

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.06.05

长期服役P92钢焊接接头IV型蠕变开裂研究

车 畅^{1,2}, 赵玉隆^{1,2}, 于建明¹, 高 凯², 向 勇², 廖晓炜¹

1. 中国特种设备检测研究院 锅炉清洁低碳高效燃烧与安全评价技术创新中心, 北京 100029
2. 中国石油大学(北京) 机械与储运工程学院, 北京 102249

摘要: P92钢广泛应用于超超临界机组高温部件,其焊接接头性能关乎机组安全稳定运行。然而,长期高温服役下P92钢焊接接头易出现IV型蠕变开裂问题,现有研究多采用加速蠕变试验,缺乏对实际长期服役焊接接头的研究。以国内某电厂服役70 000 h的主蒸汽管道P92钢焊接接头为研究对象,运用真空光谱仪分析化学成分,借助扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和电子背散射衍射(EBSD)观察显微组织并测量维氏硬度。研究表明,细晶区是IV型失效的主要区域,存在大量蠕变孔洞和微裂纹,其附近聚集着大尺寸的Laves和 $M_{23}C_6$ 相,这两种相的粗化促进了蠕变孔洞的成核和生长,还削弱了弥散强化和固溶强化。此外,焊接接头IV型裂纹侧硬度呈梯度分布,细晶区硬度最低值为150 HV,平均硬度值为175 HV,软化程度高。该研究针对实际长期服役的P92钢焊接接头开展全面研究,为准确掌握其IV型蠕变开裂机制提供了重要依据,有助于电力行业制定更合理的检测、维护策略,保障机组安全稳定运行,在电力设备材料性能研究领域具有重要的推广应用价值。

关键词: P92钢; 焊接接头; IV型蠕变开裂; 微观组织

中图分类号: TG457.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2303(2025)06-0031-11

Type IV Creep Cracking of Welded Joints of P92 Steel After Long - term Service

CHE Chang^{1,2}, ZHAO Yulong^{1,2}, YU Jianming¹, GAO Kai², XIANG Yong², LIAO Xiaowei¹

1. Technical Innovation Center for Clean Low Carbon and High Efficiency Combustion and Safety Evaluation of Boilers, China Special Equipment Inspection and Research Institute, Beijing 100029, China
2. College of Mechanical and Transportation Engineering, China University of Petroleum, Beijing 102249, China

Abstract: P92 steel has found extensive applications in high - temperature components of ultra - supercritical power generation units. The integrity and performance of its welded joints are of utmost significance for the reliable and stable operation of these power - generating facilities. Nevertheless, during long - term exposure to high - temperature service conditions, the welded joints of P92 steel are highly susceptible to Type IV creep cracking, which poses a significant threat to the safety and reliability of the units. Existing research efforts have predominantly relied on accelerated creep tests, leaving a notable gap in the understanding of the actual long - term service behavior of welded joints. In this study, the welded joints of P92 steel in the main steam pipeline of a domestic power plant with 70,000 hours of service were selected as the research subject. The chemical composition was precisely analyzed using a vacuum spectrometer. The microstructure was comprehensively characterized by means of a scanning electron microscope (SEM), an energy - dispersive spectrometer (EDS) and electron backscatter diffraction (EBSD). Moreover, the Vickers hardness was accurately measured to evaluate the mechanical properties of different regions. The experimental results revealed that the fine - grained zone served as the primary location for Type IV failure. This region was filled with numerous creep pores and micro - cracks. Large - sized Laves and $M_{23}C_6$ phases were prominently aggregated adjacent to the fine - grained zone. The coarsening of these two phases not only significantly promoted the nucleation and growth of creep pores but also effectively diminished the dispersion strengthening and solid - solu-

收稿日期: 2025-02-23 修回日期: 2025-03-06

基金项目: 国家自然科学基金项目(52271082);北京市自然科学基金项目(2222074)

作者简介: 车 畅(1979—),女,博士研究生,正高级工程师,主要从事锅炉清洁低碳高效燃烧与安全评价研究。E-mail:147684263@qq.com。



tion strengthening effects. Additionally, the hardness distribution on the Type IV crack - affected side of the welded joint exhibited a distinct gradient. The minimum hardness value within the fine - grained zone was measured at 150 HV, with an average value of 175 HV, indicating a substantial degree of softening. This research conducted a comprehensive and in - depth investigation into the long - term service behavior of P92 steel welded joints. The findings provided a crucial foundation for accurately deciphering the Type IV creep cracking mechanism. Such insights are instrumental for the power industry to formulate more scientific and reasonable inspection and maintenance strategies, thereby ensuring the safe and stable operation of power generation units. The research outcomes hold great promise for wide - scale application and promotion in the field of power equipment material performance research.

Keywords: P92 steel; welded joint; Type IV creep cracking; creep

引用格式:车畅,赵玉隆,于建明,等. 长期服役P92钢焊接接头IV型蠕变开裂研究[J]. 电焊机, 2025, 55(6): 31-41.

Citation: CHE Chang, ZHAO Yulong, YU Jianming, et al. Type IV Creep Cracking of Welded Joints of P92 Steel After Long - term Service[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(6): 31-41.

0 引言

在现代社会,能源需求呈现出持续增长的趋势,电力作为一种关键的能源形式,在推动经济发展和保障社会稳定方面发挥着至关重要的作用。火力发电作为目前主要的电力供应方式之一,其效率和环保性能直接关系到能源的可持续发展。为了提高火力发电效率、降低能源消耗和减少环境污染,机组正朝着高参数(高温、高压)方向发展。P92钢作为一种典型的马氏体耐热钢,具有良好的高温强度、抗氧化性能和抗蠕变性能,在超超临界机组的高温部件,如主蒸汽管道、再热蒸汽管道等得到了广泛应用^[1-3]。焊接是构建这些高温部件不可或缺的连接方式,焊接接头的性能直接关系到整个机组的安全稳定运行。然而,在长期高温服役条件下,P92钢焊接接头容易出现一种特殊的失效形式——IV型蠕变开裂^[4-5]。

细晶区(FGHAZ)和临界区(ICHAZ)通常被认为是P92钢焊接接头蠕变性能最薄弱的区域。蠕变空洞和微裂纹会首先在这两个区域形成,最终导致IV型断裂^[6-7]。由于该区域的组织结构和性能与母材及焊缝存在差异,在蠕变过程中成为薄弱环节。所以对焊接接头的高温性能以及开裂研究就此展开^[8]。Dak等人^[9]的研究发现,析出强化和固溶强化的丧失是焊缝高温失效的主要原因,并且蠕变试验后母材基体的软化导致P92钢断口尖端区域的硬度明显下降。Seo等人^[10]的研究明确了P92钢热影响区微观结构特征,FGHAZ区域硬度下降与动态再

结晶有关,蠕变空洞仅在FGHAZ区域形成,这是由低硬度导致应变集中和三轴应力状态引起的。然而,上述研究基本上是采用缩短时间加速蠕变试验的方法,但现场实际工况与此并不相同。Yong等人^[11]通过对服役70 000 h的P92钢进行微观结构和力学性能研究,表明蠕变损伤沿厚度方向不均匀;服役后强度和冲击韧性变化明显;再热处理不能完全恢复高温拉伸性能。

综上所述,目前缺乏对P92钢焊接接头在实际长期服役焊接接头的研究。鉴于此,本文针对国内某电站锅炉已服役70 000 h的P92钢焊接接头展开研究,全面分析其开裂原因。并深入探究P92钢焊接接头IV型裂纹的评定,同时分析了焊接接头不同热影响区的组织、第二相颗粒以及硬度情况。研究成果可用于指导超超临界机组焊接工艺优化、寿命评估及维修策略制定,助力我国火电行业向高效、低碳方向升级

1 试验材料和方法

试验材料为国内某电厂主蒸汽管道(管道外径为436 mm,内壁厚72 mm)的P92钢焊接接头,其在25 MPa、605 °C的条件下服役了70 000 h,出现了宏观裂纹。焊接工艺采用钨极氩弧焊(GTAW)和焊条电弧焊(SMAW)两种。图1为长期服役下P92钢焊接接头热影响区内的宏观裂纹,其中主裂纹长度约31 mm,纵向深度76 mm,开裂位置在靠近母材侧1 mm外的热影响区内,初步估计位于细晶区或临界



热影响区,属于IV型裂纹。该裂纹首先由主蒸汽管道外壁产生,并逐渐向内壁扩展,最终可能导致管道的开裂失效。

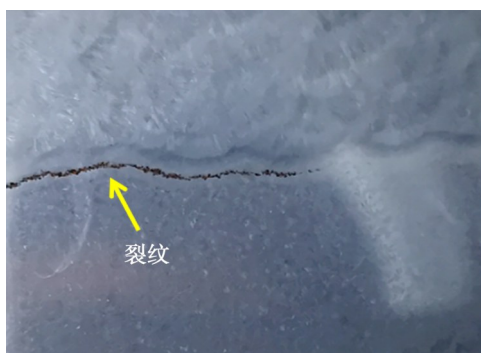


图1 长期服役下P92钢焊接接头热影响区内的宏观裂纹

Fig. 1 Macroscopic cracks in the heat affected zone (HAZ) of P92 steel welded joint in the long-term service

采用真空光谱仪对P92钢焊接接头(裂纹侧)化学成分进行了分析,结果如表1所示。在200 gf、间隔150 μm的力作用10 s的条件下,测量了试样的维氏硬度。使用扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)、能谱仪(EDS)以及透射电镜(TEM)对P92钢焊接接头的显微组织进行了分析。

表1 P92钢焊接接头(裂纹侧)的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of P92 steel welded joint (crack side) (wt. %)

位置	C	Mn	W	P	S	Cr
母材区	0.110	0.390	1.554	0.015	0.008	8.797
热影响区	0.096	0.376	1.560	0.012	0.008	8.659
焊缝区	0.100	0.481	1.504	0.010	0.007	9.123
位置	Mo	V	N	Nb	Ni	Si
母材区	0.358	0.165	0.048	0.045	0.316	0.367
热影响区	0.349	0.156	0.042	0.044	0.308	0.367
焊缝区	0.382	0.170	0.047	0.045	0.354	0.274
位置	Al	B	Ti	Zr	Cu	Fe
母材区	0.017	<0.002	<0.002	<0.002	0.197	Bal.
热影响区	0.018	<0.002	<0.002	<0.002	0.199	Bal.
焊缝区	0.016	<0.002	<0.002	<0.002	0.047	Bal.

2 试验结果与讨论

2.1 扫描电子显微镜(SEM)观察结果及分析

P92钢焊接接头IV型裂纹侧各区域的SEM图如图2所示。在母材区和焊缝区的原奥氏体晶界(PAGB)和板条边界分布着大量呈链状聚集的第二

相粒子,同时在晶界内部还分布着细小的第二相颗粒。粗晶区保持着等轴奥氏体晶粒形态,在晶界交汇处存在少量孔洞。细晶区和临界区能明显观察到孔洞的融合与生长现象,在孔洞边界存在许多第二相粒子,且这些粒子的尺寸相较于无孔洞处较大。值得注意的是,一些第二相粒子位于孔洞内部,表明第二相粒子在孔洞的成核和生长中可能起着重要作用。

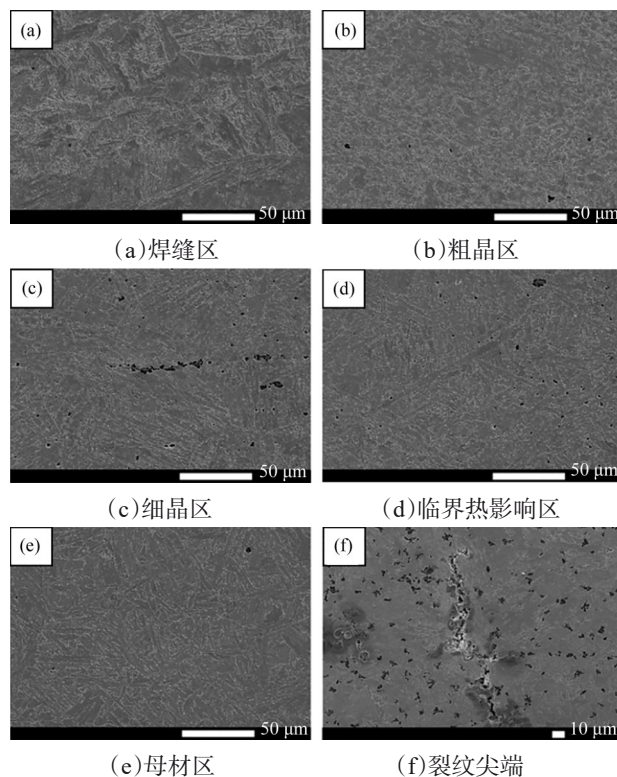


图2 各区域SEM图

Fig. 2 SEM images of various regions

为了深入探讨第二相粒子在孔洞形成过程中的作用,对蠕变孔洞附近的显微组织进行了分析。图3为细晶区中蠕变孔洞的形貌,可以看出孔洞呈圆形,其边界及周围分布着形状各异的第二相粒子,包括六边形、椭圆形、圆球及圆棒状。对孔洞附近的析出相进行EDS能谱分析,结果如表2和图4所示。分析表明,大多数第二相粒子含Cr、W、Mo、C、V、Nb等元素;孔洞内部及附近部分析出相富含W和Mo元素,推测可能为Laves相,部分析出相富含Cr和C元素,可能为 $M_{23}C_6$ 碳化物,少量细小的析出相富含V和Nb元素,可能为MX相。

Laves相 $[(Fe, Cr)_2, (W, Mo)]$ 是典型的 A_2B 型



表2 孔洞周围第二相粒子的EDS能谱(原子分数,%)

Table 2 EDS energy spectra of second-phase particles around cavity (at. %)

位置	Fe	C	Cr	N	W	Mo	Nb	V
1	48.8	20.8	16.3	12.2	1.3	0.4	0.1	0.1
2	31.0	28.6	29.0	7.5	1.9	0.6	0.2	1.3
3	28.0	25.7	31.3	11.2	2.2	0.8	0.1	0.6
4	39.0	31.9	26.4	0.2	1.4	0.6	0.0	0.5

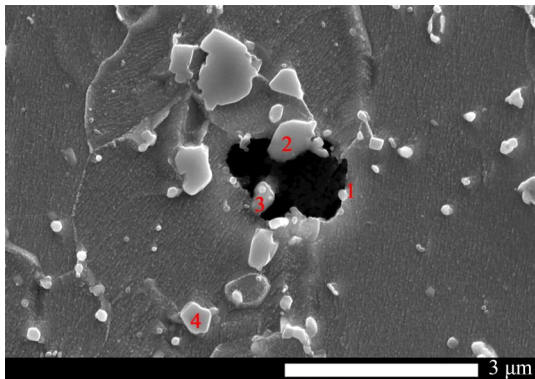


图3 细晶区蠕变空洞形貌

Fig. 3 Morphology of creep cavity in the FGHAZ

金属间化合物。在服役之前,该相并不存在于基体组织中,随着蠕变的发生,Laves相逐渐析出,起初细小的Laves相能够有效阻碍晶界滑移和位错攀移,达到增强沉淀强化的效果,但随着Laves相的不断聚集和生长,它会消耗基体中大量的W或Mo元素,当固溶强化的下降占据主导地位时,材料的蠕变强度就会随之下降^[12]。通过观察图4中Cr元素的分布,可以发现孔洞区域周围存在不均匀的Cr浓度,这种不均匀性是由富Cr的 $M_{23}C_6$ 碳化物粗化造成的。由于这种不均匀性的存在,会导致第二相粒子与基体晶粒的强度不匹配,产生应力集中,促进蠕变孔洞的形核^[13]。细小的MX[(V,Nb)(C,N)]相具有弥散强化效果,但在孔洞附近仅发现了少量富含V和Nb的第二相粒子,表明MX相含量在蠕变过程中可能有下降的趋势。大尺寸的Laves相和 $M_{23}C_6$ 碳化物在蠕变变形中易形成应力集中,为孔洞形核提供激活能,从而恶化基体组织的性能^[14]。

对细晶区无孔洞处的析出物进行分析,微观形貌如图5所示,能谱分析如表3、图6所示。从能谱分析结果来看,1点和2点对应的析出物富含C、Cr、W、Mo元素,推测可能为 $M_{23}C_6$ 碳化物和Laves相。 $M_{23}C_6$ 碳化物作为重要的碳化物析出相,在材料的高

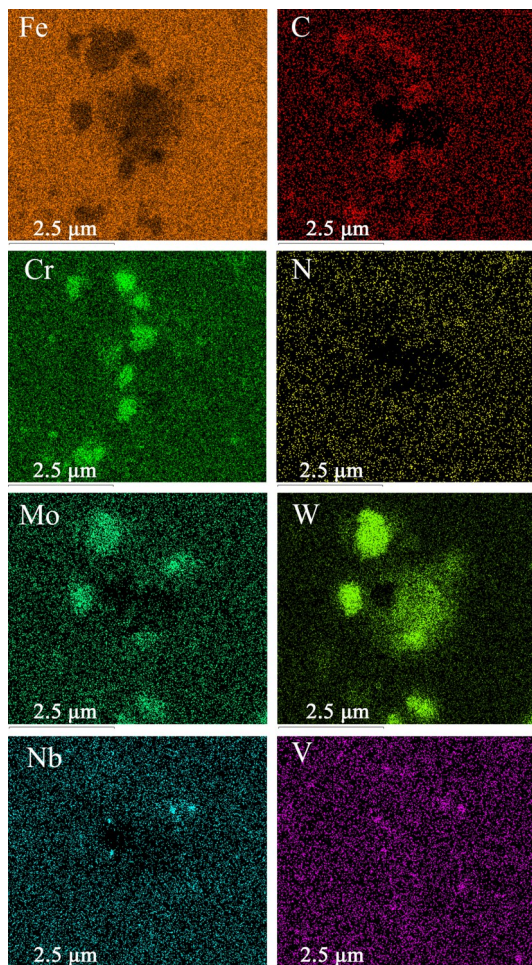


图4 蠕变孔洞周围面扫元素图

Fig. 4 Sweep element map of the surface near the creep cavity

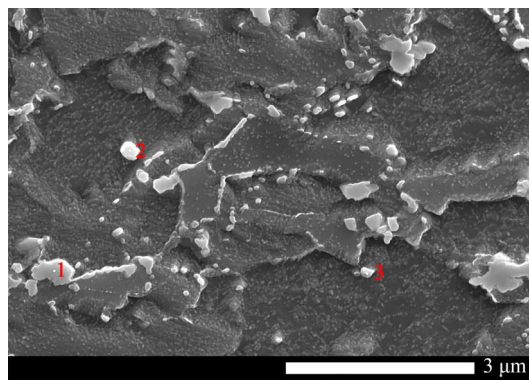


图5 细晶区处无孔洞形貌

Fig. 5 Cavity-free topography in the FGHAZ

温性能中发挥着关键作用;而Laves相虽然在一定程度上能起到沉淀强化效果,但随着其不断聚集长大,也会对材料性能产生不利影响。3点对应的析出物富含C、N、Cr、V元素,并且尺寸较小,独立分布在晶体内部,判断其可能为MX碳氮化物。MX碳

氮化物具有独特的弥散分布特性,它能够在基体中均匀分散,对位错滑移起到钉扎作用,当材料受到外力作用发生蠕变变形时,位错的运动受到限制,从而有效阻碍了蠕变过程的进行,显著提升材料的抗蠕变性能。该特性对于 P92 钢焊接接头在长期高温服役过程中保持良好的力学性能有重要意义。

表3 细晶区无空洞周围的析出物能谱(原子分数,%)

Table 3 energy spectrum of precipitates around the absence of cavities in the FGHAZ(at. %)

位置	Fe	C	Cr	N	W	Mo	Nb	V/
1	51.9	26.6	9.1	0.3	8.2	3.5	0.1	0.1
2	41.0	33.1	7.3	2.4	7.3	2.7	0.2	0.2
3	62.4	20.9	6.8	7.7	0.3	0.3	0.1	1.2

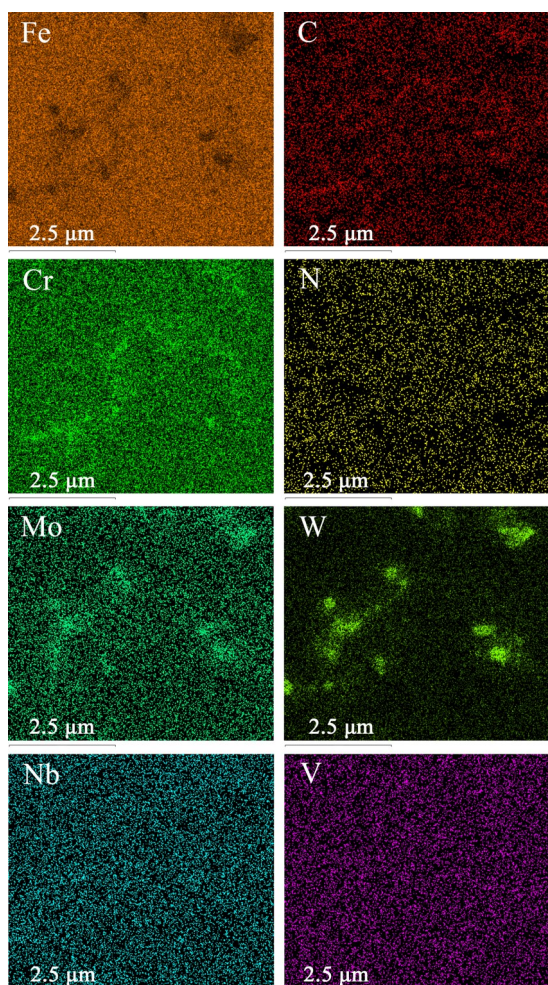


图6 细晶区无空洞处面扫元素图

Fig. 6 Sweeping elemental map of the FGHAZ without cavities

2.2 电子背散射衍射(EBSD)观察结果及分析

2.2.1 微观组织形貌与晶粒尺寸变化

图7为通过EBSD获得的P92焊接接头(裂纹

侧)区域的图像质量图(IQ, Image Quality)和法向(ND)反极图(IPF, Inverse Polar Framing)的叠加图。从图中可以清晰观察到,细晶区和临界区内存在大量不均匀分布的蠕变孔洞(白色圆圈位置),且大小等轴晶粒混合分布。相比之下,焊缝区和粗晶区仅发现少量小尺寸孔洞。大多数孔洞形成在晶界或亚晶界上,仅有少数位于晶粒内部。表4统计了各区域平均等效晶粒尺寸。在蠕变前,细晶区和临界区的平均等效晶粒大小分别为 $1.22\pm0.76\ \mu\text{m}$ 和 $1.32\pm0.78\ \mu\text{m}$ ^[15],但经70 000 h的蠕变后,细晶区平均等效晶粒尺寸增大至 $2.02\pm2.28\ \mu\text{m}$,临界区的平均等效晶粒尺寸增大至 $2.31\pm3.09\ \mu\text{m}$,表明晶粒发生了长大。这是由于焊缝区和粗晶区的板条结构在蠕变过程中逐渐破碎,而细晶区和临界区中的晶粒逐渐长大,最终导致细晶区和临界区的平均等效晶粒尺寸大于焊缝区和粗晶区。

2.2.2 塑性变形均匀化程度与KAM值分析

图8为通过EBSD获得的P92焊接接头(IV型裂纹侧)区域的晶界图(GB, Grain Boundary)和KAM(Kernel average misorientation)图的叠加图。KAM用于表征局部取向差,可以定性反映塑性变形的均匀化程度,其中蓝色代表最低的变形程度。从图中可以看出,焊缝区和粗晶区平均KAM值较大,整体具有较高的均匀应变,这可能与高的位错密度相关。而在细晶区,平均KAM值有大幅度下降,这与高温蠕变期间内部发生的软化机制密切相关。此外,蠕变孔洞附近存在高的KAM值,表明孔洞形核过程中伴随着大的蠕变变形和应力集中,进而造成材料蠕变阻力的降低。

2.2.3 几何必须位错密度(GND)计算与分布

为了定量研究P92焊接接头不同区域下的位错密度演化,利用平均KAM值法计算了几何必须位错密度GND(Geometrically Necessary Dislocations),其计算表达式如下^[16]:

$$\rho_{\text{GND}} = \frac{\beta\theta}{\mu b} \quad (1)$$

式中 μ 为EBSD扫描步长; b 为伯格矢量的长度; θ 为穿过位错边界的平均错向角,在此采用平均KAM值来计算; β 取2,在此是纯倾斜边界的几何常数。



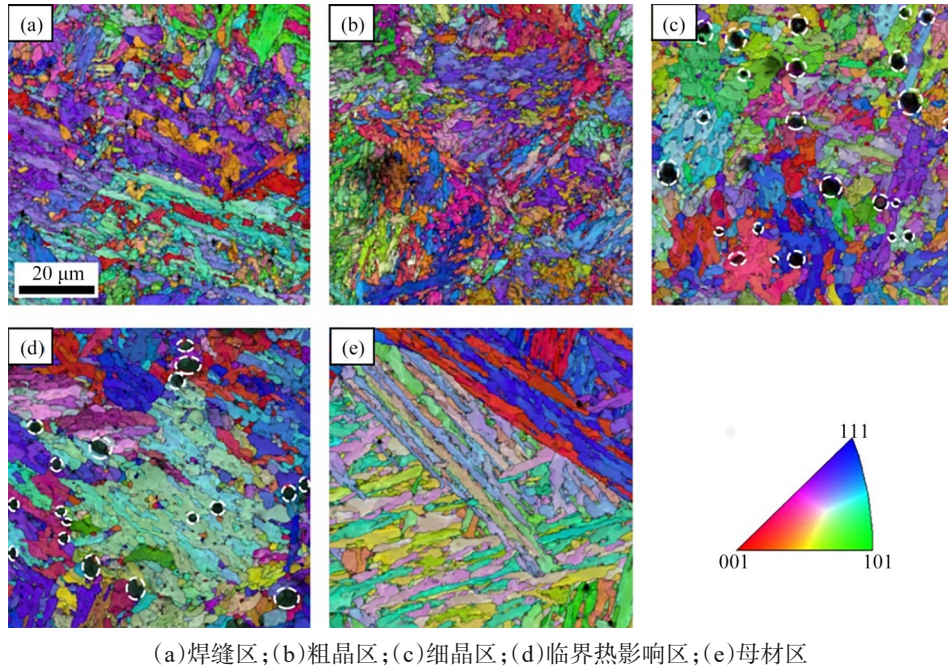


图7 P92钢焊接接头(IV型裂纹侧)不同区域的图像质量图(IQ)和法向反极图(IPF)的叠加图

Fig. 7 Superimposed image quality map (IQ) and normal inverse polarity map (IPF) of different regions of P92 steel welded joint (type IV crack side)

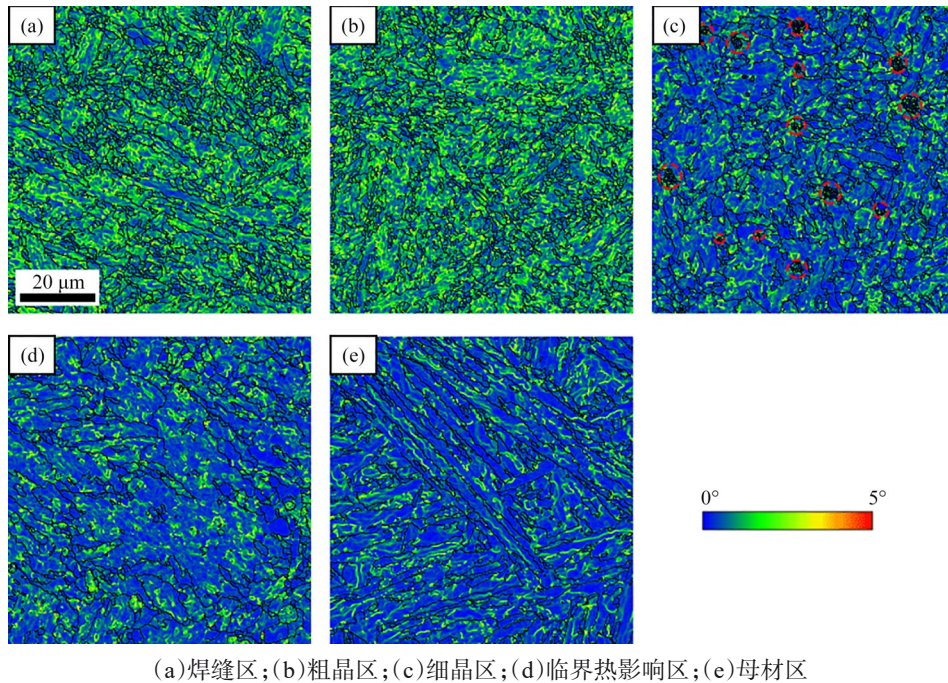
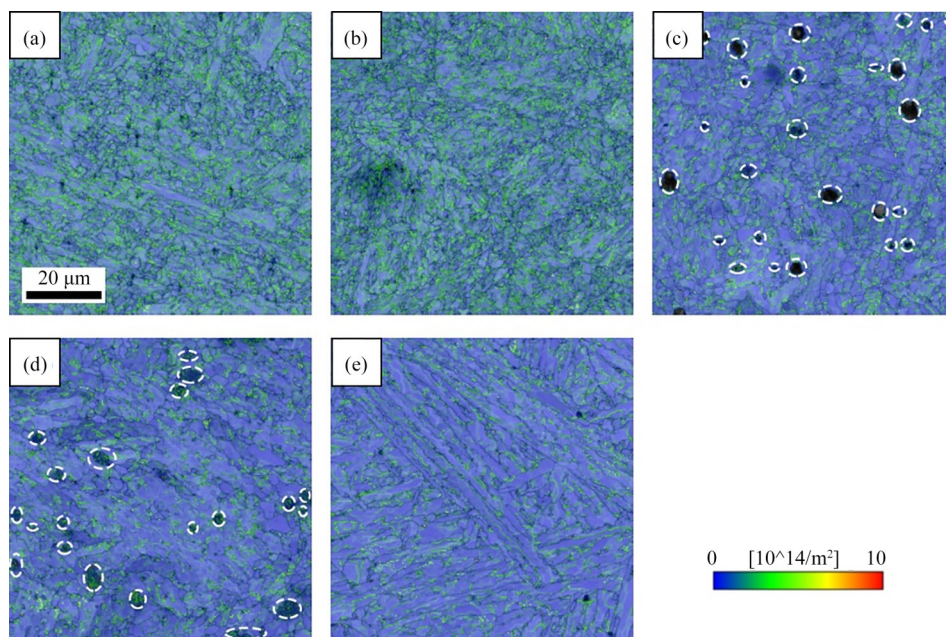


图8 P92钢焊接接头(IV型裂纹侧)不同区域的晶界(GB)图和KAM图的叠加图

Fig. 8 Superposition of grain boundary (GB) and KAM maps for different regions of P92 steel welded joint (type IV crack side)

计算结果如表4所示,并据此得出GND密度分布图,如图9所示。焊缝区和粗晶区的GND密度较大,最大可达到 $1.41 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$,而在细晶区有大幅度的下降,下降值可达 $0.51 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$,且GND密度分布不均匀,这与区域内部软化机制有关。GND密度

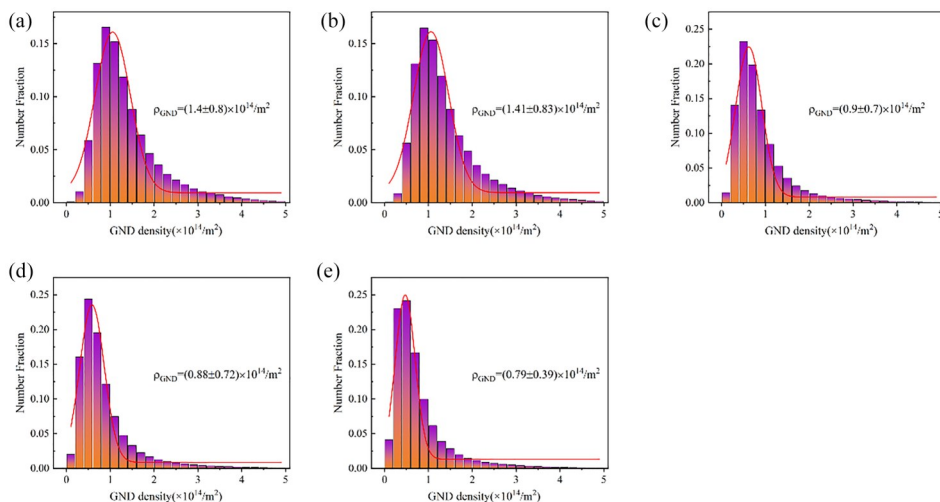
在临界区有小幅上升,母材区小幅度的下降。蠕变空洞周围高的KAM值意味着有高的GND值,表明空洞形成过程中存在位错堆积。图10为P92钢焊接接头各区域GND密度的数量分数分布图,可以看出,GND密度的数量分数分布可以拟合为高斯分



(a)焊缝区;(b)粗晶区;(c)细晶区;(d)临界热影响区;(e)母材区

图9 P92钢焊接接头(IV型裂纹侧)不同区域的IQ图和GND图的叠加图

Fig. 9 Superposition of IQ and GND maps for different zones of P92 steel welded joints (type IV crack side)



(a)焊缝区;(b)粗晶区;(c)细晶区;(d)临界热影响区;(e)母材区

图10 P92钢焊接接头各区域GND密度分布图

Fig. 10 Distribution of GND density in various zones of P92 steel welded joints

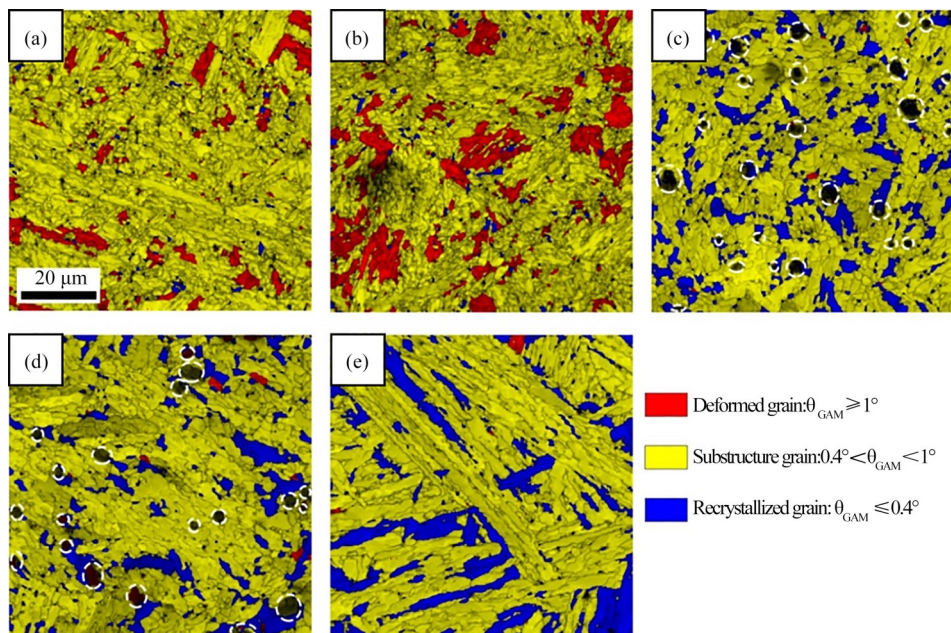
布。焊缝区和粗晶区的GND密度分布集中在 $0.6 \times 10^{14} \sim 1.4 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 细晶区、临界区、母材区的GND密度分布集中在 $0.2 \times 10^{14} \sim 0.6 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。

2.2.4 晶粒再结晶状态与晶粒类型分布

GAM (Grain average misorientation) 为晶粒内平均取向差, 被用作晶粒再结晶分数的表征。定义GAM值大于等于 1° 为变形晶粒, 在 $0.4^\circ \sim 1^\circ$ 之间为亚结构晶粒, 低于 0.4° 作为再结晶晶粒^[17]。图11显

示了P92焊接接头(裂纹侧)各区域中再结晶晶粒、亚结构晶粒和变形晶粒的分布, 白色虚线圆圈标记了细晶区和临界热影响区内的空洞。图12表明了每一类晶粒的相对含量。焊缝区和粗晶区再结晶晶粒的比例较低, 在蠕变过程中, 细晶区、临界热影响区和母材区发生动态再结晶, 亚结构和再结晶状态占主导地位, 基体结构回复。从图8、图11可以看出, 再结晶晶粒的含量与低KAM值有关, 表明再结





(a)焊缝区;(b)粗晶区;(c)细晶区;(d)临界热影响区;(e)母材区

图 11 P92 钢焊接接头(IV 型裂纹侧)不同区域 GAM 图

Fig. 11 GAM maps of different zones of P92 steel welded joint (type IV crack side)

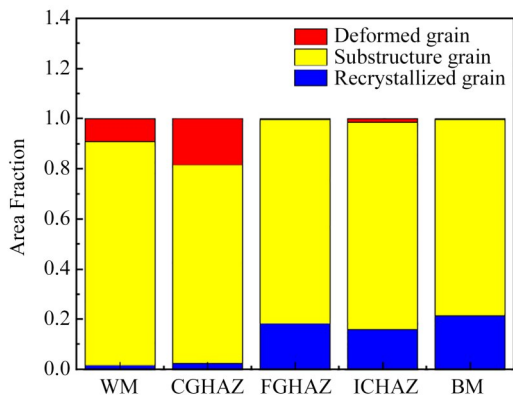


图 12 P92 钢焊接接头(IV 型裂纹侧)不同区域变形、亚结构、再结晶晶粒的相对含量图

Fig. 12 Relative content of deformation, substructure, and recrystallized grains in different regions of P92 steel welded joint (type IV crack side)

晶过程中存在位错湮灭现象。

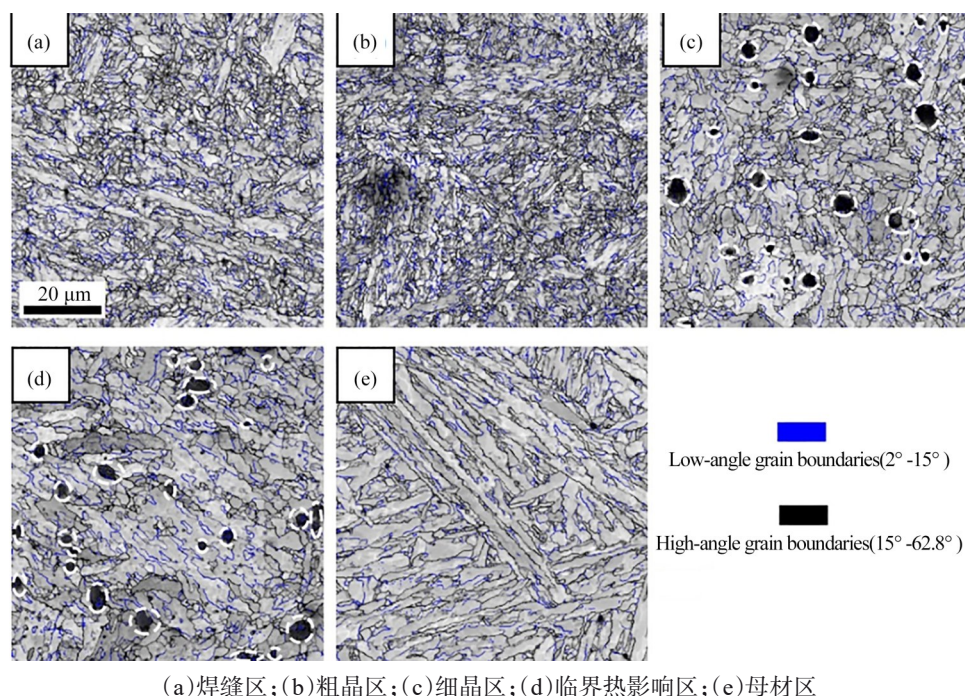
2.2.5 大小角度晶界占比与蠕变性能影响

图 13 为 P92 焊接接头(裂纹侧)各区域的晶界图(GB)与图像质量图(IQ)的叠加图,定义 $2^\circ \sim 15^\circ$ 为小角度晶界, $15^\circ \sim 62.8^\circ$ 为大角度晶界^[13]。各区域大小角度晶界统计占比如表 4 所示。由表 4 可知,细晶区中小角度晶界占比最少,仅为 0.309,这是由于在蠕变后期,细晶区的蠕变变形显著增大, Laves 相、 $M_{23}C_6$ 碳化物等第二相粒子不断粗化和聚集,导

致基体中溶质原子的贫化,钉扎效应减缓;晶粒持续进行动态再结晶,位错密度减小;蠕变孔洞合并和微裂纹形成加剧了位错的滑移和攀爬,这些因素共同导致小角度晶界的湮灭和蠕变性能的降低^[18]。在细晶区和临界区中,由于局部蠕变变形和小角度晶界的湮灭,蠕变孔洞倾向于在大角度晶界处成核。马氏体板条的高稳定性来自母材区中更小的界面能和驱动力^[19]。马氏体板条结构对蠕变性能有明显的亚结构强化作用^[20]。板条宽度越小或板条包边界和块状边界越多,蠕变强度越高^[21]。值得注意的是,尽管母材区保持了低的位错密度、小角度晶界占比和高的再结晶晶粒分数,但是其马氏体板条结构仍然存在,第二相粒子更均匀地分布在晶界上,且仅有少量的微小尺寸蠕变孔洞的形成,因此抗蠕变性能比细晶区和临界热影响区更强。

2.3 维氏硬度分布

图 14 为 P92 钢焊接接头的 IV 型裂纹侧的维氏硬度分布情况。从图中可以清晰观察到,焊接接头的硬度值从焊缝区到母材区呈梯度变化,其中焊缝区存在硬度最高点,为 332 HV,细晶区存在硬度最低点,为 150 HV。从粗晶区到细晶区的转变中表现出硬度值的显著下降,下降幅度高达 48 HV。一般



(a)焊缝区;(b)粗晶区;(c)细晶区;(d)临界热影响区;(e)母材区

图 13 P92 焊接接头(IV 型裂纹侧)不同区域的晶界图(GB)与图像质量图(IQ)的叠加图

Fig. 13 Superimposition of grain boundary maps (GB) and IQ maps of different regions of P92 steel welded joint (type IV crack side)

表 4 P92 钢焊接接头(IV 型裂纹侧)各区域定量统计值

Table 4 Quantitative statistical values for each region of P92 steel welded joint (type IV crack side)

区域	晶粒尺寸/ μm	几何必须位错密度 $\rho_{\text{GND}}/\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$	小角度晶界占比/%	大角度晶界占比/%	平均维氏硬度/HV
焊缝区	1.85 ± 1.59	1.40	0.410	0.590	302.5
粗晶区	1.77 ± 1.87	1.41	0.391	0.609	282
细晶区	2.02 ± 2.28	0.90	0.309	0.691	175
临界区	2.31 ± 3.09	0.88	0.376	0.624	192
母材区	2.27 ± 2.85	0.79	0.354	0.646	192.5

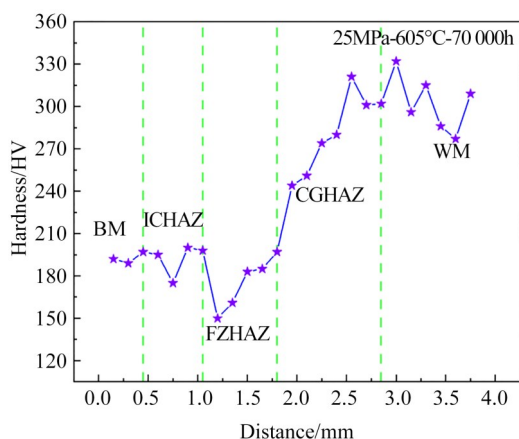


图 14 P92 钢焊接接头(IV 型裂纹侧)各区域维氏硬度

Fig. 14 Vickers hardness in different regions of P92 steel welded joint (type IV crack side)

来说,材料硬度与强度成正相关,因此硬度值的下降表明细晶区内蠕变强度的降低。结合表4的数据

分析可知,各区域的平均硬度值与几何必须位错密度存在一个趋势,即位错密度越大,硬度值相对越高。然而,材料的硬度不仅受位错密度的影响,还受其他微观结构的综合影响,如再结晶晶粒和孔洞。细晶区的软化程度明显高于其他区域,这是由于软化机制导致,即:蠕变过程中位错密度降低、基体组织恶化、第二相粒子粗化、蠕变孔洞和微裂纹的形成。

2.4 长期服役 P92 钢焊接接头 IV 型裂纹机理分析

通过对长期服役下 P92 钢焊接接头 IV 型裂纹微观组织观察和分析,可以发现细晶区在蠕变过程中伴随着组织性能的恶化和蠕变空洞的生长、合并。随着服役时间的增长, M_{23}C_6 碳化物在晶界和亚晶界处发生粗化,钉扎作用减弱,并造成基体组织 Cr 元素分布不均匀,从而导致基体晶粒间强度不匹配,



易在Cr浓度含量较高的粗的 $M_{23}C_6$ 碳化物产生局部应力集中,为蠕变孔洞形核提供了条件。

在长期服役的P92钢焊接接头的细晶区发现Laves相的形核和长大,其中Laves相依附在 $M_{23}C_6$ 相形核,并逐渐吞并长大,会加快Laves相的粗化速率,进一步降低基体材料的蠕变强度。同时Laves相形核和长大,消耗了大量固溶原子W和Mo,造成溶质贫化,降低了固溶强化效果;P92钢焊接接头在细晶区累积了较高的蠕变损伤,易产生宏观裂纹,其存在一种软化机制,具体表现为:位错密度的降低,小角度晶界发生湮灭;基体组织发生回复和再结晶,亚结构和再结晶晶粒占据主导地位;马氏体板条结构退化,易发生晶界滑动;第二相粒子的粗化,固溶强化和沉淀强化减弱;蠕变孔洞的形成并聚合为微裂纹;这种机制导致细晶区蠕变强度下降,宏观表现为硬度值的快速降低,促进了IV型裂纹的发生。

3 结论

本文通过各种微观表征方法对长期服役下P92钢焊接接头的IV型裂纹产生原因进行了分析,其主要结论如下:

(1)长期服役的P92钢焊接接头在细晶区发生IV型失效,细晶区内存在大量蠕变孔洞及孔洞连接形成的微裂纹,主裂纹附近分布着高密度蠕变孔洞和分支裂纹。大尺寸的Laves和 $M_{23}C_6$ 相聚集在蠕变孔洞附近,表明Laves和 $M_{23}C_6$ 相的粗化促进了蠕变孔洞的成核和生长,并且它们的析出分别消耗了大量MX相和W、Mo元素,造成弥散强化和固溶强化作用减弱。

(2)与焊缝区和粗晶区相比,细晶区和临界热影响区的位错密度、平均硬度、平均KAM值、小角度晶界占比比较低,而再结晶晶粒占比、平均孔洞直径、平均晶粒尺寸较高。细晶区的蠕变孔洞和微观结构损伤最大,导致了IV型断裂。母材区中稳定的马氏体板条结构和板条晶界上均匀的析出物分布使其具有较高的蠕变强度。

(3)P92钢焊接接头IV型裂纹侧的硬度值呈梯度分布,并在细晶区有硬度最低值,为150 HV。细

晶区平均硬度值最低,为175 HV,表明细晶区的软化程度较高。

参考文献:

- [1] Mao J, Li X, Wang D, et al. Experimental study on creep-fatigue behaviors of chinese P92 steel with consideration of several important factors[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 142: 105900.
- [2] Shang C G, Wang M L, Zhou Z C, et al. The microstructure evolution and its effect on creep behaviors in P92 steel under different stresses[J]. Materials Characterization, 2023, 198: 112744.
- [3] Zhao L, Xu L, Han Y, et al. Analysis on stress-strain behavior and life prediction of P92 steel under creep-fatigue interaction conditions[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2020, 43 (11): 2731-2743.
- [4] Xue W, Pan Q, Ren Y, et al. Microstructure and type IV cracking behavior of HAZ in P92 steel weldment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 552: 493-501.
- [5] Samuel E I, Choudhary B K, Palaparti D P R, et al. Creep deformation and rupture behaviour of P92 steel at 923 K[J]. Procedia Engineering, 2013, 55: 64-69.
- [6] Shi R, Liu Z. Hot deformation behavior of P92 steel used for ultra-super-critical power plants[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2011, 18(7): 53-58.
- [7] Sklenička V, Kuchařová K, Král P, et al. The effect of hot bending and thermal ageing on creep and microstructure evolution in thick-walled P92 steel pipe[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 644: 297-309.
- [8] Zhao L, Hongyang J, Xu L, et al. Investigation on mechanism of type IV cracking in P92 steel at 650 °C[J]. Journal of Materials Research, 2011, 26(7): 934-943.
- [9] Dak G, Guguloth K, Vidyarthi R S, et al. Creep rupture study of dissimilar welded joints of P92 and 304L steels[J]. Welding in the World, 2024: 1-24.
- [10] Seo W G, Suh J Y, Singh A, et al. Microstructural evolution of P92 steel in IN740H/P92 dissimilar weld joints during creep deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 821: 141614.
- [11] Yong L, Jiaqing W, Junjian L, et al. Microstructure and Mechanical Property Changes of P92 Steel for Main



- Steam Pipe in Ultra-supercritical Power Plant After Long-Term Service at High Temperature[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024, 33(10): 4911–4919.
- [12] Zhang X Z, Wu X J, Liu R, et al. Influence of Laves phase on creep strength of modified 9Cr–1Mo steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 706: 279–286.
- [13] Wang Y, Kannan R, Li L. Insight into Type IV cracking in Grade 91 steel weldments[J]. Materials & Design, 2020, 190: 108570.
- [14] Wang X, Wang X, Luo B, et al. Analysis of cavity evolution in 9%Cr heat-resistant steel welded joint during creep[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 202: 394–404.
- [15] Wang Y, Kannan R, Li L. Characterization of as-welded microstructure of heat-affected zone in modified 9Cr–1Mo–V–Nb steel weldment[J]. Materials Characterization, 2016, 118: 225–234.
- [16] Liu Q, Jensen D J, Hansen N. Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminium[J]. Acta materialia, 1998, 46(16): 5819–5838.
- [17] Wang Y, Li L. Microstructure evolution of fine-grained heat affected zone in Type IV failure of P91 welds[J]. Welding Journal, 2016, 95(1): 27–36.
- [18] 郭苗苗, 刘新宝, 朱麟, 等. 基于EBSD技术的P91钢蠕变过程中小角度晶界演化行为表征[J]. 材料导报, 2018, 32(10): 1747–1751.
- GUO M M, LIU X B, ZHU L, et al. Characterization of small-angle grain boundary evolution during creep of P91 steel using EBSD technique[J]. Materials Reports, 2018, 32(10): 1747–1751.
- [19] Li J, Xu C, Zheng G, et al. On the microstructural origin of premature failure of creep strength enhanced martensitic steels[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2021, 87: 269–279.
- [20] Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2008, 9(1): 013002.
- [21] Abe F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr–W steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 387–389: 565–569.
- [22] Isik M I, Kostka A, Eggeler G. On the nucleation of Laves phase particles during high-temperature exposure and creep of tempered martensite ferritic steels[J]. Acta Materialia, 2014, 81: 230–240.
- [23] Isik M I, Kostka A, Yardley V A, et al. The nucleation of Mo-rich Laves phase particles adjacent to M₂₃C₆ micrograin boundary carbides in 12% Cr tempered martensite ferritic steels[J]. Acta Materialia, 2015, 90: 94–104.
- [24] Cui H, Sun F, Chen K, et al. Precipitation behavior of Laves phase in 10%Cr steel X12CrMoWVNbN10–1–1 during short-term creep exposure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(29–30): 7505–7509.
- [25] Xu Y, Wang M, Wang Y, et al. Study on the nucleation and growth of Laves phase in a 10% Cr martensite ferritic steel after long-term aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 621: 93–98.
- [26] Xu Y, Nie Y, Wang M, et al. The effect of microstructure evolution on the mechanical properties of martensite ferritic steel during long-term aging[J]. Acta Materialia, 2017, 131: 110–122.
- [27] Fan D N, Chen S P, Chen L Q, et al. Phase-field simulation of 2–D Ostwald ripening in the high volume fraction regime[J]. Acta Materialia, 2002, 50(8): 1895–1907.
- [28] 吴志方, 刘超, 周帆. 两相体系中第二相体积分数对其Ostwald熟化的影响[J]. 粉末冶金工业, 2016, 26(05): 43–47.
- WU Z F, LIU C, ZHOU F. The effect of volume fraction of secondary phase on Ostwald ripening in two phase system[J]. Power Metallurgy Industry, 2016, 26(05): 43–47.
- [29] Lee J S, Maruyama K. Mechanism of microstructural deterioration preceding type IV failure in weldment of Mod.9Cr–1Mo steel[J]. Metals and Materials International, 2015, 21(4): 639–645.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>