

то при достаточно больших n и α_1 , $0.75 \leq \alpha_1 < 1$, коэффициент вариации для волокон с бимодальной функцией распределения V_n равен V_1 . Величина $\mathcal{E}_n = \langle \sigma_n \rangle / \langle \sigma_1 \rangle$ в зависимости от V_1 и n подчиняется закону изменения средней прочности волокон с одномодальной функцией распределения. Большому значению V_1 и соответственно V_n соответствует меньшее значение $\langle \sigma_n \rangle$.

На фиг. 5 приведен график изменения V_{100} для $V=0.20$ в зависимости от V_1 . Значения соответствующих \mathcal{E}_{100} отмечены крестиками на графике фиг. 1. Так как прочность однонаправленного композита определяется прочностью пучка волокон неэффективной длины $l=1$, то композиции на основе двух различных партий волокон с бимодальной функцией распределения прочности, которые при длине n имеют существенно различающиеся значения $\langle \sigma_n \rangle$ и V_n , могут иметь одинаковую прочность.

На фиг. 6 приведены графики изменения прочности однонаправленного композита при $N \rightarrow \infty$ в зависимости от коэффициента вариации прочности волокон неэффективной длины V , и от размера дефекта адгезии l_* для случая 5% содержания волокон с передаточной длиной $l_*=1, 10$ и 100 .

Поступила 22 X 1973

ЛИТЕРАТУРА

1. Композиционные материалы волокнистого строения. (Под ред. Францевича И. Н. и Каршиноса Д. М.). Киев, «Наукова думка», 1970.
2. Крамер Г. Математические методы статистики. М., Изд-во иностр. лит., 1948.
3. Современные композиционные материалы. (Под ред. Браутмана Л. и Крока Р. Перев. с англ. под ред. Светлова И. Л.). М., «Мир», 1970.
4. Schmitz G. K., Metcalfe A. G. Testing of fibers. Materials research and Standarts, 1967, vol. 7, No. 4.
5. Jones B. F., Wilkins B. J. A technique for the analysis of fracture Strength Data for Carbon fibres. Fibre Sci. and Technology, 1972, vol. 5, No. 4.
6. Preston E. J. A graphical method for the analysis of statistical distributions into two normal components. Biometrika, 1953, vol. 40, pt 3/4.
7. Giltrow J. P. A possible source of porosity in composites. Composites, 1971, vol. 2, No. 4.
8. Yamamoto M., Yamada S., Sakatani Y., Taguchi M., Yamaguchi Y. Determination of wettability of high-modulus carbon fibre by its matrix resin. Internat. conf. on Carbon Fibres, their Composites and Applications, London, 1971, Paper No. 21.

УДК 539.375

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А. В. БЕРЕЗИН, Р. Ф. МЕРЕНКОВА

(Москва)

Исследуется накопление повреждаемости при пластическом деформировании титанового сплава ВТ-5 для двух видов напряженного состояния: изгиба стержня с круговым надрезом в условиях плоской деформации и одноосном растяжении цилиндрических образцов. Применяется метод металлографии, рентгеновский анализ, электронная микроскопия. Показано, что дефекты структуры типа микротрещин и пор образуются задолго до окончательного разделения. Макроскопическая трещина образуется путем объединения дефектов при разрыве перемычек между ними. Наблюдается зигзагообразный характер ее распространения. Показано, что основную роль в образовании макроскопической трещины играет сдвиговая деформация, и эта предельная сдвиговая деформация образования макроскопической трещины существенно зависит от вида напряженного состояния.

1. Пластическая деформация металла вызывает образование различного вида дефектов, в том числе микротрещин и пор. На важность изучения процессов, приводящих к образованию и накоплению таких дефектов, неоднократно указывалось (см., например, [1]).

Большой обзор экспериментальных и теоретических работ по исследованию разрушения в процессе пластической деформации составлен в докторской диссертации Д. Брокка [2] и в работах А. Кохендорфера [3]. Обнаружено, что для пластичных материалов процесс накопления дефектов начинается задолго до окончательного разделения, при этом возможно существование различных физических механизмов их образования. Уже в ранних работах подчеркивается большая роль имеющих



Фиг. 1

в материале включений или частиц второй фазы [4-6], приводящих к разрушению путем роста и слияния пор. Электронно-микроскопические исследования поверхностей изломов также доказывают важность этих процессов при распространении трещины. Необходимо отметить, что пока остается до конца не ясной природа зарождения дефектов, способов их объединения.

Так как для пластичных материалов накопление повреждаемости начинается в условиях локализации пластических деформаций при сложном напряженном состоянии, то, учитывая важность этих процессов для определения параметров, связанных с накоплением повреждаемости, необходимо применять физические методы исследований. Ясно, что при описании процесса разрушения необходимо также существенное усложнение механических моделей, которые должны основываться и на данных макроэксперимента и на физической картине процесса разрушения.

Описание процесса разрушения с позиций механики «сплошной» среды должно включать в себя как ана-

лиз движения макротрещин, так и учет периода образования и развитие микродефектов, а также условия образования макроскопической трещины.

Теоретическому описанию развития микродефектов при пластическом деформировании посвящено очень небольшое количество работ. Наметилось два подхода к решению этой задачи: первый — это рассмотрение индивидуальных дефектов, их роста при различных видах напряженного состояния; второй — введение континуальной меры дефектности материала. Наибольшее развитие первого подхода получено в работах Ф. А. Макклинтака [7-11], в которых рассмотрен рост пор в полосе сдвига с наложенным гидростатическим растяжением в упрочняющемся материале, а также решена плоская задача о росте пор в несжимаемой упрочняющейся среде при помощи модификации известного решения для вязкого материала. Условие разрушения предпологалось выполненным, когда в результате увеличения соседние поры касались одна другой. Рост трещины, происходящей за счет слияния пор, описан в работе [10]. Трехмерный анализ роста сферических пор сделан в работе [12].

Континуальное описание образующихся дефектов при пластическом деформировании предложено в работе В. В. Новожилова [13]. В условие текучести вводился первый инвариант тензора напряжений, тогда использование ассоциированного закона течения давало увеличение объема материала за счет образующихся дефектов. Аналогичная идея о разрыхлении структуры применена при описании деформирования хрупких материалов типа чугунов в работе [14]. Для континуального описания дефектов предлагалась падающая диаграмма зависимости напряжение — деформация [15, 16].

Нужно отметить, что для всех этих подходов важно установление момента начала образования дефектов (для хрупких материалов типа чугунов такой необходимости не возникает), кинетики их развития, предшествующей образованию макроскопической трещины, и условия образования трещины. Наряду с прямыми наблюдениями начальных стадий зарождения и систематическими исследованиями микроструктурной картины разрушения необходимо исследование влияния вида напряженного состояния на процесс образования и накопления дефектов.

2. Для титанового сплава ВТ-5 проведено микроструктурное исследование накопления повреждаемости при пластической деформации. Исследовалось два вида

напряженно-деформированного состояния — чистый изгиб стержня с односторонним круговым вырезом при плоской деформации и одноосное растяжение цилиндрического образца. Схема испытания и геометрия образцов, испытанных на чистый изгиб, аналогичные использованным в работе [17], позволили точно определять напряженно-деформированное состояние при образовании трещины.

Подготовленные для испытаний образцы подвергались отпуску при температуре 750°C в течение одного часа. Структурное состояние контролировалось рентгеновским методом. На фиг. 1 приведен снимок микроструктуры недеформированного материала. Средний размер зерен составляет $0,2\ \mu\text{м}$. Пластинчатая структура соответствует кристаллизации α -фазы по кристаллографическим направлениям β -фазы титана.

Образцы испытывались до заданной величины остаточной деформации, затем разрезались по плоскости симметрии в продольном направлении. Срединная плоскость симметрии подготавливалась как металлографический шлиф для исследований на оптическом микроскопе МИМ-8. Шлиф приготавливался механическим путем.

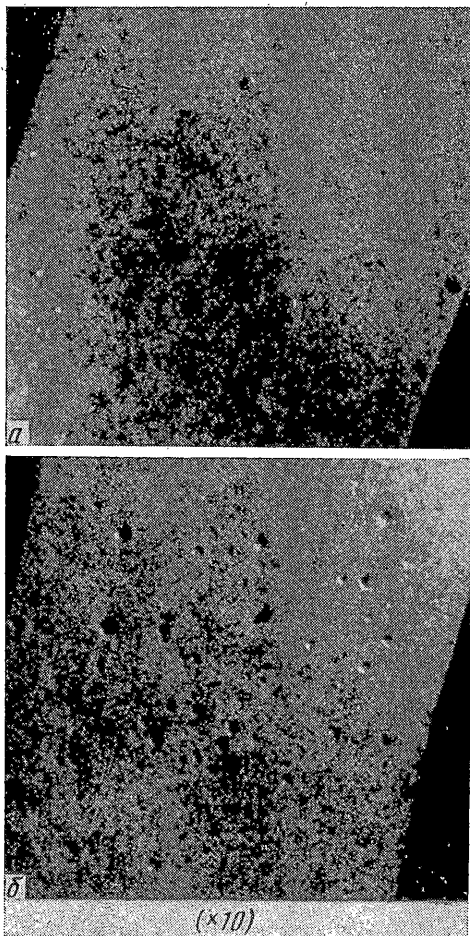
Микроструктура выявлялась травлением в реактиве, состоящем из 1% HF , 1% HNO_3 и 98% H_2O . Кроме того, для выявления общей макроскопической картины был применен метод химического полирования. Раствор для химического полирования имел следующий состав: 1 часть HF , 6 частей HNO_3 . Образец полировался в растворе, нагретом до 50°C , в течение 15 сек. Картина, полученная методом химического полирования, сравнивалась с картиной, полученной на механически приготовленном шлифе. Было установлено, что применение метода химического полирования несколько изменяет размеры и форму дефектов.

На фиг. 2 показана макроскопическая картина разрыхления материала на разных стадиях деформирования при одноосном растяжении ($a - 11,1\%$, $b - 42\%$).

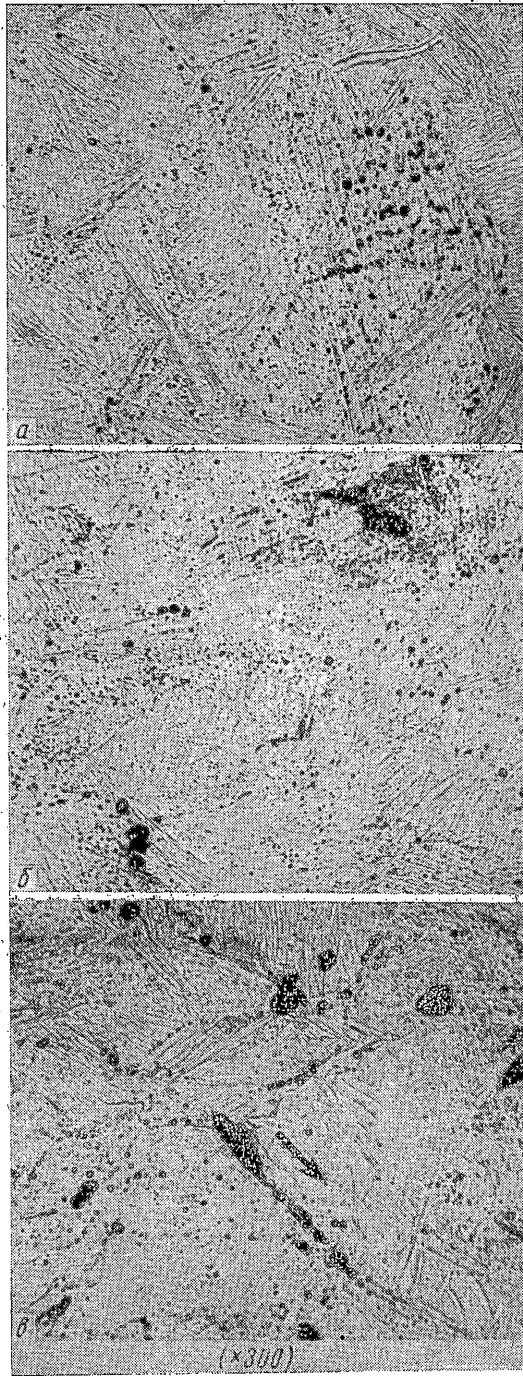
На фиг. 3 приведены снимки микроскопической картины при различных уровнях остаточной пластической деформации. При остаточной деформации 11,1% (фиг. 3, a) дефекты равномерно распределены по полю шлифа. При деформации 21% (фиг. 3, b) наблюдаются скопления в виде порообразных полостей. На фиг. 3, c приведен снимок микроскопической картины при остаточной пластической деформации в 42%.

Здесь зафиксировано состояние, предшествующее образованию макроскопической трещины. Дефекты в виде порообразных полостей в основном локализованы в центре шейки. Они сильно вытянуты и выстроены в цепочку, их разделяют лишь небольшие перемычки. При детальном исследовании в оптическом микроскопе они представляют в большинстве своем эллиптические поры, проходящие по зерну поперек пластинок (фиг. 4). Наибольшая ось их ориентирована под углом 45° к оси растяжения. Мелкие дефекты имеют вид круглых пор. Сказать более определенно относительно их формы и размера не представляется возможным, поскольку форма и величина их изменяются под действием травящих реактивов. В первую очередь это относится к малым дефектам.

На фиг. 5 показаны снимки макроструктуры образцов, испытанных на изгиб (фиг. a и b — соответственно). Область, прилежащая к дну надреза, выглядит зна-



Фиг. 2



Фиг. 3

чительно разрыхленной. Видны крупные (до 150 мкм) полости. При 25% остаточной деформации наблюдается макроскопическая трещина, которая распространяется зигзагообразно в направлении максимальной сдвиговой деформации (по плоскости скольжения). От конца трещины под прямым углом выстроена новая цепочка пор, таким образом подготовлено образование третьего звена зигзага.

На микроструктурной картине (фиг. 6, см. стр. 154) видно, что трещина представляет собой цепочку порообразных нарушений сплошности, расположенных, как правило, внутри зерна и образованных в результате разрушения перемычек между шорами.

В сжатой зоне при деформации сжатия 13% дефектов не обнаружено.

Зигзагообразный характер распространения, направление распространения и механизм образования макроскопической трещины подтверждают теоретический ана-



Фиг. 4

лиз, данный в работе Ф. А. Макклинтака и Р. С. Сиполлы [10]. Однако полного слияния пор не наблюдается, а заметен лишь разрыв перемычек между ними, который происходит посредством сдвиговой деформации.

Морфология поверхности излома после растяжения изучалась на растровом микроскопе типа «Стереоскан-4». Разрушение образца имеет типично вязкий характер. Наблюдается обычная чашечно-конусная поверхность излома со слабо выраженной конусной частью. Исследование различных участков излома показывает, что имеет место комплекс различных механизмов разрушения.

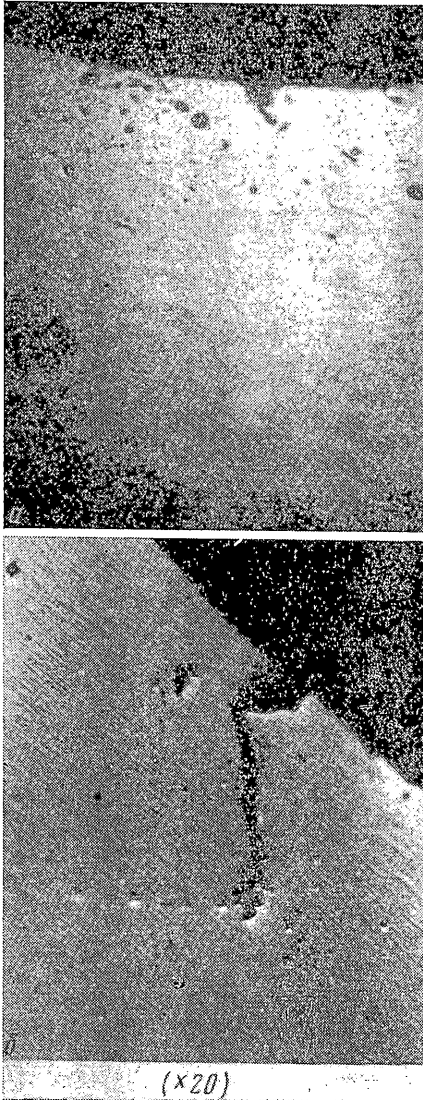
На фиг. 7, а (см. стр. 153) показан участок поверхности, где разрушение произошло путем отрыва включения от матрицы. Размер включения 0,02 мм. Рентгеновская микроскопия фольги толщиной менее 60 мкм этого материала показала, что это — включение олова. Около включения структура поверхности ячеистая, напоминающая строение губки, и представляет собой сочетание ямок — пор и перемычек между ними. Следует предположить, что такая поверхность образуется в результате зарождения большого количества порообразных полостей, которые объединяются путем разрыва перемычек между ними. Размер таких дефектов примерно 1 мкм.

На фиг. 7, б приведен снимок дефекта, выходящего на поверхность излома. Видно, что этот дефект представляет собой пору с довольно гладкими стенками. Размер ее в плане 2 мкм.

На фиг. 7, в показан участок поверхности отрыва. Внизу справа находится зона вязкого разрушения с характерным пористым строением. По-видимому, эта зона явилась концентратором напряжений и очагом последующего разрушения отрывом. Темная область внизу слева — это граница зерна. Здесь трещина прошла по межзеренной границе.

На фиг. 8 приведена картина поверхности разрушения при малом увеличении. Наблюдается большое количество ямок, видны включения.

3. Разрушение в условиях плоской деформации и в центре шейки носит сдвиговой характер. Для выяснения степени влияния вида напряженного состояния на



Фиг. 5

упрочняющихся материалов, к которым относится и ВТ-5, в [17] показано, что максимальные деформации имеют место на поверхности у основания надреза. Тогда максимальный сдвиг по направлению распространения трещины при плоской деформации для нескжимаемого материала

$$\gamma_2^k = -[(1 + \epsilon_\phi)^{-2} - 1]/2$$

где ϵ_ϕ — относительная деформация у основания надреза измеренная по меткам на базе 2 мм. Для случая, изображенного на фиг. 4, а, $\epsilon_\phi = 0.19$, $\gamma_2^k = 0.36$; для случая, изображенного на фиг. 4, б, $\epsilon_\phi = 0.25$, $\gamma_2^k = 0.47$. Гидростатическая составляющая тензора напряжений на поверхности надреза равна $0.577 \sigma_s$ для случая неупрочняющегося материала.

Отсюда имеем, что в случае трехосного напряженного состояния в шейке цилиндрического образца при гидростатической составляющей тензора напряжений $\sigma = 1.275 \sigma_s$ и деформации конечного сдвига $\gamma_1^k = 0.55$ макроскопической трещины нет, в случае плоской деформации при гидростатической составляющей тензора напряжений $\sigma = 0.577 \sigma_s$ и деформации конечного сдвига $\gamma_2^k = 0.47$ макроскопическая трещина есть.

предельный сдвиг, необходимый для образования макроскопической трещины, определим деформацию конечного сдвига в центре шейки и в основании надреза при плоской деформации. Будем использовать определение А. Надаи [18] деформации конечного сдвига. Для образца с шейкой примем, что радиальная деформация ϵ_r^k , измеренная по изменению диаметра, постоянна по минимальному сечению шейки. Тогда для конечных деформаций, используя условие неизменности объема, получим

$$\epsilon_z^k = (1 + \epsilon_r^k)^{-2} - 1$$

где ϵ_z^k — осевая деформация. Условие неизменности объема используется, так как поправка, связанная с изменением объема за счет образующихся дефектов, мала по сравнению с ϵ_r^k и ϵ_z^k , подсчитанным по условию несжимаемости. Конечный сдвиг по направлению, составляющему угол в 45° с осью растяжения в недеформируемом теле, будет

$$\gamma_1^k = [(1 + \epsilon_z^k)/(1 + \epsilon_r^k) - (1 + \epsilon_r^k)/(1 + \epsilon_z^k)]/2$$

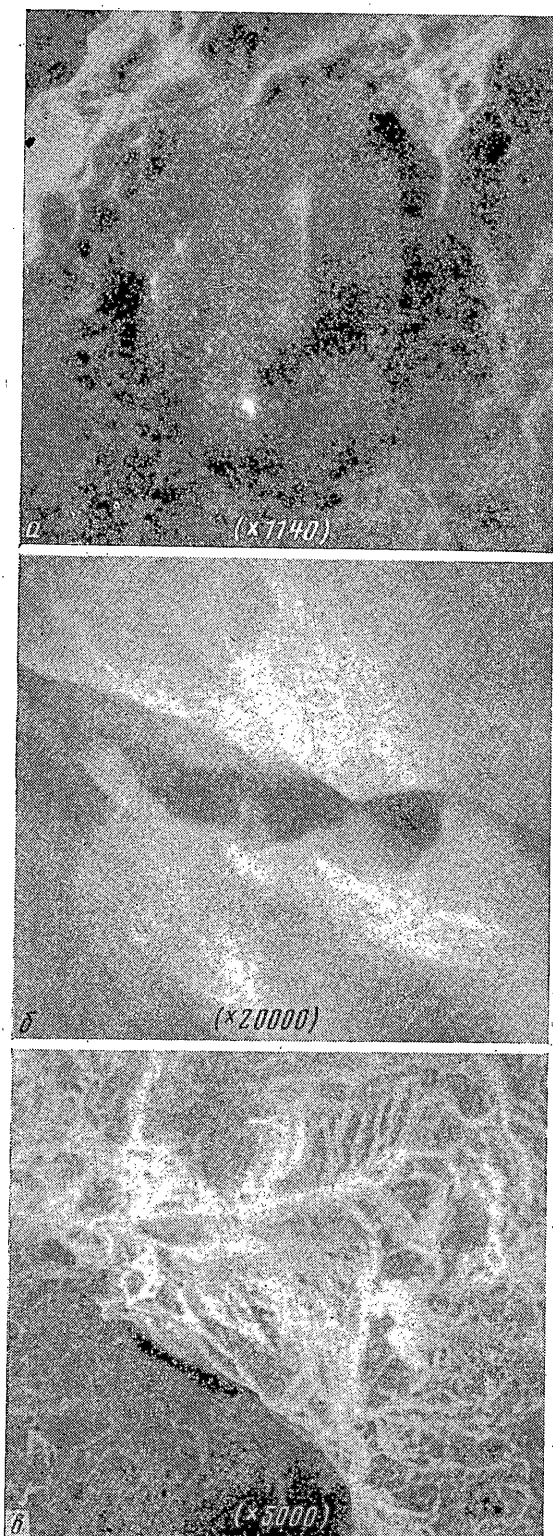
Для случая, изображенного на фиг. 2, б, $\epsilon_r^k = -0.161$, $\epsilon_z^k = 0.42$. Отсюда $\gamma_1^k = 0.55$. В минимальном сечении радиус кривизны шейки $R = 2.1$ мм, радиус шейки $a = 3.79$ мм. Тогда по решению П. В. Бриджмена [19] в центре шейки

$$\sigma = \sigma_s/3 + \sigma_s \ln(1 + a/2R) = 1.275 \sigma_s$$

где σ_s — предел текучести при одноосном растяжении, σ — гидростатическая составляющая тензора напряжений.

Образец, изображенный на фиг. 2, б, находится в стадии предразрушения, хотя и не имеет сформировавшейся трещины таких же размеров, как и для случая плоской деформации. Образец при испытании на растяжение разрушился, когда измеренная по разрушенному образцу радиальная деформация $\epsilon_r^k = -0.19$. Это соответствует деформации конечного сдвига $\gamma_1^k = 0.71$.

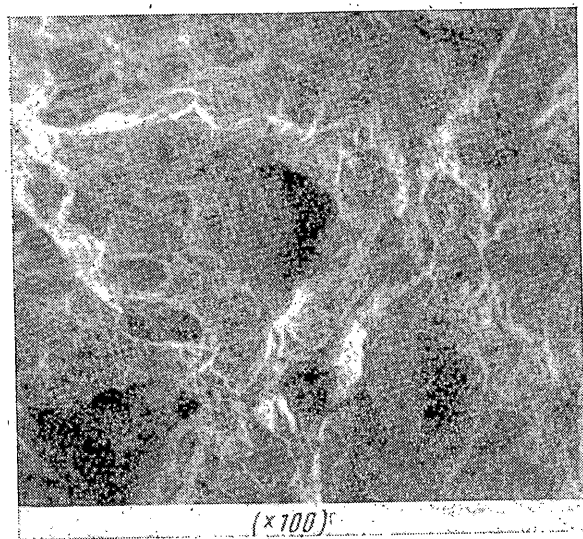
Для стержня с круговым надрезом при плоском деформированном состоянии при испытании на чистый изгиб для слабо



Фиг. 7



Фиг. 6



Фиг. 8

Таким образом, получено, что при пластическом деформировании титанового сплава при разных напряженных состояниях задолго до окончательного разрушения образуются дефекты структуры типа микротрещин и пор. Дефекты, по-видимому, сдвигового происхождения. Макроскопическая трещина образуется путем объединения дефектов разрывом перемычек между ними. Перемычки между дефектами разрушаются посредством сдвиговой деформации. Ориентация макротрещины при изгибе совпадает с направлением максимальной деформации сдвига. Наблюдается зигзагообразный характер распространения макроскопической трещины и цепочка пор на значительном удалении от конца трещины. Предельная сдвиговая деформация образования макроскопической трещины существенно зависит от вида напряженного состояния.

Авторы благодарят Ю. Н. Работнова и Ф. А. Макклитока за обсуждение работы.

Поступила 28.VI 1973

ЛИТЕРАТУРА

1. *McClintock F. A.* Local criteria for ductile fracture. *Internat. J. Fract. Mech.*, 1968, vol. 4, No. 2.
2. *Broek D.* A study on ductile fracture. Ph. D. Thesis. Technische Hogeschool, Delft, Nederlande, Boekdruk Industrie N. V., S-Hertogenbosch, 1971.
3. *Kochendorfer A.* Die Bruchvorgänge in Experiment und Theorie. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1971, Nr 1-4.
4. *Tipper C. F.* The fracture of metals. *Metallurgia*, 1949, vol. 39, p. 133-137.
5. *Plateau J., Henry G., Crussard C.* Complements a l'interpretation des images fournies par la microfractographies. *Metaux, Corrosion Industries*, 1958, vol. 33, p. 141-162.
6. *Puttick K. E.* Ductile fracture in metals. *Philos. Mag.*, 1959, Ser. 8, vol. 4, p. 964-969.
7. *McClintock F. A., Kaplan S. M., Berg C. A.* Ductile fracture by hole Growth in chear bands. *Internat. J. Fract. Mech.*, 1966, vol. 2, No. 4.
8. *McClintock F. A.* A criterion for ductile fracture by the growth of holes. *Trans. ASME, Ser. E. J. Appl. Mech.*, 1968, No. 2. (Рус. перев.: Тр. Америк. о-ва инж.-механ. Сер. Е, 1968, № 2.)
9. *McClintock F. A.* Plasticity aspects of fracture. In: *Fracture*. Acad. Press., 1971, vol. 3.
10. *McClintock F. A., Cipolla R. C.* Bondary conditions for fracture by hole growth near a crack tip. 13th *Internat. Congress Theor. Appl. Mech.*, Moscow, 1972.
11. *Nagpal V., McClintock F. A., Berg C. A., Subudhi M.* Traction displacement boundary conditions for plastic fracture by hole growth. *Internat. Sympos. on Foundations of Plasticity*, Polish Acad. Sci., Warsaw, Poland, september 1972.
12. *Rice J. R., Tracey D. M.* On the ductility enlargement of voids in triaxial stress fields. *J. Mech. and Phys. Solids*, 1969, vol. 17, p. 204-217.
13. *Новожилов В. В.* О пластическом разрыхлении. *ПММ*, 1965, т. 29, вып. 4.
14. *Леонов М. Я., Русинко К. Н., Поляев В. А.* Зависимость между деформациями и напряжениями для полухрупких тел. *Изв. АН СССР. МТТ*, 1967, № 6.
15. *Гавриленков С. В., Леонов М. Я.* Исследование деформации при полухрупком разрушении. В сб.: *Пластичность и хрупкость*. Фрунзе, «Илим», 1967.
16. *Ибрагимов В. А.* Некоторые вопросы теории разупрочняющихся сред. *Изв. АН СССР. МТТ*, 1972, № 4.
17. *Берегин А. В.* Пластическое течение и разрушение стержня с односторонним круговым вырезом при изгибе. *Изв. АН СССР. МТТ*, 1972, № 6.
18. *Надаи А.* Пластичность и разрушение твердых тел. М., Изд-во иностр. лит., 1954.
19. *Бриджмен П. В.* Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М., Изд-во иностр. лит., 1955.

УДК 539.31:534.1

**СПЛЮЩИВАНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК.
МЕТОДИКА РАСЧЕТА И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА****В. В. КАШЕЛКИН, А. М. ЛОКОЩЕНКО, Е. А. МЯКОТИН,
С. А. ШЕСТЕРИКОВ**

(Москва)

Анализ поведения цилиндрической оболочки, находящейся под действием внешнего распределенного давления при высоких температурах, в основном связан с определением времени, в течение которого она может нести заданную нагрузку. Полная методика расчета таких оболочек разбивается на четыре этапа: анализ геометрии оболочки, обработка кривых ползучести материала, определение времени сплющивания оболочки в стационарных условиях, учет влияния колебаний температур и нагрузок на время сплющивания. Подобное разбиение позволяет последовательно определить характер вносимых допущений и величины ошибок, вводимых на каждом этапе.