

CLAM 钢搅拌摩擦焊接头高温蠕变行为

田超博, 杨新岐, 李胜利, 唐文坤, 李会军
(天津大学, 天津市现代连接技术重点实验室, 天津, 300350)

摘要: 针对核聚变堆用 CLAM 钢, 对焊后热处理的搅拌摩擦焊接头在 823 K 条件和 180 ~ 300 MPa 应力水平下的单轴拉伸蠕变性能、断口形貌、显微组织进行了研究。结果表明, 当蠕变应力由 300, 260 及 220 MPa 降低到 180 MPa 时, CLAM 钢搅拌摩擦焊接头的蠕变寿命分别由 1.5, 19.2 及 883 h 增加到 6769 h 以上。临界热影响区是接头蠕变断裂的最薄弱区域, 主要呈现位错控制的蠕变变形机制和穿晶韧性断裂模式。在蠕变过程中临界热影响区组织发生回复并形成亚晶, 导致位错强化作用降低; $M_{23}C_6$ 碳化物发生不同程度的粗化或周围生成 Laves 相, 导致析出和固溶强化作用减弱; 这些因素是 CLAM 钢 FSW 接头蠕变性能恶化的的主要原因。采用 Monkman-Grant 方程预测 FSW 接头在 1×10^5 h 蠕变寿命下的蠕变断裂强度估计为 156 MPa, 达到母材强度的 88%。

创新点: (1) 国内首次开展 CLAM 钢搅拌摩擦焊接头 760 °C 焊后热处理后蠕变性能研究。
(2) 对高应力和低应力下的短时和长时蠕变性能进行了系统研究。
(3) 对蠕变寿命进行预测, 表明 FSW 接头蠕变性能优于熔化焊接头。

关键词: 低活化钢; 搅拌摩擦焊; 蠕变性能; 显微组织; 寿命预测

中图分类号: TG 453.9 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20200811003

0 序言

低活化铁素体/马氏体钢 (reduced activation ferritic/martensitic, RAFM) 具有低的辐照膨胀率、低的热膨胀系数、高的导热系数等优良的热物理性能, 被认为是未来聚变反应堆包层模块首要选择的结构材料之一^[1]。目前已经开发出的 RAFM 钢主要包括欧洲的 EUROFER97、日本的 F82H 以及中国的 CLAM(China low activation martensitic) 钢^[2]等。由于包层模块结构十分复杂, 需要采用焊接工艺连接不同 RAFM 钢部件。反应堆包层模块在服役过程中, 需长期承受 823 K(550 °C) 高温作用, 而焊接接头组织非均质性及析出相组织演变, 使得焊接接头局部高温蠕变抗力下降, 从而发生失效。因此 RAFM 钢焊接接头高温蠕变性能评定是包层模块建造过程中的关键问题^[3]。

目前 RAFM 钢构件主要采用熔化焊工艺, 包括 TIG (tungsten inert gas) 焊、激光焊和电子束焊^[4-6]。

收稿日期: 2020-08-11

基金项目: 国际热核聚变实验堆 (ITER) 计划专项 (2015GB119001)

由于高热输入 TIG 焊会形成较宽的热影响区 (heat affected zone, HAZ), 从而导致接头区蠕变性能降低显著^[7]。低热输入熔化焊方法如激光焊和电子束焊, 虽然形成较窄 HAZ 并在一定程度上改善焊缝区蠕变性能^[8]; 但由于焊接过程中焊缝会经历熔化和凝固冶金现象, 焊缝区仍会形成恶化焊缝区高温力学性能的 δ 铁素体^[9]。搅拌摩擦焊 (friction stir welding, FSW) 作为一种固相焊接工艺, 可以有效避免熔化焊过程中各种冶金缺陷, 并且通过控制焊接热输入可明显减少焊缝 HAZ 宽度, 从而为提高接头蠕变强度提供了新的焊接工艺选择。FSW 已成功应用于 RAFM 钢焊接, 并能获得与母材力学性能相当的焊接接头^[10]。文献 [11] 研究了不同工艺参数下 RAFM 钢 FSW 接头的显微组织与常温拉伸及冲击性能。文献 [12] 在 873 ~ 923 K 条件下探讨了 9Cr-1.5W 耐热钢 FSW 接头 HAZ 组织非均匀性对接头蠕变性能的影响。但在实际服役温度 823 K 下, 针对国内 CLAM 钢 FSW 接头的蠕变研究尚未见到公开报道。由于 CLAM 钢具有复杂的显微组织特征, FSW 过程中接头会产生复杂的组织演变, 从而对接头蠕变性能产生明显影响。因此, 探讨服役温度下 CLAM 钢 FSW 接头蠕变行为、组织演变

和持久寿命具有重要工程应用意义。

文中在 823 K 条件下, 对 CLAM 钢焊后热处理的 FSW 接头高温蠕变性能进行试验评定, 分析讨论焊缝区组织变化对蠕变过程的影响及蠕变断裂特征, 并对接头蠕变寿命进行预测, 为在 CLAM 钢包层模块建造中应用 FSW 技术提供试验依据。

1 试验方法

1.1 试验材料

试验材料为 CLAM 钢, 焊接试板尺寸为 200 mm×100 mm, 板厚为 4 mm, 轧制后经 980 °C 正火 45 min, 再经 760 °C 回火 2 h 得到, 母材主要化学

成分如表 1 所示。母材的显微组织为板条状的回火马氏体, 在晶内和晶界处分布着大量碳化物, 其中尺寸较大的是在晶界上分布的 $M_{23}C_6$ ($M = Fe, Cr$) 碳化物; 尺寸较小的是分布在晶内的 MX ($M = V, Ta; X = C, N$) 碳氮化物。

1.2 试验过程

焊接试验在 FSW-RL31-010 搅拌摩擦焊设备上进行, 搅拌针的材料为 W-25%Re 合金, 轴肩直径 15 mm, 搅拌针长度 4 mm。焊前对焊接试板进行清理, 去除焊接区杂质及氧化膜等, 保证焊接部位和周边区域清洁。采用对接接头和优化焊接工艺, 搅拌头转速为 250 r/min, 焊接速度为 80 mm/min, 倾角为 2.5°。焊后热处理工艺为 760 °C 回火 1 h。

表 1 CLAM 钢的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of CLAM steel

C	Cr	Mn	V	W	Ta	Si	N	Fe
0.098	8.7	0.56	0.19	1.4	< 0.002	0.11	0.005 3	余量

焊后依据 GB/T 2039—2012 标准沿垂直于焊缝方向制备高温蠕变拉伸试样。具体尺寸如图 1 所示。采用 RDL50 蠕变持久拉伸设备进行蠕变试验, 温度为 823 K (550 °C), 应力范围为 180 ~ 300 MPa。蠕变试验完成后, 对试样进行线切割, 打磨、抛光后用 $FeCl_3$ 溶液 (5 g $FeCl_3$, 20 mL HCl 和 100 mL H_2O) 进行腐蚀, 之后采用 OLYMPUS GX51 光学显微镜 (optical microscope, OM)、JSM-7800F 热场发射扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM)、tecnai G2F30 透射电子显微镜 (transmission electron microscope, TEM) 进行组织观察。

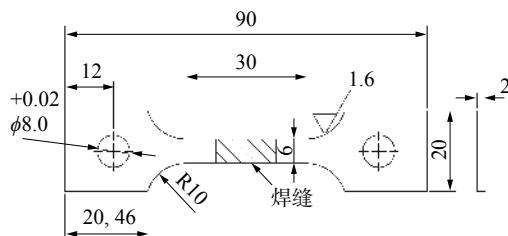


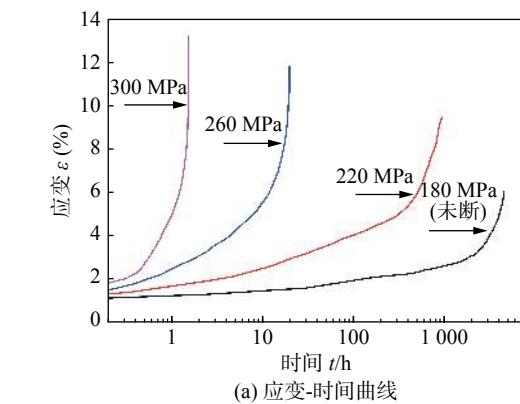
图 1 蠕变试样尺寸 (mm)
Fig. 1 Dimension of creep specimen

2 结果与讨论

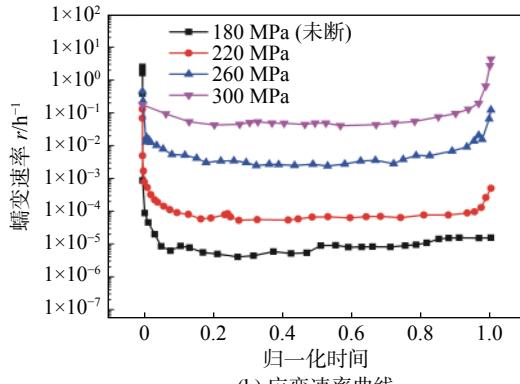
2.1 蠕变曲线

图 2 为 CLAM 钢焊后热处理的 FSW 焊接接头在 823 K 不同应力水平下得到的蠕变试验曲线。

试验表明: FSW 接头蠕变曲线具有与均质母材类似的三阶段蠕变变形特征: 在初始蠕变阶段, 随着承



(a) 应变-时间曲线



(b) 应变速率曲线

图 2 焊接接头在 823 K 不同应力水平下应变-时间曲线和应变速率曲线

Fig. 2 Strain-time curve and creep rate curve of the welded joint under different stress levels at 823 K.
(a) strain-time curve; (b) creep rate curve

载时间的增加, 蠕变速率逐渐减小; 而在稳态蠕变阶段, 蠕变速率逐渐稳定; 最终蠕变速率迅速增大, 进入加速蠕变阶段, 直至试样最终断裂. 其中, 第二阶段稳态蠕变速率也称为最小蠕变速率, 不同应力水平下计算的最小蠕变速率列于表 2. 应力水平由 180 MPa 增加到 300 MPa 时, 最小蠕变速率由 $8.09 \times 10^{-6} \text{ h}^{-1}$ 增加到 $4.89 \times 10^{-2} \text{ h}^{-1}$, 可见应力水平是影响最小蠕变速率的关键因素.

表 2 焊接接头最小蠕变速率和断裂时间

Table 2 Minimum creep rate and fracture time of welded joints

应力水平 σ/MPa	最小蠕变速率 r_{\min}/h^{-1}	断裂时间 t/h
180	8.09×10^{-6}	6 769 (未断)
220	6.02×10^{-5}	883
260	2.68×10^{-3}	19.2
300	4.89×10^{-2}	1.5

在不同应力水平下, 各蠕变阶段持续时间也不尽相同, 而稳态蠕变阶段在整个蠕变寿命中所占比例最大, 对蠕变寿命影响最显著. 随着应力水平的不断降低, 稳态蠕变阶段持续时间增加, 蠕变寿命增长. 应力为 300 MPa 时, 稳态蠕变阶段非常短, 经过第一阶段后直接进入加速蠕变阶段; 应力为 260 MPa 时, 呈现完整的 3 个阶段, 但稳态阶段持续时长也较短, 约为 18 h; 当应力降低到 220 MPa 时, 稳态蠕变阶段持续时长明显增加, 约为 720 h; 随着应力进一步降低至 180 MPa, 蠕变时长为 6 769 h 时试样仍未断裂 (人为中止), 此时还未进入加速蠕变阶段.

CLAM 钢焊后热处理 FSW 接头在不同应力水平下的蠕变寿命见表 2. 在 823 K/220 MPa 试验条件下, CLAM 钢的 FSW 接头断裂时间为 883 h, 而在 823 K/210 MPa 条件下焊后热处理 TIG 焊接头的断裂时间小于 170 h; 在 823 K/180 MPa 相同的试验条件下, CLAM 钢的 FSW 接头经历 6 769 h 仍未断裂, 远大于 TIG 焊接头的断裂时间 700 h^[13]. 可看出, 无论在高应力水平或低应力水平条件下, CLAM 钢热处理后 FSW 接头的蠕变性能显著优于热处理后 TIG 焊接头.

2.2 蠕变变形机制

稳态蠕变阶段的最小蠕变速率可用 Norton 网律方程描述^[14], 如式 (1) 所示. 对式 (1) 两边取对数, 如式 (2) 所示. 由此可求得拟合曲线斜率, 即为

应力因子 n .

$$r_{\min} = \frac{d\varepsilon}{dt} = k\sigma^n \quad (1)$$

$$\lg r_{\min} = \lg k + n \lg \sigma \quad (2)$$

式中: r_{\min} 为最小蠕变速率; ε 为应变; k 为常数; σ 为应力载荷; n 为 Norton 应力因子.

图 3 所示为 r_{\min} 与 σ 的双对数线性关系, 采用最小二乘法进行线性拟合, 可得直线斜率为 17.4, 即 $n=17.4$. 线性拟合相关系数 $R^2 = 0.956$ > 0.8 , 表明应力与最小蠕变速率高度相关, 拟合效果较好. 应力因子 n 大小与金属材料的蠕变变形机制有着密切的关系. 对于扩散控制的蠕变过程, n 值通常为 1. 而对于位错控制的蠕变过程, n 值一般为 3-7^[15], 但对于存在第二相强化的铁素体/马氏体钢, 实际的 n 值通常会更大. 根据试验所求得的应力因子远高于位错控制的蠕变过程的通常值, 这是由析出物与位错之间的相互作用所致. 因此借助阈值应力的概念^[16], 求得阈值应力为 143.15 MPa, 因此真实应力因子为 5.9, 表明 CLAM 钢焊后热处理的 FSW 接头为位错控制的蠕变机制. 因此, 可得出 CLAM 钢焊后热处理的 FSW 接头主要是位错控制的蠕变变形机制.

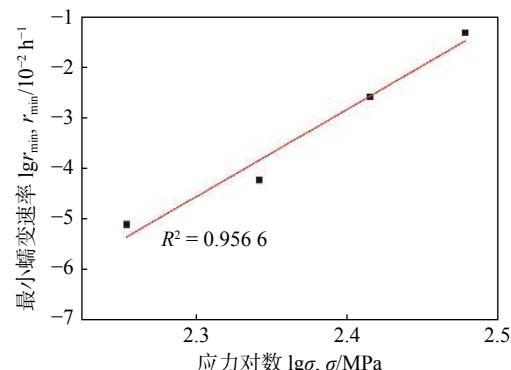


图 3 CLAM 钢 FSW 接头最小蠕变速率与应力的关系
Fig. 3 Relationship between minimum creep rate and applied stress for friction stir welded joint of CLAM steel

2.3 断口形貌分析

蠕变试样的断裂示意图如图 4a 所示, 对所选 220 MPa 蠕变前后的试样进行显微硬度测试, 如图 4c, 结合硬度分布进行微观组织的划分. 焊接接头具体分区如图 4b 所示, 从焊缝往母材依次是搅拌区 (stir zone, SZ), 热力影响区 (thermal mechanically affected zone, TMAZ), 细晶热影响区 (fine grain heat affected zone, FGHAZ), 临界热影响区 (inter

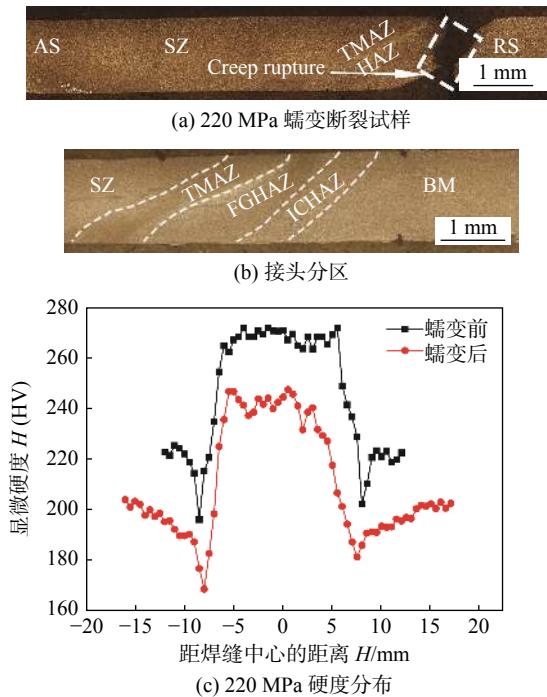


图4 断裂试样

Fig. 4 Rupture specimen. (a) rupture specimen at 220 MPa; (b) views of the joint at 220 MPa; (c) hardness profile of the joint at 220 MPa

critical heat affected zone, ICHAZ). 蠕变前, SZ 组织在搅拌工具的作用下,发生大量塑性变形,回火马氏体全部转化为细晶板条马氏体,因此硬度最高; TMAZ 的组织在力和温度场的作用下,板条马氏体被拉长,硬度有所下降; HAZ 晶粒有所长大,发生不同程度的软化, FGHAZ 的回火马氏体转变完全,

而 ICHAZ 中有未转变的回火马氏体,因此硬度最低。

硬度值最低的区域通常被认为是易开裂的区域。图中蠕变前后硬度分布趋势一致,硬度最低点位置也基本一致。综合硬度分析表明,不同应力水平下蠕变试样均在 ICHAZ 发生断裂。

图5为在不同应力条件下蠕变试样断口 SEM 照片。图5a, 5b 分别为应力 220 和 300 MPa 下试样断口处的蠕变孔洞分布,在断口处均有较多孔洞,经粗略统计,其面积和数量相差不大。之后沿横向在距断口相同位置处对蠕变孔洞进行了观察,如图5c, 5d, 5e, 可以看出不同应力水平下均存在较多蠕变孔洞,但低应力水平下孔洞数量明显多于高应力水平,孔洞形状多为不规则多边形,大都依附第二相粒子形核。对孔洞数量和大小进行统计,得到结果如图5f, 可以看出随着应力水平降低,蠕变孔洞数量和面积均呈增大趋势, 220 MPa 下孔洞数量和面积约为 220 和 300 MPa 下 4 倍。在高温和应力的共同作用下,晶粒边界发生相对滑动,但第二相粒子的存在将阻碍晶粒边界局部滑移,从而在第二相粒子附近产生应力集中,孔洞易于在第二相粒子周围形核。孔洞在蠕变过程中不断长大并连接,导致有效承载面积减小,使得蠕变加速,最终发生断裂。在低应力水平下,蠕变断裂寿命更高,因此有机会长形成更高密度的蠕变孔洞,而在高应力水平蠕变试样中,断裂寿命较短,在未形成大量蠕变孔洞之前试样即发生断裂。由此可见,第二相粒子大小、分

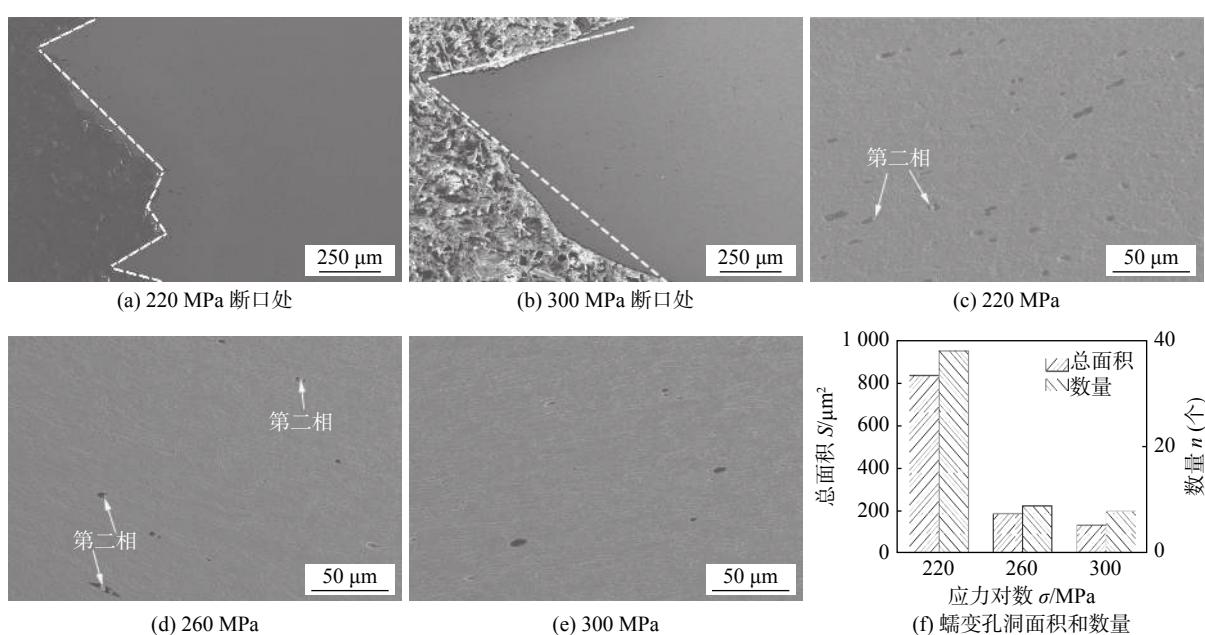


图5 不同应力下接头热影响区的蠕变孔洞

Fig. 5 Creep void of specimen under different stress levels. (a) fracture at 220 MPa; (b) fracture at 300 MPa; (c) 220 MPa; (d) 260 MPa; (e) 300 MPa; (f) quantity and area of the creep void

布及数量是影响蠕变孔洞形核的关键因素。

图 6 是不同应力条件下试样的 SEM 断口形貌。由宏观形貌可以看出断口发生颈缩, 呈现出灰色的纤维状特征, 断口中部是由大量微孔构成的纤维区, 断口边缘则呈现明显的剪切唇特征。宏观形貌表明在断裂前试样发生了明显的塑性变形。微观断口均呈现出大小不一的等轴韧窝形貌, 小韧窝分布在大韧窝周围, 在一些大韧窝底部发现第二相粒子。在低应力 220 MPa 下, 韧窝尺寸分布比较均匀(图 6b); 而高应力 260 及 300 MPa 下, 包含第二相粒子的韧窝尺寸明显大于围绕周边的小尺寸韧窝, 其分布具有明显不均匀性(图 6d, 6f)。

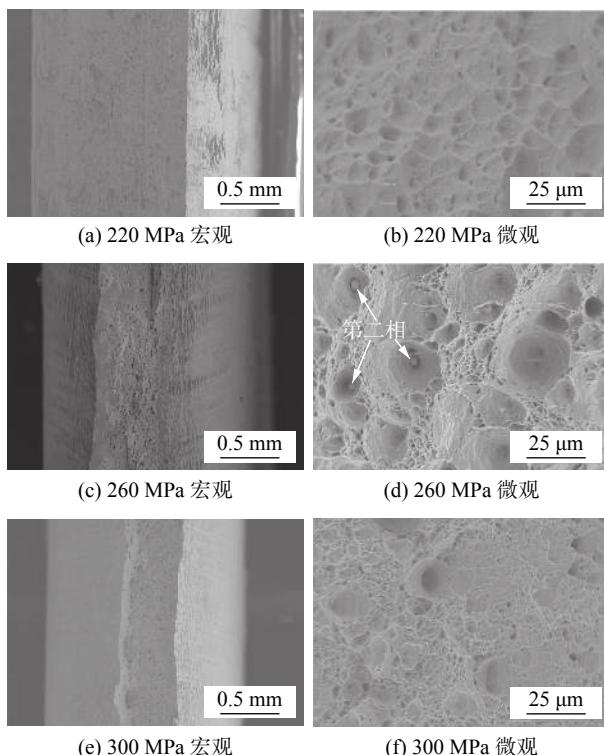


图 6 不同应力下蠕变试样断口形貌

Fig. 6 Morphologies of creep specimens under different stress levels. (a) macroscopic feature at 220 MPa; (b) microstructure at 220 MPa; (c) macroscopic feature at 260 MPa; (d) microstructure at 260 MPa; (e) macroscopic feature at 300 MPa; (f) microstructure at 300 MPa

综合断口的宏观和微观形貌来看, 不同应力水平下均为穿晶韧性断裂, 但高应力和低应力下的断裂机制有所差别。高应力 300 MPa 下, 其宏观断口呈现出近似 45° 断裂, 与拉伸过程中的剪切断裂类似, 如图 5b 所示, 因此其主要是塑性变形导致的剪切韧性断裂; 随着应力的降低, 断口的颈缩程度减小, 不再呈现出典型的 45° 断裂, 而是逐渐向锯齿状

的不规则断口过渡, 由图 5a 220 MPa 下的断口形貌可以看出。在低应力下, 蠕变断裂寿命更高, 蠕变孔洞有更多的机会形核、聚集和长大, 因此低应力 260, 220 MPa 下, 蠕变断裂是由大量蠕变孔洞聚合长大和塑性变形共同作用的结果, 但仍属于穿晶韧性断裂。

综上所述, 可得出 CLAM 钢 FSW 接头热影响区的断裂机制为穿晶韧性断裂机制, 在高应力下是由塑性变形导致的剪切韧性断裂, 而低应力下则是由大量蠕变孔洞聚合长大和塑性变形共同作用而诱发的断裂机制。

2.4 显微组织分析

蠕变过程中接头热影响区的显微组织和析出物的演变对蠕变性能具有重要的影响, 因此对其蠕变前后的组织进行观察, 分析其演变规律及其对蠕变性能的影响。

图 7 为蠕变前 ICHAZ 的显微组织。ICHAZ 在焊接过程中没有受到搅拌工具的作用, 只受焊接热循环的影响, 峰值温度在 $Ac_1 \sim Ac_3$ 之间, 原先分布的析出物部分溶解, 部分回火马氏体发生相变, 转变为奥氏体, 冷却过程中生成脆硬板条马氏体, 因此形成了回火马氏体与新鲜板条马氏体的混合组织。在随后的焊后热处理中重新转变为回火马氏体组织, 焊接过程中消失的 $M_{23}C_6$ 碳化物重新沿初始奥氏体晶界 (prior austenite grain boundaries, PAGBs) 和马氏体板条边界析出 (图 7b), 大多数呈现棒状和

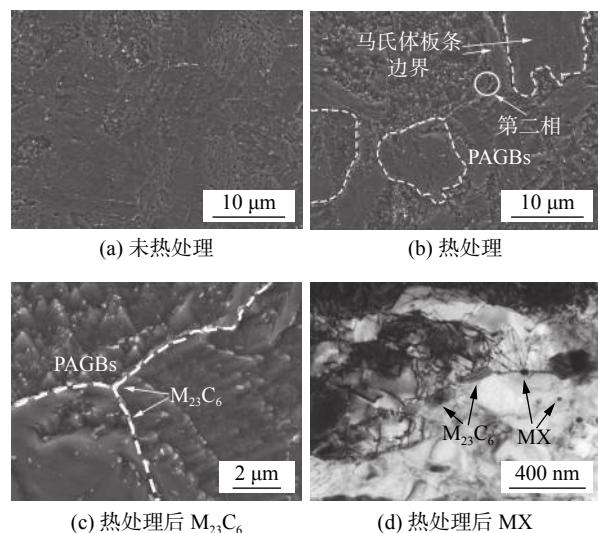


图 7 接头临界热影响区显微组织

Fig. 7 Microstructure of welded joint in the inter critical heat affected zone. (a) without heat treatment; (b) with heat treatment; (c) $M_{23}C_6$ after heat treatment; (d) MX after heat treatment

球形, 平均尺寸为 $116 \text{ nm} \pm 10 \text{ nm}$; 在板条和晶粒内部也发现了细小的 MX 碳氮化物, 平均尺寸为 $25 \text{ nm} \pm 2 \text{ nm}$.

图 8 为蠕变后 180 和 220 MPa 应力水平下接头 ICHAZ 的显微组织. 两种应力水平下, 接头经历了不同的蠕变时间, 其 ICHAZ 的组织形貌存在较大差异. 从图 8a, 8b 中可以看出, 在蠕变过程中, ICHAZ 初始奥氏体晶界消失, 大部分回火马氏体板条结构碎化, 被亚晶所取代, 180 MPa 下形成的亚

晶尺寸约为 $0.6 \mu\text{m}$, 大于 220 MPa 下的亚晶尺寸 $0.3 \mu\text{m}$. 另外, 在晶内观察到大量的位错, 位错的往复运动导致位错之间、位错与晶界之间相互作用, 出现了缠结位错, 从而促进了亚晶的形成. 位错运动使得最初的高位错密度降低, 低应力 180 MPa 下的蠕变时间更长, 其位错密度更低. 结果表明, 蠕变变形过程中, ICHAZ 马氏体组织发生回复, 板条界减少和位错密度的降低使得其软化, 是蠕变性能恶化的重要原因, 蠕变时间越长, 回复越明显.

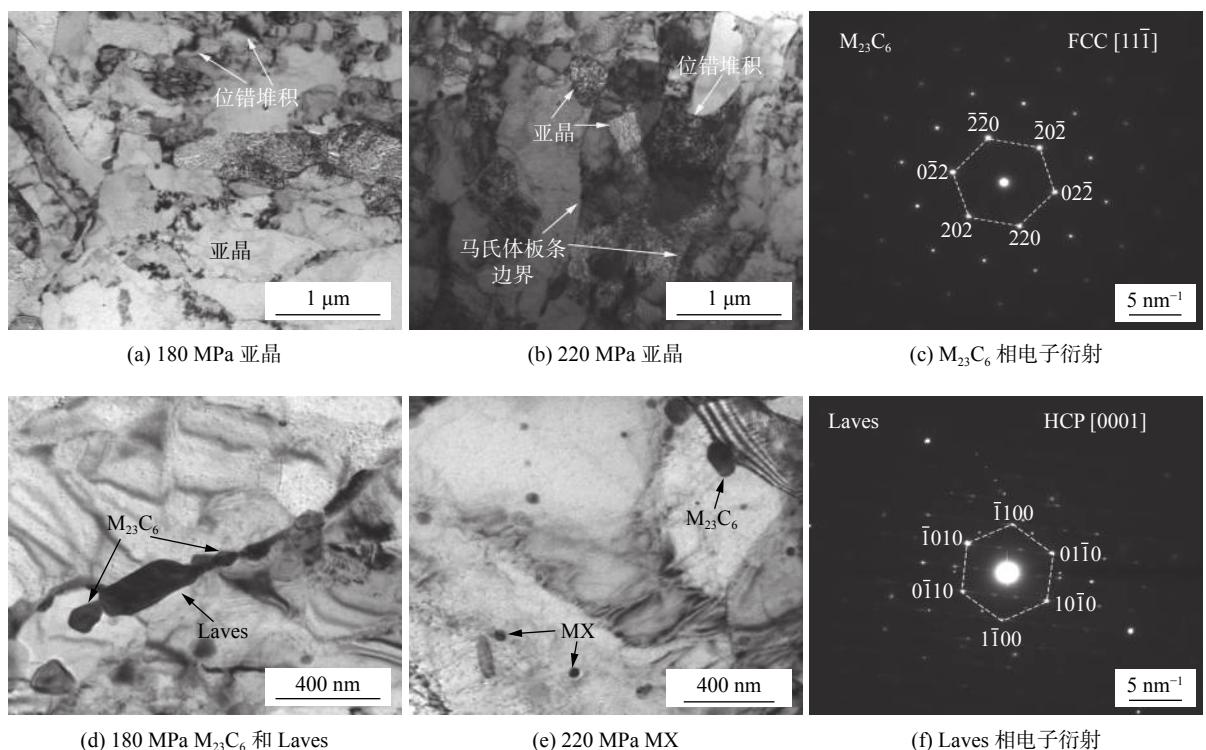


图 8 不同应力条件下接头临界热影响区的微观组织

Fig. 8 Microstructure of ICHAZ of welded joints under different stress levels. (a) subgrain at 180 MPa; (b) subgrain at 220 MPa; (c) electron diffraction pattern of M_{23}C_6 ; (d) M_{23}C_6 and Laves at 180 MPa; (e) MX at 180 MPa; (f) electron diffraction pattern of Laves

析出物的变化是影响蠕变性能的重要因素. 不同蠕变时间下析出物种类和数量也不相同. 如图 8d 所示, 在 180 MPa 蠕变试样中大量 M_{23}C_6 碳化物沿着 PAGBs 和板条边界分布, 平均尺寸约为 180 nm, 发生明显粗化. 而 220 MPa 下的 M_{23}C_6 数量密度相对较少, 粗化程度也较轻, 尺寸约为 160 nm. 在高温蠕变过程中, 组织发生退化, 析出物相应地发生粗化, 由于析出物内部与基体中的元素浓度差异, 在化学势的驱动下基体中的 Cr, W 等元素析出, 并向析出物扩散, 使得析出物长大. 在此过程中, 元素对基体的固溶作用减弱, 而随着析出物的尺寸变大, 析出物对晶界的强化作用也减弱. 在晶

内分布的 MX 相尺寸约为 24 nm, 大部分呈球状, 如图 8e 所示, 两种应力水平下相差不大, 与蠕变前相比也较为稳定. MX 相在蠕变过程中保持稳定, 具有很好的抗粗化能力, 可以对位错的移动起到钉扎作用, 是蠕变性能强化的重要因素.

在 180 MPa 应力水平下的显微组织中观察到 Laves 相, 尺寸在 200 ~ 300 nm 左右, 如图 8d, 8f 所示, 而在 220 MPa 试样中未观察到 Laves 相, 由于试样所受应力较大, Laves 相还未生成便已断裂. Laves 相在长时蠕变中出现, 主要在 PAGBs、马氏体板条边界和亚晶界形核, 周围的 M_{23}C_6 碳化物为其提供了形核位置, 如图 8d 所示. Laves 相开始析

出时尺寸较小, 可起到析出强化作用, 由于其消耗周围碳化物的 W 元素, 对 $M_{23}C_6$ 的粗化也可起到抑制作用。但其粗化效率较高, 随着 Laves 相的长大, 对晶界的钉扎作用会减弱。一方面 Laves 相的形成消耗 W 元素, 降低元素的固溶强化作用; 另一方面因其是脆化相, 在其附近易形成蠕变孔洞^[17], 不利于蠕变抗力。在 180 MPa 低应力长时蠕变中, ICHAZ 中粗大的 Laves 相的形成是蠕变性能恶化的主要原因。

2.5 寿命预测

核聚变堆结构的设计使用寿命通常在 10 年以上, 进行低应力下长时间的蠕变性能试验耗时耗力且不易实现, 所以通过高应力短时蠕变试验进行预测, 得到其长期蠕变性能显得十分重要^[18]。在大量蠕变断裂数据的基础上, Monkman 和 Grant 得到了最小蠕变速率 r_{min} 和断裂时间 t_r 的关系, 如式 (3) 所示, 即 Monkman-Grant 方程^[18]

$$\lg t_r + m \lg r_{min} = C \quad (3)$$

式中: t_r 为断裂时间; r_{min} 为最小蠕变速率; m 为常数; C 为材料常数, 与温度和应力无关。将试验所得的不同应力水平下的断裂时间代入式 (3), 绘制 Monkman-Grant 参数图, 如图 9, 可求得 $m = 0.95$, $C = -1.11$, 其拟合系数 $R^2 = 0.9970 > 0.8$, 表明最小蠕变速率与断裂时间高度相关。

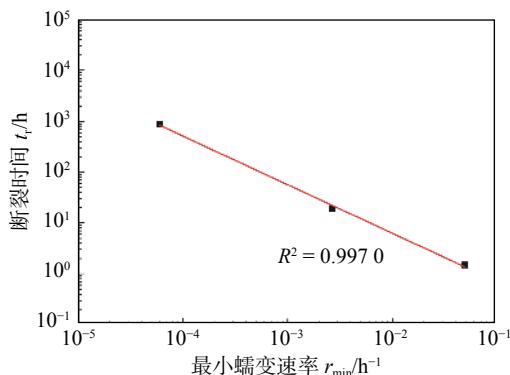


图 9 基于 Monkman-Grant 方程的蠕变性能曲线

Fig. 9 Curve of creep rupture property based on Monkman-Grant equation

联立式 (2) 和式 (3), 得到在设计使用寿命为 100 000 h 条件下, CLAM 钢焊后热处理 FSW 接头蠕变断裂强度约为 156 MPa, 而根据试验结果预测的母材蠕变断裂强度为 178 MPa, 达到母材的 88%。文献 [19] 预测的 CLAM 钢焊后热处理 TIG 焊接头蠕变断裂强度为 106 MPa。可以看出, 焊后热处理 FSW 接头强度要优于焊后热处理 TIG 焊接头。

3 结论

(1) CLAM 钢焊后热处理搅拌摩擦焊接头具有类似母材的蠕变三阶段变形特征, 在 823 K 温度相同的条件下, 应力水平由 180 MPa 增加到 300 MPa 时, CLAM 钢搅拌摩擦焊接头最小蠕变速率由 $8.09 \times 10^{-6} h^{-1}$ 增加到 $4.89 \times 10^{-2} h^{-1}$ 。

(2) CLAM 钢搅拌摩擦焊接头呈现位错控制的蠕变变形机制, 临界热影响区是最薄弱区域, 断口可见大量蠕变孔洞, 具有穿晶断裂的韧性断裂模式。

(3) 在蠕变过程中临界热影响区组织发生回复并形成亚晶, 位错密度显著降低, 导致位错强化作用减弱; $M_{23}C_6$ 碳化物发生不同程度的粗化, 对晶界蠕变滑移阻碍作用降低。在 180 MPa 长时蠕变过程中, $M_{23}C_6$ 相周围生成粗大的 Laves 相, 导致析出和固溶强化作用减弱, 是低应力水平下 FSW 接头蠕变性能恶化的主要原因。

(4) 采用 Monkman-Grant 方程预测 CLAM 钢焊后热处理搅拌摩擦焊接头服役 1×10^5 h 的蠕变断裂强度约为 156 MPa, 达到母材的 88%, 具有良好蠕变性能。

参考文献

- [1] 黄群英, 李春京, 刘少军, 等. 中国实验包层模块材料研发进展 [J]. 核科学与工程, 2009, 29(3): 260–265.
Huang Qunying, Li Chunjing, Liu Shaojun, et al. R & D status of materials for test blanket modules in China[J]. Nuclear Science and Engineering, 2009, 29(3): 260–265.
- [2] Tan L, Katoh Y, Tavassoli A A F, et al. Recent status and improvement of reduced-activation ferritic-martensitic steels for high-temperature service[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 479: 515–523.
- [3] Sklenicka V, Kucharova K, Svoboda M, et al. Long-term creep behavior of 9%-12% Cr power plant steels[J]. Master Character, 2003, 51: 35–37.
- [4] 姜志忠, 黄继华, 胡杰, 等. 聚变堆用 CLAM 钢激光焊接头显微组织及性能 [J]. 焊接学报, 2012, 33(2): 5–8.
Jiang Zhizhong, Huang Jihua, Hu Jie, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded joints of CLAM steel used for fusion reactor[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(2): 5–8.
- [5] Aubert P, Tavassoli F, Rieth M, et al. Review of candidate welding processes of RAFM steels for ITER test blanket modules and

- DEMO[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417(1–3): 43 – 50.
- [6] Das C R, Albert S K, Sam S, *et al.* Mechanical properties of 9Cr–1W reduced activation ferritic martensitic steel weldment prepared by electron beam welding process[J]. Fusion Engineering & Design, 2014, 89(11): 2672 – 2678.
- [7] 许乐, 温建锋, 涂善东. P92 钢焊接接头蠕变损伤与裂纹扩展数值模拟 [J]. 焊接学报, 2019, 40(8): 80 – 88.
Xu Le, Wen Jianfeng, Tu Shandong. Numerical simulations of creep damage and crack growth in P92 steel welded joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(8): 80 – 88.
- [8] Albert S K, Tabuchi M, Hongo H, *et al.* Effect of welding process and groove angle on type IV cracking behavior of weld joints of a ferritic steel[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2013, 10(2): 149 – 157.
- [9] Wang J, Lu S, Dong W, *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of heat affected zones for 9Cr2WVTa steels with different carbon contents[J]. Materials & Design, 2014, 64(12): 550 – 558.
- [10] Noh S, Ando M, Tanigawa H, *et al.* Friction stir welding of F82H steel for fusion applications[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 478: 1 – 6.
- [11] Manugula V L, Rajulapati K V, Reddy G M, *et al.* A critical assessment of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded reduced activation ferritic –martensitic steel[J]. Materials & Design, 2016, 92: 200 – 212.
- [12] Zhang C, Cui L, Wang D, *et al.* The heterogeneous microstructure of heat affect zone and its effect on creep resistance for friction stir joints on 9Cr–1.5 W heat resistant steel[J]. Scripta Materialia, 2019, 158: 6 – 10.
- [13] 雷玉成, 张鑫, 陈玲, 等. 中国低活化马氏体钢 TIG 焊焊接接头的高温蠕变性能分析 [J]. 焊接学报, 2016, 37(3): 5 – 8.
Lei Yucheng, Zhang Xin, Chen Ling, *et al.* Analysis on creep properties of TIG welding joints of China low activation martensitic steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(3): 5 – 8.
- [14] Norton F H. The creep of steel at high temperatures[M]. McGraw-Hill Book Company, Incorporated, 1929.
- [15] Betten J. Creep mechanics[M]. Springer Science & Business Media, 2008.
- [16] Deng K K, Li J C, Xu F J, *et al.* Hot deformation behavior and processing maps of fine-grained SiCp/AZ91 composite[J]. Materials & Design, 2015, 67(2): 72 – 81.
- [17] Lee J S, Armaki H G, Maruyama K, *et al.* Causes of breakdown of creep strength in 9Cr-1.8W-0.5Mo-VNb steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 428(1/2): 270-275.
- [18] 叶有俊, 王一宁, 姜勇, 等. 基于碳化物相分析法的 P92 钢寿命无损评价 [J]. 压力容器, 2020, 37(8): 1 – 5, 23.
Ye Youjun, Wang Yining, Jiang Yong, *et al.* Nondestructive life assessment based on carbide phase analysis of P92 steel[J]. Pressure Vessel Technology, 2020, 37(8): 1 – 5, 23.
- [19] Zhang X, Lei Y, Chen L, *et al.* Study on creep properties for TIG welded joints of CLAM steel[J]. Journal of Fusion Energy, 2016, 35(2): 299 – 304.

第一作者: 田超博, 硕士; 主要研究方向为固相摩擦焊接技术; Email: cbtian@tju.edu.cn.

通信作者: 杨新岐, 教授, 博士; Email: xqyang@tju.edu.cn.

(编辑: 杨婉春)