

韧性断裂的微观模型及其 在约束断裂中的应用¹⁾

马法尚 匡震邦

(西安交通大学工程力学系, 西安 710049)

摘要 详细分析了不同形状断裂试件及小范围屈服模型裂纹端部的损伤演化, 提出了韧性断裂的宏观起裂相当于裂尖前方一特征位置处的损伤达到一临界值. 利用此模型获得了与实验相一致的宏观断裂韧性及与约束无关的理论断裂韧性.

关键词 损伤, 约束, 韧性断裂, 断裂韧性

引 言

工程材料的断裂是各种微观机理竞争的结果. 解理断裂的 RKR 模型^[1] 了解理断裂发生的微观机理, 以此模型, O'Dowd 和 Shih^[2], Dodds 等^[3] 建立了宏观断裂参数间的关系, 以及约束断裂评估的新方法. 而韧性材料的断裂过程表现为微孔洞的成核, 长大及聚合, 联系该微观机理与宏观断裂的发生是断裂力学研究的重要课题之一. 一些作者^[4-6] 基于 Gurson^[7] 的多孔塑性模型, 讨论了小范围屈服条件下 (SSY) 断裂发生的微观过程与宏观起裂的关系. 最近, 本文作者详细讨论了不同形状的断裂试件中裂纹与微孔的聚合, 发现用 SSY 模型过低估计断裂韧性的原因在于其过高估计了裂端区的约束水平^[8].

本文利用 Gurson^[7] 模型描述材料微孔的成核及长大过程, 详细讨论不同约束水平下裂端损伤演化, 建立裂端区的微观损伤与韧性宏观断裂的关系, 由局部损伤预估宏观断裂韧性, 进而获得与约束无关的理论断裂韧性.

1 有限元方法及求解

采用修正的 Gurson 塑性势

$$\varphi = \frac{\sigma_e^2}{\sigma_m^2} + 2f^* q_1 \cosh\left(\frac{q_2 \sigma_{**}}{2}\right) - [1 + (q_1 f^*)^2] \quad (1)$$

其中 σ_e 为宏观等效应力, σ_m 为基体等效应力, q_1, q_2 为考虑微孔相互作用引入的修正系数. f^* 代表用在 (1) 中微孔的体积百分比, 与材料中微孔体积百分比 f 有如下关系

$$f^* = \begin{cases} f & \text{当 } f \leq f_c \\ f_c + k(f - f_c) & \text{当 } f > f_c \end{cases} \quad (2)$$

¹⁾ 国家自然科学基金资助课题.

1994-04-23 收到第一稿, 1994-08-02 收到修改稿.

这里

$$k = (1/q_1 - f_c)/(f_F - f_c)$$

f_c 为 Gurson 模型可直接应用的范围极限, f_F 为局部材料断裂时的体积百分比. 微孔体积百分比作为材料损伤程度的度量.

按照经典塑性理论的流动法则及一致性条件, 通过 (1) 式给出的塑性势, 可获得有限元求解的详细公式, 该公式的形成及求解已报道于文献 [8].

本文分析的三种几何形状的断裂试件如图 1 所示, 即单边缺口试件 (SEN1), 沿韧带中心线夹载的单边缺口试件 (SEN2), 和三点弯曲试件 (TPB), 为了比较起见, 小范围屈服模型 (SSY) 亦在此进行了分析. 采用 8 节点等参数单元, 由于对称性, 试件一半的有限元网格如图 2 所示. 裂纹模拟为半径 $5\mu\text{m}$ 的缺口, 网格与计算结果的收敛性已在文献 [8] 中作了详细地报道. 材料为 HY80 钢 [9], 硬化规律为

$$\sigma_m = \sigma_0 + K(\varepsilon_m^p)^n \quad (3)$$

材料参数为: 杨氏模量 $E=210\text{GPa}$, 泊松比 $\nu=0.3$, 初始屈服应力 $\sigma_0=560\text{MPa}$; 硬化参数 $n=0.1$, $K=1070\text{MPa}$; 据文献 [5], $q_1=1.25$, $q_2=1.0$, $f_c=0.15$, $f_F=0.25$, 微孔的初始体积百分比为零. 计算中, 实际 f 难以达到 f_F , 近似取为 $f=0.95f_F$ 时, 材料局部点承载能力损失.

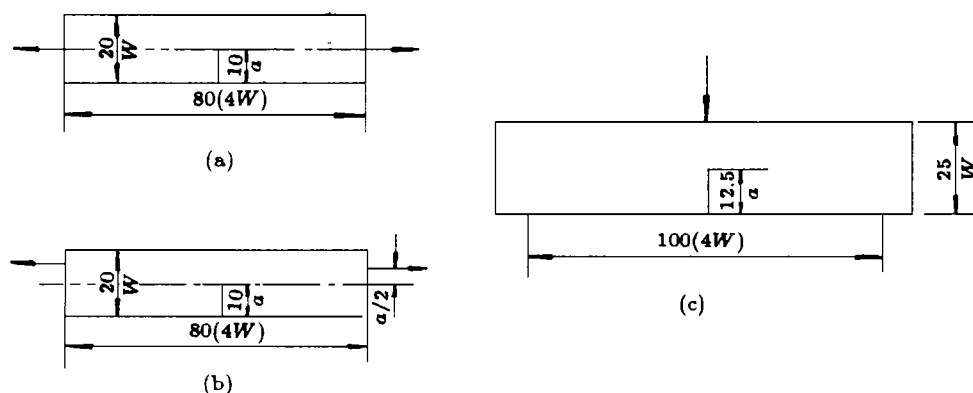


图 1 不同试件的几何形状

Fig.1 The geometries of different specimens

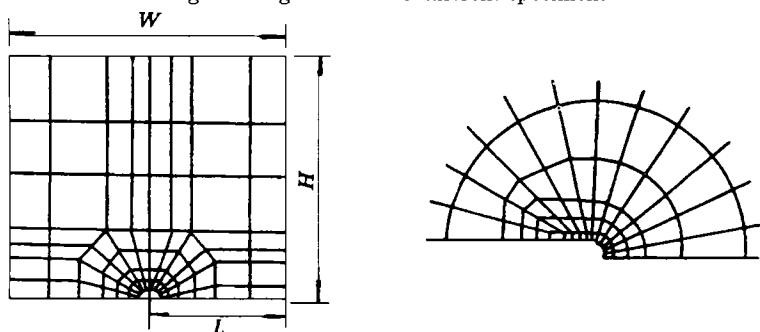


图 2 总体有限元网格及局部网格

Fig.2 The global and local finite element meshes

2 裂端前方的损伤演化

图 3 为不同试件裂端前方韧带上微孔的分布随离开裂尖距离 $r\sigma_0/J$ 及载荷水平 $L\sigma_0/J$ 的演化规律. J 为远场 J - 积分值, L 为试件韧带宽度. SSY 模型中损伤分布分别与不同试件的分布规律描绘在一起. 对 SSY 模型, 裂端前方损伤唯一地由 J - 积分所控制, 接近裂尖位置时, 损伤达到 $f = 0.95f_F$, 局部区域材料承载能力损失, 即裂纹出现局部的稳态扩展. 对实际试件, 损伤不仅与载荷 $L\sigma_0/J$ 有关, 且与试件形状相关, 载荷水平较小时, 其损伤分布接近 SSY 模型的分布规律, 随着载荷增加, 不同试件中的损伤分布收敛于与试件几何形状相关的极限值. 不同试件的损伤区均小于 SSY 场.

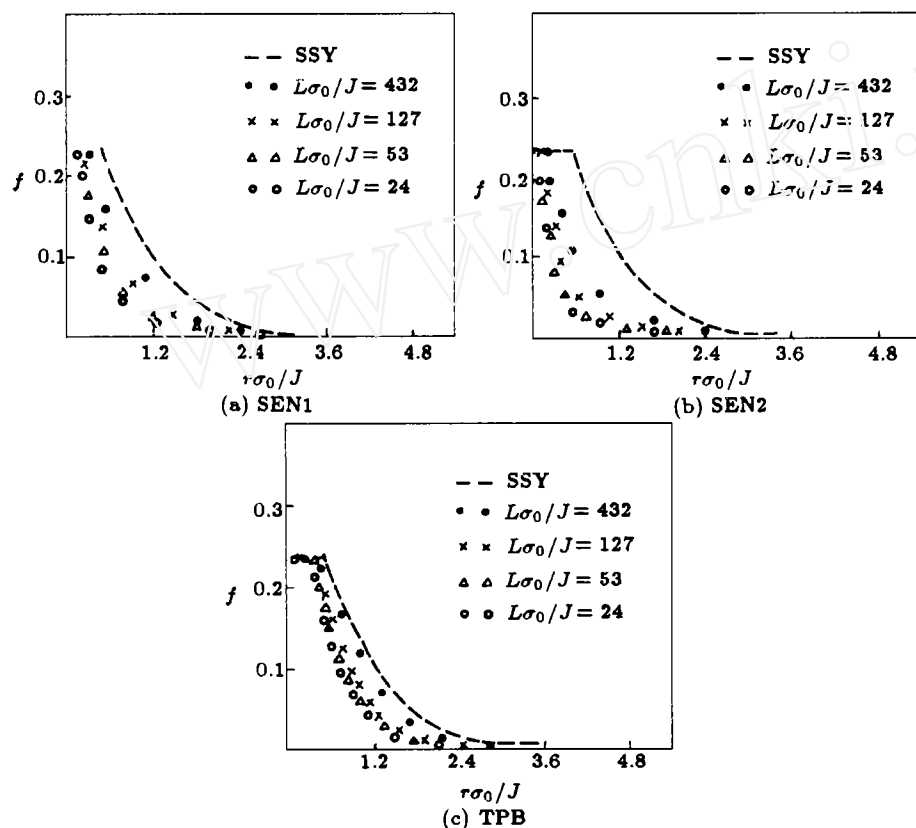


图 3 不同试件裂端前方的损伤分布

Fig.3 The damage distribution ahead of crack tip in different specimens

3 微观断裂模型

如前所述, 裂端前方的局部稳态扩展, 并未表现为宏观断裂发生. 而宏观断裂发生是这样微观断裂的累积过程, 即一定阶段的局部稳态扩展后的失稳发生. 这种失稳过程从微观上表现为裂纹与其前方一特征距离处微孔的聚合, 这样的聚合发生决定于微孔的大小及微孔间距, 即体积百分比. 可表示为如下形式

$$f = f_{cr}, \quad \text{当 } r = r_c \quad (4)$$

其 f_{cr} 和 r_c 为材料参数. 事实上, 聚合过程的有限元分析表明^[5,8], 聚合发生的临界

条件为

$$d = \beta D \quad (5)$$

这里 d 为微孔的直径, D 为微孔与裂纹间距. β 为接近单位一的材料参数, 对大多数材料而言, β 平均值为 0.83, HY80 钢的 β 值与此相吻合^[9]. 当裂尖微孔近似为球形时^[5], 且假定局部满足简单立方排列^[10], 如图 4 所示, 则聚合发生处微孔的体积百分比 f 可表示为

$$f = \frac{\pi d^3}{6(D+d)} \quad (6)$$

由 (5) 和 (6) 式可得

$$f_{cr} = 0.489 \quad (7)$$

该值与 Le Roy 的实验值相一致^[10].

聚合发生的特征距离 r_c , 决定于材料性能, 且与定义的宏观断裂发生有关. 对于低碳钢, Ritchie 等^[1] 发现解理断裂时, 其主导的特征距离在 60—120 μm 左右, 而韧性起裂的特征距离则明显大于解理模型. 苏世清等^[11] 对 PMMA 也发现主导宏观断裂起裂的特征点大于低碳钢材料. Knott^[12] 实验发现 HY80 钢韧性起裂发生决定于裂纹与前方 $68R_0$ 处微孔的聚合, R_0 为材料的夹杂粒子半径. 通常, 微孔的成核起始于这样粒子界面或由其断开所致. 这样的物理过程通过 Gurson 模型的成核方程所描述^[8]. 因而, 本文中特征距离 r_c 取为 $68R_0$, 且假定粒子半径与裂纹初始宽度相当, 即为 5 μm , 即 r_c 为 340 μm .

4 宏观断裂韧性的确定

由图 3 的损伤分布可知, 对不同的试件, 存在着一满足 (4) 式的 $r\sigma_0/J$ 值, 称为 x_0 . 利用此可确定宏观断裂韧性 J_c

$$J_c = \sigma_0 \cdot \frac{r_c}{x_0} \quad (8)$$

由图 3 可确定出不同试件的 J_c 值, 如图 5 所示. 为了比较起见, r_c 值为 300 μm , 340 μm , 400 μm 时的 J_c 值在图 5 所示的预测的 J_c 值的范围内变化. r_c 愈小, J_c 值愈小, 反之亦然.

以上结果表明, 不同试件, 当其特征位置的损伤相同时, 则意味着具有不同的载荷 J 值. 图 6 显示了与 SSY 模型相比较, 各种试件在特征位置损伤相同时所具 J 值的变化规律. 随着损伤增加, 各种试件所需 J 值与 SSY 的 J 值 (J^{SSY}) 差别增加, 这种差别与特征位置 r_c 的大小有关, r_c 愈小, 则差别愈小 (如图中 $r_c = 204\mu\text{m}$ 所示). 可见, r_c 值愈小的材料, 其断裂韧性愈接近 SSY 模型的 J_c^{SSY} . 利用图 6 可方便地将不同试件的 J_c 值在 r_c 处损伤相等的条件下转化为 SSY 模型的 J_c^{SSY} 值, 如

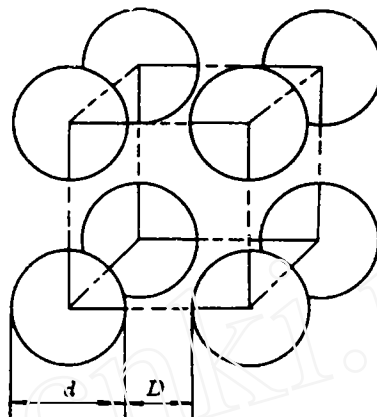


图 4 假定微孔的几何排列
Fig.4 Assumed geometry of microvoids arrangement

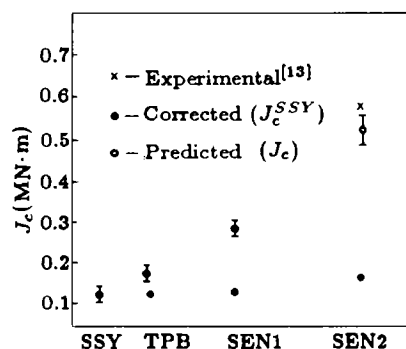
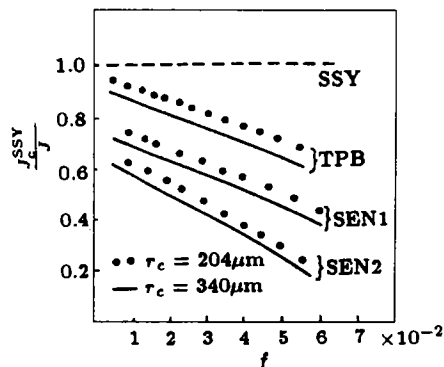


图 5 不同试件的断裂韧性

Fig.5 The Fracture toughness from different specimens

图 6 不同试件的 J 积分值

随特征点损伤的变化

Fig.6 The variation of J -integral value of different specimens with damage at characterical point

图 5 所示, 可见转化后的 J_c^{SSY} 值几乎与试件形状无关, 称其为理论断裂韧性. 以此可进行不同约束条件的断裂评估.

参 考 文 献

- 1 Ritchie RO, Knott JF, Rice JR. *J Mech Phys Solids*, 1973, 21: 395-410
- 2 O'Dowd NP, Shih CF. *J Mech Phys Solids*, 1992, 40: 939-963
- 3 Dodds RH, Anderson TL, Kirk MT. *Int J Fract*, 1991, 48: 1-22
- 4 Aoki A, Kishimoto K, Takeya A, Sakata M. *Int J Fract*, 1984, 24: 267-278
- 5 Aravas N, McMeeking RM. *Int J Fract*, 1985, 29: 21-38
- 6 Needleman A, Tvergaard V. *J Mech Phys Solids*, 1987, 35: 151-183
- 7 Gurson AL. *J Engng Mater Tech*, 1977, 77: 2-15
- 8 Ma F, Kuang ZB. *Acta Metall*, 1994, 42: 497-507
- 9 Hancock JW, Cowling M. *Metall Sci*, 1980: 293-304
- 10 Le Roy G, Embury JD, Edwards G, Ashby MF. *Acta Metall*, 1981, 29: 1509-1522
- 11 苏世清, 匡震邦. 上海交通大学学报, 1990, 24: 89-96
- 12 Knott JF. in Conf Proc. Micromechanisms of Crack Extension, ed. Knott JF, 1980
- 13 Hancock JW, Cowling. *Metal Sci*, 1980: 293

A MICRO-MODEL OF DUCTILE FRACTURE AND
IT'S APPLICATION TO CONSTRAINED FRACTURE

Ma Fashang Kuang Zhenbang
(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract The damage evaluation near a crack tip in different fracture specimens and small scale yielding model are analyzed in detail. It is proposed that the initiation of ductile fracture is equivalent to saying that the damage at a characteristic position ahead of the crack reaches a critical value. Using this model the macroscopic fracture toughness, in agreement with experimental data and with theoretical fracture toughness independent of constraint are obtained.

Key words damage, constraint, ductile fracture, fracture toughness