

- Amer. Phys. Soc. Topical Conf., July 1983.— Santa Fe: Elsevier Sci. Publ., 1984.
24. Ahrens T. J. et al. Shock compaction of molybdenum powder. Shock waves in condensed matter. Proc. Amer. Phys. Soc. Topical Conf., July 1983 // Ibid.
 25. Нестеренко В. Ф. Особенности микромеханики порошков при сильном импульсном воздействии: Материалы X Всесоюз. конф. «Численные методы решения задач теории упругости и пластичности». — Новосибирск, 1988. — С. 212—220.
 26. Nesterenko V. F., Lazaridi A. N. Regimes of shock wave compaction of granular materials: Proc. XII Intern. Conf. AIRAPT, Paderborn, 1989.
 27. Нестеренко В. Ф. Нелинейные явления в конденсированных гетерогенных средах при импульсном воздействии: Материалы Всесоюз. конф. по сильновозбужденным состояниям. — Томск, 1990.
 28. Wilkins M. L., Cline C. F. Simulation of explosive compaction experiment: Proc. II Meeting on Explosive Working of Materials, Novosibirsk 8—10 Sept., 1981. — Новосибирск: ИГ, 1981. — С. 166—173.
 29. Wilkins M. L. Dynamic powder compaction. Intern. Conf. on High Energy Rate Fabrication. — San Antonio, 1984.
 30. Нестеренко В. Ф. Нелинейные явления при импульсном нагружении гетерогенных конденсированных сред: Дис. ... докт. физ.-мат. наук. — Новосибирск, 1988. — 370 с.
 31. Caroll M. M., Kim K. T., Nesterenko V. F. The effect of temperature on viscoplastic pore collapse // J. Appl. Phys. — 1986. — 59, N 6.
 32. Kusubov A. S., Nesterenko V. F., Wilkins M. L. et al. Dynamic deformation of powder materials as a function of particle size: Proc. Intern. seminar on high energy working of rapidly solidified and high temperature superconducting materials. — Novosibirsk, 1989.
 33. Нестеренко В. Ф. Возможности ударно-волновых методов получения и компактирования быстрозакаленных материалов // ФГВ. — 1985. — 21, № 6. — С. 85—98.
 34. Нестеренко В. Ф. К термодинамике ударного сжатия пористых материалов // Обработка металлов взрывом: Тр. 2-го Междунар. симп. по взрывной обработке материалов. — Т. 2. — Марианские Лазни, 1976.
 35. Raybould D. Some theoretical aspects and mechanical properties of dynamic compacts: Mater Intern. Conf. on High Energy Rate Fabrication. — San Antonio, 1984.
 36. Williamson R. L., Berry R. Microlevel numerical modeling of the shock wave induced consolidation of metal powders. Shock waves in condensed matter. — N. Y.; L.: Plenum Press, 1986.
 37. Bondar M. P., Nesterenko V. F., Lazaridi A. N. A new method of production of strong compacts from rapidly solidified granules by explosively-thermal treatment: Тр. Междунар. конф. «Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела». — Томск: Изд-во Том. ун-та, 1990. — Ч. 2.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 26/VII 1990

УДК 621.762.4

*А. В. Молотков, А. Б. Ногкин, Д. В. Елагин,
В. Ф. Нестеренко, А. Н. Лазариди*

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЗРЫВНЫХ КОМПАКТОВ ИЗ ГРАНУЛ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Показано, что использование взрывного прессования (ВП) перед горячим газостатическим прессованием обеспечивает значительное улучшение структуры материала и повышение прочности. Разработана методика проведения горячего ВП и выявлены особенности структуры полученных компактов.

Изготовление конструкционных материалов методом взрывного прессования металлических порошков имеет ряд преимуществ по сравнению с горячим газостатическим прессованием (ГГП). Взрывное прессование дает возможность существенно снизить температуру процесса за счет создания давлений, в 10—1000 раз превышающих развиваемые в газостатических установках. Это позволяет в значительной мере сохранить фазовое и структурное состояния быстрозакаленных порошков, а также зафиксировать новые метастабильные фазы, что в конечном итоге обеспечивает получение компактного материала с уникальными свойствами.

В процессе ВП происходит интенсивное сдвиговое перемещение частиц порошка, что приводит к разрушению поверхностных окисных пленок и динамическому локальному разогреву периферийных участков частиц порошка. Это, в свою очередь, открывает возможность создавать структуры композиционного типа. Интерес представляет также использование ВП как подготовительной операции перед ГПП, применяемой для разрушения поверхностных окисных пленок, наклепа материала и повышения его плотности. Последнее обстоятельство может способствовать сильному уменьшению выдержки при высоких температурах при ГПП. К сожалению, накопленный к настоящему времени объем экспериментальных данных о структуре и свойствах заготовок, полученных методом ВП металлических порошков, крайне мал и не позволяет сделать обоснованного заключения о возможности использования данной технологии для изготовления того или иного вида конструкционных материалов.

Представленные в настоящей работе результаты получены коллективом авторов в 1985—1987 гг. Из исследований в этом же направлении следует отметить работы [1, 2], где приводятся данные по взрывному компактированию сплава Ti — 33 % Al. Цель настоящей работы — получение компактного материала из гранул жаропрочного интерметаллического сплава Ti — 34 % Al с использованием ВП и исследование его структуры и механических свойств.

Гранулы сплава получали методом центробежного распыления слитков в атмосфере гелия. Первичную обработку и капсулирование проводили на воздухе. Гранулометрический состав товарной фракции соответствовал интервалу 63—415 мкм. Для изготовления компактных заготовок использовались цилиндрические капсулы диаметром 15—20 и длиной 100—300 мм. После заполнения гранулами до плотности 55 % от теоретической капсулы вакуумировались до достижения остаточного давления не хуже $6,55 \cdot 10^{-3}$ Па, 4 ч дегазировались при 400 °С, а затем подвергались герметизации и взрывному прессованию. Структуру полученных компактных заготовок исследовали методами световой и дифракционной электронной микроскопии (ДЭМ), а также рентгеноструктурного и микро-рентгеноспектрального анализов. Механические свойства определяли испытанием на растяжение стандартных цилиндрических образцов при комнатной температуре.

Для горячего взрывного прессования (ГВП) капсул сконструирована и изготовлена установка, позволяющая осуществлять многоразовое проведение процесса ВП (рис. 1). Установка состоит из взрывной камеры 3, внутри которой на слое песка устанавливаются две коаксиально расположенные картонные трубки 4, между которыми насыпается порошок ВВ 5, и нагревателя 2. Перед проведением компактирования капсула 8 с гранулами подвешивается на проволоке 1 внутри нагревателя, разогревается

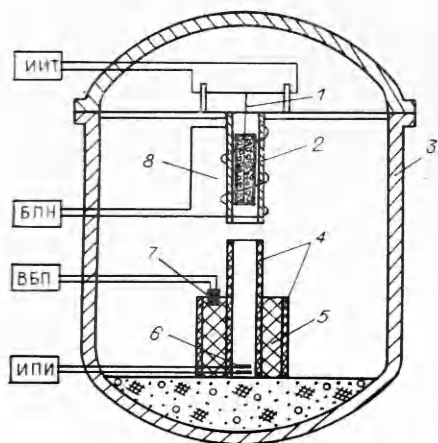


Рис. 2. Капсула с гранулами сплава Ti — 34 % Al до (а) и после (б) взрывного прессования.

Рис. 1. Схема установки для горячего взрывного прессования порошков.

ИИТ — источник импульсного тока; БПН — блок питания нагревателя; ВБП — высоковольтный блок подрыва; ИПИ — индикатор положения изделия.

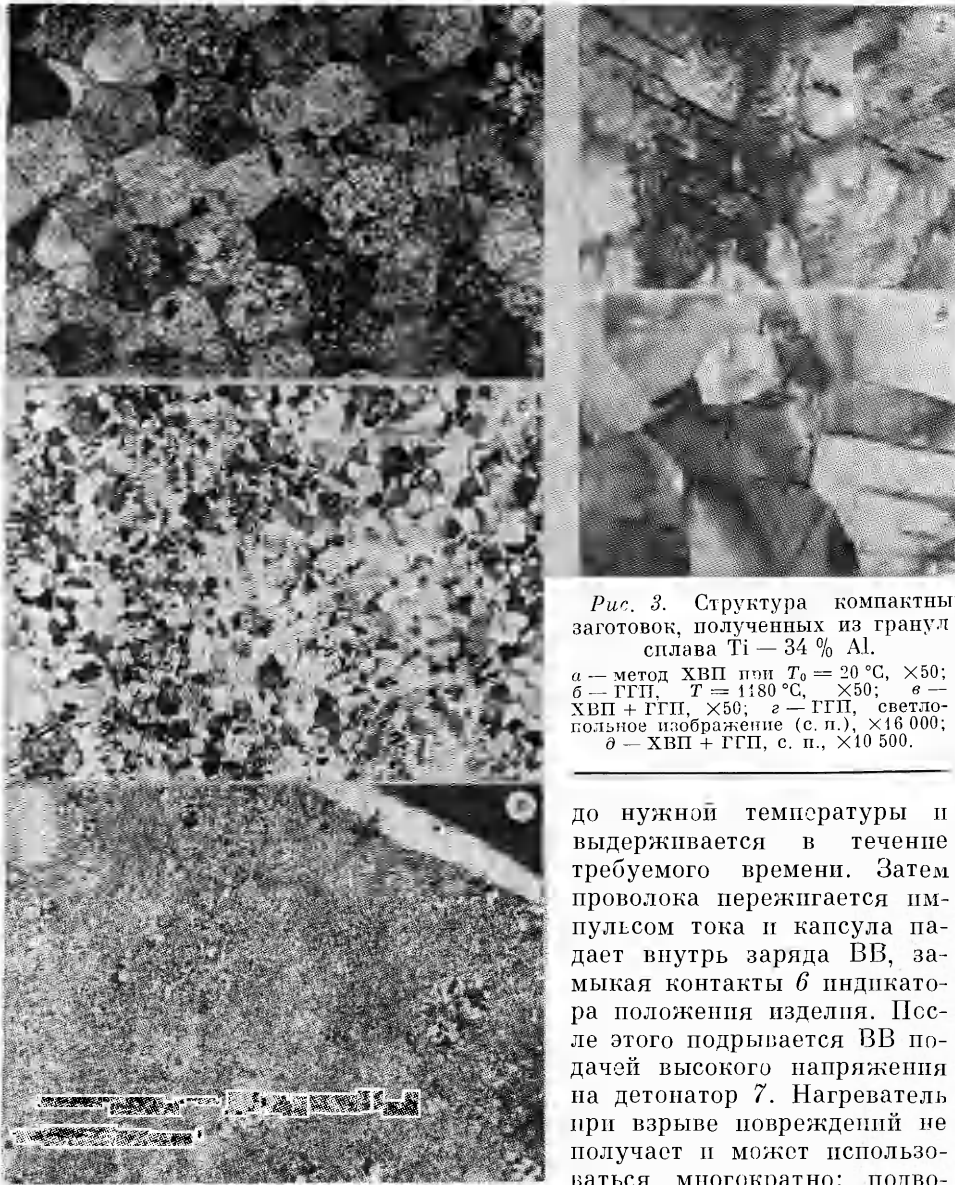


Рис. 3. Структура компактных заготовок, полученных из гранул сплава Ti — 34 % Al.

a — метод ХВП при $T_0 = 20^\circ\text{C}$, $\times 50$;
b — ГП, $T = 1180^\circ\text{C}$, $\times 50$; *в* —
 ХВП + ГП, $\times 50$; *г* — ГП, светло-
 гольное изображение (с. п.), $\times 16\ 000$;
д — ХВП + ГП, с. п., $\times 10\ 500$.

до нужной температуры и выдерживается в течение требуемого времени. Затем проволока пережигается импульсом тока и капсула падает внутрь заряда ВВ, замыкая контакты *b* индикатора положения изделия. После этого подрывается ВВ подачей высокого напряжения на детонатор 7. Нагреватель при взрыве поврежденный не получает и может использоваться многократно; подводящие провода ИПИ и ВВП

требуют при этом лишь замены концевых участков.

Предложенная методика взрывного прессования предусматривает также возможность использования различных схем нагружения (цилиндрической, плоской, объемной и др.), что достигается благодаря соответствующей форме капсулы и картонных обечаск, между которыми засыпается порошок взрывчатого вещества.

В настоящей работе опробовалось два метода получения компактных заготовок (ГВП) с предварительным нагревом капсул до 950°C и холодное взрывное прессование (ХВП) с последующим ГП. Максимальное давление ударной волны составляло в обоих случаях ≤ 100 кбар при длительности нагружения около 5 мкс. ГП проводилось при $T = 1180 \pm 20^\circ\text{C}$ и $p = 130 \pm 10$ МПа в течение 4 ч. Как установлено, использование осесимметричной схемы нагружения позволяет свести к минимуму коробление капсул в процессе ВП (рис. 2). Усадка капсул наблюдается при этом только в радиальном направлении.

Плотность компактных заготовок, полученных методом ХВП, может достигать 95—98 % от теоретической. Гранулы во всем объеме заготовки сохраняют при этом исходное (дендритное) строение (рис. 3, *a*). В про-

цессе ХВП, по-видимому, происходит значительный наклеп сплава, о чем свидетельствует его повышенная трювимость в данном состоянии, а также появление многочисленных фигур травления на микроструктуре. Интересно, что данный процесс способен приводить к качественному изменению метастабильной дефектной структуры исходной быстрозакаленной гранулы, что принципиально меняет ее структуру в ходе последующего ГГП.

Последующее ГГП увеличивает плотность материалов до значений, близких к теоретическим. Получаемая при этом макроструктура достаточно однородна как в продольном, так и в поперечном сечениях. Микроструктура заготовок существенно измельчается по сравнению с получаемой при прямом ГГП (с 50—100 до 3—5 мкм, см. рис. 3, б, в), что, вероятно, связано с отмеченным предварительным наклепом сплава в процессе ХВП. Интересно отметить, что в некоторых случаях области с измельченной структурой наблюдаются лишь в отдельных участках гранулы, причем иногда даже в наименее деформированных — таких, как центральная часть (см. рис. 3, в) [3]. Причиной такого поведения может быть неравновесный нагрев периферии частиц, который в зависимости от особенностей состава отдельных гранул может приводить к отжигу дефектов структуры, созданных в результате ВП. Поэтому последующая рекристаллизация будет приводить к состоянию периферии данных гранул, типичному для процесса ГГП (см. рис. 3, б) [3].

При ДЭМ-исследовании обнаружено, что основной структурной составляющей компактных заготовок, полученных прямым ГГП, являются зерна γ -фазы с высокой плотностью дефектов кристаллического строения — главным образом, дислокаций и дефектов упаковки (рис. 3, г). В структуре также отмечается незначительное количество выделений α_2 -фазы, имеющих разнообразную морфологию (частицы неправильной формы, глобулы, диски, пластины и т. д.) и размеры от сотых долей микрона до нескольких микрон.

В отличие от этого, в заготовках, полученных методом ХВП + ГГП, структура представлена в основном рекристаллизованными зернами γ -фазы, практически свободными от дислокаций, а α_2 -фаза присутствует в виде укрупненных выделений неправильной формы (рис. 3, д). Строение более крупных (150—100 мкм) γ -зерен, изредка наблюдаемых в структуре данного типа, аналогично получаемому при прямом ГГП.

По данным механических испытаний, предварительное (перед ГГП) проведение ХВП приводит к увеличению предела прочности компактных заготовок с 46—49 до 65—70 кгс/мм². Наиболее вероятная причина этого — измельчение зеренной структуры сплава (см. рис. 3, б и 3, в). Пластические характеристики компактных заготовок обоих типов имеют близкие значения.

При проведении ГВП установлено, что использованный режим нагружения обеспечивает рост температурно-силовых характеристик процесса по мере приближения к центру образца, так как эффект от сходимости фронта УВ к центру превалирует над диссипативными потерями энергии. Структура получаемых при этом компактных заготовок характеризуется ярко выраженной радиальной симметрией и свидетельствует о значительно более высокой температуре разогрева их центральной зоны. Так, структура гранул, расположенных в непосредственной близости от поверхности капсулы, аналогична наблюдаемой после их ГГП при той же температуре (950 °С) и представлена мелкими (5—10 мкм) равноосными γ -зернами, на границах и внутри которых располагается незначительное количество выделений α_2 -фазы. Однако в отличие от структуры, формируемой при ГГП, гранулы окаймляются непрерывными прослойками из мелких зерен (рис. 4 а, б) с пониженным содержанием алюминия (рис. 4, в), очень малой плотностью дефектов кристаллического строения и, как показывают результаты микродифракционного анализа, имеющих упорядоченную решетку α_2 -фазы.

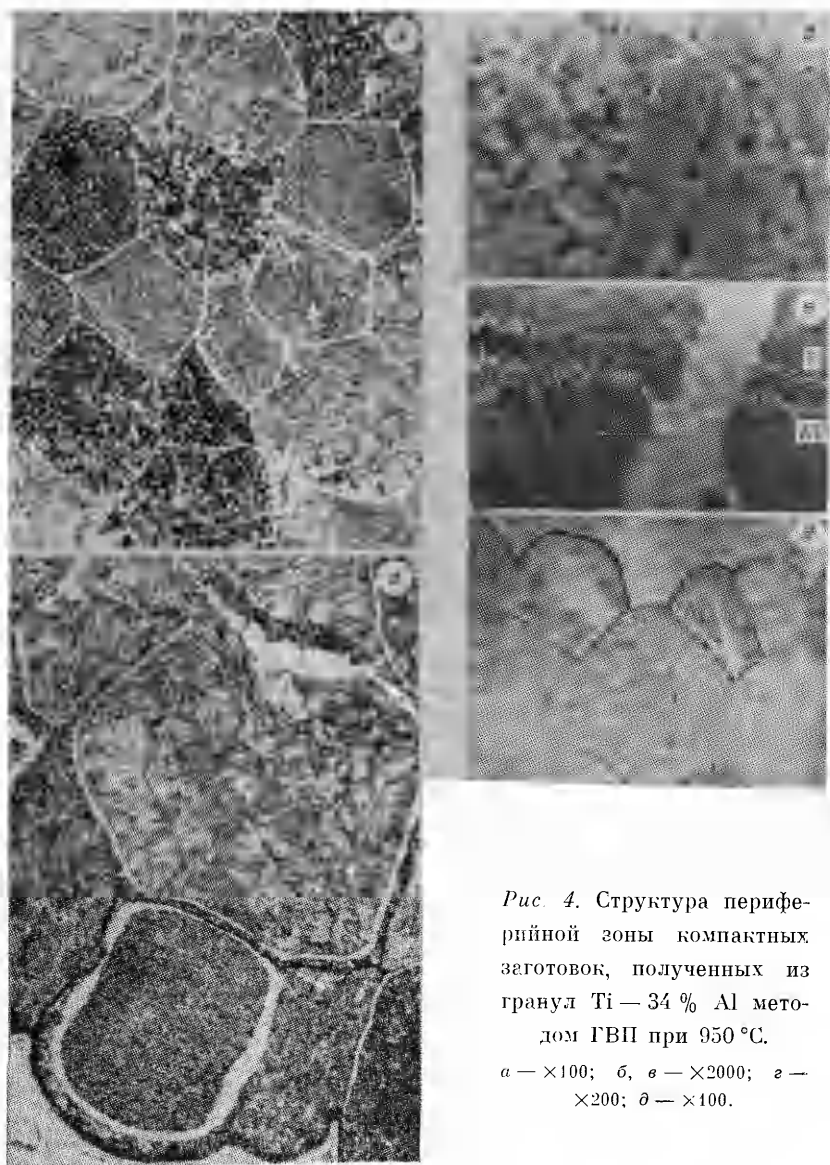
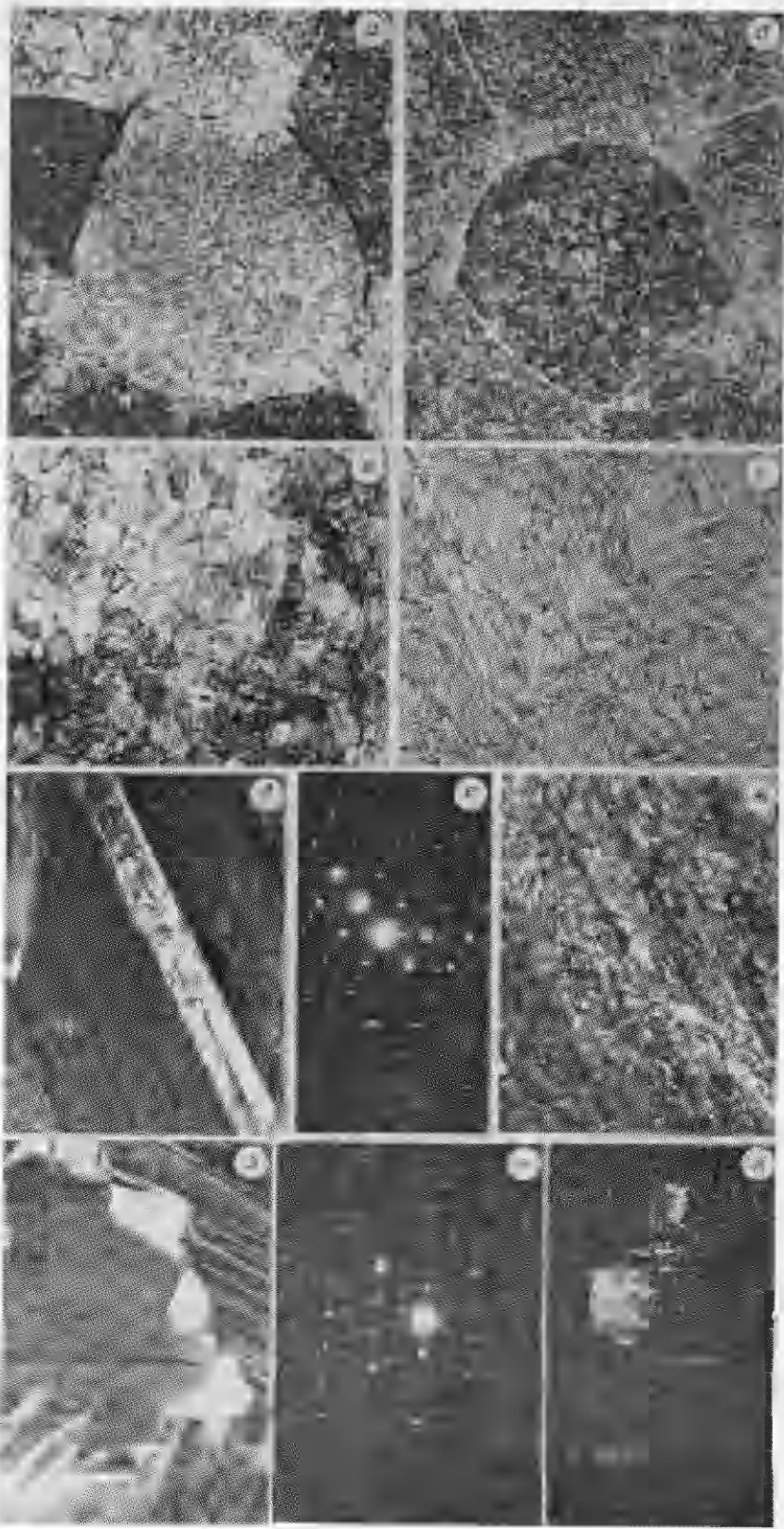


Рис. 4. Структура периферийной зоны компактных заготовок, полученных из гранул Ti — 34 % Al методом ГВП при 950 °С.

a — $\times 100$; б, в — $\times 2000$; г — $\times 200$; д — $\times 100$.

Следует отметить, что наличие α_2 -фазы в указанном структурном состоянии нехарактерно для сплавов на основе γ -фазы и ранее в них не наблюдалось. Причиной прохождения рекристаллизационных процессов в поверхностном слое гранул служит, по-видимому, его интенсивный наклеп и разогрев при сдвиговой деформации. В некоторых случаях прослойки из рекристаллизованных α -зерен располагаются также и внутри гранул (на незначительном удалении от поверхности (рис. 4, г)). Наиболее часто прослойки такого типа образуются в гранулах, непосредственно прилегающих к капсуле, причем удаление прослоек от поверхности гранулы может достигать в этом случае заметно большей величины (рис. 4, д). Это, вероятно всего, является следствием некоторого смещения зоны максимального сдвига в глубь гранул, например, из-за повышенного контактного трения между ними или из-за затруднения их перемещения вблизи поверхности капсулы. Сепарация Al на контактах гранул (см. рис. 4, в) может быть обусловлена наличием здесь интенсивных сдвиговых течений с большими градиентами скорости, которые приводили к подобному эффекту, но на другом структурном уровне — на масштабе размеров частиц [3, 4].



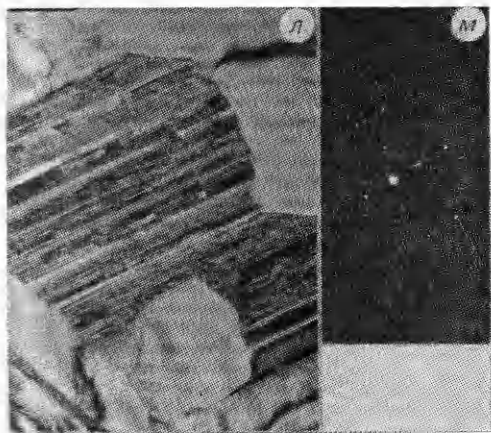


Рис. 5. Структура средней зоны компактных заготовок, полученных из гранул сплава Ti — 34 % Al методом ГВП при 950 °С.

a — *г* — микроструктура; *e*, *u*, *m* — микродифракции; *д* — темнопольное изображение (т. п.) в рефлексе (100) α_2 , $\times 36\,000$; *ж* — светлопольное (с. п.), $\times 18\,500$; *з* — с. п., $\times 18\,500$; *к* — т. п. в рефлексе (100) α_2 , $\times 18\,500$; *л* — с. п., $\times 36\,000$.

По мере приближения к центру образца в структуре начинают появляться сравнительно мелкие (10—30 мкм) зерна с полосчатым рельефом, характерным для материала, претерпевшего $\beta \rightarrow \gamma$ -превращение (температура протекания этого превращения при атмосферном давлении составляет 1350—1400 °С). Располагаются эти зерна в участках, испытавших наибольшую деформацию — на стыках трех и более гранул и в поверхностных слоях (рис. 5, *a*, *б*, $\times 200$). По мере дальнейшего приближения к центру зерна с рельефом становятся единственной структурной составляющей (рис. 5, *в* ($\times 200$), *г*). Заметного укрупнения их размеров при этом не происходит.

Электронно-микроскопическим исследованием установлено, что несмотря на внешнее сходство при оптических увеличениях, структура зерен данного типа значительно отличается от получаемой при протекании $\beta \rightarrow \gamma$ -превращения при атмосферном давлении. Так, если в последнем случае полосчатый рельеф образован двойниками γ -фазы, вдоль которых в незначительном количестве выделяются тонкие α_2 -прослойки, то зерна, получаемые методом ГВП, напротив практически полностью состоят из пластин α_2 -фазы, на границах которых формируется контраст, аналогичный наблюдаемому в двойникованной структуре (рис. 5, *д*). Количество γ -фазы уменьшается при этом настолько, что обнаружить ее в зернах уже не удается, а сам факт ее присутствия подтверждается лишь наличием слабых рефлексов на электронограммах (рис. 5, *e*, $\times 500$). Во всех α_2 -пластинах легко фиксируются антифазные домены как на темнопольных, так и на светлопольных изображениях (рис. 5, *д*, *ж*).

Причина появления большого количества метастабильной α_2 -фазы в данном состоянии сплава видится в смещении области ее существования на диаграмме состояния под действием высокого давления и в слишком быстром (с точки зрения возможности последующего распада) охлаждении после прохождения фронта УВ. Можно предположить, что избыточная α_2 -фаза образуется в этих условиях за счет $\gamma \rightarrow \alpha_2$ -превращения, проходящего по сдвиговому (мартенситному) механизму. Каждая область гомогенного сдвига ограничивается при этом ориентировкой пластины γ -двойника, в результате чего границы двойников наследуются α_2 -фазой.

Часть зерен с полосчатым рельефом окаймляется цепочками мелких ($\sim 0,5$ мкм) выделений, в которых рельеф превращения отсутствует (рис. 5, *з*, *и*). Как показывают данные ДЭМ, наблюдаемые выделения представляют рекристаллизованные зерна α_2 -фазы (рис. 5, *u*, *к*). В некоторых областях, вероятно, несколько обогащенных алюминием, появляются также отдельные рекристаллизованные γ -зерна, имеющие размеры до 2—3 мкм и более правильную форму (рис. 5, *л*, *m*).

На рис. 4 и 5, *a*, *б* ясно видно образование нового структурного уровня деформации, локализованной по контактам частиц, которая необходима для их схватывания [5].

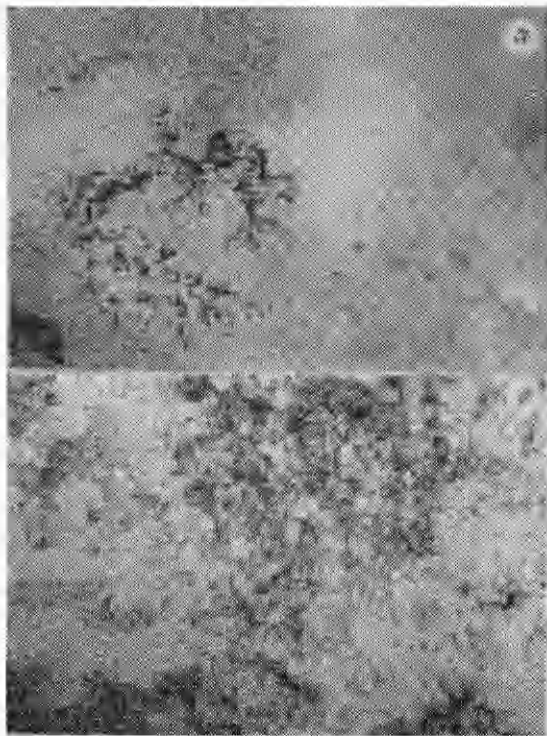


Рис. 6. Структура центральной зоны компактных заготовок, полученных из гранул сплава Ti — 34% Al методом ГВП при 950 °С, $\times 100$.

В непосредственной близости от центра образца идет интенсивный рост зерен с полосчатым рельефом вплоть до размеров, наблюдаемых в слитке (1—2 мм) (рис. 6, б). Сколько-нибудь заметных изменений внутризеренного строения при этом нет. В некоторых случаях центральная зона образца расплавляется (т. е. нагревается до температуры 1500 °С для равновесной диаграммы состояния) с последующим образованием усадочной пористости (рис. 6, а). Отметим, что особенность в центре возникает при наличии вакуума в исходном состоянии порошка.

Плотность материала, полученного методом ГВП по указанному режиму, близка к теоретической (за исключением расплавлявшихся участков образца). При изучении особенностей разрушения установлено, что для периферийных зон компактных заготовок характерно наличие значительной доли межгранульного излома (рис. 7, а — в), а для центральной области — внутригранульного (рис. 7, г). Прослойки из рекристаллизованных α_2 -зерен, окаймляющие гранулы, разрушаются при этом хрупко, путем скола по телу зерна (рис. 7, д, е). Гранекристаллитный характер разрушения доминирует и в участках с мелкозернистой превращенной структурой, причем в изломе нередко обнаруживаются признаки наличия в зернах внутреннего рельефа. Цепочки выделений α_2 -фазы, расположенные вдоль границ превращенных зерен, разрушаются при этом посредством хрупкого скола. Аналогичный характер разрушения отмечается и в превращенных зернах крупного размера.

Как следует из полученных результатов, использованные схема и режим нагружения обеспечивают возникновение значительного температурного градиента в поперечном сечении заготовки — достигаемый перепад температур составляет 600 °С на каждые 5—7 мм длины. В случае, если сплав может претерпевать фазовые или структурные превращения в интервале температур, реализуемом на длине, равной радиусу заготовки, то получаемая структура закономерно изменяется в радиальном направлении. Варьирование диаметра заготовок и условий нагружения позволяет должным образом регулировать величину этого температурного интервала, а их предварительный нагрев — его положение на шкале температур. Это позволяет рекомендовать осесимметричное нагружение цилиндрических образцов при ВП в качестве экспресс-метода для определения типа структур, формируемых в широком температурном диапазоне при импульсном воздействии на исследуемый материал. Избранный тип структуры может быть получен далее во всем объеме образца изменением схемы нагружения от цилиндрической к плоской и использования требуемой интенсивности нагружения.

Подведем итоги проведенного исследования.

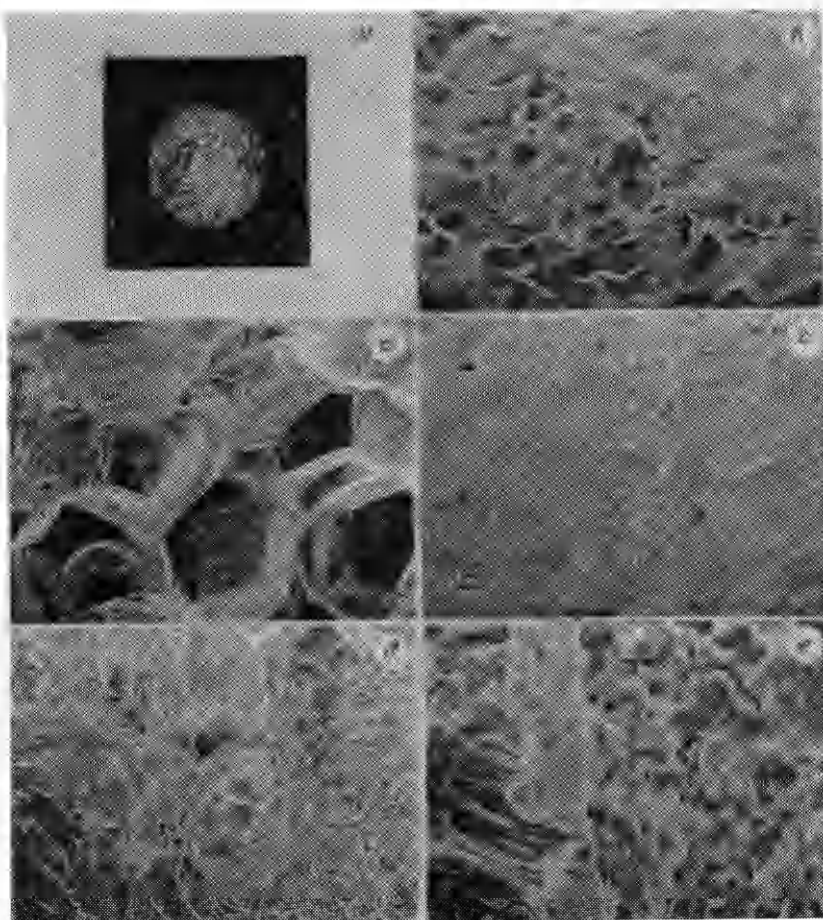


Рис. 7. Фрактограммы образцов компактных заготовок, полученных из гранул сплава Ti — 34 % Al методом ГВП при 950 °С. Испытания на растяжение при 20 °С: а — $\times 2$, б — $\times 15$, в — $\times 50$, г — $\times 25$, д — $\times 200$, е — $\times 1000$.

1. Разработана методика проведения горячего взрывного прессования металлических порошков на базе взрывной камеры с дистанционным управлением процессами нагрева и размещения горячей заготовки во взрывчатом веществе. Данная методика позволяет осуществлять процесс взрывного прессования в лабораторных условиях и может служить основой для разработки промышленной технологии изготовленных деталей.

2. Установлено, что плотность материала, полученного из гранул сплава Ti — 34 % Al методом холодного взрывного прессования, может достигать 95—98 % от теоретической. Использование ХВП в качестве подготовительной операции перед горячим газостатическим прессованием обеспечивает более мелкую и совершенную структуру в компактных заготовках и увеличивает предел прочности при комнатной температуре с 46—49 до 65—70 кгс/мм².

3. Показано, что метод горячего взрывного прессования обеспечивает возможность получения компактных заготовок из гранул сплава Ti — 34 % Al с плотностью, близкой к теоретической. В материале фиксируется нехарактерное для γ -сплавов структурное и фазовое состояние, что может быть связано с соответствующим изменением диаграммы состояния под действием высокого давления и закалкой давлением метастабильных фаз.

4. Обнаружено, что опробованный режим нагружения при горячем взрывном прессовании приводит к возникновению значительного (до 100 град/мм) температурного градиента в поперечном сечении заготовки

п сопровождается формированием соответствующих типов структуры на различном удалении от ее центра. Это позволяет рекомендовать осесимметричное нагружение при ГВП в качестве экспресс-метода для определения типа структур, которые могут быть получены в широком температурном диапазоне при импульсном воздействии на исследуемый материал.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ferreira A. Compaction of rapidly solidified titanium aluminide powders by explosively generated shock waves.— New Mexico: Inst. Mining Technol., 1989.
2. Li-Hging Yu. Chemically-induced shock synthesis and consolidation of aluminides and silicides.— New Mexico: Inst. Mining Technol., 1989.
3. Нестеренко В. Ф. Нелинейные явления при импульсном нагружении гетерогенных конденсированных сред: Дис. ... докт. физ.-маг. наук.— Новосибирск, 1988.— 370 с.
4. Дерibas А. А., Нестеренко В. Ф., Ставер А. М. Сепарация компонент при взрывном прессовании многокомпонентных материалов. Матер. III Междунар. симп. по обработке металлов взрывом.— Маршанские Лазни, ЧССР, 1976.— Т. 2.— С. 367—372.
5. Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф. Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях // ФГВ.— 1991.— 27, № 3.

гг. Новосибирск, Москва

Поступила в редакцию 4/IV 1990

УДК 621.7.044.2

М. Адамец, Б. С. Злобин, А. А. Штерцер

ОТРАЖЕНИЕ КОСЫХ ДЕТОНАЦИОННЫХ ВОЛН ОТ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖЕК

Проводилась оптическая регистрация взаимодействия наклонных детонационных волн с подложками из углеродистой стали и алюминиевых сплавов. Наклонные фронты получали, используя комбинированные двухслойные и однородные заряды криволинейной формы. Получены данные режимов, в которых возникает нерегулярное отражение ДВ от подложки.

В некоторых случаях обработки материалов взрывом применяются двухслойные заряды ВВ [1—3]. Взаимодействие возникающих при этом косых детонационных волн (ДВ) с подложкой может реализовываться в виде регулярного или нерегулярного (маховского) отражения. Если для подложки используется какой-либо порошок насыпной или близкой к ней плотности, имеет место только регулярное отражение косой ДВ [4]. Если же подложка выполнена из монолитного материала, по свойствам близкого к идеальной несжимаемой среде, возможно возникновение как одного, так и другого типа отражения аналогично ситуации сталкивающихся ДВ [5].

В настоящей работе проводилась оптическая регистрация конфигурации детонационных фронтов при детонации двухслойных зарядов на стальных и алюминиевых подложках, а также при детонации криволинейного U-образного однородного заряда на алюминиевой подложке. Для этой цели использовалась четырехкадровая фоторегистрирующая установка СНЕФ-4, основными элементами которой являются ЭОП и схема включения выдержек на криотронах. Время экспозиции кадра — 50 нс. Установка разработана и изготавливается в ИФНиЛМ им. Калиского (Варшава, Польша). СНЕФ-4 позволяет получать 4 кадра на регистрируемый быстропротекающий процесс с задаваемыми временными интервалами между кадрами.

Во всех опытах низкоскоростной заряд располагался между слоем высокоскоростного ВВ и подложкой. Съемка детонационных фронтов велась без подсветки за счет их самосвечения. Использовалась методика покадровой съемки, применявшаяся в [6, 7] для изучения метания металлических пластин и пористых слоев. Результаты опытов по регистрации детонации двухслойных зарядов приведены в таблице. На рисунке