

引用格式:赵江耀,周宝金,王国佛,等. GTAW 保护气体中加入氢气对 ER308L 焊丝熔敷金属组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2026, 55(12):84-91.
ZHAO Jiangyao, ZHOU Baojin, WANG Guofu, et al. Effects of Hydrogen Addition in GTAW Shielding Gas on Microstructure and Properties of ER308L Wire Deposited Metal[J]. Hot Working Technology, 2026, 55(12):84-91. DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.25100055

GTAW 保护气体中加入氢气对 ER308L 焊丝熔敷金属组织与性能的影响

赵江耀^{1,2}, 周宝金², 王国佛², 徐亦楠², 焦帅杰²

(1. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028; 2. 哈尔滨威尔焊接有限责任公司, 黑龙江 哈尔滨 150060)

摘 要:针对核岛设备用 ER308L 焊丝熔敷金属在 350 °C 服役条件下强塑匹配不足的问题,采用钨极气体保护焊,研究焊接速度、焊接电流及保护气体中添加氢气对熔敷金属组织与力学性能的影响。结果表明:降低焊接速度并适当提高焊接电流可延长高温停留时间、促进晶粒长大,从而提高断后伸长率;在保护气体中加入氢气能进一步提升电弧能量和熔深,显著改善强塑匹配。在 Ar+3% H_2 气氛下,熔敷金属在 350 °C 下抗拉强度大于 380 MPa,断后伸长率可达 27%。但当氢气含量增加至 5% 时,会促进 σ 相析出,导致力学性能下降。综上,适量氢气有利于优化焊缝组织、提升高温塑性,但过量氢气会诱发脆性相析出,劣化性能。

关键词:钨极氩弧焊;氢气;ER308L 焊丝;高温力学性能; σ 相

中图分类号:TG444

文献标识码:A

文章编号:1001-3814(2026)12-0084-08

Effects of Hydrogen Addition in GTAW Shielding Gas on Microstructure and Properties of ER308L Wire Deposited Metal

ZHAO Jiangyao^{1,2}, ZHOU Baojin², WANG Guofu², XU Yinan², JIAO Shuaijie²

(1. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China; 2. Harbin Well Welding Co., Ltd., Harbin 150060, China)

Abstract: To address the problem of insufficient strength-ductility synergy in ER308L deposited metal used for nuclear island equipment at a service temperature of 350 °C, gas tungsten arc welding (GTAW) was employed to investigate the effects of welding speed, welding current and hydrogen addition in shielding gas on the microstructure and mechanical properties of the deposited metal. The results demonstrate that decreasing welding speed and properly increasing welding current prolongs the high-temperature dwelling time, promotes grain coarsening and improves the elongation after fracture. Hydrogen addition into the shielding gas further increases arc energy and weld penetration, which significantly improves the strength-ductility balance. Under the shielding gas of Ar-3% H_2 , the tensile strength at 350 °C is higher than 380 MPa and the elongation after fracture reaches 27%. Nevertheless, when the hydrogen volume fraction rises to 5%, the precipitation of σ phase is promoted, leading to the deterioration of mechanical properties. The present study suggests that a proper amount of hydrogen is conducive to optimizing the weld microstructure and enhancing the high-temperature ductility, while excessive hydrogen induces the precipitation of brittle phases and deteriorates the mechanical properties.

Key words: gas tungsten arc welding (GTAW); hydrogen; ER308L welding wire; high-temperature mechanical properties; σ -phase

在我国全面推进落实“碳达峰、碳中和”目标的时代背景下,核电作为一种发电稳定可靠、清洁低

碳、安全高效、可大规模替代化石能源的基荷电源,在我国能源结构的布局中发挥重要作用。ER308L 焊接材料大量应用于核岛设备堆焊和对接焊缝中。核岛设备主回路运行温度范围在 280~330 °C^[1],因此核岛设备中焊缝熔敷金属的 350 °C 拉伸力学性能是重要评价指标。已有研究表明^[2-4],在 20~500 °C 范围内,奥氏体不锈钢的塑性变形机制呈现温度依赖性,其主导变形模式由低温区的形变孪生逐步过渡

收稿日期:2025-10-16 修回日期:2025-11-04

基金项目:河北省重大科技支撑计划项目(2025HZ003)

作者简介:赵江耀,男,硕士研究生,研究方向:焊接材料与焊接工艺;

E-mail:zhaojiangyao@foxmail.com

通讯作者:王国佛,男,硕士,高级工程师,研究方向:焊接材料与焊接工

艺;E-mail:wanguofo@163.com

为高温区的位错滑移。伴随该过程,材料体系表现出明显的力学性能热软化效应,其中以断后伸长率为代表的塑性指标呈现最为显著的劣化趋势。目前对核级设备用 ER308L 焊丝熔敷金属 350℃ 拉伸力学性能的相应标准还不完善, NB/T 20009.7—2012 和 RCCM2007 中对屈服强度要求大于 125 MPa, 但对抗拉强度和断后伸长率均无要求。在实际应用中,为了保证核电安全,部分核设备公司提出 350℃ 抗拉强度 ≥ 380 MPa, 断后伸长率 $\geq 25\%$ 。

钢铁研究总院的学者进行了相关研究^[5],通过焊接工艺和热处理制度优化,熔敷金属 350℃ 断后伸长率达到 29%, 但抗拉强度仅 350 MPa。焊后 1050℃ 固溶处理熔敷金属, 350℃ 断后伸长率提升至 38%, 屈服强度降低至 128 MPa。此外,许多学者对不锈钢晶粒尺寸与塑性关系进行了研究, Qin 等^[6]通过冷轧和退火工艺,制备了平均晶粒尺寸从几微米到几十微米的 316 不锈钢,其室温断后伸长率随平均晶粒尺寸增加而增加。Naghizadeh 等^[7]对 304 不锈钢的相关研究也表明其室温断后伸长率随平均晶粒尺寸而增加。本文为提高 ER308L 焊丝熔敷金属的 350℃ 综合力学性能,对焊丝成分调整后,熔敷金属满足 350℃ 强度要求,但强度提高导致塑性进一步下降。为提高熔敷金属 350℃ 断后伸长率,研究了焊接电流、焊接速度对焊接热过程的影响,以获得平均晶粒尺寸更大的熔敷金属。Guo 等^[8]研究了钨极气体保护焊中氩气和不同氢气比的影响。氢气能够抑制电弧发散,增强电弧收缩。焊接电弧收缩过程极大地提高了电弧能量密度,此外氢气的加入降低了阴极电压,间接增加电弧电压。因此,在钨极氩弧焊保护气体中加入氢气可以进一步提高熔池能量。

通过在保护气体中加入氢气并优化焊接工艺参数,可提升 ER308L 熔敷金属的 350℃ 断后伸长率。因此,本文研究了焊接参数调控与保护气加氢对 ER308L 熔敷金属组织演变及 350℃ 力学性能的影响机制,可为核级焊接材料的性能优化提供理论支撑。

1 试验材料与方法

为揭示焊接速度与焊接电流对焊接热过程的影响,测试了不同焊接速度、焊接电流下 ER308L 熔敷金属的冷却温度曲线。试验采用单道堆焊方式,在熔池初步凝固后,将 B 型热电偶点接于电弧中心后方

约 8~10 mm 处的熔敷金属上,记录其凝固过程的冷却曲线,图 1 为熔敷金属冷却曲线测量示意图。试验母材为 304 不锈钢,填充材料选用 $\phi 1.2$ mm 的 ER308L 焊丝,母材及焊丝的化学成分通过 ThermoFisher ICP-OES 仪器进行测定结果见表 1。

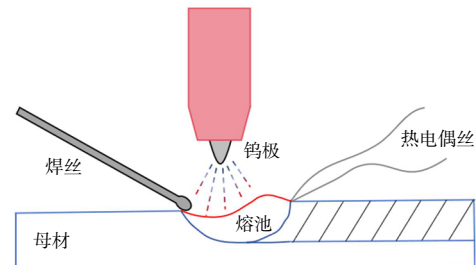


图 1 熔敷金属冷却温度曲线测试示意图

Fig.1 Schematic diagram of cooling curve test for deposited metal

表 1 母材及焊丝的化学成分(质量分数, %)

Tab.1 Chemical composition of base metal and welding wire (wt%)

材料	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Fe
ER308L	0.013	0.38	1.82	0.0036	0.0025	19.87	11.2	0.017	0.01	余量
304	0.080	0.35	1.88	0.0035	0.0036	18.24	9.42	0.075	0.01	余量

采用钨极气体保护焊 (gas tungsten arc welding, GTAW) 进行平板对接焊接试验,研究焊接参数对高温力学性能的影响。试板尺寸为 350 mm×300 mm×20 mm, 开 45° V 形坡口, 底部间隙为 16 mm, 并铺设 380 mm×30 mm×10 mm 垫板。依据 GB/T 228.2—2015 制备拉伸试样,采用 MTSE45.105 电子万能试验机,参照 GB 4338—84《金属高温拉伸试验办法》完成 350℃ 高温拉伸试验。试验时,试样在 350℃ 保温 15 min 后开始拉伸,力学性能取 3 组试验的平均值。

基于上述结果选取最优焊接工艺参数,在保护气体中添加氢气,开展熔敷金属的冷却温度曲线测试、焊接试验以及 350℃ 力学性能测试。相关工艺参数见表 2、3。

熔敷金属化学成分采用 QSN750-II 直读式光谱仪与 Leco ON736 氧氮分析仪测定。分别制备宏观金相、微观金相、电子背散射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 和扫描 (scanning electron microscope, SEM) 试样。宏观金相试样经磨抛后,用 5% 硫酸铜盐酸水溶液侵蚀 20 s 后观察焊道形貌。微观金相和 SEM 试样经磨抛,使用 10% 铬酸酒精溶液在 5 V、0.8 A 条件下电解腐蚀 1 min。利用蔡司 Gemini-560 场发射扫描电镜观察微观组织。为区分 σ 相与 δ -铁素体,采

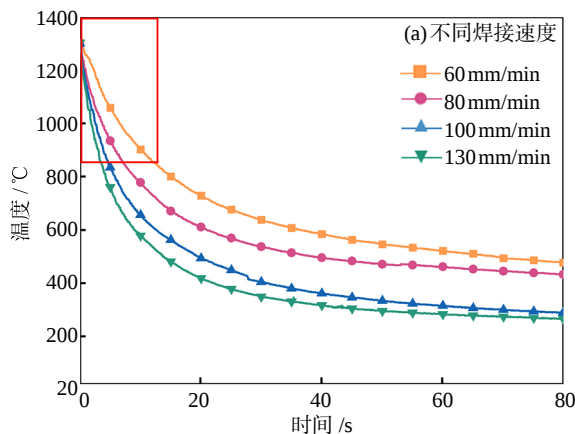
表 2 熔敷金属冷却曲线测试工艺参数
Tab.2 Test parameters of cooling curve test for deposited metal

试验标识	焊接电流 /A	焊接电压 /V	气流量 /(L·min ⁻¹)	焊接速度 /(mm·min ⁻¹)	焊前母材温度 /℃	保护气体
130 mm/min	260	12~14	18	130	<80	纯 Ar
100 mm/min				100		
80 mm/min				80		
60 mm/min				60		
180 A	180	220	14	100	<80	Ar+3%H ₂
220 A	220			100		
260 A	260			100		
300 A	300			100		
3%氢气	260	16	18	100	<80	Ar+5%H ₂
5%氢气	260	16		100		Ar+5%H ₂

表 3 焊接工艺参数
Tab.3 Welding process parameters

试样编号	焊接电流 /A	焊接电压 /V	气流量 /(L·min ⁻¹)	焊接速度 /(mm·min ⁻¹)	道间温度 /℃	保护气体
AR1	260	12~14	18	100	<80	纯 Ar
AR2				80		
AR3				60		
AR4	300	~14	18	60	<80	Ar+3%H ₂
AR5	220			60		
AR6	180			60		
H3	260	~14	18	60	<80	Ar+3%H ₂
H5	260	~16		60		Ar+5%H ₂

用格罗斯贝克腐蚀剂 (4 g 高锰酸钾+4g 氢氧化钠+100mL 去离子水)在 80℃下腐蚀 5min,σ 相变为蓝灰色^[9],随后用光学显微镜观察。EBSD 试样经磨抛



后,采用 10%高氯酸酒精溶液电解抛光去除应力层,扫描步长设为 1.1 μm。

2 结果及讨论

2.1 焊接速度、焊接电流对熔敷金属冷却及力学性能的影响

对不同焊接速度、焊接电流下的熔敷金属冷却曲线进行测试。结果表明,焊接电流、焊接速度对熔敷金属冷却速率存在显著影响,更低的焊接速度、更大的焊接电流会使熔敷金属的冷却速度减慢,延长高温停留时间。测试结果如图 2 所示,当焊接速度从 130 mm/min 降低至 60 mm/min 时,熔池温度从 1300℃左右到 950℃的冷却时间从 2.4 s 增加至 8.2 s,这使得熔敷金属获得更长的晶粒生长时间。图 3 为不同焊接电流下熔敷金属冷却温度曲线。可以看出,当焊接速度固定,焊接电流从 180 A 到 300 A,高温停留时间的增加并不显著。

为了探究焊接速度、焊接电流对熔敷金属 350℃断后伸长率的影响,取焊接后熔敷金属进行高温拉伸试验,结果见图 4 和图 5。可以看出,随着焊接速度降低,熔敷金属断后伸长率显著提高,抗拉强度和屈服强度有所下降,但强度仍满足相关指标要求。固定焊接速度为 60 mm/min,焊接电流从 180 A 逐步增加至 300 A 时,熔敷金属断后伸长率随焊接电流的增加先升高后下降,在焊接电流 260 A 时达到最大值 24.5%,到焊接电流 300 A 出现明显下降,由 24.5%降低至 21%,但抗拉强度和屈服强度由 260 A 时的 414 MPa 和 343 MPa 分别增加至 434 MPa 和 376 MPa。

有研究指出^[10-11],焊接电流与熔敷金属的晶粒尺

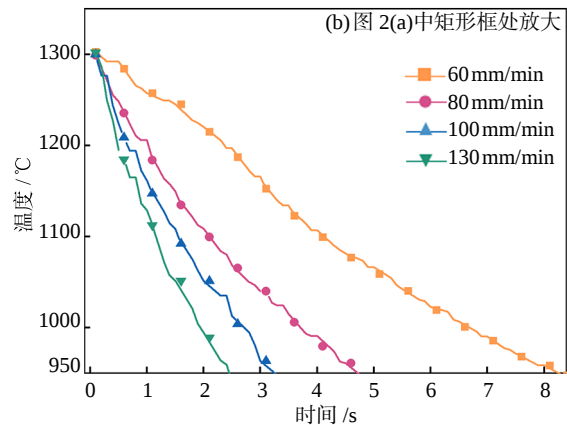


图 2 不同焊接速度下熔敷金属的冷却温度曲线

Fig.2 Cooling temperature curves of deposited metal at different welding speeds

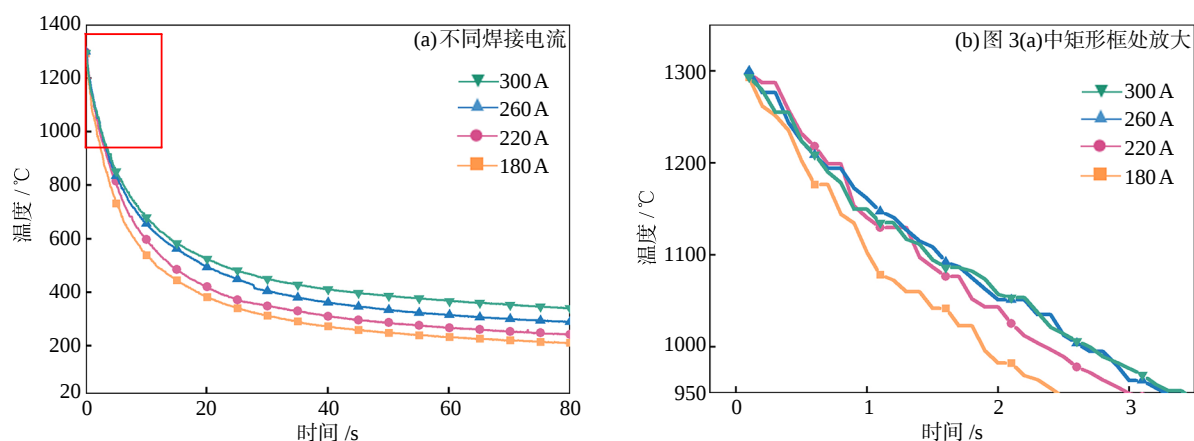


图3 不同焊接电流下熔敷金属的冷却温度曲线
Fig.3 Cooling temperature curves of deposited metal at different welding currents

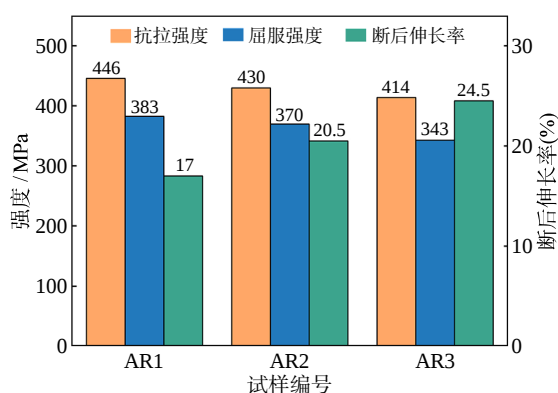


图4 不同焊接速度下 350 °C 拉伸力学性能
Fig.4 Tensile mechanical properties at 350 °C under different welding speeds

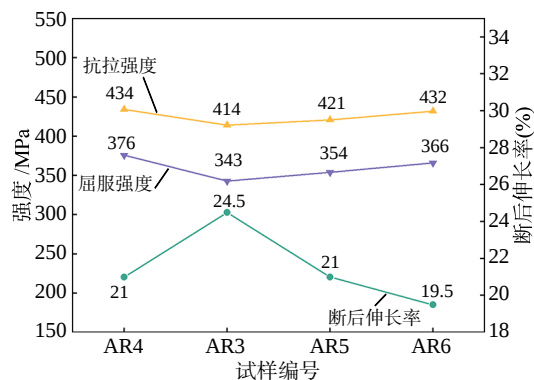


图5 不同焊接电流下 350 °C 拉伸力学性能
Fig.5 Tensile mechanical properties at 350 °C under different welding currents

寸并非单纯的正相关关系。焊接电流增加初期,热输入随之增加,可延长熔敷金属晶粒快速生长的时间。但焊接电流进一步升高使熔池内洛伦兹力增加、对流加剧,柱状晶被部分打断并形成新的晶核,进而使晶粒细化。与此同时,熔池对流加快了熔体的冷却速度,导致 300 A 较 260 A 虽然热输入显著增加,但高温停留时间并无明显改变。

此外,进一步降低焊接速度至 60 mm/min 以下,熔池会超前流动到电弧前方,导致熔融态填充金属的能量不足以与基材完全熔合,并阻碍后续熔滴熔化基材,最终造成未熔合缺陷^[12]。将焊接速度降低至 50 mm/min 开展焊接试验(其余参数与 AR3 一致),通过焊缝组织与焊道形貌观察,可清晰看到在焊缝中存在明显未熔合缺陷(见图 6)。

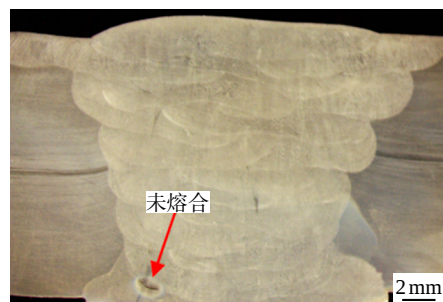


图6 50 mm/min 焊接速度下的焊道形貌
Fig.6 Weld bead morphology at welding speed of 50 mm/min

上述试验结果表明,仅依靠增加焊接电流、降低焊接速度以延长高温停留时间、促进晶粒长大,难以使 ER308L 焊丝熔敷金属在 350 °C 下断后伸长率达到 25% 以上。

2.2 氢气对熔敷金属的影响

为在保证焊缝质量的前提下进一步提升熔池能量与高温停留时间,在保护气体中添加适量氢气,分别测试 Ar+3% H_2 与 Ar+5% H_2 气氛下熔敷金属冷却曲线,如图 7 所示。结果表明:保护气体中加入氢气可有效延长熔池高温停留时间;添加 3% H_2 和 5% H_2 后,高温停留时间由纯氩状态下的 3 s 分别延长至 4.7 s 和 5.3 s。在此基础上,采用不同保护气氛开展焊接试验(工艺参数见表 3),并完成 350 °C 高温拉

伸试验,试验结果见表 4。

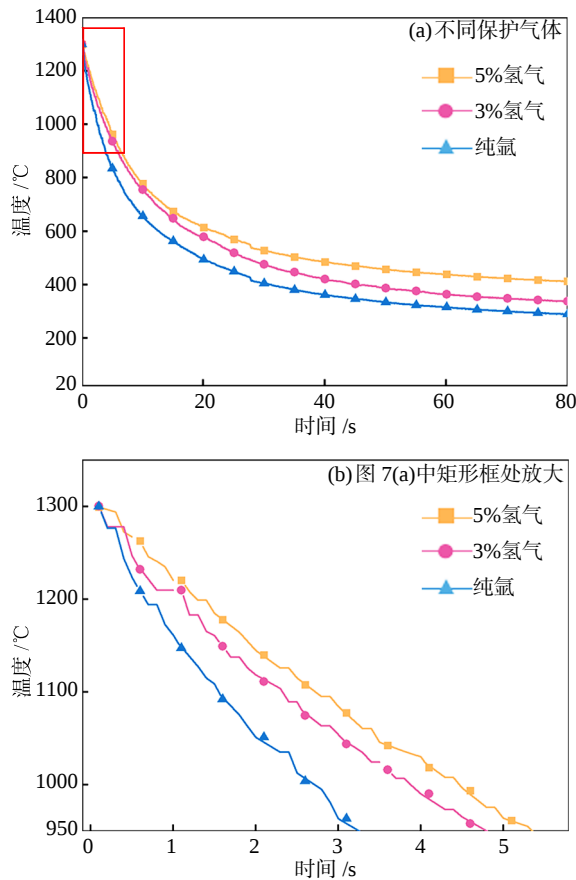


图 7 不同保护气体氛围下熔敷金属的冷却温度曲线
Fig.7 Cooling temperature curves of deposited metal under different shielding gas atmospheres

表 4 不同保护气体下熔敷金属在 350 °C 下拉伸力学性能
Tab.4 Tensile mechanical properties of deposited metal at 350 °C under different protective gases

试样编号	保护气体	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	断后伸长率(%)	断面收缩率(%)
H3	97%Ar+3%H ₂	300	390	27	67
H5	95%Ar+5%H ₂	289	381	24	59

加入氢气后,熔敷金属在 350 °C 下的抗拉强度和屈服强度均有所下降。Ar+3%H₂、Ar+5%H₂ 气氛下抗拉强度分别降低至 390 MPa、381 MPa,屈服强度分别降低至 300 MPa、289 MPa,但仍满足核级设备相关标准要求。值得注意的是,3% H₂ 气氛下 350 °C 断后伸长率提升至 27%;而氢气比例增至 5% 后,伸长率反而降低至 24%。

采用 EBSD 表征测试,得到 AR3、H3、H5 试样的晶粒尺寸分布图(grain parameter, GP) 与局部平均取向偏差分布图(kernel average misorientation, KAM),具体见图 8。结果表明:随保护气体中氢气占比升高,熔敷金属奥氏体相平均晶粒尺寸逐渐增大。KAM 值数值越低,熔敷金属内部残余应力越小,更易发生均匀塑性变形,有利于提升断后伸长率^[13];KAM 值越高,晶界密度越大,塑性变形过程中位错易在晶界处堆积,阻碍局部塑性变形发生^[14]。图 9 为熔敷金属 FCC 相最大晶粒尺寸、最小晶粒尺寸及平均晶粒尺寸。结合晶粒尺寸与晶粒平均取向偏差表征结果来

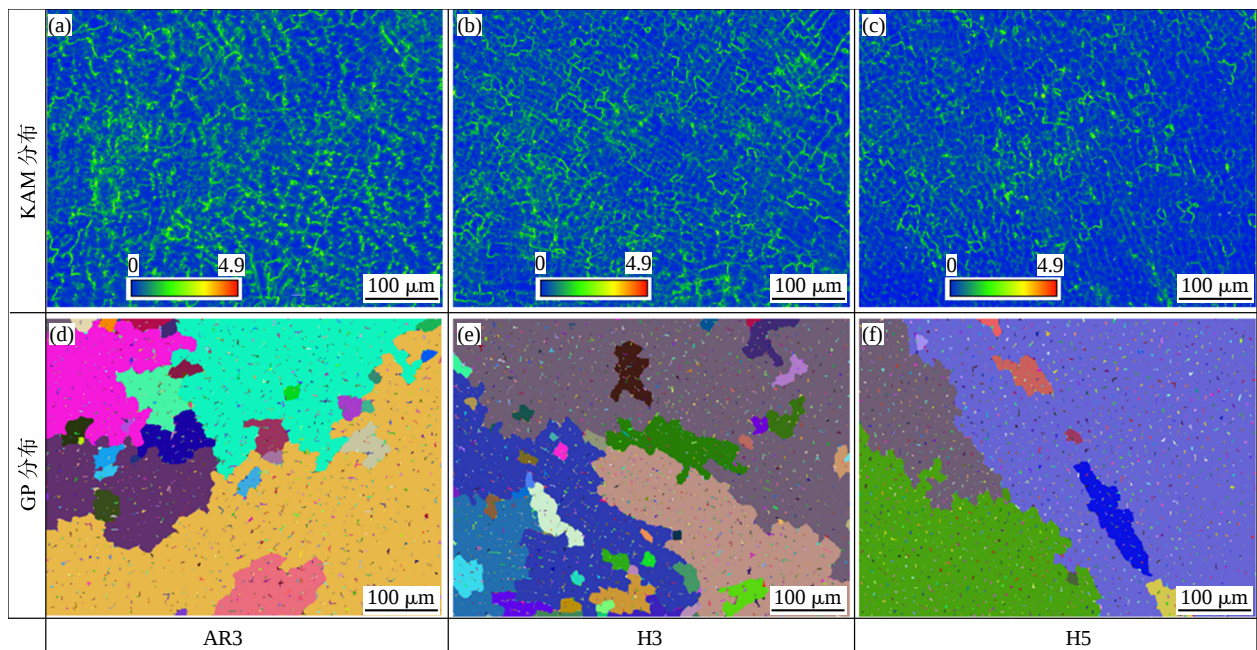


图 8 熔敷金属的 KAM 分布图和 GP 分布图
Fig.8 KAM maps and GP maps of deposited metals

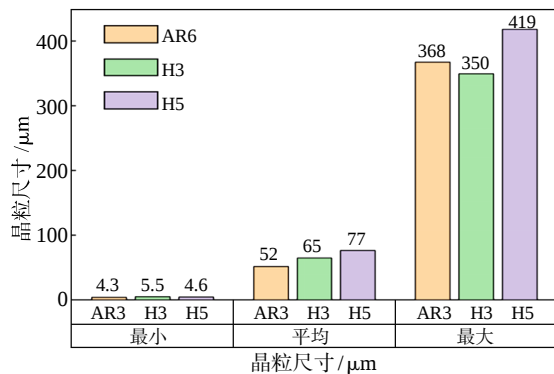


图9 熔敷金属 FCC 相最大晶粒尺寸、最小晶粒尺寸及平均晶粒尺寸

Fig.9 Maximum, minimum, and average grain size of FCC phase in deposited metals

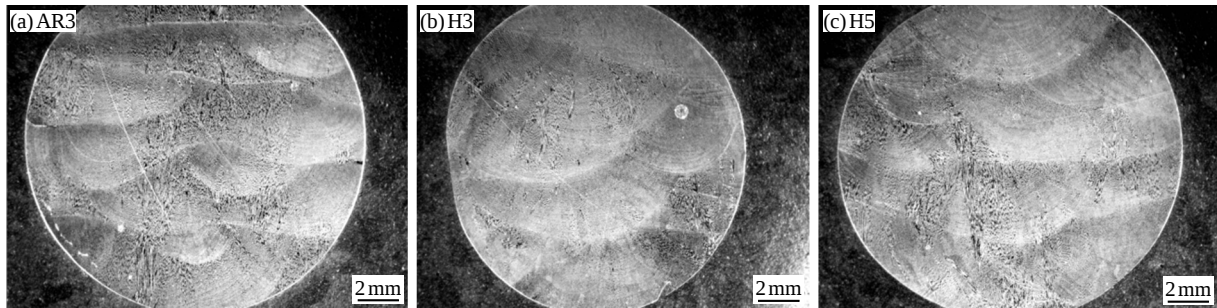


图10 不同保护气氛下的焊道形貌

Fig.10 Weld bead morphology under different shielding gas atmospheres

察到,氢气的加入显著增加了焊缝的熔深。

表5为AR3、H3、H5熔敷金属的化学成分。结果表明,保护气体中添加氢气会加剧熔敷金属中O、N元素的烧损,而H3与H5中O、N含量区别并不明显。N在铁基材料中溶解度存在明显临界特征:当熔池温度超过220℃时,N的溶解度会随温度升高迅速降低^[15]。氢气的加入显著提高了熔池峰值温度,

表5 熔敷金属的化学成分(质量分数,%)

Tab.5 Chemical composition of deposited metals (wt%)

试板编号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	O	N
AR3	0.0065	0.36	1.64	0.0055	0.0072	19.33	10.38	0.021	0.064
H3	0.0056	0.37	1.57	0.0069	0.0097	18.69	10.03	0.011	0.035
H5	0.0055	0.35	1.59	0.0059	0.0098	18.71	10.11	0.010	0.031

看,保护气体中添加氢气可使熔敷金属奥氏体晶粒粗化,内部残余应力降低,有利于改善塑性变形能力,进而提升熔敷金属在350℃下的断后伸长率。

在焊接过程中,氢气发生电离后氢原子会吸附在阴极表面,促进电子向钨极迁移,降低阴极电压,进而间接提高电弧电压^[8]。在焊接电流260A、电弧长度恒定的情况下,保护气体中添加3% H_2 与5% H_2 后,焊接电压由纯氩保护气氛下的12V依次提升至14V和16V。电弧电压升高,加之H⁺离子的作用,会提高等离子体中的电子密度,进而增强电弧导电能力,促使电弧进一步集中和收缩,最终使焊缝熔深增大。图10为AR3、H3、H5试样的焊缝形貌。可以观

降低了N元素的溶解度,最终导致熔敷金属中N含量的下降。Phakpeetinan等^[16]在316L脉冲TIG焊接的研究也指出,保护气体中加入氢气会降低焊缝金属的N含量,进而使 δ -铁素体含量有所增加。

N作为奥氏体稳定元素,其含量的降低会使熔敷金属中的铁素体含量增多;同时,热输入的增大也会促进铁素体生成^[17]。图11为熔敷金属SEM显微组织。可以看出,纯氩保护气体下的焊缝金属中铁素体含量较低, δ -铁素体主要呈蠕虫状分布。随氢气比例的增加,H3号试样铁素体含量有所上升,组织以板条状铁素体为主;H5号试样中铁素体含量进一步增加,并形成了网状铁素体分布。而呈网状分布的铁素体,会对熔敷金属的塑性产生不利影响。

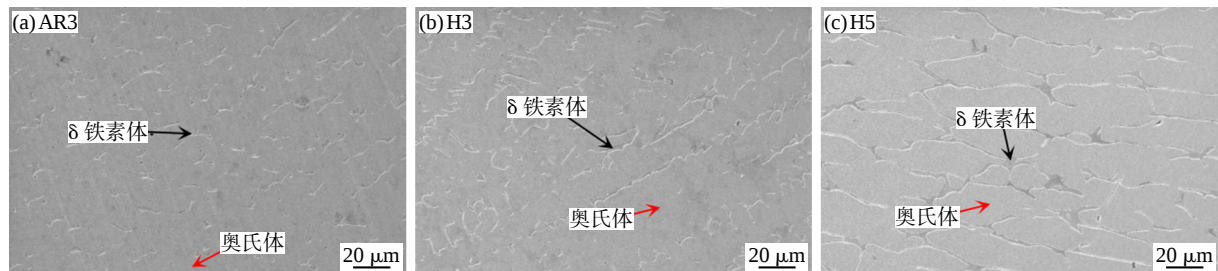


图11 熔敷金属 SEM 显微组织

Fig.11 SEM microstructure of deposited metals

2.3 σ 相的析出

为精准测定 AR3、H3、H5 试样的铁素体含量,分别采用德隆图法、磁性法以及 EBSD 相分析法进行测试,结果见图 12、13。数据显示,试样 H3 的 BCC 相 (δ -铁素体) 含量为 5.1%, 试样 H5 试样

BCC 相含量为 5.4%, 仅相差 0.3%; 同时, 依据熔敷金属化学成分通过德隆图计算得出, H3 与 H5 试样的铁素体含量也仅相差 0.1%。上述结果表明, H5 试样中实际析出了部分非铁素体的磁性相。

σ 相是一种具有四方晶体结构的拓扑密堆化合

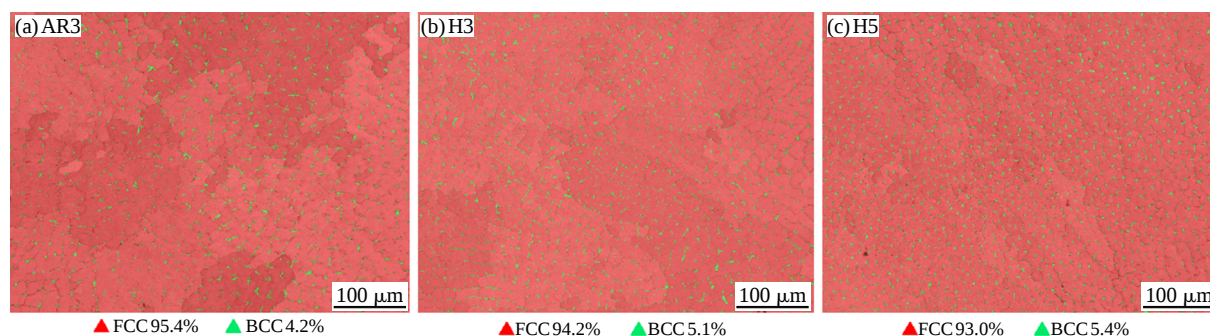


图 12 熔敷金属 FCC、BCC 相分析

Fig.12 FCC and BCC phase analysis of deposited metal

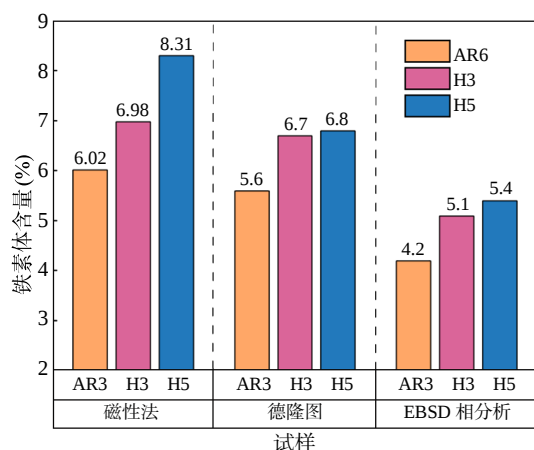


图 13 不同测量方法下熔敷金属的铁素体含量

Fig.13 Ferrite content of deposited metals under different measurement methods

物, 具有铁磁性。在奥氏体不锈钢中, 当温度处于 600 至 850 $^{\circ}\text{C}$ 时, δ -铁素体易转变为 σ 相。 σ 相是典型的脆性相, 且与奥氏体基体结合力弱, 在拉伸过程中极易成为断裂的起始点^[18]。Lima 等^[19]对 309L 焊缝金属进行 850 $^{\circ}\text{C}$ 热处理, 分别保温 30 min 和 1 h

后, σ 相析出分别约 3% 和 5%。Lee 等^[20]的研究也证实, 模拟焊态的超级奥氏体不锈钢中可直接析出 σ 相。结合图 7 中不同氢气含量下的熔池冷却曲线可见, 随着氢气含量增加, 熔池 $T_{8/5}$ 时间也显著增加; 此外低焊接速度条件下, 多层多道焊接的热循环会使前道熔敷金属长时间处于 600~850 $^{\circ}\text{C}$ 的 σ 相易析出温度区间。

常规金相和扫描电镜下难以区分 δ -铁素体和 σ 相, 原因在于二者的化学成分相近, 采用 EDS 分析下也不易辨别两相^[21]。而格罗斯贝克腐蚀剂会使 σ 相变为蓝灰色, 且不改变 δ -铁素体, 因此对 AR3、H3、H5 熔敷金属使用格罗斯贝克腐蚀剂腐蚀后观察。由图 14 可见, 3 组试样中均存在 σ 相析出; 且随保护气体中氢气含量升高, σ 相析出量显著增加。同时可观察到, σ 相多在奥氏体-铁素体界面处析出, 这是由于 σ 相更易在高能相界面形核析出。H5 试样铁素体含量更高, 组织中奥氏体-铁素体高能界面增加, 促进了 σ 相的析出。对每个试样各选取 10 张金相,

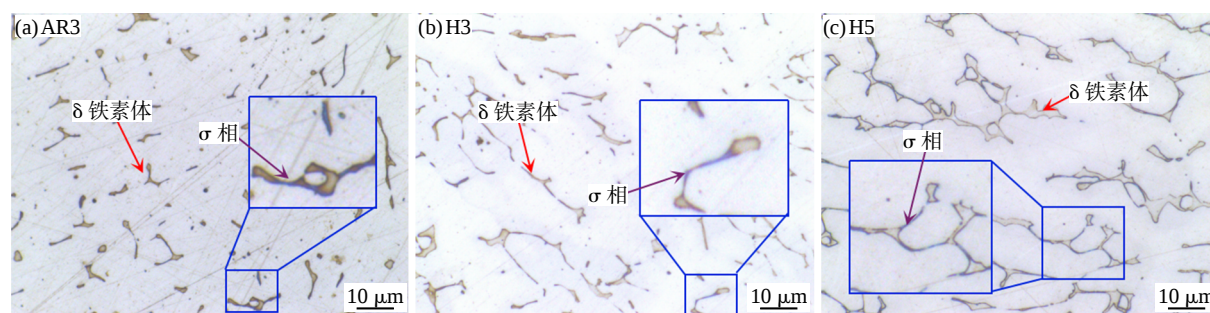


图 14 熔敷金属中 σ 相金相分析

Fig.14 Microstructural analysis of σ phase in deposited metals

采用 imageJ 软件统计 σ 相含量, AR3、H3、H5 试样中 σ 相含量分别为 0.4%、0.6% 和 1.4%。 σ 相的析出, 是 H5 试样各项力学性能均低于 H3 号试样的主要原因, 也是导致高氢含量条件下熔敷金属高温力学性能出现下降的核心原因。

3 结论

(1) 在焊接速度 $60 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 、电流 260 A 及 $\text{Ar}+3\%\text{H}_2$ 保护气氛下, ER308L 熔敷金属 350°C 抗拉强度满足 $\geq 380 \text{ MPa}$ 的要求, 断后伸长率可达 27%。

(2) 降低焊接速度可显著延长熔池高温停留时间、促进晶粒长大, 从而提高高温塑性; 但焊接速度低于 $60 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 时, 易引发未熔合缺陷。

(3) 保护气体中添加氢气可提高电弧能量与熔深, 降低熔敷金属 O、N 含量并增加铁素体含量, 从而改善强塑匹配; 但氢气含量过高(5%)会促进 σ 相析出, 导致力学性能下降。

参考文献:

- [1] Gao X, Lin X, Xu L, et al. Clarifying the effect of irradiation and thermal treatment on the austenitic microstructure and austenitic hardening in austenitic stainless steel weld metal[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 4431-4443.
- [2] Lv X, Chen S, Wang Q, et al. Temperature dependence of fracture behavior and mechanical properties of AISI 316 austenitic stainless steel[J]. Metals, 2022, 12(9): 1421.
- [3] Desu R K, Krishnamurthy H N, Balu A, et al. Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2016, 5(1): 13-20.
- [4] Di Schino A, Barteri M, Kenny J M. Effects of grain size on the properties of a low nickel austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(23): 4725-4733.
- [5] 蒋聪, 齐彦昌, 徐子馨, 等. 焊后热处理对 ER308L 熔敷金属组织和 350°C 高温塑性的影响 [J]. 金属功能材料, 2025, 32(2): 69-75.
- [6] Qin W B, Li J, Liu Y, et al. Effects of grain size on tensile property and fracture morphology of 316L stainless steel[J]. Materials Letters, 2019, 254: 116-119.
- [7] Naghizadeh M, Mirzadeh H. Effects of grain size on mechanical properties and work-hardening behavior of AISI 304 austenitic stainless steel [J]. Steel research international, 2019, 90(10): 1900153.
- [8] Guo J L, Wang F, Zhou L, et al. The synergistic enhancement effect of H_2 in the shielding gas on high welding efficiency and corrosion resistance in TIG welding of stainless steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2025, 56(1): 46-63.
- [9] Hsieh C C, Lin D Y, Chang T C. Microstructural evolution during the $\delta/\sigma/\gamma$ phase transformation of the SUS 309LSi stainless steel after aging under various nitrogen atmospheric ratios [J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 475(1/2): 128-135.
- [10] 刘芳, 肖菲, 蔡海. 电流对铝合金激光填丝焊接接头组织及性能影响研究[J]. 有色金属材料与工程, 2024, 45(3): 84-91.
- [11] Li J Y, Ni P, Wang L, et al. Influence of direct electric current on solidification process of Al-Si alloy [J]. Materials Science in Semiconductor Processing, 2017, 61: 79-84.
- [12] Jovanovic M, Grum J, Uran M. Influence of lack-of-fusion defects on load capacity of MAG welded joints [C]//17th World Conference on Nondestructive Testing, Shanghai, China, 2008.
- [13] Köse C. Effect of post-weld heat treatment on microstructure, crystallography, and mechanical properties of laser beam welded AISI 904L super austenitic stainless steel [J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 158: 108025.
- [14] Köse C. Fiber laser beam welding of additive manufactured 316L austenitic stainless steel with wrought 2507 super duplex and wrought 904L super austenitic stainless steels; crystallographic texture, microstructure, and mechanical properties [J]. Vacuum, 2023, 215: 112347.
- [15] 程尚华, 李方亮, 张一琪, 等. 氮在不锈钢 GMAW 电弧中的过渡规律及对焊缝组织和性能的影响 [J]. 材料导报, 2023, 37(18): 163-168.
- [16] Phakpeetinan P, Chianpairot A, Viyanit E, et al. Effects of nitrogen and hydrogen in argon shielding gas on bead profile, delta-ferrite and nitrogen contents of the pulsed GTAW welds of AISI 316L stainless steel [J]. Materials Testing, 2016, 58(6): 489-494.
- [17] 方逸尘, 韦春华, 郭建超, 等. 焊接速度对不锈钢薄板钨极氩弧焊接头组织性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2019, 48(7): 62-65.
- [18] 胡国栋, 冯锐, 李书志, 等. 奥氏体耐热不锈钢中析出相研究进展 [J]. 热加工工艺, 2022, 51(18): 6-11.
- [19] Lima I R D, Brunatto S F, Henke S L. Sigma phase influence on cavitation damage in AISI 309L austenitic stainless steel weld repair [J]. Soldagem & Inspeção, 2021, 26: e2611.
- [20] Lee C, Lee Y, Lee C, et al. Precipitation behavior of the sigma phase with Ni and Mn content variations in superaustenitic stainless steel weld metal [J]. Materials Characterization, 2018, 144: 148-154.
- [21] Chu H, Wu M, Shiue R, et al. Investigating the sigma formation in homogenization treatment of the 309L stainless cast billet [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 2354-2368. 