

# Inconel 740H 在 700 °C 关键部件验证 试验平台中的性能演变研究

李 季<sup>1</sup>, 唐丽英<sup>1</sup>, 李 江<sup>1</sup>, 周荣灿<sup>1</sup>, 钟 犁<sup>2</sup>, 刘卫国<sup>3</sup>, 李小敏<sup>3</sup>

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710032)

(2. 中国华能集团清洁能源技术研究院有限公司, 北京 102209)

(3. 华能国际电力股份有限公司 南京电厂, 江苏 南京 210035)

**摘 要:** 为了进一步评估 700 °C 先进超超临界火电机组选材的可用性和选材方案的科学性, 对在华能南京电厂 700 °C 关键部件验证试验平台上运行的候选管样进行定期取样和检测。采用力学性能测试和显微组织分析相结合的方法, 对不同运行时间(0、10 000、24 000 h)的 Inconel 740H 过热器管进行测试、对比和分析。结果表明: Inconel 740H 在室温和 700 °C 高温的屈服强度和抗拉强度随服役时间的延长缓慢降低; 在运行 10 000 h 后, 室温和高温冲击吸收功降幅显著, 但当服役时间进一步延长至 24 000 h 时降幅较小。显微组织方面, 随着服役时间的延长, Inconel 740H 的变化主要表现在晶界碳化物  $M_{23}C_6$  的长大变多及晶内  $\gamma'$  相的粗化。总体来说, Inconel 740H 在运行 24 000 h 后的力学性能和组织的演化均趋于稳定。

**关键词:** Inconel 740H; 700 °C 先进超超临界; 力学性能; 组织演变; 冲击韧性

**中图分类号:** TG146.1+5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)09-3304-09

700 °C 先进超超临界燃煤发电技术(700 °C 技术)的主蒸气压力超过 35 MPa, 主蒸气温度超过 700 °C, 是目前参数最高、最先进的高效、节能和低排放燃煤发电技术。与现有 600 °C 超超临界发电技术相比, 700 °C 技术可提高机组的供电效率至 48%~50%, 显著降低供电煤耗约 40 g/(kW h), 有效控制温室气体及  $SO_2$ 、 $NO_x$  等有害气体的排放<sup>[1]</sup>。一台 600 MW 的 700 °C 机组比 600 °C 机组年节约标准煤 14.3 万吨左右, 直接减排  $CO_2$  约 39 万吨左右。鉴于 700 °C 技术在供电效率和温室气体排放控制上的巨大竞争优势, 欧盟、美国、日本均已启动了本领域的相关项目, 以在下一代发电装备的技术竞争中取得优势。

2010 年, 我国“国家 700 °C 超超临界燃煤发电技术创新联盟”成立; 2015 年 12 月 30 日, 以华能南京电厂 2# 机组为宿主机组的我国首个 700 °C 关键部件验证试验平台成功投运并实现 700 °C 运行。作为世界首个在线运行机组上进行的试验项目, 其建设和运行在 2017 年经鉴定达到国内领先, 国际先进水平。截至 2019 年 4 月 13 日, 试验台累计运行 24 013 h (1000 d),

多项指标超过国际同类型平台运行水平。

由于传统的铁素体耐热钢(以 T91、T92 为代表)和奥氏体耐热钢(以 Super 304H、HR3C、TP347HFG 等为代表)的适用温度无法满足 700 °C 机组受热面的服役温度要求。因此, 700 °C 试验验证平台选用了较多的镍基或铁镍基高温合金材料, 对包括 Inconel 740H、Haynes 282、617B 等在内的多种进口材料和 GH984G、HT700、GH750 等在内的多种国产材料进行了考察。

其中, Inconel 740H 是一种以  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>(Al, Ti, Nb) 相为主要强化相并辅以 Mo 等元素固溶强化的时效硬化型镍基高温合金<sup>[2,3]</sup>, 是目前世界各国 700~760 °C 等级高温部件的重要候选材料之一<sup>[4-6]</sup>; 该材料在我国试验台中位于过热器管出口段, 在长期高温服役过程中需要面临高温、高压、蒸气氧化、烟气腐蚀等多重因素的严峻考验。Inconel 740H 在 700~750 °C 时效时, 会发生较为明显的组织演变, 尤其是长时效会促进基体中  $\gamma'$  长大粗化和 Cr 元素迁移。Inconel 740H 在 750 °C 时效 3000 h 时, 可见 Cr 元素在  $\gamma/\gamma'$  界面处  $\gamma$  侧基体中

收稿日期: 2020-09-10

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB0604401)

作者简介: 李 季, 女, 1985 年生, 博士, 高级工程师, 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710032, 电话: 029-82001211, E-mail: lijia@tpri.com.cn

明显富集<sup>[6]</sup>; 在 720 °C 时效 2000 h 后也可观察到较为明显的元素的再分配和相转变:  $MC+\gamma\rightarrow(MC)_\gamma+\gamma'+(Cr)_{富集}\rightarrow M_{23}C_6+\gamma'$ <sup>[5]</sup>。当 Inconel 740H 在 700 °C 进行约 7000 h 的持久蠕变试验后, 晶界处已可见大量显著粗化且呈长针状的  $M_{23}C_6$ , 应力和温度的双重耦合作用会进一步促进大尺寸晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物的析出, 导致晶界强度削弱, 进而影响合金的力学性能。有研究表明, Inconel 740H 在 700 °C 的抗蒸气氧化性能与 GH2984 相当<sup>[7]</sup>; Inconel 740H 在 750 °C 烟气中腐蚀 5000 h 的腐蚀程度比其在相同时间的 725 和 780 °C 2 种烟气环境中的腐蚀程度严重<sup>[8]</sup>。但在模拟燃用国产高硫煤的 750 °C 烟气/煤灰腐蚀环境中, Inconel 740H 的耐蚀性优于 Nimonic 263、Alloy 617B、Haynes 282 等其它候选材料<sup>[9]</sup>。

由于火电机组的设计寿命长达 30 年(20 万小时), 首次作为火电机组候选材料的镍基合金在运行工况下的长时力学性能与组织演变规律直接关系到机组的平稳安全运行, 因此复杂环境中长时实验数据的积累对于 700 °C 机组的选材显得尤为重要<sup>[10,11]</sup>。尽管 Inconel 740H 的各方面性能已经报道了较多实验室研究成果, 但大部分试验时间在 5000 h 以内, 试验过程仅考虑单一变量, 缺乏综合性的验证试验。服役于 700 °C 关键部件验证试验平台上的 Inconel 740H, 受到高温、高压、蒸气、烟气等因素的复合作用, 试验环境最大限度地接近真实服役工况, 其显微组织以及力学性能会在服役过程中发生何种变化, 其性能是否满足相关要求都是所关心的问题。

本研究依托华能南京电厂 700 °C 关键部件验证试验平台, 对其中过热器部件验证的 Inconel 740H 锅炉管进行运行跟踪, 将 2 组现场取样与固溶+时效处理的标准热处理态样品进行性能对比, 重点关注试验验证过程中, 合金力学性能及显微组织演变。

## 1 实验

700 °C 关键部件验证试验平台中过热器部件选用的 Inconel 740H 锅炉管由美国特殊金属公司(Special Metals Company)生产供货, 规格为  $\Phi 44.5\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ , 炉批号为 HT4821JY121。所取合金管的实测化学成分如表 1 所示, 主要元素均在 ASTM B983-16 规定范围内, 痕量元素均处于较低水平。

根据壁温计算数据, 所割取管段的设计金属壁温为 736~738 °C; 根据运行壁温监测数据, 该位置的壁温平均值约为 745 °C, 管内蒸气压力约为 24.9 MPa。根据宿主机组及试验台的检验检修安排, 共完成 Inconel 740H 过热器管 2 次割管取样, 取样时间分别为运行约 10 000 和 24 000 h, 并加入标准热处理试样(固溶+800 °C/16 h 时效热处理, 标记为 0 h)作为对照组进行对比分析。对

表 1 Inconel 740H 的化学成分

Table 1 Chemical composition of Inconel 740H (wt%)

| Element | Content | ASTM<br>B983-16 | Element | Content  | ASTM<br>B983-16 |
|---------|---------|-----------------|---------|----------|-----------------|
| Cr      | 24.63   | 23.5~25.5       | N       | 0.0028   | -               |
| Co      | 20.38   | 15.0~22.0       | H       | 0.00016  | -               |
| Al      | 1.48    | 0.2~2.0         | O       | 0.0003   | -               |
| Ti      | 1.47    | 0.5~2.5         | Pb      | <0.0001  | -               |
| Nb      | 1.50    | 0.5~2.5         | Sn      | 0.0001   | -               |
| Fe      | 0.12    | ≤3.0            | As      | 0.00007  | -               |
| C       | 0.033   | 0.005~0.08      | Sb      | <0.0001  | -               |
| Mn      | 0.26    | ≤1.0            | Bi      | <0.00001 | -               |
| Mo      | 0.50    | ≤2.0            | Ag      | <0.0001  | -               |
| Si      | 0.14    | ≤1.0            | W       | <0.01    | -               |
| Cu      | 0.0028  | ≤0.50           | Zr      | 0.019    | -               |
| P       | <0.005  | ≤0.03           | V       | 0.0042   | -               |
| S       | 0.0006  | ≤0.03           | Ta      | 0.0018   | -               |
| B       | 0.0007  | ≤0.006          | Ni      | 49.28    | Bal.            |

3 组试样进行室温拉伸、700 °C 高温拉伸、室温冲击、700 °C 高温冲击等力学性能测试。拉伸试样为带螺纹的棒状试样, 标距段长度为 28 mm, 冲击试样为带 2 mm 凹口的夏比 V 型缺口试样, 尺寸为 10 mm×7.5 mm×55 mm。现场取样根据实际位置标注为炉甲侧、炉乙侧、炉前侧、炉后侧进行分析, 所有试样包括至少 3 个平行试样, 以确保试验数据的可重复性。另外, 逐级采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)等, 对 3 组试样的显微组织进行表征, 重点关注断口特征以及析出相的形态、尺寸、分布等的演变情况。

## 2 实验结果

### 2.1 力学行为

#### 2.1.1 拉伸性能

依据标准 GB/T228.2-2015 进行 Inconel 740H 室温和 700 °C 高温拉伸试验。试验结果表明, 该合金炉前、后、甲、乙等不同位置的测试结果较为接近。因此, 不再作区分, 取其试验结果的平均值列于图 1 和图 2 中。由图可知, 管样的室温和 700 °C 高温屈服强度  $R_{p0.2}$  均随服役时间的增长而逐渐降低, 到服役 24 000 h 时室温屈服强度降幅约为 11.4%, 700 °C 高温屈服强度降幅约为 15.1%。而室温和 700 °C 高温抗拉强度的变化规律略有差异: 室温条件下, 服役后 Inconel 740H 的抗拉强度  $R_m$  略高于服役前, 但随服役时间延长逐渐降低; 而 700 °C 条件下, Inconel 740H 的抗拉强度  $R_m$  则随服役时间的延长逐渐减小, 截止服役 24 000 h, 抗拉强度为 939 MPa。在服役 24 000 h 后其室温抗拉强度和屈服强度值仍然满足

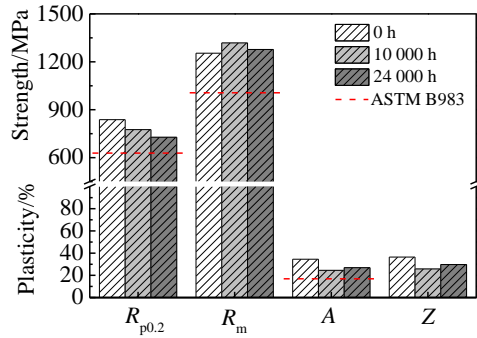


图 1 Inconel 740H 服役不同时间的室温拉伸性能演变

Fig.1 Tensile properties of Inconel 740H with different operation durations at RT

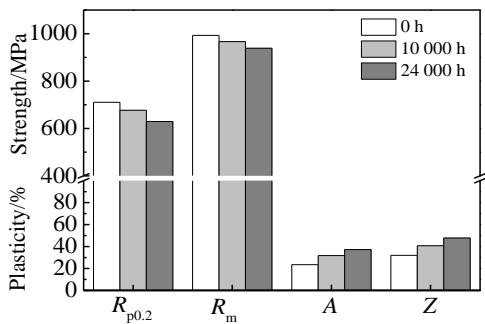


图 2 Inconel 740H 服役不同时间的高温(700 °C)拉伸性能演变

Fig.2 Tensile properties of Inconel 740H with different operation durations at 700 °C

ASTM B983-2016 中对时效态新管的强度要求。

图 3 和图 4 分别为 Inconel 740H 服役不同时间后室温、高温拉伸试样的断口形貌。

根据图 3 中所示宏观及微观形貌可知，室温拉伸的 Inconel 740H 合金整体断面较平整，断面垂直于拉伸轴，呈颗粒状，为明显的沿晶断裂特征，断口边缘位置可见部分剪切唇区。标准热处理态 Inconel 740H 的拉伸断面可见大量浅而小的韧窝，随服役时间的延长，断裂晶界面变得平滑，韧窝数量明显变小。

根据图 4 所示的高温拉伸断口特征，Inconel 740H 合金拉伸残样的宏观试样断口呈蓝紫色，为典型的杯锥状，断口由纤维区和剪切唇组成，未见明显的扩展区。纤维区微观特征显示该处为典型的韧窝断裂，部分大而深的韧窝中存在碳化物颗粒，韧窝内有蛇形滑移花样。随老化时间的增长，大尺寸韧窝的数量有所减少，尺寸有所减小，但断面仍可见大量等轴韧窝分布。

### 2.1.2 冲击试验

图 5 为不同服役时间的 Inconel 740H 在室温和 700 °C 高温条件下的冲击韧性数值变化。根据 EN10216-2:2016，如冲击试样的宽度(W)小于 10 mm，测试的冲击吸收能( $KV_p$ )需根据公式(1)转为计算冲击吸收能( $KV_c$ )，本研究所有试样均取  $W=7.5$  mm：

$$KV_c = KV_p \frac{10}{W} \quad (1)$$

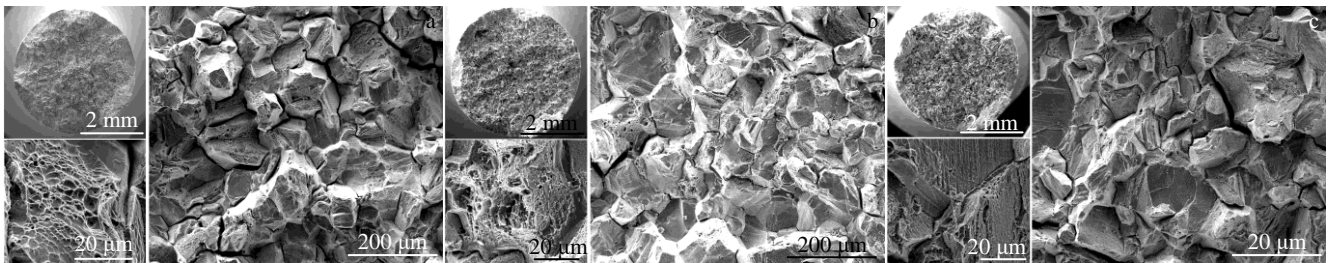


图 3 Inconel 740H 服役不同时间的室温拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of Inconel 740H tensile specimens with different operation durations at RT: (a) 0 h, (b) 10 000 h, and (c) 24 000 h

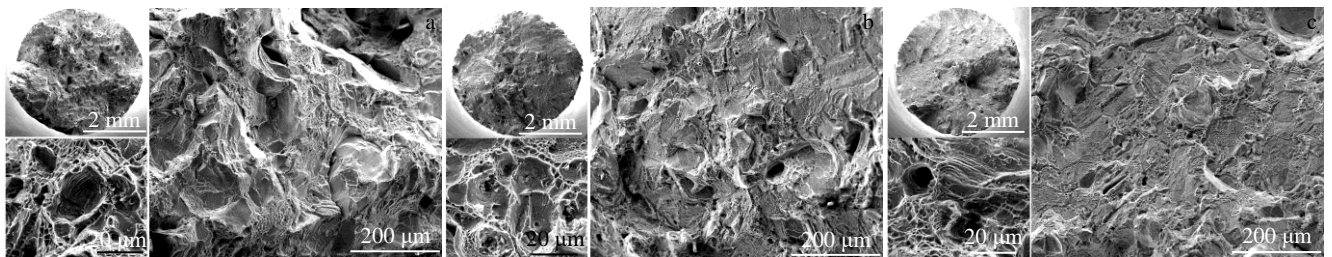


图 4 Inconel 740H 700 °C 高温服役不同时间的拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of Inconel 740H tensile specimens with different operation durations at 700 °C: (a) 0 h, (b) 10 000 h, and (c) 24 000 h

式中,  $KV_c$  为计算冲击吸收能量(J);  $KV_p$  为测量冲击吸收能量(J);  $W$  为测试试样的宽度(mm)。

由图 5 可知, 从 0 h 至服役约 10 000 h 时, Inconel 740H 在室温和高温的冲击吸收能均有明显下降, 而从 10 000 h 至 24 000 h 则降幅较小。这与选材阶段实验室所测得该合金在时效前 1000 h 的冲击性能变化相比较明显, 1000 h 后变化趋于平缓的结果相一致<sup>[12]</sup>。但值得注意的是, Inconel 740H 在服役 24 000 h 后 700 °C 时的冲击吸收能仍高达 54 J, 显著高于室温冲击时的 33 J。

材料的冲击吸收功可以进一步分解为裂纹萌生功和裂纹扩展功: 裂纹萌生功的数值可以反映裂纹萌生的难易程度和速度, 而裂纹扩展功的大小则反映有裂纹试样阻止裂纹扩展的能力<sup>[13]</sup>。因此, 合金冲击韧性的优劣, 主要取决于裂纹扩展功的大小。图 6 和图 7 分别为 3 组 Inconel 740H 试样在室温和高温冲击过程中的裂纹扩展

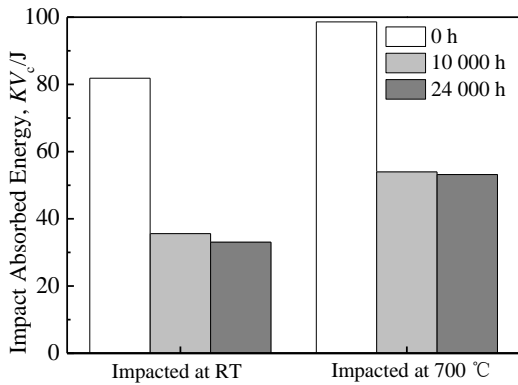


图 5 Inconel 740H 冲击韧性随服役时间的变化

Fig.5 Variation of impact toughness of Inconel 740 with operation durations at RT and 700 °C

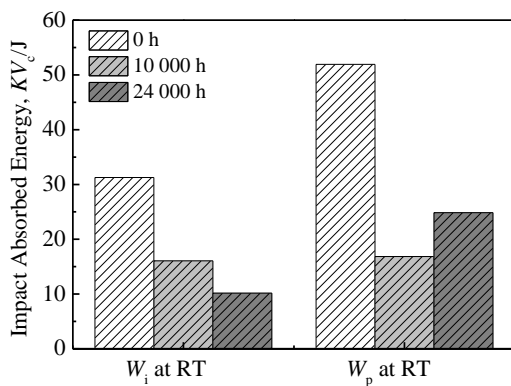


图 6 Inconel 740H 室温冲击时裂纹萌生功和扩展功随时间的变化

Fig.6 Variation of  $W_i$  and  $W_p$  of Inconel 740H with operation durations at RT

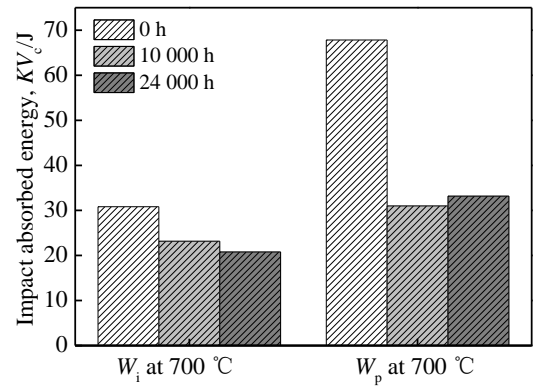


图 7 Inconel 740H 高温冲击时裂纹萌生功和扩展功随时间的变化  
Fig.7 Variation of  $W_i$  and  $W_p$  of Inconel 740H with operation durations at 700 °C

功( $W_p$ )和裂纹萌生功( $W_i$ )的变化情况。由图可知, 标准热处理态时 Inconel 740H 具有较高裂纹萌生功和裂纹扩展功, 且扩展功占比较高, 表明此时裂纹失稳扩展所需能量更高。随着服役时间从 10 000 h 延长至 24 000 h 时, 裂纹萌生功逐渐下降, 而裂纹扩展功逐渐增加。

图 8 和图 9 分别为 Inconel 740H 过热器管在室温和 700 °C 高温进行冲击试验后的断口形貌。由图 8 可知, 室温冲击时, 3 组 Inconel 740H 试样的断口均较为平直, 断面以放射区为主, 无明显的剪切唇区, 室温条件下的断裂模式以沿晶断裂为主, 但在晶面上可见部分韧窝; 纤维区范围随服役时间的延长逐渐减小, 韧窝数量随服役时间延长逐渐减少。

由图 9 可知, 高温冲击时, Inconel 740H 的断面具有比室温冲击时大得多的塑性变形, 呈杯锥状, 剪切唇位于缺口两侧且与断口呈 45°; 随服役时间的延长, 纤维区明显缩小, 同时剪切唇明显增大, 试样压缩边的变形程度减小。微观形貌分析表明, 高温下 Inconel 740H 以穿晶断裂为主, 随服役延长, 合金的塑性逐渐降低。

### 2.2 显微组织分析

图 10 分别为 3 组 Inconel 740H 试样的金相组织。由图可知, Inconel 740H 为典型的等轴奥氏体组织, 包含一定数量的孪晶, 晶粒度为 4~4.5 级。随服役时间延长至 24 000 h, 合金的晶粒尺寸无明显变化。

图 11 分别为 3 组 Inconel 740H 试样晶界及晶内析出相的 SEM 形貌照片。由图 11 可知, 本批次 Inconel 740H 管基体中和晶界附近一次碳化物数量较多且分布均匀, 能谱分析表明该一次碳化物为富含 Nb 和 Ti 元素的 (Nb,Ti)(C,N)(见图 11a); 随服役时间的延长, (Nb,Ti)(C,N) 的数量和分布形态未见明显变化。晶界碳化物为

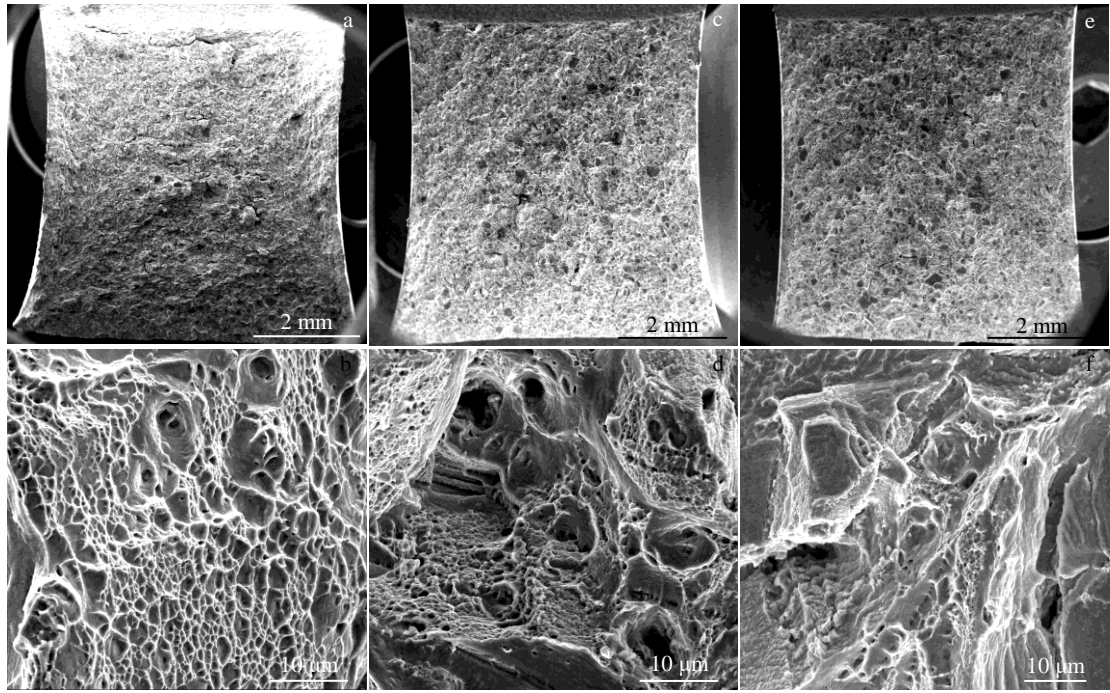


图 8 Inconel 740H 服役不同时间的室温冲击断口形貌

Fig.8 Impact fracture morphologies of Inconel 740H specimens with different operation durations at RT: (a, b) 0 h, (c, d) 10 000 h, and (e, f) 24 000 h

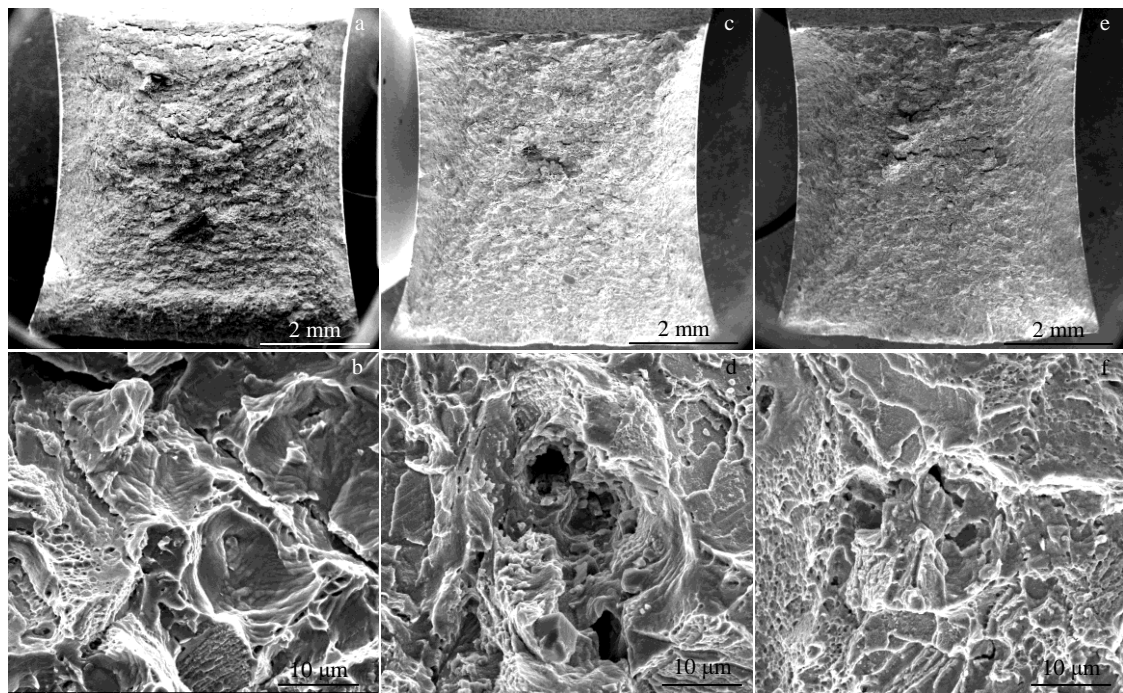


图 9 Inconel 740H 服役不同时间的高温冲击断口形貌

Fig.9 Impact fracture morphologies of Inconel 740H specimens with different operation durations at 700 °C: (a, b) 0 h, (c, d) 10 000 h, and (e, f) 24 000 h

富含 Cr 元素的  $M_{23}C_6$  型碳化物(见图 11b), 随服役时间的延长, 晶界逐渐增粗,  $M_{23}C_6$  在晶界处聚集长大。

图 12 为 Inconel 740H 在透射电镜下的显微组织特征。结合明场相和暗场相照片可知, 时效处理后, Inconel

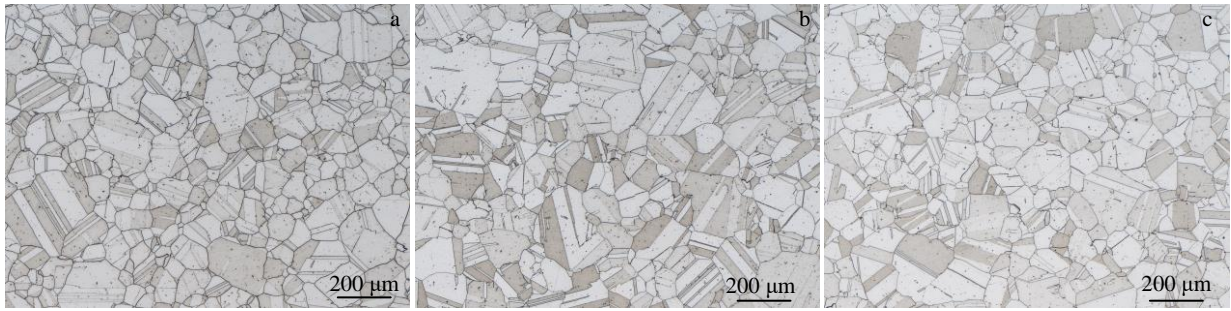


图 10 不同服役时间的 Inconel 740H 的金相组织

Fig.10 OM images of Inconel 740H with different operation durations: (a) 0 h, (b) 10 000 h, and (c) 24 000 h

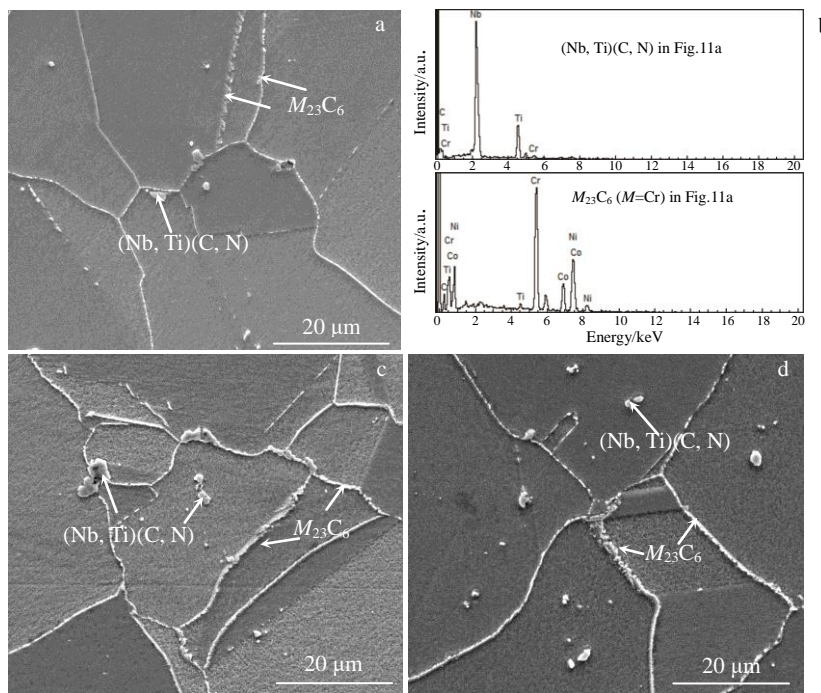


图 11 服役不同时间的 Inconel 740H 显微组织的 SEM 照片及 EDS 能谱分析

Fig.11 SEM images and EDS spectra of Inconel 740H with different operation durations: (a, b) 0 h, (c) 10 000 h, and (d) 24 000 h

740H 中已经有大量细小  $\gamma'$  相析出, 由于尺寸较小, 明场相条件下较难分辨, 通过暗场相观察, 其尺寸为 20~30 nm。服役以后  $\gamma'$  相尺寸显著增大, 至 10 000 h 时,  $\gamma'$  相的平均尺寸约为 75 nm; 至 24 000 h 时,  $\gamma'$  相的平均尺寸增至 84 nm,  $\gamma'$  相尺寸分布符合正态分布规律, 如图 13 所示。另外, 从图 12b、12d、12f 可知, 晶界析出的  $M_{23}C_6$  型碳化物颗粒尺寸随服役时间延长逐渐变大, 排列更为密集; 但并未观察到一次碳化物的退化或发生相转变, 无 G 相、 $\eta$  相等有害相析出, 具有较好的组织稳定性。根据选区电子衍射花样可以看出,  $\gamma'$  相和  $M_{23}C_6$  相与基体仍然保持共格关系。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 $\gamma'$ 相的析出行为对力学性能的影响

$\gamma'$  相作为 Inconel 740H 的主要强化相, 其颗粒尺寸、体积分数等将对材料的力学性能产生直接影响。从研究中的相关数据可以看出, 在服役 24 000 h 后, Inconel 740H 过热器管样室温和 700 °C 高温条件下的屈服强度与 0 h 相比仅下降 11.4% 和 15.1%, 同时延伸率随服役时间的增长而增大, 其原因与  $\gamma'$  强化相的析出长大密切相关。根据屈服强度与析出相关系现有的 2 种理论模型<sup>[6]</sup>, Inconel 740H 受轴向拉伸力时的临界分切应力( $\Delta\tau_0$ )是由

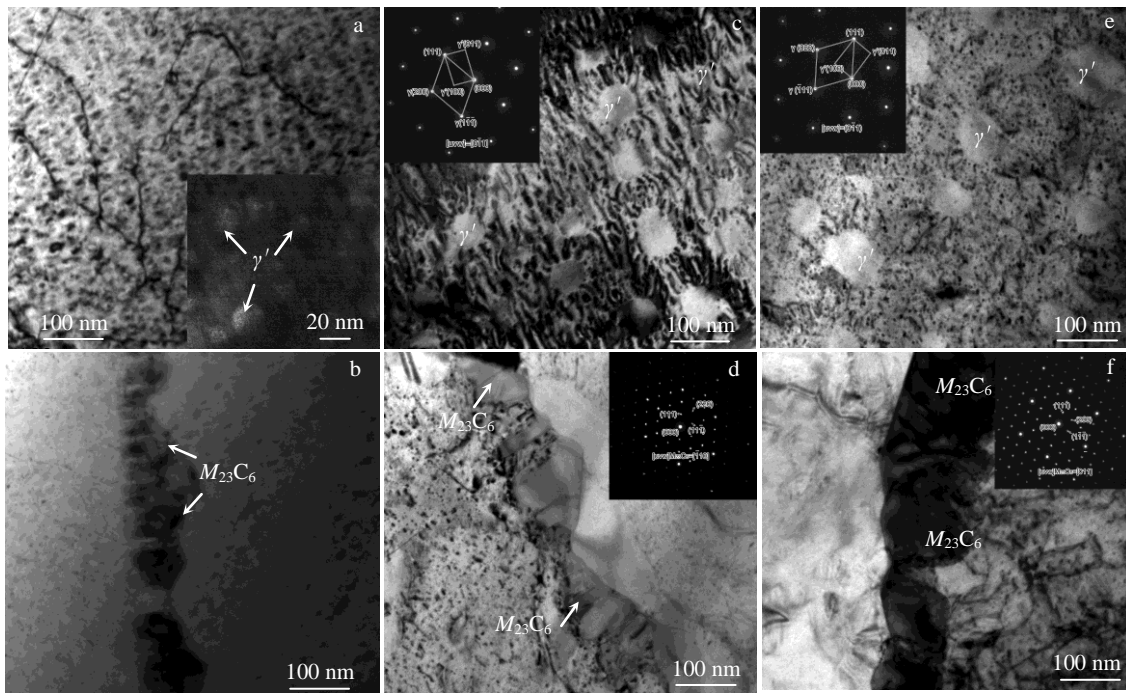


图 12 Inconel 740H 中  $\gamma'$  和  $M_{23}C_6$  随服役时间演化的 TEM 照片

Fig.12 TEM images of the  $\gamma'$  (a, c, e) and  $M_{23}C_6$  (b, d, f) of Inconel 740H with different operation durations: (a, b) 0 h, (c, d) 10 000 h, and (e, f) 24 000 h

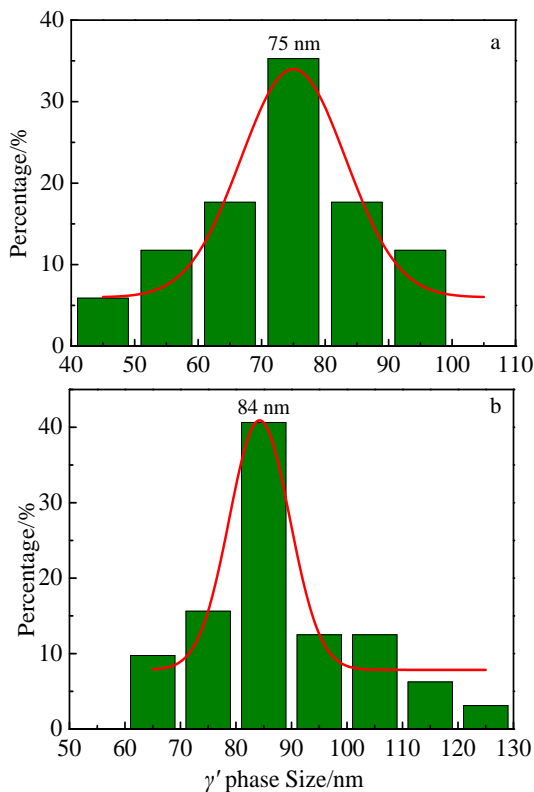


图 13 Inconel 740H 服役后  $\gamma'$  相的尺寸分布

Fig.13  $\gamma'$  phase size distribution in Inconel 740H after different operation durations: (a) 10 000 h and (b) 24 000 h

{111}晶面上 $\langle 110 \rangle$ 方向 2 对穿过  $\gamma'$ 析出相的位错开动所需应力决定的: 当  $\gamma'$ 尺寸较小时, 较弱的位错对占主导, 位错以切割方式通过强化相, 此时,  $\Delta\tau_0$  随  $\gamma'$ 尺寸的增大而显著增大; 当  $\gamma'$ 尺寸较大时, 较强的位错对占主导, 位错以 Orowan 绕过方式通过强化相,  $\Delta\tau_0$  随  $\gamma'$ 尺寸的增大而缓慢减小<sup>[14,15]</sup>。因此, 当  $\gamma'$ 的尺寸达到某一临界值时, 其  $\Delta\tau_0$  可以达到极大值。相关计算结果表明, Inconel 740H 中  $\gamma'$ 的理想尺寸为 50 nm 左右, 在该尺寸下合金具有最大的屈服强度<sup>[6]</sup>。根据所示结果可知, 10 000 h 取样时,  $\gamma'$ 相的尺寸已达到 75 nm, 且在 24 000 h 时进一步增长至 84 nm, 已超过临界理想尺寸, 这将导致  $\gamma'$ 强化相与基体间的错配度增加及共格强化效果降低, 从而使强化效果减弱<sup>[16]</sup>。因此, 随服役时间的增长,  $R_{p0.2}$  逐渐减小。

与此同时, 基体中  $\gamma'$ 强化相在基体中析出长大, 尽管其尺寸已超过理想尺寸 50 nm, 但其体积分数随服役时间延长不断增大, 其对裂纹扩展的阻止能力仍优于合金基体。因此, 表现出  $W_p$  随服役时间的延长而增大的特点。

### 3.2 晶界碳化物的析出行为对力学性能的影响

在 Inconel 740H 中, 析出的碳化物主要包括(Nb, Ti)(C, N)和  $M_{23}C_6$ (M 为 Cr), 前者主要分布于基体中, 而后者以晶界析出为主。由图 11 和图 12 的显微组织形貌以及能谱、选区电子衍射分析可知, (Nb, Ti)(C, N)型碳

化物的尺寸和分布随服役时间延长变化不明显; 而  $M_{23}C_6$  则明显随时间延长而逐渐长大。

根据图 5 所示的相关结果, Inconel 740H 的冲击吸收功在服役 10 000 h 后较 0 h 有明显下降, 但随服役时间进一步延长至 24 000 h 后基本保持稳定, 其变化规律与实验室数据相同<sup>[17]</sup>。通常情况下, 合金晶粒长大和晶界碳化物的增多变大等均可引起冲击性能的下降, 结合图 10 所示的金相组织演变和图 12 所示的晶界  $M_{23}C_6$  形貌变化可知, 引起 Inconel 740H 冲击性能下降的主要原因可能是碳化物的析出和长大。

由图 6 和图 7 所示的室温和高温条件下裂纹萌生功和裂纹扩展功的变化情况可知, 2 个温度条件下裂纹萌生功  $W_i$  均随服役时间的延长而减小, 同时  $W_p$  随服役时间的延长而增大。其原因在于, 随着服役时间的延长, 晶界碳化物  $M_{23}C_6$  聚集长大, 使晶界结合强度降低, 在受力发生塑性变形时, 晶界位置较为薄弱容易发生界面脱粘<sup>[18]</sup>。根据微裂纹萌生的临界判据,  $M_{23}C_6$  相尺寸增大使微裂纹萌生的形成能降低, 即前文中所述的  $W_i$  降低, 使合金中微裂纹的萌生更为容易。

### 3.3 冲击温度对冲击韧性的影响

冲击韧性是材料强度和塑性的综合体现, 高温合金由于强度较高, 其塑性变形能力通常较差, 具有较低的冲击功<sup>[19]</sup>。由图 5 可知, 高温时效会显著降低 Inconel 740H 的冲击韧性, 时效热处理及高温服役 24 000 h 后, 其室温冲击吸收功降至约 30 J, 但其高温冲击吸收功仍在 50 J 以上。对比 Inconel 740H 在 2 种温度下的拉伸、冲击行为, 可归纳出以下 2 个特征: 其一, 由图 1 和图 2 所示, 时效后 Inconel 740H 高温拉伸的屈服强度、抗拉强度低于室温, 而延伸率高于室温; 其二, 对比图 8、图 9 所示的断口宏观形貌可知, Inconel 740H 高温冲击时压缩边的变形程度明显大于室温冲击, 断口呈杯锥状而不是室温的平齐状。这表明, 时效态 Inconel 740H 在高温条件下表现出强度降低而塑性增大的特征, 这是导致其高温冲击韧性高于室温的主要原因。

室温冲击时, Inconel 740H 具有低于高温冲击时的裂纹萌生功  $W_i$  和裂纹扩展功  $W_p$ (图 6 和图 7 所示), 此时的微裂纹易于萌生且容易失稳扩展: 受到冲击应力作用时, 新的微裂纹在晶内、晶界多处萌生并迅速扩展长大, 最终晶内微裂纹和晶界微裂纹以相互连通扩展的方式发生沿晶、穿晶混合断裂。高温冲击时, 基体和晶界强度降低, 此时 Inconel 740H 具有更高的塑性变形能力, 使其在受力时容易发生晶粒、晶界的滑移和孪生变形, 并在碳化物或三叉晶界附近出现应力集中直至达到临界值, 导致裂纹在此处萌生并快速扩散, 并沿晶界处或相界面扩展, 最终导致断裂。

## 4 结论

1) Inconel 740H 在室温和 700 °C 高温拉伸时的屈服强度和抗拉强度随服役时间延长缓慢降低; 在服役 24 000 h 后其室温抗拉强度和屈服强度值仍然满足 ASTM B983-2016 中对时效态新管的强度要求。

2) Inconel 740H 室温和 700 °C 高温冲击吸收功在运行 10 000 h 后降幅显著, 但从 10 000 h 延长至 24 000 h 时降幅较小; 高温时的冲击韧性显著优于室温。

3) Inconel 740H 显微组织的变化主要表现在晶界碳化物  $M_{23}C_6$  的长大变多及晶内  $\gamma'$  相的粗化。

4) Inconel 740H 在运行 24 000 h 期间未出现显著的性能降低或者组织退化, 表现出具有较好的力学性能和组织稳定性, 可满足在 700 °C 机组的运行要求。

### 参考文献 References

- [1] Zhong Li(钟犁), Xiao Ping(肖平), Jiang Jianzhong(江建忠) et al. *Proceedings of the CSEE*(中国电机工程学报)[J], 2017, 37(6): 1739
- [2] Xie Xishan(谢锡善), Zhao Shuangqun(赵双群), Dong Jianxin(董建新) et al. *Journal of Chinese Society of Power Engineering*(动力工程学报)[J], 2011, 31(8): 638
- [3] Zhang Hongjun(张红军), Zhou Rongcan(周荣灿), Hou Shufang(侯淑芳) et al. *Proceedings of the CSEE*(中国电机工程学报)[J], 2011, 31(8): 108
- [4] Zhou R C, Tang L Y, Wang B H et al. *Energy Materials*[M]. Xi'an: CSM and TMS, 2014: 279
- [5] Jiang H, Dong J, Zhang M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 323
- [6] Chong Y, Liu D, Andy G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 589: 153
- [7] Wang Y, Liu J N, Wang Z P. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(12): 3672
- [8] Liu D, Yan L, Hou S. *Corrosion Science*[J], 2019, 161: 108 150
- [9] Li Jiang(李江), Zhou Rongcan(周荣灿), Tang Liying(唐丽英). *Proceedings of the CSEE*(中国电机工程学报)[J], 2017, 38(5): 1504
- [10] Xiang Xuemei, Dong Jianxin, Jiang He. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(3): 865
- [11] Yan X F, Dong J X, Shi Z X et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(10): 3183
- [12] Guo Y, Li T J, Wang C X et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(6): 1598
- [13] Yang Y H, Yu J J, Sun X F et al. *Materials & Design*[J], 2012, 36: 699



- [14] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. London: Cambridge University Press, 2006: 74
- [15] Zhang M, Liu G Q, Wang H. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(10): 3258
- [16] Chang L T, Sun W R, Cui Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 590: 227
- [17] Zhao Shuangqun(赵双群), Xie Xishan(谢锡善), Dong Jianxin(董建新). *The 9th Annual Conference on Metal Materials of Power Plant*(第九届电站金属材料学术年会)[C]. Chengdu: China Electrical Engineering Society, 2011: 278
- [18] Zhang W J, Lu J X, Wang J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153 424
- [19] Pavan A H V, Narayan R L, Singh K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 5169

## Study on the Performance Evolution of Inconel 740H During Operation on the Key Component Test Facility at 700 °C

Li Ji<sup>1</sup>, Tang Liying<sup>1</sup>, Li Jiang<sup>1</sup>, Zhou Rongcan<sup>1</sup>, Zhong Li<sup>2</sup>, Liu Weiguo<sup>3</sup>, Li Xiaomin<sup>3</sup>

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710032, China)

(2. Clean Energy Research Institute Co., Ltd of China Huaneng Group, Beijing 102209, China)

(3. Nanjing Power Plant, Huaneng Power International INC, Nanjing 210035, China)

**Abstract:** In order to further evaluate the scientificity and availability of materials selection scheme of the advanced ultra-supercritical at 700 °C (700 °C A-USC) thermal power units, regular sampling and testing were conducted on the candidate tubes operating on the 700 °C A-USC test bed of Huaneng Nanjing Power Plant. Three groups of Inconel 740H superheater tubes with different operation time (0, 10 000, 24 000 h) were tested and analyzed, and then their mechanical properties and microstructure characteristics were investigated by OM, SEM, TEM. The results show that the  $R_{p0.2}$  and  $R_m$  of Inconel 740H at room temperature (RT) and 700 °C decrease slowly with the extension of operation time. The impact absorbing energy at room and high temperature both decrease significantly from original aging state to operation for 10 000 h, but when the operation time further prolongs to 24 000 h, only slight decrease is observed. The microstructure evolution of Inconel 740H is mainly manifested in the increase of the grain boundary carbide  $M_{23}C_6$  and the coarsening of  $\gamma'$  particles. In general, Inconel 740H boiler tubes exhibit good mechanical properties and microstructure stability during operation.

**Key words:** Inconel 740H; 700 °C A-USC; mechanical properties; microstructure evolution; impact toughness

---

Corresponding author: Li Ji, Ph. D., Senior Engineer, Materials Technology Department, Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710032, P. R. China, Tel: 0086-29-82001211, E-mail: lij@tpri.com.cn