

05

Оценка критерия взаимодействия пор в деформированных материалах

© А.И. Петров, М.В. Разуваева

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: an.petrov@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 29 апреля 2014 г.)

Предложен параметр, позволяющий оценить возможность слияния пор в деформированных материалах, и показано, что при одноосном нагружении в области экспоненциальной зависимости скорости деформации от напряжения накопление пор не ведет к образованию макротрещин и последующему разрушению.

Известно, что разрушение пластичных материалов связано с образованием, развитием и взаимодействием пор в отличие от хрупких тел, разрушение которых связано с образованием трещин [1]. Согласно [2,3], поры образуются после возникновения шейки, когда появляются дополнительные радиальные и тангенциальные напряжения, создающие в шейке объемное напряженное состояние. Кинетика накопления пор в шейке определяется величиной всестороннего растяжения [2], которая максимальная на оси образца. Разрушение пластичных металлов и сплавов происходит, как правило, путем роста магистральной трещины при достижении высокой плотности пор в шейке.

В последнее время поры микроскопических размеров были обнаружены и при однородной деформации в различных материалах: в полимерах [4], в металлах и сплавах [5,6]. В процессе нагружения концентрация пор в указанных материалах возрастает экспоненциально с увеличением растягивающего напряжения. Как в полимерах, так и в металлах концентрация пор в тонком приповерхностном слое выше, чем в объеме. Полагают [4], что в предразрывном состоянии в условиях однородной деформации взаимодействие пор приводит к их слиянию и укрупнению вплоть до образования микро-, а затем и макротрещины, разрывающей образец.

Таким образом, основным вопросом механики разрушения пластичных материалов является вопрос о взаимодействии и слиянии пор. Известно, что взаимодействие пор наблюдается, если расстояние между границами пор L соизмеримо с размером самих пор D : $L/D = 1$ [1]. Следовательно, на основании оценки величины L/D можно показать справедливость предположений о слиянии и укрупнении пор, т.е. можно оценить вклад микропор в макроразрушение. Проведение таких оценок и является целью настоящей работы.

Величину L/D можно определить из соотношений, связывающих этот параметр с объемной долей частей. В общем случае, если материал содержит частицы второй фазы постоянного размера, то в соответствии с

принципом Кавальери–Акера можно записать [7–9]

$$f = N_V \cdot V = \frac{1}{l^3} \frac{4}{3} \pi \cdot r^3 = \frac{1}{2} \left(\frac{D}{l} \right)^3,$$

$$\frac{l}{D} = \frac{1}{(2f)^{1/3}}, \quad \frac{L}{D} = \frac{1}{(2f)^{1/3}} - 1, \quad (1)$$

$$f = N_s \cdot \bar{S} = \frac{1}{l^2} \frac{2}{3} \pi \cdot r^2 = \frac{1}{2} \left(\frac{D}{l} \right)^2,$$

$$\frac{l}{D} = \frac{1}{(2f)^{1/2}}, \quad \frac{L}{D} = \frac{1}{(2f)^{1/2}} - 1. \quad (2)$$

Здесь f — относительная доля частиц второй фазы (в том числе и пор) в объеме и на поверхности среза, N_V и N_s — соответственно среднее число частиц в единице объема и на единице площади среза, V — объем единичной поры, \bar{S} — средняя площадь сфер на плоскости среза, l — расстояние между центрами частиц (пор) радиуса r , $L = l - D$ — межчастичное расстояние (D — размер частиц).

Формула (1) получена в условиях объемной картины строения двухфазных сплавов. Она дает хорошие результаты при оценке роли частиц второй фазы в развитии процессов в объеме материала. Так, например, при оценке роли дисперсных частиц в развитии процессов рекристаллизации основную роль играет межчастичное расстояние в объеме двухфазного сплава, а не межчастичное расстояние на плоскости [10]. Формула (2), полученная на основе анализа плоской картины, справедлива для оценки механизмов дисперсионного упрочнения сплавов, так как модели этих механизмов основаны на движении дислокаций в плоскости скольжения, а параметр L входит во все известные теории прочности сплавов, содержащих упрочняющие частицы второй фазы [10].

Чтобы решить вопрос о взаимодействии и слиянии пор при одноосном растяжении в нагруженном материале, оценим какой из рассмотренных случаев, объемный или плоский, применим для оценки параметра L/D .

Известно [1], что взаимодействие и слияние пор возможно только в случае перекрытия их полей напряжений. Так как напряжения спадают обратно пропорционально расстоянию от поры, перекрытие полей

Таблица 1.

| Полимер | $\varepsilon, \%$ | D_{\parallel}, nm | D_{\perp}, nm | N, m^{-3} | $W = NV \cdot 10^{-2}$ | $L/D(1)$ | $L/D(2)$ |
|------------------------|-------------------|----------------------------|------------------------|---------------------|------------------------|----------|----------|
| Капрон | 40 | 5 | 9 | $9 \cdot 10^{22}$ | 1.9 | 2 | 4.1 |
| ориентированный Капрон | 30 | 12 | 24 | $1.2 \cdot 10^{22}$ | 4.3 | 1.3 | 2.4 |
| Отжиг 210°C | 60 | 80 | 170 | $6 \cdot 10^{18}$ | 0.72 | 3 | 10.8 |
| ПММА | 60 | 15 | 17 | $6 \cdot 10^{21}$ | 1.35 | 2.3 | 5.1 |
| Вытяжка при 70°C | 100 | 400 | 300 | $3 \cdot 10^{18}$ | 5.65 | 1.1 | 2 |
| Поливинилбутираль | 30 | 90 | 200 | $5 \cdot 10^{17}$ | 0.1 | 9 | 21.4 |
| Полиэфирная смола | 80 | 300 | 300 | $1 \cdot 10^{18}$ | 1.4 | 2.3 | 5 |
| Поливинилхлорид | 50 | 20 | 32 | $7 \cdot 10^{20}$ | 0.75 | 3 | 10.5 |
| Полипропилен | 150 | 90 | 100 | $6 \cdot 10^{19}$ | 2.8 | | 4.2 |
| ориентированный ПТФЭ | 220 | 70 | 100 | $1 \cdot 10^{20}$ | 3.65 | | 3.7 |
| | 220 | 200 | 270 | $2 \cdot 10^{18}$ | 1.5 | | 7.2 |

Таблица 2.

| Материал | D, nm | $N \cdot 10^{18}, \text{m}^{-3}$ | $W \cdot 10^{-4}$ | $L/D(2)$ |
|----------|----------------|----------------------------------|-------------------|----------|
| Алюминий | 140 | 0.1 | 1.4 | 58 |
| Никель | 80 | 1.0 | 2.6 | 43 |
| Бериллий | 120 | 5.0 | 43 | 14.5 |

напряжений возможно только при $L \leq D$. При этом эффективное взаимодействие и последующее слияние возможны только для компланарно расположенных пор, находящихся в плоскости, перпендикулярной приложенному напряжению. Таким образом, процесс взаимодействия и слияния пор надо рассматривать не в объеме материала, а на плоскости и, следовательно, величины параметра L/D оценивать исходя из выражения (2).

В табл. 1 и 2 по данным малоуглового рентгеновского [4,6] или нейтронного [5] рассеяния приведены средние размеры и концентрации пор для деформированных до предразрывного состояния полимерных и металлических материалов (D_{\parallel} и D_{\perp} — продольные и поперечные размеры пор соответственно). Деформация осуществлялась в условиях ползучести при постоянной величине растягивающего напряжения в области однородной деформации, т.е. до образования шейки. Оценки, проведенные согласно выражению (2), показывают, что величина L/D для полимеров находится в пределах от 2 для поливинилбутирала до 21.5 для полиэфирной смолы. Для чистых металлов эта величина заметно больше (табл. 2).

Отметим, что по данным [6] концентрация пор и величина разуплотнения в приповерхностном слое толщиной 20–40 μm деформированного до разрыва алюминия на два порядка выше, чем в объеме образца. Следовательно можно ожидать, что и параметр L/D

также возрастает в приповерхностном слое на один порядок и составит величину, равную 6.

Показано [4], что на поздних стадиях деформации полимеров в результате слияния близко расположенных одиночных пор образуются более крупные поры. Оценим величину параметра L/D для крупной фракции пор. Измерения, выполненные авторами данной работы методом малоуглового рентгеновского рассеяния на образцах политетрафторэтилена (ПТФЭ), приведены в табл. 1. При деформациях $\varepsilon \leq 1.5$ в ПТФЭ наблюдаются только одиночные поры, для которых величина $L/D = 4.2$. При деформации, близкой к предразрывной, но по-прежнему в области однородной деформации, наблюдаются как одиночные поры, так и поры, размер которых в 2–3 раза превышает размер исходных пор. При деформации $\varepsilon = 2.2$ параметр L/D для мелкой фракции пор уменьшается с 4.2 до 3.7 вследствие роста концентрации пор. Для крупной фракции величина L/D существенно (почти в 2 раза) увеличилась и составила 7.2.

Таким образом, сделанные оценки показывают, что среднее расстояние между одиночными порами достаточно велико и при их статистически равномерном распределении взаимодействие между порами можно исключить. Из данных, приведенных в табл. 1, видно, что доля слившихся пор в конце стационарной стадии для ПТФЭ составляет всего 2% от общего числа одиночных пор. Вероятность взаимодействия и слияния крупных пор, образующихся на поздних стадиях деформации,

еще меньше, чем для исходных пор. Следовательно, поры, возникающие в области однородной деформации материалов, не могут заметным образом влиять на процесс макроразрушения.

В работе [5] оценку величины L/D проводили исходя из объемной картины распределения пор, т.е. согласно формуле (1). Такие данные также приведены в табл. 1. Видно, что эти значения в 2–4 раза меньше величин L/D , следующих из уравнения (2). Во многих случаях параметр L/D близок к единице. Это обстоятельство и позволило авторам работы [5] сформулировать положение о взаимодействии, слиянии и укрупнении пор в нагруженных полимерах в области однородной деформации.

Отметим, что при использовании уравнения (1) для оценки величины L/D учитываются межпоровые расстояния не только в плоскостях, перпендикулярных оси нагружения, но и в любых других плоскостях и направлениях (например, в плоскостях, параллельных направлению приложения силы), в которых на самом деле никакого силового взаимодействия пор не происходит. Вследствие этого и наблюдается занижение величины L/D .

Заметим, что данные об образовании в нагруженных полимерных материалах субмикropор достаточно многочисленны и подтверждаются разными авторами. Напротив, данные об образовании пор в пластичных металлах при однородной деформации малочисленны и получены сложными для интерпретации методами малоуглового нейтронного [5] или рентгеновского [6] рассеяний. Так было показано, что в чистом Al (99.96%) микropоры возникают и накапливаются преимущественно в приповерхностном слое толщиной примерно 30 μm . Такие поры сравнительно легко отжигаются при температуре $T \geq 120^\circ\text{C}$ [11]. Анализ данных по кинетике изохронного и изотермического отжига пор показал, что энергия активации отжига составляет 0.5 eV, что значительно меньше энергии самодиффузии в Al (1.45 eV). Авторы указывают на возможность залечивания пор по механизму трубчатой диффузии. Однако и в этом случае энергия активации отжига пор была бы значительно выше (1.1 eV). Эти данные показывают, что вывод о пустотной природе малоуглового рентгеновского рассеяния в Al может считаться дискуссионным. (Это же относится к выводу о массовом образовании пор в процессе однородной деформации в приповерхностных слоях Al [6].)

Выше отмечалось, что в пластичных металлах и сплавах образование пор происходит с началом шейкообразования [2,3,12]. Поры накапливаются не в приповерхностных слоях, а в центральной части на оси образца, где и возникает макротрещина. Кинетика накопления пор определяется величиной среднего напряжения σ_m , равного одной трети суммы трех главных компонент напряжения и имеющего смысл общего гидростатического давления в шейке. При испытании в условиях всестороннего давления, в случае если величина давления

достаточна для компенсации растягивающего давления, поры развиваться не будут, и разрушение образца будет проходить путем среза [2,13].

Развитие макроразрушения с началом образования шейки характерно не только для пластичных металлов и сплавов, но и для полимерных материалов. Так например, для полиэтилена было показано, что уже в момент возникновения шейки начинается интенсивное образование полос сброса. В результате резкого излома микрофибрилл сбросообразование сопровождается появлением большого количества микроскопических трещин с размерами $\sim 10 \mu\text{m}$. При последующей вытяжке наблюдается появление больших магистральных трещин, расположенных поперек оси ориентации и приводящих к разрыву образца [14].

Рассмотрим связь процесса разрушения под нагрузкой с кинетикой деформирования. Приведенные в работе данные показывают, что при экспоненциальной зависимости скорости ползучести или долговечности от напряжения стационарная стадия ползучести, занимающая примерно 90% времени пребывания образца под нагрузкой, не является критической для развития разрушения. Накопление пор на этой стадии деформирования в полимерах, а возможно, и в металлических материалах не приводит к массовому слиянию пор и образованию макротрещин вследствие того, что поры находятся на далеком расстоянии друг от друга, и это исключает их взаимодействие. В то же время сравнительно короткая по продолжительности третья, ускоренная, стадия ползучести, на которой накопление пор идет по степенной (параболической) зависимости от среднего напряжения в шейке σ_m [12], ведет к возникновению магистральной трещины. Аналогичная связь между развитием разрушения и степенной зависимостью скорости деформации от напряжения имеет место и в области высокотемпературной ползучести при $T \geq 0.5T_mK$ (T_m — абсолютная температура плавления). В этих условиях процесс накопления пор с размером $\sim 10 \mu\text{m}$ происходит в основном по границам зерен, перпендикулярным оси нагружения, и при $L = D$ поры сливаются и образуются зернограничные трещины.

Таким образом, предложенный метод оценки величины параметра L/D позволил выявить, что наиболее интенсивное разрушение полимерных материалов и пластичных металлов и сплавов происходит с момента образования шейки в условиях сложного напряженного состояния. В области однородной деформации среднее значение параметра L/D значительно больше единицы, что затрудняет взаимодействие и слияние пор.

Список литературы

- [1] Макклиток Ф. Пластические аспекты разрушения / В кн.: Разрушение. Т. 3 / Под ред. Либович Г. М.: Мир, 1967. 796 с.
- [2] Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: ИЛ, 1955. 362 с.

- [3] Давиденков Н.Н., Спиридонова Н.И. // Заводская лаборатория. 1945. Т. 11. Вып. 6. С. 583–593.
- [4] Тамуж П.В., Куксенко В.С. Микромеханика разрушения полимерных материалов. Рига, 1978. 294 с.
- [5] Житарев В.Е., Окунева Н.М., Рыскин В.С., Слуцкер А.И., Степанов С.Б. // ФТТ. 1981. Т. 23. Вып. 9. С. 2681–2685.
- [6] Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. М.: Энергомашиздат, 1990. 375 с.
- [7] Fullman R.L. // Trans. Am. Inst. Min. Engrs. 1953. Vol. 197. P. 447–452.
- [8] Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Изд-во черн. и цвет. металлургии, 1958. 446 с.
- [9] Чернявский К.С. Стереология в материаловедении. М.: Металлургия, 1977. 208 с.
- [10] Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
- [11] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Конькова В.А., Петров А.И. Накопление и залечивание зародышевых микро трещин в деформированном алюминии. Л.: Препринт ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 1986. 18 с.
- [12] Brownzigg A., Spitzig A. et al. // Acta Metall. 1983. Vol. 6. N 4. P. 785–790.
- [13] Петров А.И., Разуваева М.В. // ЖТФ. 2014. Т. 84. Вып. 2. С. 35–38.
- [14] Марихин В.А., Мясникова Л.П., Пельцбауэр З. // Высокомолек. соед. Б, 1982. Т. 24. С. 437–441.