материала. В обоих случаях образование ПЛПД происходит без потери сплошности как внутри полос, так и на их границах с основным объемом материала.

ла. Механизм деформации в ПЛПД приводит как к образованию прочного соединения между свариваемыми пластинами, так и к существенному упрочнению материала в зоне соединения, величина H_V в этих образцах после сварки взрывом увеличилась на 60–70 % по сравнению с исходной. Исходная микротвердость мелкозернистой меди составляла 72 ед., крупнозернистой — 65 ед. ($p = 50$ г).

В мелкозернистых образцах, сваренных в режиме I, ПЛПД в зоне сварки не образуются (см. рис. 1, б). Характерная особенность структуры зоны соединения — отсутствие признаков пластической деформации типа полос скольжения или изменения формы элементов исходной структуры при совместной пластической деформации соударяемых пластин с образованием волновой формы границы соединения. Особенностью структурных изменений в этом случае — существенное уменьшение размеров зерен (от 20 до 10 мкм) в зоне соединения. Это показывает, что процесс деформации сопровождается динамической рекристаллизацией, благодаря которой сохраняется однородность деформации в приконтактной зоне. Однородность деформации определена и тем, что структурным элементом, реализующим ротационную моду деформации при данных параметрах нагружения, может быть зерно. Поворот зерен и динамическая рекристаллизация способствуют релаксации напряжений, возникающих при торможении скользящих дислокаций на границах зерен. Последнее подтверждается отсутствием упрочнения в зоне соединения (H_V для мелкозернистых образцов, сваренных в режиме I, в шве ниже, чем в его окрестности, где упрочнение определяется не столько дефектами структуры, созданными при деформации, сколько дефектами, возникающими при прохождении волны сжатия (см. рис. 3, а). Отжиг мелкозернистых образцов в течение 1 ч при 300 °С (эта температура соответствует температуре динамической рекристаллизации — $0,4 T_{пл}$ [8]) позволил обнаружить большую степень стабильности H_V у образцов, сваренных в режиме I и резкое уменьшение H_V для мелкозернистых образцов режима II (см. рис. 3, в).

Крупнозернистые образцы, сваренные по режиму II, имеют меньшую степень упрочнения и прочность на разрыв по сравнению с другими образцами, где явно выражены признаки трансляционно-ротационного механизма деформации (см. рис. 3, б). Это связано с тем, что вдоль границы соединения этих образцов образуется полоса расплава с присущей ему цепочкой усадочных раковин (см. рис. 1, в).

Необходимо отметить, что изменение угла соударения γ от II до 7°, а вместе с этим и величины R от 120–100 до 60–50 мкм при переходе от режима I к режиму II привело к сужению области диссипации энергии и, следовательно, к появлению расплавов. Однако в мелкозернистых образцах при этом режиме образовалась тонкая ПЛПД толщиной меньше 50 мкм. Это обнаруживает влияние исходной структуры на процесс образования ПЛПД. В работе [9] показано, что ширина возможной ПЛПД помимо условий нагружения зависит от размера исходного структурного параметра. Как видно из настоящих экспериментов, таким параметром может быть размер зерна.

Таким образом, приведенные результаты экспериментов показывают, что прочная связь при сварке взрывом — процессе, ограниченном по времени несколькими микросекундами, обусловлена образованием ПЛПД вдоль границы соединения. Авторами [10] было показано, что материалы, в частности медь, склонны к локализации пластической деформации при $\dot{\epsilon} \geq 10^5$ с⁻¹. Развитие процесса локализации деформации зависит от того, содержит ли исходный материал структурные элементы, определяющие реализацию ротационных мод деформации в используемых режимах нагружения, и от того, могут ли эти структурные элементы зародиться

в процессе деформации. Условия реализации ротационной моды деформации определяются временным критерием $t > \tau_p$, где t — характерное время процессов деформирования, τ_p — характерное время реализации ротационной моды. Если t определяется геометрией соударения, толщиной метаемой пластины и скоростью звука при сварке взрывом или, как будет показано в дальнейших публикациях, размером фракции, давлением прессования при взрывном компактировании, то τ_p есть функция исходного размера зерна. Последнее было показано авторами при схлопывании полых толстостенных цилиндров [10].

Тип деформации, представляющий собой сдвиг со сжатием, характерен для сварки взрывом и при осесимметричном взрывном нагружении толстостенных цилиндров. Поэтому закономерности деформации, установленные при коллапсе толстостенных цилиндров могут быть учтены при сварке взрывом. При взрывном нагружении толстостенных цилиндров возникают поля деформации и поля скоростей деформации, меняющиеся в широком диапазоне: примерно от 0,1 до 4 для ϵ и соответственно от 10^3 до 10^5 с⁻¹ для $\dot{\epsilon}$. Эти эксперименты позволили установить, при каких значениях ϵ (и, соответственно, $\dot{\epsilon}$) реализуется процесс локализации пластической деформации в цилиндрах, имеющих разный размер зерен в исходном состоянии при тождественных условиях нагружения. Отсутствие структурных элементов, реализующих ротационную моду деформации, в исходном материале приводит к зарождению ПЛПД при меньших значениях ϵ и $\dot{\epsilon}$. Это происходит в крупнозернистых материалах (для меди $d > 50$ мкм). Элементы структуры, реализующие ротационную моду деформации, необходимую для сопряжения структуры основного материала и ПЛПД, где ϵ сдвига может отличаться более чем на два порядка от ϵ_c соседних участков, зарождаются в процессе развития деформации. Время для их зарождения и развития определяет критическое значение $\dot{\epsilon}$, при превышении которого начинается трещинообразование.

Приведенный выше временной критерий образования ПЛПД ставит естественные ограничения на минимальную толщину свариваемых пластин и размер исходных зерен в свариваемых материалах.

На основе приведенного критерия и выводов [10] становятся очевидны результаты данной работы, выявляющие наличие ПЛПД в мелкозернистых образцах, сваренных в режиме II ($\gamma = 7^\circ$, $v_k = 1680$ м/с) и отсутствие их в образцах, сваренных в режиме I ($\gamma = 11^\circ$, $v_k = 1060$ м/с). Верхний предел $\dot{\epsilon}$ определяется величиной v_k . Соответственно временной интервал реализации ротационной моды в режиме I в 1,5 раза больше, чем в режиме II. Из изложенного очевидно, что знание условий возникновения неустойчивости пластического течения материала в виде ПЛПД при коллапсе толстостенных цилиндров дает возможность экстраполировать значения v_k при сварке взрывом на широкий спектр структур, если установлена ее величина для одной из них.

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

1. Условием получения прочного соединения при сварке взрывом является создание зоны интенсивной пластической деформации с ПЛПД вдоль границы соединения.

2. Создание ПЛПД определяется значением v_k , зависящим от размера зерна в исходной структуре.

3. Зависимость $\dot{\epsilon}(d)$, при которой образуются ПЛПД, полученные при коллапсе нагруженных взрывом толстостенных цилиндров, может быть учтена при выборе v_k , определяющих получение прочных соединений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Wittman R. N.** The influence of collisions parameters on the strength and microstructures of an explosion welded aluminium alloy // 2nd Int. Symp. Use of Explosive Energy in Manufacturing Metallic Materials at New Properties. Marianske Lazne. 1973: Papers. Pardubice — Semtin. 1773. P. 153–168.
2. **Захаренко И. Д.** Критические режимы при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. 1972. Т. 8, № 3. С. 422–428.
3. **Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф.** Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях // Физика горения и взрыва. 1991. Т. 27, № 3. С. 103–117.
4. **Захаренко И. Д.** О необходимых условиях сварки взрывом // Физика горения и взрыва. 1979, Т. 15, № 3. С. 139–142.
5. **Бондарь М. П., Оголихин В. М.** Пластическая деформация и образование связи при сварке взрывом медных пластин // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 1. С. 122–127.
6. **Бондарь М. П., Дерибас А. А., Мали В. И., Симонов В. А.** Влияние размера зерен на процесс волнообразования при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. 1975. Т. 11, № 5. С. 795–799.
7. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986.
8. **Chokshi A. H., Meyers M. A.** The prospect for superplasticity at high strain: preliminary consideration and an example // Scripta Met et Mater. 1990. V. 24, N 4. P. 605–610.
9. **Tejchman J. Wu W.** Numerical study on pattering of shear bands in a Cosserate continuum // Acta Mech. 1993. V. 99, N 1. P. 61–74.
10. **Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.** Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4, С. 99–111.

Поступила в редакцию 17/II 1995 г.
