

О КРИТИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОТКОЛЕ

В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев, Н. А. Юкина

(Москва)

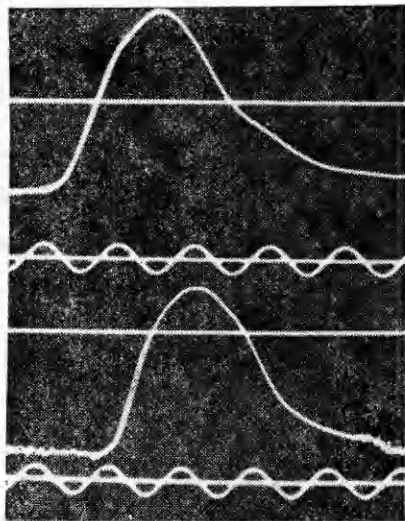
Экспериментальное исследование влияния температуры на критические условия нагружения, соответствующие образованию макроскопического откольного разрушения, проводилось для ряда металлов в работе [1], где ставилась и была выполнена важная в практическом смысле задача — определение максимального ресурса механической прочности исследуемых металлов при характерном времени нагружения ~ 1 мкс. Тем не менее, как хорошо известно из большого числа работ (см., например, [2]), зарождение откольных микрповреждений происходит при значительно более низких уровнях нагружения. Знание критических условий нагружения, соответствующих зарождению в материалах откольных микрповреждений, представляет большой научный и практический интерес, ибо лавинообразное зарождение в материале большого числа микрповреждений характеризует собой исчерпание его физической прочности, а сами уровни зарождения обусловлены сложной дислокационной кинетикой накопления повреждений на субмикроскопическом уровне.

В данной работе для металлов, исследовавшихся в [1], получены критические условия нагружения, соответствующие зарождению откольных микрповреждений при нормальной температуре испытания ($\sim 0^\circ\text{C}$). Для определения характера зарождающихся повреждений проведен детальный металлографический анализ испытанных образцов, а для возможности более корректного сопоставления полученных результатов с результатами других испытаний проведены также измерения микротвердости материалов в исходном и нагруженном состояниях.

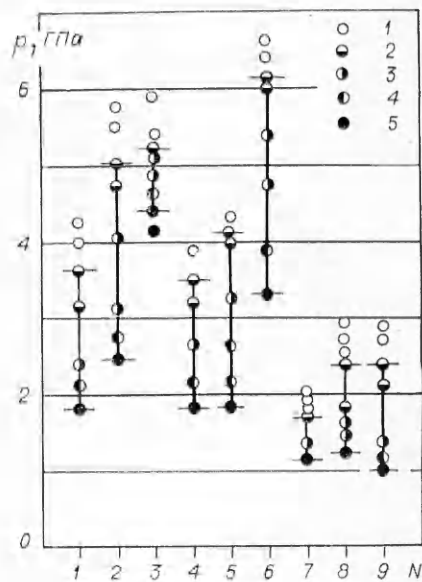
Результаты экспериментов частично приводились в [1], где были определены критические уровни нагружения, соответствующие макроскопическому откольному разрушению исследуемых металлов. Там же приведены схема проведения опытов, размеры образцов и метод оценки условий импульсного механического нагружения. Испытывались образцы из тех же партий, что и в [1], за исключением вновь испытанных образцов из железа Армо толщиной 20 мм. Импульсное механическое нагружение образцов осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 4 мм. После нагружения образцы разрезались, поверхность среза полировалась, травилась и наблюдалась под микроскопом при увеличении до $\times 1000$. Это позволило сопоставить известной скорости удара степень откольного повреждения материала, а также определить критические условия зарождения откольных микрповреждений.

Ориентировочные оценки давления в нагружающих импульсах сжатия производились с использованием ударных адиабат материалов, приведенных в [1]. Характерное время нагружения оценивается в 1,3—1,5 мкс, где пределы соответствуют временам циркуляции упругой и пластической волн в алюминиевом ударнике. Проводилось также несколько опытов по измерению импульсного давления в материалах манганиновым датчиком с использованием аппаратуры [3]. На фиг. 1 приведена осциллограмма одного из опытов с алюминиевым сплавом АМг6. В опыте два датчика располагались в одной плоскости на расстоянии 5 мм от нагружаемой поверхности, а расстояние между ними составляло 50 мм. Частота временной синусоиды 1 МГц, калибровка давления 0,95 ГПа. Измеренная амплитуда давления превышает величину, оцененную по ударной адиабате, но в пределах точности методики (10%) согласуется с оценкой по упругопластической модели. Увеличение скорости удара приводит к уменьшению расхождения между экспериментальными результатами и оценками, сделанными с использованием ударной адиабаты. Характерное время на полувисоте импульса близко к 1,5 мкс, а одновременность удара, оцененная по сдвигу амплитудных значений, составляет 0,5 мкс, что соответствует углу перегиба при ударе около 25° .

Результаты проведенных экспериментов представлены на фиг. 2, где уровню нагружающего давления в импульсе сжатия ставится в соответст-



Фиг. 1

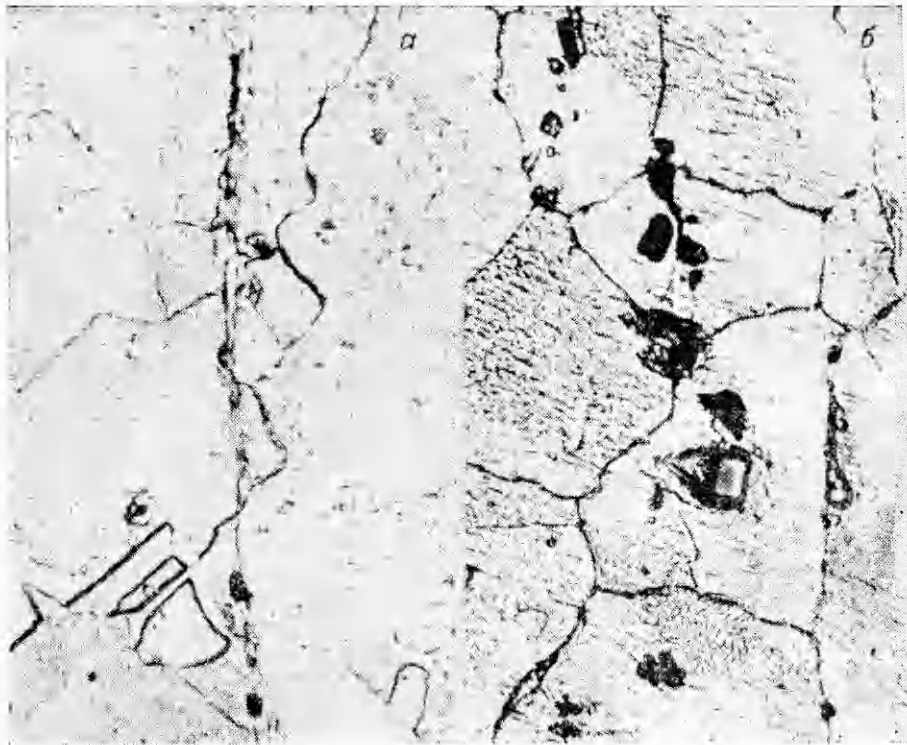


Фиг. 2

вне степень откольного повреждения исследуемых материалов, определяемая при металлографическом исследовании продольного среза испытанных образцов. В данной работе принято условное подразделение степени откольного повреждения на ряд градаций: 1 — полное откольное разрушение — наличие магистральной откольной трещины, проходящей через все сечение образца; 2 — частичное макроскопическое разрушение — наличие отдельных макротрещин в сечении; 3 — интенсивное микроразрушение — наличие в зоне откола значительного числа повреждений в виде изолированных либо слившихся макротрещин или пор; 4 — слабое микроразрушение — наличие в зоне откола либо в ее отдельных частях небольшого количества изолированных микроповреждений; 5 — сохранение микроскопической целостности — отсутствие в сечении образца наблюдаемых при увеличении $\times 1000$ микроповреждений. Приведенная нумерация используется также и на фиг. 2. Граничные значения вилок на фиг. 2 соответствуют критическим условиям нагружения, соответствующим зарождению в материалах откольных микроповреждений, а также полному макроскопическому разрушению материалов. Кроме того, на фиг. 2 по оси абсцисс приведена нумерация исследуемых материалов в следующем порядке: 1 — медь М1, 2 — никель НН2, 3 — титановый сплав ВТ14, 4 — железо Армко, 5 — сталь Ст. 3, 6 — сталь 12Х18Н10Т, 7 — алюминий АД1, 8 — алюминиевый сплав Д16, 9 — алюминиевый сплав АМг6.

Что касается растягивающего напряжения в зоне откола, то при значении нагружающего давления p_* (критическое значение давления в нагружающем импульсе сжатия, соответствующее зарождению откольных микроповреждений) оно в акустическом приближении равно p_* . В случае же, когда значение нагружающего давления превышает p_* , величина растягивающего напряжения в зоне откола остается, по-видимому, на примерно одинаковом уровне, соответствующем значению p_* . Это наблюдалось, например, в [4] и может быть объяснено релаксацией напряжения на образующихся и растущих в процессе нагружения повреждениях.

Проведен детальный металлографический анализ всех испытанных образцов. Его результаты позволили определить степень повреждения материалов при различных уровнях нагружения, характер зарождения и развития разрушения на структурном уровне, а также некоторые наиболее явно выраженные изменения в структуре материалов, обусловленные специфическими условиями нагружения. Некоторые результаты металлографического анализа характера разрушения исследуемых металлов

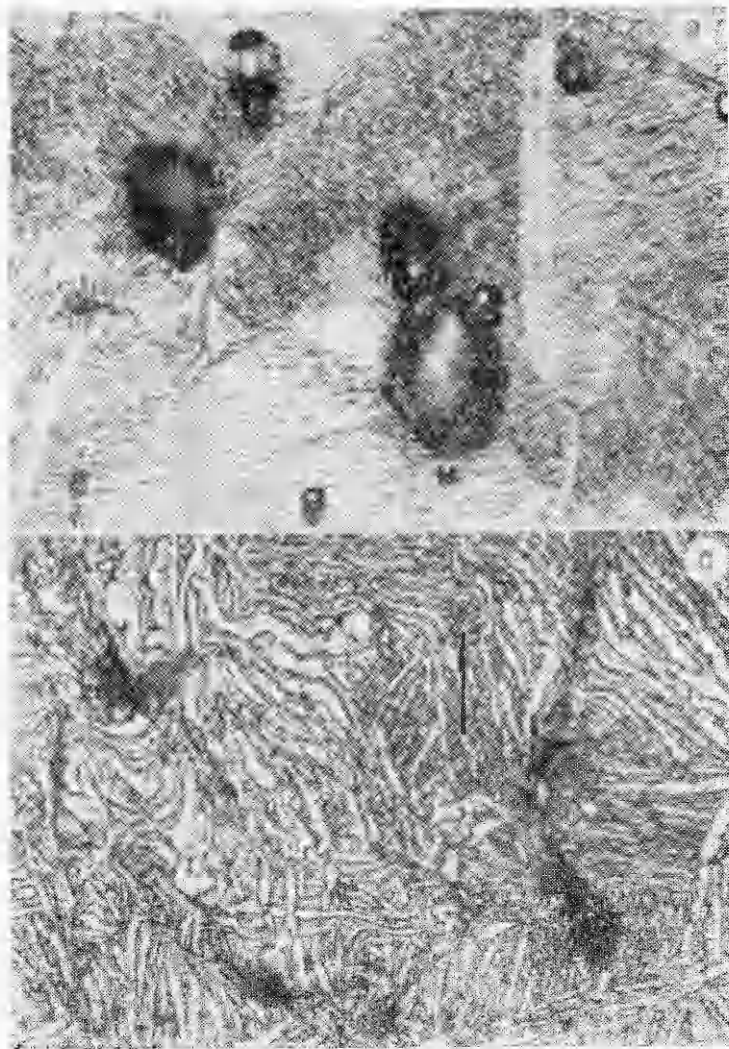


Фиг. 3

приведены на фиг. 3—6 при увеличении $\times 800$. Кратко опишем наблюдаемый характер образующихся откольных микроповреждений.

В меди характерные повреждения образуются преимущественно в виде вытянутых в направлении прокатки небольших зон интенсивной локальной пластической деформации материала (фиг. 3, *a*), разрушение и расширение которых приводит к образованию вытянутых полостей. Наблюдаются также и небольшие поры, но их вклад в общий процесс разрушения меди является несущественным. В никеле также наблюдается аналогичный характер разрушения, хотя зоны локальной деформации и разрушения материала, как правило, уже более короткие и широкие. Но этот характер разрушения уже не является доминирующим. Согласно грубой визуальной оценке, разрушение, обусловленное зарождением и ростом нор (фиг. 4, *a*), вносит примерно половинный вклад в общий процесс разрушения никеля. В стали 12X18H10T образование повреждений в виде пор происходит на скоплениях включений, вытянутых в направлении прокатки (фиг. 3, *b*) [5]. В титановом сплаве BT14 зарождение разрушения происходит в виде довольно вязких микротрещин (фиг. 4, *b*), образующихся в основном по границам зерен. В местах слияния трещин образуются также отдельные полости. В железе Армо наблюдаемые микроповреждения имеют характер микротрещин скола (фиг. 5, *a*). Аналогичный характер имеют и повреждения в стали Ст. 3 (фиг. 5, *b*) [5]. В алюминии АД1 образующиеся повреждения имеют вид полостей и вязких микротрещин (фиг. 6, *a*). Вклад в общий процесс разрушения наблюдаемых также небольших пор (фиг. 6, *b*) является несущественным. В алюминиевых сплавах Д16 и АМг6 повреждения в виде полостей нерегулярной формы образуются на скоплениях включений (фиг. 6, *в, г*).

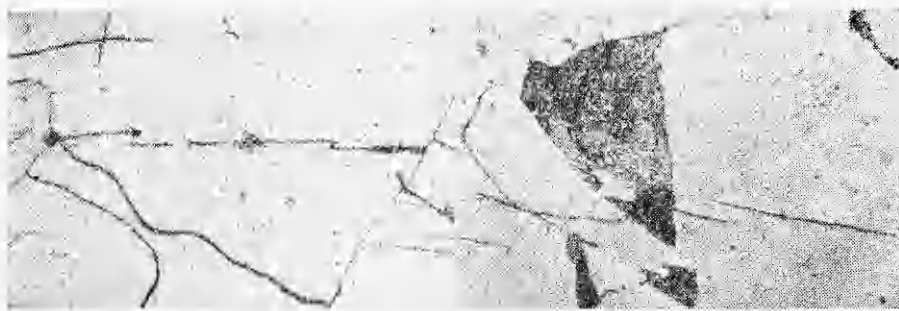
Отметим некоторые изменения в структуре исследуемых металлов, которые могут наблюдаться посредством металлографического метода. Так, для железа Армо можно отметить двойникование зерен феррита в зоне удара на глубине до 6 мм, что наблюдалось ранее [5] и для стали Ст. 3. В [5] отмечалось также, что при температуре 0°C в зоне откольного



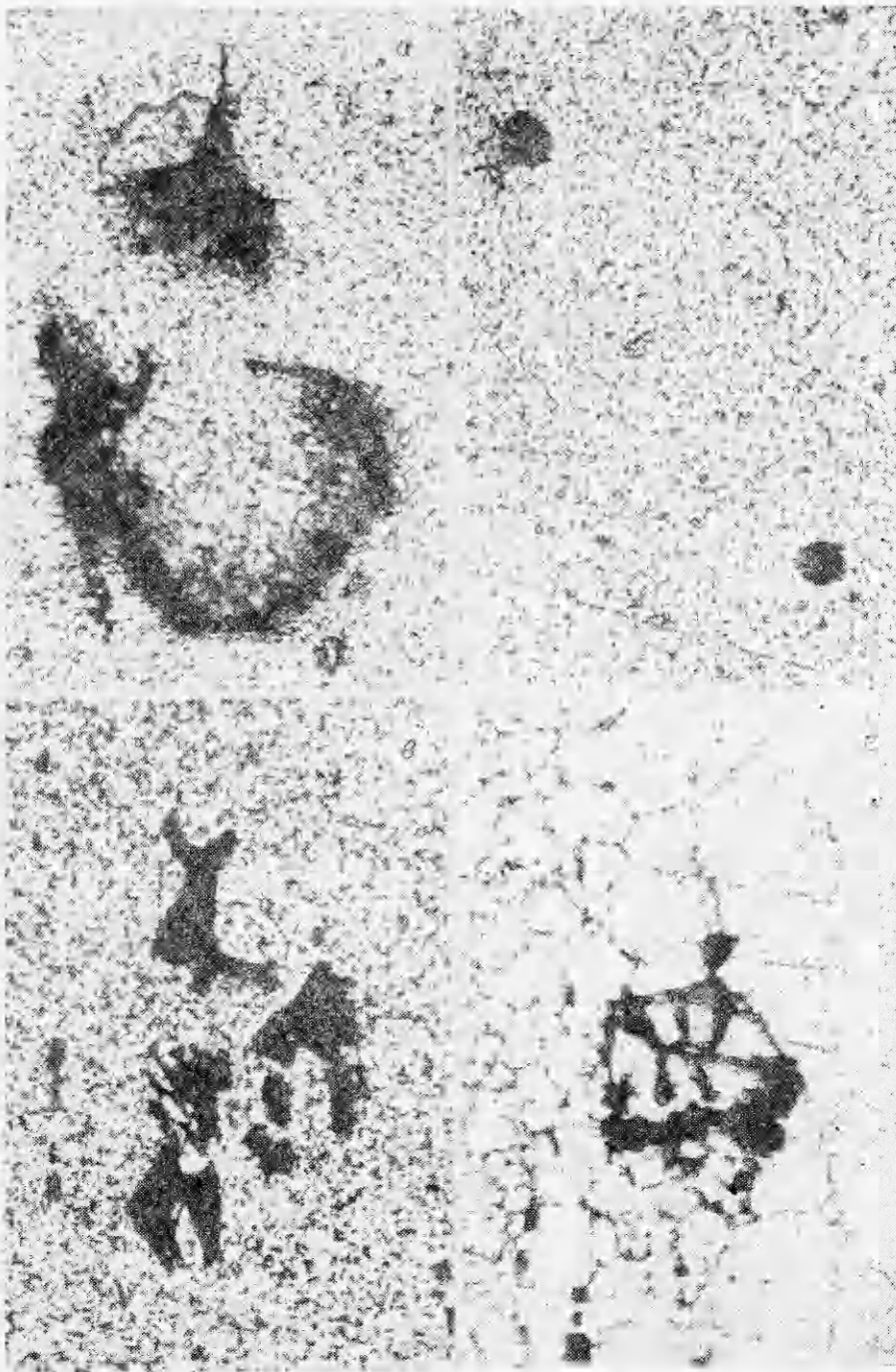
Фиг. 4

разрушения стали 12X18H10T происходит превращение аустенита в мартенсит. Более тщательное металлографическое исследование испытанных образцов показало, что менее выраженное мартенситное превращение происходит также в зоне удара на глубине до 6 мм. Это подтвердили также результаты измерения микротвердости, на которых остановимся отдельно.

Измерения микротвердости H_{μ} исследуемых металлов проводили в исходном состоянии и после нагружения. Так как образцы изготовля-

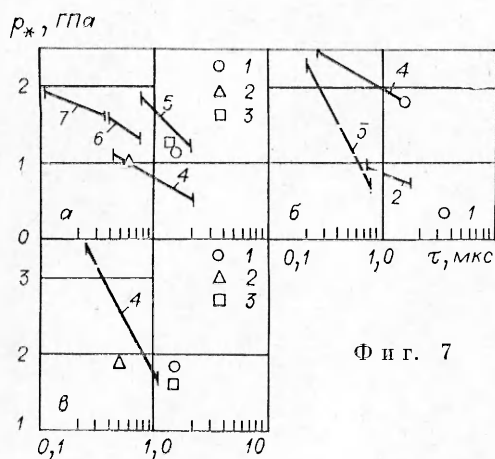


Фиг. 5



Ф и г. 6

лись из прутков в состоянии заводской поставки и не подвергались предварительному отжигу, существенного изменения величины H_{μ} не происходило. Исключение составляет лишь сталь 12X18H10T, где изменение микротвердости обусловлено образованием мартенсита. Значение H_{μ} , измеренное при нагрузке 100 г, составляло для этой стали в исходном состоянии 1,96 ГПа. Для образца, испытанного, например, при давлении 6 ГПа, наблюдается постепенное снижение микротвердости с увеличением расстояния от нагружаемой поверхности до 6 мм от 2,84 до 2,34 ГПа. Тем не менее в зоне откольного разрушения происходит более полное превра-



Ф и г. 7

лении 2,4 ГПа, отмечено постепенное снижение микротвердости с увеличением расстояния от нагружаемой поверхности до 7 мм от 0,92 до 0,85 ГПа. Отметим также, что в каждом случае измерялось не менее 20 отпечатков, нагрузка в случае сплава ВТ14 составляла 200 г, а в случае остальных материалов 50 г.

Представляется целесообразным сопоставить полученные результаты с результатами других работ. На фиг. 7 приведены некоторые из известных результатов исследования влияния времени нагружения τ на величину p_* . На фиг. 7, а приведены результаты для алюминия и его сплавов Д16 (2024) и АМг6: 1 — результаты данной работы, среднее значение для алюминия и исследуемых сплавов; 2 — алюминий, отжиг, характерные повреждения — вязкие поры [2]; 3 — сплав 2024, характерные повреждения — вязкие трещины [2]; 4 — алюминий 1145, предположительно отжиг, вязкие поры [2]; 5, 6 — сплав АМг6, образцы выполнены из прутка и листа [6]; 7 — сплав 2024 [7]. На фиг. 7, б приведены результаты для меди: 1 — результат данной работы; 2 — медь холоднокатаная (99,9%) твердость HRF = 68 [8]; 3 — медь OFHC, предположительно отжиг, поры и трещины [2]; 4 — медь OFHC средней твердости, поры и трещины [2]. На фиг. 7, в приведены результаты для железа и низкоуглеродистой стали Ст. 3: 1 — результаты данной работы; 2 — железо (99,99%) [2]; 3 — низкоуглеродистая сталь 1020 [9]; 4 — железо Армко [2], характерные повреждения во всех случаях — хрупкие трещины.

Можно отметить некоторый разброс результатов, а также то, что полученные в данной работе результаты хорошо согласуются с полученными ранее. Это является подтверждением достоверности и оригинальности результатов, полученных в данной работе для титанового сплава ВТ14, хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и никеля. Наблюдая результаты для алюминия и меди, нельзя не сделать вывода о влиянии технологии изготовления и последующей термообработки металлов на их прочность при кратковременном нагружении. Как видно, для мягких пластичных металлов, таких как алюминий и медь, предварительная нагартовка материалов в процессе прокатки прутков может приводить к двукратному увеличению предела их физической прочности, соответствующего зарождению откольных микроповреждений, а также и к увеличению предела механической прочности, соответствующего макроскопическому откольному разрушению. Что касается влияния времени нагружения на предел зарождения микроповреждений, то можно лишь отметить явную тенденцию к увеличению прочности с уменьшением времени, тогда как реальный ход этих зависимостей и их физическая интерпретация в настоящее время еще не совсем ясны. Относительно характера разрушения металлов при отколе можно отметить, что он в принципе не отличается от характера разрушения в статических условиях одноосного растяжения (см., например, [10, 11]).

щение, обусловленное интенсивной локальной пластической деформацией материала, и величина H_u здесь составляет 3,15 ГПа. В стали Ст. 3 значение H_u для феррита составляет $1,80 \pm 0,04$ ГПа (приводится также среднее квадратичное отклонение), а для перлита $3,43 \pm 0,24$ ГПа. Измерения микротвердости железа, сплава ВТ14, никеля и меди дают значения $H_u = 1,48 \pm 0,05$; $3,79 \pm 0,11$; $2,11 \pm 0,08$ и $0,83 \pm 0,02$ ГПа, причем для меди наблюдается незначительное повышение микротвердости в зоне удара. Например, для образца, испытанного при давлении 2,4 ГПа, отмечено постепенное снижение микротвердости с увеличением расстояния от нагружаемой поверхности до 7 мм от 0,92 до 0,85 ГПа.

Интересно сопоставить результаты, полученные для железа Армко и низкоуглеродистой стали Ст. 3, а также результаты для алюминия и его сплавов Д16 и АМг6. Для железа и стали Ст. 3 давления, соответствующие зарождению микроповреждений, совпадают с большой степенью точности, хотя следует отметить, что при тщательном металлографическом наблюдении в сечении образца железа были обнаружены две микротрещины. Тем не менее прочность феррита, входящего в состав железа и стали Ст. 3, при конкретных условиях испытаний и в пределах максимальной ориентировочной погрешности ($\sim 10\%$) фактически одна и та же, а незначительное расхождение хорошо коррелирует с результатами измерения микротвердости. Давления же, соответствующие макроскопическому разрушению образцов этих материалов, уже существенно различны, что обусловлено наличием входящего в структуру стали Ст. 3 более прочного перлита, тормозящего процесс развития разрушения в зоне откола. Несколько иная картина наблюдается для алюминиевых сплавов. Здесь начальная стадия развития разрушения связана с образованием и слиянием повреждений, образующихся на вытянутых в направлении прокатки скоплениях включений, т. е. первоначально происходит продольное разрушение материала в зоне откола, а его поперечное разрушение происходит уже на последующей стадии, что для процесса полного макроскопического разрушения является энергетически невыгодным. Подобное явление в большей или меньшей степени свойственно откольному разрушению образцов любых материалов, изготовленных из прутков, т. е. имеющих явно выраженную продольно вытянутую структуру, но особенно оно проявляется при наличии значительного количества инородных включений, скопления которых вытянуты в этом направлении.

Эффект существенного различия уровней нагружения, соответствующих зарождению микроповреждений и полному макроскопическому разрушению, обсуждался в [12]. Здесь различие этих уровней также связывается с шириной зоны откольного повреждения, которая в свою очередь в значительной степени обусловлена профилем фронта нагружающего импульса давления, а именно: для более пологого фронта наблюдается повреждение материала в более широкой зоне, что также энергетически невыгодно для процесса полного макроразрушения.

Интересным фактом является совпадение результатов, полученных при определении критических уровней нагрузки, соответствующих зарождению микроповреждений, и результатов, полученных по регистрации скорости свободной поверхности образцов в процессе их откольного разрушения при уровнях нагружения превышающих и зачастую весьма значительно их критические уровни. Приведем, например, некоторые значения полученных этим методом критических отрицательных давлений, реализующихся в зоне откола при интенсивных нагрузках. Для стали Ст. 3 и железа Армко [13, 14] 1,7 ГПа, для стали 304 (12X18H10T) 3,0 ГПа [4], для алюминия 1,2 ГПа [15]. Это позволяет сделать вывод, что при разрушении в условиях высокоинтенсивного нагружения отрицательное давление в плоскости откола не превышает в процессе разрушения уровня, соответствующего критическому уровню зарождения повреждений при низкоинтенсивных нагрузках и подобных временных условиях нагружения.

Поступила 7 VII 1982

ЛИТЕРАТУРА

1. Голубев В. К., Повиков С. А. и др. Влияние температуры на критические условия откольного разрушения металлов.— ПМТФ, 1980, № 4.
2. Davison L., Graham R. A. Shock compression of solids.— Physics Reports, 1979, vol. 55, N 4.
3. Батъяков Ю. В., Вшинецкий Е. Д. Аппаратура для измерения импульсных давлений пьезорезистивными датчиками в диапазоне 0,1—20 ГПа.— В кн.: Тезисы докладов II Всесоюз. симпоз. по импульсным давлениям. М.: изд. ВНИИФТРИ, 1976.

4. Cochran S., Banner D. Spall studies in uranium. — J. Appl. Phys., 1977, vol. 48, N 7.
5. Голубев В. К., Повиков С. А. и др. О механизмах откольного разрушения сталей Ст. 3 и 12Х18Н10Т в температурном диапазоне — 196 ... 800°С. — Проблемы прочности, 1981, № 5.
6. Тарасов Б. А. Сопротивление разрушению пластин при ударном нагружении. — Проблемы прочности, 1974, № 3.
7. Schmidt R. M., Davies F. W. a. o. Temperature dependent spall threshold of four metal alloys. — J. Phys. Chem. Solids, 1978, vol. 39, N 4.
8. Smith J. H. Three low pressure spall threshold in copper. — In: Dynamic Behavior of Materials. Philadelphia: ASTM, 1963.
9. Stevens A. L., Tuler F. R. Effect of shock precompression on the dynamic fracture strength of 1020 steel and 6061-T6 aluminum. — J. Appl. Phys., 1971, vol. 42, N 13.
10. Ashby M. F., Gandhi C., Taplin D. M. R. Fracture-mechanism maps and their construction for f. c. c. metals and alloys. — Acta Metallurgica, 1979, vol. 27, N 3.
11. Fields R. J., Weerasooriya T., Ashby M. F. Fracture-mechanisms in pure iron, two austenitic steels, and one ferritic steel. — Metallurg. Trans., 1980, vol. 11A, N 2.
12. Steinberg D. J., Sharp R. W. Interpretation of shock-wave data for beryllium and uranium with an elastic-viscoplastic constitutive model. — J. Appl. Phys., 1981, vol. 52, N 8.
13. Повиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, алюминия и меди при взрывном нагружении. — ФММ, 1966, т. 21, вып. 4.
14. Канель Г. И., Щербань В. В. Пластическая деформация и откольное разрушение железа Армо в ударной волне. — ФГВ, 1980, № 4.
15. Speight C. S., Taylor P. F., Wallace A. A. Observations of spallation and attenuation effects in aluminium and beryllium from free-surface velocity measurements. — In: Metallurgical Effects at High Strain Rates. N. Y. — L.: Plenum Press, 1973.

УДК 539.42 : 620.172.254

ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ УДАРНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ. МОДЕЛЬ ПОВРЕЖДАЕМОЙ СРЕДЫ

И. Х. Ахмадеев

(Уфа)

В связи с разнообразными применениями действия ударных волн в технике и науке важным является вопрос о прочности испытываемых материалов в условиях интенсивных динамических воздействий. В настоящее время достаточно хорошо изучена область статических и квазистатических разрушений при растяжении. Большое признание получила кинетическая (термофлуктуационная) теория прочности твердых тел (дающая зависимость долговечности образца от величины растягивающих напряжений σ и от температуры T), справедливая для разрушений, происходящих за времена от 10^7 до 10^{-3} с [1]. Для разрушений в масштабе времен $\sim 10^{-6}$ с имеется только система опытных фактов, пока недостаточная для полного понимания процессов, происходящих при динамическом разрушении.

1. **Динамическое откольное разрушение.** Рассматривается откольное разрушение пластины — мишени конечной толщины, предварительно подвергнутой ударному нагружению, происходящее за очень малые времена ($\sim 10^{-6}$ — 10^{-7} с) при встречном взаимодействии волн разрежения, движущихся от свободных поверхностей пластин. При столкновении волн разрежения с интенсивностью 13 ГПа и выше откол в железных и стальных образцах характеризуется образованием очень гладких (зеркальных) поверхностей разрушения [2] с высокой чистотой откольных поверхностей и является результатом столкновения волн разрежения, на которых реализуются обратные $\epsilon \rightarrow \alpha$ фазовые превращения. По мере снижения уровня разрывающих напряжений чистота поверхностей откола становится все меньшей и при действии достаточно небольших (4—5 ГПа) растягивающих напряжений области, близкие к поверхности откола, характеризуются наличием большого числа микроповреждений. На это указывают имеющиеся опытные факты ряда экспериментальных работ по соударению пластин [3—6], в которых для испытываемых материалов (металлы, полимеры) выявлено, что в зоне действия растягивающего импульса происходит интенсивное образование микроповреждений (в виде плоских трещин или округлых пор), приводящее по мере их накопления до некоторого критического уровня к полному разрушению (отрыву) в сечении пластины, отстоящем от ее внешней свободной поверхности на расстоянии, примерно равном длине ударника. Микроповреждения в зоне разрыва образуются в результате нарушения сплошности на субмикроскопических неоднородностях (твердые фазы, частицы нерастворимых примесей и т. д.) под действием растягивающих напряжений, а также за счет раскрытия уже имеющихся субмикроразрывов (газовые пузырьки, усадочные полости, раковины и т. п.). В настоящее время нет прямых методов, позволяющих измерять напряжения или деформации (или другие параметры) в обла-