

Inconel625 等离子弧焊接头组织与性能研究

张忠科^{1,2}, 熊健强¹, 初树晟¹, 李轩柏¹, 蒋常铭¹

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 对 4 mm 镍基高温合金 Inconel625 薄板进行等离子弧焊实验, 对比研究了 3 种不同焊接热输入下焊接接头各部分的微观组织、接头力学性能、断口形貌以及母材和焊缝的高温腐蚀行为。结果表明 Inconel625 等离子焊接接头组织是由母材的奥氏体等轴晶、焊缝融合线附近的胞状晶以及焊缝中心的树枝晶组成; 在焊缝处有大量的碳化物和少量 Laves 相析出, 使得焊接接头力学性能降低, 韧性下降, 焊缝成为接头薄弱环节; 在焊接热输入为 10.175 kJ/cm 时接头力学性能最优, 抗拉强度为 765.3 MPa, 与母材的 785.4 MPa 相当, 延伸率为 31.9%, 相较于母材的 42.8% 有所下降, 试样断裂方式为发生在焊缝处的韧性断裂; 母材和焊缝金属在 750 °C 下 24 h 熔盐腐蚀后腐蚀产物基本相同, 主要为外层颗粒状 NiO 和 Cr₂O₃ 以及 NiCr₂O₄ 腐蚀层。

关键词: Inconel625 合金; 等离子弧焊接; 显微组织; 力学性能; 高温腐蚀

中图分类号: TG456.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0559-09

镍基高温合金 Inconel625 是由美国国际镍公司开发的一种以 Mo, Nb 为主要强化元素的 Ni-Cr-Mo-Nb 系固溶强化型合金^[1]。因为 Inconel625 合金拥有良好的抗氧化性能和耐蚀性, 从低温到高温均拥有优异的力学性能, 能够适应各种复杂恶劣的环境, 而被广泛地用于航空喷气发动机、燃气轮机、海水管道和核动力等设备^[2-3]。高温合金 Inconel625 是制作航空航天、石油化工、核能电力等领域受热部件的原始材料, 对于形状复杂的热端部件而言其成形工艺和高温服役行为均十分的重要, 因而高温合金 Inconel625 的焊接、快速成形、固溶处理和高温腐蚀行为等方面的研究成为了研究热点^[4-6]。

目前, 已有许多国内外学者针对镍基高温合金的焊接和高温腐蚀行为做了相应研究。在镍基高温合金的焊接中, 现较为常用的焊接方法为激光焊接和氩弧焊^[7-8]。耿志杰^[9]等人对 5 mm 厚增材制造 GH3625 高温合金板进行激光焊接时发现, 接头组织为焊缝中心树枝晶和沿熔合线生长的等轴晶组成, 并且在焊缝中存在大量弥散分布的颗粒状 γ' 相, 焊缝中心枝晶间有大量 Laves 相析出。Ahmad 等人^[10]采用不同热输入对 Inconel625/DSS2205 异种薄板接头进行焊接时发现, 接头截面形状会随着热输入的增加由“V”形变为“X”形。孙佳伟^[11]等人对 Inconel625 薄板进行激

光焊接时发现, 焊接接头的组织是由焊缝中心的等轴晶和融合线附近的柱状晶组成。L. Romanin 等人^[12]模拟了 Inconel625 电子束焊接时的热源模型和接头截面形状, 模拟结果与实际焊接基本一致。K. D. Ramkumar 等人^[13]对 Inconel625/Inconel718 进行焊接, 研究了异种接头的组织与性能, 发现在 2 个熔合区的枝晶间区域观察到有 Laves 相析出。J. Sivakumar 等人^[14]对比了 TIG 和 A-TIG 的 Inconel625 焊接接头的性能与组织, 发现因焊缝处有 Laves 相的析出导致接头性能下降, 2 种接头断裂均发生在焊缝处。王志华等人^[15]对比研究了 Inconel625 合金在 2 种不同熔融碳酸盐中的腐蚀行为, 结果表明 Inconel625 合金在 (Li, K)₂CO₃+Y₂O₃ 混合盐中表面形成一层以 NiCr₂O₄ 和 Y₂O₃ 等为主要产物的氧化膜, 可以有效降低 Inconel625 合金的腐蚀速度, 对 Inconel625 合金起到良好的保护作用。丁雨田等人^[16]研究了 GH3625 合金在 900 °C 下 SO₂ 酸性腐蚀环境中的腐蚀行为, 实验发现 GH3625 合金在经过高温酸性气氛腐蚀后, 材料表面会生成 Cr₂O₃ 氧化层可以有效的阻止气氛环境中 SO₂ 气体扩散到基体, 对基体材料起到良好保护作用。

等离子弧焊接是在钨极氩弧焊的基础上通过压缩电弧的方法来获得电离程度大, 能量密度更集中, 温度更高的等离子弧。等离子弧焊与钨极氩弧焊相比拥

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 甘肃省科技重大专项 (18ZD2GC013)

作者简介: 张忠科, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: zhangzke@lut.cn

有电弧能量集中、电弧挺度高、电弧稳定等特点，因此研究 Inconel625 等离子焊接接头的组织与性能有着重要的实际意义。本研究采用等离子弧焊技术对 Inconel625 薄板进行自熔化焊接，研究 Inconel625 等离子焊接接头的组织与力学性能以及接头在 750 °C 下熔融盐中的腐蚀行为。

1 实验

实验使用 PM-500 型等离子焊机焊接对 4 mm 厚 Inconel625 合金板材进行自熔化焊接，试验板材尺寸为 4 mm×100 mm×200 mm。表 1 为实验用 Inconel625 板材化学成分。在焊前需对板材进行打磨去除材料表面的氧化层和油污等，随后使用丙酮对板材进行擦拭，最后用电吹风进行吹干。

在焊接时等离子气流量过大过小都会造成不同的

焊接缺陷，所以将等离子气流量固定为 3 L/min。实验通过改变焊接电流来达到改变焊接热输入的目的，焊接时的焊接参数如表 2 所示。在电弧焊接中的焊接热输入可表示为：

$$Q = \eta \frac{UI}{v} \tag{1}$$

式中： Q 为焊接热输入 (kJ/cm)； U 为焊接电压 (V)； I 为焊接电流 (A)； v 为焊接速度 (cm/s)； η 为等离子焊接热效率系数取 0.7。根据公式 (1) 计算得到 3 个焊接电流下的焊接热输入分别为：9.639，10.175，10.710 kJ/cm。

在焊接完成后对接头按照图 1 所示进行切割取样。金相试样在经过镶嵌、打磨和抛光后使用腐蚀液 (15 g FeCl₃+100 mL HCl) 对金相试样进行约 20 s 的擦拭腐蚀，腐蚀完成后使用 Axio Scope A1 光学显微镜

表 1 Inconel625 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Inconel625 alloy (wt%)

| Cr | Ti | Nb | Fe | Mo | Al | Si | Mn | P+S | Cu | W+C | Ni |
|-------|------|------|------|------|------|-------|------|------|------|-------|------|
| 21.50 | 0.11 | 3.27 | 4.56 | 8.76 | 0.15 | 0.025 | 0.18 | 0.01 | 0.13 | 0.045 | Bal. |

表 2 试验焊接工艺参数

Table 2 Experimental welding parameters

| Trial No | Welding current/A | Welding speed/mm s ⁻¹ | Voltage/V |
|----------|-------------------|----------------------------------|-----------|
| 1 | 90 | 2 | 30.6 |
| 2 | 95 | 2 | 30.6 |
| 3 | 100 | 2 | 30.6 |

(OM)进行接头组织观察。采用 WILSONVH1102 型全自动显微维氏硬度仪对焊接接头的各部分硬度进行测定，各点间距为 0.5 mm，载荷为 1.96 N 加载时间为 15 s。按照 GB/T228-2010 对焊接件进行切割取样，使用 ASG-X300KN 型电子万能试验机在拉伸速率为 1 mm/min 的速度下进行拉伸实验，利用 JB-750W 冲击试验机进行冲击试验（冲击试样为 10 mm×55 mm×2.5 mm），在拉伸和冲击试验完成后使用 SEM 对拉伸断口形貌进行观察。在焊缝和母材处截取 10 mm×10 mm×4 mm 高温腐蚀试样，试样在打磨抛光后置入 75%Na₂SO₄-25%NaCl 混合盐中进行 750 °C 下 24 h 的高温熔盐腐蚀试验。图 2 为母材 Inconel625 合金母材处金相组织。

2 结果与分析

2.1 焊接接头宏观形貌

图 3 为 3 种不同热输入下焊接接头的表面形貌和其对应的横截面形貌。从图中可以看出，在 3 种不同的

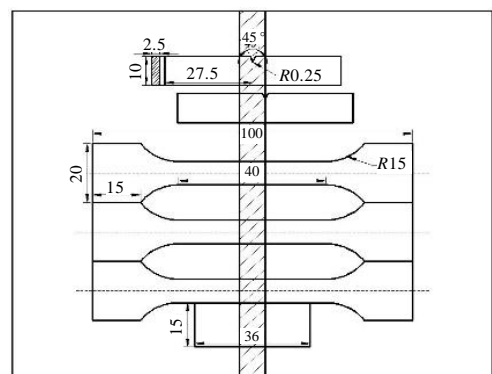


图 1 取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling location

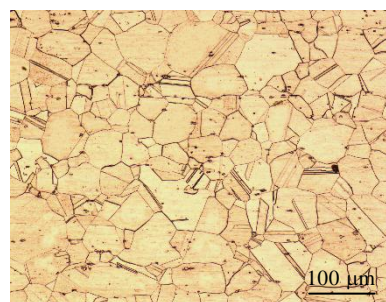


图 2 Inconel625 母材显微组织

Fig.2 Microstructure of Inconel625 base metal

焊接热输入下焊缝表面均较为平滑, 未出现凹坑、咬边、表面裂纹以及未焊透等焊接缺陷。经测量得, 热输入由 9.639 kJ/cm 增加到 10.175 kJ/cm 时焊缝横截面形状由上宽约 7.84 mm, 中宽约 4.84 mm 的“Y”形变为上宽约 7.91 mm, 中宽约 6.58 mm 的“U”形, 当焊接热输入增大到 10.710 kJ/cm 时焊缝截面形状并未发生太大的变化, 为上宽约 7.92 mm 中宽约 6.61 mm 的“U”形。

在等离子电弧焊接中, 当焊接热输入较低时, 焊缝处金属熔化不完全, 焊接接头熔深和焊缝截面形状主要和等离子气流量有关。因为等离子气体有提高电弧挺度的作用, 在电弧力的作用下熔池的熔深增加, 此时焊缝截面形状为“Y”形。而当焊接热输入进一步增大时, 此时焊接热起主要作用, 焊缝处的母材金属熔化完全, 焊缝的截面形状也会由“Y”形逐渐变为“U”形。

2.2 焊接接头微观组织

图 4 为不同热输入下焊接接头各区域显微组织。母材 (BM) 的金相组织为奥氏体等轴晶, 在奥氏体晶粒中还存在着大量的孪晶晶粒组织, 其中孪晶晶粒的形式主要以穿晶孪晶为主, 少量为截止于晶粒内部的不完整孪晶。在 3 种不同的焊接热输入下的 Inconel625 等离子焊接接头有着相似的组织, 其焊接接头均是由母材的奥氏体等轴晶和熔合线区域垂直于熔合线方向生长的粗大胞状晶以及焊缝中心的树枝晶组成。而热影响区 (HAZ) 的晶粒相对于母材的晶粒未发生明显的长大, Gu^[17]和耿志杰^[9]在对 GH3625 进行焊接时均出现了相似的现象。在 Inconel625 的冷却凝固过程中枝晶间距主要和金属的冷却速度有关: 枝晶间距随冷却速度的减小而增大^[18]。焊缝金属在较高热输入时的冷却速度会相对较小, 所以在焊接热输入逐渐增大的同时焊缝中心的组

织也会由细小状胞状树枝逐渐变为大块的树枝晶。

焊接接头处热影响区晶粒未发生明显长大, 这可能是因为焊接速度过快, 焊接时的热输入较小, 并且镍基合金的导热性能较差, 热影响区与焊缝之间存在较大的温度梯度, 热影响区的晶粒没有足够的时间和温度进行长大, 进而使得热影响区的晶粒尺寸相对于母材并未发生明显的变化。

对于经过熔化与凝固过程的焊缝熔池金属而言, 其结晶形态主要由材料体系内部因素: 合金成分 (C_0) 等因素和外部可调整因素: 温度梯度 (G)、结晶速度 (R) 共同形成的成分过冷决定^[9]。在焊缝金属凝固时从焊缝中心向融合线方向的成分过冷是呈下降趋势, 因此融合区向焊缝中心的结晶形态是由胞状晶到胞状树枝晶最后过渡到树枝晶。

2.3 第二相与接头性能

2.3.1 析出第二相

图 5 为热输入 10.175 kJ/cm 下的焊接接头各位置的 SEM 照片, 在母材上有少量灰色颗粒第二相存在, 使用 EDS 对其进行检测, 结果如图 6a, 通过文献查阅^[1]得知其主要为 MC 型碳化物 NbC。在融合线附近胞状晶和焊核区 (NZ) 树枝晶上存在大量的白色析出相, 对其进一步放大后如图 5d 所示, 其中有少量大块不规则形状的白色第二相和大量较为细小的白色第二相析出, 其 EDS 能谱结果如图 6b 和 6c 所示, 大块的不规则白色第二相为富 Nb 和 Mo 的 Laves 相, 而较为细小的白色析出相为 MC 型碳化物 (Ti, Nb)C^[1]。熔化的 Inconel625 在凝固过程中会发生一系列的相变和组织转变。在 Inconel625 凝固初期会首先析出奥氏体 γ 相; 随着温度的降低, 在成分过冷的作用下焊缝区域会形成枝晶, MC 型碳化物会因为枝晶偏析在枝晶间析出, 发生 $L \rightarrow \gamma + MC$ 的共晶反应; 在温度降至 Laves 共晶反应温度时会发生 $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ 的共晶反应^[19]。

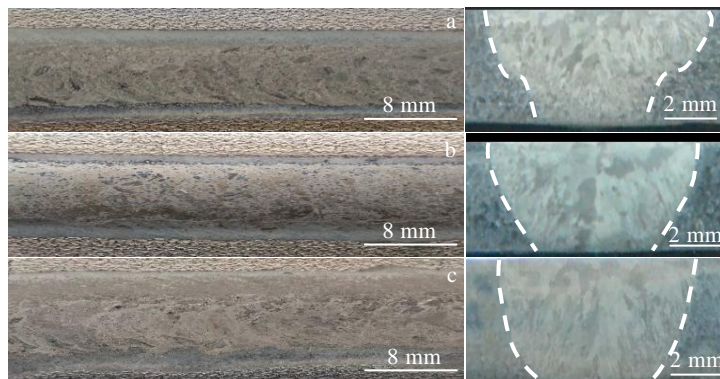


图 3 不同热输入下的等离子焊接接头表面和横截面形貌

Fig.3 Surface and cross-sectional morphologies of plasma welded joints under different heat inputs: (a) 9.639 kJ/cm, (b) 10.175 kJ/cm, and (c) 10.710 kJ/cm

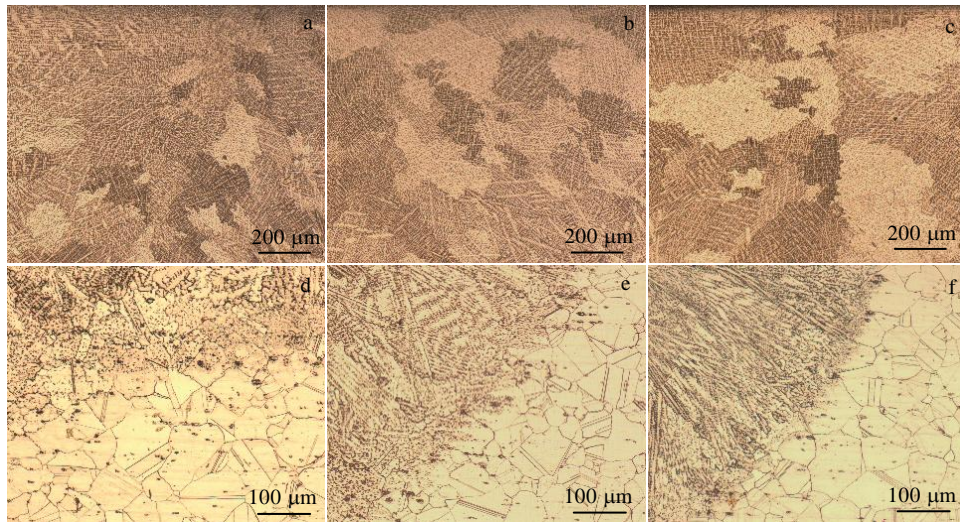


图 4 不同热输入下焊接接头各区域显微组织

Fig.4 Microstructures of FZ (a-c) and HAZ (d-f) of the welded joints under different heat inputs: (a, d) 9.639 kJ/cm, (b, e) 10.175 kJ/cm, and (c, f) 10.710 kJ/cm

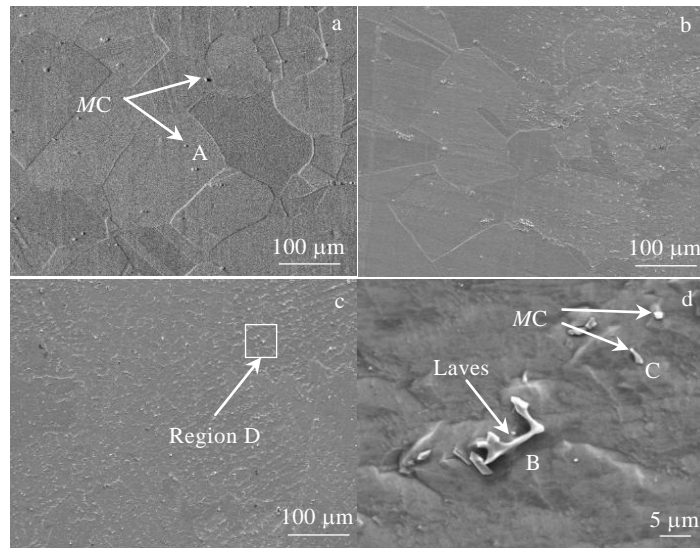


图 5 10.175 kJ/cm 热输入下焊接接头各区域 SEM 照片

Fig.5 SEM images of each area of the welded joint under heat input of 10.175 kJ/cm: (a) BM, (b) HAZ, (c) NZ, (d) amplified Region D in Fig.5c

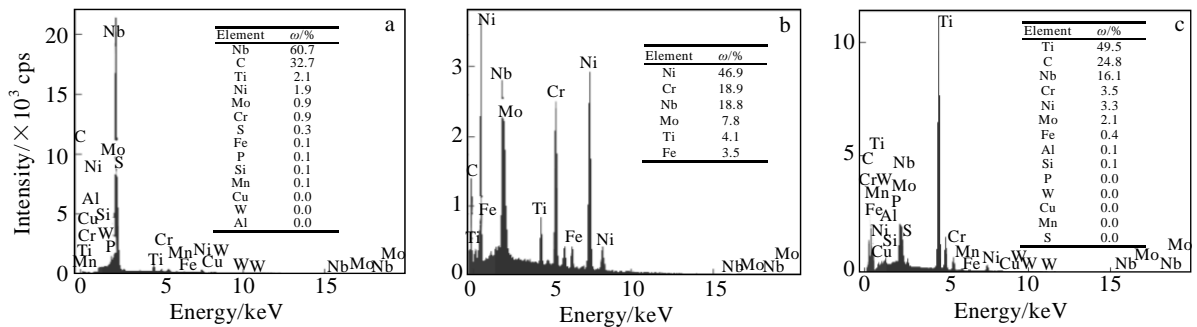


图 6 图 5 中不同第二相 EDS 能谱分析结果

Fig.6 EDS analysis results of the different second phases in Fig.5: (a) Point A in Fig.5a; Point B (b) and Point C (c) in Fig.5d

图 7 为不同热输入下焊缝 SEM 照片。如图 7a 和 7b 所示, 在 Inconel625 的焊接中焊接热输入较低和焊接热输入较高时焊缝处都存在着较多的 Laves 相。而凝固过程焊缝金属析出的 Laves 相为富 Nb 相, Laves 相的析出主要和 Nb 元素的偏析程度有关。相关文献^[18, 20-21]表明, 冷却速度对金属凝固过程中元素偏析具有两面性: 一方面较低的冷却速度会增加熔化金属在高温的停留时间, 从而延长熔体的凝固时间, 这有利于元素通过扩散降低枝晶偏析程度; 另一方面较低的冷却速度会导致较大的枝晶间距, 增加元素的扩散距离, 进而促进枝晶偏析形成。因此在焊接热输入较小时元素的扩散时间减小, 枝晶偏析相对较大, 而在焊接热输入较高时枝晶间距相对较大, 枝晶间偏析也相对较大, 只有在适当的热输入下才能获得偏析相对较小, 力学性能优良的焊接接头。

2.3.2 接头力学性能与断口形貌

图 8a 和图 8b 分别为母材和不同热输入下焊接接头拉伸后形貌和应力应变曲线以及其对应的抗拉强度。从图 8a 中拉伸后试样宏观形貌可以看出母材的断裂发生在中部, 而焊接接头的断裂则是均发生在融合线附近的焊缝区域, 焊缝区为焊接接头的薄弱区域。母材和不同热输入下的试样在断口处均发生了轻微的

颈缩现象, 断口以近似 45°方向断裂。对于焊接接头其断裂位置发生在融合线附近的焊缝区域的主要原因是因为在融合线附近焊缝区域的组织为粗大的胞状晶, 且在焊接接头处热影响区晶粒未发生明显的长大, 这就使得融合线附近的焊缝成为接头的薄弱区。

从表 3 中可知焊接接头的抗拉强度和延伸率均随着热输入的升高呈现出先升高后降低的趋势, 在热输入为 10.175 kJ/cm 时, 焊接接头的抗拉强度和延伸率均最高, 抗拉强度为 765.3 MPa, 达到了母材的 97.4%, 基本与母材的 785.4 MPa 相当, 但此时接头延伸率为 31.9%, 相较于母材延伸率 42.8% 有所下降, 仅为母材延伸率的 74.5%。在钨极氩弧焊^[14]时也出现了相同的情况, 导致其断裂在焊缝处以及接头延伸率下降的主要原因是因为在焊缝处有 Laves 相的析出。母材具有较高的抗拉强度和较高的延伸率, 主要是因为母材的显微组织相较于焊缝组织为晶粒度较小的单相奥氏体组织, 并且在其中还存在着较多的孪晶, 孪晶界面拥有较低界面能和较高的界面稳定性。在 Inconel625 合金材料中孪晶不仅可以通过孪晶界划分机制来细化合金颗粒, 而且还可以通过孪晶界强化机制来提高材料的力学性能^[22-23]。

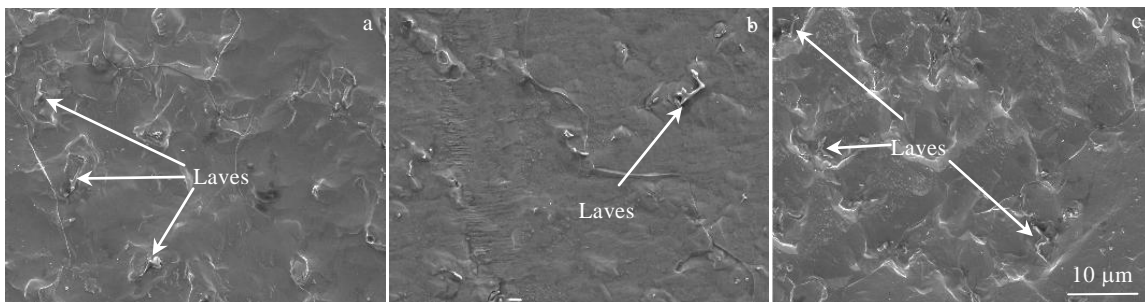


图 7 不同热输入下焊缝 SEM 照片

Fig.7 SEM images of the weld seam under different heat inputs: (a) 9.639 kJ/cm, (b) 10.175 kJ/cm, and (c) 10.710 kJ/cm

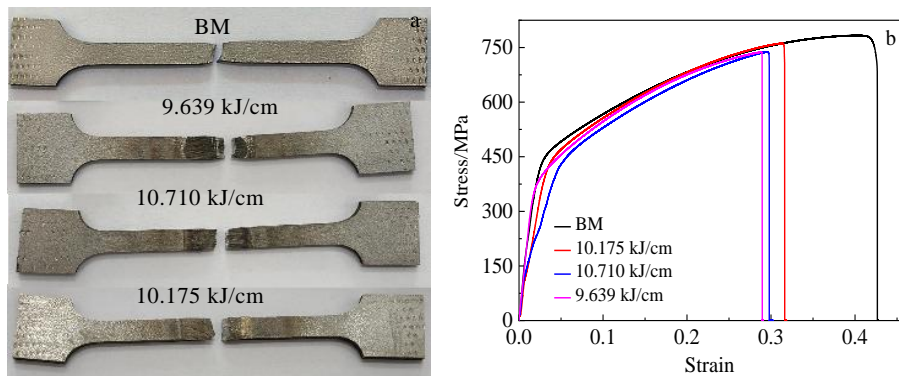


图 8 不同热输入下母材和焊接接头拉伸后形貌及应力-应变曲线

Fig.8 Specimens after tensile test (a) and stress-strain curves of BM and joints (b) under different heat inputs

表 3 不同热输入下接头抗拉强度

Table 3 Tensile strength of joints under different heat inputs

| Heat input/kJ cm ⁻¹ | Yield strength/MPa | Ultimate tensile strength/MPa | Elongation /% | Fracture position |
|--------------------------------|--------------------|-------------------------------|---------------|-------------------|
| 9.639 | 427.5 | 720.4 | 28.9 | Weld seam |
| 10.175 | 435.2 | 765.3 | 31.9 | Weld seam |
| 10.710 | 415.2 | 730.0 | 30.3 | Weld seam |
| Base metal | 450.0 | 785.4 | 42.8 | Middle |

图 9 为母材和不同热输入下试样拉伸断口 SEM 形貌，从图中可以看出母材和不同热输入下的焊接接头断口均存在大量的韧窝，且试样的宏观断口处均发生了轻微的颈缩现象，试样的断裂方式均为典型的韧性断裂^[9]。母材断口处的韧窝大而深，焊接接头处的韧窝相对较小，并且焊接接头处的撕裂脊相较更加明显。热输入 10.175 kJ/cm 下的断口相较于其他热输入下的断口而言，存在着更多大而深的韧窝且撕裂脊更加密集突出，这表明在 10.175 kJ/cm 下的焊接接头有着相对较好的韧性。

母材和热输入 10.175 kJ/cm 下各区域冲击后宏观形貌和冲击功如图 10a 和 10b 所示。母材的冲击功最高为 33 J，焊接接头焊缝处冲击功为 29 J，焊接接头融合线处热影响区冲击功为 31 J。当 MC 型碳化物以颗粒状形态少量弥散分布于晶界时，其几乎不会影响合金的性能。但当合金中大量的碳化物析出时会严重影响材料的塑性^[1]。在接头焊缝处因为有大量的碳化物析出，使得焊缝处的冲击韧性相较于母材有所下降。而融合线处的热影响区韧性相较于母材则未发生太大的变化，其主要是因为热影响区的晶粒相较于母材并未发生明显的长大。

母材和热输入 10.175 kJ/cm 下焊接接头各部分冲击断口 SEM 形貌如图 11 所示。从图中可以看出在母材和热影响区有着相似的断口形貌，均存在大量的韧窝，其断口为韧性断裂断口。与热影响区冲击断口进行比较母材冲击断口处在存在大量韧窝的同时还存在着少量大而深的韧窝，而焊接接头焊缝处的断口处则只有许多小而浅的韧窝并且在韧窝附近出现了些许的撕裂脊。

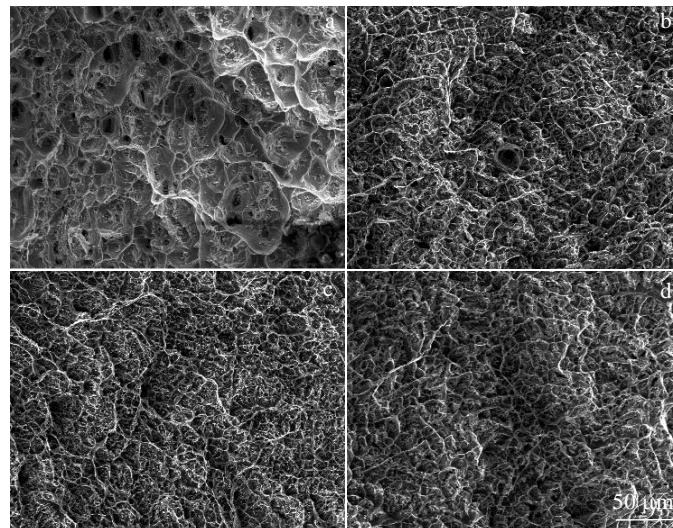


图 9 母材及不同热输入下接头拉伸断口 SEM 形貌

Fig.9 SEM morphologies of tensile fracture under different heat inputs: (a) BM, (b) 10.175 kJ/cm, (c) 10.710 kJ/cm, and (d) 9.639 kJ/cm

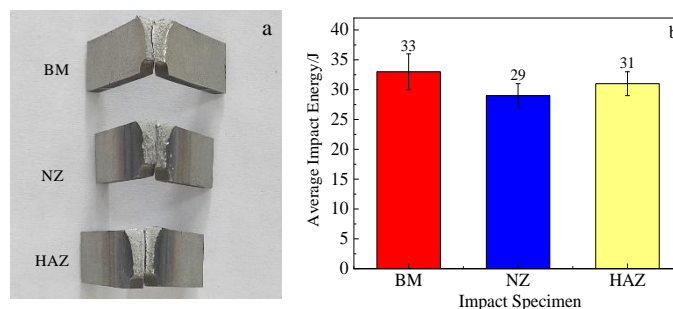


图 10 母材和 10.175 kJ/cm 下各区域冲击后试样形貌和平均冲击功

Fig.10 Macrostructure (a) and average impact energy (b) of base metal and different areas of joint under heat input of 10.175 kJ/cm

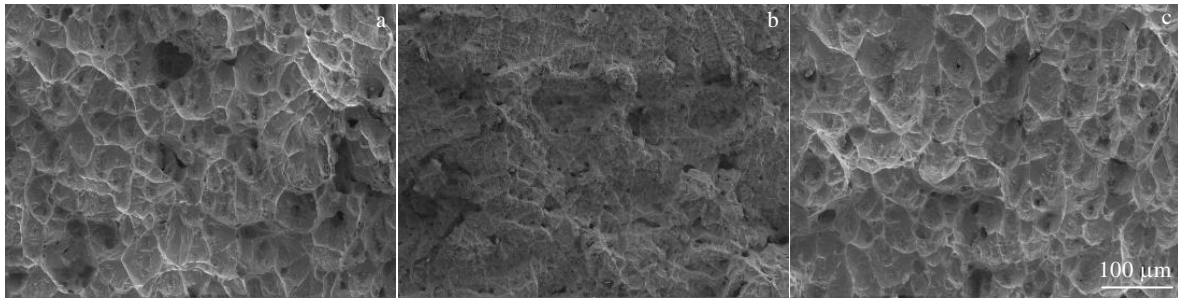


图 11 不同区域试样冲击断口的 SEM 形貌

Fig.11 SEM morphologies of impact fracture for different areas of specimens: (a) BM, (b) NZ, and (c) HAZ

图 12 为 10.175 kJ/cm 热输入下焊接接头显微硬度分布曲线, 焊缝整体硬度是呈中心对称分布的, 母材的硬度(HV)约为 2234.4 MPa, 热影响区有着与母材相近的硬度, 而焊缝中心的硬度相较于母材有所提高, 约为 2616.6 MPa。

2.3.3 高温腐蚀性能

如图 13 所示, 为焊接接头和母材在 750 °C 下 75%Na₂SO₄-25%NaCl 中腐蚀 24 h 后宏观形貌和 SEM 形貌。从图 13a 中可以看出在混合盐中进行 24 h 的高温热腐蚀后焊缝和母材的表面都形成了一层黑色致密的氧化膜, 但焊缝表面的氧化膜有些许的脱落。对母材和焊缝表面黑膜, 使用 SEM 进一步放大后焊缝及母材形貌如图 13b 和 13c 所示, 从图中可以看出在经过 24 h 混合盐腐蚀后材料表面被氧化膜所覆盖且表面有颗粒状物质存在。图 13d 为焊缝表面黑膜脱落后的材料表面 SEM 形貌放大, 从图中可以看出在完全黑膜脱落处焊缝表面被一层紧密的蜂窝状物质所覆盖。为确定材料表面的成分对其进行进行了 XRD 和 EDS 分析。

从图 14a 的 XRD 图谱中可以看出母材和焊缝的

主要腐蚀产物基本相同, 均为氧化物: NiO、NiCr₂O₄、Cr₂O₃ 以及少量的 NbC。为进一步确定各腐蚀产物, 对图 13 中的各腐蚀产物进行 EDS 点扫分析, 结果如上图 14 所示, 腐蚀层表面分布的颗粒状物质为 NiO(图 14b), 两层腐蚀层分别为内层 Cr₂O₃ 以及外层 NiCr₂O₄ 腐蚀层(图 14c 和 14d), 试验结果与文献结论相似^[20]。

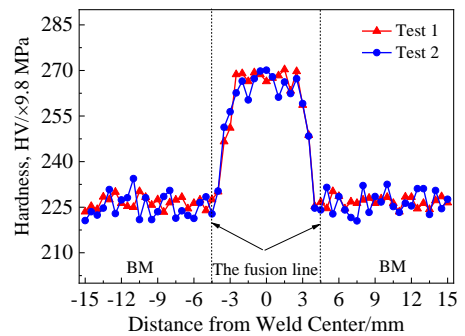


图 12 10.175 kJ/cm 下接头硬度分布曲线

Fig.12 Hardness curves of joint under heat input of 10.175 kJ/cm

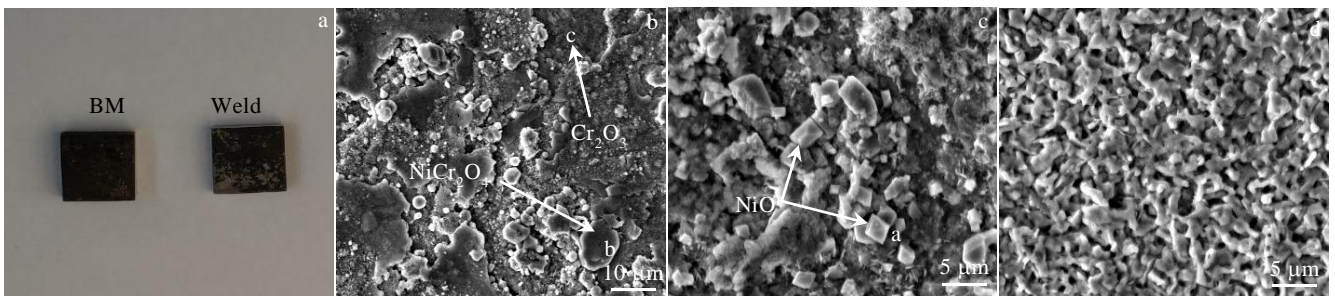


图 13 接头和母材腐蚀 24 h 后宏观形貌和 SEM 形貌

Fig.13 Appearances (a) and SEM morphologies of BM and weld seam after corrosion for 24 h: (b) weld, (c) BM, and (d) bare surface

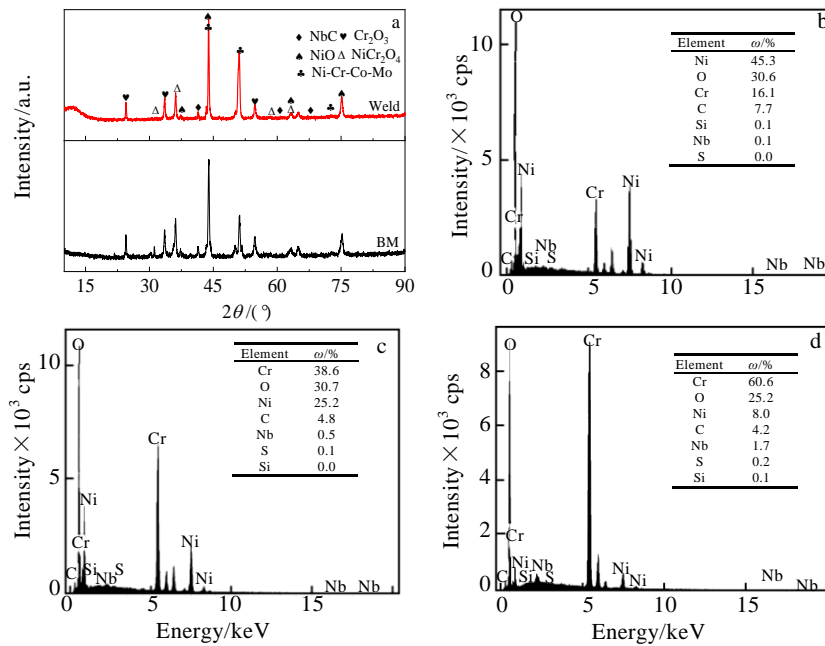


图 14 母材焊缝表面腐蚀后 XRD 图谱及各点 EDS 分析

Fig.4 XRD patterns (a) and EDS analysis results of each point of base metal and weld seam after corrosion: (b) outer granular, (c) outer corrosion products, and (d) inner layer corrosion products

3 结 论

1) 等离子电弧焊接可以对 Inconel625 进行有效的连接, Inconel625 等离子焊接接头是由焊缝区树枝晶和融合线的粗大胞状晶组成, 热影响区晶粒相较于母材晶粒未出现明显长大现象。在焊缝的枝晶处因为有大量的碳化物和少量富 Nb 相 Laves 相析出导致接头力学性能下降, 使得拉伸试验时试样断裂发生在焊缝处。

2) 在热输入为 10.175 kJ/cm 时接头有着最佳的力学性能, 抗拉强度为 765.3 MPa, 达到母材的 97.4%, 延伸率为母材的 74.5%。接头断裂发生在焊缝处, 断裂方式为韧性断裂。焊接接头焊缝处冲击功为 29 J, 相较于母材 33 J 有所下降, 其断裂方式均为韧性断裂。焊缝处的硬度相较于母材和热影响区有所提高, 约为 2616.6 MPa。

3) 母材和焊缝金属在 750 °C 下 75%Na₂SO₄-25% NaCl 中, 经过 24 h 腐蚀后产物基本相同, 均为表层颗粒状的 NiO 和致密内层 Cr₂O₃ 以及外层疏松的 NiCr₂O₄ 氧化层。

参考文献 References

[1] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Meng Bin(孟斌) et al. *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2020, 48(5): 13

[2] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(4): 547

[3] Zhang Yu(张宇), Jiang Yun(姜云), Hu Xiaoran(胡晓安). *Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2020, 41(5): 78, 101

[4] Hu Xianjun(胡显军), Sun Dandan(孙丹丹), Zhang Ke(张珂) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2019, 40(9): 64

[5] Xu Fujia(徐富家), Lv Yaohui(吕耀辉), Huang Ruisheng(黄瑞生) et al. *Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2016, 37(8): 75, 132

[6] Tümer M, Mert T, Karahan T. *Welding in the World*[J], 2019, 64(2): 171

[7] Zhu Hongyu(朱洪羽), Nie Pulin(聂璞林), Li Zhuguo(李铸国) et al. *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2018, 45(6): 64

[8] Zhao Lili(赵利利), Shao Ling(邵玲), Gu Yuli(顾玉丽) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2016, 37(1): 180

[9] Geng Zhijie(耿志杰), Wang Shanlin(王善林), Chen Yuhua(陈玉华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(7): 2480

[10] Ahmad G N, Raza M S, Singh N K et al. *Optics and Laser*

- Technology*[J], 2020,126
- [11] Sun Jiawei(孙佳伟), Chen Minghe(陈明和), Liang Yangmin(梁养民) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2016, 46(2): 48
- [12] Romanin L, Ferro P, Fabrizi A *et al. Frattura Ed Integrita Strutturale*[J], 2019, 13(50): 251
- [13] Ramkumar K D, Abraham W S, Viyash V *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2017, 25: 306
- [14] Sivakumar J, Vasudevan M, Korra N N. *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde*[J], 2021, 65(6): 1061
- [15] Wang Zhihua(王志华), Zhu Ming(朱明), Wang Mingjing(王明静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 677
- [16] Ding Yutian(丁雨田), Wang Jingjie(王靖劫), Ma Yuanjun(马元俊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1118
- [17] Gu Yuli, Tao Chunhu, Wei Zhenwei *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(1): 100
- [18] Wang Haoyu(王浩宇), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2015, 37(11): 1469
- [19] Ding Yutian(丁雨田), Dou Zhengyi(豆正义), Gao Yubi(高钰璧) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2017, 31(24): 150
- [20] Milenkovic S, Sabirov I, Llorca J. *Materials Letters*[J], 2012, 73: 216
- [21] Wang F, Ma D, Zhang J *et al. Journal of Crystal Growth*[J], 2014, 389: 47
- [22] Chen Jianjun(陈建军), Ding Yutian(丁雨田), Wang Kun(王琨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1311
- [23] Ma Yuanjun(马元俊), Ding Yutian(丁雨田), Liu Jianjun(刘建军) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2020, 44(3): 256

Microstructure and Properties of Inconel625 Plasma Arc Welding Joint

Zhang Zhongke^{1,2}, Xiong Jianqiang¹, Chu Shusheng¹, Li Xuanbai¹, Jiang Changming¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Plasma arc welding experiments were performed on 4 mm nickel-based superalloy Inconel625 thin plates, and the microstructure of each part of the welded joint under three different welding heat inputs, the mechanical properties of the joint, the fracture morphology, and the high-temperature corrosion behavior of the base metal and the weld were compared. The results show that the structure of Inconel625 plasma welded joint is composed of the austenite equiaxed crystal of the base material and the cell crystal near the weld fusion line and the dendritic crystal in the center of the weld. There is a large amount of carbide and a small amount of Laves phase precipitation at the weld, making the mechanical properties of the welded joint reduce, and the toughness of the weld becomes a weak link in the joint. In the welding heat input of 10.175 kJ/cm when the mechanical properties of the joint is optimal, the tensile strength of 765.3 MPa and the parent material of 785.4 MPa are equivalent, elongation of 31.9% compared to 42.8% of the parent material has decreased. Specimens fracture by ductile fracture occurring at the weld seam. Products of base metal and weld metal after molten salt corrosion at 750 °C for 24 h are basically the same: the outer layer of granular NiO and Cr₂O₃ and NiCr₂O₄ corrosion layer.

Key words: Inconel625 alloy; plasma arc welding; microstructure; mechanical properties; high temperature corrosion

Corresponding author: Zhang Zhongke, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: zhangzke@lut.cn