

05:10

Высокоскоростная деформация и откольное разрушение стали Гадфильда при воздействии сильноточного наносекундного релятивистского электронного пучка

© С.Ф. Гнусов, В.П. Ротштейн, С.Д. Полевин, С.А. Кицанов

Томский политехнический университет
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск
E-mail: gnusov@rambler.ru

В окончательной редакции 26 апреля 2010 г.

Исследованы особенности пластической деформации и откольного разрушения ударно нагруженных образцов из стали Гадфильда при скорости деформации $\sim 10^6 \text{ s}^{-1}$. В качестве генератора ударных волн ($\sim 30 \text{ GPa}$, $\sim 0.2 \mu\text{s}$) использован электронный ускоритель „СИНУС-7“ с параметрами: максимальная энергия электронов 1.35 MeV , длительность импульса 45 ns , пиковая плотность мощности на мишени $3.4 \cdot 10^{10} \text{ W/cm}^2$. Установлено, что откол осуществляется путем смешанного вязкохрупкого интеркристаллитного разрушения, в то время как при квазистатическом растяжении и ударном изломе типичным является вязкое транскристаллитное разрушение. Показано, что причиной интеркристаллитного откольного разрушения является локализация пластической деформации вблизи межзеренных границ, содержащих карбидную прослойку.

Сталь Гадфильда, благодаря повышенной склонности к наклепу, является привлекательным объектом исследования характеристик и механизмов деформационного поведения и разрушения ГЦК-металлов и сплавов. Подавляющее большинство исследований проводилось при квазистатическом нагружении. Исследования при динамическом нагружении ограничиваются работой [1], в которой образцы подвергались ударному сжатию со скоростями деформации $\dot{\epsilon} = (1 \div 8.3) \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$. Особый интерес представляют исследования динамической деформации и разрушения металлов и сплавов при $\dot{\epsilon} \geq 10^5 \text{ s}^{-1}$, реализуемых при ударно-волновом нагружении в режимах тыльного откола мишени [2]. Целью настоящей работы является исследование особенностей дефор-

мационного поведения и откольного разрушения поликристаллической стали Гадфильда при ударно-волновом нагружении при скоростях деформации $\sim 10^6 \text{ s}^{-1}$.

В качестве генератора ударных волн использовали электронный ускоритель „СИНУС-7“ с параметрами электронного пучка: максимальная энергия электронов 1.35 MeV, максимальный ток в диоде 20 kA, длительность импульса на полувывоте 45 ns, максимальная плотность мощности на мишени $3.4 \cdot 10^{10} \text{ W/cm}^2$. Мишень устанавливали за графитовой диафрагмой диаметром 8 mm и толщиной 3 mm в заземленном аноде. Тыльная поверхность мишени оставалась свободной. При воздействии электронного пучка на мишень происходили быстрый объемный нагрев и абляция материала. За счет „импульса отдачи“ формировалась квазиплоская ударная волна, амплитуда которой, согласно оценкам [3], составляла $\sim 30 \text{ GPa}$, а длительность $\sim 0.2 \mu\text{s}$. Ударная волна с затуханием распространялась в глубь мишени, достигала тыльной поверхности и отражалась от нее. При отражении ударной волны формировалась волна растяжения, приводящая к тыльному отколу. Скорость деформации составляла $\sim 10^6 \text{ s}^{-1}$ [3].

Мишенями служили диски диаметром 15 mm, толщиной 1.5–4 mm, вырезанные из стали 110Г13, подвергнутой горячей ковке, отжигу при 1050°C (2 h) с последующей закалкой в воду. Образцы имели ГЦК-структуру, средний размер зерна $118 \mu\text{m}$, микротвердость 2.7 GPa, предел текучести $\sigma_{0.2} = 410 \text{ MPa}$, предел прочности $\sigma_B = 940 \text{ MPa}$, относительное удлинение $\delta = 33\%$.

Эксперименты показали, что относительное удлинение отколотого слоя, оцененное по длине дуги чашки откола, составляет 10–20%, что в 1.7–3.5 раза меньше, чем при квазистатическом растяжении. С ростом толщины мишени в интервале от 1.5 до 4 mm толщина отколотого слоя растет почти линейно от 0.4 до 0.6 mm. Такая зависимость характерна для откольного разрушения металлических мишеней ударными волнами, генерируемыми наносекундными лазерными [4] и электронными [3,5] пучками. Связано это с тем, что с ростом толщины мишени амплитуда волны, достигшей тыльной поверхности мишени, падает из-за затухания, следовательно, растет расстояние, на котором амплитуда отраженной волны достигает динамической (откольной) прочности материала.

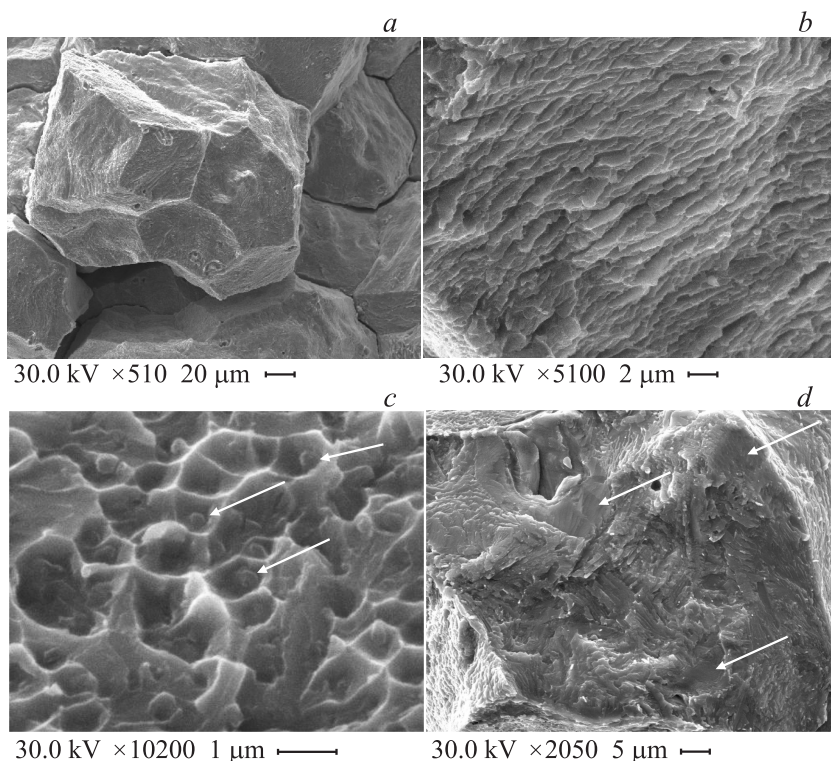
Измерения микротвердости вдоль оси образцов показали, что ударно-волновое нагружение приводит, как и в случае квазистатического нагружения, к деформационному упрочнению. Для всех ударно

нагруженных образцов профили микротвердости имеют максимум, расположенный на глубине ~ 0.7 mm при толщине мишеней от 2.5 до 4 mm и на глубинах 0.2 и 0.3 mm — при толщине 1.5 и 2 mm соответственно. Максимальная микротвердость составляет 3.5–4.7 GPa, что близко к случаю квазистатического нагружения. Монотонное снижение микротвердости справа от максимума согласуется с затуханием ударной волны при ее распространении от лицевой к тыльной поверхности [3]. Разупрочнение вблизи лицевой поверхности связано с тем, что в зоне теплового влияния пучка материал наряду с деформационным упрочнением подвергается интенсивному тепловому воздействию (отжигу).

Металлографический анализ поперечного сечения ударно нагруженных образцов показал, что степень их деформации существенно ниже, чем при квазистатическом растяжении и ударном изломе. При этом деформация крайне неоднородна как в пределах одного зерна, так и при переходе от зерна к зерну. В зернах с благоприятной ориентацией размером $d \leq 80 \mu\text{m}$ деформация, как правило, распространяется по всему объему зерна. В более крупных зернах деформация локализована вблизи границ, расположенных под некоторым углом к оси образца. Неоднородность деформации связана с различной кристаллографической ориентацией зерен.

Из анализа микроструктуры поперечного сечения следует, что откольное разрушение является интеркристаллитным, в отличие от транскристаллитного, наблюдаемого при квазистатическом растяжении ($\dot{\epsilon} = 1.4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) и ударном изломе ($\dot{\epsilon} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$). Интеркристаллитный характер разрушения связан с локализацией деформации на межзеренных границах, содержащих выделения карбидов типа M_3C . Начальные микропоры образуются на границе между карбидной прослойкой и зерном γ -фазы в местах локализации деформации. Далее микропоры растут и объединяются вдоль карбидной прослойки, образуя протяженную микротрещину по границе зерна. Иногда наблюдается продольное хрупкое разрушение самой карбидной прослойки.

Фрактограммы поверхностей тыльного откола представлены на рисунке. Измерения показали, что средний размер фрагментов рельефа поверхности откола (см. рисунок, *a*) равен среднему размеру зерна. Это является дополнительным подтверждением интеркристаллитного характера откольного разрушения. На поверхности откола наблюдается три типа микрорельефа. Чаще всего формируется периодический полосовой микрорельеф (см. рисунок, *b*), свидетельствующий о вязком сдвиге.



Фрактограммы тыльного откола образцов из стали 110Г13. *c* — частицы второй фазы показаны стрелками, *d* — фасетки скола указаны стрелками. Растровая электронная микроскопия.

Второй тип характерен для вязкого ямочного отрыва (см. рисунок, *c*). Измерения показали, что средний размер ямок составляет $1.05 \mu\text{m}$, что в 3 раза меньше, чем при квазистатическом разрушении. Внутри ямок отрыва видны глобулярные частицы второй фазы, предположительно карбида M_3C . Оба типа микрорельефа наблюдаются преимущественно в центральной области чашки откола. Предположительно они возникают при вязком разрушении γ -фазы под действием касательных и нормальных напряжений соответственно. Третий тип микрорельефа характерен для хрупкого отрыва (см. рисунок, *d*). Он сосредоточен на периферии,

и его доля быстро падает от края к центру чашки откола. Фасетки скола, вероятнее всего, образуются в результате хрупкого разрушения (скола) карбидной прослойки. Таким образом, откольное разрушение стали 110Г13 является интеркристаллитным смешанным вязкохрупким с преобладанием вязкого отрыва.

Смену механизмов деформации и разрушения при ударно-волновом нагружении можно объяснить следующим образом. В [6] в экспериментах на чистом никеле было показано, что в интервале $\dot{\epsilon} \sim 10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$ происходят резкий рост динамической прочности и уменьшение пластичности. Аналогичные результаты были получены на образцах из меди [7] и стали Гадфильда [1]. В [8] предложена модель, хорошо описывающая изменение деформационного поведения ГЦК-металлов при увеличении скорости деформации. Согласно этой модели, в интервале $\dot{\epsilon} \sim 10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$ механизм деформации изменяется с термически активируемого дислокационного скольжения, характерного для медленного нагружения, на нестабильное пластическое течение, обусловленное ускоренной генерацией дислокаций при $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ s}^{-1}$.

Независимо от скорости деформации пластическое течение начинается с границ зерен, служащих концентраторами напряжений. Размер области локализации деформации определяется скоростью движения дислокаций и временем нагружения (τ). Принимая, что в ГЦК-металлах (Al, Cu) максимальная скорость движения дислокаций составляет $10 - 100 \text{ m/s}$ [9], получим, что при квазистатическом нагружении ($\tau = 2.3 \cdot 10^2 \text{ s}$) и ударном изломе ($\tau \sim 10^{-3} \text{ s}$) деформация развивается во всем объеме зерен, что и наблюдается экспериментально. Это обуславливает транскристаллитный характер разрушения в данных режимах нагружения.

В случае ударно-волнового нагружения амплитуда генерируемой ударной волны ($\sim 30 \text{ GPa}$) из-за сильного затухания в мишени толщиной 4 mm падает в несколько раз у тыльной поверхности, а ее длительность увеличивается в ~ 2 раза (с $\tau \sim 2 \cdot 10^{-7} \text{ s}$ до $\tau \sim 4 \cdot 10^{-7} \text{ s}$) [3]. Отсюда следует, что размер области локализации деформации составляет $\sim 40 \mu\text{m}$, что согласуется с характерной длиной следов пластической деформации. Это означает, что в зернах с благоприятной ориентацией, размер которых $d \leq 80 \mu\text{m}$, полосы скольжения будут пересекать все зерно. В более крупных зернах деформация будет локализована в приграничных объемах. Приведенные оценки качественно согласуются с экспериментом.

Резкое уменьшение размера области локализации деформации связано с тем, что ускоренная генерация дислокаций вблизи границ зерен происходит в условиях их ограниченного оттока в объем зерна за счет кратковременности нагружения. Рост плотности двойников [1] также способствует накоплению дислокаций вблизи границ зерен.

Локализация деформации приводит к зарождению микротрещин, их росту и слиянию на границах зерен в ударно нагруженных образцах. Это в конечном счете приводит к интеркристаллитному откольному разрушению. Разрушение носит вязкохрупкий характер (см. рисунок). Уменьшение размера ямок отрыва по сравнению с квазистатическим нагружением согласуется с рассмотренной выше сменой механизма пластического течения при высоких скоростях деформации. Наличие на фрактограммах фасеток скола (см. рисунок, *d*) обусловлено хрупким разрушением карбидной сетки. Следовательно, вклад хрупкой составляющей в откольную прочность будет определяться чистотой материала и структурно-фазовым состоянием вторых фаз, выделяемых по границам зерен. Анализ экспериментальных данных [2] показывает, что откольная прочность стали 110Г13 составляет ~ 7 ГПа.

Авторы благодарят А.Е. Майера и А.П. Яловца за полезные обсуждения.

Список литературы

- [1] Lee W.-S., Chen T.-H. // Proc. Instn. Mech. Engrs. Part C: J. Mech. Eng. Sci. 2002.V. 216. P. 971–982.
- [2] Antoun T., Seaman L., Curran D.R., Kanel G.I., Razorenov S.V., Utkin A.V. // Spall fracture. N.Y.: Springer Verlag, 2003. 404 p.
- [3] Марков А.Б., Кицанов С.А., Ротштейн В.П., Полевин С.Д., Проскуровский Д.И., Дударев Е.Ф. // Изв. вузов. Физика. 2006. № 7. С. 69–74.
- [4] Eliezer S., Gilath I., Bar-Noy T. // J. Appl. Phys. 1990. V. 67(2). P. 715–724.
- [5] Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Бакач Г.П., Табаченко А.Н., Полевин С.Д., Гирсова Н.В., Кашин О.А., Жоровков М.Ф., Ротштейн В.П. // Изв. вузов. Физика. 2009. № 3. С. 19–24.
- [6] Greulich F., Murr L.E. // Mater. Sci. Eng. 1979. V.39 (1). P. 81–93.
- [7] Nemat-Nasser S., Li Y. // Acta Mater. 1998. V. 46 (2). P. 565–577.
- [8] Zerilli F.J., Armstrong R.W. // Acta Metall. 1992. V. 40 (8). P. 1803–1808.
- [9] Надгорный Э.М. Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. / Под ред. Ю.А. Осипьяна и Р.И. Энтина. М.: Наука, 1972. С. 151–175.