

Используем полученные соотношения (6), (7) для оценки значений чисел Рейнольдса, соответствующих двум качественно различным режимам прессования работы [1] с близкими значениями параметров прессования. Режим прессования с «выплеском» материала из прессформы — давление  $39 \text{ МН/м}^2$  (режим 6), режим обычного прессования без «выплеска» — давление  $26 \text{ МН/м}^2$  (режим 5). Остальные параметры одинаковы для обоих случаев: плотность тока  $j_0 = 5 \cdot 10^8 \text{ А/м}^2$ ,  $a_0 = 100 \text{ мк}$ ,  $1/\sigma = 10^{-6} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ ,  $\rho = 7,6 \text{ г/см}^3$ . Изменение температуры  $\Delta T \sim 500^\circ\text{C}$ , значение вязкости при низких температурах ( $\nu = 0,3 \text{ м}^2/\text{с}$ ) взято из работы [7]. Обозначения режимов взяты из работы [1]. Для режима с «выплеском» оценка дает  $Re \sim 11$ ; для режима без «выплеска»  $Re \sim 7$ .

Отметим, что изменение параметров  $Re$  и  $\beta$ , по-видимому, связано не только с джоулевым нагревом порошка, но и с электропластическим эффектом действия импульсов тока [8], который уменьшает предел текучести материала.

Поступила 20 II 1979

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Рыморов Е. В., Коган В. М., Радомысельский И. Д. Электронимпульсное спекание под давлением сложнлегированных износостойких материалов. — Порошковая металлургия, 1974, № 7.
2. Сериков М. И., Слетков А. А., Умрихин В. М. Электронимпульсное формование пермаллоевых порошков. — Порошковая металлургия, 1978, № 12.
3. Butcher V. M., Carroll M. M., Holt A. C. Shock-wave compaction of porous aluminum. — J. Appl. Phys., 1974, vol. 45, N 9.
4. Альшиц В. И., Инденбом В. Л. Динамическое торможение дислокаций. — УФП, 1975, т. 115, вып. 1.
5. Забабахин Е. И. Заполнение пузырьков в вязкой жидкости. — ПММ, 1960, т. 24, № 6.
6. Григорьев Н. А., Доронин Г. С., Одиноккий В. Л. Действие импульса давления на полость в вязкой жидкости. — ПМТФ, 1978, № 2.
7. Campbell J. O., Ferguson W. G. The temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel. — Philosophical Magazine, 1970, vol. 21, N 169.
8. Троицкий О. А., Спицын В. И., Рыжков В. Г. Электропластическое волочение стали, меди и вольфрама. — ДАН СССР, 1978, т. 243, № 2.

УДК 620.172 : 620.171.3

### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

В. К. Голубев, С. А. Новиков, В. А. Сеницын, Ю. С. Соболев

(Москва)

Вопрос о влиянии температуры на откольное разрушение металлов в настоящее время еще недостаточно изучен. Результаты немногочисленных экспериментальных исследований этого вопроса [1—4] крайне ограничены и весьма противоречивы. Если в работах [2, 4] отмечено снижение откольной прочности стали Ст. 3 и меди М1 при повышении температуры до  $500^\circ\text{C}$ , то в работах [1, 3] не было замечено влияния температуры на откольное разрушение алюминия.

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования влияния температуры на критические условия откольного разрушения ряда конструкционных металлов: алюминия АД1, алюминиевых сплавов Д16 и АМг6, сталей Ст. 3 и 12Х18Н10Т, титана ВТ14, меди М1 и никеля НП2 в широком температурном диапазоне ( $-196$ — $+800$ ) $^\circ\text{C}$ . Используемый экспериментальный метод основан на определении критической скорости удара пластины

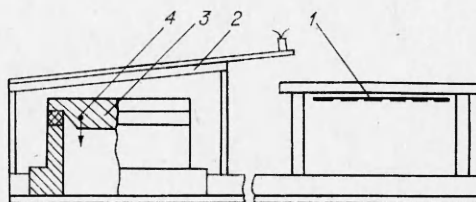
по образцу исследуемого материала, приводящей к образованию макроскопического откольного разрушения, и был успешно применен для исследования временных закономерностей откольного разрушения (например, [5, 6]). Применительно к задаче, поставленной в данной работе, метод определения критической скорости удара позволяет получить четкую границу между зонами откольного разрушения и сохранения макроскопической сплошности материала в исследуемом температурном диапазоне при одинаковых временных условиях импульсного механического нагружения.

Знание механических свойств материалов образца и ударника при ударно-волновом нагружении позволяет сопоставить критическую скорость удара с величиной критического растягивающего напряжения в образце. Целесообразным является выбор такой геометрии системы ударник — образец, чтобы волна упругой разгрузки не успевала догонять фронт ударной волны до выхода его на свободную поверхность образца. В этом случае погрешность расчетных оценок величины растягивающего напряжения и времени его действия в плоскости откола, основанных на знании ударной адиабаты и упругопластических свойств материала, не превышает погрешностей существующих косвенных экспериментальных методов непрерывной регистрации истории напряженного состояния в плоскости откола.

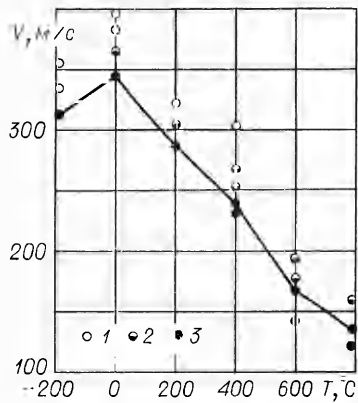
Схема проведения экспериментов приведена на фиг. 1 (1 — нихромовый нагреватель, 2 — нагружающее устройство, 3 — образец исследуемого материала, 4 — хромель-копелевая термопара). Нагрев образцов осуществлялся лучистым потоком от ленточного нихромового нагревателя. Температура измерялась с помощью хромель-копелевой термопары. Время нагрева образца до максимальной температуры не превышало 20 мин. Охлаждение образцов до температуры  $-196^{\circ}\text{C}$  осуществлялось погружением в сосуд с жидким азотом. После достижения необходимой температуры образец дистанционно передвигался под нагружающее устройство. Импульсное механическое нагружение образцов исследуемых металлов производилось ударом пластины из алюминиевого сплава АМц толщиной 4 мм и размерами  $110 \times 150 \text{ мм}^2$ . Разгон пластины-ударника до необходимой скорости производился скользящей детонацией слоя пластического взрывчатого вещества (ВВ). Для предотвращения откольного разрушения пластины между пластиной и слоем ВВ располагался слой технического сукна. Фронт детонации в заряде ВВ создавался при одновременном иницировании ВВ вдоль одной из сторон пластины.

Изменение толщины слоя ВВ позволяет в широких пределах менять скорость движения пластины-ударника. Измерение скорости и симметрии движения пластины на базах, соответствующих соударению с образцом, производилось в специальной серии опытов оптическим и контактными методами. Полученная зависимость скорости движения пластины от толщины слоя ВВ позволяет задавать скорость соударения с точностью не хуже 3%. При скорости соударения 500 м/с разновременность удара не превышает 0,3 мкс на площади круга диаметром 70 мм.

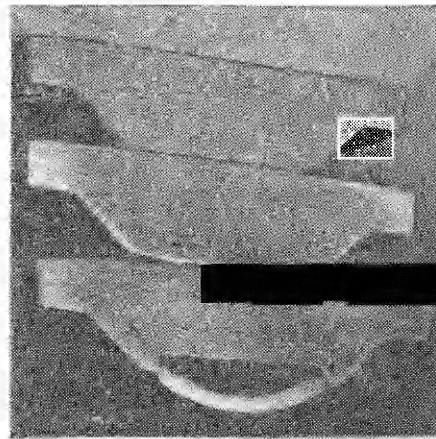
Экспериментальные образцы изготавливались из прутковых материалов, т. е. направление импульсного механического нагружения совпадало с направлением технологической прокатки. Предварительной термообработки материалов не проводилось. Для выяснения влияния предварительной термообработки образцы из меди М1 изготавливались из материала в двух исходных состояниях — в состоянии заводской поставки и подвергнутого предварительному отжигу в течение часа при температуре  $600^{\circ}\text{C}$ . Охлаждали отожженный материал в воде. Экспериментальные образцы имели диаметр нагружаемой поверхности



Фиг. 1



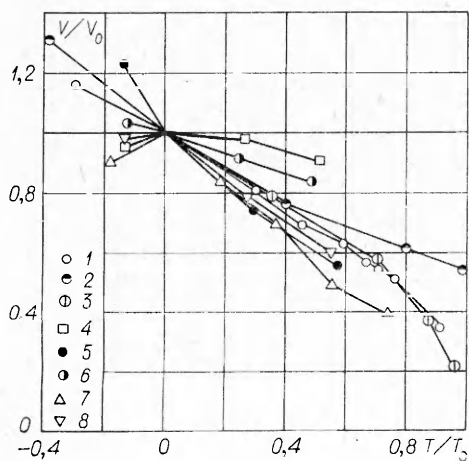
Ф и г. 2



Ф и г. 3

80 мм и толщину 20 мм. Образцы титана, никеля и алюминиевого сплава АМг6 имели диаметр нагружаемой поверхности 60—70 мм и толщину 10 мм. Для удобства крепления и для снижения влияния краевых эффектов боковая поверхность образцов имела коническую часть. Свободная поверхность образцов имела диаметр 40 мм.

После импульсного механического нагружения образец разрезался вдоль оси, поверхность среза полировалась и визуально наблюдался факт наличия либо отсутствия макроскопического откольного разрушения. Для нахождения критической скорости соударения, определяющей границу между зонами откольного разрушения и сохранения макроскопической сплошности материала, требовалось проведение нескольких опытов с последующим изменением скорости соударения. Определение этой скорости с точностью не хуже 5% требовало проведения 3—5 опытов в зависимости от точности предварительного прогнозирования эксперимента. За величину критической скорости принималась максимальная скорость соударения, при которой визуально не наблюдалось откольного разрушения материала. Превышение этой скорости не более чем на 5%



Ф и г. 4

уже приводило к частичному откольному разрушению образца, характеризующемуся наличием отдельных небольших трещин в зоне откольного разрушения. Дальнейшее увеличение скорости соударения приводило к полному откольному разрушению, характеризующемуся наличием магистральной откольной трещины, проходящей через все сечение образца. Для примера на фиг. 2 приведены результаты опытов с медными образцами (1 — полное откольное разрушение, 2 — частичное откольное разрушение, 3 — отсутствие визуально наблюдаемого откольного разрушения), а на фиг. 3 — вид нагруженных образцов в соответствующих состояниях.

№ п/п	Исследуемые материалы	Свойства материалов				Критические условия разрушения при $T \approx 0^\circ\text{C}$		
		$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$c_0$ , км/с	$\lambda$	$T_0$ , °C	$V_0$ , м/с	$p_0$ , кбар	$\sigma_0$ , кбар
1	Алюминий АД1	2,71	5,25	1,39	660	253	18,7	17,5
2	Ал. сплав Д16	2,78	—	—	502	336	25,4	23,2
3	Ал. сплав АМг6	2,64	—	—	570	365	27,0	24,4
4	Сталь Ст. 3	7,85	4,57	1,49	1535	385	41,9	38,9
5	Сталь 12Х18Н10Т	7,80	—	—	1400	540	60,0	54,0
6	Титан ВТ14	4,52	5,22	0,77	1668	539	51,2	48,1
7	Медь М1	8,90	3,95	1,50	1083	344	37,0	34,3
8	Никель НП2	8,86	4,62	1,52	1453	444	50,6	46,8

Результаты проведенных экспериментов представлены на фиг. 4 в безразмерном виде. Значения критической скорости соударения при  $T \approx 0^\circ\text{C}$   $V_0$  (температура образцов в этом случае не регистрировалась и соответствовала температуре, при которой проводились эксперименты ( $-5$ — $+15$ ) $^\circ\text{C}$ ) и температуры плавления материалов  $T_0$  (для алюминиевых сплавов Д16 и АМг6 температуры солидуса) приведены в таблице. Номера точек на фиг. 4 соответствуют номерам материалов в таблице. В таблице приведены также свойства материалов, необходимые для определения силовых условий импульсного механического нагружения: плотности  $\rho$  и коэффициенты линейных  $D$  —  $u$ -соотношений между волновыми и массовыми скоростями  $c_0$  и  $\lambda$ , взятые в приложении к работе [7]. Для материала ударника — алюминиевого сплава АМц — используется та же ударная адиабата, что и для исследуемых алюминиевых сплавов, плотность сплава АМц составляет 2,73 г/см<sup>3</sup>.

Расчет условий импульсного механического нагружения материалов имеет оценочный характер. Предполагается, что расширение материалов удовлетворительно описывается их адиабатами ударного сжатия, включая и область отрицательных давлений. Геометрия системы ударник — образец выбрана таким образом, что волна упругой разгрузки не успевает догонять фронт ударной волны в материале, поэтому давление за фронтом ударной волны, выходящей на свободную поверхность образца, совпадает с давлением соударения. Критические значения давлений соударения и растягивающих напряжений в материалах при  $T \approx 0^\circ\text{C}$   $p_0$  и  $\sigma_0$  приведены в таблице. Оценочные зависимости критических давлений соударения и растягивающих напряжений от температуры в случае учета влияния температуры на механические свойства материалов с большей степенью точности соответствуют температурным зависимостям критических скоростей соударения, приведенным на фиг. 4. Снижение значений давления и растягивающего напряжения за счет изменения свойств материалов при высоких температурах незначительно и может быть легко оценено за счет учета влияния температуры на плотность материала и на объемную скорость звука в нем, которая по величине и физическому смыслу близка к коэффициенту  $c_0$  ударной адиабаты. Характерное время импульсного механического нагружения материалов оценивается в 1,3 мкс, как время циркуляции упругой волны в пластине-ударнике.

Как отмечалось выше, для выяснения влияния предварительной термообработки на условия откольного разрушения медные образцы изготавливались также из материала, подвергнутого отжигу при температуре 600 $^\circ\text{C}$ . Эксперименты с образцами из отожженного материала показали, что критическая скорость соударения  $V_0$ , равная 344 м/с для неотожженного материала, снизилась до 308 м/с для отожженного, а соответствующую

щие этой скорости значения  $p_0$  и  $\sigma_3$  составили 33,0 и 30,7 кбар. Температурная зависимость критической скорости соударения для отожженной меди при увеличении температуры постепенно приближается к зависимости для неотожженной и сходится с ней при температуре 600°C в точке  $V = 168$  м/с.

Полученные в работе экспериментальные результаты (см. фиг. 4) указывают на явную и весьма существенную роль температуры в процессе откольного разрушения металлов, что не согласуется с выводом работы [3] о том, что процесс разрушения металлов при долговечностях микросекундного диапазона близок к атермическому. Необходимо отметить некоторые индивидуальные особенности прочностных свойств исследуемых металлов и сплавов как при нагреве, так и при охлаждении. При нагреве это значительная высокотемпературная прочность титана и стали Ст. 3, значительная прочность алюминиевого сплава Д16 при температуре 500°C, практически совпадающей с температурой солидуса. При охлаждении это снижение откольной прочности стали Ст. 3, меди и никеля и увеличение откольной прочности титана, алюминиевых сплавов и особенно стали 12X18H10T.

Как показано в работе [8], процесс откольного разрушения металлов может иметь как вязкий, например для алюминия, так и хрупкий, например для армко-железа, характер. На процесс образования микроповреждений — пор в случае вязкого и трещин в случае хрупкого разрушения — и на процесс их дальнейшего роста существенно влияют уровень и длительность действующих напряжений. Полученные экспериментальные результаты указывают на то, что температура также существенно влияет на процессы зарождения и развития разрушения при отколе. Причем влияние это, по-видимому, носит двойной характер: с одной стороны, повышение температуры приводит к некоторой активации дислокационных механизмов зарождения микроповреждений, что приводит к снижению критического уровня разрушающих напряжений, с другой стороны, снижение температуры приводит к изменению характера разрушения от вязкого к хрупкому, что обуславливает снижение критического уровня разрушающих напряжений для некоторых металлов при охлаждении до температуры —196°C и поведение температурной зависимости стали Ст. 3.

*Поступила 31 VIII 1979*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. O'Brien I. L., Davis R. S. On the fracture of solids under impulsive loading conditions.— In: Response of Metals to High Velocity Deformation. N. Y., Interscience Publishers, 1961.
2. Новиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, алюминия и меди при взрывном нагружении.— ФММ, 1966, т. 21, № 4.
3. Златин Н. А., Пугачев Г. С., Мочалов С. М., Брагов А. М. Временная зависимость прочности материалов при долговечностях микросекундного диапазона.— ФТТ, 1975, т. 17, вып. 9.
4. Новиков С. А., Соболев Ю. С. и др. Исследование влияния температуры на величину разрушающего напряжения при отколе в меди.— Проблемы прочности, 1977, № 3.
5. Butcher V. M., Barker L. M., Munson D. E., Lundergan C. D. Influence of stress history on time-dependent spall in metals.— AIAA J., 1964, vol. 2, N 6. Рус. пер.— Ракетн. техника и космонавтика, 1964, № 6.
6. Тарасов Б. А. Сопротивление разрушению пластин при ударном нагружении.— Проблемы прочности, 1974, № 3.
7. Баум Ф. А., Орленко Л. П., Станюкович К. П., Чельшев В. П., Шехтер Б. И. Физика взрыва. М., Наука, 1975.
8. Seaman L., Curran D. R., Shockey D. A. Computational models for ductile and brittle fracture.— J. Appl. Phys., 1976, vol. 47, N 11.