

6931-936

不锈钢管道焊缝金属疲劳短裂纹行为的实验研究*

I. 材料微观结构和研究方法

赵永翔¹⁾ 高庆¹⁾ 王金诺¹⁾

1) 西南交通大学机械工程研究所, 成都 610031

2) 西南交通大学应用力学研究所, 成都 610031

摘要 用金相、复型技术和硬度实验测试了 1Cr18Ni9Ti 不锈钢焊缝金属试样表面的微观结构组成。结果表明 奥氏体基体与富 δ 铁素体 - 带状结构组成的柱状晶是焊缝材料的微观结构特征, 相邻富 δ 铁素体带间距离 (约 40 μm) 是这一结构的特征参量。试样表面的微观结构依相对焊缝柱状晶取向的不同而不同。考虑疲劳损伤的局部性和区别试样表面不同尺度、位置微裂纹对疲劳损伤贡献的差异, 提出了以“有效短裂纹准则”为核心的疲劳短裂纹行为研究方法

关键词 不锈钢管道, 焊缝金属, 微观结构, 疲劳短裂纹, 有效短裂纹准则

中图分类号 TG405, O346.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2000)09-0931-06

TG404
TG457.6

EXPERIMENTAL OBSERVATIONS ON THE SHORT FATIGUE CRACK BEHAVIOUR OF A STAINLESS STEEL PIPE-WELD METAL

I — Material Microstructures and Research Approach

ZHAO Yongxiang¹⁾, GAO Qing²⁾, WANG Jinnuo¹⁾

1) Institute of Mechanical Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031

2) Institute of Applied Mechanics, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031

Correspondent: ZHAO Yongxiang. Tel: (028)7602465, Fax: (028)7609007,

E-mail: yxzhao@home.swjtu.edu.cn

Manuscript received 1999-12-29, in revised form 2000-06-05

ABSTRACT Metallurgy replica and microhardness tests are used to observe the surface microstructures of the 1Cr18Ni9Ti stainless steel pipe-weld metal specimens. The results reveal that this material has a columnar grain structure which consists of austenite matrix and rich delta ferrite bands. The distance between rich delta ferrite bands (about 40 μm) is an appropriate parameter for characterizing this structure. The surface microstructures of specimens are related to the orientations of columnar grain. Considering the localization of fatigue damage and the contributions of short cracks with different sizes and positions to fatigue damage an approach called “effective short fatigue crack criterion” is suggested. This criterion is consisted of three new concepts, effective short fatigue cracks (ESFCs), dominant effective short crack (DESFC) and density of ESFCs.

KEY WORDS stainless steel pipe, weld metal, microstructure, short fatigue crack, effective short fatigue crack criterion

国内外大量研究表明^[1-13]: 短裂纹是群体行为, 而长裂纹是个体行为; 短裂纹行为具有明显微观结构短裂纹(MSC)和物理短裂纹(PSC)两阶段特征。MSC阶段, 扩展率较高且不规则, 分散性较大; 加载水平低时, 随着

疲劳循环增加而下降甚至止裂; 加载水平高时, 下降和止裂现象将消失。PSC阶段, 若干或单个裂纹起主导作用, 不规则性减小, 逐渐趋于长裂纹行为。

然而, 还存在许多值得深入探讨的问题。如 Hyspecky-Strnad^[13] 和 Polak^[1-3] 观察到试样表面短裂纹密度(单位面积短裂纹数量)在 MSC 阶段随疲劳循环增加而增加, 在 MSC 和 PSC 两阶段交界点达到最大, 之后逐渐减小, 直到试样失效。相反, Goto^[8,9],

* 国防科委 95 预研资助项目 27.1.1

收到初稿日期: 1999-12-29, 收到修改稿日期: 2000-06-05

作者简介: 赵永翔, 男, 1963 年生, 副教授, 博士

Suh^[14] 和 Beretta-Clerici^[15] 却发现试样表面短裂纹在整个寿命期恒增加. 这难以解释主导裂纹扩展率初期较高, 后来逐渐趋于长裂纹. 即短裂纹群体影响逐渐减弱的一般实验现象. 针对密度恒增加现象, Beretta-Clerici 认为密度不适于表征疲劳损伤; 而 Suh 认为是重要参量. 对这一矛盾结论, 迄今尚无合理解释. 又如, 对 MSC 阶段短裂纹扩展率分散性大, 随着疲劳循环数增加而增加, 大约在 MSC 和 PSC 两阶段分界点达到最大, 之后逐渐下降并趋于饱和的现象^[6-11], 也无合理解释. 因此, 有必要深入探索短裂纹行为机制.

现有焊缝金属光滑试样的实验研究很少. 在生产中, 由焊接头或焊缝金属引发的结构失效比例很高. 因此, 研究焊缝金属的短裂纹行为, 对指导某些焊接构件制备和疲劳断裂失效, 具有十分重要的理论意义和工程价值.

作者最初观察试样整个表面, 也得到了短裂纹密度恒增加的结果. 但无法解释短裂纹行为机制. 在研究中, 注意到 Beretta-Clerici^[15] 报道不同观察倍数可能得到不同实验结果; Gao^[16] 在观察 316 不锈钢时, 考虑了疲劳损伤的局部性, 将注意力放在许多微裂纹通过合并形成主导裂纹的过程中. 从研究过程介绍 (如 Suh^[14] 和 Goto^[8,9]) 来看, 得出密度恒增加的结论, 最大可能是从试样整个表面角度. 经过对本工作材料复型的反复观察, 可以认为, 短裂纹行为机制不明的可能原因, 是没有充分考虑疲劳损伤的局部性和区别微裂纹尺度、位置不同对疲劳损伤贡献的差异^[17-19]. 本文研究了 1Cr18Ni9Ti 不锈钢管道焊缝金属的微观结构, 考虑上述差异, 提出以“有效短裂纹准则”为核心的研究方法.

1 实验方法

1.1 材料和试样

采用 8 mm 有效直径光滑漏斗型试样, 取材于图 1 所示管道焊接头. 该管道用于制造反应堆冷却系统. 母材为 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢.

焊接由现场焊工完成. 第 1 层氩弧焊打底, 采用直径 3 mm 的 H1Cr18Ni9Ti 焊丝, 工艺参量为: 电流 $I=100-104$ A, 电压 $U=35-40$ V, 焊速 $v=50-80$ mm/min, 氩气导入量 3—30 L/min. 第 2—8 层为电弧焊, 采用直径 3.2 mm 的 CHS132 焊丝, 工艺参量为: 电流 $I=125-140$ A, 电压 $U=30-42$ V, 焊速 $v=60-80$ mm/min.

实验前, 试样表面经抛光, 光洁度为 3—5 μm , 并经 5 g $\text{Fe}_2\text{Cl}_3 + 50$ mL $\text{HCl} + 100$ mL H_2O 溶液蚀刻, 以便利用复型技术揭示材料疲劳短裂纹行为与微观结构的关系.

疲劳实验在 MTS809 试验机上进行. 采用 MTS 632.6/c-2 径向引伸计, 室温环境, 单轴对称循环恒总应变控制和三角波加载模式. 总应变范围分别为: 0.013,

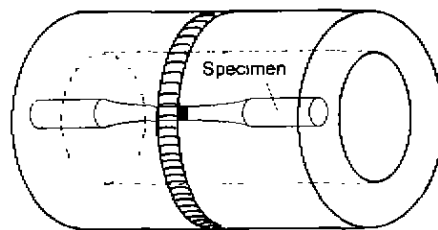


图 1 试样和制造试样的焊管

Fig.1 The specimen and the welded pipe from which specimens were machined

0.01, 0.0087, 0.0068, 0.0056, 0.0047. 加载应变率为 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

实验在预先设定时刻停机, 进行表面复型. 停机时间参照该材料在相同应变幅下 240 $^{\circ}\text{C}$ 实验结果制定^[17], 为获得较为详细的 MSC 阶段短裂纹信息, 实验初期停机时间间隔相对短一些. 复型时, 保持 10 MPa 拉应力, 使微裂纹处于张开状态, 以利于揭示短裂纹信息. 每个试样实际复型次数约为 7—15 次, 19 个试样.

1.2 微观结构观察

短裂纹行为与材料微观结构紧密相关. 因此, 分别进行了焊接头三区域的金相检验、随机硬度和焊缝金属区 δ 铁素体与基质的微观硬度测试. 试样如图 2 所示.



图 2 金相和硬度试验试样

Fig.2 Sampling positions of specimen used for the random metallographical and hardness tests

图 3a—c 分别是焊接头三部分的金相照片. 定量金相分析表明: 母材 (BM) 晶粒较均匀, 平均直径约为 24 μm . 从 BM 过渡区到焊缝金属 (WM) 熔合线, 热影响区 (HAZ) 平均晶粒直径由 24 μm 逐渐增大到 40 μm . WM 的微观结构是从熔合面长出的柱状晶.

复型观察表明: 试样表面微观结构依相对柱状晶取向的不同而不同 (图 4). 图 5 是典型试样疲劳实验前的复型照片, 图中黑色为 δ 铁素体, 灰白色为奥氏体基体. 观察可知: 与管道内外表面相交的试样表面 (图 4 D_B 区域), 位于柱状晶生长平面, 可观察到有规律排列的柱状晶奥氏体基体—富 δ 铁素体带状组织 (图 5a); 与管道内外表面一致的试样表面 (图 4 D_A 区域), 与柱状晶生长平面相

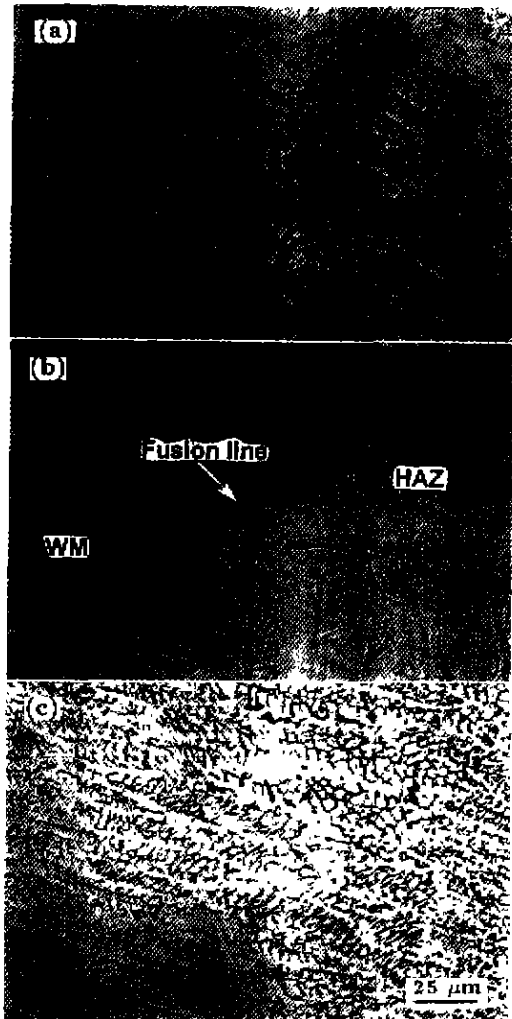


图3 焊接头三区域的金相照片

Fig.3 Metallographs of three zones, base metal (a), heat affecting (b) and weld metal (c), in the pipe-welded joint

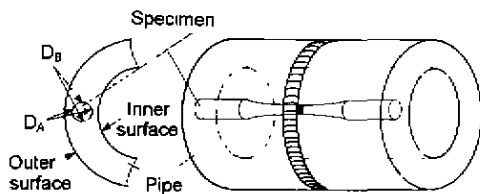


图4 与管道几何形状相关的试样表面区域

Fig.4 Specimen surface districts with respect to pipe geometry

交, 可观察到柱状晶亚结构。柱状晶亚结构中, 依试样表面局部位置的不同, 铁素体形状、大小和取向各异, 不匀地镶嵌在奥氏体基体上 (图 5b—d)。

柱状晶中相邻富 δ 铁素体带间距离 d (图 5a) 是焊缝金属中可测的特征微观结构参量。定量金相分析表明: 这

距离依试样甚至试样表面取样位置不同而异, 意味着各试样甚至试样表面局部可能存在短裂纹行为的差异, 因而这一距离宜用概率分布来描述。19 个试样的统计表明, d 数据的均值 A_d 、均方差 S_d 和变异系数 A_d/S_d 分别为 40.42, 3.7179 μm 和 0.09198。均值与焊接头中热影响区接近熔合线附近的晶粒直径 (约 40 μm) 具有良好一致性, 说明柱状晶结构的特征参量与其生长面的晶粒尺度相关。利用文献 [20] 方法, 比较常用 7 种统计分布 (三参数 Weibull, 两参数 Weibull, 正态, 对数正态, 极小值, 极大值和指数分布) 对 d 数据的总体拟合效果, 得到三参数 Weibull 分布是良好分布。三参数 Weibull 分布描述 d 数据的函数可表示为

$$P(d) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{d - \mu}{\theta}\right)^m\right] \quad (1)$$

式中, μ, θ 和 m 分别为三参数 Weibull 分布的位置、尺度和形状参量。本文材料 μ, θ 和 m 的点估计值分别为 31.81, 9.8293 μm 和 2.2241。

焊接头三区域的随机硬度实验 (每区域 15 个数据) 表明: 每一区域各次实验的硬度值不同, 意味着短裂纹行为可能具有随机性。所以, 材料硬度宜用概率分布来描述。类似 d 数据分析, 三参数 Weibull 分布也是硬度 h 数据的良好假设分布。对硬度数据的拟合结果见表 1。三区域的硬度均值 A_h 、均方差 S_h 和变异系数 A_h/S_h 见表 2。从表中可知, WM 硬度均值、均方差和变异系数在三区域中最高, 同时, 该区域还有最低硬度值记录, 意味着 WM 短裂纹行为具有较大随机性。

WM 奥氏体基体和 δ 铁素体的微观硬度实验表明: 基体硬度值为 240—310 HV10, 铁素体硬度值为 183—195 HV10, 两者存在很大差异, 意味着短裂纹可能萌生于基体—铁素体界面。

2 研究方法

2.1 有效短裂纹准则

为理解短裂纹行为的机制, 考虑疲劳损伤的局部性, 区别不同尺度、位置微裂纹对疲劳损伤贡献的差异, 如图 6 所示, 引入“有效短裂纹 (ESFCs)”, “主导有效短裂纹 (DESFC)” 和 “有效短裂纹 (ESFCs) 密度” 三个新概念:

(1) ESFCs 定义为复型观察时刻 (引起试样失效的) 主导裂纹扩展路径上的微裂纹。

(2) DESFC 在 PSC 阶段定义为 ESFCs 中尺度最长且引起试样失效的裂纹。在 MSC 阶段定义为 (主导裂纹萌生区域) 尺度等于 ESFCs 均值的虚拟裂纹。这一定义与 Polak^[1-3] 提出的“当量裂纹”含义类似。复型观察知道, MSC 阶段微裂纹行为不规则, 并不存在起主导作用的微裂纹, 所以, 这样定义是从便于量化分析的角度出

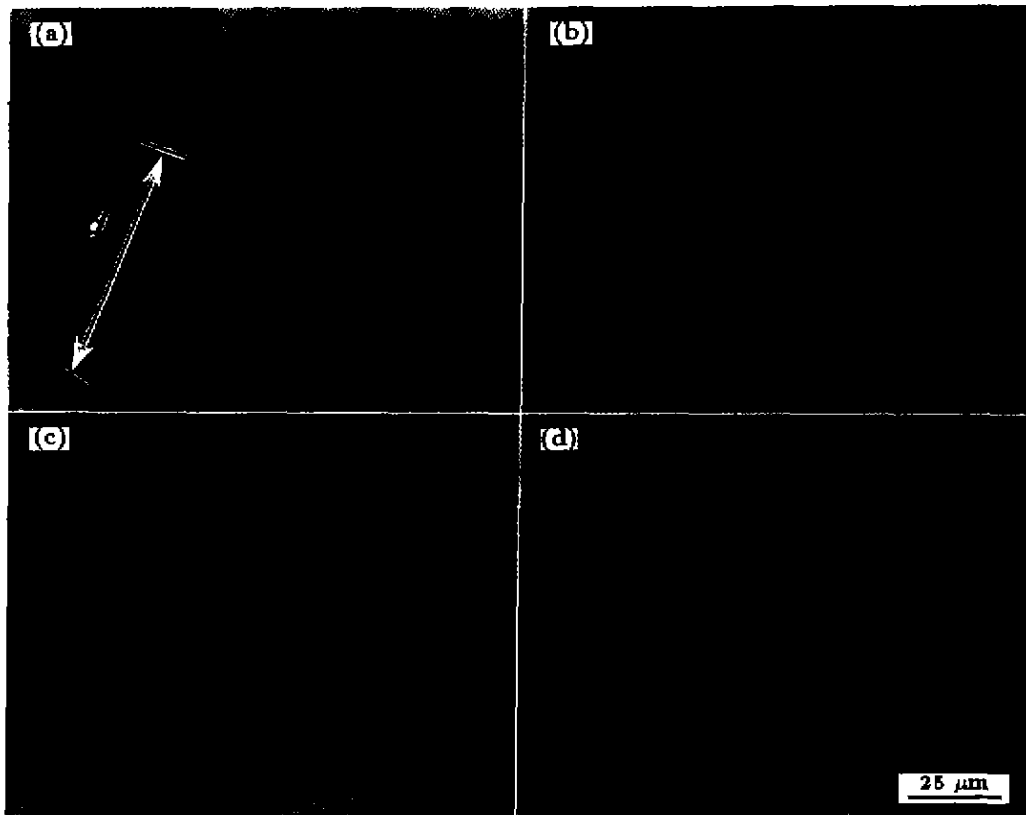


图 5 典型焊缝金属试样疲劳试验之前的复型照片

Fig.5 Replica photographs of a typical specimen before fatigue test showing columnar grain (a) and substructures of columnar grain (b-d)

表 1 焊接头三区硬度均值, 均方差和变异系数

Table 1 Mean value (A_h), standard deviation (S_h) and their ratio C_v of the Vickers hardness data for the three zones of welded joint

Zone	Minimum — maximum	Mean value	Standard deviation	A_h/S_h
	values, HV10	A_h , HV10	S_h , HV10	
Base metal	215—270	239.53	14.14	5.85039
Weld metal	210—312	260.56	23.42	8.98735
HAZ	213—274	237.47	15.17	6.38623

表 2 三参数 Weibull 分布拟合焊接头三区硬度数据的统计参量

Table 2 Statistical parameters in the three parameter Weibull distribution simulated the hardness data of the three zones of pipe-welded joint

Zone	μ (HV10)	θ (HV10)	m
Base metal	201.6	42.89	2.7091
Weld metal	129.0	141.66	5.9557
HAZ	203.2	39.05	2.3449

发的。统计结果表明, 本文材料 MSC 和 PSC 交界处的临界 DESFC 尺度 ($2a_T$) 约为 $40 \mu\text{m}$ 。与柱状晶中相邻富 δ 铁素体带间距离具有良好一致性。其中, $2a$ 定义为

表面微裂纹在与加载轴垂直平面的投影长度。图 6 所示半径 z_i 尺度在 MSC 阶段似乎是一个与短裂纹扩展尺度无关的参量, 约为 $2a_T$ 的 2—5 倍。

(3) ESFCs 密度在 MSC 阶段定义为 DESFC 萌生区域 (图 6 所示半径 z_i 范围) 单位面积的微裂纹数量; PSC 阶段定义为 DESFC 两裂尖前沿区域 (图 6 所示半径 z_r 范围) 单位面积的微裂纹数量的均值。

以上概念自然地将微裂纹分为两部分。一部分直接对疲劳损伤做出贡献, 称之为 ESFCs。另一部分间接对疲劳损伤做出贡献, 称之为非 ESFCs。在 ESFCs 中, 进一步强调 DESFC 的主导作用。ESFCs 的萌生、合并与扩展对疲劳损伤作出直接贡献; 非 ESFCs 的间接贡献主要

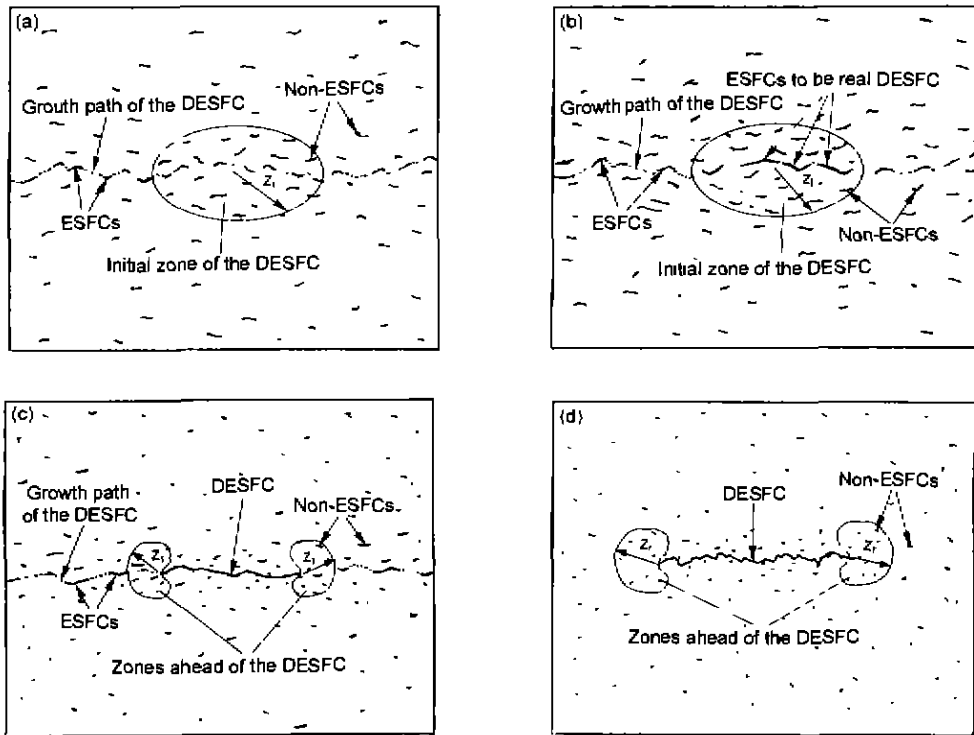


图 6 与“有效短裂纹准则”相关的微裂纹定义

Fig.6 Correlation definitions with respect to the "effective short fatigue crack criterion" (ESFCs—effective small fatigue cracks, DESFC—dominant effective small fatigue crack, z_i —radius of the initial zone of DESFC and z_r —radius of the zones ahead of the DESFC tips)

(a) in the MSC stage (b) at the transition of the MSC and PSC stages
(c) in the PSC stage (d) at failure

反映在 ESFCs 密度方面，这一密度反映 DESFC 萌生区域和扩展路径上两裂尖前沿的扩展条件，暗示着微裂纹对疲劳损伤的贡献将随着 DESFC 长度和裂尖位置的转移而转移。这些概念彼此相关，共同构成“有效短裂纹准则”。这一准则为疲劳短裂行为研究提供了一个明确的思维框架；为揭示短裂行为和疲劳宏观行为的微观机制以及合理描述短裂行为提供了基础。

2.2 裂纹观察方法

在光学显微镜下观察复型膜，读取与加载水平和疲劳循环数相关的短裂纹位置、尺度和取向及数量等信息。为避免观察时放大倍数对结果的影响^[15]，观察尺度统一要求达到 5—10 μm。为获得与“有效短裂纹准则”相关的信息，需要采用从失效到疲劳初期的观察顺序，具体方法如下：

(1) 阅读最后一轮复型信息。首先确定引起试样失效的 DESFC。DESFC 一般位于试样最小截面，为试样表面最长裂纹。极个别试样，可能若干较长裂纹同时存在。需要结合断口观察确定真正引起试样失效的 DESFC。然后测定 DESFC 尺度 $2a$ 和方位。最后读取 DESFC 两

个尖端区域微裂纹信息，包括裂纹尺度、方位和数量。统计表明，DESFC 尖端存在平均半径为 z_r 的区域，超出这一区域，微裂纹密度显著下降：

$$z_r \approx 5 - 10 \frac{\Delta W_t}{\sigma_{YS} a} \quad (2)$$

式中， ΔW_t 总循环应变能密度， σ_{YS} 循环屈服强度（本文材料约 260 MPa）。 z_r 在 PSC 初期倍数较大，后期倍数逐渐减小并趋于饱和，主要与载荷和材料局部质量有关，并不随 a 按某种比例增加。其值远大于通常长裂纹概念中的裂尖塑性区。似乎存在一个更大的由 DESFC 裂尖及其附近微裂纹组成的材料表面应力/应变集中力场。各试样 z_r 值存在差异，说明材料局部质量存在差异，因而短裂行为可能存在随机性。

(2) 阅读倒数第二轮复型。首先比较前一次观察，确定 DESFC 的扩展路径及当前复型时刻 DESFC 的尺度和方位。然后阅读 DESFC 尖端及其路径上的短裂纹信息。这一过程重复进行，直到获得疲劳初期首轮复型的短裂纹信息。值得注意的是，MSC 阶段的观察范围集中在 DESFC 萌生区域，DESFC 尺度为萌生区域 ESFCs 长

度均值。这一区域的半径 z_i 统计结果约为材料最大障碍尺度 ($40 \mu\text{m}$) 的 2—5 倍, 超过这一范围, 微裂纹密度显著减少。 z_i 在整个 MSC 变化不大, 与材料微观结构尺度相关, 是反映材料早期疲劳损伤特征的尺度参量。各试样 z_i 值存在的差异, 反映了材料局部微观结构与质量的差异和随机性。

3 结论

(1) 焊接冶金过程中从熔和面长出的柱状晶是焊缝材料的特征微观结构。柱状晶由奥氏体基体—富 δ 铁素体带状组织构成。相邻富 δ 铁素体带间距离是表征该结构的特征参量, 其值约为 $40 \mu\text{m}$, 具有随机变量特征。基质和铁素体的微观硬度具有很大差异。

(2) 试样表面微观结构, 依相对焊缝柱状晶区取向的不同而不同。在其亚结构中, 依局部位置的不同, δ 铁素体形状、大小和取向各异, 不匀地镶嵌在基质上。

(3) 考虑疲劳损伤的局部性和区别试样表面不同尺度、位置微裂纹对疲劳损伤贡献的差异, 提出了“有效短裂纹准则”。该准则由“有效短裂纹 (ESFCs)”、“主导有效短裂纹 (DESFC)”和“有效短裂纹密度”三个新概念组成。这一准则将微裂纹区分为 ESFCs 和非 ESFCs。ESFCs 的萌生、合并与扩展对疲劳损伤作出直接贡献, 微裂纹群体以 ESFCs 密度的方式, 通过影响 DESFC 扩展行为对疲劳损伤作出间接贡献。该密度反映 DESFC 萌生和裂尖区域的扩展条件。

参考文献

[1] Polak J, Liskutin P. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1990; 13: 119
 [2] Vasek A, Polak J. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 1991; 14: 193

[3] Obrtlík K, Polak J, Hajek M, Vasek A. *Int J Fatigue*, 1997; 19: 471
 [4] Miller K J, de los Rios E A eds. The behaviour of short fatigue cracks. London. EGF(ESIS) Publication, 1986: 560
 [5] Miller K J, Mohamed H J, Brown M W, de los Rios E R. In: Ritchie R O, Lankford J eds, *Small Fatigue Cracks*, Warrendale. The Metallurgical Society, Inc., 1986: 639
 [6] Dowling N E. In: ASTM eds. *Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth*. Philadelphia. American Society for Testing and Materials, 1977: 97
 [7] Akiniwa Y, Tanaka K, Matsui E. *Mater Sci Engng*, 1988; 104A: 105
 [8] Goto M, Knowles D M. *Engineering Fracture Mechanics*, 1998; 60: 1
 [9] Goto M. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1991; 14: 833
 [10] Goto M. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1994; 17: 635
 [11] Goto M. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1992; 15: 953
 [12] Goto M. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1993; 16: 795
 [13] Hyspecky P, Strnadel B. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1992; 15: 845
 [14] Suh C M, Lee J J, Kang Y G. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1990; 13: 487
 [15] Beretta S, Clerici P. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1996; 19: 1107
 [16] Gao N, Brown M W, Miller K J. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1995; 18: 1423
 [17] Zhao Y X. Ph D thesis. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 1998: 60
 (赵永翔. 博士学位论文. 成都: 西南交通大学, 1998: 60)
 [18] Zhao Y X, Gao Q, Wang J N. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1996; 22: 459
 [19] Zhao Y X, Gao Q, Wang J N. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1996; 22: 468
 [20] Zhao Y X, Gao Q, Sun X F. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1998; 21: 781