

Z3CN20-09M 铸造奥氏体不锈钢的低周疲劳行为

李时磊¹⁾ 王艳丽¹⁾  连俊培¹⁾ 王西涛¹⁾ 王根启²⁾

1) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083 2) 烟台台海玛努尔核电设备股份有限公司, 烟台 264003

通信作者, E-mail: wangyl@ustb.edu.cn

摘 要 采用径向应变控制研究了 Z3CN20-09M 奥氏体不锈钢在室温和 350 ℃ 高温下的低周疲劳行为。Z3CN20-09M 不锈钢表现为先硬化后软化的循环特性, 但硬化的程度取决于温度和应变幅。随着应变幅的增加, Z3CN20-09M 钢的低周疲劳循环寿命逐渐减短, 而相同循环次数下应力幅也随之提高。温度对 Z3CN20-09M 钢的低周疲劳行为影响较大, 与室温相比高温下的循环硬化程度更高, 相同应变幅下高温的低周疲劳寿命也高于常温下的寿命。通过疲劳实验的原位观察发现, 奥氏体内的滑移面、夹杂物及奥氏体和铁素体两相的界面是疲劳裂纹可能的形核位置, 奥氏体和铁素体两相的不协调变形使相界面处产生应力集中, 导致疲劳裂纹容易沿两相界面扩展。

关键词 奥氏体不锈钢; 材料疲劳; 疲劳裂纹; 疲劳试验; 寿命; 高温试验

分类号 TG 142.71

Low cycle fatigue behaviors of Z3CN20-09M cast austenitic stainless steel

LI Shi-lei¹⁾, WANG Yan-li¹⁾ , LIAN Jun-pei¹⁾, WANG Xi-tao¹⁾, WANG Gen-qi²⁾

1) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Yantai Taihai Marnoir Nuclear Equipment Co. Ltd., Yantai 264003, China

Corresponding author, E-mail: wangyl@ustb.edu.cn

ABSTRACT The low cycle fatigue (LCF) behaviors of Z3CN20-09M austenitic stainless steel were tested by the method of radial strain control at room temperature and 350 ℃. The steel presents cyclic hardening followed by cyclic softening, and the degree of cyclic hardening depends on temperature and strain amplitude. With the increase of strain amplitude, the LCF life of the steel decreases, but the stress amplitude for the same cycles increases. Temperature has great effect on the LCF behaviors of the steel, the degree of cyclic hardening at 350 ℃ is higher than that at room temperature, and the LCF life at 350 ℃ is also higher than that at room temperature for the same strain amplitude. Through in-situ observations in fatigue testing, slip planes within austenite, inclusions, and austenite/ferrite phase boundaries are considered to be the possible nucleation sites of fatigue cracks. The incongruous deformation abilities of austenite and ferrite cause stress concentration in the phase boundaries and become the preferential propagating paths of fatigue cracks.

KEY WORDS austenitic stainless steel; fatigue of materials; fatigue cracks; fatigue testing; life cycle; high temperature testing

铸造奥氏体不锈钢 (cast austenitic stainless steels, CASS) 因其优异的力学性能、良好的耐腐蚀性能和焊接性能, 广泛应用于核能、化工等工业^[1]。在压水堆核电站中, 铸造奥氏体不锈钢主要用在核岛中的一回路主管道和主泵壳体等关键位置, 铸造奥氏体不锈钢部件的力学性能对于核电站的安全运行至关重要^[2]。由于压水堆核电站采用高压含硼水作为冷却剂, 在服役期间经常承受压力波动, 疲劳破

坏也是铸造奥氏体不锈钢部件主要的失效方式之一^[3-5]。国外对铸造奥氏体不锈钢的疲劳行为开展了大量研究^[6-8], 而国内在国产铸造奥氏体不锈钢材料的疲劳研究方面仍十分有限。核电站对于关键部件有着非常严格的安全性要求, 因此掌握国产主管道材料的力学性能尤其是低周疲劳性能具有重要意义, 该研究将为核电站的国产化和安全运行提供理论支持和数据积累。

收稿日期: 2012-03-19

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目 (2012AA050901, 2012AA03A507)

压水堆的一回路主管道经受高水平载荷的次数有限,即使在40年的寿命期内,高水平载荷的总循环次数也远小于 10^4 ^[9]. 本文采用应变作为疲劳性能的控制参量研究铸造奥氏体不锈钢的疲劳行为. 压水堆核电站一回路的压力约为15.5 MPa,压力壳冷却剂出口温度约为323℃,进口温度约为285℃^[10]. 为模拟实际服役环境下的疲劳,本文研究了材料在室温和350℃高温下材料的低周疲劳

行为.

1 试验方法

所研究材料为离心铸造 Z3CN20-09M 奥氏体不锈钢,符合法国《压水堆核岛机械设备设计和建造规则》(简称 RCC-M) 的规定. 材料的化学成分如表1所示,微观组织为奥氏体基体和少量的铁素体(图1).

表1 Z3CN20-09M 钢的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of Z3CN20-09M steel

元素	C	Cr	Ni	S	P	Si	Co	Mo	Mn	Cu	N
试验材料	0.031	20.45	10.2	0.003 2	0.026	1.15	0.028	0.2	1.02	<0.1	0.091
RCC-M	≤0.04	19.0~21.0	8.0~11.0	≤0.015	≤0.03	≤1.50	≤0.10	—	≤1.5	≤1.0	—

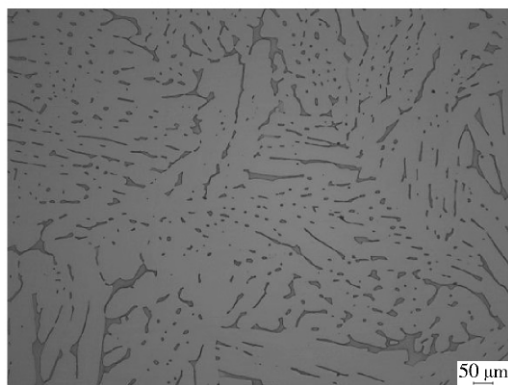


图1 Z3CN20-09M 钢的组织形貌

Fig. 1 Microstructure of Z3CN20-09M steel

按图2切取拉伸和疲劳试样,在MTS809电液伺服材料试验机上进行拉伸试验,获得材料的基本力学性能指标,为低周疲劳测试提供数据参考. 室温拉伸试验按GB/T 228—2010执行,350℃高温拉伸试验按GB/T 4338—2006执行.

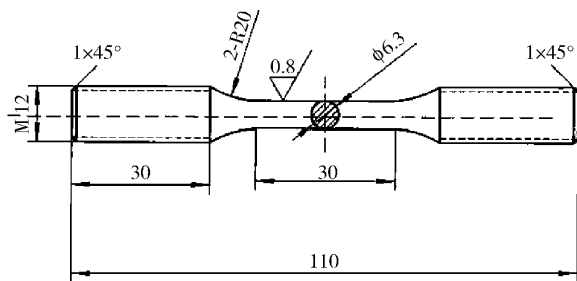


图2 低周疲劳试样尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Dimensions of a low-cycle fatigue specimen (unit: mm)

室温及350℃低周疲劳试验在MTS809电液伺服材料试验机上进行,按照GB/T 15248—2008执行,采用轴向总应变控制方式,应变比 $R = -1$,加载波形为三角波,应变范围为0.3%~0.6%. 选取循

环峰值拉伸应力下降相应应变水平条件下最大循环峰值拉伸应力值的70%时的循环周次作为失效循环数 N_f ,循环稳定滞回周次为 $N_f/2$.

采用预制缺口的薄板试样(图3),在岛津扫描电镜高温疲劳试验机上进行室温低周疲劳试验,对疲劳加载过程中裂纹萌生及扩展过程进行原位观察. 对试样表面和侧面进行机械抛光并电解侵蚀,电解液采用20% NaOH溶液,电压为3.0 V,侵蚀时间为10 s. 采取应力控制方式,应力幅为400 MPa,载荷比 $R = 0.1$,载荷频率为8 Hz,采用TV模式对缺口部位进行跟踪观察. 并根据试样表面形貌的变化,每隔一定循环次数后,将载荷频率降低到0.1 Hz,拍摄试样表面形貌扫描电镜图像. 当试验循环次数进行到80 000次后,终止试验.

2 试验结果与讨论

材料的室温低周疲劳循环特性曲线如图4所示. 材料在循环加载过程中应力幅的变化可以分为四个阶段:(1)循环硬化阶段,循环加载初期的几十个循环,应力幅迅速上升至最大应力幅;(2)循环软化阶段,在达到最大应力幅后,材料开始发生缓慢的循环软化;(3)循环饱和阶段,软化阶段进行到一定循环次数后应力幅达到饱和,出现一个稳态阶段,这是材料疲劳加载过程中的主要阶段;(4)快速软化阶段,材料在饱和阶段以后发生快速软化并最终断裂.

由图4可知,随着应变幅的增加,Z3CN20-09M钢的低周疲劳循环寿命逐渐减短,而相同循环次数下的应力幅也随之提高. 从应力幅变化的四个阶段来看,循环硬化阶段的循环次数基本相同,循环软化的速度随着应变幅的增加而加快,循环软化阶段在

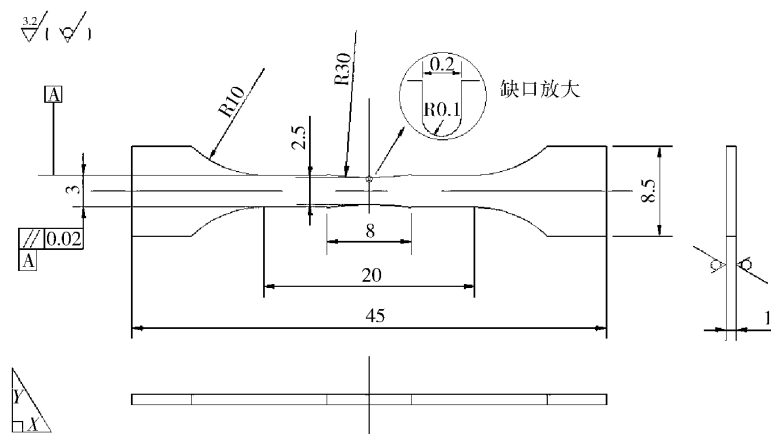


图 3 原位疲劳试样尺寸 (单位: mm)

Fig. 3 Dimensions of an in-situ fatigue specimen (unit: mm)

循环寿命中所占比例也随着应变幅的增加而提高,但常温下的循环饱和阶段不明显。

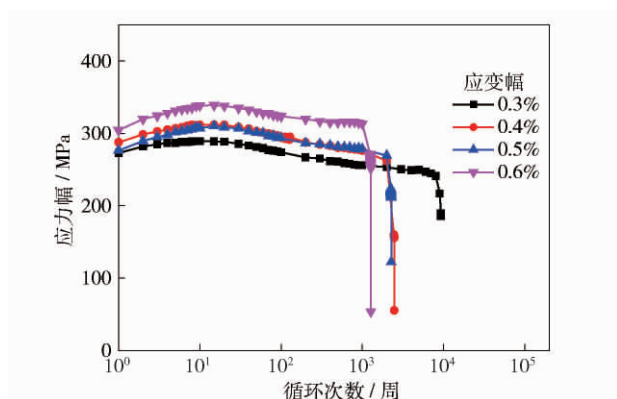


图 4 Z3CN20-09M 钢的室温循环特性曲线

Fig. 4 Cycle characteristic curves of Z3CN20-09M steel at room temperature

350 °C 下 Z3CN20-09M 钢的低周疲劳循环特性曲线如图 5 所示,也分为循环硬化、循环软化、循环饱和与快速软化四个阶段。随着应变幅的增加,循环寿命逐渐减短,相同循环次数下的应力幅随之提高。循环软化阶段在循环寿命中所占比例随着应变幅的增加而提高,低应变幅的循环软化阶段不明显。

Z3CN20-09M 钢在室温和 350 °C 下的循环应力-应变关系如图 6 所示。与单轴拉伸相比,室温和高温下的循环应力-应变关系表现出很大不同。室温下循环拉压载荷下的应力-应变关系与单轴拉伸下的相差不大,但高温下循环拉压载荷下的应力明显高于单轴拉伸下的应力值,这表明高温下 Z3CN20-09M 钢的循环硬化程度更高。

Z3CN20-09M 钢在室温和 350 °C 下的应变幅-寿命关系如图 7 所示。材料的低周疲劳寿命与温度密切相关,相同应变幅下高温的低周疲劳寿命高于

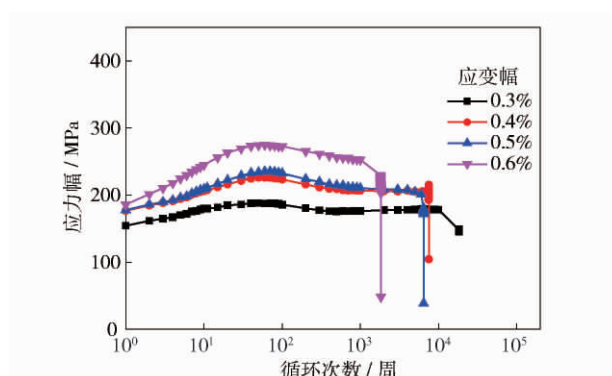


图 5 350 °C 下 Z3CN20-09M 钢的循环特性曲线

Fig. 5 Cycle characteristic curves of Z3CN20-09M steel at 350 °C

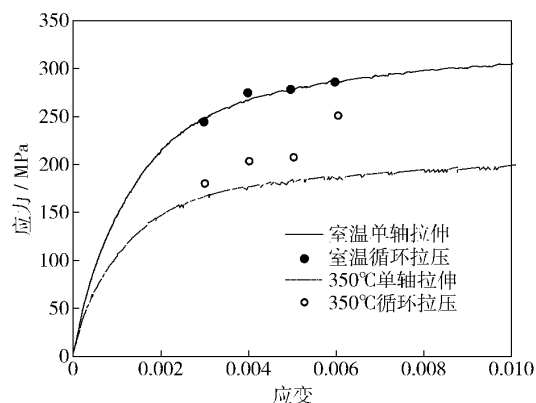


图 6 Z3CN20-09M 钢的循环应力-应变关系

Fig. 6 Relation between cyclic stress and strain of Z3CN20-09M steel

常温下的寿命。低应变幅下室温与高温的寿命相差较大,随着应变幅的增大,两者的差距逐渐减小。

为研究低周疲劳过程中裂纹的形成与扩展规律,在扫描电镜中观察预制缺口的薄板试样,如图 8 所示。循环次数 $N = 15\,000$ 次时(图 8(a)),在接近表面的奥氏体中的滑移线上出现疲劳裂纹,初始的

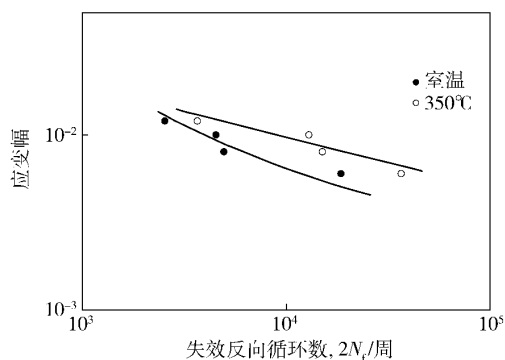


图7 Z3CN20-09M 钢的应变幅-寿命关系

Fig. 7 Relation between strain amplitude and fatigue life of Z3CN20-09M steel

扩展沿着滑移面并与主应力方向成 45° 角扩展. 随着循环次数的增加, $N = 30\,000$ 次时(图 8(b)) 疲劳裂纹继续缓慢向试样内部扩展, 这一阶段对应疲劳裂纹扩展第 I 阶段. 当循环次数达到 $N = 65\,300$ 次时(图 8(c)), 疲劳裂纹扩展方向与主应力方向垂直, 且裂纹的扩展速率明显增大, 并且逐渐向外张开(图 8(d)). 当裂纹前沿到达铁素体相时受到阻碍(图 8(e)), 其扩展方向发生明显的改变, 由垂直于加载方向转向沿奥氏体与铁素体边界扩展(图 8(f)), 这一阶段对应疲劳裂纹扩展第 II 阶段.

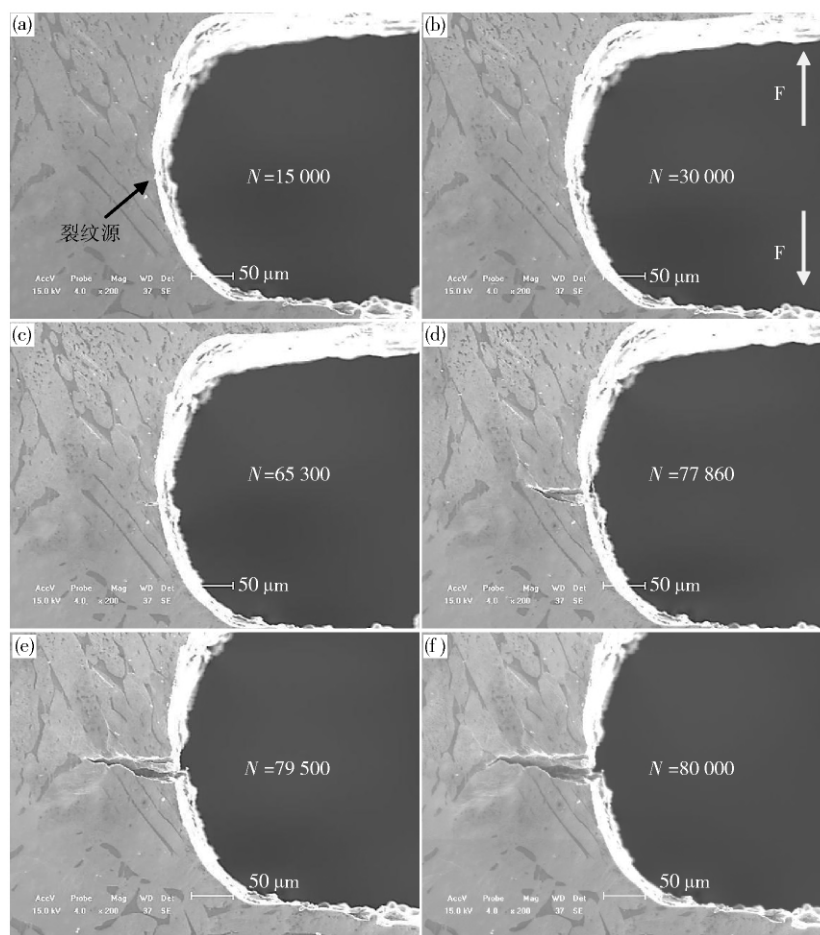


图8 疲劳裂纹的萌生与扩展的原位观察

Fig. 8 In-situ observations of fatigue crack initiation and propagation

$N = 80\,000$ 次后结束试验, 在扫描电镜中对试样裂纹处进行观察, 如图 9(a) 所示. 奥氏体内密集分布着大量的滑移线和驻留滑移带, 铁素体内部滑移线较少(图 9(b)). 当裂纹尖端扩展到铁素体与奥氏体相界时, 裂纹优先沿相界方向扩展(图 9(c)). 在试样内部, 如夹杂物(图 9(b)) 和两相的界面处(图 9(d)) 也同样发现了初生裂纹.

Z3CN20-09M 钢由奥氏体和铁素体两相构成, 由于体心立方结构的位错核心比面心立方结构复杂, 导致位错的扩展受到更大的约束, 而且铁素体的层错能比奥氏体高得多, 铁素体不易交滑移, 易造成位错的塞积, 因此疲劳过程中铁素体内部的滑移线比较少. 同时, 由于奥氏体和铁素体两相在疲劳过程中的变形不协调, 导致两相界面处的应力比较集

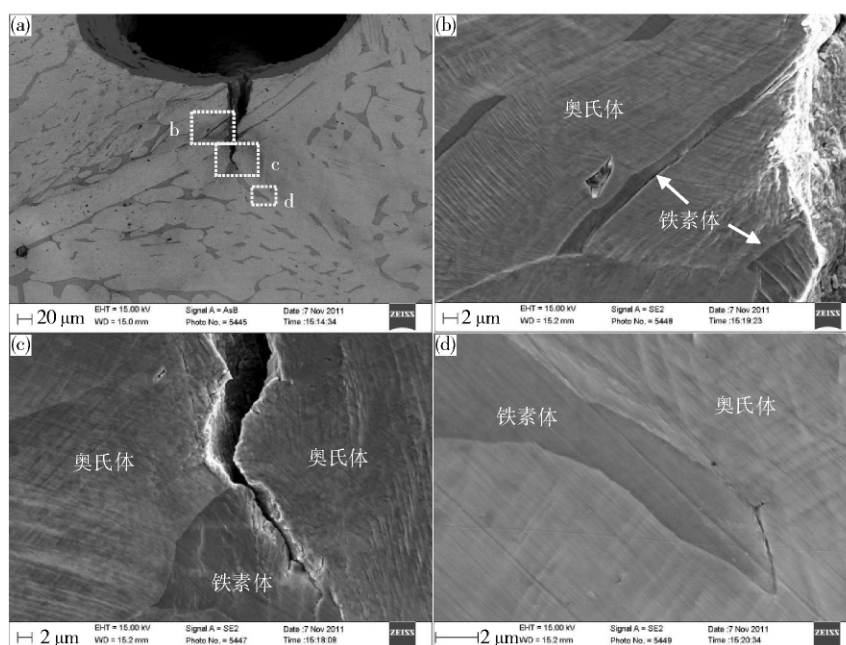


图 9 疲劳裂纹在 Z3CN20-09M 钢中的扩展

Fig.9 Propagation of fatigue cracks in Z3CN20-09M steel

中,造成疲劳裂纹容易在相界处萌生和扩展.夹杂物一般都是硬相,很难变形,因此也会成为疲劳裂纹的形核位置.

3 结论

(1) Z3CN20-09M 钢在常温和高温下,其低周疲劳均表现为先循环硬化,后循环软化的特征.随着应变幅的增加,低周疲劳循环寿命逐渐减短,而相同循环次数下的应力幅也随之提高.

(2) 温度对 Z3CN20-09M 钢的低周疲劳行为影响较大.与室温相比,高温下的循环硬化程度更高,相同应变幅下高温的低周疲劳寿命也高于常温下的寿命.

(3) 奥氏体内的滑移面、夹杂物及奥氏体和铁素体两相的界面是疲劳裂纹可能的形核位置,奥氏体和铁素体两相的不协调变形导致疲劳裂纹容易沿两相界面扩展.

参 考 文 献

- [1] Chung H M. Aging and life prediction of cast duplex stainless steel components. *Int J Pressure Vessels Piping*, 1992, 50(1-3): 179
- [2] Kawaguchi S, Sakamoto N, Takano G, et al. Microstructural

changes and fracture behavior of CF8M duplex stainless steels after long-term aging. *Nucl Eng Des*, 1997, 174(3): 273

- [3] Bae K H, Kim H H, Lee S B. A simple life prediction method for 304 L stainless steel structures under fatigue-dominated thermo-mechanical fatigue loadings. *Mater Sci Eng A*, 2011, 529: 370
- [4] Mu P, Aubin V. Microcrack initiation in low-cycle fatigue of an austenitic stainless steel. *Procedia Eng*, 2010, 2(1): 1951
- [5] Balbi M, Avalos M, El Bartali A, et al. Microcrack growth and fatigue behavior of a duplex stainless steel. *Int J Fatigue*, 2009, 31(11/12): 2006
- [6] Marrow T J, King J E. Fatigue crack propagation mechanisms in a thermally aged duplex stainless steel. *Mater Sci Eng A*, 1994, 183(1/2): 91
- [7] Kwon J D, Woo S W, Lee Y S, et al. Effects of thermal aging on the low cycle fatigue behavior of austenitic-ferritic duplex cast stainless steel. *Nucl Eng Des*, 2001, 206(1): 35
- [8] Calonne V, Gourgues A F, Pineau A. Fatigue crack propagation in cast duplex stainless steels: thermal ageing and microstructural effects. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2004, 27(1): 31
- [9] Yagawa G, Yoshimura S. A study on probabilistic fracture mechanics for nuclear pressure vessels and piping. *Int J Pressure Vessels Piping*, 1997, 73(1): 97
- [10] Pareige C, Novy S, Salliet S, et al. Study of phase transformation and mechanical properties evolution of duplex stainless steels after long term thermal ageing (> 20 years). *J Nucl Mater*, 2011, 411(1-3): 90