

# 321 不锈钢疲劳早期损伤的涡流评估

## Early Fatigue Damage Evaluation of 321 Stainless Steel by Eddy Current Method

刘昆鹏,赵子华,张 峰

(北京航空航天大学 材料科学与工程学院,北京 100191)

LIU Kun-peng,ZHAO Zi-hua,ZHANG Zheng

(Institute of Materials Science and Engineering,

Beihang University,Beijing 100191,China)

**摘要:** 采用涡流阵列系统对 321 不锈钢疲劳早期损伤进行了检测与评估。整个疲劳过程中涡流幅值的变化分为快速增长、稳定和加速增长三个阶段。第一阶段的涡流幅值与循环周次对数之间有近似线性关系。在裂纹萌生寿命内,疲劳损伤区的大小与循环周次无关。对不同循环周次下 321 不锈钢试样的微结构分析表明疲劳早期涡流幅值变化的主要来源是材料内部位错的增殖和运动,而不是马氏体相转变。

**关键词:** 涡流阵列;疲劳损伤;马氏体相变;位错密度;321 不锈钢

**中图分类号:** TG115.28 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2012)11-0061-05

**Abstract:** The early fatigue damage of AISI 321 stainless steel was conducted evaluation by eddy current array. In the fatigue test, the change of eddy current amplitude could be divided into three stages: rapid growth, stability and accelerated growth. The relationship between the eddy current amplitude and the logarithmic fatigue life was nearly linear at the first stage. The area of fatigue damage was not changed in the fatigue crack initiation life. Microstructure with different fatigue cycles indicated that the dislocation proliferation and interaction were the main reasons for the increasing of eddy current amplitude at the beginning of fatigue.

**Key words:** eddy current array; fatigue damage; martensite transformation; dislocation density; 321 stainless steel

涡流是一种常规无损检测方法,它在工作时给检测线圈通以交变电流,当被检材料靠近该检测线圈时,就会在其表面及次表面诱导产生二次涡流和磁场。任何背离试样理想状态的因素(如缺陷、夹杂、硬度、应力、合金成分、尺寸等)都会引起诱导涡流和磁场的变化,从而导致检测线圈阻抗参量的变化。涡流检测仪器就是通过这些参量的变化来表征导电金属及构件的异常行为。

疲劳破坏是机械构件失效的主要形式之一,据统计有 80% 以上的机械事故与金属的疲劳损伤有关。早期的无损检测方法主要应用于宏观尺寸缺陷的检测,在一定程度上减少了工程应用中危害性事故的发生。但是对于在役金属构件的疲劳早期损伤难以给出有效的评价<sup>[1]</sup>。

由于疲劳损伤主要集中于材料的表面和次表面,而涡流的集肤效应恰好使其在材料表面具有最高的检测精度,所以涡流是一种非常合适的疲劳损伤检测方

法。近些年美国 Goldfine 团队研制了一种新型的以电导率和磁导率为表征参量的 MWM 涡流传感器,并用其探测到了金属构件疲劳裂纹萌生阶段的损伤<sup>[2-4]</sup>。但是,目前这种新型的涡流检测技术还未得到大规模推广,工程上主要使用的仍是传统阻抗模式的涡流检测设备,所以用阻抗模式涡流设备跟踪检测构件的疲劳损伤过程,建立阻抗信号和疲劳损伤的关系对构件的寿命预测及安全评估依然具有十分重要的意义。

本工作针对平板光滑试样,进行疲劳的涡流信号检测试验,研究涡流信号随疲劳循环周次的变化规律,探讨金属构件疲劳损伤评估条件及该涡流检测法在疲劳损伤检测方面的应用潜能。

## 1 实验材料与方法

采用 321 不锈钢板材为原料,其化学组成(质量分

数/%)为:C 0.0523,Si 0.714,Mn 1.450,P 0.032,S 0.021,Cr 17.550,Ni 9.15,Ti 0.452;基本力学性能见表 1。疲劳试验在 Instron8801 型液压伺服试验机上进行,光滑板状试样尺寸为 120mm×45mm×5mm,加载形式为非标准三点弯曲,上压头由线接触改为点接触。利用有限元软件对加载后试样进行表面应力分布状态分析,结果如图 1 所示。可以看出涡流检测面在加载后中心位置应力最大,边缘应力最小,说明疲劳最大损伤集中于试样中心位置。疲劳试验选用应力控制,正弦波形,应力比  $R=0.1$ ,加载频率  $f=20\text{Hz}$ 。

表 1 321 不锈钢的力学性能

Heat treatment	Mechanical properties		
	Tensile strength	Yield strength	Elongation
	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_s/\%$
1050℃ solid-solution	570	240	50

疲劳损伤检测使用 OmniScan 涡流阵列检测系统,探头型号为 SBBR-025-01M-032。涡流检测条件设置如下:激励频率 500kHz,探头驱动电压 1.0V,增益 50dB。涡流检测方式为离线扫描检测,检测区域为试样中心 20mm×45mm 的范围。涡流仪器使用前要先用无疲劳损伤的标准样进行绝对校准,确保所有线

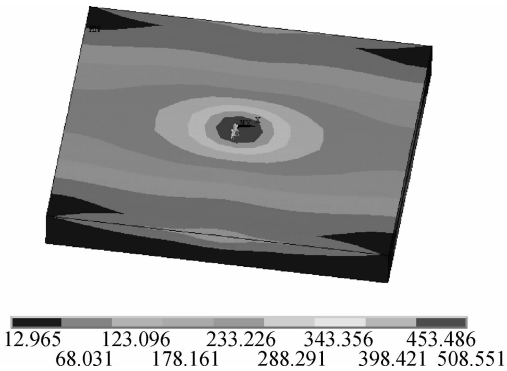


图 1 有限元分析试样表面应力分布  
Fig. 1 Stress distribution of specimen by finite element analysis

圈空置时幅值为 5.000V,相位为 180°。在离线涡流检测的间隙,使用金相显微镜对疲劳损伤区的表面形态进行观察,记录疲劳裂纹的形成和发展过程。

2 实验结果与讨论

2.1 疲劳行为分析

对 321 不锈钢板状试样进行了最大应力幅为 509 MPa 的疲劳试验。试样共循环 45 万周次,经过 18 万周次后出现多条小裂纹(图 2(a)),尺寸在 20~30μm 之间,试验终止时多数小裂纹并未扩展(图 2(b)),但主裂纹已形成并扩展到 1mm 左右(图 2(c))。

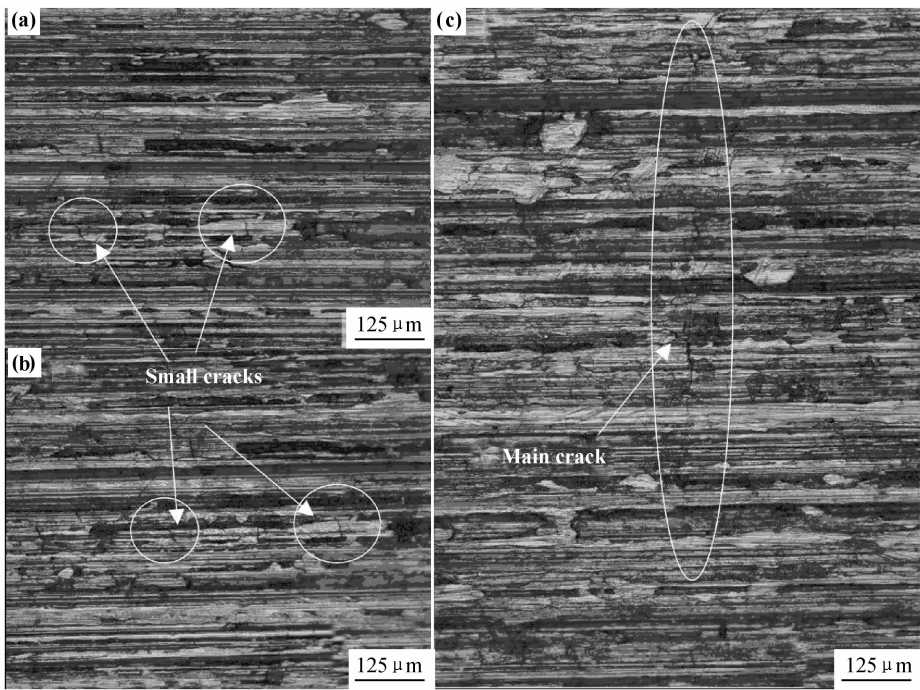


图 2 疲劳裂纹形貌 (a)小裂纹( $N_f=180000$  cycle);(b)小裂纹( $N_f=450000$  cycle);(c)主裂纹( $N_f=450000$  cycle)  
Fig. 2 Morphology of fatigue cracks (a)small crack ( $N_f=180000$  cycle);(b)small crack ( $N_f=450000$  cycle);(c)main crack ( $N_f=450000$  cycle)

321 不锈钢是一种亚稳态奥氏体钢,加载后可能产生马氏体相变。图 3 为不同循环周次下试样的 XRD 谱,其中(111) $\gamma$ , (200) $\gamma$ , (220) $\gamma$  分别为奥氏体结构(111), (200), (220)晶面的衍射峰, (110)  $\alpha'$  和 (211)  $\alpha'$  分别为  $\alpha'$  马氏体结构(110)和(211)晶面的衍射峰。可见 1 万周次以内,  $\alpha'$  马氏体峰都不明显, 直至进入裂纹扩展阶段,  $\alpha'$  马氏体峰才清晰可见。根据文献[5]提供的方法计算  $\alpha'$  马氏体体积分数, 结果如表 2 所示。试样在循环 10 周次时没有出现马氏体相, 100~10000 周次之间出现的马氏体体积分数不到 0.5%, 疲劳终止时试样主裂纹区域的马氏体体积分数高达 6.572%。Grosse<sup>[6,7]</sup> 对 321 不锈钢低周疲劳过程的研究表明  $\alpha'$  马氏体的转变量是累积塑性应变的函数, 只有累积塑性应变达到临界值时才可能产生  $\alpha'$  马氏体, 而且  $\alpha'$  马氏体的转变量会随着累积塑性应变的增大而增多。由此可见, 试样在 10 周次时的累积塑性应变尚低于  $\alpha'$  马氏体转变的临界值, 所以试样表面维持全奥氏体状态; 100 周次后累积塑性应变超过了该临界值, 试样表面开始出现  $\alpha'$  马氏体, 且其体积分数随着累积塑性应变的增长而增多; 裂纹萌生后, 裂纹尖端塑性区随裂纹扩展逐渐增大, 导致试样累积塑性应变快速增加,  $\alpha'$  马氏体体积分数明显增大<sup>[8,9]</sup>。

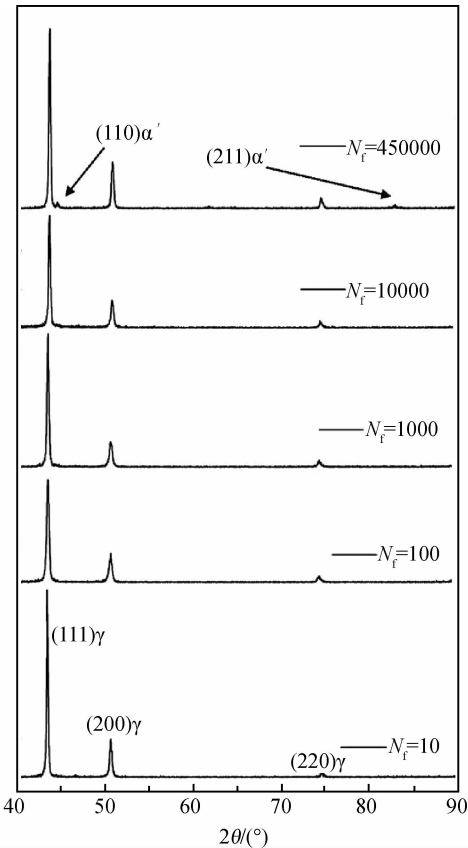


图 3 不同循环周次疲劳试样的 XRD 谱图

Fig. 3 XRD spectra of fatigue specimens with different cycles

表 2  $\alpha'$  马氏体体积分数计算结果

$N_f$ / cycle	Volume fraction of $\alpha'$ phase/ %
10	0
100	0.025
1000	0.2511
10000	0.2724
450000	6.572

2.2 涡流检测结果

实验采用涡流幅值最大垂直分量( $V_{max}$ )来表征疲劳损伤的累积过程。图 4 为  $V_{max}$  与疲劳相对寿命( $N_f$ )的关系, 其中 100% 疲劳寿命对应循环周次  $N_f=450000$ 。整个疲劳过程中  $V_{max}$  的变化可以分为三个阶段: 1) 快速增长阶段, 该阶段  $V_{max}$  增长量占总增长量的 50% 以上, 却只占 5%  $N_f$ ; 2) 相对稳定阶段, 该阶段  $V_{max}$  上下波动, 没有明显增长, 约占 85%  $N_f$ ; 3) 加速增长阶段, 一般出现在裂纹萌生以后。图 5 为第一阶段内  $V_{max}$  与循环周次对数的关系。可见  $V_{max}$  随循环周次对数的增长呈线性增长趋势。

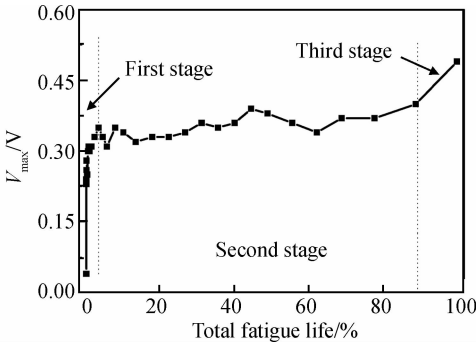


图 4  $V_{max}$  与相对疲劳寿命的关系

Fig. 4 Relation between  $V_{max}$  and percent of total fatigue life

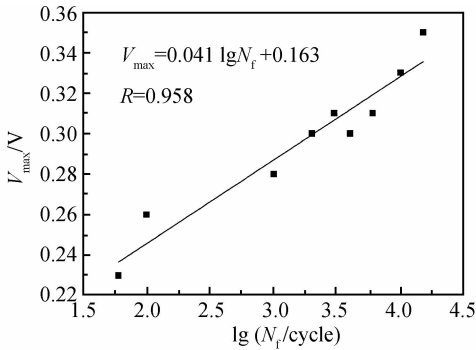


图 5 疲劳第一阶段  $V_{max}$  与循环周次对数的关系

Fig. 5 Relation between  $V_{max}$  and the logarithm of fatigue cycles at the first fatigue stage

图 6 为疲劳结束时试样疲劳损伤区的涡流 C 扫描图像, 其中损伤位置清晰可见。为了说明疲劳过程

中损伤区尺寸的变化,将  $V_{\max} > 0.04V$  的位置视为出现疲劳损伤,继而得到不同循环周次下疲劳损伤区的面积如表 3 所示。可以看出,循环 1 个疲劳周次时,疲劳损伤区面积约有  $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ ,继续加载疲劳损伤区的大小基本不变,并不随着循环周次增长而增大。

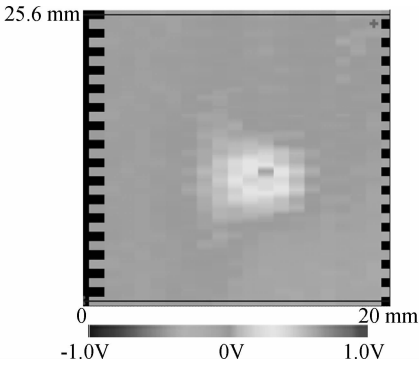


图 6 涡流 C 扫描图像 ( $\sigma=509\text{MPa}$ ,  $N_f=450000$  cycle)  
Fig. 6 C-scan picture of eddy current array ( $\sigma=509\text{MPa}$ ,  $N_f=450000$  cycle)

表 3 疲劳损伤区面积与循环周次的关系

Table 3 Relation between the area of fatigue damage region and fatigue cycles

$N_f/10^4$ cycle	Length of the	Width of the
	damage region/mm	damage region/mm
0.006	11	11.2
0.2	12	12
14.0	12	10.4
31.0	12	9.6
45.0	11	9.6

2.3 涡流检测参数的表征

不同循环周次下  $V_{\max}$  及  $\alpha'$  马氏体体积分数的变化趋势如图 7 所示。与  $V_{\max}$  的变化相比,10000 周次内  $\alpha'$  马氏体体积分数的变化量几乎是可以忽略不计的。造成这种现象的原因可能有两种:1)  $\alpha'$  马氏体对涡流信号没有影响,整个疲劳过程中  $V_{\max}$  的变化与其无关;2)  $\alpha'$  马氏体对  $V_{\max}$  有影响,但是只有当  $\alpha'$  马氏体体积分数达到一定值时才能引起  $V_{\max}$  的变化,321 不锈钢疲劳实验中  $V_{\max}$  的变化可能是多种因素交互作用的结果。由于  $\alpha'$  马氏体是铁磁性的,试样中其体积分数的改变必然会影响到磁导率的大小。理论上讲,涡流技术是以电磁交互作用为基础的,其检测信号必然能够表征材料电磁性能(电导率和磁导率)的变化;实际来说,钢铁材料中磁导率微小变化的涡流检测也已取得了成功<sup>[4,6]</sup>。所以用上述第二种原因来解释图 7 更加合理。

在疲劳第一阶段,裂纹尚未萌生,疲劳试样的损伤主要体现为三种微结构变化,即位错、表面滑移和  $\alpha'$  马氏体相变。位错可以引起电子散射,导致电导率降

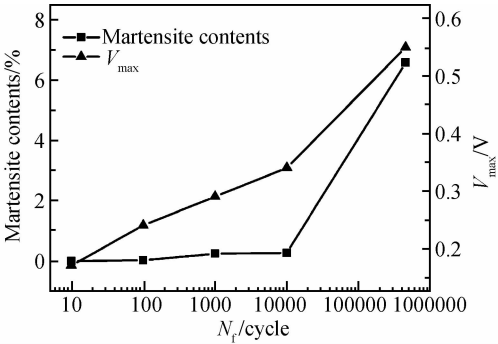


图 7  $\alpha'$  马氏体和  $V_{\max}$  与疲劳循环周次的关系

Fig. 7 Relation between  $\alpha'$ -martensite (or  $V_{\max}$ ) and fatigue cycles

低,位错密度越大,电导率降低幅度越大;表面滑移使得光滑试样表面凹凸不平,容易引起涡流畸变。所以它们都是涡流信号变化的重要影响因素。图 7 说明第一阶段  $\alpha'$  马氏体转变量太少,对  $V_{\max}$  的贡献极低。实验中原始试样的表面粗糙度较大(图 2),疲劳过程中几乎看不到试样表面滑移引起的变化,因而表面滑移对  $V_{\max}$  的影响也可以忽略。图 8 为试样疲劳前后的透射照片,可见疲劳早期位错密度就有大幅度提高,恰好对应第一阶段  $V_{\max}$  的显著增长。所以,疲劳位错的变化是第一阶段  $V_{\max}$  增长的主要影响因素。

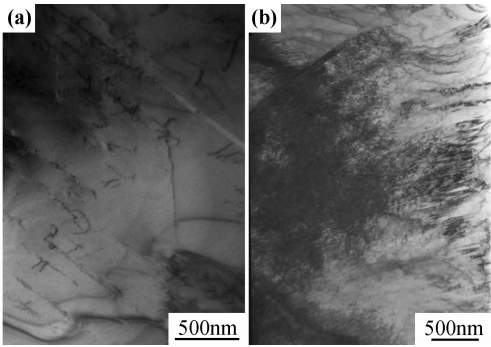


图 8 不同循环周次试样的透射照片

(a)  $N_f=0$  cycle; (b)  $N_f=10000$  cycle

Fig. 8 TEM images of specimens (a)  $N_f=0$  cycle; (b)  $N_f=10000$  cycle

图 4 中疲劳第二阶段的曲线变化趋势与 SUS304-HP 和超级奥氏体不锈钢疲劳过程中循环应力-应变响应曲线的稳定阶段相似<sup>[10,11]</sup>。在循环应力-应变响应曲线的稳定阶段,位错密度基本饱和,唯有累积塑性应变随着循环周次的增多缓慢增长。所以  $V_{\max}$  在该阶段变化幅度很小。

在疲劳第三阶段,裂纹快速扩展,试样表面的不连续性随着裂纹尺寸的增长而增加,裂纹尖端塑性区内  $\alpha'$  马氏体体积分数也明显增大。两种因素相辅相成,促使疲劳第三阶段  $V_{\max}$  的加速增长。

### 3 结论

(1) 321 不锈钢非标准三点弯曲疲劳损伤检测实验 ( $\sigma=509\text{MPa}$ ,  $R=0.1$ ,  $f=20\text{Hz}$ ) 中涡流幅值最大垂直分量 ( $V_{\max}$ ) 的变化经历了三个阶段: 快速增长阶段、稳定阶段和加速增长阶段, 其中稳定阶段持续时间最长。

(2) 疲劳损伤出现于第一个疲劳循环以后, 在整个疲劳过程中疲劳损伤区的面积基本不变。

(3) 在疲劳第一阶段,  $V_{\max}$  与循环周次对数之间存在线性关系。该阶段  $\alpha'$  马氏体转变量很少, 位错密度是  $V_{\max}$  的主要影响因素。

#### 参考文献

- [1] 刘昌奎, 陈星, 张兵, 等. 构件低周疲劳损伤的金属磁记忆检测试验研究[J]. 航空材料学报, 2010, 30(1): 72—77.
- [2] GODFINE N, CLARK D. Introduction to the meandering winding magnetometer (MWM) and the grid measurement approach[J]. Nondestructive Evaluation of Materials and Composites, 1996, 2944: 186—192.
- [3] ZILBERSTEIN V, SCHLICKER D, WALRATH K, et al. MWM eddy current sensors for monitoring of crack initiation and growth during fatigue test and in service[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23 (S1): 477—485.
- [4] GODFINE N, ZILBERSTEIN V, WASHABAUGH A et al. Eddy current sensor networks for aircraft fatigue monitoring[J]. Materials Evaluation, 2003, 61(7): 852—859.
- [5] YANG Q, LUO J L. Martensite transformation and surface cracking of hydrogen charged and outgassed type 304 stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 288(1): 75—83.

\*\*\*\*\*

(上接第 60 页)

- [4] BLEDZKI A K, FARUK O. Microcellular injection molded wood fiber-PP composites: part II-effect of wood fiber length and content on cell morphology and physico-mechanical properties [J]. Journal of Cellular Plastics, 2006, 42(1): 77—88.
- [5] BLEDZKI A K, FARUK O. Effects of the chemical foaming agents, injection parameters, and melt-flow index on the microstructure and mechanical properties of microcellular injection-molded wood-fiber/polypropylene composites [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2005, 97(3): 1090—1096.
- [6] BLEDZKI A K, FARUK O. Influence of different endothermic foaming agents on microcellular injection moulded wood fibre reinforced PP composites [J]. Cellular Polymers, 2006, 25(3): 143—158.
- [7] BLEDZKI A K, FARUK O. Injection moulded microcellular wood fibre-polypropylene composites [J]. Composites: Part A, 2006, 37(9): 1358—1367.
- [8] 杨继年, 李子全, 王凌岩, 等. SGF/PP 泡沫复合材料的发泡效果和力学性能[J]. 南京航空航天大学学报, 2010, 42(1): 88—92.
- [9] GUO G, LEE Y H, RIZVI G M, et al. Influence of wood fiber size on extrusion foaming of wood fiber/HDPE composites [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2008, 107(6): 3505—3511.

- [6] GROSSE M, NIFFENEGGER M, KALKHOF D. Monitoring of low-cycle fatigue degradation in X6CrNiTi18-10 austenitic steel [J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 296: 305—311.
- [7] GROSSE M, KALKHOF D, NIFFENEGGER M, et al. Influencing parameters on martensite transformation during low cycle fatigue for steel AISI 321 [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 437(S1): 109—113.
- [8] STOLARZ J, BAFFIE N, MAGNIN T. Fatigue short crack behaviour in metastable austenitic stainless steels with different grain sizes [J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 319(S1): 521—526.
- [9] ROTH I, KUBBELER M, KRUPP U, et al. Crack initiation and short crack growth in metastable austenitic stainless steel in the high cycle fatigue regime [J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 941—948.
- [10] YE D Y, MATSUOKA S, NAGASHIMA N, et al. The low-cycle fatigue deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 415(1—2): 104—117.
- [11] HEINO S, KARLSSON B. Cyclic deformation and fatigue behaviour of 7Mo-0.5N superaustenitic stainless steel-stress-strain relation and fatigue life [J]. Acta Materials, 2001, 49(2): 339—351.

收稿日期: 2012-05-09; 修订日期: 2012-09-05

作者简介: 刘昆鹏 (1981—), 女, 博士研究生, 主要从事金属损伤检测方面的研究, 联系地址: 北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学 1 系 8 研 (100191), E-mail: zhenliukunpeng@163.com

通讯作者: 张峥, 教授, 主要从事失效分析预测预防研究, 联系地址: 北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学 1 系 8 研 (100191), E-mail: zhangzh@buaa.edu.cn

- [10] MISHRA S, VERMA J. Effect of compatibilizers on water absorption kinetics of polypropylene/wood flour foamed composites [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2006, 101(4): 2530—2537.
- [11] OKAMOTO M, NAM P H, MAITI P, et al. Biaxial flow-induced alignment of silicate layers in polypropylene/clay nanocomposite foam [J]. Nano Letters, 2001, 1(9): 503—505.
- [12] 余剑英, 周祖富, 赵青南, 等. 氨基硅烷/马来酸酐接枝聚丙烯界面化学反应的研究 [J]. 化学物理学报, 2000, 13(1): 109—112.
- [13] ZHENG A N, WANG H G, ZHU X S, et al. Studies on the interface of glass fiber-reinforced polypropylene composites [J]. Composite Interface, 2002, 9(4): 319—333.

基金项目: 江苏省自然科学基金资助项目 (BK2009379); 安徽理工大学青年教师科学研究基金资助 (QN201116); 安徽理工大学博士启动基金 (2010-11060)

收稿日期: 2011-10-08; 修订日期: 2012-07-30

作者简介: 杨继年 (1981—), 男, 讲师, 博士, 研究方向是聚合物基泡沫材料/复合材料, 联系地址: 安徽淮南安徽理工大学材料科学与工程学院 (232001), E-mail: yangjinian@163.com