

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

М. П. Бондарь

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, bond@hydro.nsc.ru

Исследованы особенности развития деформационных процессов в мелкозернистой меди в условиях градиентных динамических напряжений, позволяющих с большой достоверностью определить их механизм. Показано, что наблюдаемое в экспериментах резкое изменение свойств материалов с размером зерен меньше некоторого критического значения связано с межзеренным проскальзыванием в процессе деформирования. Установлено, что материалы с размером зерна  $5 \div 50$  мкм обнаруживают свойства, характерные для наноматериалов при изменении скорости деформации от  $10^4$  до  $3 \cdot 10^6$  с<sup>-1</sup>.

Ключевые слова: динамическое нагружение, механизм деформирования, разнотернистые материалы, наноматериал, микроструктура.

Механические свойства материалов существенно зависят от размера зерна  $d$ . Предел текучести  $\sigma_s$  поликристаллических материалов определяется уравнением Холла — Петча, имеющим вид

$$\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  — напряжение трения,  $k$  — константа.

В последние десятилетия интенсивно проводятся исследования по получению наноматериалов и изучению их свойств. В ряде обзоров исследований нанокристаллических материалов [1–3] отмечается их высокая прочность, что непосредственно следует из соотношения Холла — Петча. При этом материалы характеризуются низкой пластичностью, что обусловлено малой степенью деформационного упрочнения. Для обычных поликристаллических материалов деформационное упрочнение определяется «нагромождением» подвижных дислокаций перед барьерами, к числу которых относятся и границы зерен. Роста скоплений дислокаций перед границами зерен в наноматериалах практически не происходит из-за малого размера зерен. В работах многих авторов показано, что для нанокристаллических материалов характерно нарушение соотношения Холла — Петча.

Исследование свойств наноматериалов расширило представление о роли границ зерен в процессах развития пластической деформации. На зернограничное упрочнение оказывают влияние четыре фактора [3], позволяющие в некоторых случаях рассматривать

область границ зерен как особую фазу.

1. Границы зерен действуют как барьеры для пластического течения. Это выражено уравнением Холла — Петча.

2. Границы зерен действуют как источники дислокаций.

3. Упругая анизотропия граничащих зерен создает дополнительные напряжения в зернограничном окружении.

4. В зернограничных районах активируется множественное скольжение, тогда как внутри зерен изначально доминирует одиночное скольжение.

Ранее при рассмотрении зависимости свойств материалов от размера зерна рассматривались в основном первые два фактора. Влияние ориентации на модуль упругости хорошо известно, но ввиду его слабой выраженности часто игнорируется. Однако пластическая несовместимость может обуславливать некоторые напряжения, которые добавляются к зернограничным напряжениям. Области зернограничной фазы обладают более высокой внутренней энергией и представляют собой концентраторы напряжений. Как результат, пластическая деформация в зернограничных областях более интенсивна и включает большее число систем скольжения, чем внутри зерен.

Учет всех четырех факторов показывает, что области границ зерен упрочняются в значительно большей степени, чем внутренний объем зерен. Это подтверждено численными расчетами [3].

Из литературных источников [1–3] следу-

ет, что одним из основных механизмов деформации, отличающих наноматериалы, является зернограничное проскальзывание. Материалы, квалифицируемые как наноматериал и отличающиеся существенным изменением свойств, имеют размер зерен  $d$  от 10 до  $100 \div 250$  нм.

Особенности свойств наноматериалов определили задачу исследования физических процессов, вызывающих резкое изменение свойств материалов с размером зерен  $d \leq 50$  мкм при динамических нагружениях ( $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ с}^{-1}$ ). Так, ранее в работах [4–6] было установлено:

1) значения критической деформации  $\epsilon_{cr}$  (используются логарифмические значения), определяющей появление полос локализации пластической деформации (ПЛПД) при высокоскоростном нагружении ( $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ с}^{-1}$ ), изменяются от  $0.2 \div 0.3$  до значения  $\epsilon_{cr} > 2$  при переходе от крупнозернистых материалов ( $d \approx 200 \div 300$  мкм) к мелкозернистым ( $d < 50$  мкм) [4, 6];

2) образование прочной связи в области нижней границы при сварке взрывом мелкозернистых материалов ( $d < 50$  мкм) происходит при существенно большей скорости точки контакта  $v_c$ , чем при сварке крупнозернистых материалов ( $d \approx 300 \div 1000$  мкм) [5]. Нижняя граница характеризуется минимальной скоростью метания  $v_{0 \min}$  ( $v_{0 \min} = (\sigma_b/\rho)^{1/2}$ , где  $\sigma_b$  — прочность при разрушении,  $\rho$  — плотность материала), при которой образуется прочное соединение без расплавов на контакте [7].

В обоих примерах создаются большие деформации ( $\epsilon > 2$ ) и большие скорости деформаций ( $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ с}^{-1}$ ). В указанных процессах размер зерна, обуславливающий скачок в изменении свойств, одинаков и не превосходит значения  $d = 50$  мкм, принятого в дальнейшем в качестве  $d_{cr}$ .

Влияние размеров зерен на свойства материалов при динамическом деформировании наиболее ярко проявляется в областях с изменяющимися полями деформаций. В приведенных выше примерах использованы способы нагружения, позволяющие получить в образцах изменяющиеся поля деформаций. Области с такими деформациями являются радиальная плоскость сколлапсированного взрывом толстостенного цилиндра (ТСЦ) и окрестность шва сваренных взрывом образцов.

В настоящей работе анализируются результаты исследования эволюции микроструктуры и свойств образцов меди с ростом дефор-

мации при коллапсе ТСЦ и сварке взрывом.

В процессе обжатия ТСЦ разные слои цилиндра испытывают различные радиальные деформации  $\epsilon_r$  с различными скоростями  $\dot{\epsilon}_r$ . Это позволяет в одном опыте исследовать изменение структуры материала в зависимости от величины деформации и ее скорости. Деформации определяются из выражения

$$\epsilon_r = \ln(r_1/r), \quad (2)$$

где  $r_1$ ,  $r$  — радиусы начального и конечного положений рассматриваемого элемента. Выражение (2) получено из решения задачи о динамическом обжатии цилиндра из несжимаемого материала под действием импульса внешнего давления. Значения скорости деформации определялись по скорости внутренней поверхности цилиндра, измеренной бесконтактным электромагнитным методом [8]. Характерные значения скоростей деформации составляют  $\approx 10^4 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ .

Детальное исследование эволюции микроструктуры образцов меди, сколлапсированных взрывом, представлено в работе [6]. В настоящей работе проводится сравнение изменений микроструктур и свойств сколлапсированных мелко- и крупнозернистых образцов. В местах, соответствующих одинаковой деформации, микроструктуры мелкозернистых и крупнозернистых образцов существенно отличаются. При  $\epsilon = 0.2 \div 0.3$  в крупнозернистых образцах образуются ПЛПД, направленные вдоль радиусов цилиндра. При таком же значении  $\epsilon$  зарождаются ПЛПД и в других схемах нагружения и при статическом деформировании материалов [9]. Далее деформация в крупнозернистом материале осуществляется в основном по ПЛПД и за счет развития текстуры. Следует заметить, что при деформировании крупнозернистых образцов дислокационный механизм деформации является основным и появление ПЛПД связано с потерей сдвиговой устойчивости [6]. Изначально зерна с благоприятной ориентацией (наибольшим значением фактора Шмида) для движения дислокаций определяют места развития концентрированных сдвигов, вдоль которых развиваются ПЛПД. С ростом деформации и развитием текстуры в крупнозернистых образцах число мест с благоприятной ориентацией увеличивается и соответственно растет количество ПЛПД [4].

В мелкозернистых образцах при  $\epsilon = 0.2 \div 0.3$  наблюдается однородная текстура

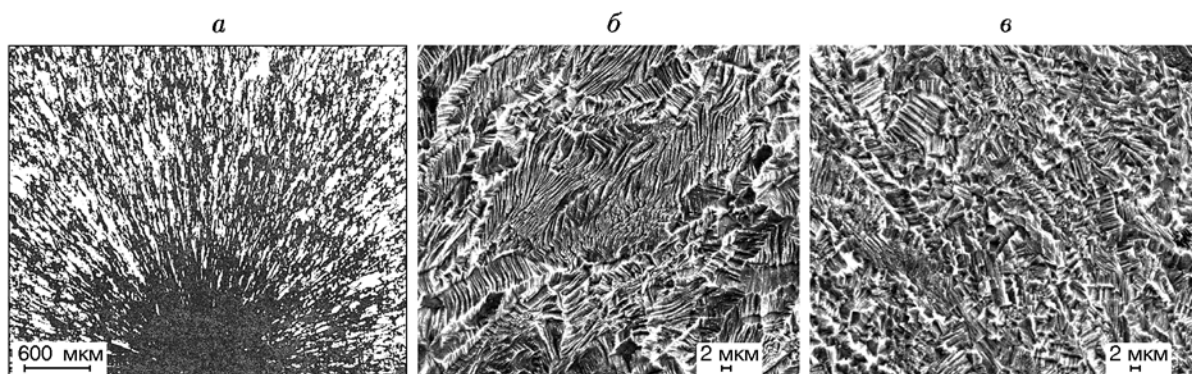


Рис. 1. Микроструктура сколлапсированного мелкозернистого образца:  
*a* — общий вид, *б* — место, соответствующее  $\varepsilon = 0.43$ , *в* — место, соответствующее  $\varepsilon > 1$

(рис. 1, *a*), образование которой начинается уже при  $\varepsilon \approx 0.07$ . При  $\varepsilon = 0.43$  в мелкозернистом материале развивается внутризеренная фрагментация (рис. 1, *б*). Расположение фрагментов по объему образца четко показывает, что процесс их зарождения начинается у границ зерен, в центре зерен сохраняются вытянутые фрагменты текстурированных зерен. При  $\varepsilon \approx 1$  фрагментированная микроструктура занимает значительную часть объема зерен. С ростом  $\varepsilon$  процесс фрагментации развивается и захватывает весь объем зерна (рис. 1, *в*), размер фрагментов достигает  $3 \div 5$  мкм. ПЛПД в мелкозернистых образцах образуются при  $\varepsilon > 2$  и при незначительном приращении  $\varepsilon$  преобразуются в трещины. В отличие от крупнозернистых образцов в мелкозернистых образцах образуется большее количество ПЛПД при одинаковой величине деформации [4].

Изменение размера фрагментов в мелкозернистых образцах в зависимости от величины  $\varepsilon$  приведено на рис. 2. Наблюдается постоянная тенденция уменьшения размера фрагментов, при этом четко выделяются три участка, отмеченные стрелками. Наиболее интенсивное уменьшение фрагментов происходит в интервале изменения деформации  $\varepsilon = 0.08 \div 0.43$ . Далее в диапазоне  $\varepsilon = 0.43 \div 2$  степень уменьшения размеров фрагментов понижается, а при появлении ПЛПД и трещин изменения практически прекращаются. Характер изменения  $d(\varepsilon)$  указывает на разную природу процессов, определяющих уменьшение  $d$ .

Резкое уменьшение размеров фрагментов, отмеченное стрелками 1, 2 на рис. 2, в первую очередь обусловлено развитием текстуры

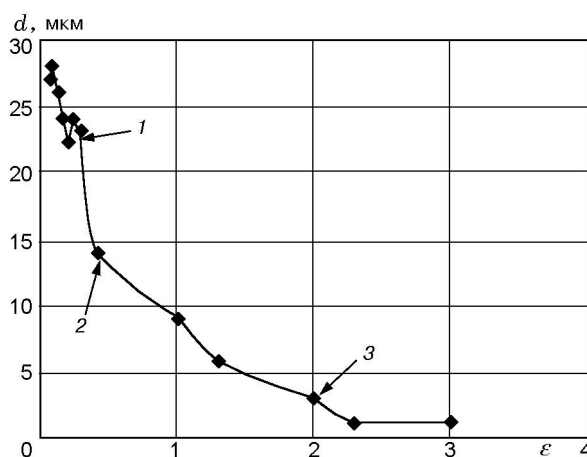


Рис. 2. Зависимость размера структурных фрагментов от деформации:

стрелка 1 соответствует  $\varepsilon = 0.08$ , стрелка 2 —  $\varepsilon \approx 0.43$ , стрелка 3 —  $\varepsilon = 2.3$

и, соответственно, уменьшением поперечного сечения зерен (см. рис. 1, *a*). Развитие однородной текстуры по образцу мелкозернистого материала в диапазоне  $\varepsilon = 0.08 \div 0.43$  указывает на то, что соотношение напряжения зернограничного сдвига и сопротивления движению дислокаций в решетке таково, что преобладающим механизмом пластической деформации является зернограничное проскальзывание, а основным аккомодационным процессом зернограничной деформации — ротация зерен. Поворот зерен в процессе деформирования всегда приводит к увеличению их количества с большим значением фактора Шмида и, следовательно, к уменьшению вероятности процесса концентрированных сдвигов в отдельных зер-

нах. Очевидно, что такой механизм деформирования мелкозернистых материалов увеличивает однородность процесса диссипации энергии, а значит, однородность деформации образца до больших значений  $\varepsilon$ .

Значение  $\varepsilon = 0.43$  (стрелка 2 на рис. 2) для мелкозернистых образцов соответствует появлению фрагментированной микроструктуры у границ исходных зерен (см. рис. 1, б). Зарождение фрагментации микроструктуры у границ зерен с ростом деформации указывает на увеличение роли межзеренных границ. Как было показано в [6], межзеренная граница становится источником дислокаций (дисклинаций), генерируемых в зерна. С ростом деформации усиливаются размножение и неконсервативное движение дислокаций. При этом ускоряются процессы релаксации напряжений путем преобразования линейных дефектов в границы фрагментов и зерен, размеры которых с ростом напряжений уменьшаются. Развитие фрагментированной микроструктуры и изменение размеров фрагментов (см. рис. 1) с ростом  $\varepsilon$  подтверждают это.

Таким образом, появление фрагментированной структуры у границ зерен, так же как и поворот зерен, определивший однородность деформации по объему образцов до больших значений  $\varepsilon$ , указывает на рост вклада в деформацию зернограницного проскальзывания. При  $\varepsilon \approx 2$  фрагментация осуществляется во всем объеме зерен и размер фрагментов достигает  $d \approx 5$  мкм. При этом свойства материала полностью соответствуют тем, которые характеризуют его как нанокристаллический. В сформированной структуре образуются полосы локализации пластической деформации, превращающиеся в трещины. Однородность структуры в окрестности полос локализации пластической деформации и сопровождающее их трещинообразование свидетельствуют о том, что полосы являются результатом потери ротационной устойчивости, обусловленной резким снижением сопротивления поворотам фрагментов друг относительно друга. Все приведенные экспериментальные факторы указывают на то, что зернограницное проскальзывание является основным механизмом деформации в той части образцов, где размер блоков  $d \approx 5$  мкм.

Аналогичное развитие микроструктурных изменений, сопровождающих деформационные процессы, обнаруживается при сварке взрывом в области нижней границы. Структура

поля деформаций околошовной зоны в сваренных взрывом образцах определяется градиентом сдвиговой деформации, хорошо выявляемой по изменению формы двойников, входящих в шов (рис. 3, а, в), как ранее было показано в работе [10]. Расстояние от шва до места резкого изгиба двойника определяет размер области интенсивного пластического течения  $h$  [10]. Нижняя граница сварки взрывом представляет собой линию на плоскости  $(\gamma - v_c)$ , характеризующую постоянным значением минимальной скорости метания  $v_{0 \min}$ . Угол соударения  $\gamma$  связан со скоростью  $v_c$  соотношением [7]

$$\gamma = \sqrt{H_V / \rho v_c}, \quad (3)$$

где  $H_V$  — микротвердость.

Угол  $\gamma$  определяет ширину области интенсивного пластического течения, а скорость точки контакта  $v_c$  — скорость деформации. Из выражения (3) и рис. 3 следует, что уменьшение угла соударения приводит к сужению области интенсивной деформации и увеличению скорости точки контакта.

На рис. 3 приведены микроструктуры зон соединения и соответствующие им прочностные характеристики сваренных взрывом образцов меди. Выбранные два режима сварки позволяют наиболее четко определить влияние размера зерна на механизм деформации при изменении напряжений в зоне соединения. 1-й режим —  $v_{c1} = 1060$  м/с,  $\gamma_1 = 11^\circ$ ; 2-й —  $v_{c2} = 1680$  м/с,  $\gamma_2 = 7^\circ$ . При использовании 1-го режима прочное соединение ( $\sigma_b = 230$  МПа) создается в образцах с  $d \approx 300 \div 1000$  мкм при  $h_1 = 100 \div 120$  мкм, в случае 2-го режима — в образцах с  $d \approx 30$  мкм ( $\sigma_b = 250$  МПа) при  $h_2 = 50 \div 60$  мкм. В [5] было показано, что образование прочной связи при сварке взрывом происходит при формировании ПЛПД в области контакта свариваемых пластин. Сочетание параметров  $\gamma_1 = 11^\circ$ ,  $v_{c1} = 1060$  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, ПЛПД не образуются (рис. 3, б). Развитие деформации в мелкозернистом материале требует больших напряжений, чем в крупнозернистых.

Изменение параметров соударения при переходе ко 2-му режиму привело к сужению зоны

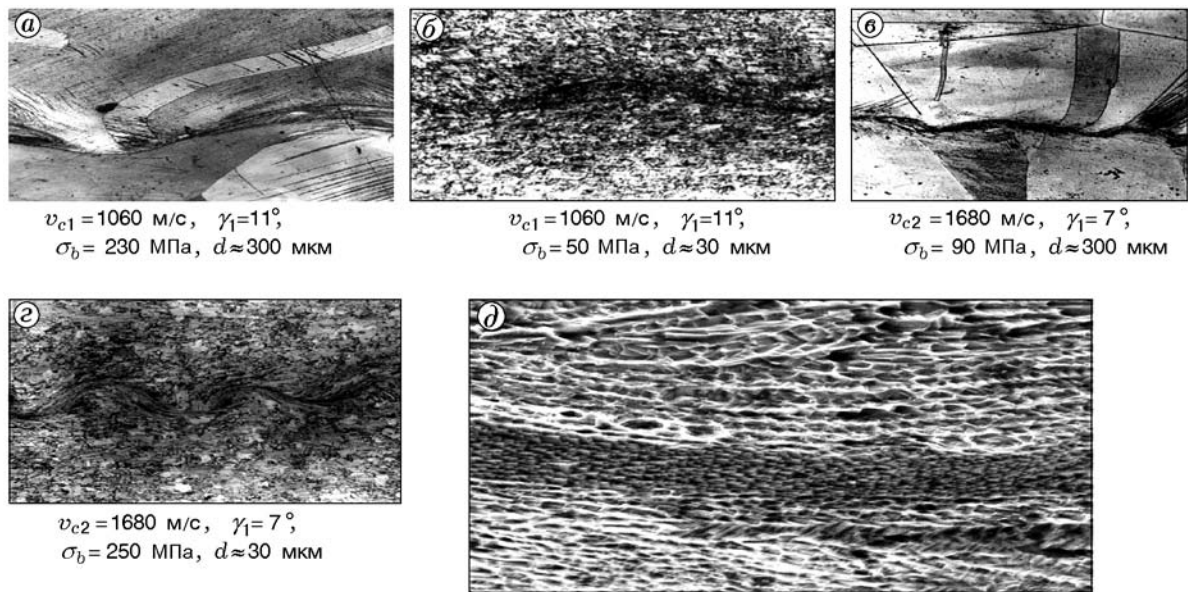


Рис. 3. Образцы, сваренные взрывом, в области нижней границы ( $v_0 \min$ )

интенсивного пластического течения  $h_2$  примерно в два раза и, соответственно, к росту напряжения в зоне соединения. Об энергетических изменениях при сужении  $h$  можно судить по соотношению  $v_{c2}^2/v_{c1}^2$ , примерно равному 2.5. При этом скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  ( $\dot{\epsilon} = v_c/h$ ) увеличивается в три раза (от  $10.6 \cdot 10^6$  до  $33.6 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ ). На рис. 3,г представлена микроструктура мелкозернистого образца, сваренного во 2-м режиме. В узкой зоне соединения видно интенсивное пластическое течение с образованием полосы локализации пластической деформации с фрагментированной структурой (рис. 3,д), где реализуется прочная связь. Таким образом, во 2-м 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 друг относительно друга.

В условиях 2-го режима в крупнозернистом материале, где процесс деформирования осуществляется дислокационным (сдвиговым) механизмом, происходит образование расплавов на контактной границе и снижается прочность соединения.

Итак, в данной работе исследованы особенности развития деформационных процессов

в мелкозернистой меди ( $d < 50 \text{ мкм}$ ) в условиях градиентных динамических напряжений, позволяющие с большой достоверностью определить их механизм и тем самым понять природу физических процессов, вызывающих резкое изменение свойств при динамических нагружениях ( $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ с}^{-1}$ ) материалов с размером зерен  $d < 50 \text{ мкм}$ .

В работе использованы методы динамического нагружения, создающие диапазон скоростей деформации  $\dot{\epsilon} = 10^4 \div 3 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ .

Исследования показали, что обнаруженные резкие изменения свойств при размере зерен меньше критического ( $d < 50 \text{ мкм}$ ), как и установленные при этом структурные изменения материалов, являются следствием существенного вклада механизма зернограничного проскальзывания в процесс деформирования.

Установленное активное развитие однородной текстуры в мелкозернистых материалах при малых величинах деформации при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров, а также в зоне интенсивной пластической деформации при сварке взрывом является следствием вклада механизма зернограничного проскальзывания в процесс деформирования.

Развитие однородной текстуры определило сохранение однородности деформации в широком диапазоне деформирования. Это и обусловило образование полосы локализации пластической деформации в мелкозернистом мате-

риале при значении деформации на порядок выше, чем в крупнозернистом.

Определены условия (микроструктура и скорость деформирования), при которых роль механизма зернограницного проскальзывания в процессе динамического деформирования становится преобладающей, как в нанокристаллических материалах.

Показано, что образование полос локализации пластической деформации при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров в мелкозернистом материале происходит в результате потери ротационной устойчивости в месте, где размер фрагментов  $d = 3 \div 5$  мкм и скорость деформации  $\dot{\epsilon} = 10^4 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ .

Установлено, что в материале с размером зерна  $d \leq 50$  мкм образование полос локализации пластической деформации в результате потери ротационной устойчивости происходит при скорости деформации  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ .

Показано, что пороговое значение размера зерен «нанокристаллических материалов» при динамических нагружениях может превышать принятый ( $d = 10 \div 250$  нм) на 1  $\div$  2 порядка.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Gleiter H.** Materials with ultrafine grain size // Proc. Second Riso Intern. Symp. on Metallurgy and Materials Sci. / N. Hansen, T. Leffers, H. Lilholt (Eds). Roskilde, Denmark, 1981. P. 15–21.
2. **Андриевский Р. А., Глейзер А. М.** Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88, № 1. С. 50–73.
3. **Meyers M. A.** Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in Materials Sci. Elsevier, 2006. V. 51. P. 427–566.
4. **Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.** Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
5. **Бондарь М. П.** Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование прочного соединения // Физика горения и взрыва. 1995. Т. 31, № 5. С. 122–128.
6. **Бондарь М. П., Мержиевский Л. А.** Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении // Физика горения и взрыва. 2006. Т. 42, № 3. С. 121–131.
7. **Дерибас А. А., Захаренко И. Д.** О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Физика горения и взрыва. 1974. Т. 10, № 3. С. 409–423.
8. **Bondar M. P., Nesterenko V. F., Ershov I. V.** Instability of plastic flow of dynamic pore collapse // High-Pressure Sci. and Technol. 1994. P. 1173–1176.
9. **Harren S. V., Deve H. E., Asarj R. J.** Shear band formation in plain strain compression // Acta Metal. 1988. V. 36, N 9. P. 2435–2480.
10. **Бондарь М. П., Оголихин В. М.** О пластической деформации в зоне соединения при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. 1985. Т. 21, № 2. С. 147–151.

*Поступила в редакцию 21/VI 2007 г.,  
в окончательном варианте — 1/IX 2007 г.*