

超临界水冷堆候选高温合金低周疲劳性能研究

陈 乐, 唐 睿, 梁 波, 张 强, 刘 鸿

(中国核动力研究设计院 反应堆燃料及材料重点实验室, 四川 成都 610041)

摘 要: 采用 MTS 材料试验机研究了作为超临界水冷堆候选材料的 Inconel-718、Incoloy-825、Incoloy-800H 3 种高温合金, 在 650 °C 和室温、±0.5% 应变幅的低周疲劳性能, 并采用扫描电镜对试验后样品进行了断口分析。结果表明: 在两种温度条件下, 718 的疲劳寿命均最高。温度对 3 种高温合金的稳态迟滞回线面积和弹性变形量几乎无影响; 718 的稳态迟滞回线面积远低于 825 和 800H, 而弹性变形量几乎达到 825 和 800H 的 2 倍, 有利于提高其疲劳寿命。在循环变形过程中, 718 呈循环软化状态, 825 和 800H 呈先循环硬化再循环饱和状态, 且在高温下循环硬化效应更明显。在 650 °C 低周疲劳试验后, 718 样品断口表面的疲劳间距不足 1 μm, 而对于 825 和 800H 则分别达到 2.28 和 2~20 μm, 进一步表明了 718 在 3 种材料中低周疲劳性能最好。

关键词: 超临界水冷堆; 低周疲劳; 高温合金

中图分类号: TG132.3*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2014)04-0922-04

超临界水冷堆(SCWR)是“第四代核能系统国际论坛”筛选出的 6 种最具发展前景的第四代核能系统之一, 具有核燃料利用率高、系统简化易于操作、机组热效率高等优点。目前, 许多国家都将 SCWR 作为水冷堆后续发展的重点研究对象, 并已开展了大量设计、试验和研究工作^[1-5]。SCWR 与我国主要核电技术继承性较好, 因此是我国核电可持续发展的一种重要选择。

虽然超临界水冷堆从技术上被看成是常规水冷堆和超临界火力发电系统的有机结合, 但这种核、热结合给材料研究带来了许多新的科学挑战。SCWR 的关键问题之一是必须开发出在高温高压的超临界水和中子辐照耦合作用下具有优良服役性能的材料。基于国际上关于超临界水冷堆的设计概念及使用要求, SCWR 用材料与常规水冷堆相比, 最关注对象是燃料包壳材料。至今, 被列为 SCWR 燃料包壳候选材料包括马氏体/铁素体(F/M)钢、奥氏体不锈钢和高温合金(包括 Fe-Ni 合金和 Ni 基合金)。其中, 高温合金由于具有较好的抗高温氧化性能、高温强度和蠕变性能以

及一定的抗辐照性能, 是燃料包壳的主要候选材料之一^[6-9]。本研究选用 Inconel-718 (718)、Incoloy-825 (825)、Incoloy-800H (800H)这 3 种在反应堆有使用经历的高温合金, 研究它们在高温(650 °C)和室温的低周疲劳行为, 从而为后续的选材优化和堆芯设计提供数据支持。

1 实 验

试验材料为 718、825 和 800H 3 种退火态高温合金锻件, 化学成分见表 1。图 1 显示了 3 种材料的显微组织。其中, 718 的基体晶粒尺寸为 20~30 μm, 第二相尺寸为 3~5 μm。825 和 800H 的基体晶粒尺寸分别为 100~130 μm 和 80~100 μm, 且第二相粒子尺寸均不超过 10 μm。

试验参照国标 15248-1993《金属材料轴向等幅低循环试验方法》中规定执行。采用 MTS810-100kN 型电液伺服材料试验机开展上述 3 种试验材料分别在 650 °C 和室温的低周疲劳试验。引伸计采用标距为

表 1 试验材料化学成分

Table 1 Chemical composition of samples (wt%)

Material	C	Mn	Si	Ni	Cr	Co	Al	Mo	Ti	Cu	Nb	Fe
718	≤0.04	≤0.3	≤0.2	50~55	17~21	≤0.1	0.35~0.8	2.8~3.3	0.7~1.2	≤0.15	4.7~5.5	Bal.
825	≤0.05	≤0.75	≤0.5	38~46	19.5~23.5	—	≤0.02	2.5~3.5	0.6~1.2	1.5~3	—	Bal.
800H	0.06	≤0.75	≤0.5	30~35	19~23	—	0.15~0.6	—	0.2~0.6	—	—	Bal.

收稿日期: 2013-04-13

基金项目: 国防科工局核能开发项目课题: 超临界水冷堆材料研究

作者简介: 陈 乐, 男, 1987 年生, 硕士, 中国核动力研究设计院反应堆燃料及材料重点实验室, 四川 成都 610041, 电话: 028-85903969, E-mail: jolin0102@126.com

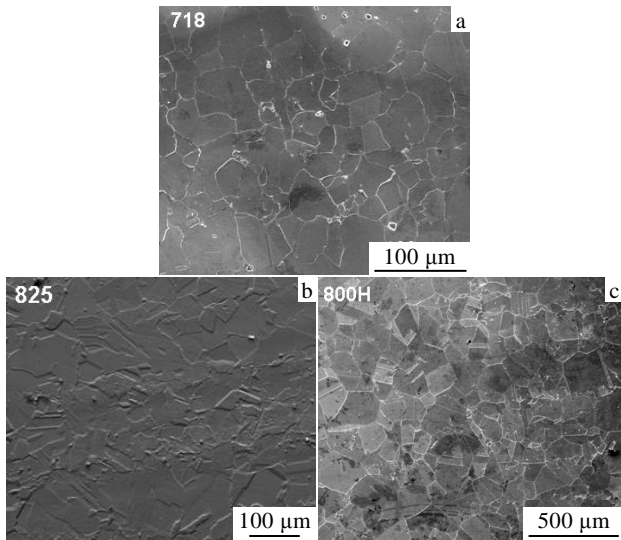


图 1 试验材料显微组织

Fig.1 Microstructure of samples: (a) 718, (b) 825, and (c) 800H

25 mm 的高温 and 室温轴向应变引伸计。样品标距长度为 25 mm，平行长度约 30 mm，标称直径为 8 mm。高温试验通过高温加热炉装置和三段控温热电偶辐射加热，温度波动不超过 $\pm 1\text{ }^\circ\text{C}$ 。样品表面有 2 个测温热电偶监测温度。

试验采用应变控制的加载方式，试验波形为三角波，应变幅为 $\pm 0.5\%$ ，应变比为 -1，应变速率为 $0.5\% \text{ s}^{-1}$ ，即一个疲劳循环周次为 4 s。试验数据由计算机采集，各样品均进行至失稳或断裂。断口经乙醇溶液和超声波清洗后，在扫描电镜下观察形貌。

2 结果与讨论

2.1 疲劳寿命

718、825 和 800H 在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 和室温的低周疲劳有效试验寿命 ($650\text{ }^\circ\text{C}: L_{650}$, 室温: L_{rt})、弹性模量比 E_{650}/E_{rt} 及屈服强度比 R_{650}/R_{rt} 列于表 2 中。可以看出，718 在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 和室温下的寿命均为最高，825 其次，800H 最低。与室温疲劳寿命相比，718 的高温寿命下降相对较小。

从表 2 还可看出， $650\text{ }^\circ\text{C}$ 和室温相比，各材料的弹性模量和屈服强度也均有下降，其中 825 和 800H 屈服强度的下降幅度分别为 33% 和 28%，而 718 屈服

表 2 低周疲劳试验结果

Table 2 Testing results of low cycle fatigue

Material	L_{650}	L_{rt}	L_{650}/L_{rt}	E_{650}/E_{rt}	R_{650}/R_{rt}
718	2228	7197	0.31	0.83	0.87
825	1334	5835	0.23	0.78	0.67
800H	989	4255	0.23	0.78	0.72

强度的下降幅度仅为 13%，以上表明寿命比与屈服强度比成正相关关系。这是因为，当高温条件下屈服强度的下降幅度大于弹性模量的下降时，达到屈服强度时的应变值将明显下降，在应变控制模式下，将导致一个周次发生的塑性变形量显著增大，从而导致与室温条件下相比，其疲劳寿命下降越大。

在高温低周疲劳试验过程中，材料同时也会发生氧化和蠕变作用。研究表明，新鲜金属暴露在空气中的时间约为 0.015 s，而氧扩散至裂纹尖端约为 10^{-8} s 量级，导致高温疲劳时样品裂纹尖端始终处于氧饱和状态，氧的存在会扩散至基体内部，弱化基体金属原子的结合，使得材料脆化的倾向增大，对裂纹扩展有加速作用^[10,11]；而蠕变与材料内部的缺陷特别是孔洞、空隙有关，高温下原子扩散加剧，位错攀移将导致点缺陷聚集成为微孔，同时内部的孔洞、空隙周围也会发生原子重排，导致微孔聚集长大，在外力作用下最终生成宏观裂纹^[12]。因此，与室温条件相比，高温下材料的低周疲劳性能会显著降低。

2.2 迟滞回线面积

718、825 和 800H 在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 和室温疲劳试验的稳态迟滞回线面积(A)和弹性变形量(E)列于表 3 中。可以看出，温度对稳态迟滞回线面积和弹性变形量几乎无影响。此外，718 的稳态迟滞回线面积远低于 825 和 800H，而弹性变形量几乎达到 825 和 800H 的 2 倍，这与其较高的屈服强度和弹性极限有关。弹性变形量占比例越大，塑性变形量占比例越少，迟滞回线面积越小，可相对减小一个周次下的塑性消耗，有利于提高材料的疲劳寿命。

2.3 峰值应力与循环周次的关系

图 2 显示了 718、825 和 800H 典型样品低周疲劳试验的峰值应力与循环周次的关系。由图可知，718 在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 和室温均呈现循环软化状态，825 和 800H 则均呈现先循环硬化，再进入循环饱和状态，且在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 的硬化程度远大于室温。各材料正负峰值应力绝对值接近，表明疲劳试验加载和变载稳定。

峰值应力随循环周次的变化取决于材料本身的状态和外加应变幅。屈强比高的材料，在疲劳试验中，由于材料内部位错塞积严重，导致位错增殖、缠结速

表 3 迟滞回线面积和弹性变形量

Table 3 Area of hysteresis (A) and elastic deformation (E)

Material	$A/\text{N mm}^{-2}$		$E/\%$	
	$650\text{ }^\circ\text{C}$	RT	$650\text{ }^\circ\text{C}$	RT
718	0.5~1.5	0.5~1	0.25	0.25
825	2.5~3.5	3~4	0.13	0.13
800H	3~3.5	3~3.5	0.12	0.12

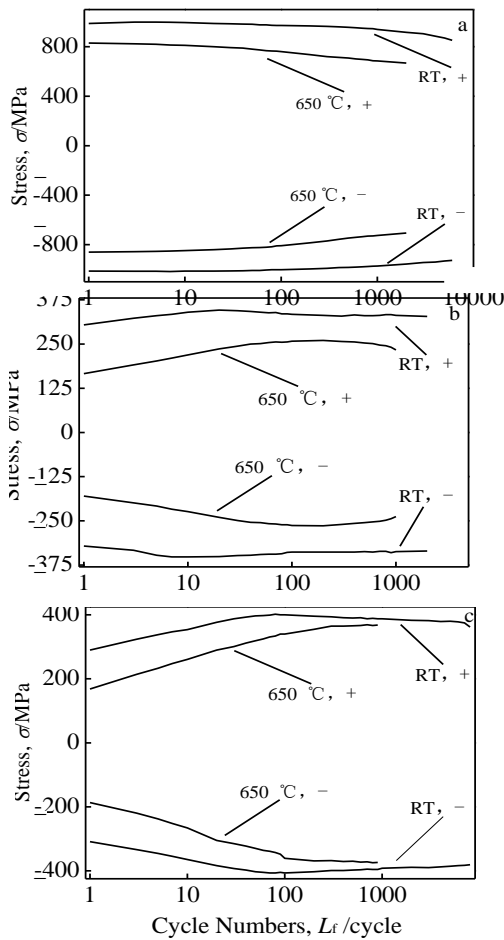


图 2 3 种试样峰值应力与循环周次的关系

Fig.2 Peak/valley stress vs. cycle number for three samples: (a) 718, (b) 825, and (c) 800H

度低于位错湮灭、运动的速度，呈循环软化状态。718 的屈强比为 0.85~0.9，因此出现显著的循环软化。而屈强比较低的 825、800H 在外加应变幅较高时，变形量达到某一阈值时出现循环硬化现象，该阈值在屈服强度附近；且在 650 °C 条件 825 和 800H 屈强比远低于室温，其循环硬化效应更为显著。这是由于在交变应力作用下，位错大量增殖、运动导致相互缠结和塞积，以及位错与析出相相互作用造成可动位错降低，材料进一步变形需更大外力。825 和 800H 而后发生循环饱和是由于：一方面，当一定循环周次后，位错增殖能力下降，同时大量异号位错相互作用和运动，产生湮灭现象，缓解了位错塞积和缠结；另一方面，高温下位错易发生攀移，或生成位错胞和亚晶，参与变形组织的动态回复再结晶过程，特别是在高温下析出相长大或重溶入基体，钉扎位错能力显著下降的条件下更为明显，当位错密度较为稳定时，便发生循环饱和和现象。循环饱和后的应力下降可理解为裂纹已经萌

生和扩展，样品承载能力下降，因此峰值应力也有所下降，而不是出现循环软化。

图 3 显示了 718、825 和 800H 典型样品低周疲劳试验后的断口形貌。3 种材料的低周疲劳断口均由疲劳源、疲劳扩展区和瞬断区组成。疲劳裂纹主要起源于样品表面或者内部缺陷处。若样品表面有切削刀痕，将在局部区域易引起应力集中，使该区域应力超过材料的强度，萌生裂纹。内部缺陷则是材料在锻造，热处理等过程中产生的。室温试验后样品断口的疲劳裂纹源呈一个或多个，容易观察。而高温试验后样品断口的疲劳裂纹源不易观察，这与其断口表面受到氧化有关。

低周疲劳裂纹萌生阶段约占总寿命的 10%，该阶段寿命较短，扩展速率较低。这是由于该阶段塑性变形量较小，因此裂纹尖端应力集中程度较低。当循环一定周次后，裂纹尖端应力集中程度逐渐增大，裂纹扩展速率提高，此时的微观形貌中有明显的疲劳条带，

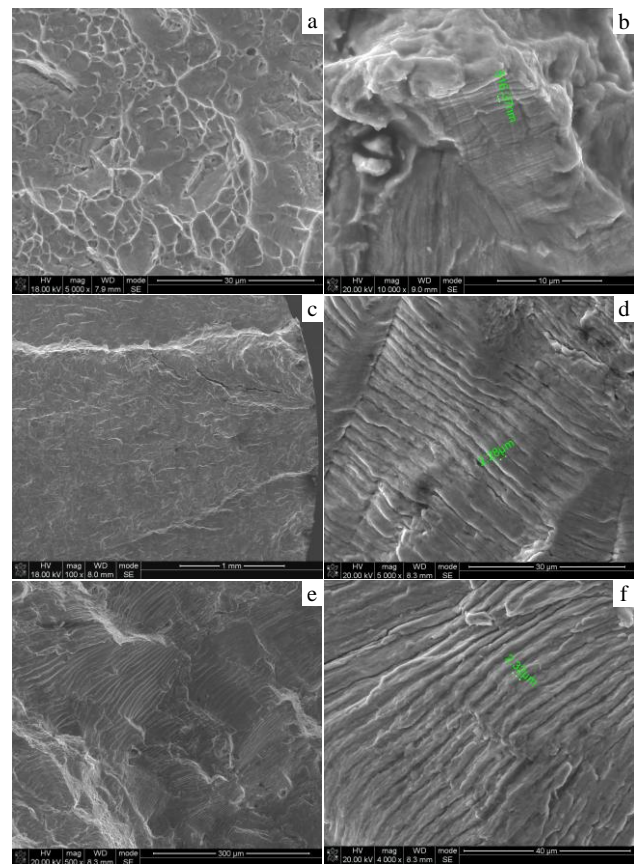


图 3 试验后样品疲劳断口形貌

Fig.3 Fracture morphology of fatigue samples: (a) quasi cleavage morphology of 718 (RT), (b) fatigue striation of 718 (650 °C), (c) crack source of 825 (RT), (d) fatigue striation of 825 (650 °C), (e) fatigue striation of 800H (RT), and (f) fatigue striation of 800H (650 °C)

此为裂纹扩展中期。观察发现, 同种材料在 650 °C 和室温下的疲劳间距较为接近, 而不同材料的疲劳条带间距有较大差别。如图 3 所示, 在 650 °C 低周疲劳试验后, 718 样品断口表面的疲劳条带间距仅为 0.5 μm , 而对于 825 和 800H 则分别达到 2.28 μm 和 2~20 μm 。疲劳间距越大, 表明循环一个周次裂纹扩展量较大, 即裂纹扩展速率较快, 材料抵抗裂纹扩展能力越弱。由于疲劳寿命主要取决于该阶段寿命, 因此在相同应变幅条件下, 疲劳间距越小, 材料的疲劳寿命越高。

3 结 论

1) 对 718、825 和 800H 3 种高温合金进行了 650 °C 和室温的低周疲劳试验, 其中 718 在两种温度条件下的疲劳寿命均最高。

2) 温度对 3 种高温合金的稳态迟滞回线面积和弹性变形量几乎无影响; 718 的稳态迟滞回线面积远低于 825 和 800H, 而弹性变形量几乎达到 825 和 800H 的 2 倍, 有利于提高其疲劳寿命。

3) 在循环变形过程中, 718 呈循环软化状态, 825 和 800H 呈先循环硬化, 再进入循环饱和状态, 且在高温下循环硬化效应更明显。

4) 在 650 °C 低周疲劳试验后, 718 样品断口表面的疲劳条带间距仅为 0.5 μm , 而对于 825 和 800H 则分别为 2.28 μm 和 2~20 μm , 进一步表明了 718 在 650 °C 的疲劳性能最好。

参考文献 References

- [1] Was G S, Ampornrat P, Gupta G *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2007, 176: 371
- [2] Zhang Q, Tang R, Yin K J *et al.* *Corro Sci*[J], 2009, 51: 2092
- [3] Totemeier T C, Clark D E. *J Nucl Mater*[J], 2006, 104: 355
- [4] Hwang S S, Lee B H, Kim J G *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2008, 177: 372
- [5] Mansur L K, Rowcliffe A F, Nanstad R K *et al.* *J Nucl Mater* [J], 2004, 166: 329
- [6] Zhou R S, West E A, Jiao Z J *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2009, 329: 11
- [7] Teysseyre S, Was G S. *13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*[C]. British Columbia: Whistler, 2007
- [8] Asselin E, Alfantazi A, Rogak S. *Corro Sci*[J], 2010, 52: 118
- [9] Marronea P A, Hong G T. *Journal of Supercritical Fluids*[J], 2009, 51: 83
- [10] Reuchet T, Remy L. *Mater Sci Eng*[J], 1983, 58: 19
- [11] Jiang Wenhui(姜文辉), Yao Xiangdong(姚向东), Guan Hengrong(管恒荣) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1998, 34(4): 378
- [12] Niu Huipeng(牛会鹏), Zhang Zheng(张 峥), Liu Shaolun(刘绍伦). *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*(北京航空航天大学学报)[J], 2003, 29(9): 816

Low-Cycle Fatigue Property of Candidate High Temperature Alloys for Supercritical Water Cooled Reactors

Chen Le, Tang Rui, Liang Bo, Zhang Qiang, Liu Hong

(Science and Technology on Reactor Fuel and Materials Laboratory, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610041, China)

Abstract: Low cyclic fatigue (LCF) properties of three kinds of high temperature alloys (Inconel-718, Incoloy-825 and Incoloy-800H) as candidate materials for supercritical water cooled reactor (SCWR) were investigated at 650 °C and room temperature (RT) under a strain amplitude of $\pm 0.5\%$, and fracture morphology of all the samples was observed by scanning electron microscope (SEM). The results show that the fatigue property of 718 is the best at both temperatures. The temperature has few effects on the area of hysteresis and elastic deformation for each alloy. The area of hysteresis for 718 is much lower than that of 825 and 800H, while the elastic deformation of 718 is as twice as that of other alloys, which is beneficial for improving the fatigue life. The 718 alloy shows a cyclic softening behavior in the testing; however, 825 and 800H coincide with the hardening-saturation mode; in addition, their cyclic hardening behavior is more obvious at 650 °C. SEM observation finds that the fatigue striation width after LCF testing at 650 °C is no more than 1 μm for 718, but up to 2.28 μm and 2~20 μm for 825 and 800H, respectively, which further demonstrates that 718 has the best fatigue property at 650 °C.

Key words: supercritical water cooled reactor; low-cycle fatigue; high temperature alloy

Corresponding author: Tang Rui, Ph. D., Associate Professor, Science and Technology on Reactor Fuel and Materials Laboratory, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610041, P. R. China, Tel: 0086-28-85906007, E-mail: xajtr@163.com