

温度对 Super304H 焊缝金属再热裂纹敏感性的影响

肖孝鹏^{1,2}, 董文超¹, 李殿中¹, 李依依^{1,3}, 陆善平¹

(1. 中国科学院 金属研究所 沈阳材料科学国家研究中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国科学院 核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: Super304H 奥氏体不锈钢是超超临界火电机组中过热器与再热器管道的重要材料, 在高温长期服役条件下, 管道焊接接头的装配处易产生再热裂纹。本研究使用预压缩 CT 试样的方法系统研究了温度对 Super304H 奥氏体不锈钢焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。结果表明, 650 °C 时效温度下的焊缝金属产生裂纹所需的时间比 600 °C 时效温度下所需时间更短, 具有更高的再热裂纹敏感性。导致该现象的主要原因在于, 650 °C 时效温度下晶界强度随时间延长退化更快, 应力松弛速率更高, 而不同温度下晶内强化差异带来的影响较小。

关键词: 再热裂纹; 温度; 奥氏体不锈钢; 焊缝金属; 晶界强度

中图分类号: TG407

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)07-2444-09

火力发电行业发展面临着煤炭等不可再生资源的急剧消耗以及煤炭燃烧产生大量污染性气体等问题, 因此迫切需提高火电机组锅炉设备的使用效率。而具有高蒸汽温度和蒸汽压力的超超临界火电机组技术可以降低供电煤耗和环境污染, 由高压机组转变为超超临界机组后, 热效率可由 33% 提高至 45.1%, 供电煤耗也可从 390 g/kWh 降低到 256 g/kWh, 在节能环保方面展现出了极大的优势^[1-5]。然而过高的温度和压力对服役材料的各方面性能提出了更高标准的要求, 比如火电锅炉中过热器管道、蒸汽管道等重要部件对于高温蠕变强度、蒸汽环境下的抗腐蚀性能的需求极高^[6-11], 而这些材料问题甚至已经成为影响超超临界火电机组发展的关键因素。

Super304H 奥氏体不锈钢是由日本住友金属株式会社和三菱重工联合研制, 在 TP304H 奥氏体不锈钢的基础上调控了 C、Cu、Nb 和 N 等元素改进而成的^[12-14]。其中, 稳定化元素 Nb 与 C、N 原子具有很强的结合力, 可以极大程度地抑制 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出, 提高材料的抗晶间腐蚀能力^[15-17]。同时高温下可形成稳定 MX 相, 通过沉淀强化作用提高材料的高温强度^[18-20]。而 Cu 元素加入后在高温形成的纳米级富铜相更是成为 Super304H 奥氏体不锈钢在 650 °C 服役条件下具有优异的高温强度的关键因素^[21-26]。凭借其优良的高温服役性能和较为低廉的成本, Super304H

奥氏体不锈钢已经成为国内外 600~620 °C 超超临界火电机组中过热器与再热器管道的优先选用材料^[27-28]。在高温长期服役条件下, 管道焊接接头装配处易产生再热裂纹^[29-31]。过高的服役温度会影响焊缝金属组织随保温时间延长的组织演变, 可能会形成对再热裂纹敏感的组织。此外, 更高的温度会加速焊接残余应力的松弛^[31], 可能也会对再热裂纹产生一定的影响。而目前关于温度对奥氏体不锈钢焊缝金属再热裂纹敏感性的影响的研究还很少, 因此有必要进行相关探索研究, 保障火电机组长时间服役后的结构完整性。

作为锅炉中服役环境最为恶劣的过热器和再热器管道, 其管壁温度要比所承载的温度高出 50 °C, 因此选用了 600 和 650 °C 2 个试验温度。然后通过预压缩 CT 试样的再热裂纹试验方法^[30-31], 研究温度对 Super304H 奥氏体不锈钢焊缝金属的再热裂纹敏感性的影响。采用显微硬度试验分析了不同温度下焊缝金属的晶内强化, 通过比较晶界析出相的尺寸和分布变化分析了不同温度下焊缝金属的晶界弱化程度。最后通过晶界强度随保温时间退化和残余应力随时间降低的竞争机制解释了温度对焊缝金属再热裂纹敏感性的影响规律。

1 实验

采用了多层多道的钨极氩弧焊焊接方法, 通过

收稿日期: 2022-05-11

基金项目: 沈阳材料科学国家实验室创新项目 (L2019R35)

作者简介: 肖孝鹏, 男, 1993 年生, 博士生, 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: xpiao16s@imr.ac.cn

型号为 Panasonic TA 1600 的焊接机器人进行焊接。设计的焊接接头如图 1a 所示，焊接母板的尺寸为 310 mm×150 mm×15 mm，坡口角度为 40°，垫板的尺寸为 300 mm×15 mm×15 mm，母板与垫板均采用 Super304H 奥氏体不锈钢板材，焊丝为自制的 YT-304H 焊丝。表 1 为 YT-304H 焊丝和 Super304H 奥氏体不锈钢板材的实测成分。在正式焊接前，需要进行角度为 15°的反变形处理，采用手工点焊将焊板与垫板固定，根部间隙被设定为 8 mm。表 2 为试验过程中的焊接工艺参数。焊接完成后，需对切割后的焊缝金属进行 X 射线探伤以检测缺陷，探伤合格的焊缝金属进行后续实验。图 2 为 Super304H 奥氏体不锈钢板材和焊丝 YT-304H 熔敷后金属的室温拉伸应力-应变曲线，Super304H 奥氏体不锈钢板材的抗拉强度为 617 MPa，而熔敷金属的抗拉强度为 648 MPa。可以看出焊接接头强度很接近母材强度，因此具有良好的力学性能匹配。

焊接完成后，使用线切割制备得到紧凑拉伸试样 (compact tension specimen, 简称 CT 试样)。如图 1b 所示，CT 试样的两侧为母材，中间区域为焊缝，U 型口朝向平行于焊接方向。在取样的过程中

尽量保证 CT 试样靠近焊缝上表面区域，使得 CT 试样中间区域具有更大比例的焊缝金属。为了能够定量地研究温度对焊缝金属再热裂纹敏感性的影响，采用了预压缩 CT 试样的方法在试验中模拟焊缝金属再热裂纹的产生。关于预压缩 CT 试样的方法详细说明如下，文献[32-33]也进行了详细介绍。在装载好 CT 试样后 (图 1c)，以 2 kN/min 的加载速度对 CT 试样进行压缩，加载到设定的载荷后，1 s 内释放压缩载荷。该过程可以在 CT 试样的缺口处引入一个三轴应力状态的拉伸残余应力场，并且通过改变预压缩载荷可以实现拉伸残余应力的定量引入。在对 CT 试样引入拉伸残余应力场后，将 CT 试样放入充满氩气的密封玻璃管中，然后放入电阻炉中进行高温保温，即可实现模拟高温长时间服役条件下的应力松弛过程。在达到预先设定的保温时间后，将装有 CT 试样的密封玻璃管取出并空冷至室温。

将 CT 试样沿厚度方向对半切开，对靠近焊缝上表面的半片 CT 试样的中间厚度面进行裂纹观察。本实验中设定，如果在光学显微镜 1000 倍视野下可以观察到裂纹，则认为该条件下的 CT 试样是具有高再热裂纹敏感性的样品。使用装载有 EBSD 的 Supra 55 场

表 1 YT-304H 焊丝和 Super304H 奥氏体不锈钢母材的实测成分

Table 1 Chemical compositions of YT-304H welding wire and Super304H austenitic stainless steel base metal ($\omega/\%$)

Material	Nb	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	N	P	S
Welding wire	1.0	0.10	0.19	3.04	2.90	16.6	18.28	0.98	0.20	0.002	0.0005
Base metal	0.45	0.10	0.27	0.81	3.16	9.08	17.68	0.36	0.10	0.003	0.0007

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding process parameters

Current/A	Voltage/V	Welding feed speed/mm·min ⁻¹	Welding speed/mm·min ⁻¹	Gas flow rate/L·min ⁻¹	Interpass temperature/°C
160	14	600	60	15	100

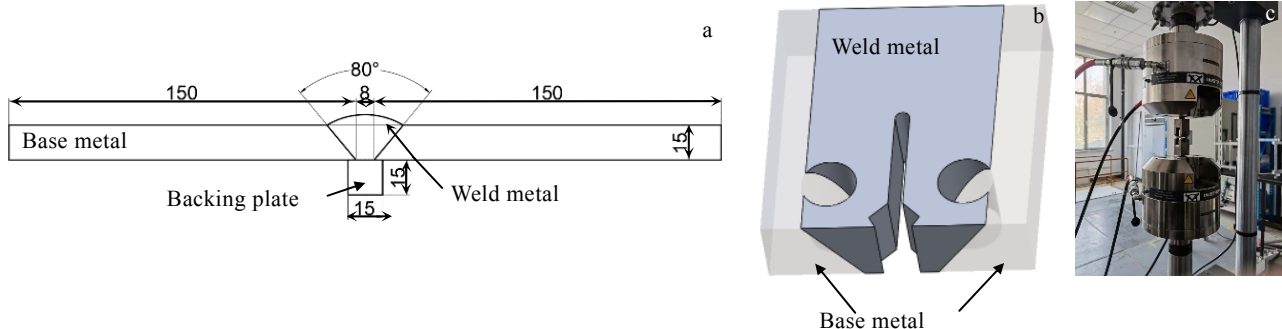


图 1 焊接接头、CT 试样的示意图和预压缩过程的现场照片

Fig.1 Schematics of the weld joint size (a) and CT specimen (b); site photo of the pre-compression process (c)

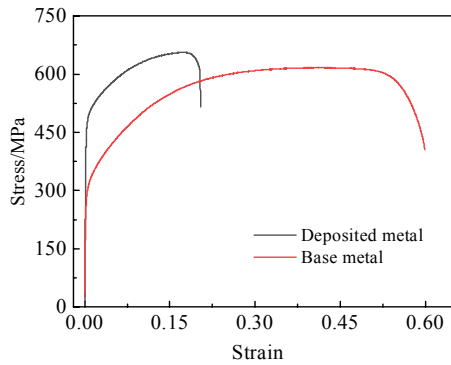


图 2 Super304H 奥氏体不锈钢板材和焊丝 YT-304H 熔敷金属的室温拉伸应力-应变曲线

Fig.2 Tensile stress-strain curves of Super304H austenitic stainless steel base metal and YT-304H deposited metal at room temperature

发射扫描电镜对裂纹处的析出相进行表征分析。将靠近焊缝底部的半片 CT 试样在电子万能材料试验机 AG-X 250 kN 上进行拉断试验, 在室温下以 50 mm/min 的横梁位移速率在垂直于焊缝的方向快速拉断, 之后使用 Supra 35 扫描电镜观察 CT 试样的断口形貌。使用 LM247AT 显微维氏硬度计测量不同状态下的试样的维氏硬度, 施加载荷为 200 g, 每个样品上取 6 个点, 然后对其求取硬度平均值。

2 结果及讨论

2.1 不同温度下的损伤分析

图 3 为预制不同预压缩载荷的焊缝金属 CT 试样在 600 和 650 °C 高温时效不同时间后的裂纹产生统计结果。结果表明, 在 20 kN 预压缩载荷的条件下, 600 和 650 °C 高温时效下的裂纹产生时间均处于 10~500 h 范围。对于预制 25 kN 预压缩载荷的 CT 试样, 在 600 °C 温度下的裂纹产生时间 (10~500 h) 要长于 650 °C 温度下的裂纹产生时间 (0~10 h)。从该结果可以初步认为, 焊缝金属在 650 °C 下的再热裂纹敏感性是要高于 600 °C 的。

图 4 为光学显微镜观察到的部分焊缝金属 CT 试样中间厚度面的裂纹产生情况。比较不同温度下短期时效时间下的裂纹产生情况 (图 4a 和 4b), 对于预制 25 kN 预压缩载荷的 CT 试样, 在 650 °C 温度下保温 10 h 后发现明显的裂纹产生, 然而在 600 °C 温度下保温 10 h 后未发现裂纹的产生。对于预制 20 kN 预压缩载荷的 CT 试样, 在 600 和 650 °C 高温时效 500 或者 2000 h 后, 在中间厚度面上都可以观察到裂纹的产生 (图 4c~4f)。

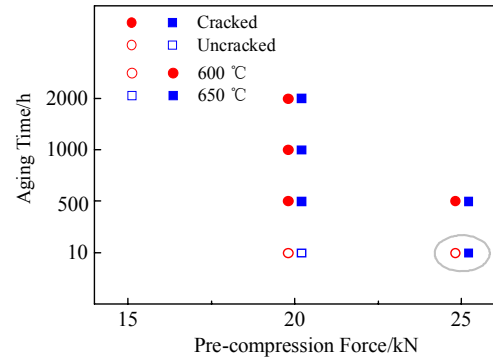


图 3 预制不同预压缩载荷的 CT 试样在 600 和 650 °C 高温时效下的裂纹产生统计图

Fig.3 Statistics of cracking results of CT specimens under different pre-compression forces after high-temperature thermal exposure at 600 and 650 °C

2.2 不同温度下的断口分析

图 5 显示了在 600 和 650 °C 高温时效 10 h 后, 预制 25 kN 预压缩载荷的焊缝金属 CT 试样缺口根部处的断口形貌。图 5c 和 5d 是图 5a 局部区域放大的形貌照片, 图 5a 中红色线条圈出的区域为沿晶断裂的脆断区域 (图 5c), 其他区域则主要呈现为沿枝晶间断裂的特征 (图 5d)。对比图 5a 和图 5b 可以看出, 650 °C 试验温度下 CT 试样的沿晶断裂区域面积 (图 5b 红色圈中) 比 600 °C 试验温度下的大得多。

2.3 晶内分析

根据已有的研究结果^[32-33]可知, 焊缝金属再热裂纹的产生与高温时效过程中的晶内强化以及晶界弱化有关。因此为了比较焊缝金属 CT 试样在不同试验温度下的晶内强化效果, 对 600 和 650 °C 试验温度下不同应力状态条件下的焊缝金属 CT 试样靠近 U 型口处的晶内显微硬度进行分析。如图 6 所示, 在保温 10 h 或者保温 2000 h 的条件下, 600 °C 试验温度下的焊缝金属 CT 试样的晶内显微硬度要稍高于 650 °C 试验温度下的焊缝金属 CT 试样的。

2.4 晶界分析

对于预制 25 kN 预压缩载荷然后在 600 °C 高温时效 10 h 的 CT 试样, 在光学显微镜的分辨率下在中间厚度面并没有发现裂纹的产生, 然而在扫描电镜的高倍下在 U 型口附近发现了长达几微米的裂纹 (图 7a), 因此可以对裂纹尖端进行表征分析。如图 7a 所示, 裂纹尖端的晶界处存在断续分布的棒状析出相, 根据图 7b 的 EDS 能谱和图 7d 的菊池带晶体学结构分析, 可证明该析出相为富 Nb 的 Nb(C, N) 相。图 7c1~7c3 的 EDS 元素面扫描表明沿晶裂纹处主要都为富 Nb 的 Nb(C, N) 相。图 8

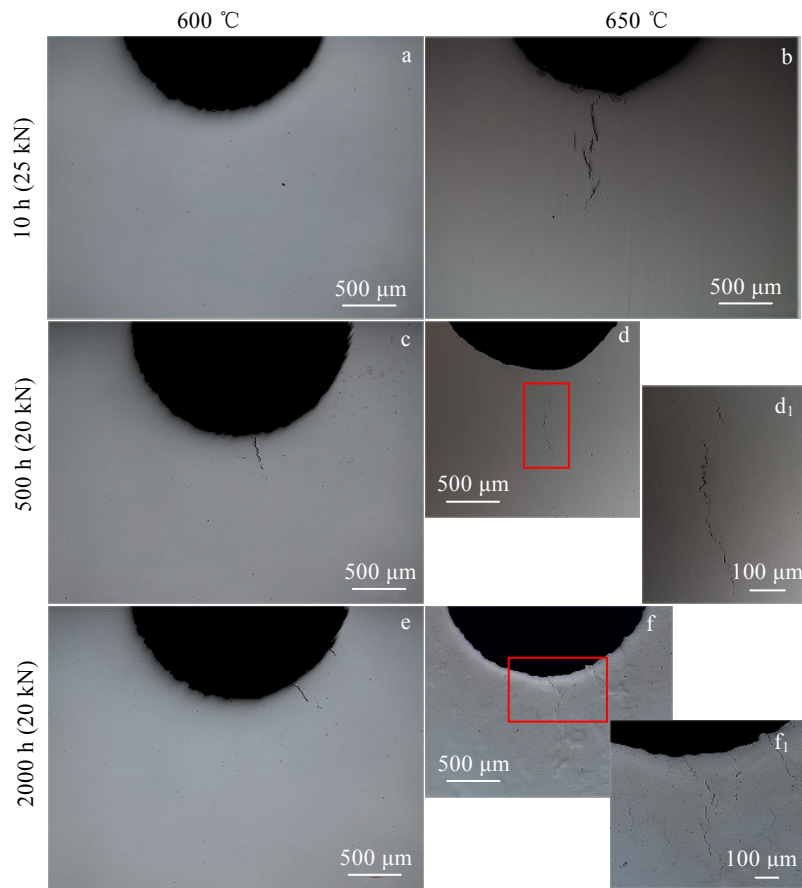


图 4 光学显微镜下观察到的预制不同预压缩载荷 CT 试样在 600 和 650 °C 时效不同时间中间厚度面的裂纹产生情况

Fig.4 Crack generation results on the middle-thickness surface of CT specimens under different pre-compression forces after high-temperature thermal exposure at 600 an 650 °C observed by OM

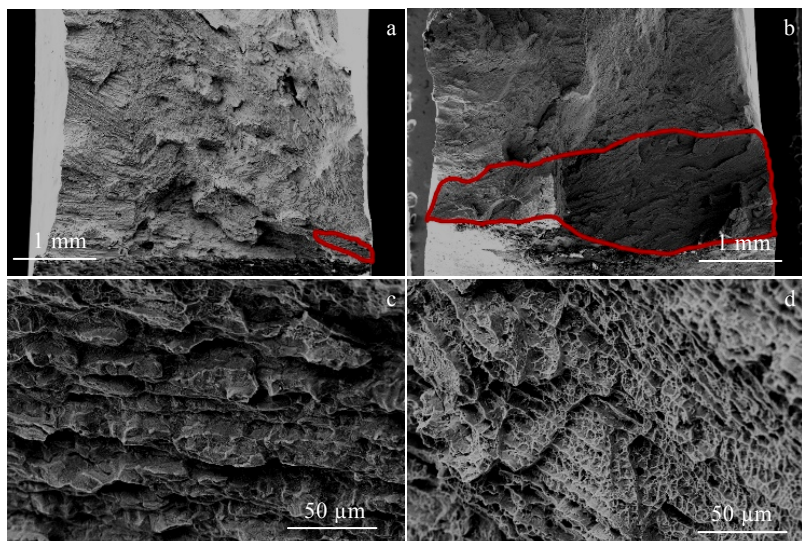


图 5 在 600 和 650 °C 高温时效 10 h 后，预制 25 kN 预压缩载荷的 CT 试样缺口根部处的断口 SEM 形貌

Fig.5 SEM morphologies of the fracture surfaces of CT specimens under 25 kN pre-compression force after thermal exposure at 600 °C (a) and 650 °C (b) for 10 h; the enlarged SEM morphologies of the red circle wrapped area (c) and the area outside the red circle (d) in Fig.3a

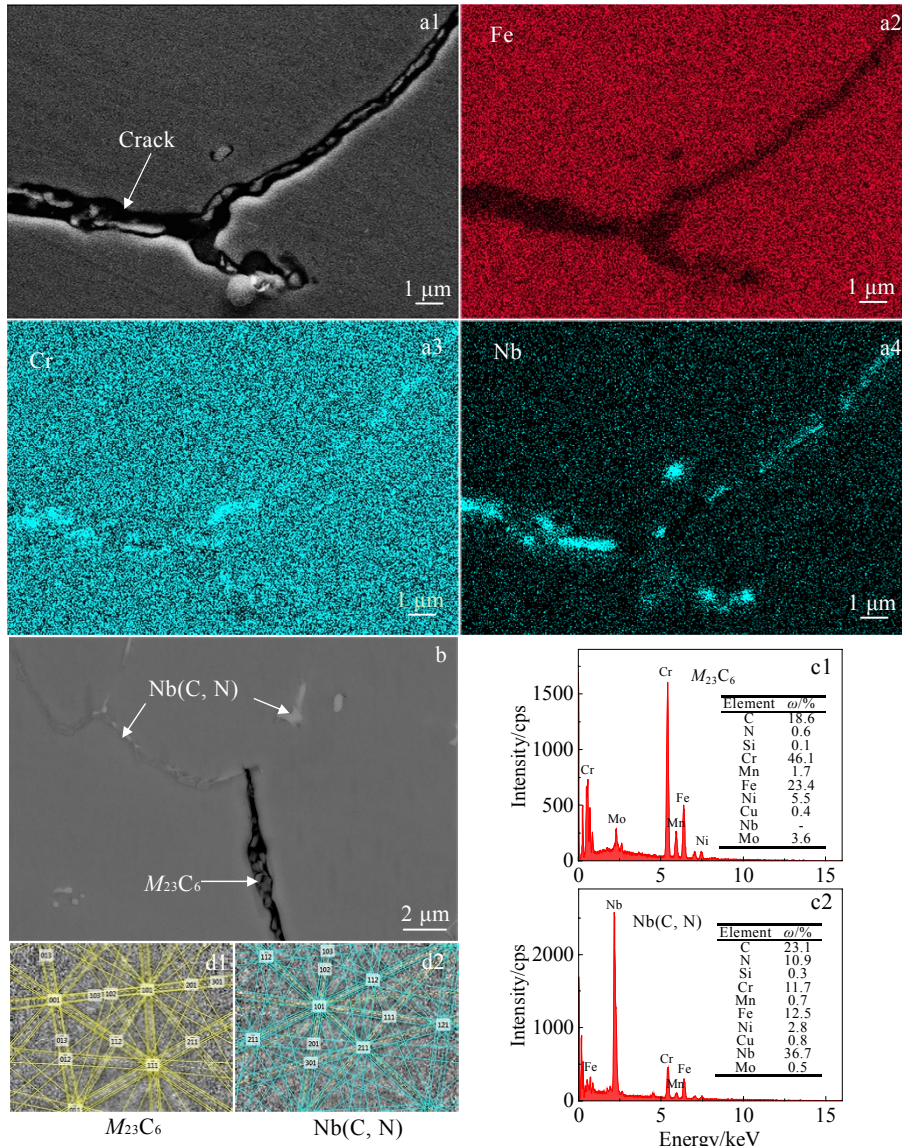


图 8 20 kN 预压缩后在 600 °C 高温时效 2000 h 的 CT 试样裂纹尖端 SEM 表征

Fig.8 SEM characterization of the crack tip of CT specimen under 20 kN pre-compression force after thermal exposure at 600 °C for 2000 h: the crack (a1) and EDS mappings at the crack tip (a2-a4); (b) BSE image of Nb(C, N) phase and $M_{23}C_6$ phase; EDS analysis results of $M_{23}C_6$ (c1) and Nb(C, N) (c2) phase; Solved Kikuchi patterns of $M_{23}C_6$ (d1) and Nb(C, N) (d2) phase

高温时效 2000 h 后中间厚度面上不同取向差角区间晶界上的析出相 BSE 像。对比发现，在 600 或者 650 °C 高温时效 2000 h 后，晶界上 $M_{23}C_6$ 碳化物（亮度更低的灰色相）的尺寸和分布没有明显的区别。

2.5 温度影响焊缝金属再热裂纹敏感性的机理讨论

根据前面的试验及观察，在预制同等残余应力并且时效 10 h 的条件下，1000 倍光学显微镜的分辨率下在 650 °C 时效温度下的焊缝金属 CT 试样中发现了裂纹，而在 600 °C 时效温度下的焊缝金属 CT 试样中没有发现裂纹。相应的断口分析也证明了这一点。650 °C

时效温度下的焊缝金属产生裂纹所需要的时间要比 600 °C 时效温度下更短，再热裂纹敏感性更高。考虑到时效温度不仅会影响高温时效下的微观组织演变，也会影响焊接残余应力在高温下的应力松弛，因此需要综合以上两方面来解释温度对焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。根据 Pommier 提出的残余应力和晶界强度随时间变化的竞争机制关系^[31]，并将其应用到本实验中，推导出竞争机制示意图，如图 11 所示。该图中有 2 个前置条件：在高温长期时效条件下，应力松弛会促使局部晶界处的残余应力随时效时间增加而降

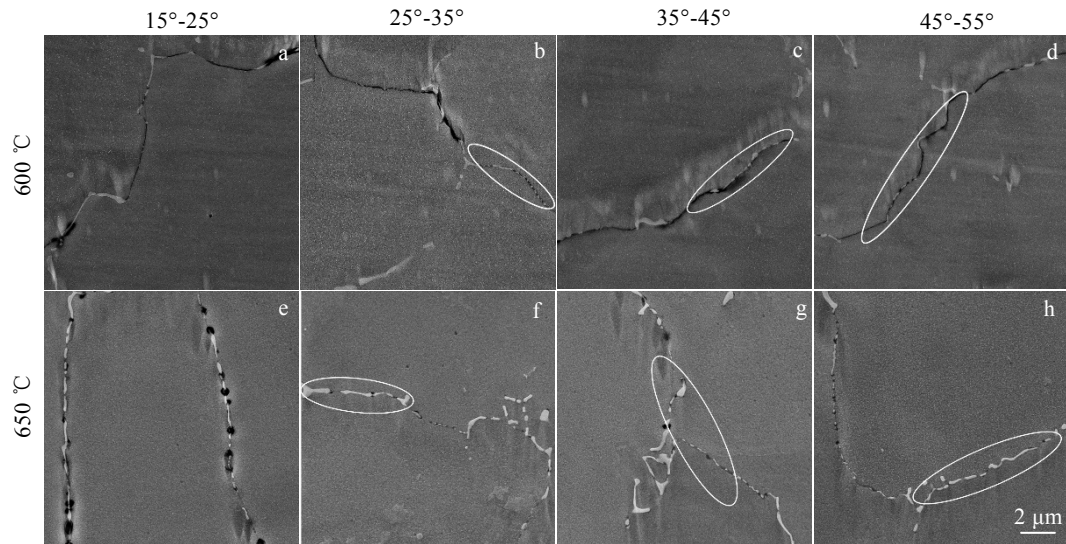


图 9 25 kN 预压缩的 CT 试样在 600 和 650 °C 高温时效 10 h 后不同取向差角区间晶界上的析出相 SEM 像

Fig.9 SEM images of precipitates on grain boundaries with different misorientation angles of CT specimens under 25 kN pre-compression force after high-temperature thermal exposure at 600 °C (a-d) and 650 °C (e-h) for 10 h

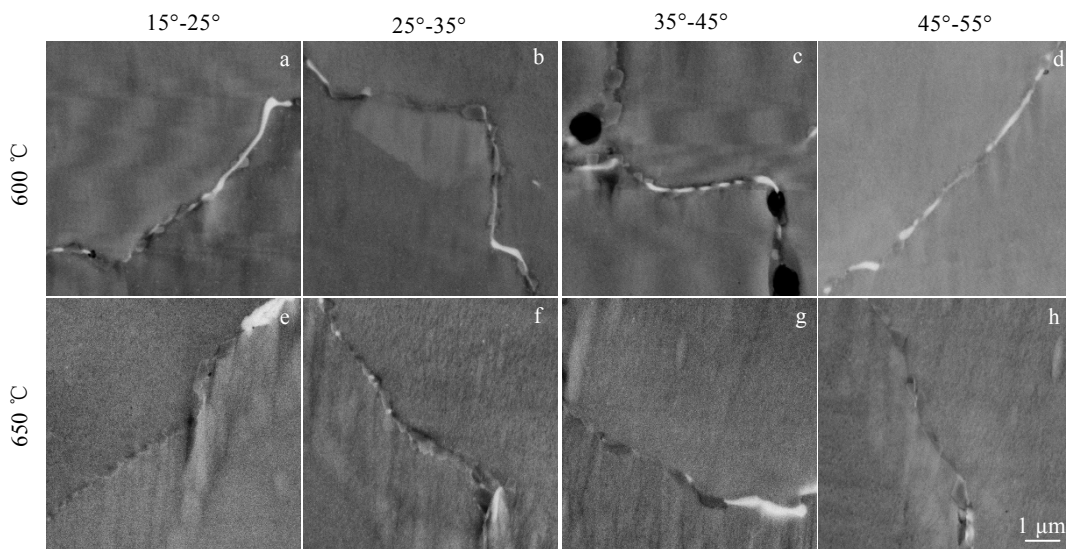


图 10 20 kN 预压缩的 CT 试样在 600 和 650 °C 高温时效 2000 h 后不同取向差角区间晶界上的析出相 BSE 像

Fig.10 BSE images of precipitates on grain boundaries with different misorientation angles of CT specimens under 20 kN pre-compression force after high-temperature thermal exposure at 600 °C (a-d) and 650 °C (e-h) for 2000 h

低, 表现为图 11 中的红色和蓝色虚线, 而晶界析出相的增多也会导致晶界强度随时效时间增加而降低, 表现为图 11 中的红色和蓝色实线。此外, 在这里认为裂纹的产生条件是局部晶界的残余应力大于其晶界强度。在预制 25 kN 预压缩载荷然后不同温度时效 10 h 条件下, 600 °C 时局部晶界的残余应力低于其晶界强度, 因此没有出现裂纹; 而 650 °C 时局部晶界的残余应力高于其晶界强度, 出现了裂纹。就裂纹产生时间

而言, 可以看出, 650 °C 时在更短的时间出现局部晶界处的残余应力高于晶界强度而导致开裂, 因而具有高再热裂纹敏感性。

焊缝金属的晶界上析出相均会随着保温时间延长逐渐长大, 而晶界析出相会弱化晶界, 使得晶界强度随时间延长降低。在时效 10 h 后, 650 °C 试验温度下的焊缝金属 CT 试样具有分布更为密集、尺寸稍大的晶界析出相, 因此 650 °C 下的晶界强度要低于 600 °C

的,如图 11 中的竖直黑色虚线所示。而当时效时间达到 2000 h,在 600 和 650 °C 温度下的焊缝金属 CT 试样具有种类、尺寸、分布相差不大的晶界析出相,因此认为其晶界强度是一样的。对于残余应力随时效时间的变化,如图 11 中蓝色和红色虚线,参考了 Pommier 等的研究结果^[31],温度越高,残余应力松弛越快,也即应力下降得更快。此外,图 11 竞争机制示意图中焊缝金属开裂的前提是残余应力要高于晶界强度,对比之下可以很清晰地看出,650 °C 下焊缝金属产生再热裂纹所需要的时间更短,再热裂纹敏感性更高。

晶内强化导致残余应力松弛产生的应变更容易集中在强度更低的晶界处。高应变集中会促进晶间孔洞的形成,降低晶界强度,在竞争机制图中则表现为某时刻下局部晶界的强度会稍显降低。晶内的显微硬度结果表明,在时效 10 h 或者 2000 h 的条件下,600 °C 试验温度下的焊缝金属 CT 试样的晶内强化效果要稍高于 650 °C 下的。从该因素角度考虑认为 650 °C 下的晶界强度要高于 600 °C 的,但由于在试验中焊缝金属在 600 和 650 °C 温度下时效 10 和 2000 h 后的硬度差值非常小,均在试验误差棒范围之内,因此可以认为晶内强化差异的贡献占比很小,甚至可以忽略不同温度下晶内强化差异带来的影响。

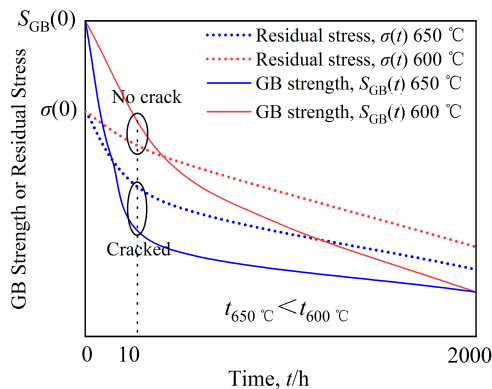


图 11 根据残余应力随时间延长松弛和晶界强度随时间延长退化而推导出的竞争机制示意图

Fig.11 Schematic of the competition mechanism derived from residual stress relaxation and grain boundary (GB) strength degradation with time

3 结 论

1) 在预制同等残余应力的情况下,650 °C 时效温度下的焊缝金属产生裂纹所需的时间比 600 °C 时效温度下所需时间更短,因此具有更高的再热裂纹敏感性。

2) 焊缝金属在 600 和 650 °C 高温时效下的晶界析

出相种类是一致的。在短时时效时间下,焊缝金属在更高的温度下析出的 Nb(C, N) 数量更多。而在长时时效时间下,焊缝金属在 600 和 650 °C 温度下析出的晶界析出相的尺寸和分布差异不大。

3) 温度影响焊缝金属再热裂纹敏感性的机理为:在高温长期时效下,应力松弛会促使局部晶界处的残余应力随时效时间增加而降低,而晶界析出相的逐渐粗化会导致晶界强度随时效时间增加而降低。与 600 °C 时效温度相比,650 °C 时效温度下应力松弛速率更高,且时效初期晶界析出相的快速长大促使晶界强度退化更快,在更短的时间出现局部晶界处的残余应力高于晶界强度而导致开裂。

参考文献 References

- [1] Liang Z Y, Yu M, Zhao Q X. *Engineering Failure Analysis*[J], 2019, 100: 180
- [2] Dak G, Pandey C. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 58: 377
- [3] Zhang N Q, Zhu Z L, Yue G Q et al. *Materials Characterization*[J], 2017, 132: 119
- [4] Dudziak T, Rzd E, Golanski G et al. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2021, 191: 104 344
- [5] Chi Chengyu(迟成宇), Yu Hongyao(于鸿垚), Xie Xishan(谢锡善). *World Iron & Steel(世界钢铁)*[J], 2012, 12(4): 50
- [6] He Xiaomei(何晓梅), Luo Changfu(罗昌福), Liu Manbo(刘漫博). *Hot Working Technology (热加工工艺)*[J], 2012, 41(22): 116
- [7] Zhang Xin(张新), Zhang Zhigang(张志刚), Wang Xiaoru(王晓茹) et al. *Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J], 2017, 41(2): 8
- [8] Wang Jingzhong(王敬忠), Liu Zhengdong(刘正东), Bao Hansheng(包汉生) et al. *Iron & Steel(钢铁)*, 2015, 50(8): 1
- [9] Xie X S, Chi C Y, Zhao S Q et al. *Materials Science Forum*[J], 2013, 747-748: 594
- [10] Wu Yun(吴贇), Wang Jue(王珏), Dong Jianxin(董建新) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(9): 1826
- [11] Viswanathan R, Henry J F, Tanzosh J et al. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2005, 14(3): 281
- [12] Wang R K, Zhou Q W, Zheng Z J et al. *Corrosion Science*[J], 2018, 143: 390
- [13] Wang X, Li Y, Chen D X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 754: 238
- [14] Liu Junjian(刘俊建), Liu Run(刘润), Wang Wanli(王万里) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热*

- 处理学报)[J], 2021, 42(4): 125
- [15] Liu Q Y, Qian J, Barker R *et al.* *Engineering Failure Analysis*[J], 2021, 129: 105 717
- [16] Bai G S, Lu S P, Li D Z *et al.* *Corrosion Science*[J], 2016, 108: 111
- [17] Sun Tao(孙涛), Deng Bo(邓博), Xu Juliang(徐菊良) *et al.* *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2010, 30(6): 421
- [18] Zhou R Y, Zhu L H, Yang Y T *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(12): 6290
- [19] Ou P, Xing H, Sun J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(1): 1
- [20] Zhou D Q, Zhao W X, Mao H H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 622: 91
- [21] Chi C Y, Yu H Y, Dong J X *et al.* *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2012, 22(3): 175
- [22] Sen I, Amankwah E, Kumar N S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(13-14): 4491
- [23] Li Y, Wang X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775: 138 991
- [24] Jiang J, Zhu L H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 170
- [25] Ou P, Xing H, Wang X L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 600: 171
- [26] Ou P, Li L, Xie X F *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2015, 28(11): 1336
- [27] Iseda A, Okada H, Semba H *et al.* *Energy Materials*[J], 2007, 2(4): 199
- [28] Li Xinmei(李新梅). *Study on Microstructure and Properties of the Welded Joint for Super304H Austenitic Steel* (Super304H 奥氏体钢焊接接头组织与性能研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2010
- [29] Chabaud-Reutier M, Allais L, Caes C *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2003, 323(1): 123
- [30] Turski M, Bouchard P J, Steuwer A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2008, 56(14): 3598
- [31] Pommier H, Busso E P, Morgen T F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 103: 893
- [32] Xiao X P, Li D Z, Li Y Y *et al.* *Materials Characterization*[J], 2021, 178: 111 309
- [33] Xiao X P, Li D Z, Li Y Y *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 100: 82

Effect of Temperature on Reheat Cracking Susceptibility of Super304H Austenitic Stainless Steel Weld Metal

Xiao Xiaopeng^{1,2}, Dong Wenchao¹, Li Dianzhong¹, Li Yiyi^{1,3}, Lu Shanping¹

(1. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(3. Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Super304H austenitic stainless steel has been widely used in superheater and reheater pipes of the ultra-supercritical thermal power unit boilers. During long-term thermal exposure, reheat cracking is prone to occur at the assembly sites of the pipeline weld joint. This study systematically studied the effect of temperature on the reheat cracking susceptibility of Super304H austenitic stainless steel weld metal by a pre-compressed CT specimen method. The results show that the time required for the weld metal to generate cracks at 650 °C is shorter than that of the weld metal at 600 °C, leading to a higher reheat cracking susceptibility. The main reason for this phenomenon is that the grain boundary strength decays faster with time and the stress relaxation rate is higher at 650 °C, while the effect of intragranular strengthening difference at different temperatures is negligible.

Key words: reheat cracking; temperature; austenitic stainless steel; weld metal; grain boundary strength

Corresponding author: Lu Shanping, Ph. D., Professor, Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971429, E-mail: shplu@imr.ac.cn