

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.16

# Inconel 740H焊接接头长时效后的力学性能和组织稳定性

刁旺战<sup>1,2</sup>, 王 萍<sup>1,2</sup>, 张 松<sup>1,2</sup>, 赵卫君<sup>1,2</sup>, 徐祥久<sup>1,2</sup>, 黄 超<sup>2</sup>, 赵庆禄<sup>2</sup>

1. 低碳热力发电技术与装备全国重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150046

2. 哈尔滨锅炉厂有限责任公司, 黑龙江 哈尔滨 150046

**摘 要:** 700 °C先进超超临界燃煤锅炉是未来火电技术的核心研究方式。Inconel 740H是700 °C等级机组的重要候选材料。本研究采用热丝TIG焊工艺,对固溶态Inconel 740H进行焊接,焊后进行时效强化热处理(800 °C/4 h/AC),热处理后将焊接接头在700 °C进行1 000 h~10 000 h等温长时效试验,分析了时效后的微观组织稳定性和力学性能的变化趋势。结果表明:时效过程中焊接接头的母材和焊缝DCR区的 $\gamma'$ 相一直为球形,且粗化速率符合LSW熟化理论,焊缝IDR区在5 000~8 000 h之间的 $\gamma'$ 相开始由球形逐渐转化为立方体。焊接接头时效至10 000 h未发现有害相析出,具有较高的组织稳定性。长时效10 000 h后,冲击韧性由时效强化热处理后的63.4 J/cm<sup>2</sup>下降到27 J/cm<sup>2</sup>,冲击韧性的变化与晶界碳化物M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>的形态和尺寸变化存在紧密关系。室温和700 °C高温拉伸的屈服和抗拉强度从ASHT后到长时效3 000 h后强度逐渐增加,然后随着时效时间的延长强度逐渐降低,与CRSS和 $\gamma'$ 直径对应关系的变化趋势相一致。

**关键词:** Inconel 740H; 长时效; 力学性能; 组织稳定性

中图分类号: TG444+.74 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0148-11

## Mechanical Properties and Microstructural Stability of Inconel740H Welded Joint after Long-term Aging

DIAO Wangzhan<sup>1,2</sup>, WANG Ping<sup>1,2</sup>, ZHANG Song<sup>1,2</sup>, ZHAO Weijun<sup>1,2</sup>, XU Xiangjiu<sup>1,2</sup>, HUANG Chao<sup>2</sup>,  
ZHAO Qinglu<sup>2</sup>

1. State Key Laboratory of Low-carbon Thermal Power Generation Technology and Equipments, Harbin 150046, China

2. Harbin Boiler Company Limited, Harbin 150046, China

**Abstract:** The 700 °C advanced ultra-supercritical coal-fired boiler represents the core research approach for future thermal power technology, Inconel740H is an important candidate material for 700 °C grade units. This study used the hot-wire TIG welding process to weld solid solution Inconel740H, followed by aging strengthening heat treatment (800 °C/4 h/AC). After heat treatment, the welded joints was subjected to isothermal aging tests at 700 °C for 1 000-10 000 h. The study analyzes the trend of microstructural stability and mechanical properties after aging. The results indicate that during the aging process, the  $\gamma'$  phase in the base metal and weld DCR zone of the welded joint remains spherical, and the coarsening rate conforms to the LSW ripening theory. Between 5 000-8 000 h, the  $\gamma'$  phase in the IDR zone of the weld seam gradually transforms from spherical to cubic. No harmful phase precipitation was found in the welded joint after 10 000 hours of aging, indicating high structural stability. After long-term aging for 10 000 h, the impact toughness decreases from 63.4 J/cm<sup>2</sup> to 27 J/cm<sup>2</sup>. The change of impact toughness is closely related to the morphology and size changes of grain boundary carbides M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. The yield and tensile strengths at room temperature and 700 °C gradually increase from ASHT to 3 000 h of long-term aging, and then gradually decrease with extended aging time, the trend of change is consistent with the correspondence between CRSS and  $\gamma'$  diameter.

收稿日期: 2025-08-28

作者简介: 刁旺战(1985—),男,硕士,高级工程师,主要从事电站锅炉、压力容器用耐热钢和高温合金的焊接工艺研究。E-mail: diaowz@hbc.com.cn。

**Keywords:** Inconel740H; long-term aging; mechanical properties; microstructural stability

**引用格式:**刁旺战,王萍,张松,等. Inconel 740H 焊接接头长时效后的力学性能和组织稳定性[J]. 电焊机,2025,55(10):148-158.

**Citation:**DIAO Wangzhan, WANG Ping, ZHANG Song, et al. Mechanical Properties and Microstructural Stability of Inconel740H Welded Joint after Long-term Aging[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 148-158.

0 引言

700 °C先进超超临界燃煤锅炉(Advanced Ultra-Supercritical, A-USC)可通过提高蒸汽温度和压力来提高发电热效率,进而降低燃煤成本,减少CO<sub>2</sub>排放<sup>[1]</sup>。在此蒸汽压力和温度(700~760 °C,约35 MPa)运行条件下,需要材料满足相应的蠕变强度、耐腐蚀性能和良好的组织稳定性等,因此高温镍基合金代替传统的耐热合金和奥氏体不锈钢成为其候选材料<sup>[2]</sup>。Inconel 740H是SMC公司(美国特殊金属)在Inconel 740合金的基础上,通过提高Al含量,降低Nb、Ti、Si以及B等含量,进行了成分优化消除G相和η相,改善组织稳定性和厚壁材料可焊性而获得的Ni-Cr-Co基时效强化高温合金<sup>[3]</sup>。由于其具有优良的抗高温氧化性、力学性能和组织稳定性<sup>[4-6]</sup>,Inconel 740H成为A-USC锅炉受热面、高温管道、厚壁集箱的候选合金,并且已经在多个电厂进行验证试验。

在锅炉部件中,受压元件之间、以及非受压与受压元件均通过焊接方法进行连接。焊接结构的力学性能和组织稳定性对于锅炉长期运行至关重要,目前针对Inconel 740H的焊接研究,主要包括焊接性试验、焊接工艺性能、蠕变断裂性能等研究<sup>[7-9]</sup>。A-USC锅炉关键部件的设计寿命通常长达20~30年,焊接接头在长期高温服役过程中会发生微观组织演变,进而导致力学性能变化。目前,关于Inconel 740H焊接接头随时效时间的强度和室温韧性的演变,以及力学性能与微观组织之间的关系的研究尚未报道,这一研究空白制约了Inconel 740H合金在A-USC锅炉关键部件中的工程应用可靠性评估。

基于此,本文以Inconel 740H合金焊接接头为研究对象,首先对其进行时效强化热处理(800 °C/4 h/AC),随后在700 °C进行1 000~10 000 h无应力等温时效。通过室温和700 °C高温拉伸试验、室温夏比

冲击韧性试验表征不同时效阶段焊接接头的力学性能;采用SEM和TEM对γ'析出相、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>碳化物的尺寸和形态变化规律进行研究,进一步阐述力学性能与微观结构之间的关系。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

基材为Inconel 740H合金管,规格为∅44.5 mm×10 mm(壁厚),供货状态为固溶态。焊接材料为与母材成分匹配的Inconel Filler 740H焊丝,直径1.0 mm。基材和焊材的化学成分如表1所示。

**表1 Inconel 740H合金和Inconel Filler 740H焊丝的化学成分(质量分数,%)**

| Table 1 Chemical compositions of Inconel740H alloy and Inconel Filler 740H(wt. %) |      |      |      |       |       |       |    |
|-----------------------------------------------------------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|----|
| 材料                                                                                | C    | Mn   | Si   | Cr    | Co    | Mo    | Ni |
| 母材                                                                                | 0.04 | 0.3  | 0.1  | 24.6  | 20.2  | 0.5   | 余量 |
| 焊丝                                                                                | 0.02 | 0.13 | 0.24 | 23.67 | 18.15 | 0.3   | 余量 |
| 材料                                                                                | Ti   | Al   | Fe   | Cu    | Nb    | B     |    |
| 母材                                                                                | 1.4  | 1.5  | 0.2  | 0.02  | 1.38  | 0.002 |    |
| 焊丝                                                                                | 1.35 | 1.14 | 0.3  | 0.01  | 1.38  | 0.003 |    |

1.2 焊接工艺

Inconel740H合金以固溶态进行焊接,采用双V型对接坡口,坡口角度为37.5°+37.5°。焊接方法为热丝TIG焊,直流正接,焊接参数如表2所示。焊接时焊枪在12点钟方向,管子进行转动,焊接位置为1G平焊位置。采用多层多道焊,每层1道,共7层,连续焊接过程中采用水冷方式控制层间温度为15~150 °C。焊接时采用纯氩气保护,其中焊枪侧流量为22~26 L/min,而管内流量为8~12 L/min。焊后100%射线+100%渗透检测合格。检测合格后进行时效强化热处理(简称:ASHT),热处理升温速度为180 °C/h,800 °C保温4 h,然后空冷。

1.3 试验方法

对ASHT后的焊接接头试样在WGS-1050型高

表2 热丝TIG焊接参数  
Table 2 Hot-TIG welding parameters

| 焊层  | 脉冲电流/A  | 脉冲时间/s | 基值电流/A  | 基值时间/s | 电压/V     | 送丝速度/(mm·min <sup>-1</sup> ) | 热丝电流/A | 转动速度/(mm·min <sup>-1</sup> ) |
|-----|---------|--------|---------|--------|----------|------------------------------|--------|------------------------------|
| 1   | 185     | 0.2    | 140     | 0.3    | 9.2      | 600                          | 45     | 90                           |
| 2~7 | 180~190 | 0.4    | 130~140 | 0.4    | 9.0~11.0 | 1 300~1 800                  | 40~60  | 100~150                      |

温厢式电阻炉中进行长时时效试验,试验温度为700℃,试验时间为1 000 h、3 000 h、5 000 h、8 000 h和10 000 h。长时时效后,通过机械加工微观组织分析和力学性能检测试样。金相试样经研磨、抛光后,采用10%草酸(C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>O<sub>4</sub>·2H<sub>2</sub>O)水溶液进行电解腐蚀。通过AXIOVERT 200MAT型光学显微镜(OM)、Hitachi SU5000型扫描电镜(SEM)进行ASHT后和长时时效后的微观组织特征分析。

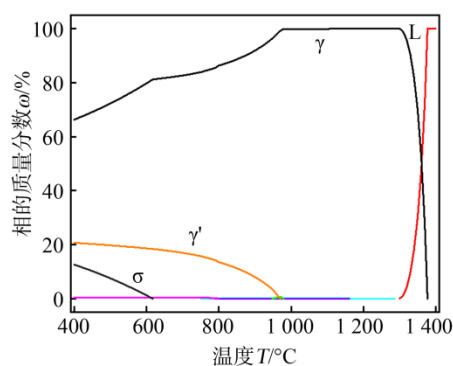
室温和700℃高温拉伸试验参照GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》和GB/T 228.2—2015《金属材料 拉伸试验 第2部分:高温试验方法》标准,采用DW100型电子拉伸试验机进行,试样垂直于焊接方向,为∅5 mm圆棒状试样,实验值为两组试验的平均值。室温冲击性能试验参照GB/T 229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》标准,采用NI-500型冲击试验机进行,取V形缺口试样,试样尺寸为55 mm×10 mm×7.5 mm(长×宽×高),试样纵轴线垂直于焊接方向,试样缺口位于焊缝中心,实验值为三组试验的平均值。

## 2 结果与讨论

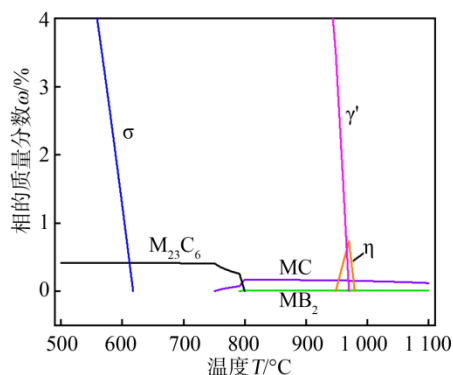
### 2.1 热力学模拟

采用JMatPro热力学软件研究Inconel 740H填充金属的热力学平衡相图。因母材和焊缝金属成分相匹配,计算过程中不考虑母材的稀释作用,采用表1中焊丝的实际化学成分来计算焊缝金属平衡相。图1和2显示了焊缝金属中各相的质量分数与温度的变化关系,焊缝金属的凝固温度区间为77.4℃,热力学平衡状态下,Inconel 740H焊缝的析出相主要有γ相、γ'相、MC相、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>相,此外还有少量的σ和η相,极少量MB<sub>2</sub>(最大含量0.009%)。各相的析出行为及特征为:MC相的稳定析出温度范围为1 287~760℃,是焊缝金属在较高区间率先析出的碳化物相。M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>相的开始析出温度为970℃,

其析出温度低于MC相,主要在中高温冷却阶段形成。γ'相的开始析出温度为970℃,其为Inconel 740H焊缝金属的主要强化相,在700℃时析出量约为17%。η相的析出温度区间较窄,仅979~948℃,且最大析出量仅为0.73%(wt.%);η相的化学成分为(Ni、Co)<sub>3</sub>Ti,具有密排六方结构,η相的形成是以消耗强化相γ'相为代价的<sup>[10]</sup>。σ相(体心四方结构)在618℃开始析出,σ相是一种有害相<sup>[11]</sup>,会导致合金的耐腐蚀性、持久寿命和冲击韧性显著降低。



(a) 总体图



(b) 局部图

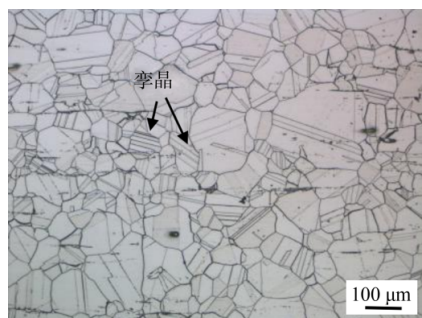
图1 Inconel740H焊缝金属的热力学平衡相图

Fig. 1 Thermodynamic phase diagram of Inconel740H weld metal

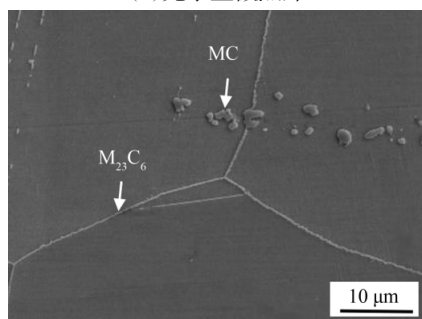
### 2.2 时效强化及长时时效后组织形貌

图2为Inconel 740H母材经时效强化热处理(ASHT)后的微观组织与EDS分析结果。其中,图2a光学显微照片显示,母材由等轴奥氏体基体、少量晶界及晶内碳化物组成,组织中存在一定数量的

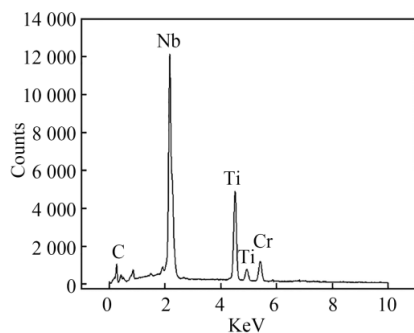
孪晶, 平均晶粒尺寸为  $125\ \mu\text{m}$ , 对应晶粒度 3.5 级; 结合图 2b、2c、2d, 并参考文献[12]可知, 晶内块状析出相为富含 Ti、Nb 的 MC 型碳化物, 晶界析出物为富含 Cr 的  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型碳化物。



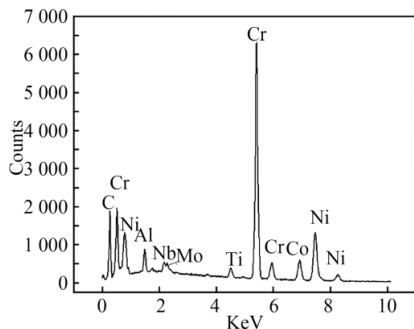
(a) 光学显微照片



(b) SEM 显微照片



(c) MC 型碳化物的 EDS 谱图



(d)  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型碳化物的 EDS 谱图

图 2 Inconel 740H 母材的微观照片和 EDS 谱图

Fig. 2 Optical images and EDS spectrum of Inconel 740H base metal

图 3 为 ASHT 后 Inconel 740H 焊接接头热影响区 (HAZ) 的微观组织形貌。可见热影响区的晶粒尺寸与母材无明显差异, MC 型、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型碳化物的形态未发生变化, 且无  $\sigma$  相或  $\eta$  相析出。母材和焊缝金属区之间无明显熔合边界, 焊缝金属的树枝晶都是从母材的各晶粒点垂直于熔合线开始生长, 形成了外延生长模式。

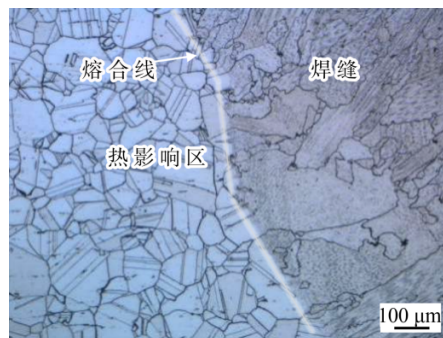


图 3 Inconel 740H 焊接接头热影响区

Fig. 3 The HAZ of Inconel 740H welded joint

图 4a~4c 为焊缝金属的光学和 SEM 显微照片, 焊缝微观组织为典型的胞状树枝晶形态, 由熔合线向焊缝中心生长, 层间树枝晶垂直于前一层边界延伸。奥氏体晶粒由胞状枝晶束组成, 晶界和晶内弥散分布细小点状的析出相, 可发挥弥散强化作用。通过图 4d~4h 的 EDS 面扫描可知, 枝晶间 (IDR) 存在两种析出相: 不规则形状相为富含 Nb 的碳化物, 圆形析出相为富含 Ti 的碳化物。图 5 的 EDS 线扫描结果可知, 焊缝的 IDR 区存在 C、Ti、Nb 元素偏析, 而 Co 元素在 IDR 区贫化。由于焊接过程中焊缝金属凝固为非平衡快速凝固过程, 在焊缝中未检测到  $\eta$  和  $\sigma$  相, 此结果与 2.1 节热力学模拟结果存在差异, 推测这二者可能在长期服役后才逐渐析出。

图 6 为 Inconel 740H 焊缝金属中  $\gamma'$  相在 ASHT 后和  $700\ ^\circ\text{C}$  不同时效时间下的 SEM 照片。ASHT 后, 枝晶间 (IDR) 和枝晶中心 (DCR) 均匀弥散分布着球状  $\gamma'$  相, 该相为有序排列的面心立方晶体结构, 平均晶粒尺寸为  $19\ \text{nm}$ 。在长时效后, IDR 和 DCR 部位的  $\gamma'$  相均发生粗化, DCR 部位的  $\gamma'$  相在始终保持球形形态, 时效  $1\ 000\ \text{h}$ 、 $3\ 000\ \text{h}$ 、 $5\ 000\ \text{h}$  后平均直径分别为  $28\ \text{nm}$ 、 $46\ \text{nm}$ 、 $58\ \text{nm}$ , 时效  $8\ 000\ \text{h}$  和  $10\ 000\ \text{h}$  后增至  $69\ \text{nm}$  和  $76\ \text{nm}$ 。IDR 区  $\gamma'$  相在时效  $5\ 000\sim 8\ 000$  区间由球形逐渐转化为立方体, 时

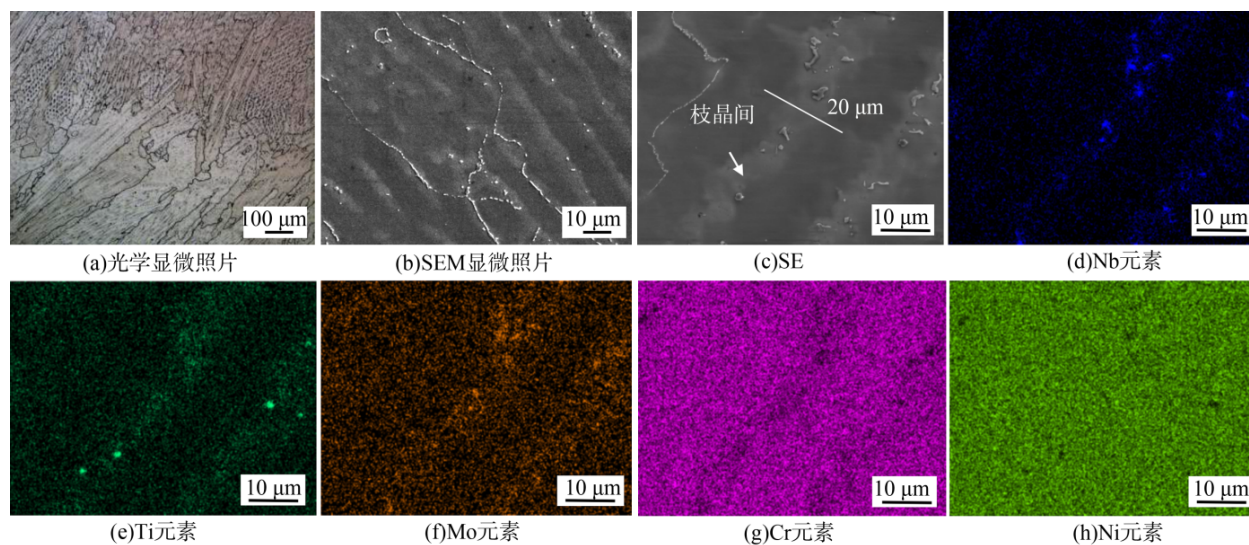


图4 Inconel740H焊缝的微观照片和EDS谱图

Fig. 4 Micrographs and EDS spectrum of Inconel740H Weld metal

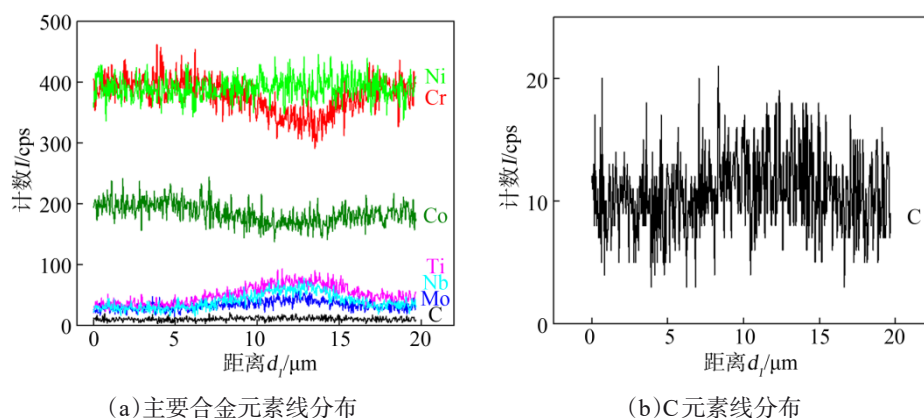
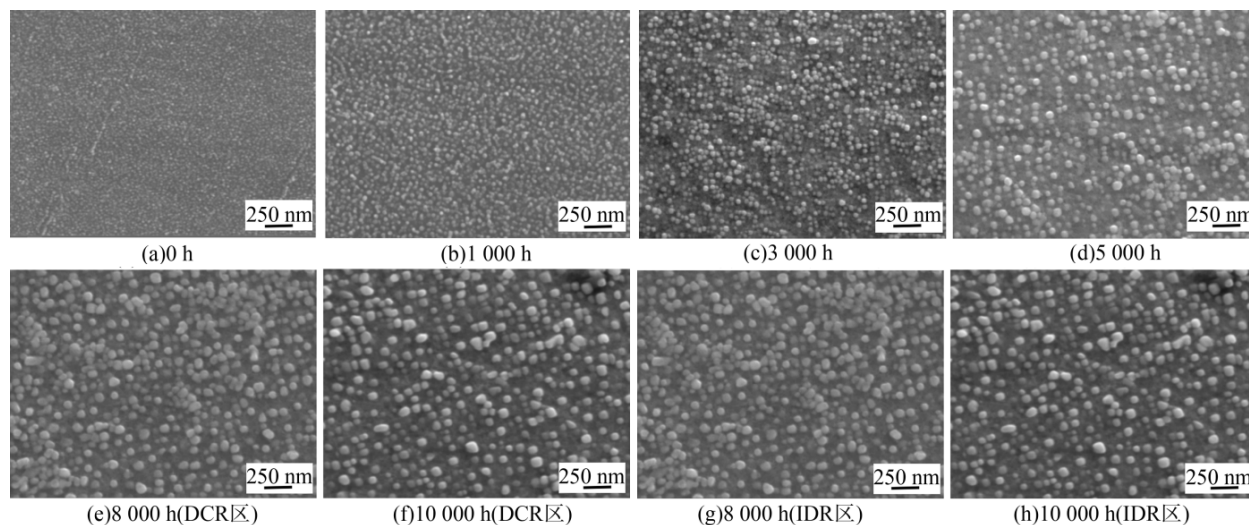


图5 焊缝中IDR区析出相元素线扫描分析

Fig. 5 Line scanning analysis of the precipitated phase elements in the IDR zone of the weld seam

图6 焊缝金属中 $\gamma'$ 相在700°C长时效后的SEM照片Fig. 6 SEM images of  $\gamma'$  phase at weld metal during thermal exposure at 700°C

效 8 000 h 和 10 000 h 时  $\gamma'$  相立方体的平均边长为 59 nm 和 67 nm。

镍基高温合金中  $\gamma'$  相形状的变化是由  $\gamma/\gamma'$  界面能和  $\gamma/\gamma'$  之间晶格错配度引起的弹性应变能决定的<sup>[13]</sup>。当  $\gamma/\gamma'$  晶格错配度较小时, 界面能占主导,  $\gamma'$  相倾向于保持球形; 当错配度较大时, 弹性应变能占主导, 为了降低应变能,  $\gamma'$  相会倾向于形成立方体, 因为立方体允许  $\gamma'$  相沿着特定的低指数晶面 (如  $\{100\}$  面) 与  $\gamma$  基体接触, 在这些方向上, 弹性应变能可以更有效地通过位错的形成或调整来部分释放, 从而使系统的总能量 (界面能+应变能) 最低。焊缝凝固过程中, 会发生强烈的微观偏析, 枝晶中心为最先凝固的部分, 溶质元素含量相对较低; 枝晶间为最后凝固部分, 富集了  $\gamma'$  形成元素 (Al、Ti) 以及共晶或偏析倾向强的元素 (如 Nb、Mo、W、Cr 等), 导致枝晶间区域的  $\gamma/\gamma'$  晶格错配度远高于成分相对均匀且  $\gamma'$  形成元素浓度适中或较低的枝晶中心和母材。枝晶间区域在短时效时间 (1 000~5 000 h),  $\gamma'$  相处于析出和早期粗化阶段, 原子扩散的时间和距离有限, 即使错配度较高,  $\gamma'$  相来不及调整形态来显著降低应变能, 而倾向于形成能量最低的初始形态—球形 (最小化初始界面能), 但长时效时间 (8 000~10 000 h) 为原子扩散提供了充分的扩散时间和距离。 $\gamma'$  相有足够的时间进行 Ostwald 熟化 (小颗粒溶解, 大颗粒长大) 和形态调整, 弹性应变能成为主导因素, 为了最小化系统总能量,  $\gamma'$  相会逐渐从球状演化为立方体状。在错配度较低的枝晶中心和母材区域, 即使经过长时间时效, 弹性应变能本身较小, 界面能仍然是主要控制因素。立方体化带来的应变能降低有限, 不足以抵消因增大表面积而增加的界面能。因此, 球状形态在整个时效过程中 (1 000~10 000 h) 保持稳定, 是能量最低的形态。

如图 7 所示, 与 ASHT 后状态相比, Inconel 740H 焊接接头长时效至 10 000 h 时, 焊缝和热影响区在晶内和晶界未析出针状或棒状析出物等有害相, 焊缝晶界的  $M_{23}C_6$  碳化物有一定的粗化, 晶内碳化物的形态和尺寸未发生明显变化, 焊缝中金相组织具有良好的稳定性。

### 2.3 机械性能随时效时间变化

图 8 为 Inconel 740H 焊接接头的室温和 700 °C

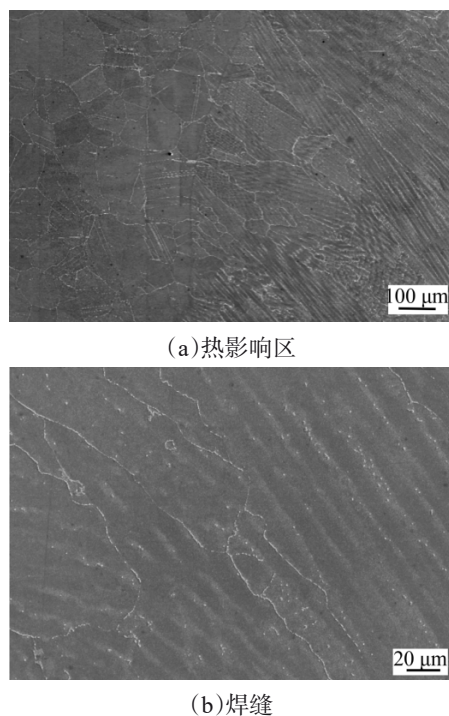


图 7 焊缝金属在长时效 10 000 h 后的 SEM 照片

Fig. 7 SEM images of Inconel 740H Weld metal after thermal exposure 10 000 h

高温拉伸性能随时效时间的变化曲线。结果表明, 室温抗拉/屈服强度、700 °C 高温抗拉/屈服强度从 ASHT 后逐渐升高, 在长时效 3 000 h 后达到峰值, 四项强度分别从 ASHT 后的 1 130 MPa、857 MPa、890 MPa 和 748 MPa 升高到 1 354 MPa、1 168 MPa、1 036 MPa 和 835 MPa; 随后随时效时间延长, 强度逐渐降低, 但在时效时间 5 000 h 后降幅趋缓并趋于稳定。长时效 10 000 h 时, 焊接接头的室温抗拉/

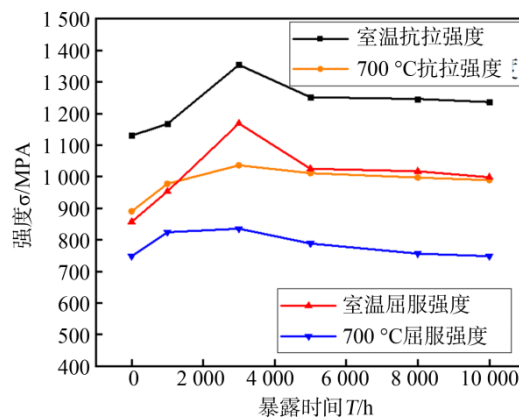


图 8 Inconel 740H 焊接接头长时效后的拉伸强度

Fig. 8 The tensile strength after long-time aging of Inconel 740H Weld joint

屈服强度为 1 236 MPa 和 998 MPa, 较 ASHT 后分别提升 9.4% 和 16.5%; 700 °C 高温抗拉/屈服强度为 989 MPa 和 748 MPa, 较 ASHT 后的 11.1% 和保持持平。700 °C 长时效 10 000 h 内, 焊接接头的室温抗拉/屈服、700 °C 高温抗拉/屈服强度均  $\geq$  ASHT 后的强度, 且 ASHT 后和长时效后焊接接头的室温和高温拉伸试样均在焊缝失效。

图 9 为焊接接头(缺口在焊缝中心)的室温夏比冲击韧性值随时效时间的变化趋势, 由图可知, 700 °C 长时效 1 000 h 后冲击韧性下降较为明显, 由 ASHT 后的 63.4 J/cm<sup>2</sup> 下降到 38.3 J/cm<sup>2</sup>, 然后随时效时间的延长, 冲击韧性趋于稳定, 时效 5 000~10 000 h 后, 冲击韧性为 28~27 J/cm<sup>2</sup>。700 °C 时效过程中焊接接头的焊缝室温冲击试样的断口形貌如图 10 所示, ASHT 后试样以穿晶和沿晶混合断裂

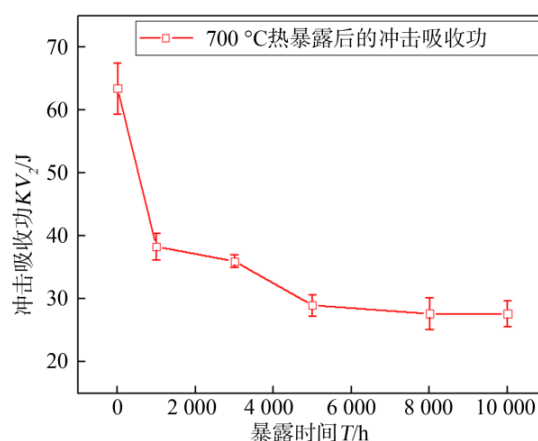


图 9 Inconel740H 焊缝长时效后的冲击韧性

Fig. 9 The impact toughness after long-time aging of Inconel 740H  
Weld metal

的方式开裂, 而经过不同时效后, 断口均呈现沿晶脆性断裂形貌。

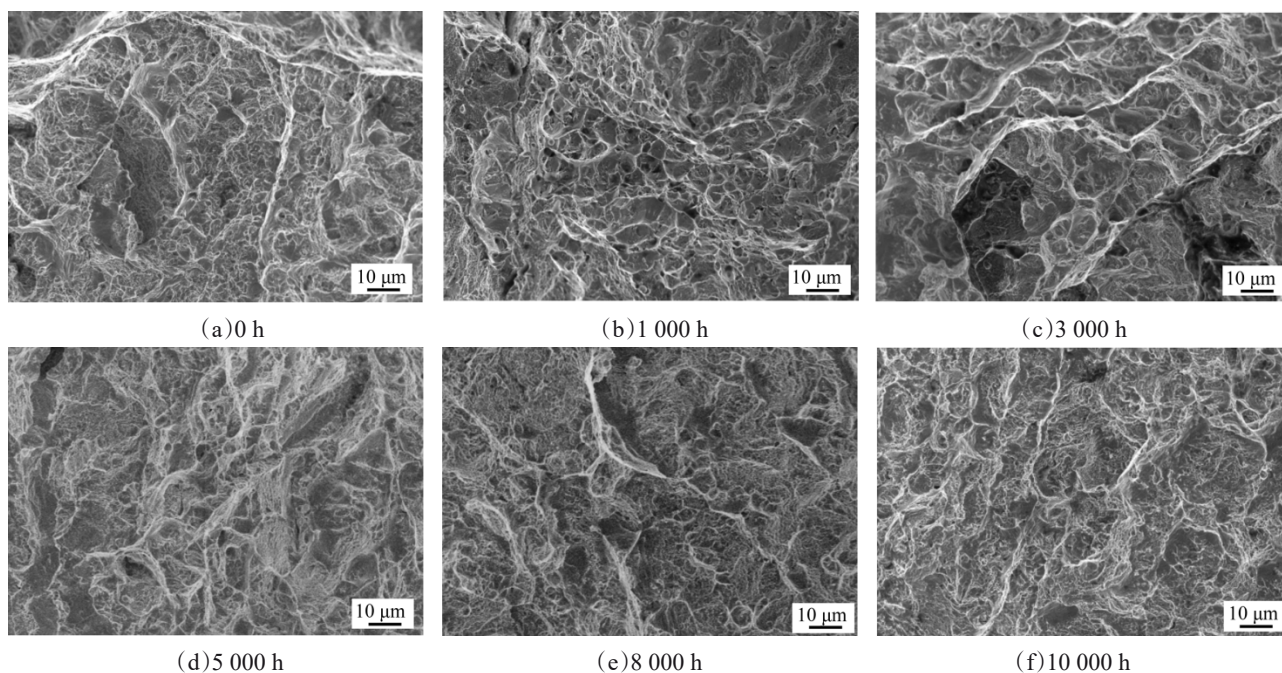


图 10 700 °C 时效后室温冲击试样断口形貌

Fig. 10 Fracture morphology of impact test sample at room temperature after aging at 700 °C

## 2.4 机械性能与微观组织关系的讨论

### 2.4.1 拉伸性能与微观组织的关系

通过对母材和焊缝中球形  $\gamma'$  相尺寸进行统计, 平均直径与时效时间的关系如图 11a 所示, 从图中可以看出,  $\gamma'$  相的平均直径随时效时间的延长而增加, 但粗化速率随时效时间延长逐渐减缓。通过图 11b 分析,  $d^3 - d_0^3$  与时效时间  $t$  呈现线性关系, 即  $\gamma'$  相

的生长规律符合 Lifshitz-slozov-Wagner (LSW) 熟化理论<sup>[14]</sup>,  $\gamma'$  相粗化行为可用式(1)、(2)描述<sup>[15-16]</sup>。

$$d^3 - d_0^3 = kt \quad (1)$$

$$k = \frac{ACeV_m\Gamma}{RT} D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中  $d_0$  和  $d$  分别为时效初期和  $t$  时  $\gamma'$  的平均直径;  $k$  为粗化系数;  $A$  是一个常数, 依赖于在基体中沉淀

分布,  $C_e$  为基体中溶质的原子分数,  $V_m$  为  $\gamma'$  相的摩尔体积,  $\Gamma$  为  $\gamma'$  相/基体的界面能,  $R$  为气体常数;  $T$  为绝对温度;  $D_0 \exp(-Q/RT)$  为溶质在基体中的扩散系数;  $Q$  为  $\gamma'$  相粗化的活化能,  $D_0$  为频率因子。计算可以得出,  $\gamma'$  在母材和焊缝的粗化系数分别为  $46.0 \text{ nm}^3/\text{h}$  和  $45.0 \text{ nm}^3/\text{h}$ , 母材的  $\gamma'$  粗化速度略高于焊缝。  $\gamma'$  相的粗化主要受  $\gamma'$  相形成元素 Al 和 Ti 在  $\gamma$  基体中的容量扩散过程。

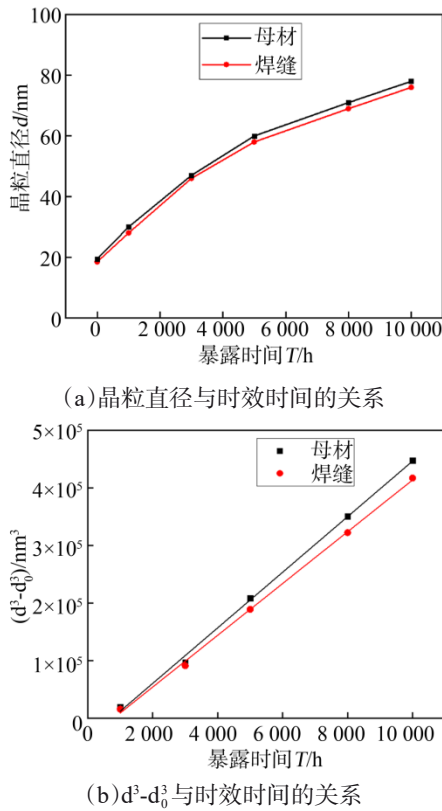


图 11 焊缝金属中  $\gamma'$  相直径随时效时间的演变

Fig. 11 Evolution of  $\gamma'$  diameter at weld metal with the aging time

热暴露过程中焊缝强度主要受晶界强度和晶内强度影响。晶界强度主要与  $M_{23}C_6$  在晶界的析出有关, 本研究中  $M_{23}C_6$  在晶界的粗化不明显。晶内强度主要受  $\gamma'$  相的尺寸变化、MC 碳化物的分布和形状变化影响, 本文中 MC 碳化物的分布和形状几乎不变, 而  $\gamma'$  相随时效时间的延长颗粒尺寸逐渐增大, 同时碳化物的含量与  $\gamma'$  相比要低得多。以上分析说明碳化物对焊缝强度影响不大, 长时效过程中焊缝强度的变化可以由  $\gamma'$  相尺寸的变化进行合理解释<sup>[17]</sup>。

$\gamma'$  相引起的沉淀强化源于  $\gamma'$  相与位错的相互

作用, 包括位错剪切和位错弯曲<sup>[18]</sup>。当  $\gamma'$  相之间的间距较小时, 强化机制主要为位错剪切<sup>[19-20]</sup>。根据  $\gamma'$  相尺寸和 APB (反相边界能, 即成对位错的平衡间距) 的关系, 剪切机制又包括弱对耦合位错 (WCD) 模型和强对耦合位错 (SCD) 两种模型,  $\gamma'$  相为有序的 fcc 晶体结构。当这些有序沉淀被剪切时, 位错必须成对移动, 以使有序不被破坏, 对于尺寸较小的  $\gamma'$  相, 位错对中的两个位错不存在于单独的  $\gamma'$  相中, 这被称为 WCD 模型<sup>[18]</sup>, 而对于尺寸较大的  $\gamma'$  相, 后面的位错可在前一个位错退出之前进入  $\gamma'$  相, 这被称为 SCD 模型<sup>[18]</sup>。在这两个模型中, 强度增加是由于  $\gamma'$  相内部反相边界 (APB) 的形成<sup>[18,21]</sup>, 随  $\gamma'$  相的增大, 强化机制由弱对耦合向强对耦合转变。

弱对耦合位错 (WCD) 模型和强对耦合位错 (SCD) 两种模型中临界分剪切应力 (CRSS) 由将两个耦合的边缘位错通过  $\gamma'$  相所需要的力决定。WCD 模型中移动两个弱耦合位错的 CRSS 由式 (3) 给出<sup>[22-23]</sup>, SCD 模型中移动两个强耦合位错的 CRSS 由式 (4) 给出<sup>[22-23]</sup>。

$$\Delta\tau_w = \frac{1}{2} \left( \frac{\gamma_{APB}}{b} \right)^{3/2} \left( \frac{2df}{Gb} \right)^{1/2} A - \frac{1}{2} \left( \frac{\gamma_{APB}}{b} \right) f \quad (3)$$

$$\Delta\tau_s = \left( \frac{\sqrt{3}}{2} \right) \frac{Gb\omega}{2d} f^{1/2} \left( 1.28 \frac{2d\gamma_{APB}}{Gb\omega} - 1 \right)^{1/2} \quad (4)$$

当  $\gamma'$  之间的位错以弯曲的形式绕过位错所需要的应力小于位错剪切  $\gamma'$  所需要的应力时, Orowan 弯曲发生, 位错弯曲一般发生  $\gamma'$  相颗粒尺寸较大且  $\gamma'$  相间距相对大时, 位错弯曲引起的应力  $\Delta\tau_0$  由式 (5) 确定<sup>[18]</sup>:

$$\Delta\tau_0 = \frac{Gb}{L} \quad (5)$$

$L$  是  $\gamma'$  粒子之间的间距, 由式 (6) 确定<sup>[18]</sup>:

$$L = d \left( \sqrt{\frac{8}{3\pi f}} - 1 \right) \quad (6)$$

为计算位错与  $\gamma'$  相之间的相互作用力, 式 (3)~(6) 中各参数的物理意义及赋值如下:  $\Delta\tau_w$  代表 WCD 模式中的 CRSS;  $\Delta\tau_s$  代表 SCD 模式中的 CRSS;  $\gamma_{APB}$  是  $\gamma'$  相在  $\{111\}$  平面的 APB 能量, 根据实验测定,  $\gamma_{APB} = 0.28 \text{ J/m}^2$ <sup>[24]</sup>;  $b$  为位错在  $\gamma$  基体中的 Burgers 矢量, 镍基高温合金取典型值  $b = 0.254 \text{ nm}$ <sup>[24]</sup>;  $d$  为  $\gamma'$  相

的直径; $f$ 为 $\gamma'$ 相的体积分数,根据JMatPro模拟,700℃时 $f$ 为17%; $G$ 为弹性剪切模量,Inconel740H的 $G$ 为81.85 GPa(室温)和65.9 GPa(750℃)<sup>[25]</sup>;  $A$ 为与 $\gamma'$ 相形态有关的数值因子,对于球形 $\gamma'$ 相,取 $A=0.72$ <sup>[24]</sup>;  $\omega$ 是一个材料常数,用于表征强耦合位错间弹性斥力对CRSS的附加贡献,由位错应力场的相互作用强度决定,为简化计算, $\omega$ 取1<sup>[26]</sup>。

图12是三种位错机制 $\gamma'$ 相直径与理论CRSS之间的关系图。对于弱对耦合位错模型,CRSS随 $\gamma'$ 相直径增加而增加,强对耦合位错和Orowan弯曲模型中CRSS随 $\gamma'$ 相直径增加而逐渐降低。因为位错沿最小阻力移动,对于给定的 $d$ 值,CRSS为三种机制中的较小值。室温和700℃下 $\gamma'$ 相与位错作用从WCD转变到SCD的临界直径分别为 $d=36$  nm和29 nm,从SCD转变到Orowan弯曲的临界直径分别为 $d=152$  nm和123 nm。

如前文所述,Inconel740H焊接接头在700℃时效1 000 h和3 000 h, $\gamma'$ 平均直径分别为28 nm、46 nm,

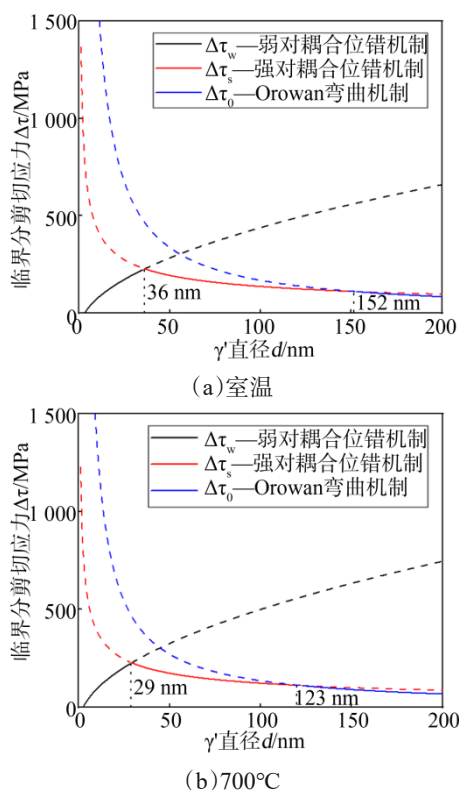


图12 Inconel740H 焊缝理论临界分剪切应力与 $\gamma'$ 直径的关系

Fig. 12 Theoretical critical resolved shear stress versus  $\gamma'$  diameter relationships in Inconel740H Weld metal

室温和700℃高温拉伸时WCD转变到SCD的临界直径对应到时效1 000 h和3 000 h之间。 $\gamma'$ 直径小于临界直径时,CRSS随着 $\gamma'$ 直径的增大而增大, $\gamma'$ 直径大于临界直径时,此时随着 $\gamma'$ 直径增大,CRSS随着 $\gamma'$ 直径的增大而降低。室温和700℃高温拉伸的屈服和抗拉强度从ASHT后到长时效3 000 h后强度逐渐增加,然后随着时效时间的延长强度逐渐降低,与CRSS和 $\gamma'$ 直径对应关系的变化趋势向一致。同时时效时间5 000~10 000 h时, $\gamma'$ 直径从58 nm变化到76 nm,直径变化幅度较小,对应图11中的下降幅度小且下降趋势平缓,与5 000~10 000 h之间室温和700℃高温拉伸下降幅度小且趋于稳定相一致。

#### 2.4.2 冲击性能与微观组织的关系

根据相关论文研究,镍基合金在长时效过程中冲击性能变化与晶界碳化物的形态和尺寸变化存在紧密关系<sup>[27]</sup>。焊缝中晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 随时效时间的延长其形态变化如图13所示,可以看出 $M_{23}C_6$ 在晶界上的分布状态在ASHT后为沿晶界弥散分布,在时效初期(1 000~3 000 h) $M_{23}C_6$ 碳化物逐渐长大并呈断续链状分布,随着时效时间的延长(5 000~80 000 h), $M_{23}C_6$ 进一步粗化,链状之间的间隔逐渐连接,在时效10 000 h时,晶界碳化物成为连续状。冲击韧性、 $M_{23}C_6$ 平均宽度与时效时间的变化关系如图14所示,可以看出,随时效时间的延长晶界宽度增长速率出现先快后慢的趋势,而冲击韧性的变化也存在先快速下降然后趋于稳定的变化趋势。产生此趋势的原因为:在时效初期(1 000 h), $M_{23}C_6$ 碳化物的Cr等原子依靠从晶界附近基体的扩散而迅速沿晶界析出,粗化较为明显,由于晶界的协调变形能力不如周围基体,容易产生应力集中,在冲击载荷的作用下容易沿晶开裂,导致冲击韧性与ASHT相比快速降低。但随着时效时间的延长(3 000~10 000 h),当 $M_{23}C_6$ 与基体之间的Cr含量平衡时, $M_{23}C_6$ 粗化得到缓解,冲击韧性也趋于稳定。

### 3 结论

(1)采用热丝TIG焊对固溶态Inconel 740H合金进行焊接,并经时效强化热处理(ASHT,800℃/

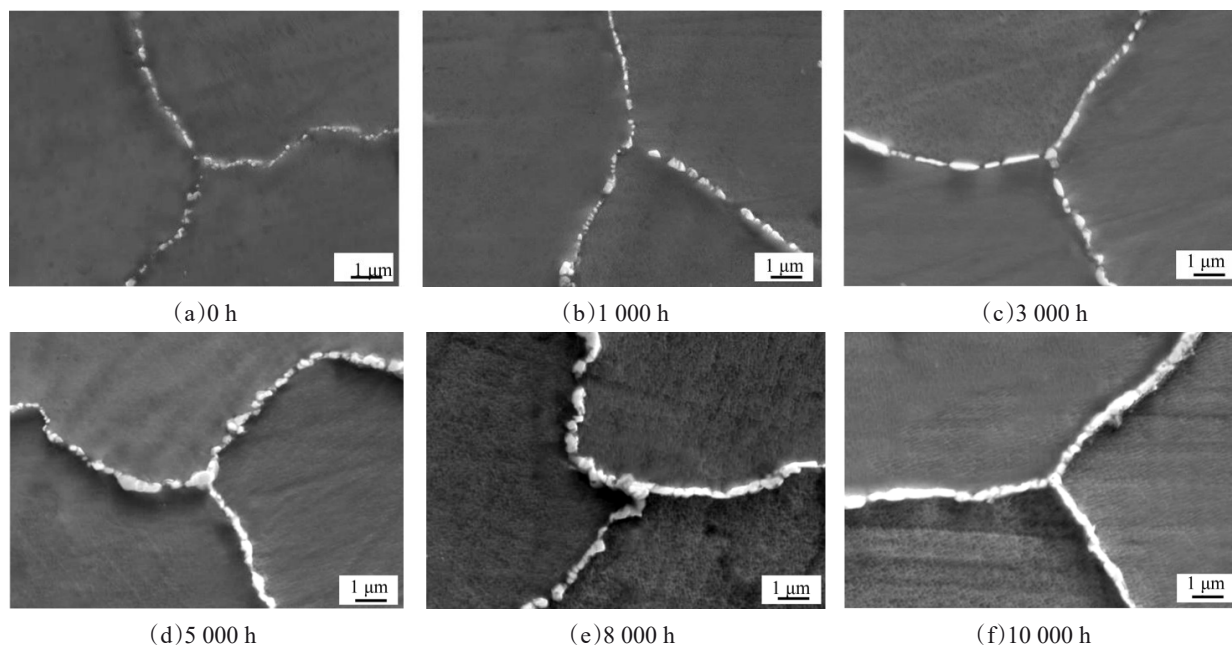


图 13 长时效后焊缝中晶界碳化物形貌

Fig. 13 Morphology of grain boundary carbides in welds after long-term aging

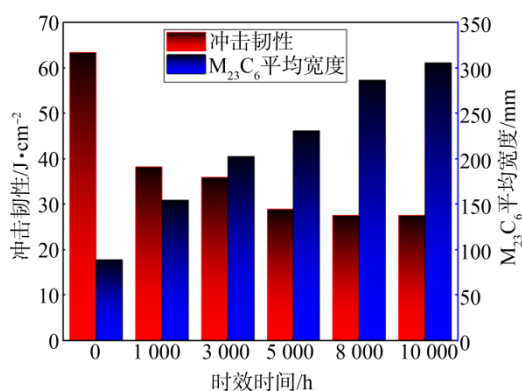


图 14 冲击韧性与晶界碳化物宽度的变化趋势

Fig. 14 Trends of impact toughness and carbide width at grain boundary

4 h/AC)及 700 °C 下 1 000~10 000 h 等温长时效后,焊接接头母材、热影响区及焊缝金属中均未发现  $\sigma$  相、 $\eta$  相、G 相等有害相析出;仅焊缝晶界  $M_{23}C_6$  碳化物出现轻微粗化,晶内 MC 碳化物形态与尺寸保持稳定。焊接接头具有较高的组织稳定性。

(2)长时效过程中,焊接接头的母材和焊缝枝晶中心(DCR)区的  $\gamma'$  相始终保持球形,且粗化速率符合 LSW 熟化理论。焊缝枝晶间(IDR)区  $\gamma'$  相在时效 5 000~8 000 h 之间发生形态转变,由球形逐渐转化为立方体,该转变是 IDR 区高成分偏析(富集 Al、Ti、Nb 等元素)导致的高  $\gamma/\gamma'$  晶格错配度,与

长时效( $\geq 8\ 000$  h)提供的充分原子扩散条件共同作用的结果,最终使系统总能量(界面能+弹性应变能)降至最低。

(3)焊接接头的室温抗拉/屈服强度、700 °C 高温抗拉/屈服强度从 ASHT 后逐渐升高,在时效 3 000 h 后达到峰值,四项强度分别从 ASHT 后的 1 130 MPa、857 MPa、890 MPa 和 748 MPa 升高到 1 354 MPa、1 168 MPa、1 036 MPa 和 835 MPa,随后强度随时效时间延长缓慢下降,时效 5 000 h 后降幅趋缓并趋于稳定。在时效 10 000 h 时,室温抗拉/屈服强度为 1 236 MPa/998 MPa,700 °C 高温抗拉/屈服强度为 989 MPa/748 MPa,分别为 ASHT 后的 109.4%、116.5%、111.1% 和 100%,且所有拉伸试样均在焊缝区域失效。

(4)室温和 700 °C 高温拉伸的屈服和抗拉强度从 ASHT 后到长时效 3 000 h 后强度逐渐增加,然后随着时效时间的延长强度逐渐降低,产生此趋势的原因与 CRSS 和  $\gamma'$  直径对应关系由弱耦合位错剪切向强耦合位错剪切再向 Orowan 弯曲转变有关。

(5)长时效 10 000 h 后,冲击韧性(试样尺寸为 55 mm×10 mm×7.5 mm)由 ASHT 后的 63.4 J/cm<sup>2</sup> 下降到 27 J/cm<sup>2</sup>,冲击韧性的变化与晶界碳化物  $M_{23}C_6$  的形态和尺寸变化存在紧密关系。冲击断口

ASHT 后的穿晶和沿晶混合断裂方式,而在时效不同时间后,断口呈现沿晶脆性断裂。

### 参考文献:

- [1] Nicol K. Status of advanced ultra-supercritical pulverised coal technology [J]. IEA Clean Coal Centre, 2013.
- [2] Yin H, Gao Y, Gu Y. Evolution of the microstructure and microhardness of the welding joint of IN 740H alloy with IN 617 as filler metal [J]. Materials Characterization, 2017, 127:288–295.
- [3] 赵双群, 谢锡善, 董建新. 700 °C 超超临界燃煤电站用镍基高温合金 Inconel740/740H 的组织与性能 [C]// 第九届电站金属材料学术年会论文集 (第二卷), 2011.
- [4] Liu D, Yan L, Hou S. The evaluation of high temperature corrosion of the Inconel 740H in simulated coal-fired environments [J]. Corrosion Science, 2019, 161: 108150.
- [5] Yan C, Zhengdong L, Godfrey A, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Inconel 740H during aging at 750 °C [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 589:153–164.
- [6] Zieliński A, Sroka M, Dudziak T. Microstructure and mechanical properties of Inconel 740H after long-term service [J]. Materials, 2018, 11(11):2130.
- [7] Duch J E. Strain Aging and Stress Relief Cracking Susceptibility of Precipitate Strengthened Alloys INCONEL 740H and 347H [D]. Lehigh University, 2022.
- [8] Sridar S, Ladinos Pizano L F, Klecka M A, et al. Achieving High Strength and Creep Resistance in Inconel 740H Superalloy through Wire-Arc Additive Manufacturing and Thermodynamic-Guided Heat Treatment [J]. Materials, 2023, 16(19):6388.
- [9] Bechetti Jr D H. Microstructural Evolution and Creep Rupture Behavior of INCONEL RTM Alloy 740H Fusion Welds [M]. 2013.
- [10] 陈胜虎, 赵明久, 戎利建. Ti 和 Al 含量对 Fe-Ni 基合金中  $\eta$  相析出行为的影响 [J]. 金属学报, 2012, 48(11): 1335–1341.  
CHEN S H, ZHAO M J, RONG L J. Effects of Ti and Al contents on the precipitation behavior of  $\eta$  phase in Fe-Ni base alloys [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(11):1335–1341.
- [11] 侯介山, 郭建亭, 袁超, 等. 一种抗热腐蚀铸造镍基高温合金中  $\sigma$  相的析出及回溶 [J]. 金属学报, 2016, 52(2):168–176.
- [12] 党莹樱, 赵新宝, 尹宏飞, 等. Inconel 740H 合金 750 °C 长期时效后的组织稳定性 [J]. 材料工程, 2016, 44(9):58–62.  
DANG Y Y, ZHAO X B, YIN H F, et al. Microstructure stability of Inconel 740H alloy after long term exposure at 750 °C [J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(9):58–62.
- [13] Kim H T, Chun S S, Yao X X, et al. Gamma prime ( $\gamma'$ ) precipitating and ageing behaviours in two newly developed nickel-base superalloys [J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(18):4917–4923.
- [14] Lifshitz I M, Slyozov V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions [J]. Journal of Physics and Chemistry, 1961, 19:35–50.
- [15] Moshtaghin R S, Asgari S. Growth kinetics of  $\gamma'$  precipitates in superalloy IN-738LC during long term aging [J]. Materials & design, 2003, 24(5):325–330.
- [16] Tilely J, Viswanathan G B, Srinivasan R, et al. Coarsening kinetics of  $\gamma'$  precipitates in the commercial nickel base Superalloy Ren'e 88 DT [J]. Acta Materialia, 2009, 57:2538–2549.
- [17] Wang C, Guo Y A, Guo J, et al. Microstructural changes and their effect on tensile properties of a Ni-Fe based alloy during long-term thermal exposure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 670:178–187.
- [18] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W, et al. Strengthening Mechanisms in Polycrystalline Multimodal Nickel-Base Superalloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40:1588–1603.
- [19] Mitchel W I. Age Hardening of High Temperature Nickel Base Alloys [J]. Z. Metallk, 1966, 57:586.
- [20] Huther W, Reppich B. Interaction of dislocation with Coherent, Stress-Free, Ordered Particle [J]. International Journal of Materials Research, 1978, 69:628–634.
- [21] Reppich B. Some new aspects concerning particle hardening mechanisms in  $\gamma'$  precipitating Ni-base alloys—I. Theoretical concept [J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(1):87–94.
- [22] Raynor D, Silcock J M. Strengthening Mechanisms in  $\gamma'$  Precipitating Alloyss [J]. Metal Science Journal, 1970, 4:121–130.
- [23] Kelly A, Nicholson R S. Strengthening Methods in