

DOI: 10.19666/j.rlfed.202312184

HT700 高温合金旋转摩擦焊接接头 组织和力学性能的研究

陈文学^{1,2}, 鲁金涛¹, 黄锦阳¹, 徐雅欣², 党莹樱¹, 李文亚²

(1.西安热工研究院有限公司高效灵活煤电及碳捕集利用封存全国重点实验室, 陕西 西安 710054;

2.西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

[摘要] 用旋转摩擦焊接 (RFW) 方法对 HT700 高温合金进行焊接, 并对焊接试样进行焊后热处理 (PWTH)。通过光学显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜、显微硬度计、室温和 750 °C 拉伸实验, 对接头微观组织和力学性能进行系统研究。结果表明: 焊态接头分为焊缝中心区 (WCZ)、热力影响区 (TMAZ) 和热影响区 (HAZ) 3 个典型区域, 其中显微组织从等轴细晶粒 (WCZ)、变形粗晶粒 (TMAZ) 逐渐转变为与母材类似的等轴晶粒 (HAZ); RFW 过程中 WCZ 发生了动态再结晶及强化相的溶解, 其中 γ' 强化相的溶解程度大于 M23C6 或 MC 碳化物; 从焊接界面到母材, 焊态接头的晶粒尺寸、形状和强化相分布等微观结构逐渐发生变化, γ' 相的溶解导致焊态接头力学性能较差, 且在 750 °C 时, 晶界滑动使其力学性能进一步下降; 焊后热处理后, 晶粒生长、强化相的再析出和焊后微观组织均匀化使得接头室温和高温拉伸强度显著提高, 且接头高温延展性得到一定程度的改善。本研究可为 HT700 高温合金的高质量焊接提供新思路。

[关键词] HT700 高温合金; 摩擦焊接; 热处理; 微观组织; 力学性能

[引用本文格式] 陈文学, 鲁金涛, 黄锦阳, 等. HT700 高温合金旋转摩擦焊接接头组织和力学性能的研究[J]. 热力发电, 2024, 53(5): 10-18. CHEN Wenxue, LU Jintao, HUANG Jinyang, et al. Research on microstructural and mechanical properties of rotational friction welded joints of HT700 superalloy[J]. Thermal Power Generation, 2024, 53(5): 10-18.

Research on microstructural and mechanical properties of rotational friction welded joints of HT700 superalloy

CHEN Wenxue^{1,2}, LU Jintao¹, HUANG Jinyang¹, XU Yaxin², DANG Yingying¹, LI Wenyua²

(1.National Key Laboratory of High-Efficiency Flexible Coal Power Generation and Carbon Capture Utilization and Storage, Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd., Xi'an 710054, China;

2.School of Material Sciences and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The HT700 superalloy was joined by rotational friction welding (RFW) method, and the welded specimens were subjected to post weld heat treatment (PWTH). The microstructural evolution and mechanical properties of the joints were systematically investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscope, micro-hardness, and tensile tests at both room temperature and 750 °C. The results show that, the as-welded joint shows three typical zones across the weldline: weld center zone (WCZ), thermomechanically affected zone (TMAZ), and heat affected zone (HAZ), in which the microstructure gradually changes from equiaxed fine grains (WCZ) and deformed coarse grains (TMAZ) to equiaxed grains (HAZ) that are similar to the base material. The dynamic recrystallization and dissolution of strengthening phases have occurred in the WCZ during RFW, in which γ' strengthening phase dissolves to a larger extent than M23C6 or MC carbides. The microstructure of the as-welded joint including the grain size, shape, and the distribution of precipitates

收稿日期: 2023-12-15

基金项目: 国家自然科学基金项目 (52271070); 中国华能集团有限公司重点科技项目 (HNKJ23-H56); 国家自然科学基金面上项目 (52371036)

Supported by: National Natural Science Foundation of China (52271070); Science and Technology Project of Huaneng Group Co., Ltd.

(HNKJ23-H56); General Project of National Natural Science Foundation of China (52371036)

第一作者简介: 陈文学 (1997), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为旋转摩擦焊, chenwx0529@163.com.

通信作者简介: 徐雅欣 (1985), 女, 博士, 副教授, 主要研究方向为材料的腐蚀、防护涂层制备与性能, xu.yaxin@nwpu.edu.cn.

gradually changes from the weldline to the parent alloy. Consequently, the as-welded joints exhibit relatively poor mechanical properties due to the dissolution of γ' which becomes even worse at 750 °C because of the grain-boundary sliding. After PWHT, the as-welded microstructure can be homogenized by grain growth and the re-precipitation of strengthening phases, which is responsible for the remarkable improvement in tensile strength at both room and high temperature after PWHT. And the high-temperature ductility of PWTH joints has been improved to a certain extent. This study gives new insights into the high-quality welding of the HT700 superalloy.

Key words: HT700 superalloy; friction welding; heat treatment; microstructural; mechanical properties

先进超超临界 (A-USC) 发电厂为提高效率和降低排放, 需在更高的蒸汽参数 (37.5 MPa, 760 °C) 下运行^[1-2], 因此传统的奥氏体或铁素体钢无法满足耐高温部件的服役性能需求。而 Ni 基或 Ni-Fe 基高温合金具有抗高温变形和抗腐蚀等优异性能, 是高温参数机组热端部件的候选材料之一^[3]。其中, Ni-Fe 基高温合金如 GH2984G^[4]、HR6W (Fe-45Ni-23Cr-7W)^[5-6]、HT700 等^[7-8], 不仅与 Ni 基高温合金力学性能相当且成本低, 因此备受青睐。但此类材料因合金化程度的提升, 其构件可焊性与焊接接头性能面临更为严峻的挑战, 尤其是采用钨极气体保护焊 (TIG) 等熔焊工艺连接高温部件时, 由于熔焊过程快速熔化和凝固的特点, 高温合金接头易出现元素偏析和热裂纹等缺陷, 不利于电站的安全运行。相比之下, 摩擦焊 (FW) 作为固态焊接工艺, 无需填充金属, 焊接过程中不发生熔化^[9-12], 可以在几秒内实现快速连接, 故热影响区 (HAZ) 和塑性变形较小, 有利于形成高质量焊接接头。目前, FW 已用于包括 Ni 基高温合金^[13-17]在内的多种金属和合金的连接, 其中旋转摩擦焊接 (RFW) 技术在机组的回转体构件和管材连接方面具有显著优势。现有关于 FW 接头组织结构的研究表明, FW 过程中焊缝经历动态再结晶, 焊缝中心区微观组织极为细小^[18]。另外, 由于焊接过程中接头界面的温度通常高于强化相的溶解温度, 导致强化相颗粒显

著溶解^[13]。因此, 高温合金 FW 接头强度通常比母材弱^[13], 而焊后热处理 (PWTH) 可有效提高接头性能^[13,19-21]。

尽管以前在 FW 接头微观组织和力学性能方面进行了大量研究, 但以往 FW 接头大多研究的是室温力学性能^[13,16,21-22], 而 A-USC 发电厂更关注的是服役温度下的高温性能。本文主要围绕 RFW 在高温服役参数机组构件连接方面的应用需求, 关注典型工艺下 FW 接头微区组织结构演变和高温力学性能。采用 RFW 对 HT700 高温合金进行焊接, 并对焊态接头和热处理态接头微观结构进行观察研究。对接头微观组织、 γ' 强化相演变、室温和 750 °C (接近机组热端部件服役温度) 力学性能进行分析, 揭示接头微观结构和性能变化。

1 实验材料及方法

本研究以国产 HT700 高温合金为母材, 其化学成分见表 1。母材通过真空电弧熔炼制备, 1 200 °C 下均匀化 24 h, 然后在 1 150 °C 下热锻并轧制成厚 30 mm 的板材。在焊接实验之前, 本研究中使用的所有原材料均进行了热处理: 在 1 140 °C 下进行固溶处理 20 min, 然后进行水冷淬火, 并在 650 °C 下进行 16 h 的空冷时效处理。将板材加工成 $\Phi 25$ mm \times 75 mm 的棒材, 端面经机械打磨, 乙醇清洗后开展焊接实验。

表 1 HT700 高温合金化学成分

单位: w/%

Tab.1 Nominal chemical composition of the used HT700 superalloy

Fe	Cr	Mo+Nb+W	Co	Ti+Al	C	B	Si	Ni
25.000~28.000	19.000~22.000	0.300~1.000	1.000~3.000	4.000~5.000	0.030~0.060	0.002~0.004	≤0.250	其余

采用连续驱动摩擦焊机 (C320 型, 中国陕西省汉中双戟摩擦焊接公司) 进行焊接实验, 优化后焊接工艺参数为: 摩擦压力 130 MPa, 转速 1 500 r/min, 轴向缩短量 5 mm, 顶锻压力 300 MPa。随后对接头进行固溶 (1 180 °C, 20 min, 水淬) 及时效 (650 °C, 16 h, 空冷) 热处理操作。

对金相试样进行抛光, 然后在 CuSO₄ 腐蚀液中 (4 g CuSO₄+20 mL HCl+20 mL H₂O) 刻蚀 15 s, 以便进行金相观察。利用光学显微镜 (OM, OLYMPUS-DP71) 和配有能量色散光谱仪 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM, JEM-2100, 加速电压 15 kV) 表征焊态和焊后热处理接头的微观组织。

并使用聚焦离子/电子双束显微镜 (FEI, Verios G4) 制备透射试样, 通过场发射透射电子显微镜 (TEM, FEI Talos F200X) 研究接头焊接界面附近强化相 γ' 的形态和结构。

使用微/宏观自动硬度测试系统 (LECO-LM248 AT) 对焊缝界面附近区域显微硬度进行测量, 负载为 200 g, 保持时间为 10 s。利用万能试验机 (MTS E45) 对接头力学性能进行表征, 参照《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》(GB/T 228.1—2021), 采用的拉伸试样取样位置和尺寸如图 1 所示, 直径为 4 mm, 标距长度为 20 mm, 每个测试点分别使用 3 个平行拉伸试样。测试温度为室温和 750 °C, 应变速率为 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

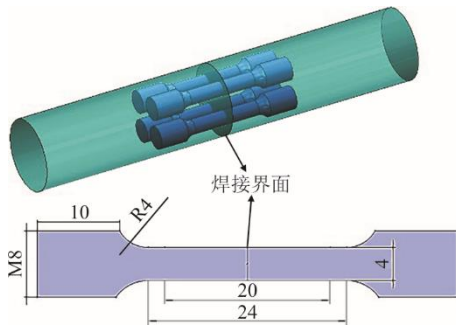
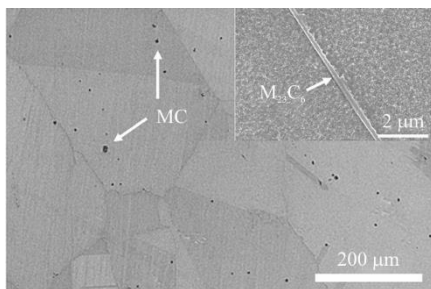


图 1 拉伸试样的切割方法和尺寸 (mm)
Fig.1 Cutting method and dimensions of tensile test specimens (mm)

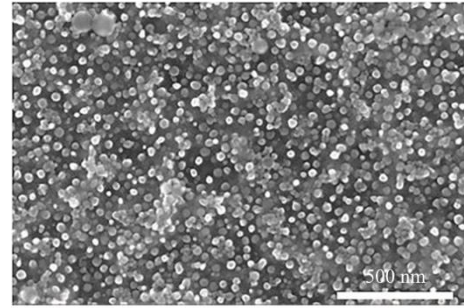
2 实验结果

2.1 母材显微组织

母材原始组织和强化相分布如图 2 所示。由图 2 可知, 母材由平均晶粒尺寸为 $115 \mu\text{m}$ 的奥氏体基体、碳化物析出相 (图 2a) 右上方) 和细小的 γ' -Ni₃(Al, Ti) 强化相组成。根据以往研究, 晶粒内尺寸较大的碳化物为 MC 型 TiC^[23-24], 晶界位置细小的碳化物为 M₂₃C₆ (图 2a))。另外, 在高倍下可清楚地观察到球形 γ' 强化相 (图 2b)), 其平均粒径为 $35 \pm 8 \text{ nm}$ 。基于 Image-Pro Plus 6.0 软件, 计算出母材中 γ' 的总体积分数约 29.4%。



a) 低倍和高倍下的析出相



b) γ' 强化相

图 2 母材的微观组织和强化相 SEM 显微照片
Fig.2 SEM microstructure of the base material and precipitates

2.2 焊态和热处理态接头显微组织及析出相演变

焊态接头典型宏观形貌和 OM 显微照片如图 3 所示。由图 3 可知: 飞边关于焊接界面基本呈对称分布, 两侧飞边未发生粘连; 焊接界面在边缘处出现 1 条黑线, 随着靠近中心线, 该黑线变薄并消失。此黑线为氧化物夹杂, 由于摩擦焊接界面自清洁作用, 使氧化物夹杂随着飞边挤出界面, 同时无氧化物夹杂的金属形成原子间冶金结合, 所以黑线逐渐消失。

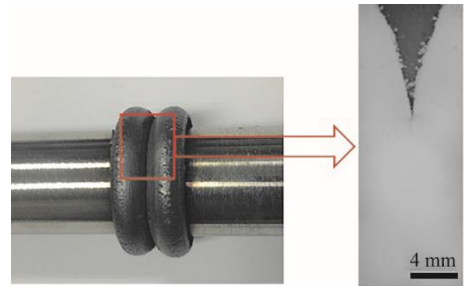
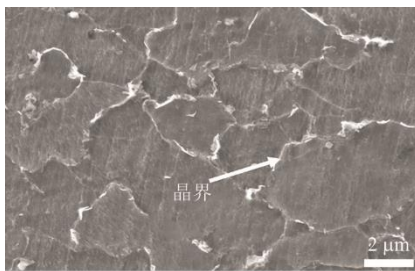


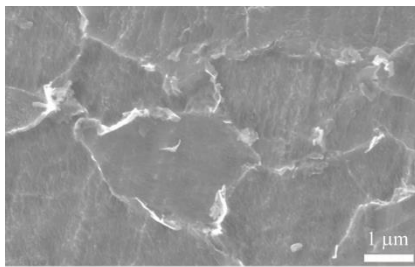
图 3 焊态接头的典型宏观形貌和 OM 显微照片
Fig.3 Typical macro appearance and OM micrograph of the as-welded joint

图 4 为焊态接头 SEM 照片。根据晶粒形状、尺寸和分布等微观结构变化, 接头可分为焊缝中心区 (WCZ)、热力影响区 (TMAZ) 和 HAZ 3 个区域。WCZ 是典型的晶粒细化区, WCZ 与母材 (晶粒尺寸 $115 \pm 5 \mu\text{m}$) 相比, 晶粒尺寸细化至约 $4.4 \mu\text{m}$, 这是由 FW 过程中较高的界面温度和大变形引起的动态再结晶 (DRX) 所致^[9,24]。在大多数情况下, Ni 基高温合金由于其层错能较低, 在 1 100 °C 的高温热变形下主要发生非连续的动态再结晶。本研究中 HT700 高温合金属于 Ni 基高温合金, 层错能亦较低, 且由于摩擦焊接过程中界面温度可达 1 200 °C 或者更高, 故其动态再结晶是非连续动态再结晶机制, 对非连续动态再结晶机制将在后续进行更加深入的研究。在图 4b) 和图 4c) 中可观察到清晰的晶界,

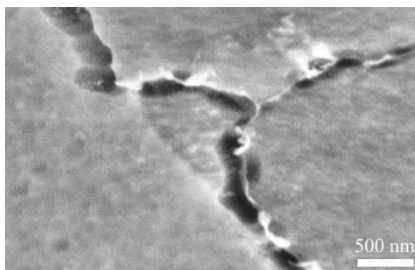
但晶界和晶粒内部均不存在 TiC 和富 Cr 碳化物。此外,在 WCZ,原始母材中存在的 γ' 强化相也已完全溶解。图 4d)所示 TMAZ 在摩擦热和轴向压力共同作用下,发生强烈塑性变形,可观察到大量变形晶粒沿垂直于施加压力的方向拉长。同时,可观察到 TiC 和较小的富 Cr 碳化物等析出相。图 4e)和图 4f)为析出相的放大图,图 4e)所示沿晶界离散分布的富 Cr 碳化物直径小于 $1\ \mu\text{m}$,图 4f)所示在变形方向上 TiC 的长度为微米级别。虽然 WCZ 和 TMAZ 的 γ' 相均完全溶解,但在 TMAZ 中, $M_{23}C_6$ 和 MC 溶解较少,这表明碳化物在焊接过程中的热稳定性高于 γ' 。这是由于 FW 持续时间极短,不足以使碳化物完全溶解。图 4g)所示 HAZ 与图 2a)所示的母材晶粒尺寸相近(约 $95.6\ \mu\text{m}$),所有晶粒仍为等轴晶粒,表明 HAZ 仅受热影响而不受塑性变形的影响。此外,图 4g)~图 4i)表明,HAZ 中的 MC 和 $M_{23}C_6$ 碳化物不受焊接过程的影响,且晶界处的 $M_{23}C_6$ 比 TMAZ 更连续(图 4h)。在更高的放大倍数下(图 4i),HAZ 可观察到直径和体积分数较小的残余 γ' 相,表明 γ' 相受热影响而部分溶解,这是 HAZ 和母材微观结构的主要差异。



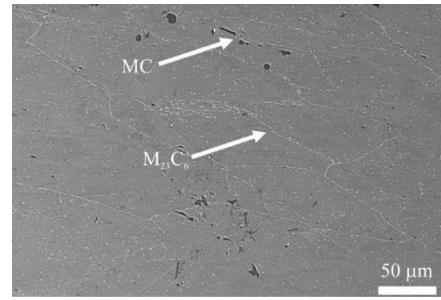
a) 焊态接头WCZ显微组织



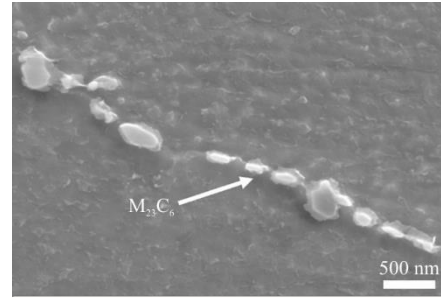
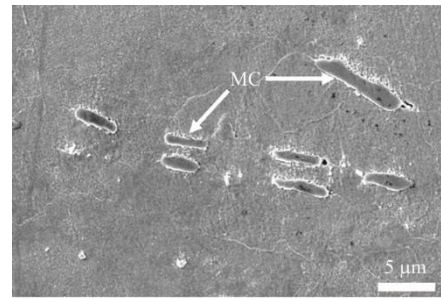
b) 高倍下焊态接头WCZ显微组织



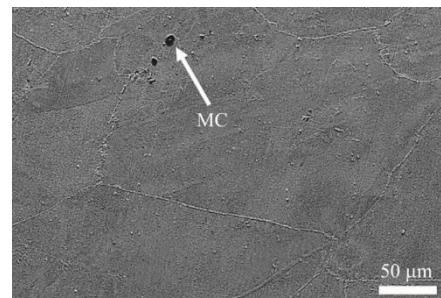
c) 高倍下焊态接头WCZ晶界



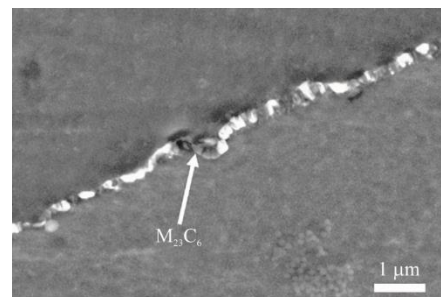
d) 焊态接头TMAZ显微组织

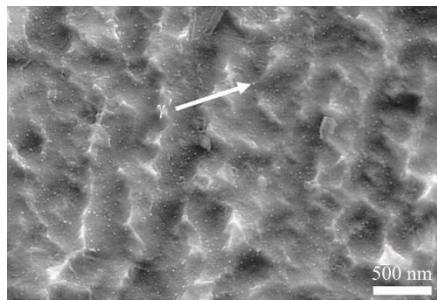
e) 焊态接头TMAZ碳化物 $M_{23}C_6$ 

f) 焊态接头TMAZ碳化物MC

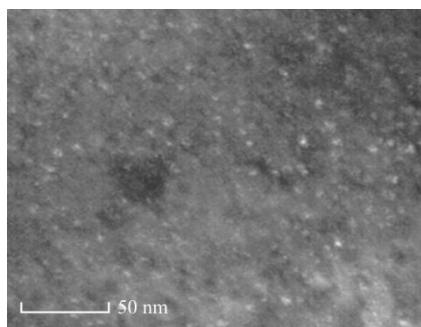


g) 焊态接头HAZ显微组织

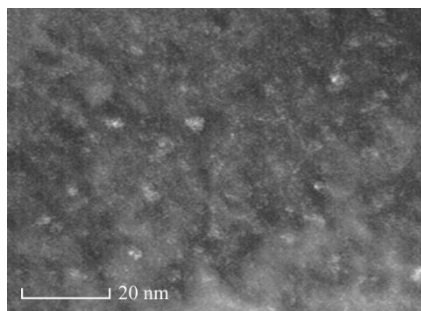
h) 焊态接头HAZ碳化物 $M_{23}C_6$

i) 焊态接头HAZ强化相 γ' 图4 焊态接头 SEM 显微照片
Fig.4 SEM micrographs of the as-welded joint

为进一步研究焊态接头中焊接界面附近的微观结构演变, 图5给出了焊态接头中 WCZ 强化相 γ' 的 TEM 暗场图像。从图5a)中可以看出, 细小的 γ' 强化相(衬度较亮的粒子)分散在基体中, 在图5b)的放大图中测得球形强化相的平均直径为 6.7 ± 0.9 nm, 体积分数为 8.9%, 这也是之前在 SEM 图像中无法识别此类微小颗粒的原因。



a) 低倍

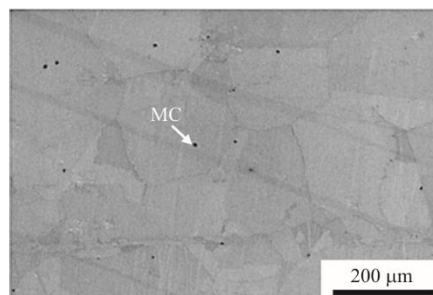


b) 高倍

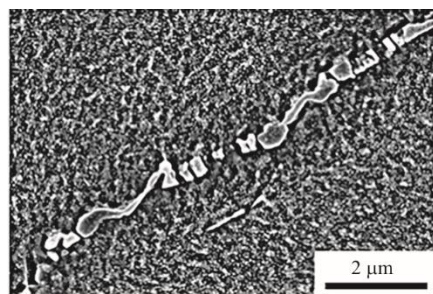
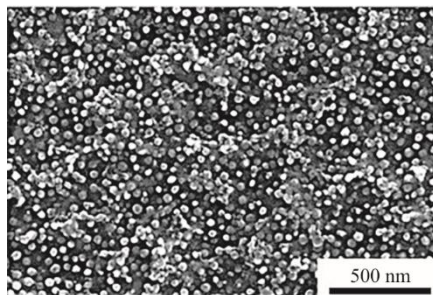
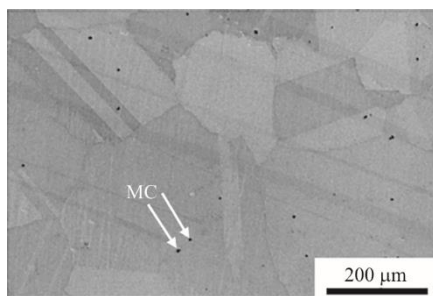
图5 WCZ 焊态接头中 γ' 的 TEM 暗场图像
Fig.5 TEM dark-field images of γ' in the as-welded joint in the WCZ

对热处理后 WCZ、TMAZ、BM 等区域微观结构和强化相的演变进行了表征, 结果如图6所示。与焊态接头相比, 原始 WCZ 中的再结晶晶粒明显长大(图6a), TMAZ 中的变形晶粒转变为等轴晶(图6f)。图6中热处理后接头 WCZ 和 TMAZ 都存

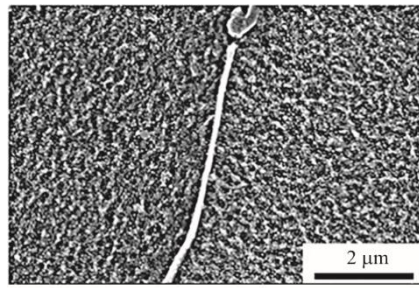
在尺寸相近的 γ' 强化相, 使用图像处理软件 Image-Pro Plus 6.0 测得 WCZ γ' 平均直径为 $(37 \sim 40) \pm 5$ nm (图6c), 恢复至母材水平。同时测得 WCZ 和 TMAZ γ' 的总积分数分别约为 23.2%和 24.7%, 接近母材水平。晶界处形成的 $M_{23}C_6$ 析出相分布从焊接界面到母材呈现出连续性逐渐增强的趋势(图6b)、图6e)和图6h)。在接头中心(图6a)和图6d)和母材区域(图6g)均能观察到晶内的 MC 碳化物析出相。基于上述微观结构演变可知, 焊后热处理有利于实现接头组织的均匀化和强化相的再析出。



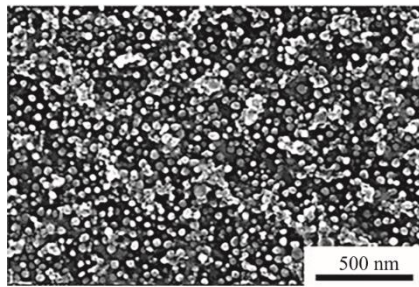
a) PWHT接头WCZ碳化物MC

b) PWHT接头WCZ碳化物 $M_{23}C_6$ c) PWHT接头WCZ强化相 γ' 

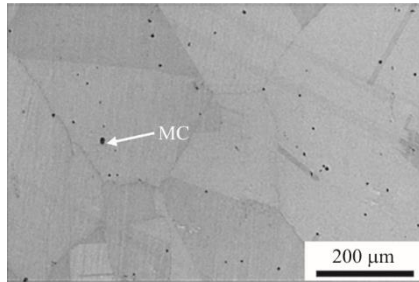
d) PWHT接头TMAZ碳化物MC



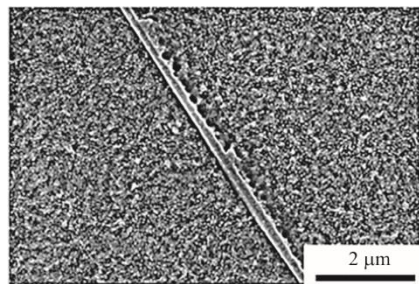
e) PWHT接头TMAZ碳化物 $M_{23}C_6$



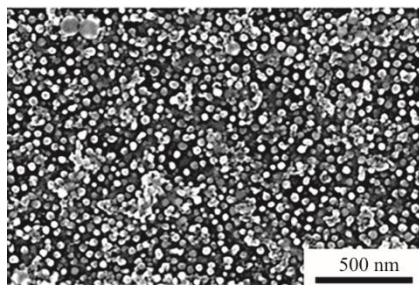
f) PWHT接头TMAZ强化相 γ'



g) PWHT接头BM碳化物MC



h) PWHT接头BM碳化物 $M_{23}C_6$



i) PWHT接头BM强化相 γ'

图 6 PWHT 接头不同位置的 SEM 显微照片: PWHT 后 MC、 $M_{23}C_6$ 和 γ' 的微观结构演变

Fig.6 SEM micrographs of different locations of PWHT joints: microstructure evolution of MC, $M_{23}C_6$ and γ'

2.3 焊态和热处理态接头力学性能

接头界面附近显微硬度分布如图 7 所示, 其中虚线为母材平均硬度 ($343\text{ HV}_{0.2}$)。由图 7 可知, 焊态接头界面附近硬度相对于焊接界面呈现对称的“W 型”分布。对于硬度显著降低的区域, 右侧的显微硬度低至 $290\text{ HV}_{0.2}$, 左侧的显微硬度降至 $302\text{ HV}_{0.2}$ 。根据与焊缝界面的距离, 这些薄弱区域大致对应于 TMAZ 和 HAZ。硬度的急剧下降意味着 TMAZ 和 HAZ 发生了软化, 这是由于碳化物和 γ' 强化相的溶解以及晶粒粗化引起的。相比之下, 虽然 WCZ 发生了强化相溶解, 但由于晶粒细化, 其硬度并未发生显著下降。在距离焊接界面 4 mm 的区域, 硬度开始快速增加, 并在 5 mm 的距离处达到母材水平。根据图 7 中的硬度变化, 整个焊缝宽度为 $8\sim 10\text{ mm}$; 同时, 热处理后整个接头的硬度分布得到改善, 软化区域消失, 整体硬度超过母材水平, 平均硬度为 $357\text{ HV}_{0.2}$ 。

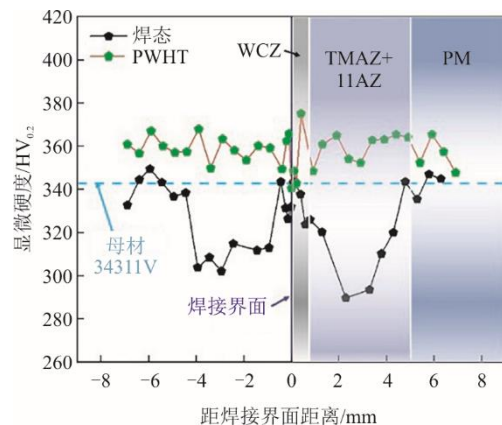


图 7 PWHT 前后焊缝界面的显微硬度分布

Fig.7 Microhardness distribution of weld interface before and after PWHT

在室温和 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 下对焊态接头和热处理态接头分别进行拉伸试验。图 8 为拉伸性能结果, 拉伸试验后断裂试样的宏观照片如图 9 所示。由图 8a) 可知, 室温下焊态接头的 YS (611 MPa) 略低于母材 (639 MPa), 约为母材的 95.6% , 这是由焊接过程中 γ' 强化相的溶解所致。图 9a) 中室温试验后的焊态接头在 HAZ 附近断裂, 这与图 7 中硬度曲线所反映的薄弱区域一致。相反, 焊后热处理将室温下的 YS 提高到母材水平以上, 且接头在远离焊缝界面处断裂 (图 9c)), YS 达到 653 MPa (图 8a)), 这种改善与 γ' 强化相的再析出有关。即使焊态接头的室温强度接近母材 (图 8a)), 但其高温性能仍会急剧下降。 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 下的屈服强度平均为 477 MPa , 仅

为母材 (640 MPa) 的 74.2%，且试样在 750 °C 时恰好在焊缝处失效 (图 9b)，可知焊接界面强度比母材低得多，这是因 γ 强化相的溶解所致。此外，由于高温下多晶合金变形通常是由于晶界滑动所致^[25-26]，所以裂纹更可能发生在含有大量细晶的 WCZ，因此高温下焊接界面的强度会大幅降低。通过焊后热处理可以将 750 °C 下的接头 YS 提高到 614 MPa，约为母材的 96.0%，接头的断裂位置靠近 HAZ 而非焊缝 (图 9d)，YS 的增加表明， γ 强化相的再析出和晶粒生长使接头强度得到明显改善。

图 8b) 中的 UTS 也表现出类似的趋势，即在室温下 (母材的 83.2%) 和 750 °C (母材的 74.9%) 下，焊态接头的 UTS 远低于母材。焊后热处理将接头的 UTS 提高到接近母材的水平 (图 8b))，即使在高温下，UTS 也达到了母材的 96.4%。

断裂伸长率可反映接头延展性，室温接头的伸长率远高于 750 °C 时的伸长率 (图 8c))。在室温下，焊态接头的断裂伸长率 (20.5%) 和 PWHT 接头的断裂伸长率 (19.2%) 均低于母材；750 °C 时，焊态接头的断裂伸长率仅为 2.3% (母材的 25.0%)。因此，PWHT 并不能改善接头的室温延展性。经 PWHT 后，接头的伸长率从 2.3% 增加到 6.2%，虽只有母材的 67.4%，但是根据图 8c) 中的数据，通过 PWHT 可以改善接头的高温延展性。

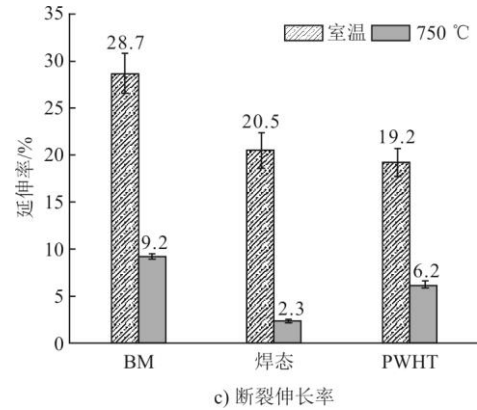
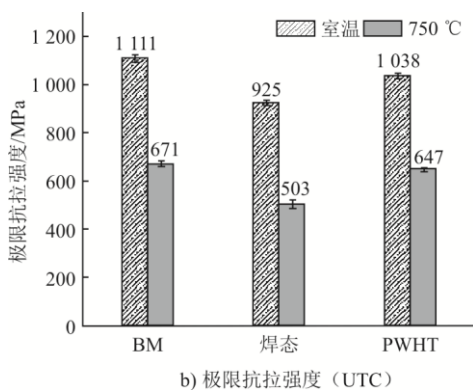
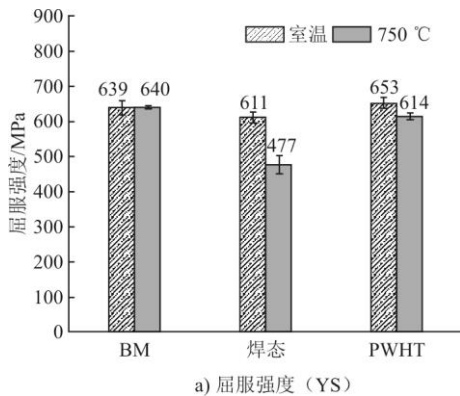
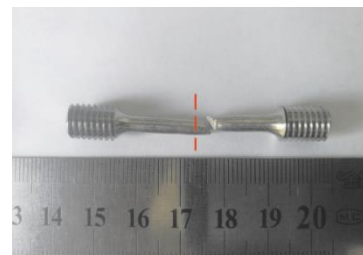


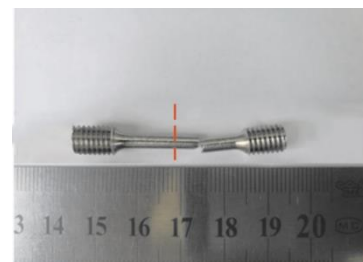
图 8 接头的拉伸性能
Fig.8 Tensile properties of joints



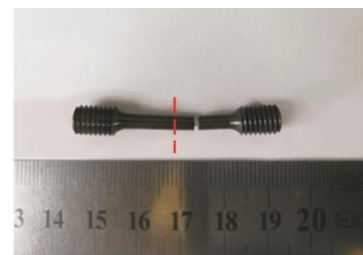
a) 室温下焊态接头拉伸试样断裂外观



b) 750 °C 下焊态接头拉伸试样断裂外观



c) 室温下PWHT接头拉伸试样断裂外观



d) 750 °C 下PWHT接头拉伸试样断裂外观

图 9 不同条件下拉伸试样断裂外观
Fig.9 Fracture appearance of tensile specimens under different conditions

基于上述拉伸结果,焊态接头在室温和高温下性能均低于母材,其中高温性能更差,而通过焊后热处理可以提高拉伸强度,使其几乎达到与母材相当的水平,且对高温下接头的延展性有一定程度改善。

3 PWTH 对接头影响分析及讨论

PWTH 后,焊接接头的微观结构已从可区分的 WCZ、TMAZ 和 HAZ 演变为更均匀的结构。 γ' 相是母材中的主要强化相,决定了该合金的力学性能。在摩擦焊接过程中,WCZ 的 γ' 强化相和碳化物会发生溶解。由于 HT700 高温合金中构成 γ' 相的 Al 和 Ti 质量分数较高,因此 γ' 相能够再析出。当焊接过程结束,在冷却过程中便会形成 3 次 γ' 相,这也是粒径约 6.7 nm 的超细 γ' 相形成的原因(图 5b)。

此外,包括 MC 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物在内的强化相以及在焊缝中心附近完全溶解的 γ' 相,在 PWTH 后再次析出并均匀分布,其中 $M_{23}C_6$ 在靠近母材时晶界处变得更加连续。相应地,PWTH 显著改善了接头在室温和高温下的力学性能。焊态接头的高温强度仅为母材的 74.2%,PWTH 能将其高温力学性能提高到接近母材(96.0%),且对接头高温延展性有一定程度的改善。这是由于 PWTH 后接头组织更加均匀,且 WCZ 碳化物强化相再析出, γ' 体积分数的上升,致使接头强度增加,最终高温拉伸试样断在母材一侧,延展性相较于断在接头处有所提升。而接头室温延展性之所以未能改善,可能与 PWTH 固溶温度高于母材有关。

可见,通过 PWTH 可有效提升接头的室温和高温拉伸强度,且对接头高温延展性有一定程度的改善。如文献[26-28]所述,对于连续驱动摩擦焊接,抗拉强度随摩擦压力的增大而增大,但随着摩擦压力的进一步增加,抗拉强度反而会降低。为了进一步提高接头性能,应对焊接参数的影响进行更多研究,并对 PWTH 进行更多试验。同时,针对本文高温合金的应用环境,后续需要进一步对接头高温持久蠕变性能和氧化腐蚀等性能进行研究。

4 结 论

1) 采用连续驱动摩擦焊接方法成功对 HT700 高温合金进行焊接。焊态接头分为 WCZ、TMAZ 和 HAZ 3 个典型区域。焊接过程的热输入导致焊接界面到母材的碳化物和 γ' 强化相发生不同程度的溶

解,且在焊后的快冷过程中焊缝中心区形成了超细的 γ' 相。

2) 在室温和 750 °C 下,焊态接头的抗拉强度明显低于母材,且在高温情况下,拉伸试样断裂在焊缝处,这是由于 γ' 相的溶解以及晶界易在高温下滑动所致。此外,焊态接头硬度分布存在明显的软化区。

3) 经焊后热处理后,焊接接头的微观结构已从可区分的 WCZ、TMAZ 和 HAZ 演变为更均匀的结构,同时 WCZ 的超细 γ' 相可通过 PWTH 恢复至原始尺寸;且 PWTH 可有效提升接头的室温和高温拉伸强度,对接头高温延展性有一定程度的改善;此外,经 PWTH 接头硬度分布软化区消失。

[参 考 文 献]

- [1] 刘入维,肖平,钟犁,等. 700 °C 超超临界燃煤发电技术研究现状[J]. 热力发电, 2017, 46(9): 1-7.
LIU Ruwei, XIAO Ping, ZHONG Li, et al. Research progress of advanced 700 °C ultra-supercritical coal-fired power generation technology[J]. Thermal Power Generation, 2017, 46(9): 1-7.
- [2] 赵子龙,李生志,马翔,等. 700 °C 超超临界机组主蒸汽管道候选材料特性与服役性能研究现状[J]. 热力发电, 2021, 50(11): 1-12.
ZHAO Zilong, LI Shengzhi, MA Xiang, et al. Research status of main steam pipe candidate material characteristics and service performance for 700 °C ultra-supercritical unit[J]. Thermal Power Generation, 2021, 50(11): 1-12.
- [3] 张捷,尹宏飞,吕海涛,等. 700 °C 超超临界机组锅炉候选材料异种焊接接头服役组织研究[J]. 热力发电, 2022, 51(8): 180-186.
ZHANG Jie, YIN Hongfei, LYU Haitao, et al. Study on microstructure of dissimilar welded joint of candidate alloys for 700 °C ultra supercritical unit boiler in service[J]. Thermal Power Generation, 2022, 51(8): 180-186.
- [4] GUO J T, DU X K. A superheater tube superalloy GH984 with excellent properties[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(11): 1221-1227.
- [5] TOKAIRIN T, DAHL K V, DANIELSEN H K, et al. Investigation on long-term creep rupture properties and microstructure stability of Fe-Ni based alloy Ni-23Cr-7W at 700 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 565: 285-291.
- [6] SHINGLEDECKER J P, EVANS N D. Creep-rupture performance of 0.07 C-23Cr-45Ni-6W-Ti, Nb austenitic alloy (HR6W) tubes[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2010, 87(6): 345-350.
- [7] ZHONG Z H, GU Y F, YUAN Y, et al. A new wrought Ni-Fe-base superalloy for advanced ultra-supercritical power plant applications beyond 700 °C[J]. Materials Letters, 2013, 109: 38-41.
- [8] YANG Z, LU J T, YUAN Y, et al. Oxidation behavior of a new Fe-Ni-Cr-based alloy in pure steam at 750 °C[J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33(2): 164-169.

- [9] LI W Y, VAIRIS A, PREUSS M, et al. Linear and rotary friction welding review[J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61(2): 71-100.
- [10] CHAMANFAR A, JAHAZI M, CORMIER J. A review on inertia and linear friction welding of Ni-based superalloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 1639-1669.
- [11] MA T J, LI Y G, LI W Y, et al. Studies of the interfacial structure of a linear friction welded Fe/Ni joint: first principles calculation and TEM validation[J]. *Materials Characterization*, 2017, 129: 60-66.
- [12] LI Y, LIU Y, LIU C, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded S31042 heat-resistant steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(4): 653-659.
- [13] DAMODARAM R, RAMAN S G S, RAO K P. Effect of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718 joints[J]. *Materials & Design*, 2014, 53: 954-961.
- [14] YANG X, LI W, MA J, et al. Thermo-physical simulation of the compression testing for constitutive modeling of GH4169 superalloy during linear friction welding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 656: 395-407.
- [15] YANG X W, LI W Y, LI J H, et al. Finite element modeling of the linear friction welding of GH4169 superalloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 87: 215-230.
- [16] MA T J, CHEN X, LI W Y, et al. Microstructure and mechanical property of linear friction welded nickel-based superalloy joint[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 85-93.
- [17] MA T J, YAN M, YANG X W, et al. Microstructure evolution in a single crystal nickel-based superalloy joint by linear friction welding[J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 613-617.
- [18] LIU F C, NELSON T W. Grain structure evolution, grain boundary sliding and material flow resistance in friction welding of Alloy 718[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 710: 280-288.
- [19] SMITH M, BICHLER L, GHOLIPOUR J, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of in-service Inconel 718 superalloy repaired by linear friction welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 90: 1931-1946.
- [20] LI Y M, LIU C X, YU L M, et al. Effect of high-temperature ageing on microstructure and mechanical properties of linear friction welded S31042 steel joint[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(7): 981-990.
- [21] DAMODARAM R, RAMAN S G S, RAO K P. Microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 560: 781-786.
- [22] MA T J, WANG W, LI W Y, et al. Microstructure and mechanical properties of linear friction welded P/M superalloy FGH96[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2014, 4(10): 11-15.
- [23] ZHAO X B, DANG Y Y, YIN H F, et al. Microstructural stability of long-term aged wrought Ni-Fe-based superalloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(10): 1252-1257.
- [24] ZHANG P, YUAN Y, GU Y F, et al. Temperature dependence of deformation mechanisms and tensile strength of a new Ni-Fe-base superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 142: 101-108.
- [25] YOU X G, TAN Y, SHI S, et al. Effect of solution heat treatment on the precipitation behavior and strengthening mechanisms of electron beam smelted Inconel 718 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 689: 257-268.
- [26] SAHIN M, AKATA H E, GULMEZ T. Characterization of mechanical properties in AISI 1040 parts welded by friction welding[J]. *Materials Characterization*, 2007, 58(10): 1033-1038.
- [27] ATEŞ H, TURKER M, KURT A. Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron-based superalloy[J]. *Materials & Design*, 2007, 28(3): 948-953.
- [28] SAHIN M. Evaluation of the joint-interface properties of austenitic-stainless steels (AISI 304) joined by friction welding[J]. *Materials & Design*, 2007, 28(7): 2244-2250.

(责任编辑 邓玲惠)