

8. Воскобойников И. М., Гоголя М. Ф. и др. Возможная схема описания ударно-волнового сжатия пористых образцов // ДАН СССР.— 1977.— Т. 236, № 1.
 9. Костюков Н. А. Критерий усиления косо́й ударной волны с помощью слоя пористого вещества // ФГВ.— 1980.— Т. 16, № 5.

Поступила 25/XII 1986 г.

УДК 539.4

ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В. К. Голубев, А. И. Коршунов, С. А. Новиков,
Ю. С. Соболев, Н. А. Юкина
(Москва)

Алюминиевый сплав АМг6 — один из наиболее широко применяемых конструкционных материалов современной техники. Это обусловлено его высокими физико-механическими и технологическими свойствами и, как и для других алюминиевых сплавов, малой плотностью и хорошей коррозионной стойкостью. Задачи оптимального проектирования современных конструкций потребовали более детальных данных по механическим свойствам конструкционных материалов, в частности сплава АМг6, в широком диапазоне условий нагружения, характеризующихся прежде всего температурой испытания и скоростью деформации. Комплексное исследование механических свойств сплава АМг6 в статических условиях испытаний в широких диапазонах скоростей деформации $10^{-6} \dots 0,3 \text{ с}^{-1}$ и температур $80 \dots 850 \text{ К}$ проведено в [1]. Данные по механическим свойствам сплава в диапазонах скоростей деформации $5 \cdot 10^{-4} \dots 20 \text{ с}^{-1}$ и температур $0 \dots 500^\circ\text{С}$ приведены в [2]. Для условий одноосного растяжения при нормальной температуре получен также ряд результатов при более высоких скоростях деформации, вплоть до $4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ [3—6]. Отдельно следует выделить условия ударно-волновых испытаний, характеризующиеся высокоинтенсивным и кратковременным нагружением материала при одномерной деформации. Здесь можно отметить ряд работ по влиянию на откольную прочность сплава АМг6 характерного времени нагружения и температуры испытаний [7—11]. Частные аспекты откольного разрушения сплава рассматривались также в [12, 13].

В настоящей работе ставится задача получения новых экспериментальных данных по влиянию температуры испытаний на прочность и разрушение алюминиевого сплава АМг6 при ударно-волновом нагружении. Рассматривается возможность определения остаточных механических свойств откольно-поврежденного материала на микрообразцах, изготовленных из макрообразцов, подвергнутых ударно-волновому нагружению. Предпринимается попытка предварительной систематизации данных по откольной прочности алюминиевого сплава АМг6 с учетом влияния характерного времени нагружения, температуры испытания и технологии материала.

Образцы для ударно-волновых испытаний толщиной 10 мм и диаметром 80 мм вырезались из листа и подвергались отжигу при температуре 320°С в течение часа. Постановка опытов та же самая, что и в [10]. Ударно-волновое нагружение образцов осуществлялось ударом пластины из алюминиевого сплава АМц толщиной 4 мм, разгоняемой до необходимой скорости w посредством скользящей детонации листового заряда ВВ. Нагрев образцов до 500°С производился электронагревателем. Оценки давления в нагружающих импульсах делались, как и в [10], по формуле $p = \rho(c_0 + \lambda w/2)w/2$, где $\rho = 2,7 \text{ г/см}^3$, $c_0 = 5,25 \text{ км/с}$, $\lambda = 1,39$. Характерное время нагружения, оцениваемое как время циркуляции пластической волны в алюминиевом ударнике, составляет 1,5 мкс. Степень и характер

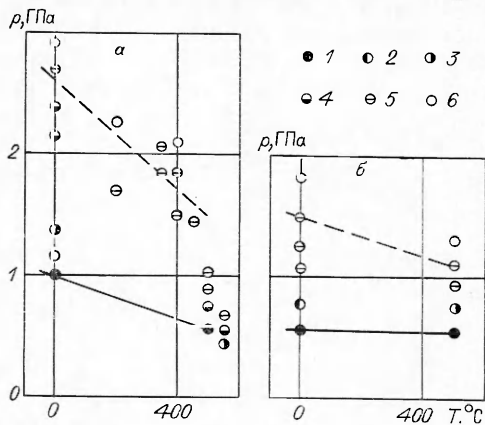


Рис. 1

откольного разрушения нагруженных образцов определяли посредством металлографического анализа их продольных шлифов. Полученные результаты по влиянию температуры на откольное разрушение сплава АМгб приведены на рис. 1. Здесь (а) представлены также несколько дополненные результаты работы [10], в которой испытывались образцы, изготовленные из прутка в состоянии заводской поставки. Степень откольного повреждения образцов условно подразделяется на ряд градаций: 1 — сохранение сплошности материала — отсутствие откольных микроповреждений в сечении при наблюдении с увеличением $\times 1000$; 2 — слабое микроразрушение материала — наличие в зоне откола отдельных изолированных микроповреждений, наблюдаемых под микроскопом; 3 — интенсивное микроразрушение материала — наличие в зоне откола значительного числа изолированных и слившихся микроповреждений, наблюдаемых под микроскопом; 4 — слабое макроразрушение образца — наличие в зоне откола небольших макротрещин, наблюдаемых визуально на травленном шлифе; 5 — частичное откольное разрушение — наличие в сечении отдельных сформировавшихся участков магистральной трещины; 6 — полное откольное разрушение — наличие магистральной откольной трещины, проходящей через все сечение образца. Сплошные и штриховые линии — критические условия нагружения, соответствующие микроскопическому и макроскопическому откольному разрушению пруткового (а) и листового (б) сплава АМгб.

По нашему предложению авторами [11] проведено испытание одного из образцов с использованием описанных там же методов нагружения и регистрации. Ударно-волновое нагружение образца осуществлялось ударом алюминиевой фольги толщиной 0,4 мм, разгоняемой с помощью взрывного нагружающего устройства до скорости 675 ± 15 м/с. Зарегистрированная зависимость скорости свободной поверхности образца от времени подобна приведенной в [11] зависимости для такой же постановки опыта. Металлографический анализ сохраненной центральной части образца диаметром около 40 мм показал следующее. На травленном шлифе образца визуально не наблюдалось макроскопического откольного разрушения. При изучении шлифа под микроскопом в центральной зоне расположения емкостного датчика замечено откольное микроразрушение, которое можно классифицировать как интенсивное. Несколько слившихся микротрещин, образующих как бы магистральную микротрещину, расположено на расстоянии 0,75 мм от свободной поверхности. Отдельные единичные микротрещины видны несколько в стороне на расстояниях 0,4; 0,5 и 1,0 мм от свободной поверхности.

Из образца-свидетеля и нескольких ударно-нагруженных образцов изготавливали микрообразцы для определения остаточных механических свойств материала. Микрообразцы вырезали из центральных зон макрообразцов соосно с направлением ударно-волнового нагружения. Они имели диаметр 1 мм и длину рабочего участка 5 мм. Полученные диаграммы растяжения микрообразцов, вырезанных из ударно-нагруженных при нормальной температуре макрообразцов, приведены на рис. 2. Это отмеченная звездочкой усредненная по 6 испытаниям диаграмма растяжения

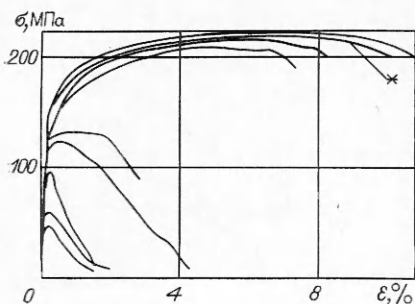


Рис. 2

образца-свидетеля и фактически совпадающая с ней усредненная по 7 испытаниям диаграмма образца, нагруженного ударом со скоростью 80 м/с, а также диаграммы микрообразцов, вырезанных из макрообразца, нагруженного ударом со скоростью 105 м/с.

Средние значения остаточных механических свойств материала макрообразцов в продольном по отношению к направлению нагружения направлении приведены в таблице. В качестве харак-

Условия испытаний	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Образец-свидетель	$158 \pm 10,6$	$217 \pm 4,5$	$9,8 \pm 1,1$
$T \approx 0$, $w = 80$ м/с	$159 \pm 8,4$	$219 \pm 3,7$	$9,7 \pm 0,9$
$T \approx 0$, $w = 105$ м/с	112 ± 41	137 ± 69	$4,7 \pm 3,4$
$T = 500^\circ\text{C}$, $w = 77$ м/с	$145 \pm 6,3$	$212 \pm 2,4$	$11,9 \pm 0,6$
$T = 500^\circ\text{C}$, $w = 103$ м/с	101 ± 55	105 ± 58	$4,6 \pm 2,7$

теристик разброса данных здесь указаны среднеквадратичные отклонения.

Исходная структура исследуемого сплава характеризуется большим числом включений, преимущественное расположение которых совпадает с плоскостью листа. Определенное на основании 15 измерений среднее значение микротвердости материала составляет (615 ± 25) МПа. Характер последовательных стадий откольного разрушения сплава при нормальной температуре приведен на рис. 3. Небольшие вязкие микротрещины и поры образуются, как правило, на включениях (а). Далее происходит слияние повреждений, расположенных в одной плоскости (б) и в параллельных плоскостях, с образованием более крупных вязких трещин. Характер откольного разрушения образца, нагруженного ударом фольги по методике [11], подобен приведенному (б) характеру микроразрушения. Характер последовательных стадий откольного разрушения сплава при температуре 500°C показан на рис. 4. В этом случае наблюдается снижение общей концентрации откольных микроповреждений (а), они имеют более вязкий характер (б), а их взаимодействие и слияние сопряжены со значительной локальной сдвиговой деформацией материала.

Первоначальная попытка определения температурной зависимости откольной прочности сплава предпринята в [9]. Однако здесь степень откольного разрушения определялась лишь визуально по вспучиванию либо отслаиванию тыльной поверхности образца или при наблюдении шлифованного продольного сечения его осевого среза. В связи с этим полученные результаты характеризовали только условия развитого мак-

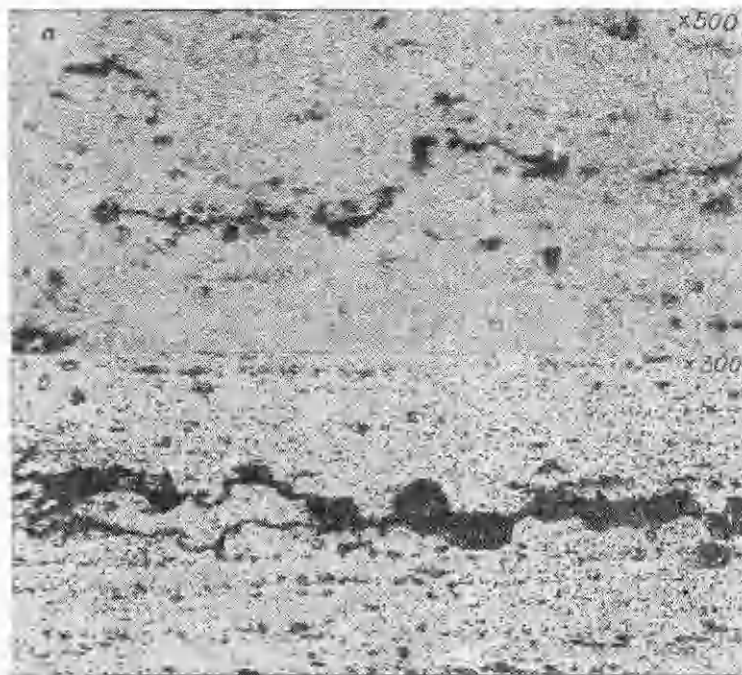


Рис. 3

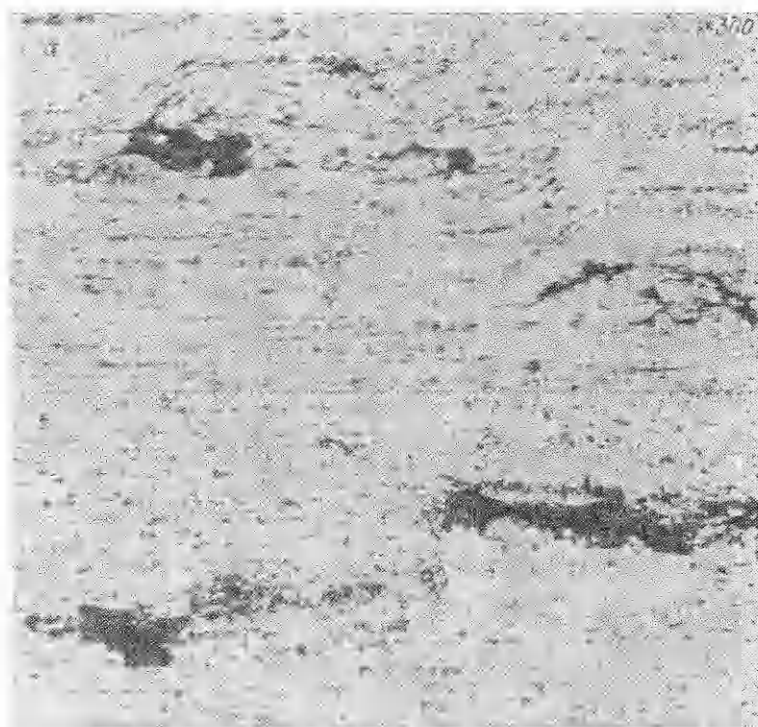


Рис. 4

роскопического откольного разрушения сплава. В последующем [10] был проведен более детальный металлографический анализ испытанных образцов, а также ряд дополнительных опытов с целью определения условий, соответствующих начальной стадии откольного разрушения сплава при нормальной температуре испытаний. В данной работе для испытывавшихся ранее образцов пруткового материала уточнены также условия зарождения откольного разрушения и при температуре 500°C. Основой работы явилось, однако, получение новых экспериментальных результатов по влиянию температуры на откольное разрушение образцов сплава АМг6, изготовленных из листа и подвергнутых последующему отжигу. Для этих образцов при двух температурах испытания, нормальной и 500°C, довольно аккуратно определены диапазоны ударно-волновых нагрузок от зарождения откольных микроповреждений до полного макроскопического откольного разрушения.

Совместное рассмотрение всех имеющихся экспериментальных результатов по влиянию температуры на откольное разрушение сплава АМг6, приведенных на рис. 1, позволяет сделать следующие предположительные выводы. Испытывавшиеся образцы сплава в двух рассматриваемых на рис. 1 случаях отличались двумя основными технологическими факторами. Во-первых, это преимущественное направление волокнистости структуры. Для прутковых образцов оно соосно с направлением нагружения, для листовых — перпендикулярно. Во-вторых, исходное состояние материала образцов. Как показали пробные измерения твердости, прутковый материал исходно находился в нагартованном состоянии, а листовый — в отожженном. Дополнительный отжиг изготовленных образцов послужил здесь уже в некотором смысле подстраховочной мерой для заведомо однозначной определенности полученных данных по откольной прочности. Таким образом, значительное превышение прочности прутковых образцов по сравнению с листовыми обусловлено влиянием обоих этих факторов. В какой же степени каждого из них? По-видимому, можно предположить следующее.

На условия зарождения откольных микроповреждений при нормальной температуре испытаний в большей степени влияет исходное состояние сплава — находился ли он в нагартованном, предварительно деформированном состоянии либо был отожжен для снятия внутренних напряжений и более равномерного распределения интерметаллических включений. Это отчасти подтверждает тот факт, что при нагреве до 500°C, когда прутковый материал как бы проходит ускоренный отжиг, критические условия зарождения откольных микроповреждений становятся одинаковыми для обоих материалов. В этой связи можно также упомянуть о результатах работы [14], в которой исследовался находящийся в термически упрочненном состоянии алюминиевый сплав 6061. Показано, что направление волокнистости структуры, обусловленное направлением прокатки заготовки, не влияет на критическое напряжение, соответствующее зарождению откольных микроповреждений. В то же время предварительный отжиг привел к значительному, более чем 30%-ному снижению определенной таким образом откольной прочности сплава. В [15] для сплава 6061 также отмечено, что в образцах, изготовленных из прутка и листа, зарождение откольных повреждений происходит при одинаковых условиях нагружения. Нельзя, однако, не учесть и наличия контрпримера из [16], где исследовался алюминиевый сплав 2024. Здесь при одинаковых условиях нагружения образцов, вырезанных из прутка соосно и перпендикулярно с направлением прокатки, в первом не обнаружено откольных микроповреждений, тогда как во втором происходит интенсивное микроповреждение.

Что касается условий полного макроскопического откольного разрушения сплава при нормальной температуре, то здесь, наряду с исходным состоянием, важное влияние оказывает преимущественное направление волокнистости структуры — вытянутости в направлении прокатки зерен и цепочек включений. На начальной стадии откольного разрушения процессы зарождения, развития и слияния откольных повреждений в виде вязких микротрещин происходят преимущественно в направлении волокнистости структуры. Поэтому процесс откольного разрушения прутковых образцов значительно более энергоемкий, поскольку включает как бы дополнительную стадию слияния путем разрыва перемычек, вытянутых в продольном направлении зон поврежденности. Этим и объясняется прежде всего значительно более высокий для пруткового материала критический уровень нагружения, соответствующий полному макроскопическому откольному разрушению при нормальной температуре. Повышение температуры до 500°C приводит к тому, что разрушение становится более вязким и менее зависящим от направления волокнистости структуры. Поэтому и критические условия откольного макроразрушения, как и микроповреждения, обоих типов материала становятся близкими, фактически одинаковыми.

Самостоятелен и не менее важен также вопрос о влиянии времени нагружения на откольную прочность сплава АМг6, как, впрочем, и других конструкционных материалов. Такие данные получены в [7, 8] для пруткового и листового материалов путем изменения при нагружении масштаба системы ударник — образец. Внимательное рассмотрение этих результатов, а также известный из справочной литературы факт, что прутковый сплав АМг6 поставляется, как правило, в нагартованном состоянии, а листовая — в отожженном, позволяют сопоставить результаты указанных работ с полученными нами. Для этого кратко упомянем методологию выявления степени откольного повреждения образцов в [7, 8]. Регистрация откольного повреждения производилась в этих работах визуально при небольшом оптическом увеличении. Такой метод позволяет при достаточно хорошо полированном шлифе выявить в качестве начальной стадии откольного повреждения стадию интенсивного микроскопического разрушения. Рассматривались два критических уровня нагружения, приводящие к появлению локальных повреждений в виде пор или изолированных трещин и смыканию локальных повреждений в откольную

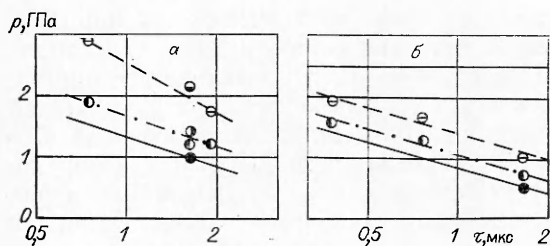


Рис. 5

ответствующей появлению локальных повреждений, степень откольного повреждения материала представляет собой слабое, не выявляемое визуально при небольшом увеличении микроразрушение. На верхнем пределе вилки, соответствующей слиянию локальных повреждений в откольную трещину, степень откольного повреждения можно трактовать как частичное откольное разрушение материала образца. По известным скоростям соударения сделаем единообразные принятые нами оценки давления в нагружающих импульсах и характерного времени нагружения. Совокупность полученных таким образом результатов по влиянию характерного времени нагружения на откольное разрушение прутковых (а) и листовых (б) образцов из сплава АМгб приведена на рис. 5 (обозначения те же, что и на рис. 1), штрихпунктирной линией отмечены условия слабого микроразрушения. Итак, налицо хорошее согласие полученных ранее [7, 8, 10] и в данной работе результатов по разрушению сплава при нормальной температуре, причем совместное их рассмотрение позволило уточнить временную зависимость критического уровня нагружения, соответствующего зарождению откольных микроповреждений.

Достаточно хорошо согласуется с рассмотренной совокупностью данных и результат, полученный при нагружении образца по методике [11]. Здесь нагружение образца выходящим на свободную поверхность импульсом с давлением 2,05 ГПа и характерным определенным на полувысоте временем нагружения 0,25 мкс привело к его интенсивному микроразрушению на глубине 0,75 мм. Полученный результат по степени откольного повреждения полностью согласуется с приведенными на рис. 5 результатами для отожженного листового материала. Что же касается результатов используемого в [11] метода регистрации релаксации напряжений и сделанного на их основе вывода о низкой откольной прочности сплава АМгб при коротких временах нагружения, то здесь, возможно, определенную роль сыграли образующиеся из-за неоднородности нагружения отдельные микроповреждения на глубине 0,4 и 0,5 мм, расположенные, кстати, в стороне от магистральной микротрещины, которые и могли исказить картину регистрации реального процесса разрушения, происходящего при более высоких растягивающих напряжениях. Окончательный ответ на этот вопрос могло бы дать проведение подобного опыта с выходящим на свободную поверхность импульсом с давлением менее 1,65 ГПа, т. е. с параметрами нагружения, не приводящими к микроскопически выявляемому процессу откольного разрушения. Находятся в согласии с полученными результатами и данные [12, 13].

Не решенным до конца остается также вопрос о количественной мере откольной поврежденности материала. В принятой нами условной качественной градации степени откольного повреждения образцов абсолютно определенными являются лишь первая и последняя стадии, т. е. когда в сечении образца вообще не наблюдается откольных микроповреждений и когда макроскопическая откольная трещина проходит через все его сечение. К количественным методам определения откольной микроповрежденности материала относится, например, метод детального подсчета числа и размеров образующихся откольных повреждений и определения в конечном итоге их общего удельного объема, а также метод определения остаточной статической прочности образцов, вырезанных из ударно-нагру-

трещину. В свете наших данных, полученных с использованием детального металлографического анализа шлифов испытанных образцов, приведенные в [8] значения вилок, отвечающие упомянутым критическим уровням нагружения, можно трактовать таким образом. На нижнем пределе вилки, со-

женной откольно-поврежденной мишени. Первый из методов использован в [17] при выявлении степени откольного повреждения алюминия, а второй — в [18] для определения остаточной прочности откольно-поврежденных образцов из алюминиевого сплава типа В95, в последней работе испытывались довольно крупные образцы, что позволило получить достаточно усредненные значения остаточной прочности. В данной работе определение остаточных свойств нескольких ударно-нагруженных образцов-мишеней проводилось на микрообразцах.

Относительно конкретных полученных в данной работе результатов можно отметить следующее. После нагружения при нормальной температуре остаточные механические свойства первого из образцов, в котором не было обнаружено откольных микроповреждений, остались на уровне свойств образца-свидетеля с очень слабой тенденцией к упрочнению и более выраженной тенденцией к выравниванию, обусловленному снижением разбросов всех механических характеристик. Для второго из образцов, степень откольного повреждения которого качественно оценивалась как слабое микроразрушение, реализующиеся значения средних прочности и удлинения составили 63 и 48% от исходных. После нагружения при температуре 500°C остаточные свойства первого из образцов, в котором не обнаружено откольных микроповреждений, характеризуются незначительным снижением прочности и увеличением пластичности, что обусловлено прежде всего влиянием отжига. Еще в большей степени наблюдается тенденция к выравниванию механических свойств. Считая свойства этого образца исходными, оценим снижение механических свойств второго из образцов, степень откольного повреждения которого качественно оценивалась как интенсивное микроразрушение. Реализующиеся в этом случае значения средних прочности и относительного удлинения составили 49 и 38% от исходных. Таким образом, налицо достаточно хорошая корреляция качественных и количественных оценок степени откольного повреждения.

Относительно возможности сопоставления значений предела прочности сплава при одноосном динамическом растяжении и откольной прочности, характеризующей условия зарождения откольных повреждений, можно отметить следующее. Механические свойства сплава АМг6, в частности предел прочности, согласно данным [1—5], довольно слабо зависят от скорости деформации вплоть до ее значения 10^4 с⁻¹. Усредняя некоторые противоречия разных работ, можно даже условно считать его нечувствительным к скорости деформации в рассматриваемом диапазоне. Начиная со скорости деформации 10^4 с⁻¹ и выше, просматривается тенденция к увеличению его прочности [6], поэтому в промежуточном диапазоне характерных времен нагружения 10^{-5} ... 10^{-6} с данные по динамической прочности в условиях одноосного растяжения и по откольной прочности могут быть условно соединены гладкой интерполяционной зависимостью прочности от времени нагружения.

Итак, совместный анализ имеющихся экспериментальных данных по откольному разрушению алюминиевого сплава АМг6 при ударно-волновом нагружении показал, что они достаточно хорошо согласуются между собой, если при рассмотрении температурных и временных зависимостей откольной прочности принимать во внимание вопросы технологии изготовления и предварительной обработки материала. Это, несомненно, в равной степени относится и ко всем другим конструкционным материалам.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кращенко В. П., Рудницкий Н. П. и др. Механические характеристики сплава АМг6М в широких диапазонах температур и скоростей деформирования // Пробл. прочности.— 1985.— № 6.
2. Микляев П. Г., Дуденков В. М. Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов: Справочник.— М.: Металлургия, 1979.
3. Беклемишев Н. Н., Грибков В. В. и др. Исследование механических свойств алюминиевых сплавов Д16 и АМг6 при динамическом нагружении с использованием

- кольцевых образцов // Пластическая деформация легких и специальных сплавов.— М.: Металлургия, 1978.
4. Большаков А. П., Новиков С. А., Сеницын В. А. Исследование динамических диаграмм одноосного растяжения и сжатия меди и сплава АМг6 // Пробл. прочности.— 1979.— № 10.
 5. Попов Н. Н., Иванов А. Г. и др. Получение полных диаграмм одноосного растяжения сплавов АМг6 и МА18 при скоростях деформации $10^{-3} \dots 10^3 \text{ с}^{-1}$ // Пробл. прочности.— 1981.— № 12.
 6. Степанов Г. В., Астанин В. В. и др. Механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава при ударном нагружении // Пробл. прочности.— 1983.— № 2.
 7. Тарасов Б. А. О количественном описании откольных повреждений // ПМТФ.— 1973.— № 6.
 8. Тарасов Б. А. Сопротивление разрушению пластин при ударном нагружении // Пробл. прочности.— 1974.— № 3.
 9. Батъков Ю. В., Новиков С. А. и др. Влияние температуры образца на величину разрушающих напряжений при отколе в алюминиевом сплаве АМг6 // ПМТФ.— 1979.— № 3.
 10. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. О характере откольного разрушения алюминия и его сплавов Д16 и АМг6 в температурном диапазоне — 196 ... 600°C // Пробл. прочности.— 1983.— № 2.
 11. Канель Г. И., Разоренов С. В., Фортгов В. Е. Кинетика разрушения алюминиевого сплава АМг6М в условиях откола // ПМТФ.— 1984.— № 5.
 12. Абашкин Б. П., Забиров И. Х. и др. Об одном способе исследования свойств материала при динамическом растяжении // ПМТФ.— 1977.— № 4.
 13. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. О влиянии угла выхода ударной волны на свободную поверхность на образование откола в металлах // ПМТФ.— 1983.— № 3.
 14. Butcher В. М. Spallation in 6061-T6 aluminum // Behaviour of Dense Media Under High Dynamic Pressures.— N. Y.: Gordon and Breach, 1968.
 15. Blincow D. W., Keller D. Y. Experiments on the mechanism of spall // Dynamic Behaviour of Materials.— Philadelphia: ASTM, 1963.
 16. Rosenberg Z., Luttwak G. et al. Spall studies of differently treated 2024 Al specimens // J. Appl. Phys.— 1983.— V. 54, N 5.
 17. Barbee T. W., Seaman L. et al. Dynamic fracture criteria for ductile and brittle metals // J. Materials.— 1972.— V. 7, N 3.
 18. Романченко В. И., Марусий О. И., Крамаренко И. В. Микроструктура алюминиевого сплава на ранних стадиях откола // Пробл. прочности.— 1983.— № 9.

Поступила 26/1 1987 г.

УДК 539.4+620.18

ИССЛЕДОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ОТКОЛЕ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ14

С. А. Новиков, Ю. С. Соболев, Н. А. Юкина

(Москва)

При описании откола, т. е. разрушения материала при интенсивном ударно-волновом нагружении, в последнее время применяется концепция накопления повреждений, учитывающая изменение микроструктуры материала в процессе деформирования в области взаимодействия волн разрежения. Выделяются две основные стадии откола: появление и рост зародышевых трещин; слияние микротрещин [1—3]. В первой, докритической, стадии откольного разрушения материал с достаточной точностью можно рассматривать как сплошной. Начальные микродефекты возникают в локально перенапряженных зонах, их размеры 10^{-8} — 10^{-7} м [4, 5]. Достижение предельного числа микродефектов в единице объема приводит к разрушению микрообъема и образованию дефектов с характерными размерами 10^{-6} — 10^{-4} м, что определяет начало второй, закритической, стадии откольного разрушения. На первой стадии рост дефектов имеет термоактивационную природу [1]. Можно предполагать, что во второй стадии разрушения распространение и взаимодействие микротрещин будет описываться законами механики разрушения. Изучение микрошлифов образцов с помощью оптического микроскопа, сохраненных после ударно-волнового нагружения, позволяет надежно выявить дефекты (поры, трещины) размерами не менее 10^{-6} м. Количественный анализ их распределения при различных уровнях растягивающих напряжений в области откола позволяет получить информацию обо всей второй стадии разрушения, вплотную приблизившись к ее границе с докритической стадией.

В настоящей работе приведены результаты количественных оценок степени повреждаемости образцов из титанового сплава ВТ14 при отколе. Исследуемые образцы изготавливались из прутка диаметром 50 мм, предварительно подвергнутого отжигу при температуре 750°C в течение 60 мин