

# 汽车用高强度弹簧钢 54SiCrV6 和 54SiCr6 的超高周疲劳行为 \*

张继明 杨振国 李守新 李广义

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

惠卫军 翁宇庆

(钢铁研究总院, 北京 100081)

**摘要** 研究了 54SiCrV6 和 54SiCr6 两种洁净高强弹簧钢的超高周疲劳行为, 并利用 FESEM 和 EPMA 对疲劳断口进行了观察. 实验结果表明, 在高应力幅区, 两种弹簧钢的疲劳破坏均起源于表面基体; 而在低应力幅长寿命区, 疲劳开裂均发生在试样内部. 54SiCrV6 钢的 S-N 曲线为典型的台阶式曲线, 在  $10^9$  循环周次内, 其疲劳极限消失; 而 54SiCr6 钢存在疲劳极限. 疲劳断口分析表明, 54SiCrV6 钢内部破坏是由钢中小夹杂物聚集引起的, 而在 54SiCr6 钢中则起源于碳化物的偏聚. 临界夹杂物尺寸的估算表明, 当高强弹簧钢中的夹杂物尺寸大于临界夹杂物尺寸时, 其疲劳极限消失.

**关键词** 高温弹簧钢, 超高周疲劳, S-N 特征曲线, 疲劳极限, 夹杂物团簇

中图法分类号 TG142.1

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2006)03-0259-06

## ULTRA HIGH CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF AUTOMOTIVE HIGH STRENGTH SPRING STEELS 54SiCrV6 AND 54SiCr6

ZHANG Jiming, YANG Zhenguo, LI Shouxin, LI Guangyi

Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

HUI Weijun, WENG Yuqing

Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081

Correspondent: ZHANG Jiming, Tel: (024)83978023, E-mail: jmzhang@imr.ac.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Programme of China

(No.2004CB619100)

Manuscript received 2005-09-13, in revised form 2005-12-20

**ABSTRACT** Ultra high cycle fatigue behaviors of 54SiCrV6 and 54SiCr6 clear high strength spring steels were investigated and their fractographs were observed by means of field emission scanning electron microscope (FESEM) and electron probe microanalyzer (EPMA). Experimental results show that for the two steels, the fatigue failures originated from the matrix of sample surface at high stress amplitude and from sample interior at low stress amplitude. The S-N curve of 54SiCrV6 spring steel is a typical step-wise curve, and the fatigue limit eliminated in  $10^9$  cyc regime, however, the fatigue limit of 54SiCr6 steel still existed. Analysis of fractographs shows that the internal failure initiated at clusters of small inclusions for 54SiCrV6 steel or at carbides for 54SiCr6 steel. An estimation of critical inclusion size shows that in  $10^9$  cycles regime, the fatigue limit eliminated when inclusion (or inclusion clusters) size is greater than a critical size in high strength steel.

**KEY WORDS** high strength spring steel, ultra high cycle fatigue, S-N curve, fatigue limit, inclusion cluster

\* 国家重点基础研究发展规划资助项目 2004CB619100

收到初稿日期: 2005-09-13, 收到修改稿日期: 2005-12-20

作者简介: 张继明, 男, 1977 年生, 博士生

近年来, 随着汽车的轻量化和高性能化的发展, 迫切要求提高弹簧钢的强度和延长疲劳寿命. 因此, 研究高强度长寿命弹簧钢是当今弹簧研究和开发的主要方向之一, 尽管已开展了大量的研究工作<sup>[1-5]</sup>, 但大多数研究都把重

点放在如何提高弹簧钢的强度水平上<sup>[6,7]</sup>,而对弹簧钢的长寿命疲劳性能研究不多<sup>[8,9]</sup>,因为弹簧钢的设计寿命循环周次 $N \leq 10^7$  cyc 已不能满足当前汽车工业发展的需要.过去,由于受实验设备的限制,研究材料的超高周疲劳性能非常困难,对于循环周次达 $10^9$  cyc 甚至 $10^{10}$  cyc 以上的疲劳实验,用常规的疲劳实验设备(50 Hz),大约需要200 d,同时也消耗了大量的人力和资金.近年来,超声疲劳设备的快速发展,为超高周次疲劳实验的研究提供了基础.例如,对于 $10^9$  循环周次疲劳实验,利用加载频率为20 kHz的超声疲劳实验设备,大约只需要14 h,大大缩短了实验时间.

随着炼钢技术的进展,特别是二次净化和控制非金属夹杂物等新技术的应用,大大提高了钢的纯净度,减少了钢中非金属夹杂物的尺寸和含量.洁净高强度钢中的夹杂物是由少量大尺寸夹杂物和一些小尺寸夹杂物组成.大尺寸夹杂物对钢的疲劳性能有着重要的影响,尤其在超高周疲劳实验中,长寿命区疲劳破坏主要起源于钢中的大尺寸非金属夹杂物<sup>[10-13]</sup>.当夹杂物尺寸减小到一定程度时,对高强度钢的超高周疲劳性能有何影响,这是目前需要关注的问题.

本工作利用超声疲劳设备研究了两种含有小尺寸夹杂物的洁净高强度弹簧钢54SiCrV6和54SiCr6的超高周疲劳性能,并分析其疲劳破坏机理.

## 1 实验方法

实验用54SiCrV6和54SiCr6弹簧钢采用硅脱氧冶炼方法降低钢中的氧含量,利用二次精炼和真空脱气技术降低钢中夹杂物的尺寸和含量.

54SiCrV6钢的化学成分(质量分数,%)为: C

0.56, Si 1.45, Mn 0.70, Cr 0.65, V 0.15, O 0.0022, Al $\leq$ 0.005, S $\leq$ 0.010, P $\leq$ 0.015. 54SiCr6钢的化学成分为: C 0.56, Si 1.45, Mn 0.70, Cr 0.65, O 0.0027, Al $\leq$ 0.005, S $\leq$ 0.010, P $\leq$ 0.012. 两种材料采用相同的热处理工艺: 870 °C, 1 h + 油淬(O.Q.) + 430 °C回火, 45 min.

超声疲劳试样在热处理前先进行粗加工,并留出足够的加工余量,热处理后再精磨成标准超声疲劳试样(图1),然后利用1200号细砂纸对试样中间部分进行最终研磨抛光处理.

疲劳实验在岛津USF-2000超声疲劳实验机进行,共振频率为20 kHz,共振间歇为150 ms,载荷比 $R=-1$ ,实验时采用压缩空气冷却,实验环境为室温.用SUPRA35型场发射扫描电子显微镜(FESEM)分析疲劳断口形貌,用电子探针微观分析仪(EPMA)对疲劳源区进行面扫描化学成分分析.

## 2 实验结果与讨论

表1示出两种弹簧钢的力学性能,可见其拉伸强度接近1800 MPa.图2表明这两种钢的回火组织为板条马氏体.

### 2.1 S-N 特征曲线

图3为两种弹簧钢的特征S-N曲线.可以看出,两条S-N曲线明显不同.54SiCrV6弹簧钢的S-N曲线为典型的台阶式曲线,在表面起裂向内部起裂转变的过渡区,出现一个较短的平台.平台以上的高应力幅区,其疲劳破坏起源于试样表面基体;而在平台以下的低应力幅区,其疲劳破坏主要由小夹杂物的聚集引起,并且随着加载应力幅的减小,其S-N曲线继续降低,在 $10^9$  循环周次内,

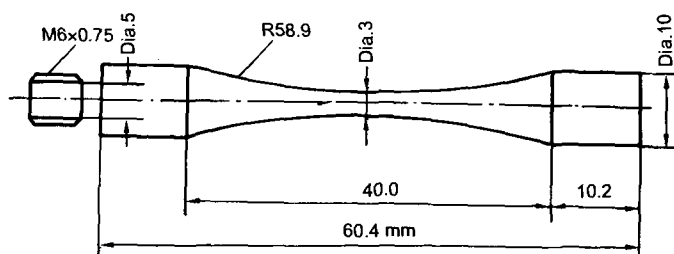


图1 超高周疲劳试样尺寸

Fig.1 Dimension of sample for ultra high cycle fatigue testing

表1 两种弹簧钢54SiCrV6和54SiCr6的力学性能

Table 1 Mechanical properties of two spring steels 54SiCrV6 and 54SiCr6 preheated at 870 °C for 1 h, oil-quenching and tempering at 430 °C for 45 min

Steel	$E$ , GPa	$\rho$ , g/cm <sup>3</sup>	$\sigma_s$ , MPa	$\sigma_b$ , MPa	$\delta$ , %	HV
54SiCrV6	208.7	7.75	1594	1729	12.0	515
54SiCr6	209.6	7.77	1573	1743	8.3	500

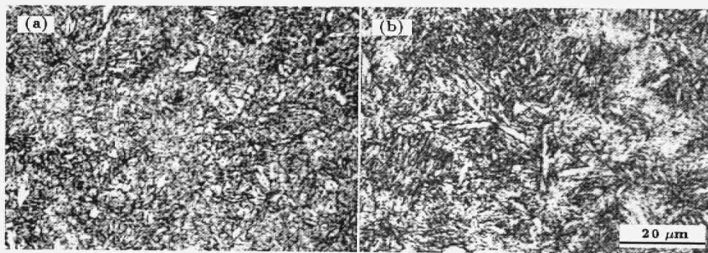


图 2 两种弹簧钢 54SiCrV6 和 54SiCr6 回火后的金相组织

Fig.2 Metallographs of the spring steels 54SiCrV6 (a) and 54SiCr6 (b), treated at 870 °C, 1 h + oil-quenching (O.Q.) + 430 °C tempering, 45 min, showing their tempering structures consisted of lath-martensites

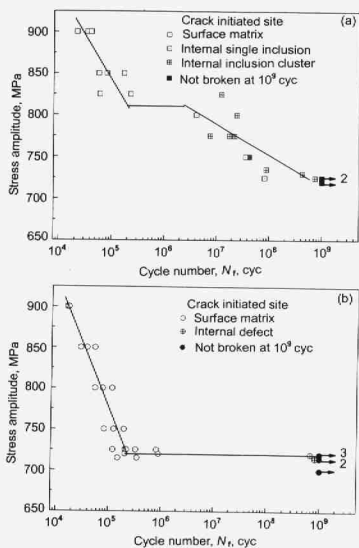


图 3 两种弹簧钢 54SiCrV6 和 54SiCr6 的特征 S-N 曲线

Fig.3 S-N curves of spring steels 54SiCrV6 (a) and 54SiCr6 (b) (the numerals 3 and 2 indicating the numbers of unbroken specimens in  $10^9$  cyc region)

54SiCrV6 钢的疲劳极限消失。而 54SiCr6 钢的 S-N 曲线在 720 MPa 应力幅下出现平台, 平台以上的疲劳破坏亦由试样表面基体引起; 而在平台期间的长寿命低应力幅区, 疲劳破坏很少发生, 疲劳极限存在。

## 2.2 疲劳断口观察

图 4 为 54SiCrV6 弹簧钢内部起裂疲劳断口的 FESEM 形貌和疲劳源区的 EPMA 元素面分布。图 5 为 54SiCr6 钢内部起裂疲劳断口的 FESEM 形貌和 EPMA 分析。

结果表明, 两种钢内部起裂的疲劳断口均为典型的“鱼眼”断裂。但疲劳源区元素的 EPMA 面分析表明, 两种钢疲劳开裂的裂纹源明显不同。54SiCrV6 钢内部疲劳开裂主要是由内部小尺寸非金属夹杂物聚集引起的, 而在 54SiCr6 钢中几乎不发生内部疲劳, 有限的疲劳断口观察表明其疲劳失效是由内部碳化物的偏聚引起的。在疲劳裂纹源区存在一个颗粒状的粗糙区域 (见图 4b 和图 5b), 即 ODA(optically dark area) 区<sup>[14,15]</sup>。ODA 区的 EPMA 元素面分析表明: 54SiCrV6 钢裂纹源的夹杂物成分为 VC 和 MnS(见图 4); 而在 54SiCr6 钢裂纹源区碳元素含量明显高于周围基体, 没有发现明显的夹杂物存在 (见图 5)。54SiCrV6 钢疲劳裂纹源区夹杂物团簇 (夹杂物) 平均尺寸为 7  $\mu\text{m}$ ; 对 54SiCr6 钢, 金相检测表明该钢中最大夹杂物尺寸小于 1.5  $\mu\text{m}$ , 疲劳开裂起源处未见夹杂物出现, 断裂源萌生于其它碳化物偏聚处。

大量实验结果表明, 对于高强度钢, 随着强度的增加, 其疲劳破坏的缺口敏感性增加, 尤其是在较高加载应力幅下, 对表面“缺口” (如加工刀痕等) 尤其敏感, 故疲劳破坏多起源于表面 (见图 3)。随着加载应力幅的降低, 疲劳裂纹由表面基体萌生迁移到内部萌生。这是由于在低应力幅下, 夹杂物 (或内部缺陷) 与基体界面应力集中起主导作用, 疲劳裂纹优先在此处萌生<sup>[16]</sup>, 随着循环周次的增加, 微裂纹连接、扩展到一定临界尺寸, 最终导致试样的疲劳破坏。

以上实验结果及分析表明, 为了提高钢的强度和长寿

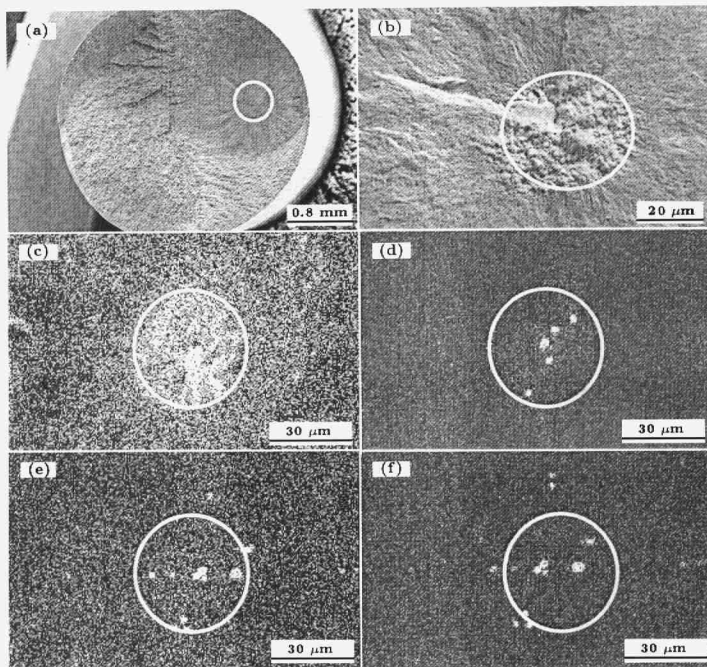


图4 54SiCrV6 弹簧钢疲劳断口的 FESEM 形貌和裂纹源处的 EPMA 元素面分布

Fig.4 Low magnified fatigue fractograph (a) and high magnified image of the fatigue initiation area shown by white circle in Fig.4a (b) of spring steel 54SiCrV6 observed by FESEM and plane distributions of elements C (c), V (d), Mn (e) and S (f) at crack initiation site measured by EPMA (fracture condition:  $\sigma=730$  MPa,  $N=4.24 \times 10^8$  cyc), showing fatigue failure originated from inclusion clusters of VC and MnS, although the size of single inclusion is less than  $3 \mu\text{m}$ , their cluster size may reach  $10 \mu\text{m}$  which is enough to crack initiation

命疲劳性能, 在降低钢中大尺寸夹杂物的同时, 必须通过降低硫、氧和氮元素含量, 以降低小尺寸夹杂物的数量, 并改进冶炼工艺确保钢中小尺寸夹杂物的弥散分布。由图4可以看出, 即使单个夹杂物尺寸很小 (较大的也只有约  $3 \mu\text{m}$ ), 但是这些小尺寸夹杂物的聚集能够起到大尺寸夹杂物的作用, 如果把夹杂物团簇中每个夹杂物的面积累加起来, 其尺寸约等效于直径为  $10 \mu\text{m}$  的大夹杂物。另外, 保持钢中组织成分的均匀性同样重要, 当疲劳裂纹不从夹杂物处萌生时, 组织缺陷 (碳化物的偏聚等) 就有可能成为疲劳源。

### 2.3 临界夹杂物尺寸

大量的研究结果<sup>[17,18]</sup>表明, 夹杂物尺寸存在一个临

界值, 当夹杂物尺寸小于该临界值时, 疲劳裂纹将不从夹杂物处萌生。夹杂物的临界尺寸与夹杂物的化学成分和夹杂物距试样表面的距离及钢的硬度 (强度) 有关。假定钢中的夹杂物为硬而脆的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和 VC 等, 则临界夹杂物尺寸取决于夹杂物到试样表面的距离和钢的硬度 (强度)。

利用 Murakami 夹杂物等效投影面积模型, 文献<sup>[19]</sup>给出了钢中非金属夹杂物尺寸与疲劳强度的表达式

$$\sigma_{in} = \frac{C_{in}(HV + 120)}{(\sqrt{A_{in}})^{1/6}} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_{in}$  为含夹杂物钢的疲劳强度 (MPa),  $C_{in}$  为夹杂物位置系数,  $A_{in}$  为夹杂物投影面积 ( $\mu\text{m}^2$ ), HV 为钢基体的 Vickers 硬度。

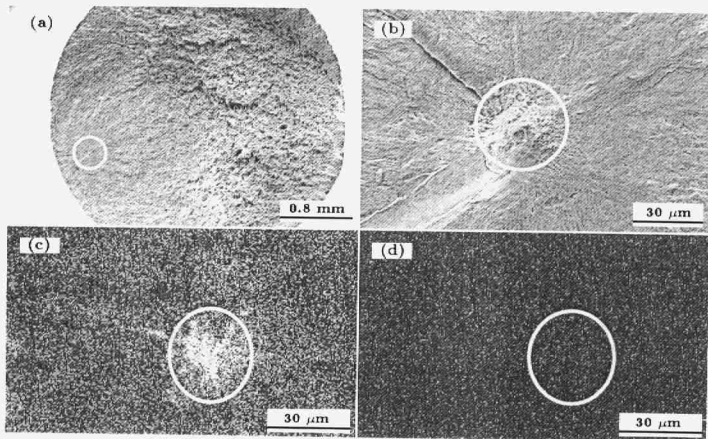


图5 54SiCr6 弹簧钢疲劳断口的 FESEM 形貌和 EPMA 元素面分布

Fig.5 Low magnified fatigue fractograph (a) and high magnified image of the fatigue initiation area shown by a white circle in Fig.5a (b) of spring steel 54SiCr6 observed by FESEM and plane distributions of elements C (c) and V (d) at crack initiation site measured by EPMA (fracture condition:  $\sigma = 725$  MPa,  $N = 6.714 \times 10^8$  cyc), showing the higher content of C in crack initiation site than that in matrix obviously but no VC inclusion found at the crack origin, which indicates the crack initiated at other carbide clusters

另外, Murakami<sup>[20]</sup> 利用经验表达式 (2) 表示洁净钢基体的疲劳强度, 并作为疲劳强度的上限。而 Yang 等人<sup>[21]</sup> 对零夹杂钢的研究也证明了式 (2) 的正确性。

$$\sigma_w \cong 1.6 \text{ HV} \quad (2)$$

式中,  $\sigma_w$  为洁净钢基体的疲劳强度。

结合式 (1) 和式 (2) 可以得到

$$\sqrt{A_{in,c}} = \left(\frac{C'}{1.6}\right)^6 \left(1 + \frac{120}{\text{HV}}\right)^6 \quad (3)$$

式中,  $A_{in,c}$  为临界夹杂物投影面积 ( $\mu\text{m}^2$ ),  $C'$  为夹杂物位置系数。

假设夹杂物为球形, 上式可以简化为

$$\phi_c = C \left(1 + \frac{120}{\text{HV}}\right)^6 \quad (4)$$

式中,  $\phi_c$  为临界夹杂物直径 ( $\mu\text{m}$ );  $C$  为夹杂物位置系数, 当夹杂物位于表面、亚表面和内部时,  $C$  分别为 0.813, 0.528 和 0.969。

把表 1 两种钢的硬度值代入式 (4), 由于两种钢在长寿命范围为内部起裂, 故取  $C$  值为 0.969, 可以计算出两种钢 54SiCrV6 和 54SiCr6 的临界夹杂物尺寸分别为 3.4

和 3.5  $\mu\text{m}$ 。估算值与实验结果一致。54SiCrV6 钢疲劳断口裂纹源的平均非金属夹杂物团簇的直径 (7  $\mu\text{m}$ ) 大于临界夹杂物直径的尺寸 (3.4  $\mu\text{m}$ ), 故疲劳开裂起源于内部夹杂物; 而 54SiCr6 钢的平均夹杂物尺寸 (<1.5  $\mu\text{m}$ ) 小于估算的临界夹杂物尺寸 (3.5  $\mu\text{m}$ ), 则疲劳裂纹不是在夹杂物处萌生, 而是在内部其它缺陷处 (如碳化物偏聚处) 萌生。

### 3 结论

利用超声疲劳设备研究了两种含有小尺寸夹杂物的洁净高强度弹簧钢 54SiCrV6 和 54SiCr6, 并分析其破坏机理。结果表明:

54SiCrV6 钢的超高周 S-N 曲线为典型的台阶式曲线, 在  $10^9$  循环周次内, 其疲劳极限消失; 而 54SiCr6 钢则存在疲劳极限。

在高应力幅区, 两种弹簧钢疲劳破坏均为表面基体起裂, 随着加载应力幅的降低, 疲劳破坏由表面迁移到内部起裂。在低应力幅区, 54SiCrV6 钢疲劳破坏是由于小尺寸夹杂物聚集引起的; 而 54SiCr6 钢在长寿命区很少发生疲劳破坏, 安全可靠提高, 低发生率的疲劳开裂是由组织缺陷 (碳化物的偏聚) 引起的。

临界夹杂物尺寸的估算表明, 当钢中的夹杂物尺寸大于临界尺寸时, 其疲劳极限消失。

## 参考文献

- [1] Mukamami Y, Kawakami K, Saito M. *Trans Jpn Soc Spring Res*, 1990; 35: 1
- [2] Larsson M, Melander A, Blom R, Preston S. *Mater Sci Technol*, 1991; 7: 998
- [3] Hui W J, Dong H, Weng Y Q. *J Iron Steel Res*, 2001; 13: 67  
(惠卫军, 董瀚, 翁宇庆. 钢铁研究学报, 2001; 13: 67)
- [4] Harada Y, Mori K. *J Mater Process Technol*, 2005; 15: 498
- [5] Ai J H, Zhao T C, Gao H J, Hu Y H, Xie X S. *J Mater Process Technol*, 2005; 30: 390
- [6] Nam W J, Lee C S, Ban D Y. *Mater Sci Eng*, 2000; A289: 8
- [7] Shin J C, Lee S H, Ryu J H. *Int J Fatigue*, 1999; 21: 571
- [8] Abe T, Furuya Y, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2004; 27: 159
- [9] Furuya Y, Abe T, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2003; 26: 641
- [10] Zhang J M, Yang Z G, Zhang J F, Li G Y, Li S X, Hui W J, Weng Y Q. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 145  
(张继明, 杨振国, 张建锋, 李广义, 李守新, 惠卫军, 翁宇庆. 金属学报, 2005; 41: 145)
- [11] Shiozawa K, Lu L, Ishihara S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2001; 24: 781
- [12] Yang Z G., Li S X, Zhang J M, Zhang J F, Li G Y, Li Z B, Hui W J, Weng Y Q. *Acta Mater*, 2004; 52: 5235
- [13] Zhang J M, Zhang J F, Yang Z G, Li G Y, Yao G, Li S X, Hui W J, Weng Y Q. *Mater Sci Eng*, 2005; A394: 126
- [14] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2000; 23: 893
- [15] Wang Q Y, Berara J Y, Rathery S, Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 673
- [16] Lankford J. *Int Met Rev*, 1977; 22: 221
- [17] Larsson M Melander A, Nordgren A. *Mater Sci Technol*, 1993; 9: 235
- [18] Lorén S. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 129
- [19] Murakami Y, Usuki H. *Trans Jpn Soc Mech Eng*, 1989; 55A: 213
- [20] Murakami Y. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Amsterdam: Elsevier, 2002: 91
- [21] Yang Z G, Li S X, Zhang J M, Zhang J F, Li G Y, Li Z B, Hui W J, Weng Y Q. *Acta Mater*, 2004; 52: 5235