

材料的微结构损伤与韧性断裂

李国琛 张以增

(中国科学院力学研究所) (华中工学院)

关键词 损伤; 微结构损伤; 空洞损伤; 剪切带损伤; 断裂; 自一致方法

1. 前言

50年代起至60年代,国际上开展了材料宏观力学性能的大量研究,提出了应力强度因子 K 和 J 积分,确定了断裂韧性参数的测定方法,创立了断裂力学学科并制定了规范,对材料的断裂、疲劳性能的预测和安全设计做出了很大贡献。进入70年代后开始注意到现有技术远远不能认识和控制各类裂纹的起因和发展。例如, K 和 J 不能解决裂纹的稳态扩展、复合型裂纹和微小裂纹(100 μm 及更小)问题等。这些问题的特点是塑性变形大,材料微结构及位错组态经历着不断变化。表明单纯的固体力学研究已不足以说明问题。例如,高桦等^[1]的实验研究表明,在静态复合型加载下的断裂韧性的弹性理论预测值大大低于实验值。在交变加载时,情况又恰好相反,理论的门槛值又远高于实验值^[2]。原因是需要考虑塑性变形影响,在II型加载比例增大时情况更为突出。这一研究表明,除非极其脆性的材料,一般工程材料在复合型加载下,原有的以弹性理论为基础的复合型断裂准则已然失效。对于第一阶段的疲劳裂纹,实验结果表明, $da/dN-\Delta K$ 关系值极其分散^[3]。可见在短裂纹情况下 ΔK 不能表征材料的疲劳特性。理论研究也表明,材料进入塑性阶段后,在靠近裂纹顶端的断裂过程区域内 J 积分并不守恒。Mc Meecking^[4]用塑性力学流动理论计算的结果表明,只是在离开裂纹顶端区域附近后 J 积分才与路径无关。因此 J 积分只能作为I型加载下的起裂控制参数。Shih等^[5]的研究也表明,原有的各断裂参数 J , dJ/da , COD, COA没有一个可以全面满足作为断裂参数所应具备的各项条件(如与裂纹长度的无关性;可应用于三维状态;可应用于复合型加载状态;可用于失稳分析等)。

因此要正确认识韧性断裂规律,单纯用宏观的研究和描述已不够,必须深入到更小的尺度上(1—100 μm)考察材料受载后内部微结构的变化和损伤过程,在此基础上确立材料的微结构损伤与韧性断裂的关系。也就是说要将宏观研究与细观分析,固体力学与材料科学结合起来。现已查明,韧性断裂的主要微结构损伤特征有围绕夹杂物萌生空洞和出现剪切带。对此国内外都做了不少研究。本文力图对此作一些评述,并介绍中国科学院力学研究所和华中工学院的有关研究工作。

II. 空洞型损伤的实验研究

为弄清空洞萌生的力学条件及扩展规律已做了大量试验,范围涉及不同材料品种,强度(高、中、低),各种夹杂物的尺度、形状和含量。Beremin^[6]将空洞形核的条件归结为

$$\sigma_m + ((2/3) + \lambda)\sigma_e = \sigma_c \quad (1)$$

其中 σ_m, σ_e 分别为宏观的平均应力和等效应力, λ 是取决于夹杂物分布状态等的材料系数, σ_c 为临界应力。对于长横方向(L.T.), $\sigma_c = 1120 \pm 60 \text{ MPa}$,而对于短横方向(S.T.), $\sigma_c = 810 \pm 50 \text{ MPa}$ 。Beremin试验的钢材A508是高强度材料。Lautridou & Pineau^[7], Mackenzie等^[8]和 Hancock等^[9]都曾测试不同材料的空洞的萌生、聚合及初始断裂。他们的共同结果是:①夹杂物的分布方向对材料的韧性有较大的影响。图1给出三轴张力参数 σ_m/σ_e 对初始断裂应变 ϵ_f 的关系曲线。显然长横方向比短横方向有更大的韧性。②材料的损伤包含两级空洞。一是围绕MnS等大夹杂形成的($\sim 10\mu\text{m}$),另一是围绕碳化物等产生的($\sim 1\mu\text{m}$)。后者与基体的结合力更强,因此只有在更高的应力/应变下才会萌生空洞。Hancock等^[9]认为其临界应变值约为

$$\epsilon_c \approx 0.56 \exp(3\sigma_m/2\sigma_e) \quad (2)$$

这种二级空洞必然会加剧大空洞间基体的损伤并导致第一级空洞的聚合而形成初始裂纹。聚合的型式可以由大空洞的扩张而直接连接(常见于L.T.情况),也可以是在大空洞间由小空洞连成(常见于S.T.情况),如图2所示。

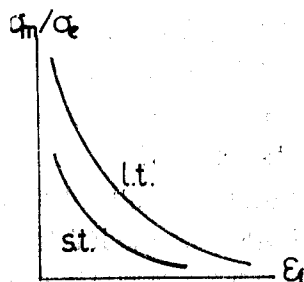


图1 初始断裂示意图

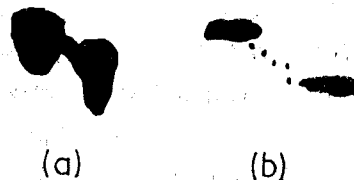


图2 大空洞聚合的两种型式示意图

郑长卿等^[10]和 Thomson等^[11]的试验还表明,空洞的萌生是个连续不断的过程。首先在大夹杂物周围产生,随着应力/应变的提高,依次在更小些的三相粒子周围出现空洞。

以上的工作都着重于空洞的形核和聚合这一头一尾环节。有关空洞的扩展阶段及其与塑性应变、三轴张力的关系,可参见另外一些研究工作。

张以增^[12]曾研究微空洞与塑性应变之间的定量关系,以揭示显微组织对材料性能的影响。观测了三种不同热处理(正火、退火、球化)的低碳钢中空洞的形成。观测部位在拉伸试样颈缩处。试样拉到不同程度的颈缩时中断试验,以便获得在颈缩处不同程度的塑性应变。沿中心轴线剖开试样,制成纵剖面金相试样;或者沿最小横截面剖开,制成横剖面金相试样。图3中给出了测量结果。在低碳钢球化试样中,当塑性应变不太大时,空洞随应变的增加呈横向长大是这种扩展初期阶段的主要过程。此时,材料内部只形成为数不多的微空洞核心。空洞的横向扩大是基体内颈缩的结果。当塑性应变增大时,空洞的连续形核是这种扩

展后期阶段的主要过程。此时，空洞横向长大率下降，形核率急速增大。与此同时在另一试验中得到，当真应变值达到 0.4 以上时，空洞的纵向最大尺寸随着应变的增加而增加，二者之间呈线性关系^[13]。此外，对三种不同处理的低碳钢试样中^[12]都普遍看出，越接近颈缩部位，空洞体积百分数和空洞的面积密度越大，它们都随应变的增加而迅速增加。

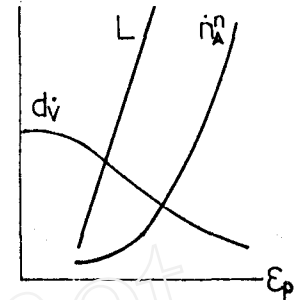


图3 空洞的横向直径长大率 \dot{d}_V ，纵向最大尺寸 L 和形核率 \dot{n}_A 与塑性应变 ϵ_p 的关系示意图

以上结果总的方面与同期各自独立进行研究的 LeRoy 等^[14]和 Fisher 等^[15]的结果相符。以后又有 Sung 等^[16]在带缺口的圆柱棒上试验以考虑三轴张应力对空洞的形成和扩展的影响。其结果与文献 [6—9] 中的一致，说明三轴张应力将促进形核并减小材料韧性，所增加的是空洞体积百分数随三轴张应力增加的情况。

从扫描电镜图^[13]中可见，在大空洞周围有许多小空洞，这与 Fisher 等的照片^[15]及其他的记录^[7,9]也一致，也符合空洞的形核过程是先在大夹杂周围再到小粒子的说法^[10,11]。这些微小空洞长大、聚合时能使强烈变形的基体中的应力松弛。也就是说，随着应变的增加，包括微小空洞在内的局部基体中的应力会下降。这种现象可理解为基体的应变软化现象，造成基体材料中的不可逆的损伤。事实上，许多材料在硬化阶段，其硬化率也随变形度的增加而下降^[17]。

从球化碳钢中所测量的空洞面积可以给出材料的损伤因子^[13]

$$D = 1 - (n_A^f - n_A^0) / n_A^f \quad (3)$$

其中 n_A^f 为断裂时的微空洞面积密度（由面积密度测量曲线外推到断裂应变而得出）， n_A^0 为中断拉伸试样中测出的空洞面积密度。这一参数在损伤力学分析中很有用。

碳化物粒子开裂形成空洞的过程及空洞研究在薄板冲压和切削加工中的作用见 [18—20]。

III. 空洞型损伤的理论分析

为确定空洞扩展与宏观应力/应变状态的关系，60 年代开始了理论研究。[21] 分析了应变硬化材料中空洞的扩展规律。[22] 研究了理想塑性材料中的球状空洞。由这些工作可将空洞半径 a 的增长率 \dot{a} 归结为与宏观的等效应变率 $\dot{\epsilon}_e$ 及三轴张力参数 σ_m / σ_e 之间的关系

$$\frac{\dot{a}}{a} = \gamma \dot{\epsilon}_e \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad (4)$$

其中 γ 为材料参数，常取作 0.283。在此基础上，Gurson^[23] 对几种典型空洞模型进行分析后，修改了不可压缩塑性理论，在 von-Mises 屈服准则中引入了塑性可膨胀性即空洞率。以上工作在建立宏观、细观相结合的概念和方法上做出了贡献并受到较多的引用。但其不足之处是：①模型没有与实际材料结合起来，即如何利用实际可测的（直接或间接的）材料参数来确定模型。②空洞的产生有个由大到小的过程，其间的交互作用在以上的模型中没有得到反映。小空洞对大空洞周围基体的削弱影响没有考虑。

针对这些情况，李国琛与 Howard^[24,25] 进行了一系列的研究：设有一圆柱体基体中含

有一球型空洞如图 4 所示。基体初始时为应变硬化材料，这符合实际金属材料性能。垂直于 z , r 轴的外围面上受位移控制加载，径向应变率与轴向应变率保持比值 α ：

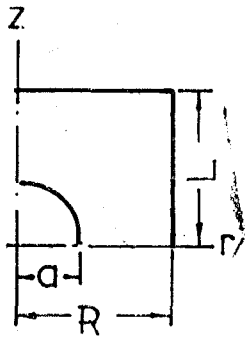


图 4 四分之一的空洞模型

$$\dot{\epsilon}_r = -\alpha \dot{\epsilon}_z \quad (5)$$

字母上方有短线表示模型的总体响应量，否则是基体内的局部量。于是 α 值的变化将施予微元不同的宏观三轴张应力。轴向拉伸可导致不同的塑性应变。所以这一模型可以反映控制空洞发展的力学要素。用大应变有限元计算模拟发现^[24]，基体内的应力-应变关系不能无止境地按塑性硬化规律发展下去。如果基体内的局部应力或应变满足

$$\sigma_m + \lambda_c \sigma_c = \sigma_c \quad \text{或} \quad \epsilon_c = \epsilon_c \quad (6)$$

则基体中将产生应变软化，其中 λ_c , σ_c 为材料参数， ϵ_c 为临界应变， σ_m , σ_c 和 ϵ_c 分别为基体内的平均应力，等效应力和等效应变。

这种应变软化效应使塑性切线模量值转为负值，反映了二级空洞对基体的削弱作用并可计及它与大空洞的交互影响。若将模型的总体响应分解为偏量及体量两部分，则给定 σ_c 或 ϵ_c 后可以导出图 5 所示的结果，其中 $\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n$ 为施加于模型上的不同 α 值。取模型的总体轴向应力-应变图中轴向应力达到极值点作为失稳点，对不同的 α 值可以得到不同的失稳点，其轨迹线可画在 $\bar{\sigma}_m / \bar{\sigma}_c - \bar{\epsilon}_f$ 图上，如图 6 所示。

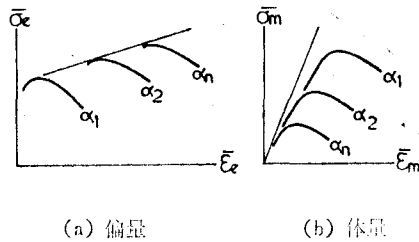


图 5 空洞模型的总体应力-应变响应 ($\alpha_n > \dots > \alpha_2 > \alpha_1$)

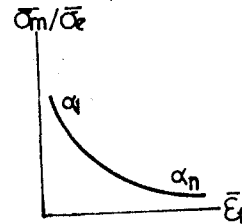


图 6 三轴张力参数 $\bar{\sigma}_m / \bar{\sigma}_c$ 与初始断裂等效应变 $\bar{\epsilon}_f$ 的关系示意图

对不同的模型几何参数（如 L/R , a/R ，椭球洞或球洞）和力学参数（如 σ_c , λ_c ，切线模量等）计算模拟^[25,26]可以得到不同的 $\bar{\sigma}_m / \bar{\sigma}_c - \bar{\epsilon}_f$ 分布曲线。调整其中必要的参数，例如 λ_c , σ_c 或 a/R 就可以使计算曲线拟合实际材料的初始断裂实验曲线。由此可以标定模型及其参数，使模型分析与实际材料结合起来。椭球空洞模型分析表明，只要垂直于主要受力方向 z 的空洞截面与球洞相同，则二者的行为基本一致^[26]。

以上研究在不同的钢材上作了试验比较^[27,28]，对于高强度钢尤为适宜。

IV. 剪切带型损伤的实验和理论研究

剪切带是韧性损伤的另一种型式。在平面应力实验中试样是沿剪切带断裂的^[29]。在平面应变实验中出现颈缩后也可观察到剪切带^[30]。空洞聚合的一种方式剪切带^[9]。疲劳裂纹的第一阶段也是剪切带^[31,32]。有关剪切带内的微结构组织，目前已知道的有两种，一是

由细小空洞连成的^[9]，另一是由于带内外的位错组态不同形成带内外材料性质的差别^[31,32]。

在理论上 Hill & Hutchinson^[33] 曾用不可压缩塑性理论作分叉分析，建立了分叉方程。由此预测的临界应变值大大高于实验值^[30]。Yamamoto^[34]用 Gurson 的本构方程^[23]，计及了塑性可膨胀性，可以降低临界应变的理论值。但在 Anand & Spitzig^[30] 的实验中并没有发现带内有空洞，因为临界应变值只有 0.034。这就是说 Yamamoto 的工作虽可以从一个方面说明，随着含空洞率的增大，临界应变降低，然而当随剪切带的出现并不伴随有空洞时 Yamamoto 的解释就无能为力，而恰好是此时的临界应变值可以比含空洞的还要小。形成这种矛盾的原因是：①Hill 和 Hutchinson 的分叉理论是建立在“比较弹性固体”^[35] 概念上的，即分叉时材料性质不变。这一点在小应变、大转动的结构分叉中是完全对的，但作为描述材料中的剪切带分叉就不对了；因为实验的结果已明显表明带内外的微结构组织有较大的变化，带内材料有了明显的削弱。②Yamamoto^[34]用的是 Gurson 理论^[23]，此时材料的削弱必然是与空洞的形成相对应。而实验表明带内材料的削弱并不一定伴有空洞化现象而可以是位错组态等其他形式。这也就是说，本构方程中仅有空洞率作为内变量来表现损伤已不够，还需用其他方式或内变量来模拟剪切带型的损伤。

由此李国琛^[36] 在分析平面应变条件下的剪切带分叉时提出了以下两点：①材料分叉与结构分叉的不同在于，分叉时不仅应力、应变有突变，材料性质也可以有分叉，产生应变软化效应。②将应力/应变状态分解为偏量与体量两部分后，偏量部分的软化效应不一定必须伴随有塑性体膨胀性。由此可以得到不同的软化模量（ $-E$ （弹性模量）/ $E_{t,}$ （切线模量））与临界应变 $\epsilon_{c,}$ 的关系。所得到的 $\epsilon_{c,}$ 值可以与实验作比较。

有关剪切带的萌生、发展及其控制条件研究得不如空洞那么多，有待进一步深入。

V. 计及微结构损伤的本构方程及其在韧性断裂分析中的应用

目前计及韧性损伤因素有三条途径：

1. 损伤因子 D 的作法 近年 Lemaitre^[37,38] 发展和应用损伤因子的概念处理了许多问题。有效应力

$$\tilde{\sigma} = \sigma / (1 - D) = E \epsilon \quad (7)$$

当 $D = 1$ 时产生断裂，它是材料中损伤的截面积的函数，所以它计及了由于空洞或微裂纹所造成的材料内损伤。从热力学角度看，它是一个不可逆的微结构损伤内变量。

2. 塑性势中包括损伤变量 Rousselier^[39] 由 1978 年起开始发表这方面的工作，其中心思想是假设势函数 F 包括一附加项 B ，它是三轴张应力的函数。 B 的具体形式可由理论和实验研究所得的空洞扩展规律确定。然后，利用塑性力学中的正交法则假定由势函数 F 的偏微分导出塑性应变率及损伤参数的变化率。

3. “自一致”方法 将非匀质（多相的）及不连续的材料折合为均匀连续介质，二者在力学性质上相当，是很久以来常用的一种处理方法（例如参见[40]）。介质中的缺陷、裂隙等及其演化可引用损伤参数（内变量）来反映内部的微结构损伤，Gurson^[23] 的工作也可以说是属于这一类型的。

以上三种作法，尤其是 2，3 两种是互相联系的。它们的一个共同点是都要引入内变量以代表内部变化。

李国琛^[24-26] 在研究空洞模型时着重运用了“自一致”方法。研究结果表明：①折合后

的连续介质应有塑性可膨胀性质。②为计及空洞化损伤及各级空洞之间的交互作用需要在连续介质中引入应变软化效应。在剪切带分叉的研究中也表明了这一需要。③为适应韧性损伤的不同类型要求(空洞型及剪切带型)需将应力/应变状态分解为偏量及体量两部分。④偏量和体量的应变软化条件中的有关参数可通过实验及计算机模拟确定。由此可以给出塑性应变率的混合张量形式^[41,42]

$$D_j^i = \frac{1}{E} \left[(1+\nu) \frac{D\tau_j^i}{Dt} - \nu \delta_j^i \frac{D\tau_k^k}{Dt} \right] + \frac{9}{4E_c^{(p)}} \frac{S_j^i S_k^k}{\sigma_c^2} \frac{D\tau_k^i}{Dt} + \frac{1}{3E_m^{(p)}} \delta_j^i \frac{D\tau_k^k}{Dt} \quad (8)$$

其中第一、二项是通常的 Prandtl-Reuss 公式, 只需将应力率改为 Kirchhoff 应力的 Jaumann 导数; 最后一项代表塑性体应变率; $E_c^{(p)}$ 和 $E_m^{(p)}$ 分别是偏量和体量部分的切线模量。式(9)的逆形式是

$$\frac{D\epsilon^{ij}}{Dt} = \frac{E}{1+\nu} \left[\frac{1}{2} (g^{ij} g^{kl} + g^{kl} g^{ij}) + g^{kl} g^{ij} \frac{\nu - E/3E_m^{(p)}}{1 - 2\nu + E/E_c^{(p)}} \right. \\ \left. - \frac{3}{2\sigma_c^2} \frac{E}{E_c^{(p)}} \frac{S^i S^j S^k S^l}{2(1+\nu) + \frac{E}{E_c^{(p)}}} \right] D_{kl} \quad (9)$$

在等效应力-应变曲线上, 当

$$\sigma_m + \lambda_c \sigma_c = \sigma_{c,c} \quad (10)$$

时, 及在平均应力-应变曲线上, 当

$$\sigma_m + \lambda_m \sigma_c = \sigma_{c,m} \quad (11)$$

时, $E_c^{(p)}$ 及 $E_m^{(p)}$ 可分别进入软化状态。其中 λ_c , λ_m , $\sigma_{c,c}$, $\sigma_{c,m}$ 连同软化后的切线模量需由实验和计算机模拟确定。有关简化或归并这些参数的测定方法目前正在研究中。

用这组本构方程已分析了轴对称试棒和带裂纹的三点弯曲梁的韧性断裂, 可以给出代表材料韧性损伤的软化区的扩展情况^[41,42]。

VI. 结 束 语

将固体力学的基本原理、方法应用于材料内部微结构运动的研究中, 反过来又将材料微结构研究中发现的新现象、新要求反映在力学形式之中, 这是固体力学在材料力学性能这一分支中的新发展。它要求力学与材料两方面相互渗透, 相互促进。只有在二者紧密结合的基础上, 才能促进细观力学的发展。

参 考 文 献

- 1 高伟, 王自强, 杨成寿, 周爱华, 金属学报, 15 (1979): 380—391.
- 2 Gao Hua, Brown M. W., Miller K. J., *Fatigue of Eng. Mater. and Struct.*, 5 (1982): 1—17.
- 3 Lankford J., *ibid*, 5 (1982): 233—248.
- 4 Mc Meeking R. M., *J. Mech. Phys. Solids*, 25 (1977): 357—381.
- 5 Shih G. F., deLorenzi H. G., Andrews W. R., *Studies on Crack Initiation and Stable Crack Growth*, ASTM-STP 668 (1979).
- 6 Beremin F. M., *Metall. Trans. A*, 12A (1981): 723—731.
- 7 Lautridou J. C., Pineau A., *Eng. Fracture Mech.*, 15 (1981): 55—71.
- 8 Mackenzie A. C., Hancock J. W., Brown D. K., *ibid*, 9 (1977): 167—188.
- 9 Hancock J. W., Cowling M. J., *Metal Sci.*, 14 (1980): 293—304.
- 10 Zheng C. Q., Radon J. C., *Proc. Int. Symp. on Fracture Mech.* (Beijing), Science Press

- (1983) : 1052—1056.
- 11 Thomson R. D., Hancock J. W., *Int. J. Fracture*, **26** (1984) : 99.
 - 12 张以增, 金属学报, **19** (1983) : 70—75.
 - 13 Zou H. C., Lou Y. L., Zhang Y. Z., *Mater. Sci. and Eng.*, **62** (1984) : 163—171.
 - 14 Le Roy G., Embury J. D., Edward G., Ashby M. F., *Acta Metallurgica*, **29** (1981) : 1509.
 - 15 Fisher J. R., Gurland J., *Metal Sci.*, **15** (1981) : 185—192.
 - 16 Sung Kang Hur, Sun Yao Qing, Francois D., Mechanical Behaviour of Materials—IV (eds., J. Carlsson and N. G. Ohlson), V.2, ICM4, Sweden (1983) : 873—879.
 - 17 张以增等, 钢铁, **8** (1985) .
 - 18 —, 金属学报, **4** (1985) .
 - 19 胡小逾, 薄板冲压成型性与微空洞, 华中工学院硕士论文 (1984) .
 - 20 朱捷, 切削过程中的微空洞形成, 同上 (1985) .
 - 21 Mc Clintock F. A., *J. Appl. Mech.*, **35** (1968) : 363.
 - 22 Rice J. R., Tracey D. M., *J. Mech. Phys. Solids*, **17** (1969) : 201—217.
 - 23 Gurson A. L., *J. Eng. Mater. Technol.*, **99** (1977) : 2.
 - 24 Li Guo Chen (李国琛), Howard I. C., *J. Mech. Phys. Solids*, **31** (1983) : 85—102.
 - 25 —, —, *Int. J. Solids Struct.*, **19** (1983) : 1089—1098.
 - 26 李国琛, 固体力学学报, **3** (1985) : 388—394.
 - 27 Howard I. C., Li G. C., Mechanical Behaviour of Materials—IV (eds., J. Carlsson and N. G. Ohlson), V.2, ICM4, Sweden (1983) : 881—886.
 - 28 Li Guo Chen, Howard I. C., Proc. ICF Int. Symp. on Fracture Mech., Beijing (1983) : 89.
 - 29 Chakrabarti A. K., Spretnak J. W., *Metall. Trans. A*, **6A** (1975) : 737—747.
 - 30 Anand L., Spitzig W. A., *J. Mech. Phys. Solids*, **28** (1980) : 113—128.
 - 31 Mughrabi H., Wang R., Defects and Fracture (eds., G. C. Sih and H. Zorski) (1982) : 15—28.
 - 32 Affeldt E., Gerold V., Advances in Fracture Research (eds., S. R. Valluri, et al), ICF-6, (1984) : 1579.
 - 33 Hill R., Hutchinson J. W., *J. Mech. Phys. Solids*, **23** (1975) : 239—264.
 - 34 Yamamoto H., *Int. J. Fracture*, **14** (1978) : 347—364.
 - 35 Hutchinson J. W., *Advances in Appl. Mech.*, **14** (1974) : 67.
 - 36 李国琛, 韧性材料的剪切带状分叉, 力学学报 (待发表) .
 - 37 Lemaitre J., Mechanical Behaviour of Materials—IV (eds., J. Carlsson and N. G. Ohlson), V.2, ICM4, Sweden (1983) : 1059—1065.
 - 38 Plumtree A., Lemaitre J., *ibid*, V.1 (1983) : 323—330.
 - 39 Rousselier G., Devaux J. C., Mottet G., Advances in Fracture Research (eds., S. R. Valluri, et al) V.2, ICF6, India (1984) : 1205—1213.
 - 40 Budiansky B., *J. Mech. Phys. Solids*, **13** (1965) : 223—227.
 - 41 李国琛, 力学学报, **16** (1984) : 580—588.
 - 42 Li Guo Chen, Howard I. C., Advances in Fracture Research (eds., S. R. Valluri, et al) V.2, ICF6, India (1984) : 1191—1196.

THE MICROSTRUCTURAL DAMAGE OF MATERIALS AND DUCTILE FRACTURE

Li Guo-chen

(Institute of Mechanics, Academia Sinica)

Zhang Yi-zeng

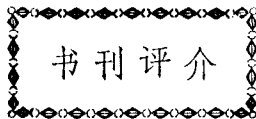
(Huazhong Institute of Technology)

Abstract

For the estimation of the strength and life of materials, an important and widely noticed problem is to consider the ductile fracture behaviour (including

low cycle fatigue). Although the stress intensity factor K , the J integral and the corresponding ductile toughness testing method had created fracture mechanics as a new branch of solid mechanics, recent researches for stable crack propagation, mixed-mode fracture and the initiation of short cracks have proved that these parameters fail to characterize the main features of such material damages with large plastic deformations and microstructural metamorphoses. For better and deeper understanding of ductile fracture behaviour, an especial emphasis should be put upon the microstructural research of material damages. Surely, only with the joint investigation of macroscopic and micro structural analyses and an interdisciplinary research in solid mechanics and material science, further development can be made. In this paper, review is made on the new developments in the fields of void nucleation and shear band localization, as the main microstructural features of ductile damage, also on the constitutive modelling of damaged materials. The recent research works done in the Institute of Mechanics, Academia Sinica and Huazhong Institute of Technology are introduced.

Keywords *damage; microstructural damage; void damage; shear band damage; fracture; self-consistent method*



书刊评介

《力学小问题 100 例》

本书由《力学与实践》编辑部根据《力学与实践》1980—1985年“小问题”栏的100道习题和解答汇编而成。大部分题目由作者在教学实践中提炼而成，这次汇编时由北京大学和北京航空学院的力学教师作了整理和补充，并在理论力学和材料力学部分的前面加写了基本理论、公式和解题方法指导。这些是50多位编者和作者多年教学经验的积累。本书将告诉读者解题时应该避免哪些常犯的错误，正确的解题思路是什么，以及某些特殊的解题技巧等。本书可作为理工科院校大学生的参考书。特别对那些准备报考硕士研究生的大学生，是一本较好的参考书。对从事理论力学和材料力学教学的教师，以及电视大学学生和自学青年，也有一定的参考价值。全书约18万字，将由大连工学院出版社于1986年上半年出版。欲订购者可与该出版社联系。

《力学与实践》编辑部供稿