

碳钢抗裂的细观测试分析及海水浸渍的影响¹⁾

耿慧*, 王利民*, 汪海英⁺, 陈婷*, 韩道平*

* (青岛理工大学理学院, 青岛 266033) ⁺ (中国科学院力学研究所, 北京 100190)

摘要: 为了研究 Q235 钢的断裂过程和承载力的估算方法及海水浸渍对力学性能的影响, 对带不同割口尺寸的 Q235 低碳钢拉伸抗裂试件进行加载在位电镜微细观测, 实验得到其宏观力学性能在不同情况下的变化。如试件割口附近应力强度因子与韧度的计算, 计算裂纹扩展长度与应力强度因子等参量随载荷的变化规律。由塑性滑移线场模型对其试件的承载能力进行预估计算, 且与实验数据作比较。借助细观损伤理论对海水浸渍碳钢试件断裂的韧脆转变现象, 进行机理与模型方面的探讨分析。

关键词: 碳钢抗裂力学性能, 细观实验, 海水浸渍对钢的影响, 韧脆断裂分析

引言

碳钢的焊接性、塑性、强度等综合性能和经济性, 决定了它在海洋工程中的应用优势, 已广泛应用于船舶、港口设施及跨海大桥等海洋工程结构^[1,2]。虽然像阴极保护等措施有有效预防和抑制海水腐蚀的作用^[3~7], 海洋苛刻的腐蚀环境, 使广泛应用在海上基础设施建设的金属构件不可避免的发生腐蚀。金属材料的海水腐蚀现象, 引起了研究者的极大关注。如 Melcher 等^[8]研究了碳钢在海水中的早期腐蚀现象, 国内研究人员分析了碳钢在我国各个海域的腐蚀特点, 并且通过对长期大量实验数据的研究, 得到了材料长期的腐蚀数据和腐蚀规律^[9~11]; 失重法是目前最直接、可靠的腐蚀速度测量方法, 而腐蚀电化学方法测试速度快, 获得的信息更多, 更适合于实现自动现场快速检测和监测^[12~13]。对于 Q235 钢的复杂腐蚀过程, 研究表明影响腐蚀的因素不仅与海水中的溶氧量、含盐量、PH 和海水流速有关, 还跟海水的温度以及在海洋金属上附着的一些海洋生物有关^[14~18]。但是金属材料的腐蚀后果不仅体现在质量的减少, 更重要的是其力学性质及承载力的恶化^[19]。

在低碳钢的应用过程中, 腐蚀、断裂和磨损是其发生失效的主要方式^[20~22]。低碳钢一旦发生腐蚀不仅影响材料的表面状态, 其结构组织、化学成分和机械性能也将发生变化^[21~23], 丧失应有的强度、硬度和韧性, 同时也使其易于断裂和磨损^[23]。并且通常材料与结构在制造与使用过程中, 都会或多或少的存在缺陷, 如气孔与微裂纹及夹杂等。由于这些缺陷是客观存在的, 使得材料实际的强度大大低于无损材料的理论模型强度, 而断裂力学是含缺陷结构性能量化分析的有效分析工具^[24,25]。金属材料在板料拉伸过程中不仅经历较大的塑性变形, 还伴随着延性损伤发展, 运用传统弹塑性理论已经不能准确描述这一过程。许多学者尝试采用损伤力学方法来分析板料变形过程^[26~29], 并且得出了许多成果, 例如 GT 细观损伤模型既可描述板料变形过程中材料损伤的物理内涵, 还可以把细观结构的损伤结果反映到宏观力学行为中。但因为对模型参数的确定方法以及参数变化规律的研究还不充分所以该模型的应用仍受到一定限制。

研究海水腐蚀对碳钢性能的影响, 不仅具有一定的理论意义, 同时为海洋工程设计提供一定的依据。为更加全面的了解低碳钢缺口试件的裂纹扩展特性, 寻求该类结构最大承载力的计算方法, 本文对单侧带有不同尺寸预制裂纹的 Q235 钢试件进行了单向拉伸的断裂实验。并且要依据试验现象对比分析短期海水浸泡对碳钢宏观性能的影响, 同时要对试样加载过程中裂纹尖端扩展长度、韧带前方应力强度因子随裂纹长度的变化进行测试和分析, 关注其细观变化。

1 试件与实验装置

实验所用实验仪器为 s-570 扫描电镜, 后期升级改造后的 s-570 扫描电镜实现了固体样品在加载过程中样品的变形、损伤、断裂形态与力学量的实时在位观察与测量。加载装置的载荷范围为 0—2000N, 拉压行程为 -10mm—10mm。且改装后的扫描电镜加载、数据采集、曲线绘制全部实现电脑控制。应用该实验机对

不同预制裂纹长度的试件进行加载实验，通过电脑观察试件在加载过程中的变形、损伤及裂纹生长过程。同时得到实验过程中的载荷、应变等的变化曲线，为定量描述试件材料的力学行为、研究材料变形、裂纹扩展过程以及界面破坏规律提供依据。图 1 为 S-570 扫描电镜中试件的加载装置，从图中可以看到实验设备夹持试件的方式。

取 Q235 钢用线切割的方法加工成如图 2 所示的拉伸试样。试件的中部一侧有线切割预制的裂纹，各组试件的尺寸与实验所得最大载荷列入表 1 之中。设 a_0 为切口深度即预制裂纹的初始长度， δ 为试件的厚度， b 为试件有效部分的宽度， 2γ 为预制裂纹张角。各组试件的 a_0 、 δ 、 2γ 是各不相同的，而宽度 b 却同为 4mm，各量如图 2 所示，图中 c 为应变片的位置。该实验所用的试件共分两组，其中 A 组是预制裂纹切口为“|”形的试件，B 组为预制裂纹切口为“V”形的试件。B 组中以 B 开头的是未经海水浸泡的试件，以 JB 开头的是经过短期海水浸泡的试件。



图 1 试件加载装置

Fig.1 Specimen loading device

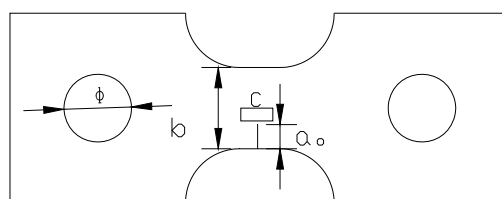


图 2 试件的平面图

Fig.2 The plan sketch of specimen

2 实验结果与分析

2.1 加载过程观测

在对试件进行加载实验过程中，断裂扩展区与未受损区的分界点是非线性裂纹尖点，而预制裂纹切口端部是断裂过程区的起点，两者之间的距离为裂纹扩展长度，在文中用 d 表示。图 3 以试件 JB16-1 为例用四幅过程图直观的展示了非线性裂纹尖点不断扩展的规律，它在载荷的作用下裂纹逐渐移向试件底部边缘，当载荷过峰值后表现的更为明显。

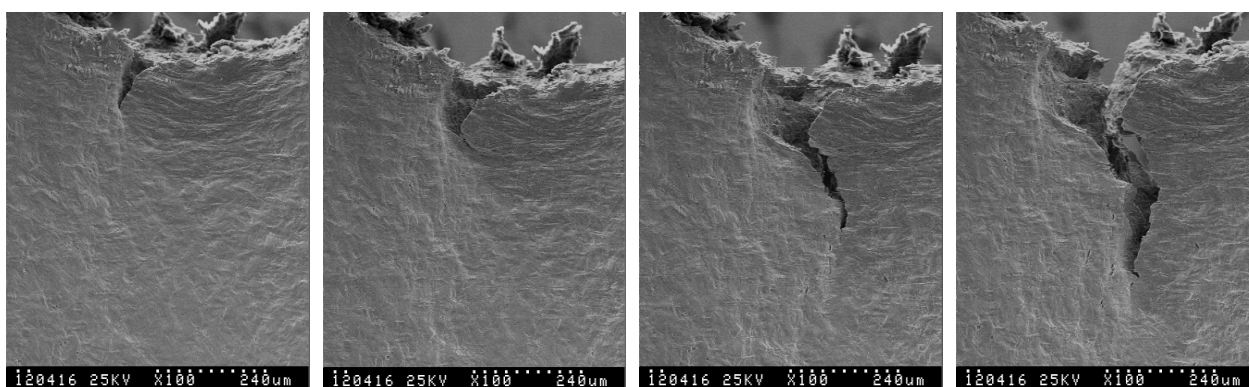


图 3 裂纹的起裂与扩展

Fig.3 The crack initiation and propagation

以裂纹扩展长度为横轴以载荷为纵轴将 A 组试件的变化情况列入图 4，从图中可以看出带“|”形切口的碳钢试件在加载到一定程度后，裂纹尖端扩展长度先随载荷的增加而缓慢变大，直到达到极限载荷。载荷到达峰值过后，伴随着裂纹尖端扩展长度的增加试件有效承载能力有所下降，但裂纹尖端扩展长度的增长速度迅速增加。

图 5 描述了经过海水浸渍的切口为“V”形的碳钢试件裂纹尖端扩展长度随载荷的变化情况。由图中

的曲线看出, 裂纹尖端扩展长度总体上随载荷的减小而增加, 由于切口形状与 A 组试件的不同该组试件载荷峰值前裂纹扩展不明显。同时每个试件都存在一个载荷对应多个裂纹尖端扩展长度值的问题, 也就是说加载到试件上的载荷不再继续增加, 而裂纹还在继续生长。这说明经过海水浸泡降低了碳钢的韧性, 使碳钢变脆。

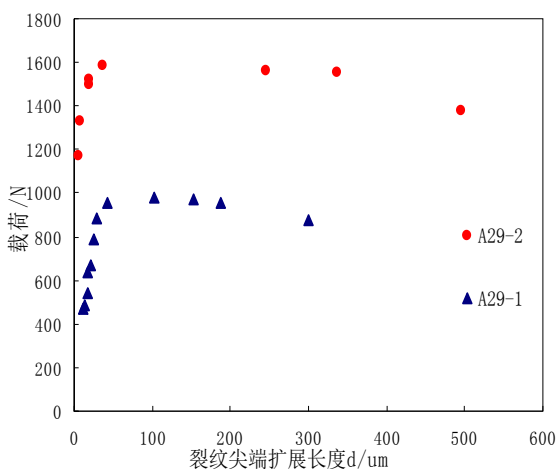


图 4 载荷 (A 组试件) 随裂纹扩展长度的变化

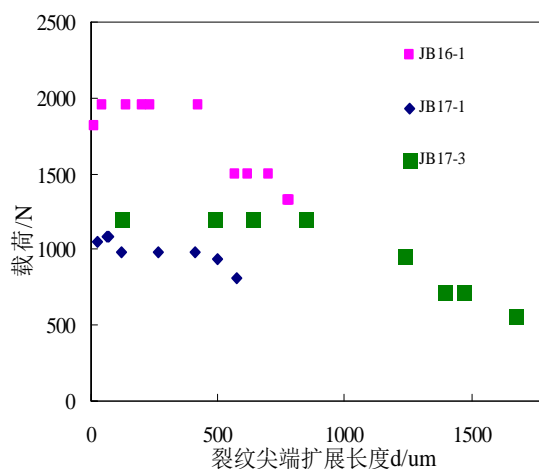


图 5 载荷 (JB 组试件) 随裂纹扩展长度的变化

Fig.4 The variation of load with crack extension length (for A) Fig.5 The variation of load with crack extension length (JB)

2.2 应力强度因子与断裂韧度

由于材料介质中裂纹的存在完全改变了无缺陷完整构件的应力分布, 一般在裂纹端部出现应力集中, 使得仅以应力大小度量构件受力状态的强度理论不再适用。然而, 断裂力学中的应力强度因子 K_I 是描述裂纹尖端附近应力场强弱程度的参数, 也是标志裂纹体扩展状态的量。线弹性应力强度因子与结构的几何形状、外载荷的大小有关, 且与外载荷呈线性关系。构件的断裂起源于裂纹, 而裂纹的静止、平衡与发展, 都与裂纹尖端附近的应力场有直接关系。

在断裂力学中, 裂纹常按其受力及裂纹扩展形式分为三种类型, 分别为张开型 (I 型)、滑开型 (II 型) 和撕开型 (III 型)。在如图 1 所示的带预制裂纹试样的加载试验过程中, 裂纹主要承受拉力作用, 使裂纹面产生张开位移, 属于张开型 (I 型) 裂纹。对于宽为 b 、高为 $2h$ 的矩形板, 在一边的中点有一条长为 a 的裂纹, 两端承受均匀正应力 σ , 其非线性裂纹尖点应力强度因子表达式为:

$$K_I = \left[1.12 - 0.23 \frac{a}{b} + 10.6 \left(\frac{a}{b} \right)^2 - 21.7 \left(\frac{a}{b} \right)^3 + 30.4 \left(\frac{a}{b} \right)^4 \right] \frac{P}{(b-a)\delta} \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

对于 $\frac{h}{b} \geq 1.0$ 以及 $\frac{a}{b} \leq 0.6$, 误差为 1%。

断裂韧度是具有裂纹的材料, 在裂纹前缘处于平面应变和小范围屈服条件下, 裂纹发生失稳扩展时的应力强度因子。它表现材料在线弹性范围内, 带裂纹工作时抵抗断裂的能力, 是材料固有的一种力学性质。由表 1 中的尺寸和实验数据, 取预制切口尺寸 a_0 和最大实验载荷由式 (1) 计算出各试件的平面应变断裂韧度, 并将结果列入图 6。图中虚线框和实线框数据分别表示未浸泡海水和浸泡海水试件的实验数据。由图可知, 未浸泡海水试件的断裂韧度随预制切口长度的增加而增加; 而经过海水浸渍的碳钢试件的断裂韧度却随预制切口长度的增加而减小。

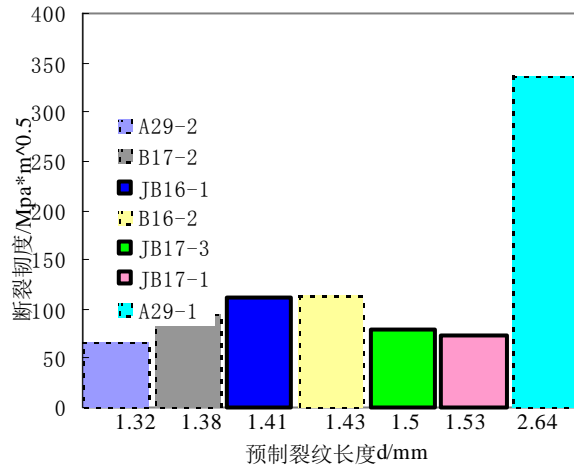


图 6 断裂韧度值随预制缺口尺寸的变化

Fig.6 Changes in fracture toughness along with pr-crack length

由式(1)能够计算出不同载荷下单向拉伸碳钢试件非线性裂纹尖点应力强度因子随裂纹长度 a 的变化曲线,如图 13 所示。这六条曲线是取载荷 P 分别为 80、300、700、1200、1600、2000N 时的计算结果。由图可见,当裂纹长度一定时,应力强度因子随载荷的增加呈线性增长;当载荷一定时,应力强度因子随裂纹长度的增加而增大。图 7 中散列分布的点,是以 JB16-1 和 JB17-1 两试件为例,根据实验数据绘制的试件断裂过程中非线性裂纹尖点的应力强度因子随裂纹长度的增加而变化的情况。从图中两组散列点的变化情况可以看出,随裂纹的不断扩展,试件的承载力逐渐下降,但非线性裂纹尖点的应力强度因子起初一直保持缓慢增加的趋势直到即将断裂才有所下降。

图 8 描绘的是 A 组试件非线性裂纹尖端应力强度因子随裂纹尖端扩张长度的变化情况。从图中曲线可以看出, A 组试件的曲线分为明显的两段,在极限载荷前试件非线性裂纹尖端应力强度因子增速较快,对裂纹尖端扩展长度 d 的变化较敏感。达到试件极限载荷后,非线性裂纹尖端应力强度因子继续增加直到断裂,但增速减慢。

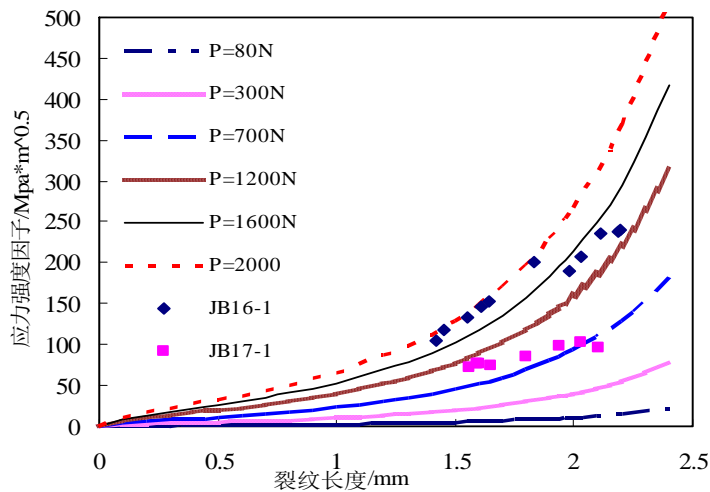


图 7 不同载荷下 K_I 的理论与实验值随切口尺寸变化曲线

Fig.7 The SIF value of theoretical and tested with increasing of crack length

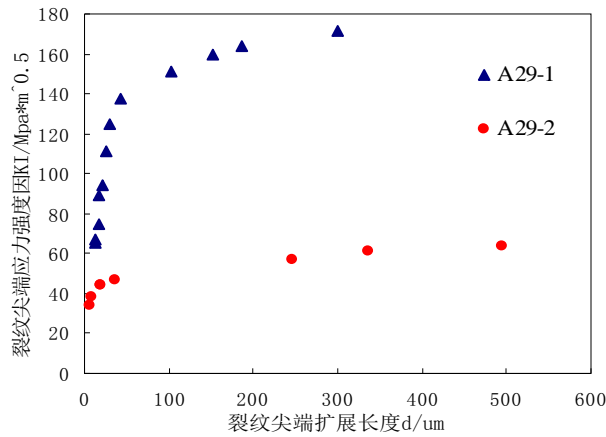


图 8 未浸海水试件应力强度因子的变化情况

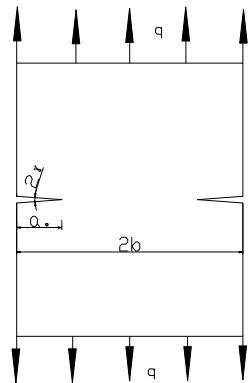
Fig.8 The changes of stress intensity factor with crack length for specimen without seawater

3 极限承载力的计算

3.1 塑性滑移线场法

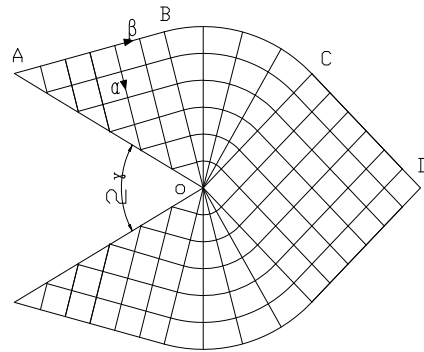
在平面应变状态下，滑移线被定义为其上每一点皆与最大剪应力面相切的线。由于剪应力的成对性，过平面内的每一点可以做两条这样的线他们是正交的，也就是说在整个平面内滑移线是两族正交曲线。根据剪应力方向不同，一族曲线叫 α 族滑移线，另一族曲线叫 β 族滑移线。这里规定， α 、 β 的正方向成右手坐标系，并使剪应力在该坐标系内成正方向。

为了利用滑移线场原理来估算碳钢试件的承载力问题，本文利用对称法则将如图 2 所示的试样简化成图 9 (a) 所示的加载模型。图 9 (b) 的符号与表 1 中的一致，设切口底部的曲率半径为零， q 表示试件在单位面积上所受力的大小。以加载模型左侧为例，按照应力边界条件得各个区域的滑移线场如图 9 (b) 所示， o 指割痕切口根部的位置。



(a) 加载模型

(a) The model of loading



(b) 割口附近的滑移线场分布

(b) Slip line field distribution near crack

图 9 塑性滑移示意图

Fig.9 The sketch map of plastic slip

如图 9 (b) 所示，根据边界受力特点，显然三角形区域 OAB 和 OCD 为均匀场，并且这两个均匀场由中心场 OBC 连接。根据受力特点 OA 受拉，这时切向为第一主应力方向， α 线和 β 线方向如图 9 (b) 所示。据已有文献，沿同一 β 线有：

$$\frac{\sigma}{2k} + \theta = \eta \quad (2)$$

其中 η 是常数，对同一根 β 线上的不同点来说参数值不变；对于不同的 β 线来说，参数值一般是不同的。根据均匀场和中心场的性质，在图 9 (b) 所示的整个区域中 η 是一常数； θ 是 α 线与 x 轴的夹角，由 x 方

向按逆时针算起, x 轴的方向为水平向右; σ 为区域内任一点的平均应力。根据式 (1), 在区域 OAB 中沿 β 线:

$$\eta_{OAB} = \frac{1}{2} - \frac{\pi}{4} - \gamma$$

在区域 ODC 中:

$$\eta_{ODC} = \frac{\sigma_{ODC}}{2k} - \frac{3\pi}{4}$$

这里 k 表示纯剪切应力, 在最后的计算中取最大剪应力, 可由 Mises 屈服条件求得, $k = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}$, σ_s 为材料

的屈服极限应力。因为在整个区域 η 是常数, 所以 $\eta_{OAB} = \eta_{ODC}$, 由此即得区域 ODC 中任一点的平均应力:

$$\sigma_{ODC} = k(1 + \pi - 2\gamma)$$

由平均应力 σ 和纯剪切应力 k 叠加成任一点的应力状态, 得在 ODC 中的应力分量:

$$\sigma_y = k(2 + \pi - 2\gamma)$$

因此图 9 (a) 所示模型的极限拉力为:

$$P_s = 2(b - a_0)\delta\sigma_y$$

图 2 所示的试样的极限拉力为:

$$F_s = \frac{P_s}{2} = k\delta(b - a_0)(2 + \pi - 2\gamma) \quad (3)$$

用式 (3) 求出试件理论上所能承受的极限载荷 F_s , 并将值列入表 1。由表 1 中数据可知所有构件的平均相对误差为 7.6%, 其中 A 组的平均相对误差是 9.91%, B 组的平均相对误差是 13.32%。说明用此方法计算此类构件在失效时的最大承载力是可行的。

表 1 试件承载力的实验与理论值列表

Table1 The experiment and theoretical value of specimen's bearing capacity

试件号	δ/mm	a_0	γ 对应角度 值	曲率半径 /mm	理论值 Fs/N	实验值 P/N	偏差
A29-1	1	2.64	0°	0.15	948	981	33
A29-2	1	1.32	0°	0.14	1869	1582	-287
JB16-1	0.85	1.41	11.4°	0.22	1419	1960	541
B16-2	0.85	1.43	11.2°	0.24	1408	1959	551
JB17-1	0.85	1.53	13.1°	0.24	1336	1093	-243
B17-2	0.85	1.38	12.4°	0.18	1421	1750	329
JB17-3	0.85	1.50	13.4°	0.21	1346	1225	-121

3.2 双 K 模型计算承载力

公式 (4) 中左端 K_I^P 为失稳应力强度因子与公式 (1) 中的 K_I 相对应, 上标 P 表示 K_I^P 是由远场载荷作用产生的。在裂纹扩展过程中, 裂纹端部损伤区存在阻止裂纹扩展的相互作用力裂纹黏聚分布力, 该分布力会大大降低应力的奇异性, 使得不同韧带长度的结构承载力发生变化。从已有文献中得分析准脆性材料的双 K 断裂准则, 为:

$$K_I^P = K_0 + K_I^Q \quad (4)$$

其中 K_0 为起裂强度因子, 一般认为 K_0 是材料常数, 它不依赖于裂纹结构和尺寸; K_I^0 为黏聚应力强度因子是裂纹在失稳状态时断裂过程区的黏聚力韧度增值, 它与断裂试件尺寸构型密切相关, 是由裂纹端部损伤区内的损伤介质相互作用力作用产生的。黏聚韧度增值的计算式为:

$$K_I^0 = \eta \sqrt{\frac{d}{2\pi}} \quad (5)$$

其中 η 为具有应力量纲的参数, 它与材料的极限拉伸应力有关。在加载实验过程中, 断裂过程区与未受损区的分界点是非线性裂纹尖点, 而预制裂纹尖端即割痕切口的根部是断裂过程区的起点, 两者之间的距离为裂纹扩展长度设为 d 。 d 与 a 、 a_0 的关系为:

$$a = a_0 + d (0 \leq d \leq b - a_0) \quad (6)$$

将公式(5)代入公式(4), 再将所得公式与公式(6)一并代入公式(1)可得到计算载荷的如下公式:

$$P = \frac{(K_0 + \eta \sqrt{\frac{d}{2\pi}})[b - (a_0 + d)]\delta}{\left[1.12 - 0.23 \frac{a_0 + d}{b} + 10.6 \left(\frac{a_0 + d}{b} \right)^2 - 21.7 \left(\frac{a_0 + d}{b} \right)^3 + 30.4 \left(\frac{a_0 + d}{b} \right)^4 \right] \sqrt{\pi(a_0 + d)}} \quad (7)$$

参照表 1 中数据, 由最大实验载荷和预制裂纹尺寸得到经海水浸泡过的各个试件的断裂韧度数值在 73.1~111.7MPa·m^{0.5} 之间; 由式(4)可知, 起裂应力强度因子 K_0 应不大于断裂韧度的最小值, 满足此条件并在使各组试件的实验峰值总和与对应的理论计算值的峰值总和基本相等的前提下, 经过对 K_0 和 η 取不同数值时的多次计算、拟合及验证, 发现浸泡过海水的试件在取材料参数 $K_0=72.86158\text{MPa}$, $\eta=750\text{MPa}$ 时各组试件的计算峰值与实验峰值总体拟合效果最佳, 未浸泡海水的试件取材料参数为 $K_0=95\text{MPa}$, $\eta=705\text{MPa}$ 。现将各组试件所受载荷的实验最大值和用式(7)得到的理论计算值峰值及后者相对于前者的相对偏差进行计算, 并将结果在表 2 中。由表 2 看出, 用双 K 模型估算承载力是可行的。

表 2 双 K 模型计算承载力的理论与实验值列表

Table2 The experiment and theoretical value of specimen's bearing capacity with double K model

试件号	JB16-1	B16-2	JB17-1	B17-2	JB17-3
实验值/N	1960	1959	1093	1750	1225
理论值/N	1289	1634	1096	1747	1142
差值/N	671	325	-3	3	83

4 细观分析

缺口板在拉伸过程中形成颈缩, 此时断裂尚未开始, 颈缩区处于三轴拉伸应力状态, 中心处正应力最大。颈缩中心部位的夹杂物或二相粒子处首先开裂形成微孔, 微孔随应力三轴比率的增加而扩张。随颈缩进一步加剧, 应力三维度不断增加, 微孔逐渐长大并相互汇合形成裂纹, 裂纹总体上沿垂直于加载方向扩展。单缺口较钝试件, 裂纹沿厚度贯通后, 在切应力作用下断面由平直断口过渡到与板厚方向约成 45° 角的斜断面, 最后断面减小直至完全失去承载能力而断裂, 裂纹最后成“之”字形扩展, 如图 3 所示。

韧性断裂是金属材料破坏的主要形式之一。实验观察和研究表明, 金属材料的韧断在细观上多数情况下是材料内部空穴形核、扩张和聚合的结果。这些过程会导致产生空穴, 随着变形的增加空穴也在长大, 最终因内缩颈及孔洞之间桥接材料的破裂而引起试样的断裂。空穴形核是一个贯穿于大部分塑性变形范围的延续性过程。空穴一旦形核, 即在不断增大的有效塑性应变和三轴度的作用下不断长大。并且只有当某处的空穴扩张比 V_G 达到临界值 V_{GC} 时, 该处才首先发生空穴的聚合, 同时可知此时的载荷已达到启裂载荷。

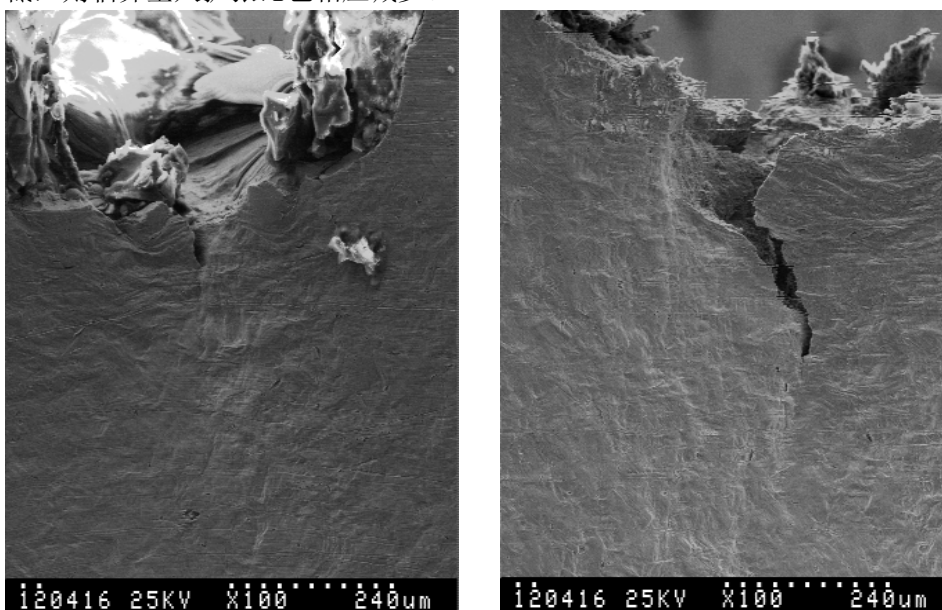
临界空穴扩张比参数 V_{GC} 的主要特点是: 它是与应力三轴度无关的表征材料抗拉特征的韧性指标; 其值越大, 表示材料的断裂韧性越好; 它既有明确的细观物理背景, 又易于用宏观手段测量。因此, V_{GC} 不

仅可用于区分不同材料断裂韧性的优劣，而且可用于鉴别不同热物理工艺对材料韧性的影响大小。空穴的聚合的条件表示为：

$$V_G = V_{GC} = \varepsilon_f \exp\left(-\frac{3}{2}R_\sigma\right) \quad (8)$$

其中 R_σ 是应力三轴度，表达式为 $R_\sigma = \sigma_m / \sigma_e$ ， σ_m 和 σ_e 分别为静水应力和 Mises 等效应力； ε_f 表示材料破断时的临界有效塑性应变。

图 10 中的两幅图，分别是两个试件在加载过程中到达极限载荷时的变形情况。从图中看出未经过海水浸泡的试件在达到最大载荷时，载荷虽已达到启裂载荷，但试件变形程度较小；而经过海水浸泡的试件，在极限载荷下裂纹已有较大范围的扩张，并且裂间损伤区范围较明显。也就是说，短期海水浸泡使碳钢试件的韧性降低，则临界空穴扩张比也相应减少。



(a) 未浸泡过海水的试件

(b) 浸泡过海水的试件

(a) Not soaked specimen of sea water

(b) Soaking specimen of sea water

图 10 极限载荷下试件的变形情况

Fig.10 The deformation condition of the maximum load of specimen

2 结 论

未浸泡海水试件的断裂韧度随预制切口长度的增加而增加，而经过海水浸渍的碳钢试件的断裂韧度却随预制切口长度的增加而减小；用滑移线场理论和双 K 准则可有效估计已知尺寸试件的最大承载力是可行的；海水腐蚀降低了碳钢的韧性，使碳钢变脆，同时使碳钢内部空穴形核、扩张的相应的临界值变小。

参考文献

- 1 Li Zhuang, Wu Di, Lv Wei. Effects of rolling and cooling conditions on microstructure and mechanical properties of low carbon cold heading steel, Journal of Iron and Steel Research, International, 2012,19(11):642
- 2 刘靖, 鹿守理. 低碳钢组织与力学性能关系, 北京科技大学学报, 2002,24(2): 208(Liu Jing, Lu Shouli. Relationship between microstructure and properties in low carbon steel, Journal of University of Science and Technology Beijing, 2002,24(2): 208 (in Chinese))
- 3 孟超, 曲政, 庞其伟. 1Cr18Ni9Ti 海水循环水泵阴极保护参数[J]. 腐蚀与防护, 2004, 25(11): 473~488(Meng Chao, Qu Zheng, Pang Qiwei. Parameters for cathodic protection of 1Cr18Ni9Ti cycling pump in power plant [J]. Corros. Prot., 2004, 25(11): 473~488 (in Chinese))
- 4 Akonko S, Li D Y, Ziomek M. Effects of cathodic protection on corrosive wear of 304 stain less steel [J]. Tribology Letters, 2005, 18(3): 405~410
- 5 Eliassen S. New concept for cathodic protection of offshore pipelines to reduce hydrogen induced stress cracking (HISC) in high strengt h 13%Cr stainless

- steels [J]. Corros. Eng., 2004, 39(1): 3139 .
- 6 Zucchi F. Hydrogen embrittlement of duplex stainless steel under cathodic protection in acidic artificial sea water in the presence of sulphide ions [J]. Corros. Sci. , 2006, 48: 522 ~530
- 7 吴继勋,傅争光,张谱强等.用交流阻抗技术确定船用钢的最佳阴极保护电位[J].中国腐蚀与防护学报,1989, 9(6): 160~164(Wu Jixun, Fu Zhengguang , Zhang Puqiang , et al. AC impedance characteristics of low alloy steels under cathodic protection and determination of the optimum protection potential [J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot. , 1989, 9(6): 160 ~164 (in Chinese))
- 8 Melchers R E,Jeffrey R. Early corrosion of mild steel in seawater [J]. Corros. Sci., 2005, 47(7): 1678~1693
- 9 黄桂桥.碳钢在我国不同海域的海水腐蚀行为. 腐蚀科学与防护技术, 2001, 13 (2): 81~88 (Huang Guiqiao. Corrosion behavior of carbon steels immersed in sea areas of China [J]. Corros. Sci. Prot. Technol., 2001,13(2): 81~88. (in Chinese))
- 10 郑莹莹,王佳, 邹妍.海洋环境中锈层下碳钢腐蚀行为的研究进展[J].腐蚀科学与防护技术 2011,23(1):93-98 (Zheng Yingying, Wang Jia, Zou Yan. Research progress on corrosion of carbon steels under rust layer in marine environment [J]. Corros. Sci. Prot. Technol., 2011, 23(1): 93~98 (in Chinese))
- 11 朱相荣,黄桂桥,林乐耘.金属材料长周期海水腐蚀规律研究.中国腐蚀与防护学报,2005, 25 (3) (Zhu Xiangrong,Huang Guiqiao, Lin Leyun. Research progress on the long period corrosion law of metallic materials in seawater. J. Chin. Soc. Corros. Prot. ,2005, 25 (3) (in Chinese))
- 12 邹妍,王佳,郑莹莹.海水中碳钢短期腐蚀行为的电化学研究方法.腐蚀科学与防护技术,2010, 22 (4) (Zou Yan, Wang Jia, Zheng Yingying. Electrochemical Methods for Evaluation of Short-term Corrosion Behavior of Mild Steel in Seawater. Corros. Prot. ,2010, 22 (4) (in Chinese))
- 13 唐子龙, 宋鑫, 张义萍. 纯水薄液膜下 Q235 钢潮湿时间的影响因素和腐蚀速度的磁阻研究. 中国腐蚀与防护学报, 2009, 29 (3): 161~166(Tang Zilong , Song Xin, Zhang Yiping . Control factors of time of wetness and IRP corrosion rate for Q235 steel under pure water thin film[J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2009,29(3): 161~166 (in Chinese))
- 14 唐晓,王佳.Q235 钢 / NaCl 液滴界面微区电化学特征参数分布特征. 腐蚀科学与防护技术.2010, 22(4): 299~302 (Tang Xiao, Wang Jia. Characteristics of micro area distribution of electrochemical parameters on Q235 steel under NaCl electrolyte droplet [J]. Corros. Sci. Prot. Technol., 2010,22(4): 299~302 (in Chinese))
- 15 江莉, 曹刚, 毛旭辉, 等.淡水微生物对 Q235 钢早期腐蚀行为的影响.中国腐蚀与防护学报, 2009,29 (3) :177~181(Jiang Li, Cao Gang, Mao Xuhui, et al. Effect of Microbes on early corrosion behavior of Q235 steel in fresh water [J].J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2009, 29(3): 177~181 (in Chinese))
- 16 Biezma M V. The role of hydrogen in microbiologically influenced corrosion and stress corrosion cracking [J]. Intern.J. Hydrogen Energy, 2001, 26(5): 515~520.
- 17 林飞, 李琴等.碳钢在模拟海水中腐蚀行为的研究.江西化工,2011(Lin Fei, Li Qin, et al .The research of carbon steel's corrosion behavior in simulated seawater. Jiangxi Chemical Industry,2011 (in Chinese))
- 18 马久明. 金属材料在海水中腐蚀因素分析及预防措施.科协论坛,2010(Ma Jiuming. The analysis of metal material's corrosion factor and preventive measures in seawater .Science and Technology Association Forum,2010 (in Chinese))
- 19 王利民,王东旭,冯英.海水短期浸泡对 Q235 钢断裂特性的影响.中国腐蚀与防护学报,2012,32(5)(Wang Limin, Wang Dong xu, Feng Ying, et al. Influence of short-term immersion in sea water on fracture characteristic of Q235 steel. Chin. Soc. Corros. Prot. ,2012,32(5) (in Chinese))
- 20 Yang Kun, Gou Huiyang , Zhang Bo, et al . Microstructures and fracture features of cold-rolled low carbon steel sheet after annealing and mechanical stress concurrently loaded. Materials Science and Engineering, 2009, A:502(1-2)
- 21 Songjeng Huang, V. I. Semenov, L. Sh. Shuster. Tribo-logical properties of the low- carbon steels with different micro-structure processed by heat treatment and severe plastic deformation, Wear, 271(5-6), 2011, 705
- 22 Z. B. Wang, J. Lu, K. Lu. Wear and corrosion properties of a lowcarbon steel processed by means of SMAT followed by lower temperature chromizing treatment. Surface and Coatings Technology,201(6),2006, 2796~2801
- 23 C.Chen, D.Y.Li, C.J.Shang . Nanocrystallization of aluminized surface of carbon steel for enhanced resistances to corrosion and corrosive wear, Electrochimica Acta, 2009, 55(1):118
- 24 Hertzberg R W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials [M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 1996
- 25 王利民, 孙明远, 贺光宗,张东焕.铸铁缺口梁断裂过程电测和承载力.金属学报, 2008, 44 (7): 853~858(Wang Limin, Sun Mingyuan , He Guangzong , et al. Electronical measurement of fracture process of cast iron incision specimen and calculation of the structure bearing capacity [J]. Acta Metall. Sin., 2008, 44(7): 853~858 (in Chinese))
- 26 Brunnet M, Morestin F, Walter-leberre H. Failure analysis of anisotropic sheet-metals using a non-local plastic damage model [J]. Journal of Material Processing Technology, 2005,170(1-2): 457~470
- 27 Chow C L, Jie M. Anisotropic damage-coupled sheet metal forming limit analysis [J]. International Journal of Damage Mechanics,2009,18(4): 371~392

- 28 Teixeira P, Santos A D, Pires F M A, et al. Finite element prediction of ductile fracture in sheet metal forming processes [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177(1-3):278~281
- 29 Khelifa M, Oudjene M, Khennane A. Fracture in sheet metal forming: Effect of ductile damage evolution [J]. Computers and Structures, 2007, 85 (3-4): 205~212

ANALYSIS OF MESOSCOPIC TEST OF CARBON STEEL CRACKING RESISTANCE AND SEAWATER IMMERSION EFFECT¹⁾

Geng Hui^{*}, Wang Limin^{*}, Wang Haiying⁺, Chen Ting^{*}, Han Doping^{*}

^{*}(*College of Science, Qingdao Technological University, Qingdao, Shandong 266033, China*)

⁺(*Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China*)

Abstract: In order to study the failure process and the estimation method of bearing capacity and the immersion in seawater's influence on the mechanical properties of Q235 steel, the steel were made into test specimen with different sizes of prefabricated crack. The specimen was tensioned and microscopic observed by electron microscope, and its macro-mechanical properties was gotten for different situations. For instance, the Stress Intensity Factor and fracture toughness of prefabricated crack were worked out. The changing law was given of crack propagation length and its SIF and other parameters along with loading. The bearing capacity of test specimen was estimated by using the plastic slip line field model, and compared it with the experimental data. By virtue of mesoscopic damage theory, it was discussed for the phenomenon of ductile to brittle transition of specimen fracture the mechanism analysis.

Key words: carbon steel's mechanics performance in crack resistance, mesoscopic experiment, effect of seawater immersion on steel, ductile to brittle fracture analysis

1) The project was supported by the

(12345678) and

(9876543)

2) E-mail: wanglimin@qtech.edu.cn