

NiCrFe 合金补焊 15Cr2Mo1 耐热钢 焊缝组织与力学性能

Microstructure and mechanical properties of
weld of 15Cr2Mo1 heat resistant steel
repaired by NiCrFe filler alloy

常子金¹,晏嘉陵²,齐彦昌^{1*},崔冰^{1,3},蔡啸涛¹

(1 钢铁研究总院 焊接研究所,北京 100081;2 中国大唐集团
科学技术研究院有限公司 华东电力实验研究院,合肥 230088;

3 安徽工业大学 材料科学与工程学院,安徽 马鞍山 243032)

CHANG Zijin¹,YAN Jialing²,QI Yanchang^{1*},CUI Bing^{1,3},CAI Xiaotao¹

(1 Welding Institute,Central Iron and Steel Research Institute,Beijing 100081,

China;2 East China Electric Power Test and Research Institute,China

Datang Group Science and Technology Research Institute Co.,Ltd.,

Hefei 230088,China;3 School of Materials Science and Engineering,

Anhui University of Technology,Maanshan 243032,Anhui,China)

摘要: 针对 15Cr2Mo1 耐热钢焊缝服役过程中易出现表面裂纹的问题,采用与该钢种使用场景相似的 NiCrFe 合金对预制不同坡口深度来模拟裂纹深度的焊缝进行补焊。通过补焊焊缝组织及性能表征,验证补焊修复工艺的适用性。结果表明:不同深度裂纹补焊后均成型良好且无明显缺陷,焊缝金属均由奥氏体胞状树枝晶及第二相析出物组成,熔合区附近存在少量共晶铁素体,但Ⅱ型边界与熔化边界间的白亮条带中不存在铁素体。补焊填充量的增加主要使接头的屈服强度降低,尤其坡口深度由 6.5 mm 增加至 13 mm 时,室温及高温屈服强度均大幅度降低 15% 左右,此后降低趋势减缓。填充量增加使熔合线及熔合线外 2 mm 区域冲击韧性提高,而全焊缝硬度随填充量增大呈现先减小后增大的特点,这与补焊缝所受的拘束作用、合金元素偏析形成析出相增多有关。

关键词: 15Cr2Mo1 耐热钢;填充量;补焊修复;表面裂纹;力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2022.000491

中图分类号: TG444⁺.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2023)03-0156-10

Abstract: Aiming at the problem that surface cracks occur in the service of 15Cr2Mo1 heat resistant steel welds, NiCrFe alloy which was similar to the usage scenarios of this steel was employed to repair welds with different groove depths simulating crack depths. The feasibility of repair process was verified by the microstructure and performance characterization of the welds. The results show that repair welding at different groove depths is well formed and has no obvious defects, the weld metal is composed of austenitic cell dendrites and second phase precipitates, and there are a small amount of eutectic ferrite near fusion area, however, there is no ferrite in the bright white strip between the type Ⅱ boundary and the melting boundary. The increase of repair welding filler mainly reduces the yield strength of the joint, especially when the groove depth increases from 6.5 mm to 13 mm, the yield strength at room and high temperature is both greatly reduced by about 15%, then the decline trend slows down. With the increase of filler amount, the impact toughness of the fusion line and the 2 mm area outside the fusion line is improved, while the hardness of the whole weld decreases first and then increases with the increase of filler amount, which is related to the restraint of the repairing weld and the increase of precipitates formed by alloy element segregation.

Key words: 15Cr2Mo1 heat resistant steel; filler amount; repair welding; surface cracking; mechanical property

15Cr2Mo1 钢是主要通过 Cr, Mo 元素固溶强化的热强钢, 根据正火处理温度不同, 其组织由贝氏体及不同体积分数铁素体组成, 在电力、石化等领域应用广泛, 常用于制造压力容器、加热炉管及燃气轮机零部件等, 服役于高温、震动、腐蚀介质等严苛环境中^[1-2]。经计算 15Cr2Mo1 钢碳当量较高, 因此其焊接性一般, 根据其连续冷却转变 (continuous cooling transformation, CCT) 曲线可知这种钢具有较大淬硬倾向, 焊后空冷即获得贝氏体 + 马氏体组织, 易产生冷裂纹。大型 15Cr2Mo1 钢零件存在一定的焊接和热处理应力, 在截面变化和焊接缺陷处易出现表面凹坑、裂纹等缺陷, 造成安全隐患^[3-4], 加上焊缝中氢致裂纹的影响, 对焊缝裂纹问题的处理就更为重要。若以新生产零件更换之, 则面临周期长、生产成本高的问题, 且未达使用寿命的零件即废弃造成了严重浪费。

马志宝等^[5]采用与母材同质的焊条 (E5515-1CMV) 进行 ZG15Cr1Mo1V 补焊修复, 发现其焊接性较差, 焊缝硬度低于使用标准, 这说明同种材料补焊接头的表面耐磨性、耐疲劳性较差; Branza 等^[6]采用材质近似 625 镍基合金 (NiCrMoNb) 的焊条对耐热钢材进行补焊, 发现镍基合金的高塑性具有一定缓释焊接应力的作用, 修复的表面裂纹不应过深, 否则焊道过多将造成缺陷积聚, 补焊金属裂纹敏感性恶化, 但具体可修复的表面裂纹深度并未明确。

镍基合金韧性优良, 具有优异的抗蠕变、疲劳与耐腐蚀特性, 广泛用于各种严苛环境, 如航空发动机的高温高压部分, 核电、石油工业结构件等^[7], 其应用环境与 15Cr2Mo1 耐热钢有相似之处。镍基焊缝线膨胀系数与 15Cr2Mo1 耐热钢相似, 主要由奥氏体基体及少量析出第二相 (包括 σ 相、Laves 相等金属间化合物及 $M_{23}C_6$, M_7C_3 , $M(CN)$ 等碳化物^[8-10]) 组成, 能够在较宽泛的温度区间内保证组织稳定。通过改善焊材成分和焊接参数可调控镍基焊缝中第二相形态、尺寸、分布, 从而提高其强韧性。李红等^[11]对镍基合金焊缝金属热裂纹研究进行了总结, 认为焊缝中析出相是接头力学性能的主要影响因素, 合金成分、焊接热循环等对焊缝第二相的析出有重要调节作用。补焊工艺具有效率高、成本低等优点, 但补焊填充量对耐热钢修复影响尚不明确。因此, 本研究在前期实验基础上, 采用与 15Cr2Mo1 钢强度相似, 高温塑性、抗氧化性优良的 NiCrFe 焊条对模拟的表面裂纹进行补焊。焊趾处由于成分、组织不均匀, 容易发生缺陷。因此, 通过在焊趾位置加工不同深度坡口改变补焊金属填充量, 模拟零部件实际应用中不同深度裂纹的修补过程, 并对修补后的组织进行表征与性能检测, 评价采用 NiCrFe

合金补焊 15Cr2Mo1 耐热钢的工艺可行性。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料及焊缝制备

实验采用母材规格为 350 mm×150 mm×26 mm 的 15Cr2Mo1 耐热钢板, 根据成分计算得到的 CCT 曲线如图 1 所示, 其微观组织主要由贝氏体 + 少量铁素体组成, 保证了母材具有良好的强韧匹配性。采用手工电弧焊 (shielded metal arc welding, SMAW) 焊制一次焊缝 (original welds), 坡口间隙及钝边均为 2 mm, 焊接材料选用 E9015-B3 焊条, 直径 3.2 mm, 其主要元素如 Cr, Mo 等含量与母材持平。一次焊接工艺为: 焊前 150~200 °C 预热, 焊接热输入为 15 kJ/cm, 道间温度控制在 150~200 °C 之间, 焊后进行 250 °C/2 h 后热处理。图 2 为在已焊制的一次焊缝上加工出 55°V 型坡口示意图, 采用 NiCrFe-3 合金焊条进行坡口补焊修复, 合金的 FCC 点阵结构保证其对大部分元素都有一定溶解度, 可与母材形成良好连接。通过光谱法检测母材、一次焊缝及实验采用的 NiCrFe 焊条熔敷金属的主要合金成分如表 1 所示, 表 2 为实验用材的基本力学性能。

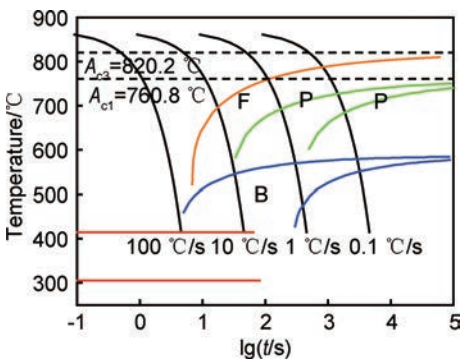


图 1 15Cr2Mo1 耐热钢 CCT 曲线
Fig. 1 CCT curves of 15Cr2Mo1 heat resistant steel

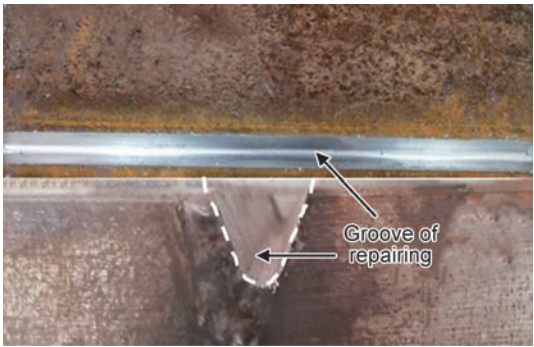


图 2 补焊坡口外观
Fig. 2 Groove appearance of repair welding

表 1 实验用材的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of the materials used for experiments (mass fraction/%)									
Material	C	Si	Mn	Cr	Al	Mo	Nb	Fe	Ni
Base metal	0.1-0.18	0.11-0.37	0.5-0.8	2.2-2.5	≤0.02	0.9-1.1	<0.01	Bal	<0.01
Original weld	0.048	0.226	0.66	2.46	0.006	1.073	<0.01	Bal	<0.01
Fused metal of NiCrFe electrode	0.048	0.69	7.32	17	<0.01	<0.01	2.04	7.5	Bal

表 2 实验用材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the materials used for the experiments				
Material	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Post-break elongation/%	Section shrinkage rate/%
Base metal	575	400	27	70
Original weld	610	500	22	61
Fused metal of NiCrFe electrode	560	380	35	65

1.2 不同填充量下补焊接头制备

试件充分冷却后,采用机加工法在原焊缝焊趾位置凿补焊槽,形状均为 60°的 V 形槽,分析实际零件中产生裂纹的大小和深度、焊接位置及修复工期等因素,确定模拟表面裂纹所开坡口深度分别为 6.5,13 mm

和 19.5 mm,分别编号为 1#,2#,3#,以直观显示焊缝填充量修复对比效果,如图 3 所示。选用 ENiCrFe-3 焊条在开槽处进行二次补焊,焊条直径 3.2 mm。二次焊的焊接工艺为:采用冷补焊(焊前不预热)方式,焊接热输入为11.5 kJ/cm,道间温度控制在 100 ℃以下,

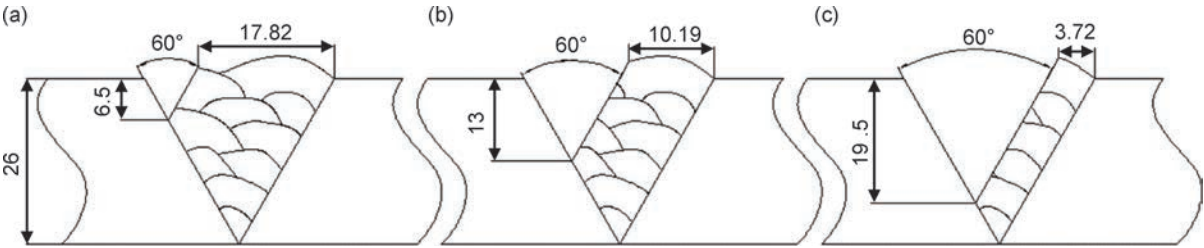


图 3 补焊坡口焊缝填充量示意图

(a)1#;(b)2#;(c)3#

Fig. 3 Schematic diagram of filler amounts of repair welding

(a)1#;(b)2#;(c)3#

不进行焊后热处理。

补焊完成后,取补焊焊缝中心为拉伸试样中心,拉伸棒规格为 M12×φ10 mm,测试补焊区焊接接头室温(25 ℃)及高温(550 ℃)抗拉强度、屈服强度;取补焊焊缝中心(weld metal,WM)、补焊焊缝与一次焊缝融合线处(fusion line,FL);补焊焊缝融合线外 2 mm(FL+2)为冲击试样,测试冲击吸收功等指标,验证补焊后焊缝韧性能否和原焊缝匹配,同一组冲击实验并列做 3 个平行样,最终取 3 个数值的平均值作为该规范下试样冲击吸收功。通过显微维氏硬度实验测量补焊区全焊缝硬度。重点考察补焊接头各区域硬度随焊缝组织的变化,硬度测试点的位置为距焊缝上表面 1.5~2 mm 处,在母材两侧的热影响区每间隔 0.5 mm 打一测试点,其余区域每间隔 1 mm 打一测试点,设备为 HVS-10 型数显维氏显微镜,加载载荷为 49 N,保压时间 10 s。

2 结果与分析

2.1 补焊焊缝宏观检测与微观组织

补焊后接头形貌如图 4 所示,焊缝外观规则平整,鱼鳞纹均匀美观。经 X 射线探伤,补焊焊缝区内部熔合良好,无明显缺陷,这说明补焊焊缝成型良好。将接头沿垂直焊接方向剖开,制备金相试样,经磨抛、腐蚀后通过金相显微镜观察焊缝的截面形貌,焊接接头由补焊区(repair welded zone,RWZ)和原始焊缝区(original welded zone,OWZ)组成,焊道布置合理,接头内部无裂纹产生;母材与补焊区、补焊区与原始焊缝融合线清晰,各层焊缝金属之间没有未熔合或未焊透情况,焊缝金属截面上未出现气孔、夹渣等缺陷。图 4(b)中虚线处为实验中三种填充量下补焊区轮廓示意图,蓝色箭头处为对应试样坡口底部。

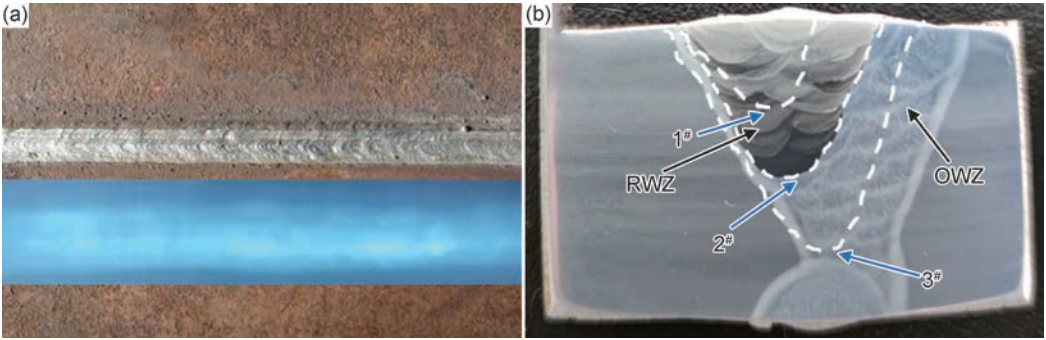


图 4 补焊焊缝外观、X 射线探伤照片(a)以及焊缝横截面宏观形貌(b)

Fig. 4 Appearance of repair welds and X-ray flaw detection photo (a) and macromorphology of weld cross-section (b)

采用质量分数为 10% 的铬酸水溶液电解腐蚀, 拍摄位置在焊缝表面焊道以下 2 mm 获得 RWZ 金相组织照片, 其中 2# 样品补焊焊缝微观组织如图 5 所示。由图 5(a) 可以看出, RWZ 焊缝组织呈胞状树枝晶形态, 其凝固模式^[12]为全奥氏体模式(A), 金相组织为 A 固溶体, 呈偏析特征, 晶内、晶界均有析出物存在, 晶内析出物呈颗粒状(或小块状), 晶界析出物主要呈断续棉絮状, 未见微观裂纹和其他微观缺陷。由图 5(b) 可见, 熔合区附近的焊缝组织为 A 固溶体+共晶铁素体(共晶铁素体存在于胞晶晶界和枝晶晶界), 凝固模式为奥氏体-铁素体模式(AF), 导致补焊区焊缝组织和补焊区熔合线附近焊缝组织凝固模式不同的主要原因在于熔合线附近熔池冷却速度快, 温度梯度大, 使得凝固结晶液态前沿液相一侧的成分过冷区间很窄, 因而有利于液态以胞状晶生长。从图 5 中还可以发现补焊

区一侧焊缝边界区域明显存在一定宽度的白亮条带, 该白亮条带介于 II 型边界与熔化边界之间(在凝固过程中必须要有 δ/γ 异种界面形成, 之后随着温度的降低 δ/γ 异种界面必须转变为 γ/γ 界面)^[13], 宽度约为 10 μm , 与焊缝区的其他区域相比, 白亮条带中几乎看不到铁素体, 在白亮条带内靠近熔化边界的区域一般会形成薄片状或透镜状的马氏体层, 且马氏体层的宽度一般不超过白亮条带的宽度。马氏体层的形成不仅会导致异种钢接头塑性和韧性降低^[14], 而且还会为高温下越过熔合边界的碳原子提供扩散通道, 以致碳扩散量增加, 使得接头脱碳层处蠕变失效加速^[15-16]。另外通过对 1#、3# 样品的观察, 均未见微观裂纹和其他微观缺陷, RWZ 基体组织、析出相形态以及熔合线特征均未有明显变化, 这说明 RWZ 填充量的变化并不明显影响补焊焊缝的微观组织。

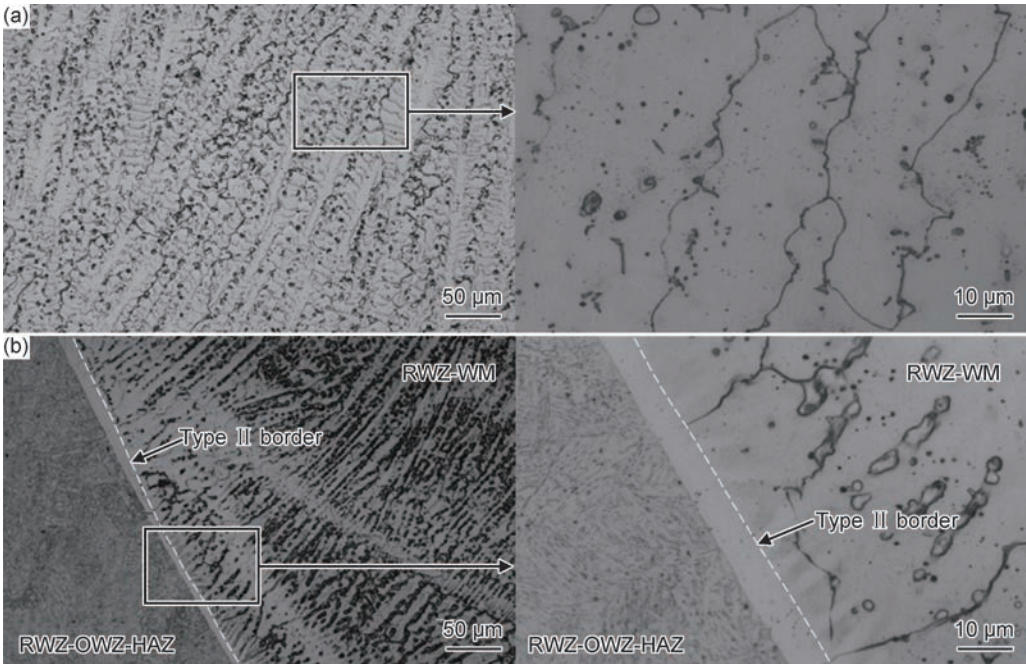


图 5 补焊焊缝微观金相照片 (a) RWZ 焊缝金属; (b) RWZ-OWZ 熔合线

Fig. 5 Metallographic photographs of the repair welds (a) weld metal of RWZ; (b) fusion line of RWZ-OWZ

采用 Quanta650 型扫描电镜进一步研究补焊区焊缝组织特点。图 6 所示为 RWZ 焊缝金属 SEM 形貌及对应 EDS 图。可以看出,焊缝的组织为奥氏体枝晶+析出相,图中灰黑色区域为奥氏体树枝晶内部,而

白色区域存在于树枝晶晶间和部分枝晶内部,多环绕在析出相周围。对白色区域的析出相及球状物进行 EDS 能谱分析,可以看出,白色析出相主要为 NbC 和 Cr_{23}C_6 ; 灰色球状物为 $\text{MnO-SiO}_2\text{-TiO}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ 的复合

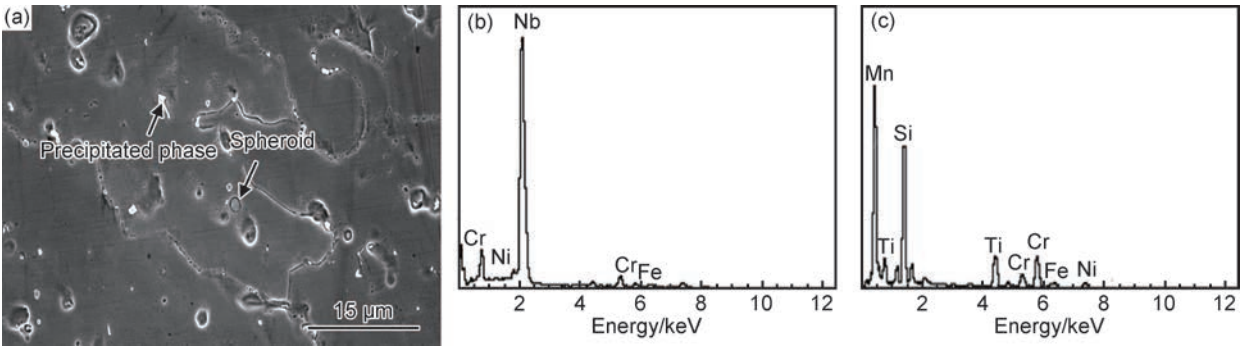


图 6 RWZ 焊缝金属 SEM 微观形貌(a)及析出相(b)与球状物(c)的 EDS 分析

Fig. 6 Micromorphology of RWZ weld metal by SEM (a) and EDS analysis of precipitated phase (b) and spheroid (c)

型氧化物夹杂。

由于成分差异,从 OWZ 到 RWZ,组织结构由 BCC 逐步过渡为 FCC。随着 RWZ 焊缝被 OWZ 不断地稀释,大量的奥氏体化元素进入熔合区,对研究补焊区-原焊缝区界面附近的熔合区中析出相分布进行分析,如图

7 所示。可以看出,界面附近区域中没有发现析出相的存在,而远离熔合线处析出相较多。这是由于在过渡层区域中 Nb,Cr 等元素含量很少,而这些元素都是形成析出相的主要组成元素^[17],因此在界面附近的析出相含量很少,这说明析出相对界面性能的影响较小。

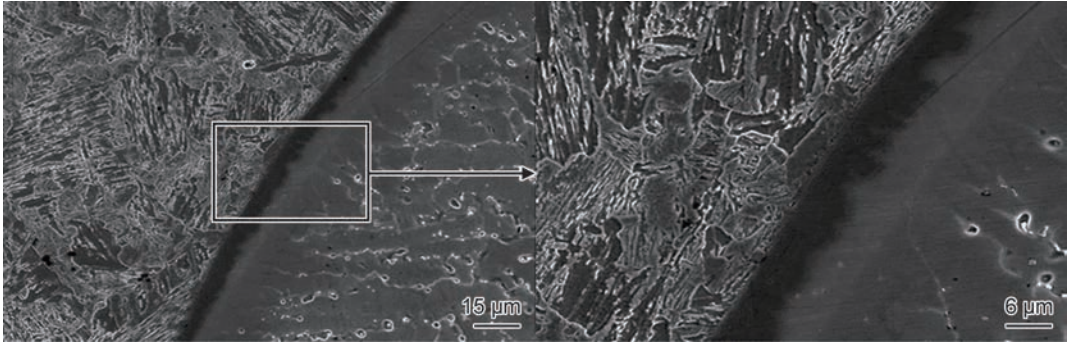


图 7 RWZ 界面附近析出相分布

Fig. 7 Precipitation distribution near the interface of RWZ

不同填充量下 RWZ 熔合过渡区附近的线扫描能谱分析结果见图 8,可以看出,从 OWZ 到 RWZ,熔合区界面两侧 Fe 元素含量急剧下降,并且在熔合边界 RWZ 侧有一个元素过渡层,其宽度均约为 15 μm,区域内的元素过渡较陡,这个区域就是所谓的稀释层,有学者也称之为“部分熔化区”^[18],镍基合金填充料在此区域内形成显著浓度梯度,引起马氏体开始转变温度在室温以上,焊接冷却时该微区形成马氏体组织。从图 8 中还可以发现 Ni,Cr,Mn 大量奥氏体化元素进入熔合区,这些均有助于提高奥氏体化稳定程度,使得该区域淬硬倾向增加。补焊填充量的变化仍未显现出有明显影响水平方向焊缝不同区域(RWZ,OWZ)元素

迁移的作用。

2.2 补焊焊缝力学性能

2.2.1 拉伸实验

补焊接头拉伸实验结果如图 9 所示,由图 9 可知,随补焊焊缝填充量增加,试样室温抗拉强度整体变化不大,但屈服强度有明显降低趋势,尤其 1# 试样到 2# 试样,即从坡口深度由 6.5 mm 上升到 13 mm 时,焊缝金属的室温屈服强度由 571 MPa 降低到 470 MPa,降幅达 17%,坡口深度继续增加则室温屈服强度降低趋势减小。高温下拉伸实验显示出相似特征,即抗拉强度随补焊坡口填充量的变化几乎不变,但屈服强度随坡口深度增加而降低,且大幅降低出现在坡口深度

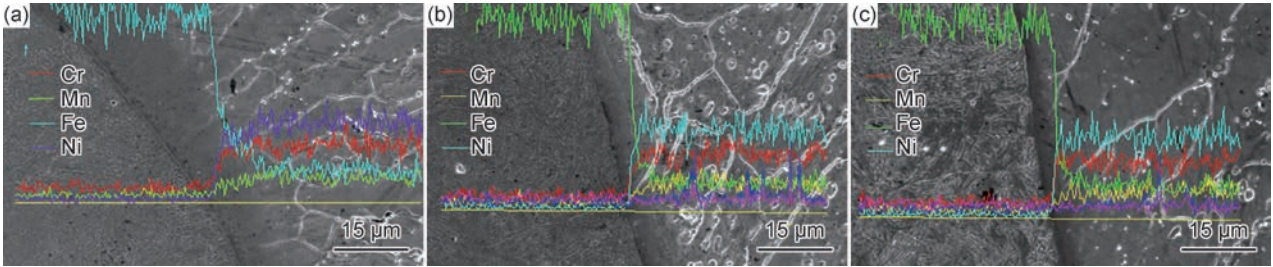


图 8 不同填充量下 RWZ 熔合线处元素分布
(a)1[#] ;(b)2[#] ;(c)3[#]
Fig. 8 Element distribution in RWZ fusion line under different filler amounts
(a)1[#] ;(b)2[#] ;(c)3[#]

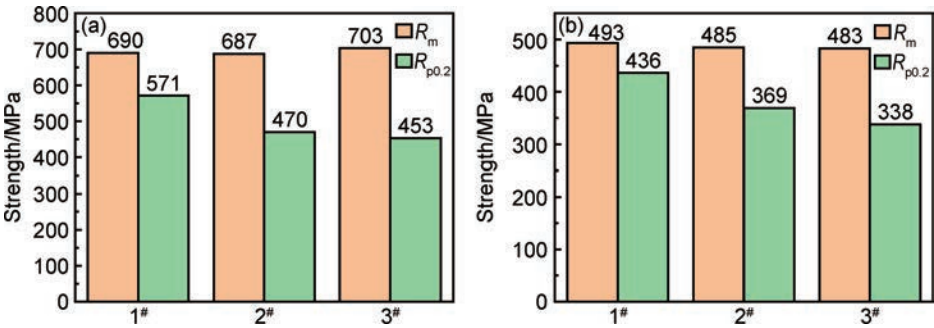


图 9 补焊接头的拉伸性能 (a)25 °C ;(b)550 °C
Fig. 9 Tensile properties of repair welding joints (a)25 °C ;(b)550 °C

由 6.5 mm 上升到 13 mm 时,焊缝金属的高温屈服强度由 436 MPa 降低到 369 MPa,降低幅度达 15%。

室温拉伸试样断裂形貌如图 10 所示,1[#] 和 2[#] 断裂位置相似,均距试样中心较远且有明显颈缩现象,断裂在一次焊缝区,而 3[#] 试样断裂更靠近试样中心,断口颈缩不明显,断裂在补焊区。这主要是由于补焊区 NiCrFe 合金屈服强度低,塑性好,在拉伸过程中先发生变形,且在拉伸至断裂的过程中承担变形更多^[19],拉伸试样宏观上 RWZ 金属表面亦出现明显滑移特征。而室温下 1[#],2[#] 试样拉伸段 OWZ 焊缝金属相比 3[#] 占比较大,在拉伸过程中一次焊缝不承担主要的塑性变形,其断面收缩率基本不变(75%,76%),且拉伸断口形貌显示出现大量韧窝,表现出标准韧断特征,3[#] 试样中补焊金属占比大,断裂发生在承担主要塑性变形的补焊区,补焊区位错增殖,密度增加导致强烈的加工硬化,焊缝金属的塑性变形能力严重消耗,金属“变脆”,因此相比前两者,拉伸断口表现部分脆断特征,即颈缩减小且断口收缩率降低明显(44%),微观上则表现出解理河流花样+韧窝复合型断口特征。图 11 为 550 °C 时拉伸试样的外观与宏观断口及断口形貌。相比而言,如图 11 所示的 550 °C 下拉伸试样则均断裂于 OWZ,且 RWZ 表面的滑移特征也不如室温下表现得明显,即使是填充量最大的 3[#] 试样亦断裂于

OWZ。这说明高温下 RWZ 可开动的滑移系增多,焊缝金属塑性变形能力进一步提高,其变形能力能够支撑至 OWZ 内部微裂纹积聚扩展至断裂。

2.2.2 冲击实验

补焊后焊接接头冲击韧性会随填充量变化而改变,分别测试了 RWZ 焊缝(WM)、RWZ 熔合线(FL)和 OWZ 侧熔合线外 2 mm 处(FL+2)室温条件下的冲击韧性,比较得出补焊填充量对焊接接头冲击韧性的影响规律,结果如图 12 所示,焊缝冲击功分别为 101.3,104.0,103.0 J,差别较小,这说明焊缝填充量对 RWZ 焊缝金属冲击功的影响几乎为零。但当填充量由小至大时,补焊熔合线区分别为 70.3,100.3,104.3 J,熔合线外 2 mm 分别为 51.7,76.3,103.7 J,即 1[#] 补焊焊缝 FL,FL+2 冲击韧性最低,3[#] 最高。这是由熔合线及熔合线外 2 mm 处局部高强度、低塑性和材料的拘束效应造成的,随着填充量的增加,FL 和 FL+2 mm 处冲击韧性整体提高,这是因为 RWZ 占接头比例提高,拘束效应对 RWZ 的影响相对减小。另外,坡口尺寸的增加使越来越多的奥氏体化元素扩散到 OWZ 侧,使得靠近熔合线处的组织以稳定的 A 存在,所以当裂纹靠近补焊区焊缝时,裂纹尖端前的大塑性变形主要发生在冲击韧性较高的焊缝中,裂纹扩展消耗能量多,使该区域的冲击韧性提高。

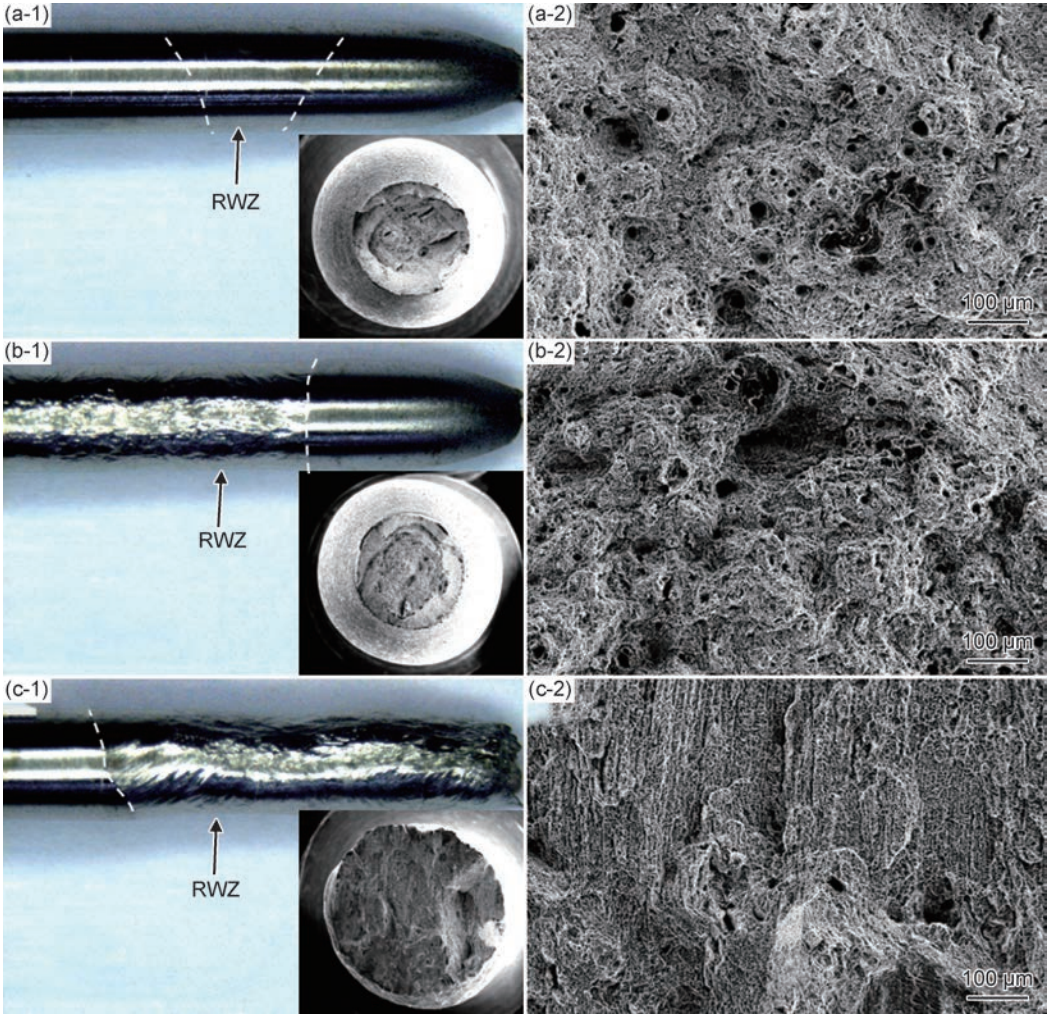


图 10 室温拉伸试样的外观与宏观断口(1)以及断口 SEM 形貌(2)
(a)1[#]; (b)2[#]; (c)3[#]

Fig. 10 Appearance and macro fracture (1) and SEM morphologies of fracture (2) of tensile specimens at 25 °C
(a)1[#]; (b)2[#]; (c)3[#]

2.2.3 硬度实验

焊接接头硬度是焊缝重要的力学性能之一,是判断能否在原环境中服役的重要指标。图 13(a)~(c)为实验后不同填充量下接头硬度分布图,焊接接头整体均呈现 OWZ 硬度高于 RWZ 的特点,OWZ 平均硬度均为 380HV 左右,但 RWZ 随补焊坡口的不同有一定区别:当坡口深度为 6.5 mm 时,RWZ 平均硬度为 322HV;当坡口深度为 13 mm 时,RWZ 平均硬度为 263HV;当坡口深度为 19.5 mm 时,RWZ 平均硬度为 345HV,补焊区焊缝金属呈现出随填充量增大,整体硬度显示出如图 13(d)所示的先减小后增大的特点。

1[#] 试样相对 2[#] 试样 RWZ 硬度较高的原因类似于前文提到的小填充量试样补焊焊缝融合区冲击韧性差,即焊缝受融合线处局部高强度、低塑性和拘束效应影响显著,1[#] 试样坡口窄,拘束作用对

焊缝金属影响较大,因此 1[#] 试样硬度更高。相应的,2[#] 试样平均硬度小正是由于填充量增大后 RWZ 在焊接接头截面占比提高,拘束效应相对减小,硬度下降。

采用 Photoshop2020 和 Image Pro Plus 软件统计图 14(a)所示试样中三个蓝色矩形视场下析出相粒径大小和数量,其中红线为硬度测试位置。粒径分布结果如图 14(b)所示,3[#] 试样中析出相面积大于 5 μm² 的数量占比(10.3%)远高于 1[#], 2[#] 试样(5.3%, 5.4%),而这些析出相多为前文提到的高硬度碳化物、金属间化合物,这些大尺寸第二相对位错运动的阻碍作用更高,使得 3[#] 试样 RWZ 整体硬度提高。随着 RWZ 填充量的增加,RWZ 在接头占比不断提高,合金元素大量增加,焊缝中 Ni,Cr,Mn 等元素脱溶析出,造成偏析,有利于析出相的形核、生长,因此 3[#] 试样中三个视场下总计析出相数量也是最多的(843 个),远高

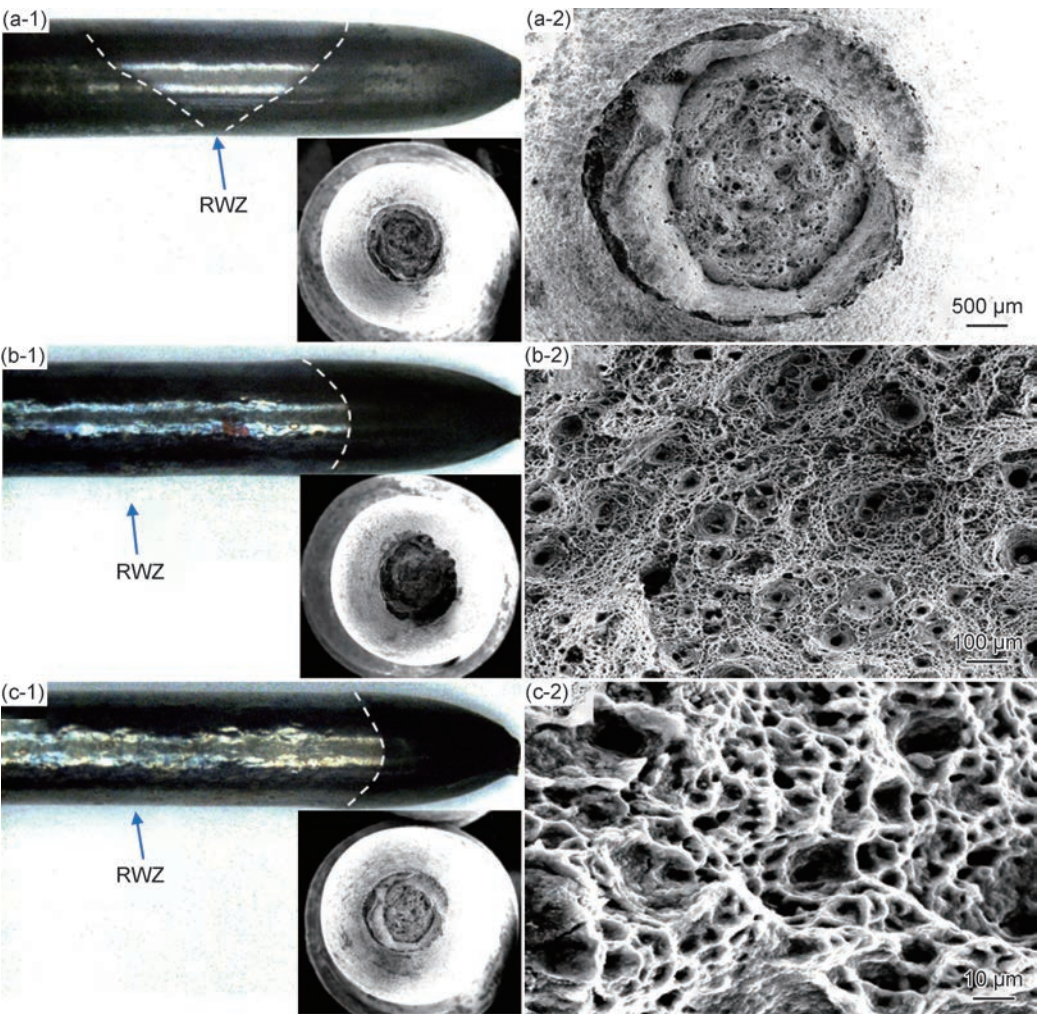


图 11 550 °C 时拉伸试样的外观与宏观断口(1)及断口形貌(2)
(a)1[#] ;(b)2[#] ;(c)3[#]

Fig. 11 Appearance and macro fracture (1) and fracture morphologies (2) of tensile specimens at 550 °C
(a)1[#] ;(b)2[#] ;(c)3[#]

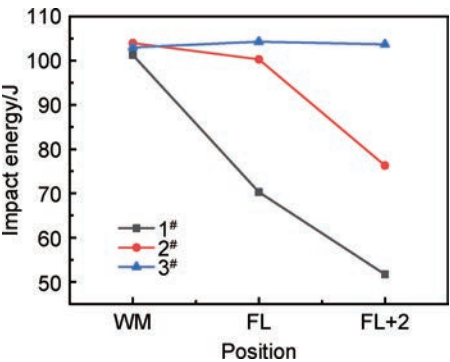


图 12 不同填充量下补焊接头各位置夏比冲击功
Fig. 12 Charpy impact energy at each position of repair welding joints under different filler amounts

于 1[#], 2[#] 试样(582,615 个)。张骁勇等^[20] 采用焊接热模拟法研究了热输入对 X80 焊管焊缝组织与性能的影响,发现热输入增大会使焊缝组织粗化,元素偏

析更为严重,焊缝脆硬性升高。本研究中填充量升高使焊道数目增多,RWZ 中总热输入增大也是析出相尺寸增大的原因之一。析出相数量增多,尤其是大尺寸(>5 μm²)的析出物增多使焊缝金属的弥散强化效应加强,这是 2[#] 到 3[#] RWZ 平均硬度提高的主要原因。

3 结论

(1)补焊焊缝金属均由 A 凝固模式下的奥氏体胞状树枝晶及第二相析出物组成,第二相主要组成为 MC, M₂₃C₆ 及复合型氧化物夹杂。补焊焊缝熔合区附近组织为 AF 凝固模式下的 A 固溶体及存在于胞晶晶界和枝晶晶界的共晶铁素体组成,导致焊缝与熔合线组织凝固模式差异的主要原因在于熔合线附近熔池冷速快,温度梯度大,使凝固结晶液态前沿液相一侧的

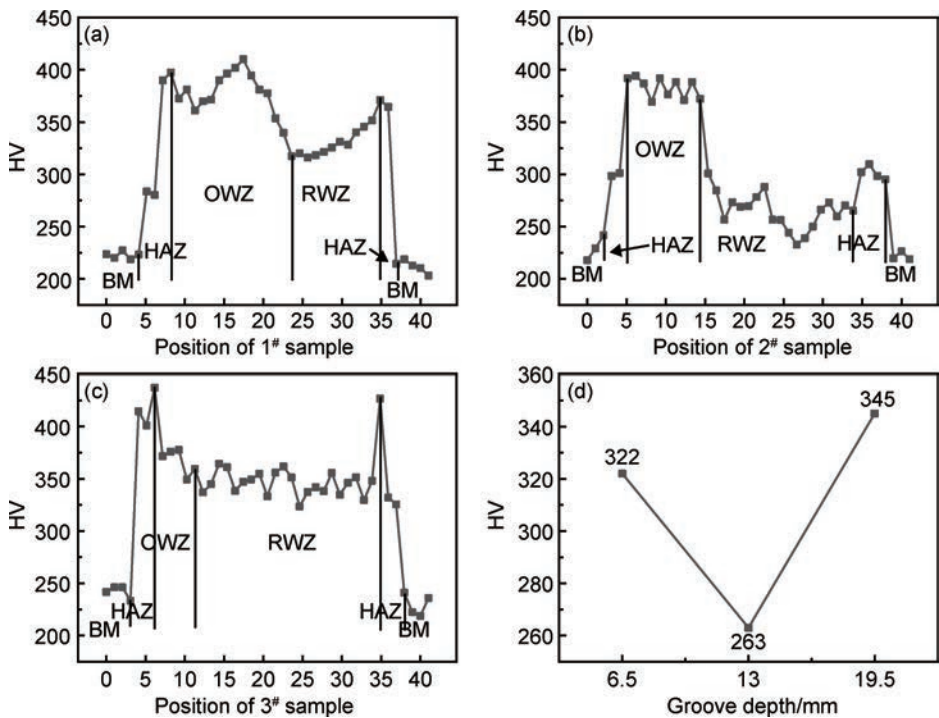


图 13 不同填充量下全焊缝硬度分布图

(a)1# ;(b)2# ;(c)3# ;(d)补焊焊缝平均硬度变化

Fig. 13 Hardness distribution of the whole repair welding joints under different filler amounts

(a)1# ;(b)2# ;(c)3# ;(d)average hardness variation of the repair welds

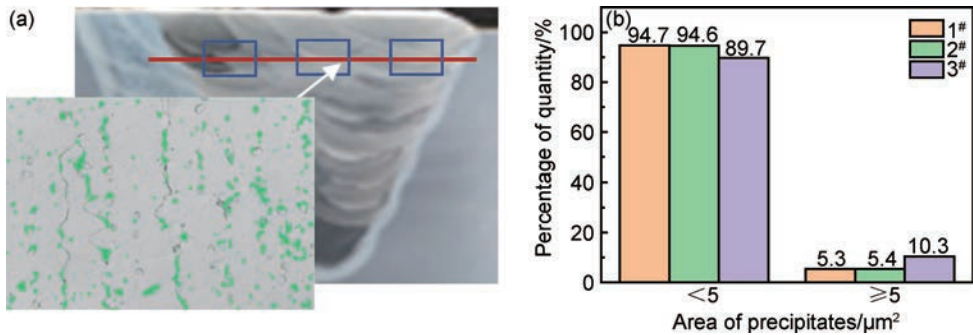


图 14 析出相统计选取的视场及统计结果

(a)析出相统计位置;(b)析出相粒径分布

Fig. 14 Selected field of view and statistical results of precipitates

(a)location of counting precipitates;(b)size distribution of precipitates

成分过冷区间很窄,因而有利于液态以胞状晶生长。

(2)填充量增加对接头抗拉强度影响不大,但使屈服强度减小,屈服强度大幅降低出现在填充量由 6.5 mm 上升至 13 mm 时,其室温屈服强度由 571 MPa 降低至 470 MPa,550 ℃ 时屈服强度由 436 MPa 降低到 369 MPa;此后屈服强度随坡口加深继续降低。这是因为异质合金连接后拉伸变形主要由塑性好的材料承担。补焊区冲击韧性随填充量升高而升高,坡口深度由 6.5 mm 上升至 19.5 mm 过程中熔合线处冲击功由 70.3 J 升高至 104.3 J,熔合线外 2 mm 处冲击

功由 51.7 J 升高至 103.7 J。补焊焊缝硬度则呈现随填充量的增加先增大后减小(322,263,345HV)的特点,这与补焊焊缝所受拘束作用先强后弱,而析出相数量与尺寸逐渐增多、变大,造成的弥散强化作用不断加强有关。

(3)采用 NiCrFe 焊材、冷补焊工艺适应性良好,修复后的接头可达到或高于母材使用标准。焊接参数控制严格的情况下,采用 NiCrFe 型焊条进行冷补焊可应用于耐热钢异形构件裂纹修复,延长构件使用寿命。

参考文献

- [1] 赵玉疆,陈丽娟. P91 与 ZG15Cr2Mo1 异种钢焊接工艺[J]. 焊接, 2003(2):23-25.
ZHAO Y J, CHEN L J. Welding procedure for dissimilar steel joints between P91 and ZG15Cr2Mo1 [J]. Welding & Joining, 2003(2):23-25.
- [2] 张永涛,张汉谦,王国栋,等. 典型锅炉及压力容器用铁素体系铬钼耐热钢的发展回顾及成分设计[J]. 材料导报, 2008, 22(7):72-76.
ZHANG Y T, ZHANG H Q, WANG G D, et al. Development retrospect and composition design of typical heat resistant Cr-Mo ferritic steels for boiler and vessel [J]. Materials Review, 2008, 22(7):72-76.
- [3] 杨太勇,梁红兵,马为民,等. ZG15Cr1Mo1V 钢热补焊接头组织与力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47(19):226-229.
YANG T Y, LIANG H B, MA W M, et al. Microstructure and mechanical properties of ZG15Cr1Mo1V steel thermal repair welded joint [J]. Hot Working Technology, 2018, 47(19):226-229.
- [4] 张斌,胡正飞. 9Cr 马氏体耐热钢发展及其蠕变寿命预测[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(1):26-31.
ZHANG B, HU Z F. Development and life assessment of 9Cr martensitic heat-resistant steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(1):26-31.
- [5] 马志宝,李凤强,陈鑫,等. ZG15Cr1Mo1V 铸件热补焊技术[J]. 焊接, 2021(7):53-56.
MA Z B, LI F Q, CHEN X, et al. Hot repair welding technology of ZG15Cr1Mo1V castings [J]. Welding & Joining, 2021(7):53-56.
- [6] BRANZA T, DESCHAUX F, SIERRA G, et al. Study and prevention of cracking during weld-repair of heat-resistant cast steels [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(1):536-547.
- [7] ABE F. Research and development of heat-resistant materials for advanced USC power plants with steam temperatures of 700 °C and above[J]. Engineering, 2015, 1(2):211-224.
- [8] TUCHO W M, CUVILLIER P, SJOLYST K A, et al. Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 689:220-232.
- [9] MU W D, CAI Y, WANG M. Effect of precipitates on the cryogenic fracture toughness of 9%Ni steel flux cored arc weld [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 819:141418.
- [10] RAMIREZ A J, LIPPOLD J C. High temperature behavior of Ni-base weld metal—part II: insight into the mechanism for ductility dip cracking [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 380(1/2):245-258.
- [11] 李红,闫维嘉,张禹,等. 先进航空材料焊接过程热裂纹研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50(2):50-61.
LI H, YAN W J, ZHANG Y, et al. Research progress of hot crack in fusion welding of advanced aeronautical materials [J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(2):50-61.
- [12] 李鹏雁,张勇,郭连志,等. 00Cr18Ni10N 不锈钢点焊接头显微组织及凝固模式的分析[J]. 热加工工艺, 2011, 40(5):48-51.
LI P Y, ZHANG Y, GUO L Z, et al. Microstructure and solidification mode of joint of 00Cr18Ni10N austenitic stainless steel by spot welding [J]. Hot Working Technology, 2011, 40(5):48-51.
- [13] NELSON T W, LIPPOLD J C, MILLS M J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds—part 2: on-cooling transformations [J]. Welding Journal, 2000, 79(Suppl):267-277.
- [14] 孙咸,王红鸿. 新型耐热钢 P91 焊缝金属中的马氏体 [J]. 焊接, 2010(4):7-12.
SUN X, WANG H H. Martensite in weld metal of new heat resistant steel P91 [J]. Welding & Joining, 2010(4):7-12.
- [15] WANG H, KOSTKA A, GOOSEN W E, et al. TEM replica analysis of particle phases in a tempered martensite ferritic Cr steel after long term creep [J]. Materials Characterization, 2021, 181:1-25.
- [16] CHEN S H, JIN X J, RONG L J. Microstructural evolution and mechanical properties of ultrafine-grained ferritic-martensitic steel during thermal aging [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(10):5154-5168.
- [17] DWORSCHAK D, CHENG H W, KU C S, et al. Comparison of elemental resolved non-confined and restricted electrochemical degradation of nickel base alloys [J]. Corrosion Science, 2021, 190:1-8.
- [18] 杨丽颖,董小平,李小亭,等. ECrNiMo-3 焊接 X60 钢接头组织形貌 [J]. 材料工程, 2009(1):23-27.
YANG L Y, DONG X P, LI X T, et al. Microstructure of welded joint for X60 steel welded with ECrNiMo-3 [J]. Journal of Materials Engineering, 2009(1):23-27.
- [19] 周磊磊,何超军,余腾义,等. 不等厚异质双相钢激光拼焊接头组织及成形性能研究 [J]. 应用激光, 2021, 41(2):299-304.
ZHOU L L, HE C J, YU T Y, et al. Study on laser tailor welding joints microstructures and forming performance of dissimilar thickness dual-phase steel [J]. Applied Laser, 2021, 41(2):299-304.
- [20] 张骁勇,高惠临,毕宗岳,等. 焊接热输入对 X80 焊管焊缝组织与性能的影响 [J]. 材料工程, 2010(9):66-70.
ZHANG X Y, GAO H L, BI Z Y, et al. Effects of welding heat input on microstructure and properties of welding seam in X80 grade welded pipe [J]. Journal of Materials Engineering, 2010(9):66-70.

收稿日期:2022-06-16;修订日期:2022-12-13

通讯作者: 齐彦昌(1980—),男,高级工程师,博士,主要从事镍基焊材开发及超低温用镍基合金焊接工艺研发工作,联系地址:北京市海淀区学院南路76号中国钢研科技集团公司焊接研究所(100081),E-mail: qiyanchang@163.com

(本文责编:寇凤梅)