

Локализация пластической деформации при ударно-волновом нагружении титанового сплава с трещиной

© А.И. Петров, М.В. Разуваева

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: an.petrov@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 20 ноября 2002 г.)

Рассмотрено влияние ударно-волнового нагружения амплитудой 4 ГПа и длительностью $10 \mu\text{s}$ на локализацию пластического течения и динамическое разрушение литого титанового сплава марки ВТ-1, содержащего дискообразную трещину. Обнаружено уменьшение размера трещины в направлении распространения ударной волны, рост плотности дислокаций, образование полос адиабатического сдвига вблизи трещины и возникновение вторичных трещин в местах локализованного течения у краев трещины. Проведены оценки деформации, скорости деформации, плотности дислокаций, скорости генерации и скорости движения дислокаций вблизи заживающейся трещины и вдали от нее.

Известно, что заживание пор и трещин в кристаллических материалах в условиях статического или динамического сжатия при средних температурах происходит по дислокационному механизму [1,2]. Степень заживания несплошностей определяется количеством дислокационных петель, испущенных источниками Франка-Рида под действием сдвиговых напряжений, возникающих у пор и трещин под давлением. Показано [3], что эффект заживания пор заметно выше при ударно-волновом нагружении (импульсном магнитном сжатии и ударном воздействии) по сравнению со статическим сжатием той же амплитуды. Одна из возможных причин наблюдаемого эффекта может быть связана с увеличением подвижности дислокаций за счет разогрева материала вблизи несплошности, поскольку присутствие в материале различных внутренних областей неомогенности при динамическом нагружении обуславливает изменение волновой картины и сопутствующий рост температуры [4]. Другой причиной повышения подвижности дислокаций при динамическом сжатии является локальный разогрев в полосах скольжения за счет адиабатических процессов при движении дислокаций с большими скоростями. Известно [5], что в материалах с низким коэффициентом температуропроводности локальные разогревы в полосах скольжения достигают критической величины, достаточной для образования адиабатического сдвига. Можно поэтому ожидать, что для таких материалов в некоторых режимах динамического нагружения вблизи заживающихся несплошностей возможно образование полос адиабатического сдвига. Такое исследование и было проведено в настоящей работе, целью которой являлось выявление локализации сдвиговой деформации вблизи несплошностей в условиях взрывного динамического сжатия.

В качестве материала для исследования был выбран литой титановый сплав марки ВТ-1 (размер зерна $(900 \pm 200) \mu\text{m}$), склонный к образованию полос адиабатического сдвига [5,6]. Первоначально в исходном

материале в виде пластины толщиной 20 мм с помощью рентгеноскопии была выявлена дискообразная трещина диаметром 15 мм и высотой 2.5 мм, плоскость которой располагалась практически параллельно плоскости пластины. Вырезанный из исходной пластины образец размером 70×70 мм с трещиной в середине подвергался взрывному нагружению. Нагружение плоской ударной волной осуществлялось таким образом, что фронт волны распространялся перпендикулярно плоскости трещины. Амплитуда в ударной волне составляла 4 ГПа при длительности импульса около $10 \mu\text{s}$. Для предотвращения поперечного растекания материала образец помещался в обойму. Металлографическое изучение сплава после ударно-волнового нагружения проводилось на шлифе, вырезанном перпендикулярно плоскости трещины. Использовался оптический микроскоп Neophot-30 и сканирующий микроскоп Comscan.

Рассмотрим полученные результаты. Металлографическое изучение шлифа, плоскость которого совпадает с направлением распространения плоской ударной волны и проходит через центр трещины, показало следующее. Наблюдается заметное изменение деформационной структуры сплава после ударно-волнового нагружения, при этом деформационная структура заметно различается вблизи трещины и вдали от нее. Вдали от трещины на расстояниях, превышающих несколько размеров зерна, деформация материала осуществляется за счет развития сдвигов, как правило, по двум системам скольжения. Деформационная структура сплава характеризуется прямыми рядами дислокаций. При приближении к трещине наблюдается активация других систем сдвигов, имеет место множественное скольжение по непараллельным плоскостям сдвига и видимое скольжение происходит уже по трем-четырем системам скольжения. В то же время в зернах, непосредственно примыкающих к трещине, интенсивность пластической деформации возрастает настолько, что отдельные полосы скольжения становятся неразличимыми. Активизация дислокационных

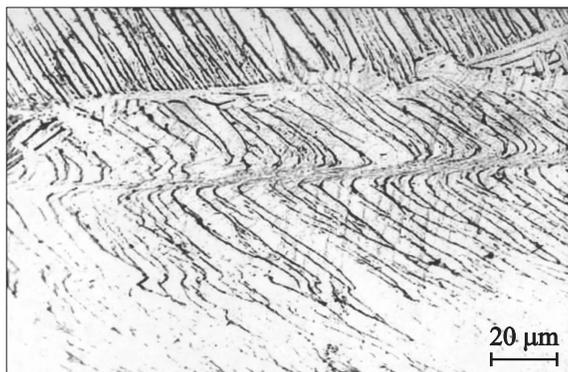


Рис. 1. Полоса адиабатического сдвига вблизи первичной макротрещины в сплаве ВТ-1 после динамического нагружения.

источников вблизи трещины сопровождается заметным уменьшением размера трещины в направлении, совпадающем с направлением распространения плоской ударной волны, т.е. имеет место процесс залечивания трещины. Оценки показали, что после нагружения величина остаточной деформации пластины в месте расположения трещины в точке, соответствующей ее центру, составляет 0.12.

Обнаружено также, что вблизи трещины возникают локализованные полосы сдвига, образовавшиеся из-за влияния адиабатического нагрева. В зернах, примыкающих к трещине, наблюдали около 15 полос адиабатического сдвига. Ширина полос варьировалась от 4 до 10 микрон. Полосы распространялись в пределах одного зерна или пересекали несколько зерен. На рис. 1 приведена адиабатическая сдвиговая полоса. Полосы были подобны тем, которые наблюдали в титане [6,7] или в его сплавах [5,7]. Для определения пластической сдвиговой деформации γ внутри полосы адиабатического сдвига в качестве репера использовали границы зерен, расположенные перпендикулярно полосе сдвига. Величина γ составила около 500%. Внутри полосы, как показало исследование шлифа с помощью сканирующей электронной микроскопии, находится множество пор, размер которых составляет несколько микрон.

Оптическая и сканирующая электронная микроскопия выявили в отдельных зернах вблизи трещины двойники деформации, но их число было невелико.

Металлографический анализ шлифа показал также, что после ударного воздействия вблизи краев макротрещины появляются протяженные вторичные трещины шириной ~ 0.2 mm с отношением длины к ширине 1 : 30 (рис. 2). Наблюдаются вторичные трещины двух видов. Трещины первого вида развиваются в направлении, совпадающем с направлением распространения ударной волны, т.е. эти трещины возникают по типу среза. Трещины второго вида возникают в направлении, составляющем угол 50° с плоскостью макротрещины. При этом трещины обоих видов развиваются на месте

полос адиабатического сдвига у краев исходной трещины. Об этом, во-первых, свидетельствуют сдвиги, наблюдаемые на границах зерен, пересекаемых вторичными трещинами (рис. 3). Величина сдвига границы зерна полосой сдвига на рис. 3 составляет $25 \mu\text{m}$ и близка к величине сдвига по границам зерен в рассмотренных выше полосах адиабатического сдвига. Во-вторых, на образование вторичных трещин в полосах адиабатического сдвига указывает также то обстоятельство, что продолжением трещин являются полосы интенсивного локализованного сдвига. Отметим, что наклонные полосы адиабатического сдвига образуются за счет сдвиговых напряжений, близких к максимальным сдвиговым напряжениям, которые действуют под углом 45° к фронту ударной волны.

Следовательно, у краев макротрещины при ударном нагружении происходит локализация пластической деформации в полосах адиабатического сдвига. Локализованное течение приводит к появлению вторичных трещин. Согласно [7], образование трещин в полосах адиабатического сдвига инициируется растягивающими напряжениями, возникающими при отражении ударной волны от тыльной поверхности образца.

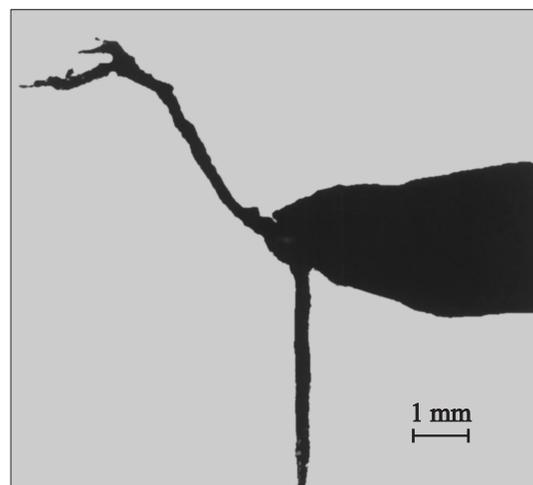


Рис. 2. Вторичные трещины у краев исходной макротрещины, образовавшиеся после прохождения ударной волны.

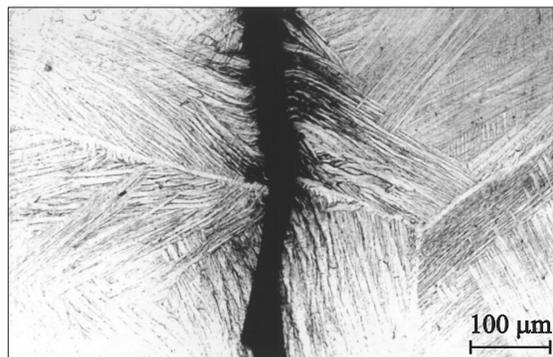


Рис. 3. Пересечение вторичной трещины с границей зерна.

Проведем некоторые оценки. Оценим прежде всего изменение плотности дислокаций, связанное с залечиванием макротрещины в процессе ударного нагружения. Известно [8], что в условиях статического нагружения в случае отсутствия динамического возврата плотность дислокаций ρ линейно зависит от истинной деформации e

$$\rho = \rho_0 + A \cdot e, \quad (1)$$

где ρ_0 — плотность дислокаций в исходном материале; A — коэффициент, характеризующий скорость размножения дислокаций, который для поликристаллов имеет порядок величины 10^{15} м^{-2} .

Экспериментально показано, что зависимость (1) имеет место и в случае динамического нагружения, если пластическая деформация связана со скольжением дислокаций. Примеры некоторых зависимостей ρ от e для материалов, подвергнутых ударному воздействию, приведены в работах [4,9]. Из представленных данных следует, что величина коэффициента A для металлов и сплавов с разным типом кристаллической решетки примерно одинакова и в среднем составляет $(1.2 \pm 0.2) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$. Полагая, что вклад двойников деформации в пластическую деформацию у макротрещины при давлении 4 ГПа незначителен, получаем, что максимальной истинной деформации, наблюдаемой у трещины $e = \ln(1 + \varepsilon) = 0.11$, соответствует плотность дислокаций $1.3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ (плотность дислокаций ρ_0 в литом сплаве на несколько порядков ниже и ею можно пренебречь). При длительности импульса сжатия $t_p = 10^{-5} \text{ с}$ скорость генерации дислокаций $\dot{\rho} = \rho/t_p$ составит $1.3 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ при средней скорости деформации $\dot{\varepsilon} = \varepsilon/t_p = 1.2 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$. Средняя скорость движения дислокаций, как следует из уравнения Орована,

$$v_d = \dot{\varepsilon} / \rho \cdot b, \quad (2)$$

где $b = 2.95 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ — вектор Бюргерса, составит $0.3 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$.

Оценим те же характеристики вдали от трещины. Величина истинной пластической деформации материала, подвергнутого воздействию динамического давления, рассчитанная по формуле,

$$e = \frac{4}{3} \ln V/V_0, \quad (3)$$

где V/V_0 — отношение объема при прохождении ударной волны к начальному объему, составит при давлении 4 ГПа для данного материала величину, равную $1.86 \cdot 10^{-2}$. Полученному значению деформации при продолжительности импульса сжатия $10 \mu\text{с}$, согласно формулам (1) и (2), соответствуют следующие характеристики: $\dot{\varepsilon} = 1.86 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$, $\rho = 2.2 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$, $\dot{\rho} = 2.2 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, $v_d = 0.3 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$.

Проведенные оценки показывают, что дискообразная макротрещина в объеме материала, подвергнутого ударному нагружению, является концентратором сдвиговых

напряжений. Вследствие этого пластическая деформация, скорость деформации, плотность дислокаций и скорость генерации дислокаций вблизи трещины почти на порядок превышают те же характеристики в местах, находящихся на достаточном удалении от трещины. Последнее означает, что вблизи трещины происходит локализация пластической деформации. Другими местами локализованного пластического течения являются возникающие вблизи трещины, полосы адиабатического сдвига, внутри которых сдвиговая деформация и скорость деформации еще на порядок выше.

Таким образом, достижение в ударной волне вблизи трещины высокого уровня сдвиговых напряжений приводит к интенсивному развитию деформационной структуры за счет активации различных систем сдвигов и формированию полос адиабатического сдвига. Процесс залечивания макротрещины в объеме материала при ударно-волновом нагружении сопровождается образованием вторичных трещин у краев макротрещины в местах локализации пластической деформации в адиабатических полосах сдвига.

Авторы выражают искреннюю признательность Г.А. Малыгину, за обсуждение результатов и ценные замечания.

Список литературы

- [1] Гегузин Я.Е., Кононенко В.Г. // Физика и химия обработки материалов. 1982. № 2. С. 60–75.
- [2] Бетехтин В.И., Пахомов А.Б., Перегуд Б.П. и др. // ЖТФ. 1989. Т. 59. Вып. 6. С. 136–139.
- [3] Петров А.И., Разуваева М.В., Синани А.Б. и др. // ЖТФ. 1998. Т. 68. Вып. 11. С. 125–127.
- [4] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [5] Timothy S.P., Hutchings L.M. // Acta Metal. 1985. Vol. 33. N 4. P. 667–676.
- [6] Мозилевский М.А., Санчаа Т.О., Шишкин Ю.Д. // Журнал прикладной механики и технической физики. 1986. № 3. С. 118–120.
- [7] Grebe H.A., Pak H.-R., Meyers M.A. // Metall. Trans. 1985. Vol. 16A. P. 761–765.
- [8] Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. В.И. Трефилова. Киев: Наукова думка, 1987. 245 с.
- [9] Whight R.N., Mikkola D.E. // Metall. Trans. 1985. Vol. 16A. P. 981–985.