DOI：10.19666/j.rlfd.202511036

高温时效对 Incoloy 800H 合金室温低周疲劳性能的影响

唐丽英，周荣灿，李　江，李　季
（西安热工研究院有限公司，陕西　西安　710054）

［摘　　要］我国首台高温气冷堆核电机组蒸汽发生器传热管采用国产 Incoloy 800H 合金（800H 合金），本文对供货态和在 675 ℃氦气保护条件下时效 10 000 h 后的 800H 合金传热管进行了室温低周疲劳（low-cycle fatigue，LCF）试验，利用场发射扫描电子显微镜（SEM）观察了 800H 合金的微观组织和疲劳试样断口形貌。结果表明：供货态和时效态 800H 合金的室温 LCF 性能均遵循 Manson-Coffin 方程；与供货态相比，时效态 800H 合金疲劳寿命提升 35%~56%，这与时效态 800H 合金析出细小第二相导致材料强度增大有关；在 0.4%~1.0%应变幅下，供货态和时效态 800H 合金均先发生循环硬化，随后循环软化，接着达到循环稳定；疲劳裂纹优先在表面缺陷处萌生，穿晶扩展。

［关　键　词］Incoloy 800H 合金；低周疲劳；高温时效

［引用本文格式］唐丽英，周荣灿，李江，等. 高温时效对 Incoloy 800H 合金室温低周疲劳性能的影响[J]. 热力发电，2026，55(9)：124.　Tang Liying, Zhou Rongcan, Li Jiang, et al. Effect of high-temperature aging on room-temperature low-cycle fatigue properties of Incoloy 800H alloy[J]. Thermal Power Generation, 2026, 55(9): 124.

Effect of high-temperature aging on room-temperature low-cycle fatigue properties of Incoloy 800H alloy

Tang Liying, Zhou Rongcan, Li Jiang, Li Ji
(Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd., Xi'an 710054, China)

Abstract: Room-temperature low-cycle fatigue (LCF) tests were conducted on the domestic Incoloy 800H alloy, which is utilized for the steam generator heat transfer tubes of China's first high-temperature gas-cooled reactor (HTGR) nuclear power unit. The tested specimens include those in the as-received state and those aged at 675 ℃ for 10 000 h. Moreover, the microstructure and fatigue fracture morphology of the 800H alloy were observed using a field emission scanning electron microscope (SEM). The results indicated that the room-temperature LCF properties of the Incoloy 800H alloy in both states complied with the Manson-Coffin equation. Compared with the as-received alloy, the fatigue life of the aged alloy was prolonged by 35%~56%. This improvement was associated with the precipitation of fine second phases during aging, which led to an increase in material strength. In the strain amplitude range of 0.4%~1.0%, both the as-received alloy and the aged alloy were found to follow the sequence of cyclic hardening, cyclic softening, and cyclic stabilization. Fatigue cracks were observed to initiate preferentially from the surface defects of the specimens and propagate transgranularly.
Key words: Incoloy 800H; low-cycle fatigue; high-temperature aging

高温气冷堆（HTGR）是第四代核电主要堆型之一，具有安全性好、效率高、经济性好等优势[1]。蒸汽发生器是高温气冷堆的关键设备，服役过程中需承受启停、功率波动等引起的热循环载荷。刘桐等[2-3]研究发现在高温气冷堆热启动过程中，传热管热应力可达 400 MPa 以上，超过管材的屈服强度，

收 稿 日 期：2025-11-12　修 回 日 期：2025-12-11　接 受 日 期：2025-12-12
基 金 项 目：陕西省自然科学基金基础研究计划（2024JC-YBMS-316）
Supported by：Basic Research Program of Shaanxi Natural Science Foundation (2024JC-YBMS-316)
第一作者简介：唐丽英（1978），女，硕士，正高级工程师，主要研究方向为高参数发电机组选材以及材料服役性能，tangliying@tpri.com.cn。

传热管在机组启停过程中具有较大的低周疲劳（low-cycle fatigue，LCF）开裂风险。

Incoloy 800H 合金（UNS N08810，简称 800H 合金）广泛用于高温气冷堆热交换部件、超临界水冷堆燃料包壳等严苛环境，其低周疲劳性能已得到广泛研究，国外研究机构评估了温度、应变速率、环境介质及加载波形等因素对 800H 合金低周疲劳性能的影响。温度是影响 800H 合金 LCF 性能的核心参数，其对变形机制、应力响应与寿命演化均有显著影响[4-10]。应变速率通过调控时间依赖型过程（氧化、蠕变、析出相演化）影响 800H 合金 LCF 性能，典型应变速率范围为 4×10^{-6}~1×10^{-3}/s[4-11]。800H 合金的 LCF 性能对环境较为敏感，不同介质通过氧化、腐蚀或元素扩散改变损伤路径，空气是最常见的实验室环境，但其高温氧化会显著恶化 800H 合金 LCF 性能，真空环境（10^{-6} Pa）下，800H 合金的 LCF 寿命明显大于空气、含杂质氦气及烟气等环境[6,9]。

石岛湾高温气冷堆是我国首个示范机组，其蒸汽发生器传热管过热段以及出口集箱管板均采用国产 800H 合金[12-16]。虽然国外研究已经获得大量 800H 合金的 LCF 性能数据，但我国国产 800H 合金的 LCF 性能数据可能与文献及标准中的数据有较大差异。长期高温服役后材料组织结构变化会导致 LCF 性能发生变化，其对材料的 LCF 性能的影响尚缺乏研究。材料的疲劳性能对组织结构敏感，晶粒大小、第二相性质、非金属夹杂物、试样或构件的表面状况等对疲劳性能均有显著影响[17-18]。现有研究采用的试样多为供货态的圆形截面，表面经过精细磨抛以去除表面状态的影响。然而，实际传热管的 LCF 性能受到材料组织结构和表面状态的影响，而针对管状试样以及高温时效后材料性能研究尚不充分，缺少传热管实际状态的 LCF 性能数据，因此有必要系统研究不同管材形式 800H 合金传热管的 LCF 性能以及在服役温度下热老化的影响。

本文以 800H 合金传热管原管为试样，进行了供货态和在 675 ℃时效 10 000h 后的室温 LCF 性能试验，系统研究了 LCF 应变幅−循环寿命关系、循环应力响应、滞后回线、疲劳断口、裂纹金相等，并讨论了高温时效对 800H 合金的影响。

1 试验材料与方法

试验材料为规格Φ19 mm×3 mm 的国产 800H 合金管，供货态热处理方式为在 1 150~1 170 ℃氢气保护下固溶处理，保温 15~20 min 后水套冷却。对部分试样在 675 ℃高纯氦气保护下进行了 10 000 h 高温时效试验以模拟机组运行过程中的热老化，时效温度为石岛湾示范工程传热管的设计最高温度。800H 合金管实测化学成分见表 1。800H 合金的室温弹性模量为 205 GPa，供货态室温抗拉强度为 590 MPa，屈服强度为 229 MPa，断后伸长率为 53.2%。温度 675 ℃时效 10 000 h 后 800H 合金抗拉强度为 647 MPa，屈服强度为 239 MPa，断后伸长率为 40.3%。时效后 800H 合金室温抗拉强度增大 9.7%，屈服强度增大 4.4%，断后伸长率降幅为 24.2%。

依据 ASTM E606《Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing》标准，在 MTS Landmark 8 试验机上对供货态及时效态 800H 合金传热管进行室温 LCF 试验。试样为传热管全管试样，标距段长度 25 mm，试验时两端插入依据 ASTM A370《Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products》标准加工的金属塞。试验过程中加载采用应变控制，加载波形为三角波，应变比为–1，应变速率为 0.006/s，应变幅分别为 0.40%、0.55%、0.70%、0.85%、1.00%，每个应变幅设 3 个平行试样。利用 FEI Apreo S 场发射扫描电子显微镜（SEM）观察 800H 合金的微观组织和疲劳试样断口形貌，并在断口源区处沿传热管轴向切开，制备裂纹金相试样。在蔡司 FM700 型金相显微镜下观察裂纹走向以及外壁及内壁的疲劳开裂情况。

表 1 Incoloy 800H 合金的实测化学成分　单位：*w*/%

Tab.1 Chemical compositions of the Incoloy 800H alloy

元素	C	Mn	Si	Ni	Fe	Cr	Al	Ti
实测值	0.084	0.850	0.049	32.590	43.490	22.040	0.360	0.460

2 试验结果

2.1 疲劳寿命

图 1 为供货态和时效态 800H 合金传热管室温 LCF 应变−寿命曲线。供货态和时效态 800H 合金的室温 LCF 应变−寿命均可采用 Manson-Coffin 公式[12]拟合：

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}=\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}+\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \tag{1}$$

式中：$\Delta\varepsilon_t/2$ 为总应变幅；$\Delta\varepsilon_e/2$ 为弹性应变幅；$\Delta\varepsilon_p/2$ 为塑性应变幅。

$\Delta\varepsilon_e/2$ 和$\Delta\varepsilon_p/2$ 分别为：

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}=\frac{\sigma_f'}{E}\times(2N_f)^b \tag{2}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}=\varepsilon_f'\times(2N_f)^c \tag{3}$$

式中：N_f为疲劳寿命；E为弹性模量；σ_f'为疲劳强度系数；ε_f'为疲劳延性系数；b为疲劳强度指数；c为疲劳延性指数。

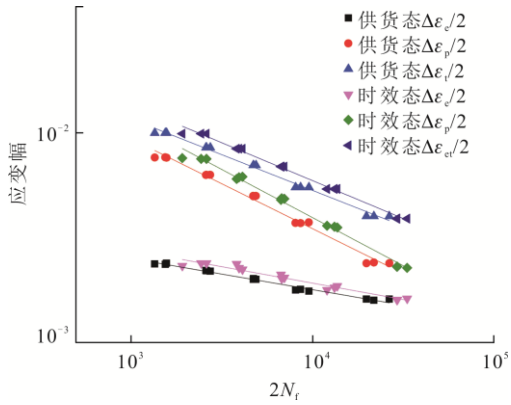


图 1 供货态和时效态 800H 合金室温低周疲劳应变–循环寿命曲线

Fig.1 Strain-cycle life curves of room-temperature LCF of the 800H alloy in as-received and aged states

利用式(2)和式(3)分别对供货态和时效态 800H 合金室温低周疲劳 $2N_f$–$\Delta\varepsilon_e/2$ 和 $2N_f$–$\Delta\varepsilon_f/2$ 数据进行拟合，供货态的拟合决定系数 R^2 分别为 0.981 3 和 0.988 5，时效态 R^2 分别为 0.954 9 和 0.988 9，表明供货态和时效态 800H 合金的室温 LCF 性能均遵循 Manson-Coffin 方程，且平行试样之间偏差较小，拟合得到的相关参数见表 2。在相同应变幅下，时效态 800H 合金疲劳寿命显著高于供货态，在所试验的应变幅范围内，寿命提升 35%~56%，材料时效后抵抗循环变形的能力显著增强。

表 2 800H 合金的 Manson-Coffin 公式拟合系数

Tab.2 Coefficients of the Manson-Coffin formula for the Incoloy 800H alloy

样品	σ_f' /MPa	ε_f'	b	c
供货态	958	0.181 0	–0.148 4	–0.428 8
时效态	1 381	0.259 9	–0.157 8	–0.452 2

2.2 循环应力响应

供货态和时效态 800H 合金传热管室温 LCF 试验过程中峰值拉伸应力和寿命消耗的关系分别见图 2 和图 3，其中寿命消耗为试验过程中循环数 N 与循环寿命 N_f 的比值。可以看出，应变幅不同时，供货态和时效态 800H 合金所有试样 LCF 试验过程中峰值拉伸应力随循环周次的变化规律一致，依次经历循环硬化、循环软化、循环稳定、失稳等 4 个阶段。试验开始时，800H 合金快速经历循环硬化阶段，且随着应变幅的增大，循环硬化阶段的寿命消耗占比有所增大，当应变幅从 0.4%增大到 1.0%，供货态循环硬化阶段占比从 0.7%增大到 4.0%，时效态循环硬化阶段占比从 0.1%增大到 0.9%；供货态和时效态的循环软化阶段寿命消耗占比分别为 5%左右和 1%~3%；供货态和时效态的循环稳定阶段寿命消耗占比均接近 90%，是整个试验过程中占比最大的阶段；最后失稳阶段供货态合金寿命消耗占比约为 1%~5%，时效态占比为 1%~4%。

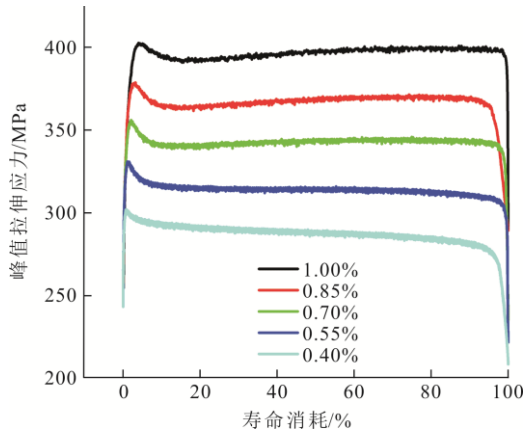


图 2 供货态 800H 传热管室温 LCF 试验过程中峰值拉伸应力与寿命消耗的关系

Fig.2 Relationships between the peak tensile stress and the life consumption during room-temperature LCF tests for the as-received Incoloy 800H alloy

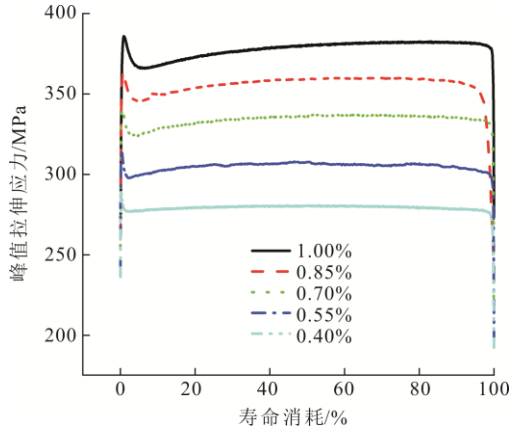


图 3 时效态 800H 传热管室温 LCF 试验过程中峰值拉伸应力与寿命消耗的关系

Fig.3 Relationships between the peak tensile stress and the life consumption during room-temperature LCF tests for the aged Incoloy 800H alloy

2.3 稳态滞后回线

供货态和时效态 800H 合金传热管的室温 LCF 典型应变幅下的半寿命滞后回线如图 4 所示。可以

看出，滞后回线塑性段均较光滑，未出现锯齿状波动特征，说明未发生动态应变时效。

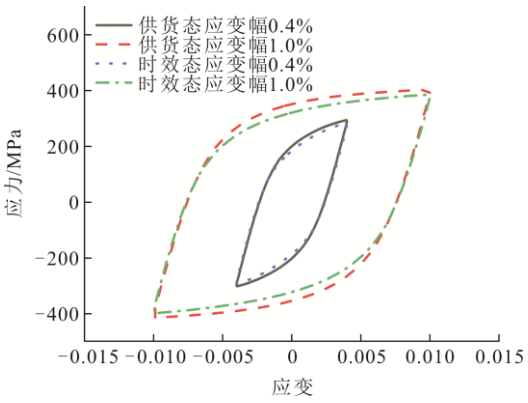


图 4 800H 合金传热管室温 LCF 半寿命滞后回线
Fig.4 Half-life hysteresis loop of room-temperature LCF for the Incoloy 800H alloy

各应变幅下半寿命滞后回线的面积见表 3。滞后回线的面积越大，材料在一次循环中产生的塑性应变能就越大，材料的损伤就越严重。由表 3 可以看出：同种状态的材料，滞后回线面积随应变幅的增大而显著增大；在相同应变幅下，时效态 800H 合金的半寿命滞后回线面积均小于供货态，说明单次循环对时效态 800H 合金的损伤较小，对应材料疲劳寿命的增大。

表 3 800H 合金的半寿命滞后回线面积　单位：J/mm^3
Tab.3 Areas of the half-life hysteresis loop for the Incoloy 800H alloy

样品	应变幅 0.40%	应变幅 0.55%	应变幅 0.70%	应变幅 0.85%	应变幅 1.00%
供货态	3.103 8	4.872 7	7.040 9	9.708 6	12.351 1
时效态	2.929 4	4.644 9	6.668 0	8.933 6	11.437 9

2.4 疲劳断口微观形貌

供货态 800H 合金应变幅为 1.00%时 LCF 断口微观形貌如图 5 所示。断口疲劳源区（图 5 中 A 侧箭头位置）位于传热管外壁表面的多处缺陷，例如划痕、夹杂物等应力集中处。在交变应力下，源区附近的金属因反复张开与闭合使断口两面互相挤磨，形成了光滑的扇形区域，可见从疲劳源区指向扩展区的放射状台阶；扩展区（图 5 中 B 侧箭头所指位置）则可观察到典型的海滩波纹状疲劳辉纹，疲劳条带间距为 4 μm 左右。时效态的断口形貌与供货态相近，区别是条纹间距更小，本文不再赘述。

2.5 裂纹金相形貌

供货态 800H 合金应变幅为 1.00%时 LCF 断口金相照如图 6 所示。由图 6 可以看出，裂纹优先起源于表面缺陷处（白色箭头所示），且裂纹穿晶扩展（黑色箭头所指为晶界），在晶粒内部的一次析出相或夹杂物附近未见疲劳微裂纹，说明表面光洁度是影响 800H 合金传热管疲劳性能的重要因素。时效态与供货态相近，裂纹同样起源于表面缺陷，随后穿晶扩展。

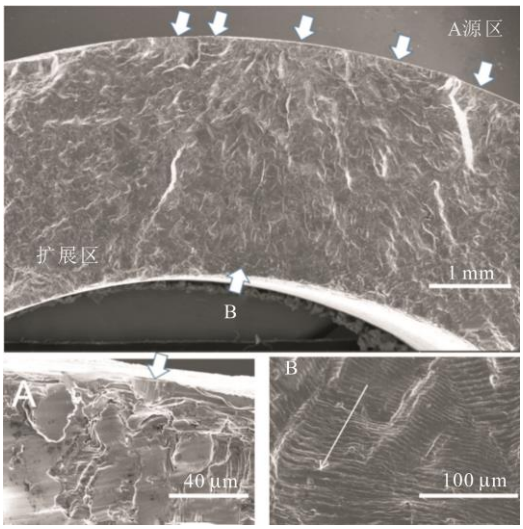


图 5 供货态 800H 合金应变幅为 1.00%时 LCF 断口微观形貌
Fig.5 Microscopic morphology of LCF fracture surface at 1.00% strain amplitude of the as-received Incoloy 800H alloy

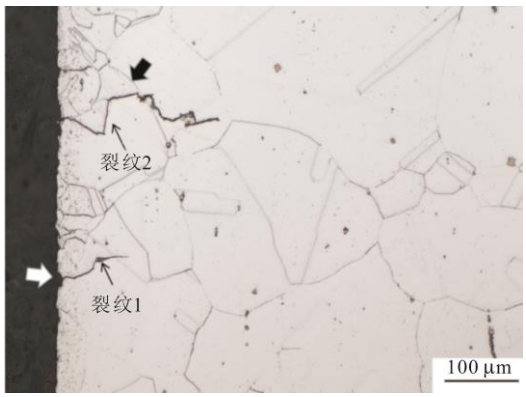


图 6 供货态 800H 合金应变幅为 1.00%时裂纹金相照片
Fig.6 Metallographic morphology of cracks at 1.00% strain amplitude of the as-received Incoloy 800H alloy

2.6 微观组织

供货态 800H 合金奥氏体晶粒尺寸为 100~125 μm，扫描电镜照片以及 X 射线能谱（EDS）元素面分布测试结果见图 7。由图 7 可知，基体和晶界上可见少量分散分布的(Ti,Nb)(C,N)析出相以及 $M_{23}C_6$ 相，分别用白色箭头和黑色箭头在图 7 中标出。方形(Ti,Nb)(C,N)析出相尺寸为 6 μm 左右，该析出相中心富 Al 和 Mg，原因是合金凝固过程中富 Al 和 Mg 的氧化物杂质作为(Ti,Nb)(C,N)的凝固核心处

优先凝固，较小的(Ti,Nb)(C,N)析出相尺寸为 1.5 μm 左右在晶界析出；此外晶内晶界可见尺寸为 1~2 μm 的 $M_{23}C_6$ 相（富 Cr 和 C），数量较少，分布较分散。

时效态 800H 合金微观组织见图 8。由图 8 可知，微观组织与供货态 800H 合金有显著区别，晶内晶界析出大量第二相，晶界分布着尺寸为 200~650 nm 的断续 $M_{23}C_6$ 相，晶内析出大量尺寸为 100 nm 左右的弥散分布的第二相。

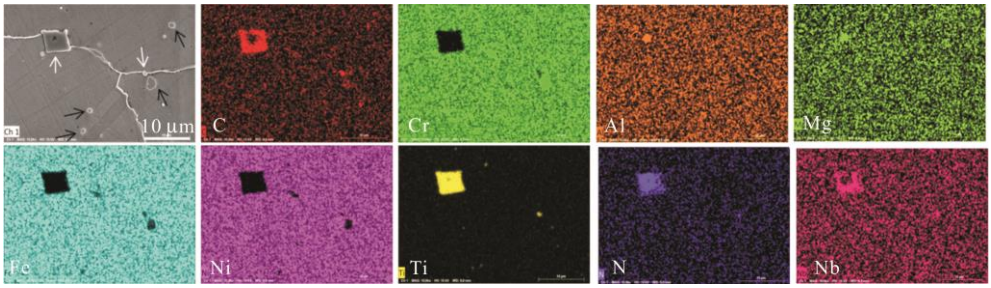


图 7 供货态 800H 合金微观组织以及第二相元素面分布

Fig.7 Microstructure and elemental mapping of secondary phases in the as-received Incoloy 800H alloy

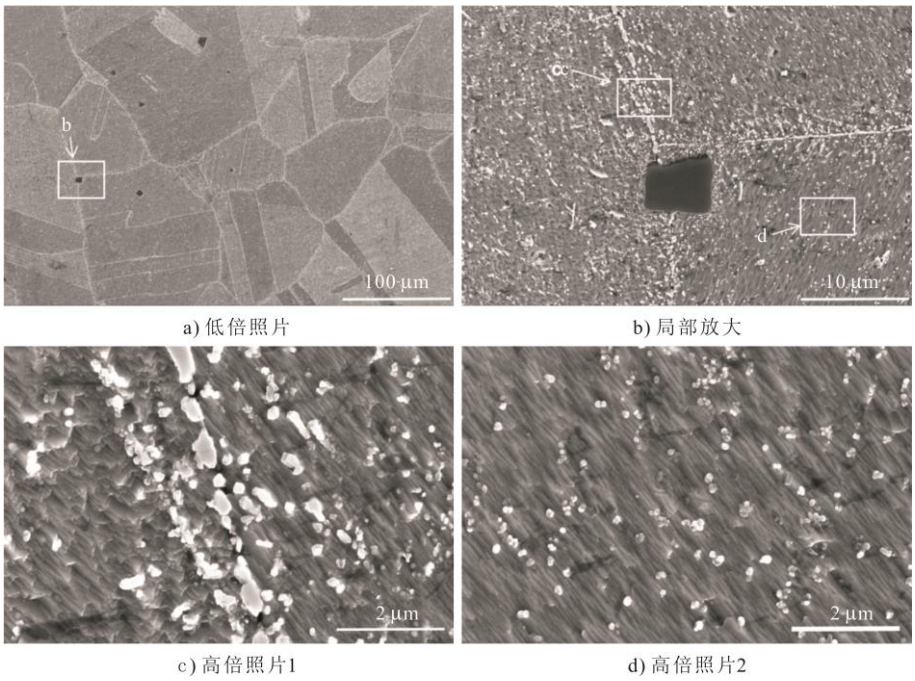


图 8 时效态 800H 合金微观组织

Fig.8 Microstructure of the aged 800H alloy

3 分析讨论

本文研究发现，供货态和在 675 ℃时效 10 000 h 后 800H 合金的室温 LCF 性能均遵循 Manson-Coffin 方程，与王靓亮等[16]对 800H 合金焊接接头的研究结果一致。

在各应变幅试验过程中，供货态和时效态 800H 合金均先发生快速的循环硬化，随后循环软化，接着进入持续时间最长的循环稳定阶段，最后宏观疲劳裂纹快速扩展进入失稳阶段。与王靓亮等[16]发现当外加总应变幅大于 0.6%时，疲劳过程中先发生循环硬化，随后发生循环软化的结论一致。但与陈乐等[19]发现 800H 合金先发生循环硬化再达到循环饱和状态略有区别。

循环硬化效应与位错滑移特性相关，堆垛层错能较高、易发生交滑移的材料一般不发生循环硬化，而 800H 合金这类堆垛层错能较低、更倾向于平面滑移的材料，则易出现显著的硬化效应[5]。在循环载荷作用下，先屈服的晶粒内产生塑性变形，位错沿着滑移面运动，不同滑移面上的位错在外力的作用下相互交割，位错在晶界塞积、在第二相附近缠结等也会导致位错进一步运动的阻力增大，从

而产生循环硬化。经过初始疲劳硬化阶段之后，材料内部充满了位错的缠结和障碍，位错密度增加到一定程度，在外应力的作用下，这种结构被破坏，发生位错湮灭与重排，从而材料进入疲劳软化阶段，达到一定程度之后，形成驻留滑移带，从而进入循环稳定阶段，当裂纹扩展到一定程度，裂纹扩展所需应力显著减小，进入最后的宏观裂纹扩展的失稳阶段。

一般认为，疲劳裂纹的萌生是由于塑性应变在微观区域内的集中和不可逆周期滑移引起的[5]。一般疲劳试样表面需进行抛光，表面光洁度好缺陷少，因此疲劳裂纹在滑移带与试样表面交点处萌生。但是本文试验采用的管状试样，维持了传热管成品的表面状态，虽然传热管成品出厂前进行了表面抛光，但是其表面粗糙度仍低于常规疲劳试样，因此难免存在划痕等缺陷，如图 6 所示疲劳裂纹起源处（箭头所指）的微小缺口。因缺陷处存在应力集中，疲劳裂纹优先在表面缺陷处萌生。

800H 合金为面心立方晶体，在 LCF 循环中，循环应变驱动位错在滑移面持续滑移，形成“持久滑移带”，造成晶体内部的局部塑性变形集中区，原子键合力因反复滑移被显著削弱。由图 7 和图 8 可以看出：800H 合金晶界 $M_{23}C_6$ 等析出相分散分布，且未发生连续析出相粗化，可以有效强化晶界，因此晶界结合力仍较高；相比晶界，晶内的塑性变形集中区成为“薄弱环节”，裂纹优先沿晶内滑移带扩展，而非沿晶界萌生/扩展。

供货态 800H 合金中可见尺寸为 1.5~6.0 μm 左右的(Ti,Nb)(C,N)析出相和尺寸为 1~2 μm 的 $M_{23}C_6$ 相，数量较少，且分布较分散，难以起到强化作用。而时效态 800H 合金微观组织与供货态 800H 合金有显著区别，晶内晶界析出大量第二相，晶界 $M_{23}C_6$ 相尺寸为 200~650 nm，分布不连续，可有效钉扎晶界，晶内析出的大量尺寸为 100 nm 左右的弥散分布的第二相，尺寸小，且分布较为分散，可起到析出强化作用，提高材料硬度、屈服强度等力学性能指标。

Villagrana 等人[11,20]认为，时效态 800H 合金 LCF 寿命的提升，主要原因是晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物通过 2 种方式影响疲劳裂纹扩展：1）位错在晶界处塞积产生的背应力，会在裂纹尖端接近晶界时限制其塑性区尺寸，从而降低裂纹扩展速率；2）当裂纹前沿遇到晶界处的碳化物颗粒时，颗粒会使裂纹尖端钝化，需重新形成尖锐尖端才能继续扩展，从而延迟扩展。晶内析出的细小弥散分布析出相在疲劳试验过程中可阻碍位错的运动，进一步提高 800H 合金的疲劳强度。

4 结　论

本文以 800H 合金传热管为试样，进行了供货态和在 675 ℃时效 10 000 h 后的室温 LCF 性能试验，研究结果如下。

1）供货态和时效态 800H 合金的室温 LCF 性能均遵循 Manson-Coffin 方程，时效态 800H 合金疲劳寿命提升 35%~56%，与时效后 800H 合金析出细小第二相导致材料强化有关。

2）在 0.4%~1.0%应变幅下，供货态和时效态 800H 合金管所有试样 LCF 试验过程中峰值拉伸应力随循环周次均先发生循环硬化，随后循环软化，接着达到循环稳定。

3）供货态和时效态 800H 合金传热管的疲劳裂纹均优先在表面缺陷处萌生，穿晶扩展。

［参 考 文 献］

［1］ 佚名. 第四代核电高温气冷堆[J]. 中国核电, 2021, 14(3): 410.
Anonymous. High temperature gas cooled reactor[J]. China Nuclear Power, 2021, 14(3): 410.

［2］ 何树延, 李笑天. 10 MW 高温堆热启动时蒸汽发生器管板焊缝处疲劳分析[J]. 核动力工程, 2004, 25(2): 203.
He S Y, Li X T. Fatigue analysis of welded joint at tube-plate of steam generator in HTR-10[J]. Nuclear Power Engineering, 2004, 25(2): 203.

［3］ 刘桐. 高温气冷堆蒸汽发生器管板的热应力与疲劳分析[D]. 北京: 清华大学, 2009: 71.
Liu T. Thermal stress and fatigue analysis of the tube sheet of steam generator in high-temperature gas-cooled reactor[D]. Beijing: Tsinghua University, 2009: 71.

［4］ Bhanu Sankara Rao K, Schiffers H, Schuster H, et al. Temperature and strain-rate effects on low-cycle fatigue behavior of alloy 800H[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27: 255.

［5］ Jiao F, Österle W, Portella P D, et al. Biaxial path-dependence of low-cycle fatigue behaviour and microstructure of alloy 800H at room temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 196(1/2): 19.

［6］ Meurer H P, Gnirss G K H, Mergler W, et al. Investigations on the fatigue behavior of high-temperature alloys for high-temperature gas-cooled reactor components[J]. Nuclear Technology, 1984, 66(2): 315.

［7］ Kaae J L. High-temperature low-cycle fatigue of alloy 800H[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(2): 332.

［8］ Bhanu Sankara Rao K, Schuster H, Halford G R. Mechanisms of high-temperature fatigue failure in alloy 800H[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27: 851.

[9] Tsuji H, Kondo T. Low-cycle fatigue of heat-resistant alloys in high-temperature gas-cooled reactor helium[J]. Nuclear Technology, 1984, 66(2): 347.

[10] Marušáková D, Bublíková P, Berka J, et al. Microstructural analysis of 800H steel exposed at test operation in HTHL by using FIB-SEM and HRTEM techniques[J]. Applied Surface Science, 2017, 416: 379.

[11] Villagrana R E, Kaae J L, Ellis J R. The effect of aging and cold working on the high-temperature low-cycle fatigue behavior of alloy 800H: part Ⅱ: continuous cyclic loading[J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12A: 1849.

[12] 李巨峰, 杨森垓, 于莉媛, 等. 核电厂用蒸汽发生器 Incoloy800H 传热管首次国产化实践[J]. 热加工工艺, 2015, 44(18): 108.
Li J F, Yang S G, Yu L Y, et al. First time localization practice of steam generator tubes of Incoloy 800H for nuclear power plant[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(18): 108.

[13] 张贵泉, 姚洪猛, 孙雅萍, 等. 应力和水化学参数对 Incoloy800H 合金晶间腐蚀的影响试验[J]. 热力发电, 2020, 49(4): 1.
Zhang G Q, Yao H M, Sun Y P, et al. Effects of stress and hydrochemical parameters on intercrystalline corrosion of Incoloy800H alloy[J]. Thermal Power Generation, 2020, 49(4): 1.

[14] 唐丽英, 李江, 詹英杰, 等. 试验温度及热老化对 Incoloy 800H 合金冲击性能的影响[J]. 热力发电, 2021, 50(3): 49.
Tang L Y, Li J, Zhan Y J, et al. Effects of test temperature and thermal aging on impact performance of Incoloy 800H[J]. Thermal Power Generation, 2021, 50(3): 49.

[15] 李江, 詹英杰, 李季, 等. 国产 Incoloy 800H 合金在氦气中时效后力学性能及微观组织演化[J]. 热力发电, 2020, 49(11): 120.
Li J, Zhan Y J, Li J, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of domestic Incoloy 800H during aging in helium[J]. Thermal Power Generation, 2020, 49(11): 120.

[16] 王靓亮, 车欣, 王宝森, 等. 两种镍基合金焊接接头的室温低周疲劳行为[C]//第十八届全国疲劳与断裂学术会议, 2016: 30.
Wang L L, Che X, Wang B S, et al. Low-cycle fatigue behavior of two nickel-based alloys welding joints[C]//18th National Conference on Fatigue and Fracture, 2016: 30.

[17] 才庆魁. 金属疲劳断裂理论[M]. 沈阳: 东北工学院出版社, 1989: 144.
Cai Q K. Theory of metal fatigue and fracture[M]. 1st ed. Shenyang: Northeastern University of Technology Press, 1989: 144.

[18] 谢伟, 殷之平, 张纯. 结构疲劳与断裂[M]. 2 版. 西安: 西北工业大学出版社, 2024: 28.
Xie W, Yin Z P, Zhang C. Structural fatigue and fracture[M]. 2nd ed. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2024: 28.

[19] 陈乐, 唐睿, 梁波, 等. 超临界水冷堆候选高温合金低周疲劳性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 922.
Chen L, Tang R, Liang B, et al. Low-cycle fatigue property of candidate high temperature alloys for supercritical water cooled reactors[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 922.

[20] Villagrana R E, Kaae J L. The effect of aging and cold working on the high-temperature low-cycle fatigue behaviour of alloy 800H[J]. Metallurgical Transactions A, 1978, 9A: 927.

（责任编辑 邓玲惠）