



ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СОУДАРЕНИЯ ПАР МАТЕРИАЛОВ НА ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

М. П. БОНДАРЬ, д-р физ.-мат. наук (Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, РФ)

Условием образования прочного соединения тел в области нижней границы сварки взрывом является создание зоны интенсивной пластической деформации с полосой локализации вдоль границы соединения. Механизмы образования полос локализации пластической деформации (ПЛПД) при высокоскоростных нагружениях зависят от размеров зерен исходных материалов. Показано, что зарождение ПЛПД в крупнозернистом материале происходит при $\varepsilon = 0,2...0,3$ и связано с потерей сдвиговой устойчивости. Существует некоторый критический размер зерна $d_{кр}$, начиная с которого преобладающим механизмом деформации является проскальзывание по границам зерен, как в нанокристаллическом материале. ПЛПД в мелкозернистом материале, являясь результатом проявления ротационной неустойчивости, образуются при больших скоростях и деформациях $\dot{\varepsilon} > 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\varepsilon \geq 2$.

Ключевые слова: сварка взрывом, размер зерна, высокоскоростное деформирование металлов, механизм деформации, пластическая деформация, проскальзывание

Успешное использование сварки взрывом определяется правильным сочетанием трех групп параметров: технологических, кинематических и физических. Первые две группы достаточно хорошо изучены [1, 2]. Третья группа параметров, связанная с определением процессов, ответственных за реализацию связи соединяемых поверхностей, изучена в меньшей степени. В работе [3] рассмотрены фундаментальные основы образования связи большого количества пар металлов применительно к сварке взрывом. Прочность связи представляется через энергию связи, рассчитанную по модели межатомного взаимодействия на контактируемых поверхностях. Принято считать, в частности в работе [3], что внутриверхностные связи образуются при взаимодействии объемных атомов, а не тех из них, что находились на исходных поверхностях. Это взаимодействие реализуется при высокоскоростных соударениях, где «раскрытие» объемных атомов происходит за счет больших пластических деформаций соударяемых поверхностей, сопровождаемых срывом поверхностных слоев, т. е. «самоочищением». Таким образом, процесс образования соединения при сварке взрывом является существенно объемным процессом, подобным созданию границ зерен. В работе [3] показано, что энергия границ зерен на 5...6 порядков меньше энергии, затрачиваемой на образование прочного соединения при сварке взрывом. Следовательно, механическая энергия, применяемая в динамических методах образования связи, в основном необходима для создания условий, приводящих к взаимодей-

ствию объемных атомов, определяющему прочность связи. Эта проблема решается выбором параметров нагружения. Так, при сварке взрывом для каждой пары свариваемых материалов экспериментально определяется «окно сварки» в координатах $\gamma - v_k$ (где γ — угол соударения; v_k — скорость точки контакта). Полученные в работах [4, 5] выражения для нижней границы сварки несколько сужают область значений γ , v_k . Нижняя граница характеризуется минимальной скоростью метания $V_{0 \min}$ ($V_{0 \min} = (\sigma_b/\rho)^{1/2}$, где σ_b — предел прочности; ρ — плотность материала), при которой образуется прочное соединение без расщепления на контакте.

Для дальнейшей оптимизации параметров соударения в окрестности нижней границы необходимо знание природы физических процессов, определяемых этими параметрами. В работе [6] 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 каждого из параметров λ , R , δ в виде функциональной зависимости от γ естественно, так как они характеризуют один деформационный процесс на разных уровнях его интенсивности [7]. В оптимизированном экспериментально по величине R интервале $\gamma = 7...12^\circ$ в окрестности нижней границы фактически удовлетворяются все условия, обеспечивающие образование прочного соединения. Самоочищение свариваемых поверхностей характеризуется величиной δ [5]. Размер R и соответствующее ему структурное состояние, при кото-



ром реализуется объемное взаимодействие атомов свариваемых материалов, определяют образованием прочного соединения [6], а значение λ связано с деформацией поверхностных слоев соударяемых пластин, за счет которой осуществляется физический контакт между ними. Довольно широкий интервал изменения γ связан прежде всего с качеством свариваемых поверхностей (шероховатость, наличие загрязнений и т. д.) [5].

Целью настоящей работы является изучение зависимости механизмов деформации в зоне образования прочного соединения как от исходной структуры материала, так и ее модификации в процессе нагружения. Представляет интерес также исследование зависимости параметров $\gamma - v_k$ оптимального режима сварки от механизма деформации, что будет способствовать раскрытию физической природы процессов, определяемых параметрами соударения.

Ранее показано [8, 9], что прочное соединение при сварке взрывом связано с образованием полосы локализации пластической деформации (ПЛПД) вдоль границы сварки, которая характеризуется качественно новой структурой. Существует разница между зоной интенсивной пластической деформации R , на границе которой сдвиговая деформация $\epsilon_c \geq 0,1$, и ПЛПД. Величина ϵ_c в ПЛПД превосходит значение 3 (используются логарифмические значения) [7].

Тип деформации, представляющий собой сдвиг со сжатием, характерен для сварки взрывом и для осесимметричного взрывного нагружения полых толстостенных цилиндров (ТСЦ) [7–9]. Это позволяет учесть при сварке взрывом физические закономерности развития ПЛПД, установленные при коллапсе ТСЦ. Таким образом, расширяется физическое понимание процессов, происходящих в зоне соединения.

Метод коллапса ТСЦ имеет преимущества для изучения природы процессов при развитии ПЛПД. В процессе обжатия ТСЦ разные слои цилиндра испытывают различные радиальные деформации ϵ_r , с различными скоростями $\dot{\epsilon}_r$. Это позволяет исследовать в одном опыте изменение структуры материала в зависимости от деформации и ее скорости. Характерные значения скоростей деформации имеют значения около $10^4 \dots 10^5 \text{ c}^{-1}$ [8].

Следует отметить, что общим для сварки взрывом и взрывного коллапса ТСЦ является обнаруженное резкое изменение свойств материалов с размером зерен $d \leq 50$ мкм. Так, ранее в работах автора [7–9] установлено:

критическое значение деформации $\epsilon_{кр}$, определяющее появление ПЛПД при коллапсе ТСЦ, изменяется от $0,2 \dots 0,3$ до значения $\epsilon > 2$ при переходе

от крупно- ($d > 100$ мкм) к мелкозернистым ($d \leq 50$ мкм) материалам [9];

образование прочной связи в области нижней границы при сварке взрывом мелкозернистых материалов ($d \leq 50$ мкм) происходит при существенно большей скорости точки контакта v_k , чем крупнозернистых [7].

В обоих примерах создаются большие деформации $\epsilon > 2$ и большие скорости деформаций $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ c}^{-1}$. Кроме того, в указанных процессах величина зерна, обуславливающая скачок в изменении свойств, одинакова и не превосходит значение $d = 50$ мкм, принятое в дальнейшем за $d_{кр}$. Это определило задачу исследования физических процессов, вызывающих резкое изменение свойств материалов.

Влияние размеров зерен на свойства материалов при динамическом деформировании наиболее ярко проявляется в областях с изменяющимися полями деформаций. Области с такими деформациями являются радиальная плоскость сколлапсированного взрывом ТСЦ и окрестность шва сваренных взрывом образцов.

Проведенные исследования эволюции микроструктуры и свойств в мелко- и крупнозернистых образцах меди с увеличением деформации при взрывном коллапсе ТСЦ позволили установить следующее: при $\epsilon = 0,2 \dots 0,3$ в крупнозернистых образцах образуются ПЛПД, направленные вдоль радиусов цилиндра. В этих образцах дислокационный механизм деформации является основным и появление ПЛПД связано с потерей сдвиговой устойчивости [10]. Изначально зерна с благоприятной ориентацией для движения дислокаций (наибольшим значением фактора Шмида) определяют места развития концентрированных сдвигов, вдоль которых развиваются ПЛПД. С возрастанием деформации и развитием текстуры в крупнозернистых образцах количество мест с благоприятной ориентацией увеличивается и соответственно растет и количество ПЛПД [9].

В мелкозернистых образцах при $\epsilon = 0,2 \dots 0,3$ наблюдается однородная текстура, начало образования которой видно уже при $\epsilon \approx 0,07$. По мере увеличения деформации повышается фрагментация микроструктуры вдоль радиусов цилиндров.

Изменение размера фрагментов в мелкозернистых образцах в зависимости от значения ϵ приведено на рис. 1. На кривой $d(\epsilon)$ можно видеть постоянную тенденцию уменьшения размера фрагментов, при этом четко выделены три участка. Наиболее интенсивное уменьшение фрагментов происходит в интервале изменения деформации ϵ от $0,08$ до $0,43$. Далее при изменении ϵ от $0,43$ до 2 степень уменьшения размеров фрагментов понижается, а при появлении ПЛПД и тре-

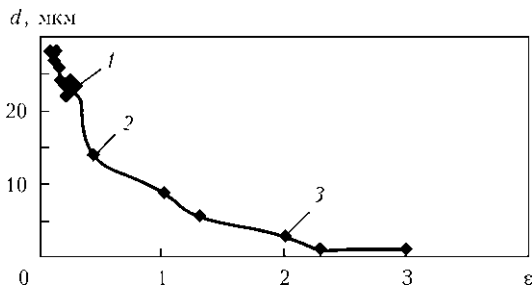


Рис. 1. Зависимость размера структурных фрагментов от относительной деформации: 1 — $\epsilon = 0,08$; 2 — $0,43$; 3 — $2,3$

щин практически прекращается. Характер изменения $d(\epsilon)$ указывает на разную природу процессов, определивших уменьшение d .

Резкое уменьшение размеров фрагментов (1, 2 на рис. 1) в первую очередь определено развитием текстуры и соответственно уменьшением поперечного сечения зерен. При $\epsilon = 0,43$ в мелкозернистом материале начинает развиваться внутризеренная фрагментация (рис. 2, а). Расположение фрагментов по объему образца показывает, что процесс их зарождения начинается у границ зерен, в центре зерен сохраняются вытянутые фрагменты текстурированных зерен. С увеличением ϵ процесс фрагментации развивается и захватывает весь объем зерна (рис. 2, б), размер фрагментов достигает 3...5 мкм. ПЛПД в мелкозернистых образцах образуются при $\epsilon \approx 2$ и незначительном приращении ϵ они преобразуются в трещины. В отличие от крупнозернистых образцов в мелкозернистых ПЛПД образуются при одинаковом значении деформации в большем количестве и с увеличением ϵ их количество не изменяется [9].

Текстурирование мелкозернистых образцов в процессе деформирования связано с поворотом зерен. Это приводит к увеличению их количества с большим значением фактора Шмида и соответственно к уменьшению вероятности процесса концентрированных сдвигов в отдельных зернах. Очевидно, что такой механизм деформирования мелкозернистых материалов увеличивает однородность процесса диссипации энергии и соответственно однородность деформации образца до больших значений ϵ .

Для мелкозернистых образцов значение $\epsilon = 0,43$ (точка 2 на рис. 1) соответствует началу появления фрагментированной микроструктуры у границ исходных зерен (рис. 2, а). Зарождение начала фрагментации микроструктуры у границ зерен указывает на возрастание роли межзеренных границ с увеличением деформации. Как показано в работе [11], межзеренная граница становится источником дислокаций (дисклинаций), испускаемых в зерна. С увеличением деформации усиливается размножение и неконсервативное

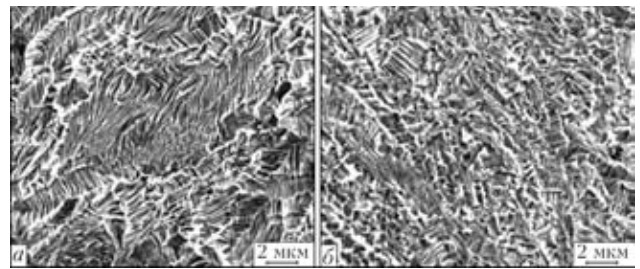


Рис. 2. Микроструктуры сколлапсированного участка мелкозернистого образца, соответствующего $\epsilon = 0,43$ (а) и $\epsilon > 1$ (б)

движение дислокаций. При этом ускоряются процессы релаксации напряжений путем преобразования линейных дефектов в границы фрагментов и зерен, размеры которых с увеличением напряжений уменьшаются. Развитие фрагментированной микроструктуры и изменение размеров фрагментов с увеличением ϵ представлено на рис. 2, б.

Таким образом, появление фрагментированной структуры у границ зерен так же, как и поворот зерен, определивший однородность деформации по объему образцов до больших значений ϵ , указывает на увеличение вклада в деформацию зернограничного проскальзывания. При $\epsilon \approx 2$ фрагментация осуществляется в полном объеме зерен, размер фрагментов соответствует $d \approx 5$ мкм. При этом свойства материала полностью соответствуют тем, которые характеризуют его как нанокристаллический. Одним из основных механизмов деформации, отличающих наноматериалы, является зернограничное проскальзывание [12]. В сформированной структуре образуются ПЛПД, превращающиеся в трещины. Однородность структуры в окрестности ПЛПД и сопровождающее их трещинообразование свидетельствуют о том, что ПЛПД являются результатом потери ротационной устойчивости, обусловленной резким снижением сопротивления поворотам фрагментов друг относительно друга. Приведенные экспериментальные факторы свидетельствуют о том, что зернограничное проскальзывание является основным механизмом деформации в той части образцов, где размер фрагментов $d \approx 5$ мкм. Это также указывает на то, что размер зерна ($d \approx 5$ мкм), при котором материал обнаруживает проявление нанокристаллических свойств, зависит от скорости деформирования. При статических условиях нагружения этот размер соответствует $10...250$ нм, при $\dot{\epsilon} \sim 10^4...10^5$ с⁻¹ — 5 мкм.

Аналогичное развитие процессов появления ПЛПД, сопровождающих деформационные процессы, обнаруживается при сварке взрывом в области нижней границы. Структура поля деформаций околосшовной зоны в сваренных взрывом образцах определяется градиентом сдвиговой деформации, хорошо выявляемой по изменению формы двойников, входящих в шов (рис. 3, а, в). Расстояние от шва до места резкого изгиба



двойника определяет размер области интенсивного пластического течения R . Нижняя граница сварки взрывом представляет собой линию на плоскости $\gamma - V_k$ (V_k — скорость деформации), характеризуемую постоянным значением минимальной скорости метания $V_{0\min}$. Между параметрами соударения γ и V_k существует связь [4] в виде

$$\gamma = \sqrt{(HV/\rho V_k)},$$

где HV — микротвердость.

Угол γ определяет ширину области интенсивного пластического течения. Из приведенного выше выражения и рис. 3 следует, что уменьшение угла соударения приводит к сужению области интенсивной деформации и увеличению скорости точки контакта и соответственно скорости деформации в зоне образования связи ($\dot{\epsilon} = V_k/R$).

На рис. 3 приведены микроструктуры зон соединения и соответствующие им прочностные характеристики образцов меди, сваренных взрывом. Выбранные два режима сварки позволяют наиболее четко определить влияние размера зерна d на механизм деформации при изменении напряжений в зоне соединения. I режим — $V_{k1} = 1060$ м/с, $\gamma_1 = 11^\circ$, II — $V_{k2} = 1680$ м/с, $\gamma_2 = 7^\circ$. При использовании I режима прочное соединение ($\sigma_B = 230$ МПа) создается в образцах с $d \approx 300 \dots 1000$ мкм при $R_1 = 100 \dots 120$ мкм. При использовании II режима $d \approx 30$ мкм ($\sigma_B = 250$ МПа), $R_2 = 50 \dots 60$ мкм. В работе показано, что образование прочной связи при сварке взрывом происходит при формировании ПЛПД в области контакта свариваемых пластин. Сочетание параметров $\gamma_1 = 11^\circ$, $V_{k1} = 1060$ м/с обеспечивает условия образования прочного соединения в крупнозернистых образцах, в зоне контакта создается ПЛПД. В мелкозернистом образце при этих параметрах соударения в зоне интенсивного пластического течения наблюдается однородно текстурированная микроструктура, образование ПЛПД не происходит (рис. 3, б). Развитие деформации в мелкозернистом материале для образования ПЛПД требует больших напряжений, чем в крупнозернистых.

Изменение параметров соударения при переходе ко II режиму привело к сужению зоны интенсивного пластического течения R_2 примерно в 2 раза и соответственно к возрастанию напряжения в зоне соединения. Об энергетических изменениях при сужении R можно судить по соотношению V_{k2}^2/V_{k1}^2 , которое составляет примерно

2,5. При этом скорость деформации $\dot{\epsilon}$ увеличивается в 3 раза (от $10,6 \cdot 10^6$ до $33,6 \cdot 10^6$ с⁻¹). На рис. 3, з представлена микроструктура мелкозернистого образца, сваренного согласно II режиму.

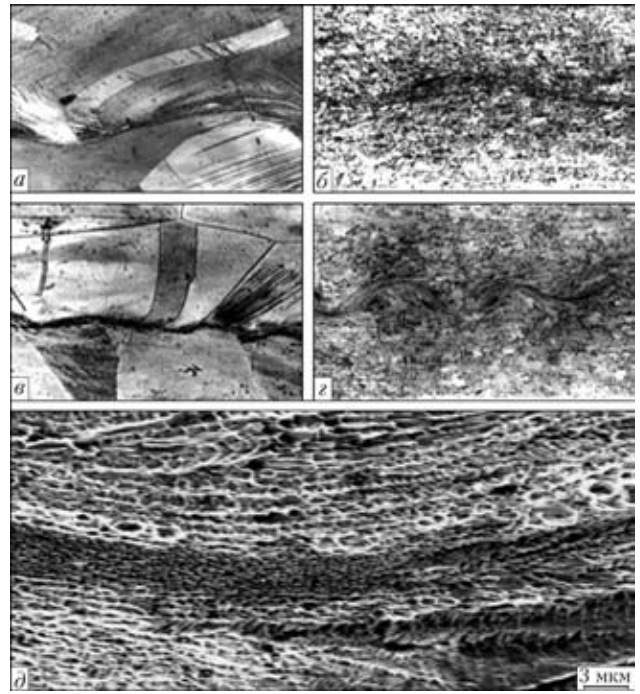


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 70$) образцов, выполненных сваркой взрывом, в области нижней границы $V_{0\min}$: а, б — I ($a - \sigma_B = 230$ МПа; $d = 300$ мкм; б — $\sigma_B = 50$ МПа; $d = 30$ мкм); в, з — II режим (в — $\sigma_B = 90$ МПа; $d = 300$ мкм; з — $\sigma_B = 250$ МПа; $d = 30$ мкм); д — ПЛПД в зоне образования связи

В узкой зоне соединения видно интенсивное пластическое течение с образованием ПЛПД, где реализуется прочная связь. Микроструктура ПЛПД, наблюдаемая с помощью сканирующего электронного микроскопа, отличается высокой однородностью (рис. 3, д). Это указывает на то, что во II режиме полностью реализованы условия деформирования, характерные для наноматериалов. Высокие напряжения и соответственно высокие скорости деформации определили потерю ротационной устойчивости, обусловленную резким снижением сопротивления поворотам фрагментов размером 30 мкм друг относительно друга. Скорость деформации в используемых режимах превосходит 10^7 с⁻¹. Очевидно, что при скорости деформации $\dot{\epsilon} \approx 10^7$ с⁻¹ проявление нанокристаллических свойств обнаруживается у материала с размером зерна 30 мкм.

При этом в условиях II режима в крупнозернистом материале, где процесс деформирования осуществляется дислокационным (сдвиговым) механизмом, происходит образование расплавов на контактной границе и снижение прочности соединения.

В заключение следует отметить, что условием получения прочного соединения в области нижней границы сварки взрывом является создание зоны интенсивной пластической деформации с полосой локализации вдоль границы соединения.

Механизмы деформации, характер эволюции микроструктуры при больших высокоскоростных



деформациях и определяемые ими критические деформации $\varepsilon_{кр}$ зарождения ПЛПД существенно зависят от размера исходного зерна. Установленная зависимость для $\varepsilon_{кр}$ зарождения ПЛПД в крупнозернистом материале от фактора Шмида в конкретных зернах показывает определяющую роль дислокационного механизма деформирования. Зарождение ПЛПД в крупнозернистом материале связано с потерей сдвиговой устойчивости материала с увеличением деформации.

Существует некоторый критический размер зерна $d_{кр}$, начиная с которого основным механизмом высокоскоростного деформирования становится проскальзывание по границам зерен, как и в нанокристаллических материалах.

Показана идентичность типов деформаций при коллапсе ТСЦ и в зоне интенсивной пластической деформации при сварке взрывом. Это расширило диапазон исследуемых скоростей деформирования $\dot{\varepsilon}$ и позволило показать, что величина $d_{кр}$ зависит от $\dot{\varepsilon}$. Установлено, что образование ПЛПД при взрывном коллапсе ТСЦ в мелкозернистом материале происходит в результате потери ротационной устойчивости при $\dot{\varepsilon} \approx 10^4 \dots 10^5 \text{ с}^{-1}$ в местах, где размер фрагментов $d = 3 \dots 5 \text{ мкм}$. При сварке взрывом материала с размером зерна $d \leq 50 \text{ мкм}$ образование ПЛПД в результате потери ротационной устойчивости происходит при $\dot{\varepsilon} = 33 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ ($\dot{\varepsilon} > 10^7 \text{ с}^{-1}$).

Закономерности появления неустойчивости пластического течения в виде ПЛПД для ТСЦ в определенной степени позволяют управлять выбором параметров при сварке взрывом.

Очевидно, что пороговое значение размера зерен перехода материала в нанокристаллическое состояние при сварке взрывом зависит от ско-

рости точки контакта, которая определяет скорость деформации в зоне соударения ($\dot{\varepsilon} = v_k/R$).

Такие взаимосвязанные параметры, как скорость точки контакта v_k и угол соударения γ при сварке взрывом разнородных материалов, определяются изменением механизма деформации образования ПЛПД.

1. *Седых В. С.* Классификация, оценка и связь основных параметров сварки взрывом // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгПИ, 1985. — С. 31–30.
2. *Лысак В. И., Кузьмин С. В.* Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
3. *Oberg A., Martensson N., Shweitz J. A.* Fundamental aspects of formation and stability of explosive welds // Metallurgical Trans. A. — 1985. — **16**. — P. 841–851.
4. *Дерибас А. А., Захаренко И. Д.* О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Физ. горения и взрыва. — 1973. — **10**, № 3. — С. 409–423.
5. *Захаренко И. Д.* О необходимых условиях сварки взрывом // Там же. — 1979. — **8**, № 3. — С. 422–428.
6. *Бондарь М. П., Оголихин В. М.* О пластической деформации в зоне соединения при сварке взрывом // Там же. — 1985. — **21**, № 2. — С. 147–151.
7. *Бондарь М. П.* Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование связи // Там же. — 1995. — **31**, № 5. — С. 122–128.
8. *Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф.* Деформация на контактах и критерий образования соединений при импульсных воздействиях // Там же. — 1991. — **27**, № 3. — С. 103–117.
9. *Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.* Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Там же. — 1994. — **30**, № 4. — С. 99–111.
10. *Бондарь М. П., Мерзиевский Л. А.* Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении // Там же. — 2006. — **42**, № 3. — С. 121–131.
11. *Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикрокристаллической меди, полученной методами интенсивной пластической деформации / А. Н. Тюменцев, И. А. Дитенберг, Ю. П. Пинжин и др.* // Физ. металлов и металловедение. — 2003. — **96**, № 4. — С. 33–43.
12. *Gleiter H.* Materials with ultrafine grain size // Proc. second Riso intern. symp. on metallurgy and materials sci. / Eds N. Hansen, T. Leffers, H. Lilholt. — Roskilde, Denmark, 1981. — P. 15–21.

The necessary condition for providing a strong joint between the bodies in a region of the lower limit of explosion welding is formation of a zone of intensive plastic deformation with a localisation band along the joint interface. The mechanisms of formation of the plastic deformation localisation bands (PDLB) under high-velocity loading depend upon the grain size of initial materials. It is shown that initiation of PDLB in a coarse-grained material occurs at $\varepsilon = 0,2 \dots 0,3$ and is related to a loss of shear stability. There is certain critical grain size d_{cr} , starting from which the prevailing deformation mechanism is slipping along the grain boundaries, like in a nanocrystalline material. Being a result of rotation instability, in a fine-grained material PDLBs are formed at high velocities and deformations equal to $\dot{\varepsilon} > 10^4 \text{ s}^{-1}$ and $\varepsilon \geq 2$.

Поступила в редакцию 15.06.2009