

压痕对车轴钢疲劳极限的影响

高杰维¹⁾, 戴光泽^{1)✉}, 赵君文¹⁾, 李恒奎²⁾, 徐磊³⁾

1) 西南交通大学材料科学与工程学院, 成都 610031 2) 南车青岛四方机车车辆股份有限公司, 青岛 266111

3) 西华大学材料科学与工程学院, 成都 610039

✉ 通信作者, E-mail: g.dai@163.com

摘要 利用硬度计在光滑沙漏状车轴钢疲劳试样上制造压痕,同时利用电火花在试样上加工缺陷,通过疲劳试验研究两种缺陷尺寸与试样疲劳极限之间的关系。将两类试样的测试结果和基于材料硬度、缺陷投影面积的 Murakami 模型计算结果进行对比。利用扫描电镜观察试样疲劳断口。结果表明,与计算结果相比较,压痕局部塑性变形导致的加工硬化和残余应力对试样的疲劳强度没有影响,裂纹依然从应力集中最大的压痕底部起裂。电火花缺陷表面粗糙度较大引起二次缺口效应,表面硬脆的重铸白层上还有微孔和微裂纹存在,导致此类试样疲劳强度低于模型计算结果,裂纹从电火花缺口底部多处萌生。

关键词 车轴钢; 疲劳性能; 压痕; 缺口; 应力集中

分类号 TH140.1

Indentation effect on the fatigue limit of axle steel

GAO Jie-wei¹⁾, DAI Guang-ze^{1)✉}, ZHAO Jun-wen¹⁾, LI Heng-kui²⁾, XU Lei³⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China

2) CSR Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao 266111, China

3) School of Materials Science and Engineering, Xihua University, Chengdu 610039, China

✉ Corresponding author, E-mail: g.dai@163.com

ABSTRACT A hardness tester was used to make indentations on the hourglass fatigue specimens of axle steel, and notches were machined by electronic discharge machining (EDM). The fatigue limits of both indentation specimens and notched ones were examined and compared with the theoretical values according to the Murakami formula based on material hardness and defect projected area. The fracture surface was observed by scanning electron microscopy. It is found that local work hardening and residual stress caused by plastic deformation of indentations have no significant effect on the fatigue limits in comparison with the predicted values by the Murakami equation. Fatigue cracks originate from the bottom of indentations due to stress concentration effect. The fatigue limits of notched specimens are lower than the calculated values because of secondary notches caused by the high roughness of notch surfaces and the existence of microcracks and micropores within the re-cast layers. Cracks initiate from multiple sites on the bottom of electronic discharge machining notches.

KEY WORDS axle steel; fatigue behavior; indentation; notches; stress concentration

车轴是列车最关键的零部件之一,车轴的疲劳性能直接关系到列车的运行安全。车轴的断裂将导致列车脱轨事故,造成人员伤亡和经济损失。从火车发明初期,车轴疲劳断裂研究就已经开始^[1-3]。可是,安全

寿命设计方法在车轴设计上并不适用,现在往往采用损伤容限的方法。疲劳断裂包括裂纹萌生、裂纹扩展和断裂三个阶段,裂纹萌生阶段占疲劳断裂寿命的80%以上。对以往的车轴断裂事故研究发现,车轴疲

劳裂纹萌生源主要包括三种类型^[2,4]。首先,车轴表面在大气环境中发生腐蚀,最常见的是点蚀。点蚀造成车轴表面局部应力集中,加速腐蚀。同时,在腐蚀环境中,车轴材料的裂纹扩展门槛值降低,缩减车轴疲劳寿命^[2,5-8]。Beretta 等^[9-10]对欧系 EA1N 车轴做了系统的腐蚀疲劳研究,提出腐蚀裂纹扩展模型,并对车轴寿命进行预测。第 2 类常见车轴疲劳裂纹萌生源为车轴材料中夹杂物^[11]。夹杂物往往与基体材料强度、刚度和热膨胀系数不同,造成夹杂物和基体脱离,此时可以把夹杂物看作缺陷或者裂纹。Murakami 等^[12-13]提出夹杂物尺寸和材料疲劳强度之间的关系的半经验公式并通过小试样和极值的方法对构件疲劳寿命进行预测。Beretta 等^[10,14]基于车轴材料夹杂物疲劳的研究对以上方法进行验证。另一类车轴疲劳裂纹萌生源为道砟冲击痕,如图 1。道砟冲击痕导致车轴失效在 20 世纪末就有报道,张俊清和刘淑华等^[15-16]分别研究表面刻槽和缺口对车轴钢疲劳强度的影响,但至今没有文献对这一问题给予系统的研究。



图 1 车轴疲劳裂纹从道砟冲击痕处萌生^[2]

Fig. 1 Ballast impact indentation as a crack initiation site^[2]

在空气动力学作用下,道砟以不同的角度和速度撞击在车轴上,车轴表面局部发生塑性变形形成冲击

痕。冲击痕破坏车轴的几何连续性,造成应力集中。同时,由于冲击痕处塑性变形,冲击痕附近引入残余应力。道砟冲击痕破坏车轴表面的防腐层,引发车轴表面局部应力腐蚀。本文以车轴冲击痕疲劳断裂为背景,将冲击痕进行简化,利用硬度计压头在沙漏状车轴钢试样表面制造压痕,通过疲劳试验研究压痕大小和疲劳极限之间的关系,并研究它和含有电火花加工缺陷的试样的实验结果的区别。以上两种试样的实验结果均和 Murakami 计算结果进行比较,利用扫描电镜对疲劳断口进行观察分析,给实际车轴检修提供参考。

1 实验材料和方法

本实验所用材料为日本新干线铁路车轴钢 S38C,化学成分见表 1,力学强度见表 2。它的力学强度和我国 LZ50 车轴钢类似。本实验根据《GB/T 3075—2008 金属材料疲劳试验轴向力控制方法》进行设计,试样设计图纸如图 2(a),试样坯料沿着车轴轴向切取,然后车削、抛光,最终形状如图 2(b)。利用 HBE-3000 型布氏硬度计在试样中心制造压痕,压头直径为 1.5875 mm,然后利用激光共聚焦显微镜(VK-9710K)观测压痕几何尺寸,如图 2(c),不同压力下获得的四

表 1 S38C 钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of S38C steel									%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	
0.39	0.29	0.81	0.008	0.006	0.097	0.024	0.039	0.013	

表 2 S38C 钢力学性能

Table 2 Mechanical properties of S38C steel			
抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	显微硬度, HV
635	330	23	200

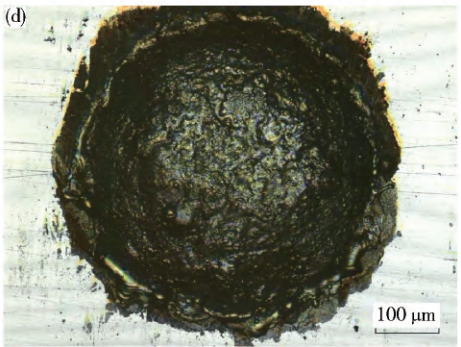
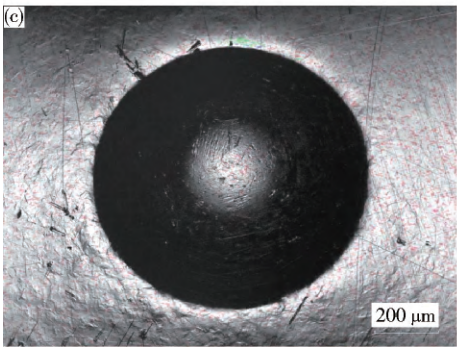
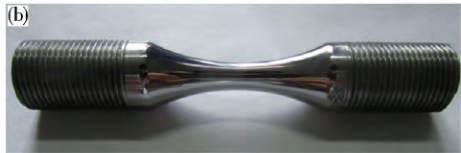
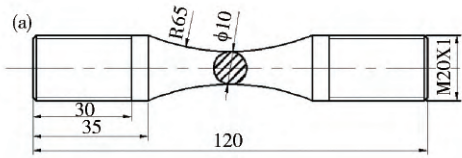


图 2 试样和缺陷。(a) 试样图纸(mm); (b) 试样; (c) 压痕; (d) 电火花缺陷

Fig. 2 Specimens and defects: (a) drawing of specimens (unit mm); (b) specimen; (c) indentation; (d) EDM notch

类压痕试样分别用 ID1、ID2、ID3 和 ID4 表示. 利用电火花加工与压痕几何形状类似的缺陷,如图 2(d) ,三类电火花加工缺口试样分别用 EN1、EN2 和 EN3 表示.

疲劳试验在电磁谐振式高频疲劳试验机(GPS-100) 上进行,拉压载荷比 $R = -1$,加载波形为正弦波,频率约为 140 Hz ,实验周次 5×10^6 . 本实验采用阶梯法测试试样疲劳极限,计算方法如公式(1) σ_{w0} 为疲劳极限 σ_i 为 $n/2$ 组试样疲劳极限和 $i = 1 \sim n/2$. 本实验中每组试样为 14 ~ 18 件. 利用超景深显微镜(VKH-1000) 观察压痕试样疲劳裂纹扩展过程. 疲劳断口采用场发射扫描电镜(JEOL-7001) 观察.

$$\sigma_{w0} = \frac{1}{n} \sum \sigma_i. \quad (1)$$

2 实验结果

2.1 压痕和缺口截面形貌

表 3 给出压痕和缺口几何参数. 可以看出,压痕深度随着压力的增大而增大. 当压力较低时,压痕周围晶粒变形并不明显(图 3(a , b)) . 当压痕逐渐增大时,压痕表面的晶粒被压成扁平状(图 3(c , d)) . 由于压痕自身尺寸较小,压痕周围受影响区域仍限于表层. 硬度计压头为光滑的球形,压痕表面也比较光滑. 电火花加工缺口表面粗糙度很大,并且还可以看到不规则的微裂纹(图 2(d)) . 硝酸乙醇溶液腐蚀后的截面图可以看出压痕表面覆盖着一层白色的化合物,厚度

约为 $10 \mu\text{m}$,同时还可以看到一些二次缺口,如图 4 所示.

表 3 试样压痕和电火花缺口几何尺寸
Table 3 Indentation and notch size of specimens

缺陷	编号	缺陷深度/ μm	缺陷球面直径/ μm	缺陷轴向投影面积/ mm^2
压痕	ID1	115	1590	0. 0628
	ID2	170	1590	0. 1051
	ID3	225	1590	0. 1587
	ID4	280	1590	0. 2185
缺口	EN1	100	500	0. 0272
	EN2	200	1600	0. 1339
	EN3	400	1600	0. 3673

2.2 疲劳试验结果

图 5 是光滑试样、压痕试样(ID) 和电火花缺口试样(EN) 阶梯法疲劳极限测试的结果. 由图可知,光滑试样疲劳极限为 250 MPa ,压痕试样疲劳极限随着压痕尺寸的增大逐渐降低. 如果将压痕看作表面夹杂物,根据 Murakami 公式(式(2)) 可以算出不同压痕试样的疲劳极限^[12-13] . 从图 5 可以看出,模型计算结果略高于实验结果,事实上最大的差值也只有 5 MPa (ID1) . 再者,实验结果也有一定的误差,所以这一微小差距不能说明压痕试样疲劳极限高于等尺寸缺陷的模型计算结果.

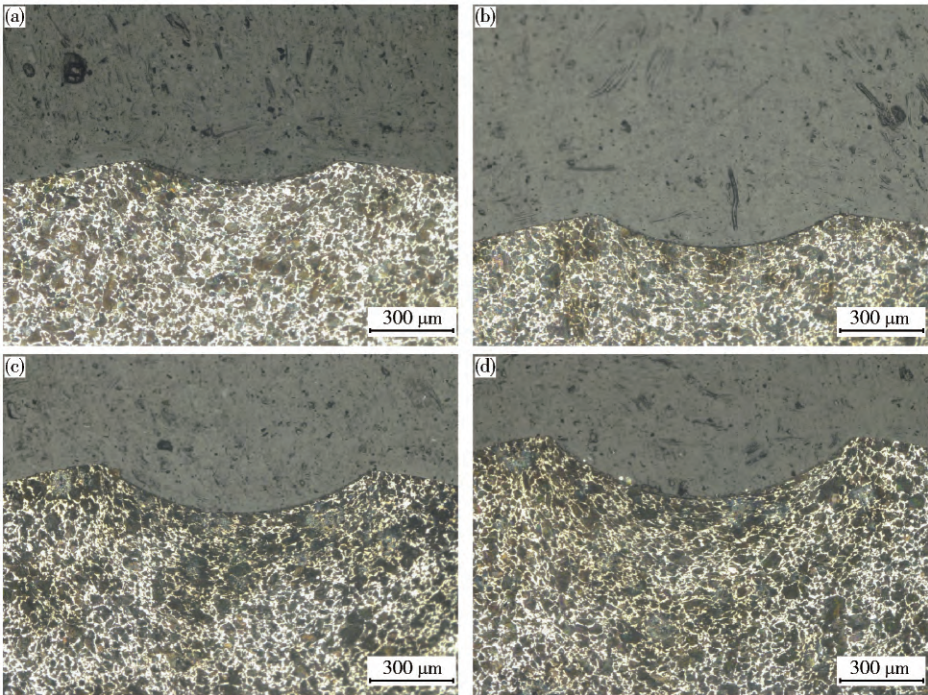


图 3 压痕截面形貌. (a) ID1; (b) ID2; (c) ID3; (d) ID4

Fig. 3 Cross-sectional microstructures around indentations: (a) ID1; (b) ID2; (c) ID3; (d) ID4

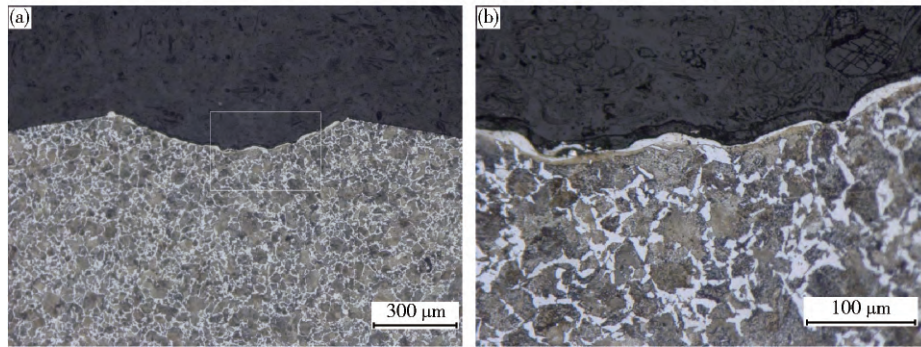


图 4 缺口 EN1 典型截面形貌 (a) 及局部放大图 (b)

Fig. 4 Typical cross-section of notch EN1 (a) and magnification of the zone in EN1 (b)

$$\sigma = \frac{1.43 \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{A})^{1/6}} \quad (2)$$

式中: σ 为缺陷试样疲劳极限, MPa; HV 是缺陷周围材料显微硬度值; A 为缺陷在轴向上的投影面积. 疲劳极限随着缺口尺寸的增大而减小. 但是缺口试样疲劳极限低于等尺寸缺陷的压痕试样疲劳极限.

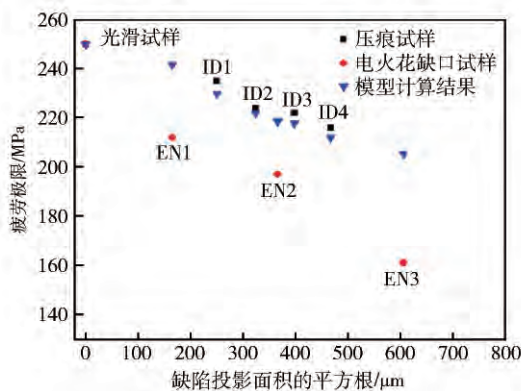


图 5 压痕试样和缺口试样疲劳极限与模型计算结果对比

Fig. 5 Comparison of the fatigue limits of indentation specimens and notched specimens with the calculated values

3 讨论

3.1 压痕试样

对于光滑试样, 疲劳裂纹萌生于试样表面, 如图 6(a). 试样断口形貌可以清晰看出裂纹源、裂纹扩展区和最终瞬断区. 扩展区的辉纹和瞬断区的韧窝均可判定此断口为典型韧性材料疲劳断口. 当引入压痕后, 压痕的存在破坏了试样的几何连续性导致应力集中, 这将降低试样的疲劳极限^[17]. 图 7 和图 8 可以看出裂纹从压痕底部萌生, 向压痕两边扩展, 最终导致试样断裂. 大量的研究已经证实试样的疲劳极限随着缺陷尺寸的增大而降低, 实验结果符合这一规律^[12-14], 如图 5. 在压痕形成过程中, 受压区域发生塑性变形, 变形区位错密度增加, 晶粒发生变形, 在一定程度上此部分材料得到强化, 裂纹萌生阻力提高. 与此同时, 塑

性变形引入的残余压应力阻碍裂纹的萌生并降低裂纹扩展速率. 从这一方面讲, 压痕不同于普通的表面缺陷. 但是, 压痕试样的疲劳极限与以基体材料硬度和缺陷投影面积为参数 Murakami 模型计算结果并没有明显的差异. 压痕形成过程中导致材料硬化不可否认, 但是其影响区域的深度和广度很小, 不足以对疲劳裂纹萌生和扩展产生影响, 如图 3. 引入残余应力提高材料疲劳强度的方法很多, 比如喷丸、滚压、激光冲击、表面感应淬火和表面碳氮共渗^[18-19]. 但是, 以上提到的方法均是对试样整个表面进行处理, 而压痕引入残余应力只局限于一个很小的区域, 残余应力传递给基体, 效果变得非常的微弱. 再者, 残余应力的释放是表面处理材料在循环载荷作用下不可避免的问题, 特别是高应力疲劳工况, 释放更快^[20-21]. 在本文疲劳测试条件下, 压痕底部微弱的材料硬化和残余压应力的作用效果几乎完全失去. 压痕疲劳极限与模型计算结果的差异可以忽略不计, 基体材料上的压痕对车轴钢疲劳极限的影响和等尺寸表面夹杂物缺陷等效.

3.2 电火花缺口试样

疲劳试样人工缺陷常常钻孔获得, 通过压痕和电火花加工引入缺陷的研究并不多^[14, 17]. 电火花缺口试样疲劳裂纹从缺口表面多处萌生, 呈放射状扩展, 如图 9(a). 电火花缺口试样疲劳极限小于压痕试样和 Murakami 模型计算结果, 如图 5. 这一差距可以归结为以下原因. 电火花加工是在放电效应下金属基体融化-气化形成与电极形状类似的缺口^[22-23]. 大部分烧蚀残渣随着工作液流出, 仍有少部分残渣在缺口表面冷却凝固下来, 就是所说的白层或者说再铸层^[24]. 在烧蚀过程中, 工作液高温分解, 游离的碳原子迁移到加工面造成再铸层碳元素富集. 电火花缺口表面存在 10 μm 左右厚度的白层, 如图 4 所示, 白层硬度较高而且很脆, 它主要由马氏体、残余奥氏体和难溶碳化物组成. 在加工过程中, 快速的加热和冷却带来的残余拉应力导致再铸层中出现微孔和微裂纹^[25], 如图 9(b). 在计算缺陷投影面积时, 如果将白层考虑在内, 缺陷的

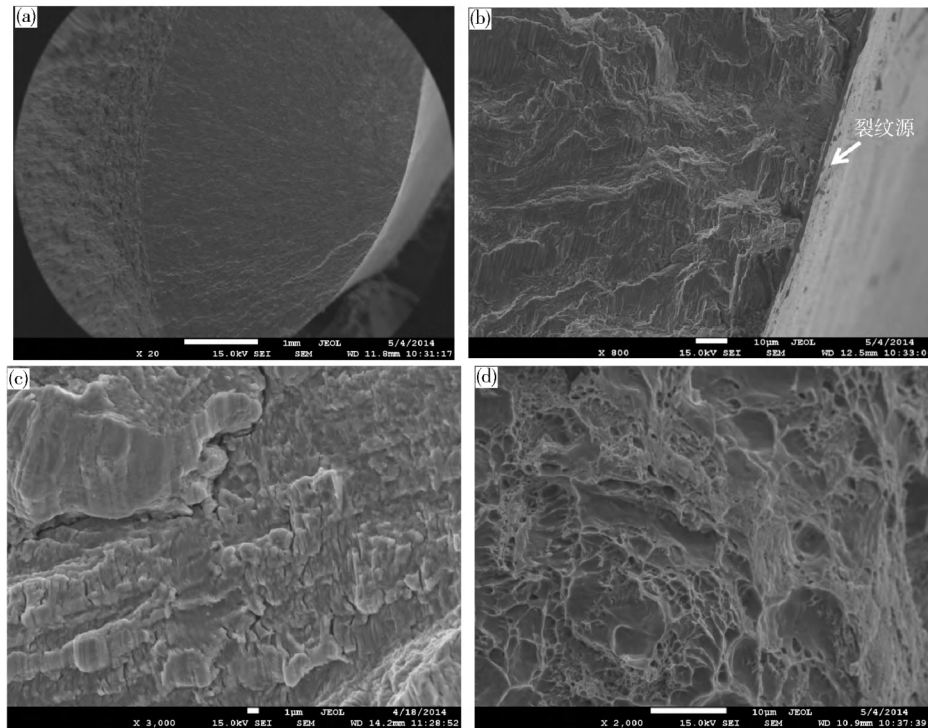


图6 典型光滑试样断口形貌。(a) 断口形貌; (b) 裂纹源; (c) 裂纹扩展区; (d) 瞬断区

Fig. 6 Typical fracture surface of a smooth specimen: (a) fracture surface; (b) crack initiation site; (c) crack propagation zone; (d) fracture zone

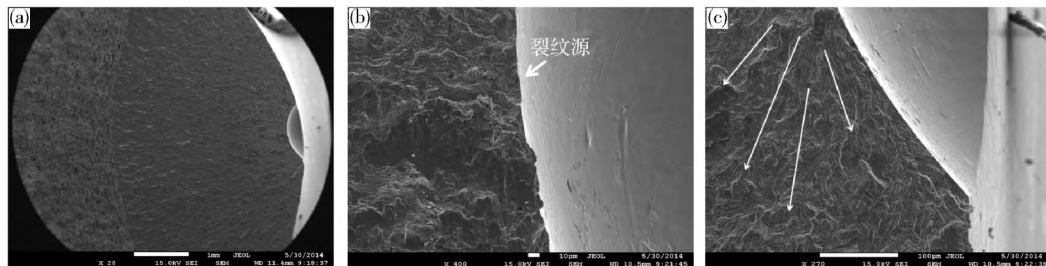


图7 压痕试样典型断口形貌。(a) 断口形貌; (b) 压痕底部裂纹萌生点; (c) 压痕附近裂纹扩展形貌

Fig. 7 Typical fracture surface of an indentation specimen: (a) fracture surface; (b) crack initiation site; (c) crack propagation around the indentation

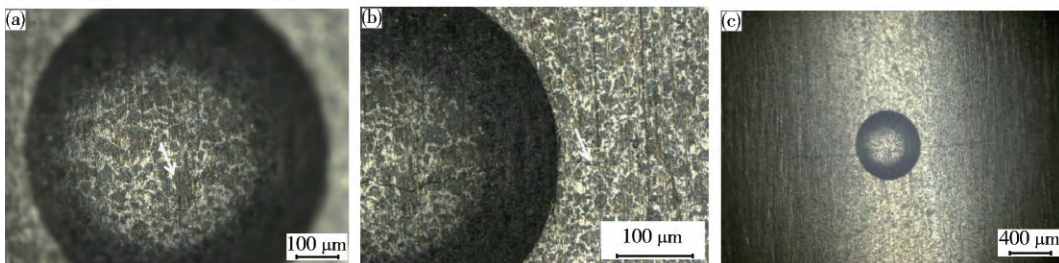


图8 压痕试样典型裂纹扩展过程。(a) 裂纹萌生; (b) 裂纹穿过压痕; (c) 断裂

Fig. 8 Typical crack propagation process of an indentation specimen: (a) crack initiation; (b) crack growth; (c) fracture

有效投影面积将会高于测量值,由此计算的疲劳极限也会低于模型计算结果。另外一个影响电火花缺口疲劳极限的因素是缺口表面粗糙度,表面粗糙度越大,试样疲劳极限越低^[24-26]。缺口表面图和缺口试样断面图

均可以看出缺口表面粗糙度远大于压痕试样(图4)。缺口表面的凹陷可以看作二次缺口(图9(c)),它将引起严重的应力集中而导致裂纹多处萌生,恶化材料疲劳性能。

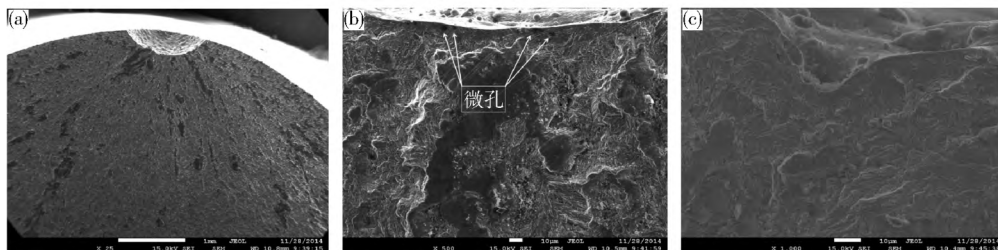


图9 电火花缺口试样断口形貌。(a) 断口形貌; (c) 缺口底部裂纹萌生点; (d) 二次缺口

Fig.9 Typical fracture surface of a notched specimen: (a) fracture surface; (b) crack initiation sites at the bottom of the notch; (c) secondary notch

4 结论

(1) 随着压痕和电火花缺口投影面积的增加,车轴钢试样疲劳极限均降低。

(2) 压痕使周围材料发生塑性变形并且引入残余压应力,但是由于应力集中效应,裂纹仍然萌生于压痕底部,压痕试样的疲劳极限和 Murakami 模型计算结果没有差异。

(3) 缺口表面较大的粗糙度,二次缺口的存在以及再铸层的微孔和微裂纹导致疲劳裂纹在缺口底部多处萌生。缺口试样的疲劳极限低于 Murakami 模型计算结果。

参 考 文 献

- [1] Smith R A, Hillmansen S. A brief historical overview of the fatigue of railway axles. *Proc Inst Mech Eng Part F*, 2004, 218 (4): 267
- [2] Zerbst U, Beretta S, Köhler G, et al. Safe life and damage tolerance aspects of railway axles: a review. *Eng Fract Mech*, 2013, 98(2): 214
- [3] Smith R A. Railway fatigue failures: an overview of a long standing problem. *Materialwiss Werkstofftech*, 2005, 36(11): 697
- [4] Luke M, Varfolomeev I, Lütkepohl K, et al. Fatigue crack growth in railway axles: Assessment concept and validation tests. *Eng Fract Mech*, 2011, 78(5): 714
- [5] Beretta S, Carboni M, Conte A L, et al. An investigation of the effects of corrosion on the fatigue strength of AlN axle steel. *Proc Inst Mech Eng Part F*, 2008, 222(2): 129
- [6] Pidaparti R M, Patel R K. Investigation of a single pit/defect evolution during the corrosion process. *Corros Sci*, 2010, 52(9): 3150
- [7] Cerit M, Genel K, Eksi S. Numerical investigation on stress concentration of corrosion pit. *Eng Fail Anal*, 2009, 16(7): 2467
- [8] Cerit M. Numerical investigation on torsional stress concentration factor at the semi elliptical corrosion pit. *Corros Sci*, 2013, 67 (1): 225
- [9] Beretta S, Carboni M, Fiore G, et al. Corrosion-fatigue of AlN railway axle steel exposed to rainwater. *Int J Fatigue*, 2010, 32 (6): 952
- [10] Beretta S, Carboni M, Conte A L, et al. Crack growth studies in railway axles under corrosion fatigue: full-scale experiments and model validation. *Procedia Eng*, 2011, 10(7): 3650
- [11] Lu L T, Zhang J W, Zhang Y B, et al. Rotary bending fatigue property of LZ50 axle steel in gigacycle regime. *J China Rail Soc*, 2009, 31(5): 37
(鲁连涛, 张继旺, 张艳斌, 等. LZ50 车轴钢超长寿命旋转弯曲疲劳性能. 铁道学报, 2009, 31(5): 37)
- [12] Murakami Y, Kodama S, Konuma S. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels: I. Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions. *Int J Fatigue*, 1989, 11(5): 291
- [13] Murakami Y, Usuki H. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels: II. Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size. *Int J Fatigue*, 1989, 11(5): 299
- [14] Beretta S, Ghidini A, Lombardo F. Fracture mechanics and scale effects in the fatigue of railway axles. *Eng Fract Mech*, 2005, 72(2): 195
- [15] Zhang J Q, Zhou S X, Xie J L. Experimental research on the effects of notches on the fatigue behavior of axle steel. *J Beijing Jiaotong Univ*, 2010, 34(4): 132
(张俊清, 周素霞, 谢基龙. 缺口对车轴钢疲劳性能的影响. 北京交通大学学报, 2010, 34(4): 132)
- [16] Liu S H, Song Z L, Guo L Y, et al. Effect of surface notches on fatigue fracture of shaft steel. *China Rail Sci*, 1990, 11(1): 78
(刘淑华, 宋子谦, 郭灵彦, 等. 表面刻槽对车轴钢疲劳断裂的影响. 中国铁道科学, 1990, 11(1): 78)
- [17] Murakami Y, Matsunaga H, Abyazi A, et al. Defect size dependence on threshold stress intensity for high-strength steel with internal hydrogen. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2013, 36 (9): 836
- [18] Yang B, Zhao Y X. Comparative study on short fatigue crack growth behavior of axle steel LZ50 with two final processing methods. *J China Rail Soc*, 2013, 35(5): 34
(杨冰, 赵永翔. 两种终加工工艺下 LZ50 车轴钢疲劳短裂纹扩展行为对比研究. 铁道学报, 2013, 35(5): 34)
- [19] Lu L T, Zhang J W, Cui G D, et al. Effect of gas nitriding on the fatigue properties of medium carbon railway axle steel in a very high cycle regime. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2011, 33 (6): 709

- (鲁连涛, 张继旺, 崔国栋, 等. 气体渗氮对中碳车轴钢超长寿命疲劳性能的影响. 北京科技大学学报, 2011, 33(6): 709)
- [20] Benedetti M, Fontanari V, Santus C, et al. Notch fatigue behaviour of shot peened high-strength aluminium alloys: experiments and predictions using a critical distance method. *Int J Fatigue*, 2010, 32(10): 1600
- [21] Benedetti M, Fontanari V, Bandini M, et al. Multiaxial fatigue resistance of shot peened high-strength aluminum alloys. *Int J Fatigue*, 2014, 61(2): 271
- [22] Ho K H, Newman S T. State of the art electrical discharge machining (EDM). *Int J Mach Tools Manuf*, 2003, 43(13): 1287
- [23] Kumar S, Singh R, Singh T P, et al. Surface modification by electrical discharge machining: a review. *J Mater Process Technol*, 2009, 209(8): 3675
- [24] Navas V G, Ferreres I, Marañón J A, et al. Electro-discharge machining (EDM) versus hard turning and grinding: comparison of residual stresses and surface integrity generated in AISI O1 tool steel. *J Mater Process Technol*, 2008, 195(1-3): 186
- [25] Ramasawmy H, Blunt L, Rajurkar K P. Investigation of the relationship between the white layer thickness and 3D surface texture parameters in the die sinking EDM process. *Precis Eng*, 2005, 29(4): 479
- [26] Mylonas G I, Labeas G. Numerical modelling of shot peening process and corresponding products: residual stress, surface roughness and cold work prediction. *Surf Coat Technol*, 2011, 205(19): 4480