

FeCrAl 合金管 TIG 焊焊接接头的组织及性能

曹睿^{1,✉}, 王恒霖¹, 秦巍², 刘少尊², 周双双², 刘一波², 王铁军², 闫英杰¹

1 兰州理工大学材料科学与工程学院, 有色金属先进加工与再利用省部共建国家重点实验室, 兰州 730050

2 中国钢研科技集团有限公司, 安泰科技股份有限公司, 北京 100081

采用 TIG (Tungsten inert gas welding, TIG) 焊对 FeCrAl 合金管同质材料进行焊接, 通过扫描电子显微镜、透射电子显微镜及能谱仪等手段研究了焊后接头的显微组织特征、焊后接头不同区域氧化物颗粒的分布情况及焊接接头的力学性能。FeCrAl 合金 TIG 焊通过填充等成分的 FeCrAl 合金丝材进行焊接, 焊后焊接接头主要由焊缝区、热影响区及母材组成。其中焊缝区为粗大的铁素体组织, 热影响区为细小的等轴晶组织。焊缝区的 Y_2O_3 氧化物颗粒发生了明显粗化并与基体反应生成复合氧化物 $Y_3Al_5O_{12}$ 。TIG 焊焊接 FeCrAl 合金管热处理后, 焊接接头最大抗拉强度值为 530 MPa, 约为母材强度的 80.8%, 可以实现大口径、大壁厚的 FeCrAl 合金管材的对接接头的力学性能要求。

关键词 FeCrAl 合金 TIG 焊接 氧化物颗粒 拉伸性能

中图分类号: TG442 文献标识码: A

Microstructure and Property of TIG Welded Joint of FeCrAl Alloy Tube

CAO Rui^{1,✉}, WANG Henglin¹, QIN Wei², LIU Shaozun², ZHOU Shuangshuang², LIU Yibo², WANG Tiejun², YAN Yingjie¹

1 The State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

2 Advanced Technology & Materials Co., Ltd., China Iron & Steel Research Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China

The homogenous materials of FeCrAl alloy tube were welded by TIG welding. By scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and energy dispersive spectroscopy, the microstructure characteristics of the welded joint, the distribution of oxide particles in different areas of the welded joint and the mechanical properties of the welded joint were investigated. TIG welding of FeCrAl alloy was carried out by filling FeCrAl alloy wire. The welding joint was mainly composed of weld zone, heat affected zone and base metal. The weld metal zone is composed of coarse ferrite microstructure. The heat affected zone is composed of fine equiaxed crystal microstructure. The oxide particles are obviously coarsened in the weld metal zone. A certain number of oxide particles can still be guaranteed in the weld metal zone. Oxide particles grow up from the original nano oxide particles into sub-micron oxide particles during the welding process. Moreover, Y_2O_3 oxide particles decompose and react with matrix to form composite oxide $Y_3Al_5O_{12}$. The maximum tensile strength of TIG welded FeCrAl alloy tube reaches 530 MPa, which is about 80.8% of the strength of base material. The mechanical properties of butt joints of FeCrAl alloy tube with large diameter and large wall thickness can be achieved.

Key words FeCrAl alloy, TIG welding, oxide particle, tensile property

0 引言

采用氧化物弥散强化 (Oxide dispersion strengthened, ODS) 的 FeCrAl 合金是一种理想的核电材料, 具有优异的抗蠕变、抗辐照、耐腐蚀和抗氧化的能力, 具有广阔的应用前景^[1]。ODS 合金是用于建造聚变反应堆和其他大型工业系统的必要材料, 应用过程中涉及关键部件的焊接, 因此焊接性是 ODS 合金应用中的一个关键问题^[2]。根据目前 ODS 合金焊接研究现状可知, 所采用的焊接方法以固相焊接为主, 高能束焊接为辅, 以保证焊接接头中氧化物颗粒的数量及分布状态^[3-5]。不同的接头类型所采用的焊接方法也有所不同, 对于制造平焊对接接头采用搅拌摩擦及电阻焊居多^[6-7]。其中搅拌摩擦焊及电阻焊制造 ODS 合金焊接接头的质量较高, 但是由于焊接方法本身的限制, 其仅适用于制造对接接头并且焊接设备较为昂贵, 对搅拌头的材料及装配精度要求较高。因此, 对服役环境要求较低、接头类型需求较多的复杂焊接结构, 研究传统熔化焊焊接 FeCrAl 合金也是有必要

的, 可以增加焊接结构的设计裕度与灵活性, 显著降低生产成本及后期维护成本^[8]。

然而 ODS 合金的焊接是比较困难的, 由于其成型工艺特殊, 弥散的氧化物颗粒均匀分布在其基体上使其具有冶金不平衡状态^[9]。传统熔化焊依靠母材自熔形成焊缝组织, 熔化-凝固过程破坏了 ODS 合金的冶金不平衡状态, 使原先分布在基体上的高熔点、低密度的氧化物弥散强化颗粒与基体液态金属发生分离, 造成氧化物颗粒聚集, 这种现象严重破坏了母材原有的组织和性能。焊接过程中, 弥散的氧化颗粒团聚是导致 ODS 合金力学性能严重下降的主要原因^[10-12]。因此, FeCrAl 合金焊接接头的氧化物颗粒分布情况会影响整个焊接接头的服役性能。氧化物颗粒的分布是否均匀成为控制整个焊接接头性能稳定的关键。本工作采用与母材同成分的 FeCrAl 合金作为焊丝, 在未引入杂质元素的前提下, 依靠 Y_2O_3 氧化物颗粒的稳定性以确保焊缝中氧化物颗粒的分布及数量。

基金项目: 国家自然科学基金 (52175325, 51961024, 52071170)

This work was financially supported by the National Natural Science Foundation of China (52175325, 51961024, 52071170).

✉ caorui@lut.edu.cn

22040211-1

DOI: 10.11896/cldb.22040211

1 实验

试验材料所需的合金粉末采用纯 Ar 气雾化制备, 然后

采用粉末冶金的方法制备出 FeCrAl 合金锭材, 最后通过热挤压工艺制备出壁厚为 6.5 mm 的 FeCrAl 合金管材, 其主要成分如表 1 所示。

表 1 FeCrAl 合金管母材的主要成分(质量分数, %)

Table 1 The main chemical compositions (mass fraction, %) of FeCrAl alloy tube base material

C	Si	Cr	Al	Ni	Y	Hf	Ti	Zr	Fe
0.028	0.29	20~23	4~5	0.11	0.16	0.06	0.009	0.06	余量

图 1 为实验用的 FeCrAl 合金管, 焊接实验前为了验证 FeCrAl 合金管的可焊性, 将 FeCrAl 合金管加工成规格为 65 mm×45 mm×6.5 mm 的圆弧片。图 2 为 FeCrAl 合金管焊件的坡口示意图, 由于 FeCrAl 合金管壁厚为 6.5 mm, 焊接时首先预制坡口以便进行多层多道焊接, 单侧单 V 型坡口角度为 30°, 底部预留 1 mm 钝边以防止焊接过程中产生烧穿焊接缺陷。焊前用砂纸打磨焊道直至将待焊面打磨平整且露出金属光泽, 用丙酮超声波清洗待焊面。

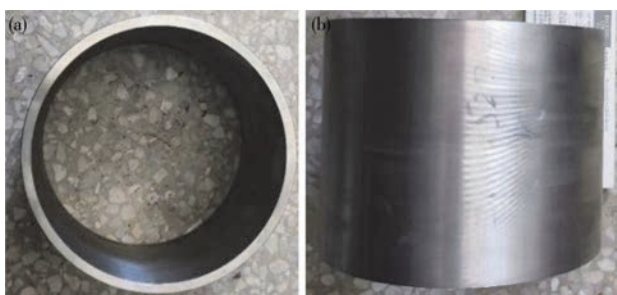


图 1 热挤压工艺制备的 FeCrAl 合金管: (a) 管正面; (b) 管侧面
Fig. 1 FeCrAl alloy tubes prepared by hot extrusion: (a) tube front surface; (b) tube side surface

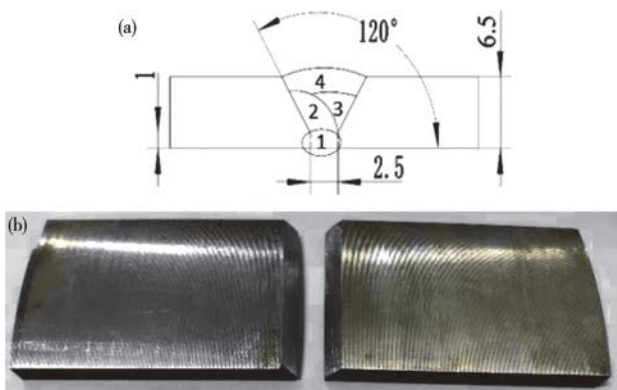


图 2 T-TIG-01 焊接试样坡口形式: (a) 坡口几何尺寸(单位: mm); (b) 坡口实物图
Fig. 2 Groove form of T-TIG-01 welded specimen: (a) geometrical dimension of groove(unit: mm); (b) picture of groove

表 2 为 TIG 焊 FeCrAl 合金管材的焊接工艺参数, 其中打底焊、填充焊接以及盖面焊的焊接电流均为 115 A, 在坡口内侧进行打底焊, 使得单面焊双面成形, 可以有效避免产生未焊透的焊接缺陷。焊接完成后切取金相试样, 进行磨制抛光

表 2 TIG 焊 FeCrAl 合金管材的焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters of FeCrAl alloy tube by TIG welding

焊接电压 V	焊接电流 A	焊接速度 mm·min ⁻¹	气体流量 L·min ⁻¹	焊丝直径 mm	单层热输入 kJ·cm ⁻¹
13	115	100	20	3	14.95

后使用稀释后的王水(5 mL 硝酸+15 mL 盐酸+30 mL 水)对金相试样进行浸泡腐蚀。为了保证焊缝及热影响区腐蚀的均匀性, 进行多次腐蚀, 单次腐蚀时间为 15 s, 总共腐蚀四次, 单次腐蚀完使用无水乙醇进行擦拭并用风筒吹干。

使用 ZEISS LSM800 光学显微镜及自带能谱分析功能的 QUANTA FEG450 型场发射扫描电子显微镜对母材和焊缝组织及各区氧化物分布情况进行观察, 使用 Nano Measure 软件进行晶粒尺寸统计, 使用 JEM-F200 型冷场发射透射电子显微镜对焊缝中氧化物颗粒的形貌及类型进行分析, 使用 Instron-8801 型伺服万能试验机进行焊接试样的力学性能检测。制备 TEM 试样时, 采用 10% HClO₄ 酒精溶液进行电解双喷减薄试样, 电解双喷过程中使用液氮进行冷却, 当温度在 -25 °C 时, 启动设备, 电压为 25 V, 双喷时间为 15 s。

2 结果与分析

2.1 焊缝及热影响区热处理前后的组织

FeCrAl 合金管的 Cr 含量在 20% 以上, 在焊接冷却凝固结晶的过程中, 当熔池温度降低至液相线温度以下时, 液相金属中将直接析出铁素体组织。图 3 为 T-TIG-01 焊接接头的显微组织, 图 3a 中焊后焊缝整体组织呈现为粗大的柱状晶组织, 接头中部呈现大块的等轴晶组织。图 3b、d、e、g 分别为图 3a 中 b、d、e、g 区域的放大图, 图 3b、d、e、g 中靠近两侧熔合线处的晶粒向焊接中部热源方向生长, 胞晶间距变小。图 3a 盖面焊组织呈现为垂直焊缝生长的柱状晶组织, 主要原因是焊缝两侧的温度低于焊缝中部且焊缝中部在高温的停留时间更长, 晶粒生长的方向往往沿着散热方向进行, 由于焊接接头盖面焊缝与外界空气接触, 在较大的温度梯度下盖面焊焊缝组织为垂直于焊缝的粗大柱状晶组织。经统计, 焊态 T-TIG-01 焊接试样焊缝区平均晶粒尺寸为 190 μm, 热影响区平均晶粒尺寸为 51.54 μm, 柱状晶组织占比为 85.3%, 等轴晶组织占比为 14.7% (见表 3)。

表 3 T-TIG-01 与 T-TIG-01-PWHT 焊接接头的晶粒尺寸对比

Table 3 Comparison of grain size of T-TIG-01 and T-TIG-01-PWHT welded joints

试样	焊缝区平均晶粒尺寸/μm	热影响区平均晶粒尺寸/μm	柱状晶占比/%	等轴晶占比/%
T-TIG-01	190	51.54	85.3	14.7
T-TIG-01-PWHT	157	57.02	79.8	20.2

FeCrAl 合金管材焊接结构服役于腐蚀性较强的环境中, 对焊接接头的耐蚀性要求较高。需要焊后热处理改善接头的组织及元素分布, 恢复焊接接头的耐蚀性, 消除焊接过程

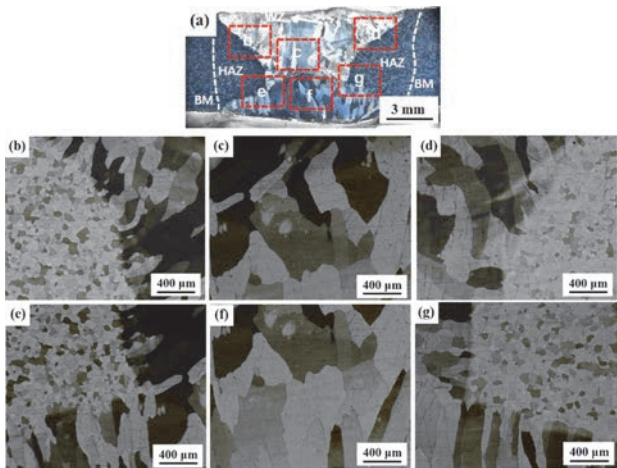


图3 T-TIG-01 焊接接头的显微组织:(a) 焊接接头宏观组成,(b) 左上侧组织,(c) 上侧中部组织,(d) 右上侧组织,(e) 左下侧组织,(f) 下侧中部组织,(g) 右下侧组织(电子版为彩图)

Fig. 3 Microstructure of T-TIG-01 welded joint: (a) macrostructure of cross section of welded joint, (b) left-upper side, (c) upper-middle side, (d) right-upper side, (e) left-lower side, (f) middle-lower side, (g) right-lower side

中产生的内应力,降低焊接接头的脆性,提高焊接接头的使用性能和延长服役年限。为了减少管材焊接过程中产生的非对称残余应力场,均匀焊缝金属的元素分布,将焊接试样加热至 850 °C,保温 60 min 后进行水淬,避免在中温区间停留过长时间,以免生成富 Cr 的 σ 相。T-TIG-01-PWHT 试样组织如图 4 所示,图 4c、d 分别为图 4a 中 c、d 区域的放大图,图 4c、d 中热处理之后靠近焊接接头右侧熔合线附近的组织及焊缝中部的粗大的等轴组织明显变小,焊缝上部的组织无明显变化。经统计,热处理后焊缝区的平均晶粒尺寸为 157 μm ,明显小于未热处理焊接试样的晶粒尺寸,晶粒尺寸减小的主要原因是热处理的过程中,在粗大的焊缝晶粒内或者晶界处再结晶生成细小的再结晶组织可以细化这个焊接接头的晶粒尺寸。柱状晶组织占比降低至 79.8%,等轴晶组织占比提

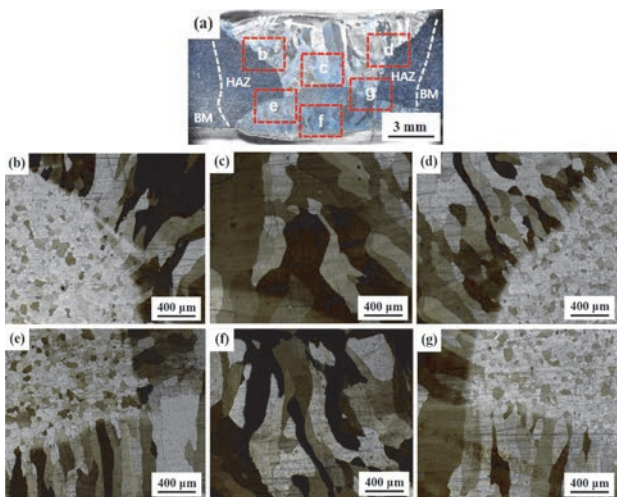


图4 T-TIG-02-PWHT 焊接接头的显微组织:(a) 焊接接头宏观组成,(b) 左上侧组织,(c) 上侧中部组织,(d) 右上侧组织,(e) 左下侧组织,(f) 下侧中部组织,(g) 右下侧组织

Fig. 4 Microstructure of T-TIG-02-PWHT welded joint: (a) the macrostructure of cross section of welded joint, (b) left-upper side, (c) middle-upper side, (d) right-upper side, (e) left-lower side, (f) middle-lower side, (g) right-lower side

高,对焊缝的力学性能更加有利。热影响区热处理后的平均晶粒尺寸为 57.02 μm ,主要是由于处于热挤压状态的母材具有较大的形变储能,在焊接热循环的作用下形变储能被释放,热影响区生成许多细小的再结晶晶粒使得热影响区晶粒尺寸小于母材。但是在热处理的过程中,热影响区新生成的再结晶晶粒长大,使得热处理后热影响区的晶粒尺寸大于焊态时的晶粒尺寸。

2.2 焊缝及热影响区氧化物颗粒的分布情况

图 5 为 T-TIG-01 焊接接头中氧化物颗粒的分布情况,FeCrAl 合金管 TIG 焊焊接接头内氧化物颗粒在焊缝的中部发生了明显的粗化,氧化物颗粒由原始的纳米级聚集长大为焊后的亚微米级尺寸。由于在焊接过程中氧化物颗粒在液态金属中重新再分布,界面能增大,为 Y_2O_3 的分解提供了动力。 Y_2O_3 氧化物颗粒的熔点为 2 439 °C,在焊接熔池高温的作用下使部分 Y_2O_3 氧化物颗粒发生分解 $\text{Y}_2\text{O}_3 \rightarrow 2\text{Y} + 3\text{O}$ 。由于分解后的 Y 原子和 O 原子不稳定,随着位错密度降低和晶粒长大,Y 的溶解度降低,容易析出形成高熔点、更稳定的亚微米级 Y-M-O 型复合氧化物颗粒,其中 M 主要包括 Fe、Al、Zr、Ti 等元素^[13]。在焊接熔池高温作用下,由于氧化物颗粒表面不能被液态的焊缝金属所润湿,氧化物颗粒更趋向于彼此之间聚集长大使整体的表面能降低,呈现为更加稳定的状态。这些新形成的高熔点的 Y-M-O 型氧化物颗粒通常作为焊缝中的形核质点,然后低熔点的基体组织形核长大^[14]。如图 5 所示,焊后在焊缝及热影响区的晶内及晶界的氧化物颗粒仍呈现弥散分布的状态,可以对位错的移动起到一定的钉扎效果。但是整体的弥散程度较原始母材明显下降且氧化物颗粒的种类发生明显的转变,由原始的纳米级的 Y_2O_3 氧化物颗粒转变为亚微米级的 Y-M-O 的氧化物颗粒。

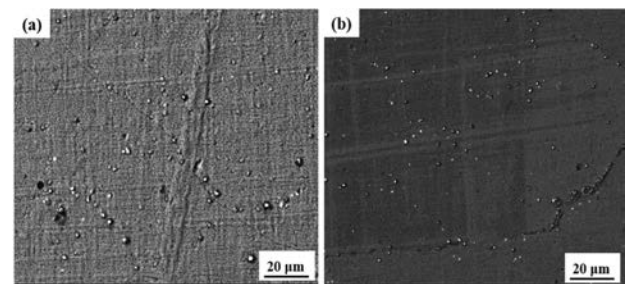


图5 T-TIG-01 焊接接头中氧化物颗粒的分布情况:(a) 焊缝氧化物颗粒分布;(b) 热影响区氧化物颗粒分布

Fig. 5 Distribution of oxide particles in T-TIG-01 welded joints: (a) distribution of oxide particles in weld metal; (b) distribution of oxide particles in heat affected zone

图 6 为透射电镜下 T-TIG-01 焊接接头中氧化物颗粒的分布。T-TIG-01 焊接接头中,氧化物颗粒与基体之间存在明显的取向差异。在实际的晶体结构中,每个晶粒内部的原子排列并不十分规整,往往存在一定的位相关系,这导致在 Fe-CrAl 合金熔化焊接接头中,高熔点的氧化物颗粒通常作为优先形核的质点,降低晶核的表面能促进非均质形核,使形核速率增加。而在实际的结晶过程中,由于氧化物颗粒作为形核质点并不具备规则形态,在不同凝固方向上原子的堆垛方式不同,从而产生局部层错形成缺陷^[15]。在后续冷却过程中,这种缺陷以堆垛层错的形式保留在凝固后的焊接接头

中。经透射电镜选区 SAD 衍射花样分析, 所选区域为反应后生成的稀土复合氧化物 $Y_3Al_5O_{12}$, 其尺寸为 300 nm 甚至更小。在焊接过程中, 熔池内部的氧元素主要由 Y_2O_3 氧化物颗粒分解所提供, Al、Ti、Zr 等元素作为亲 O 元素降低熔池内部的氧元素浓度^[15], 从而增强稀土元素与合金元素氧化物反应, 最终形成新型氧化物颗粒。

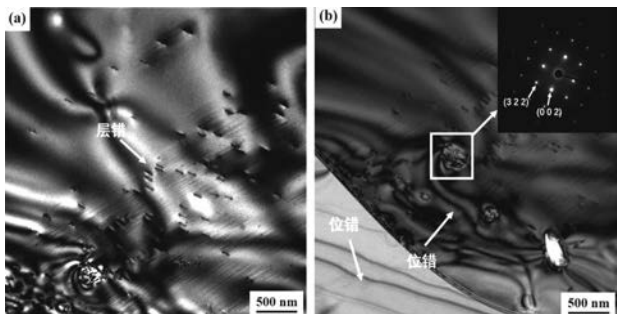


图 6 T-TIG-01 焊接接头中氧化物颗粒的分布: (a)层错; (b)焊缝区的氧化物颗粒

Fig. 6 Distribution of oxide particles in T-TIG-01 welded joint: (a) stacking fault; (b) oxide particles in weld zone

2.3 拉伸性能与断口形貌

图 7 为 T-TIG-01 及 T-TIG-01-PWHT 焊接接头的硬度分布图, 由于在焊接的过程中焊接接头的散热方向总是由焊缝的中部向两侧母材进行热量传递, 焊缝中部在高温停留的时间较长, 晶粒尺寸较大, 从而导致焊缝中部的硬度值低于靠近焊缝两侧熔合线的硬度值。热处理后焊缝区的晶粒尺寸变小, 整体硬度值略有增大, 整体硬度梯度变化变缓。而热影响区在焊接前后晶粒尺寸变化不大, 硬度接近原始母材。如图 8a 所示, 对 T-TIG-01-PWHT 焊接构件进行力学性能测试, 其最大抗拉强度为 530 MPa, T-TIG-01-PWHT 焊接接头的平均抗拉强度为 521 MPa, 其中焊接接头的最大抗拉强度

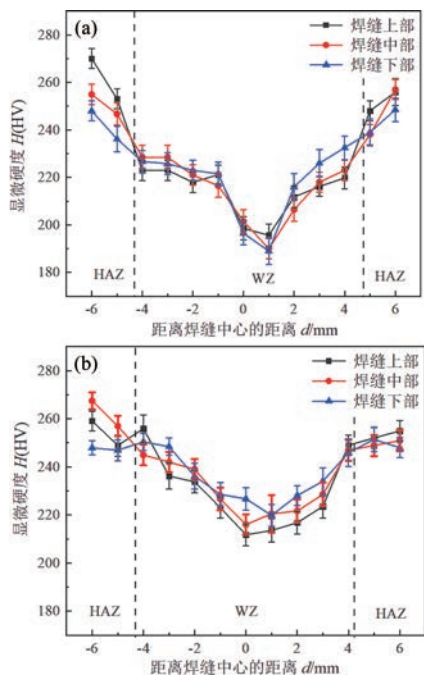


图 7 (a) T-TIG-01 及 (b) T-TIG-01-PWHT 焊接接头的硬度分布
Fig. 7 Hardness distribution of (a) T-TIG-01 and (b) T-TIG-01-PWHT welded joints

为 FeCrAl 合金管材强度的 80.8%。图 8b 为 T-TIG-01-PWHT 焊接接头的断口侧面组织, 断裂发生在焊接接头中部的垂直于焊缝方向的柱状晶组织, 在拉伸过程中, 该部位的柱状晶组织与拉伸应力垂直, 导致垂直于焊缝方向的粗大的柱状晶组织成为焊接接头中的薄弱区域, 但是弥散的氧化物颗粒对位错的钉扎作用使焊接接头仍可保持较高的力学性能。如图 9 所示, T-TIG-01-PWHT 焊接构件整体表现为脆性断裂的特征, 断口处分布的微米级氧化物颗粒起到钉扎位错的效果, 使焊接接头具有较高的力学性能。

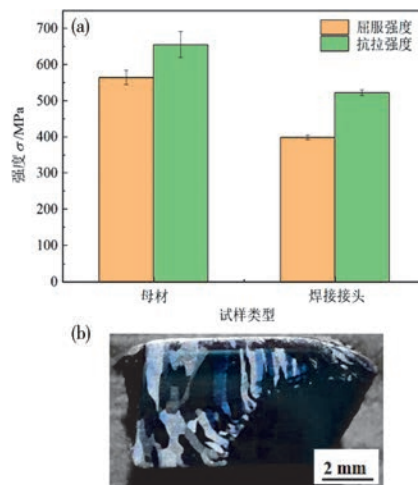


图 8 T-TIG-01-PWHT 焊接接头的 (a) 拉伸强度、屈服强度和 (b) 断口侧面组织

Fig. 8 (a) Tensile strength and yield strength, (b) lateral tissue of the fracture of T-TIG-01-PWHT welded joint

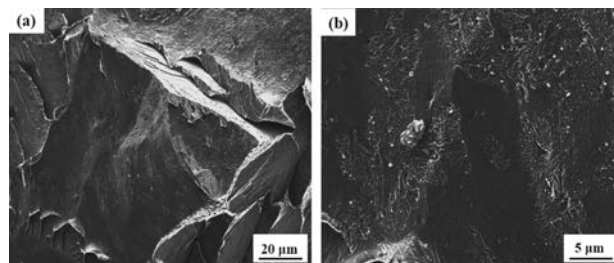


图 9 T-TIG-01-PWHT 焊接接头的拉伸断口: (a) 解理面; (b) 解理面放大形貌

Fig. 9 Tensile fracture of T-TIG-01-PWHT welded joint: (a) cleavage plane; (b) enlarged morphology of cleavage plane

3 结论

(1) T-TIG-01-PWHT 试样热处理后焊缝区的平均晶粒尺寸、柱状晶占比均小于焊态接头的平均晶粒尺寸及柱状晶占比, 使得热处理后的焊接接头晶界强化效果增强、等轴晶组织增加, 成为更理想的接头组织。

(2) 采用小焊接热输入焊接 FeCrAl 合金管, 可以使焊缝的晶粒尺寸变小, 提高焊接接头的力学性能, 热处理后 Fe-CrAl 合金管 TIG 焊接接头最大抗拉强度为 530 MPa, 为母材强度的 80.8%。由于焊缝中部晶粒尺寸较大, 晶界强化作用减弱, 硬度值相较于两侧热影响区明显下降。

(3) 焊缝区的氧化物颗粒发生了明显粗化, 氧化物颗粒由原始的纳米级氧化物颗粒聚集长大为亚微米级的氧化物颗粒, 在焊接过程中 Y_2O_3 氧化物分解, 并与基体反应生成稀

土复合氧化物 $Y_3Al_5O_{12}$, 这种 Y-Al-O 型的氧化物颗粒通常是亚微米级尺寸, 焊后在焊缝区仍可保证具有一定数目的氧化物颗粒。

参考文献

- Gussev M N, Field K G, Yamamoto Y. *Materials & Design*, 2017, 129, 227.
- Olivier Doyen, Brendan Le Gloanec, Alexis Deschamps, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2019, 518, 326.
- Cao R, Wang H L, Che H Y, et al. *Welding & Joining*, 2021, 1(10), 1 (in Chinese).
曹睿, 王恒霖, 车洪艳, 等. *焊接*, 2021, 1(10), 1.
- Liang Shenyong, Lei Yucheng, Zhu Qiang, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2015, 456, 206.
- Gussev M N, Cakmak E, Field K G, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, 504, 221.
- Anumat Sittiho, Vedavyas Tungala, Indrajit Charit, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, 509, 435.
- Jerred N D, Charit T, Zirker L R, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, 508, 265.
- Rebak R B. *Accident-tolerant materials for light water reactor fuels* (1st Ed), Cambridge, USA, Elsevier, 2020.
- Wu Y, Haney E M, Cunningham N J, et al. *Acta Materialia*, 2012, 60(1), 3456.
- Lei Y C, Li M G, Cheng L. *Chinese Journal of Material Research*, 2012, 26(4), 383 (in Chinese).
雷玉成, 李猛刚, 承龙. *材料研究学报*, 2012, 26(4), 383.
- Lei Y C, Gong C C, Luo Y, et al. *Chinese Journal of Material Research*, 2014, 28(2), 93 (in Chinese).
雷玉成, 龚晨诚, 罗雅, 等. *材料研究学报*, 2014, 28(2), 93.
- Lei Y C, Ren W J, Xie W F, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2011, 32(11), 1 (in Chinese).
雷玉成, 任闻杰, 谢伟峰, 等. *焊接学报*, 2011, 32(11), 1.
- Liang S Y, Lei Y C, Zhao K, et al. *Materials Science & Technology*, 2013, 21(5), 20 (in Chinese).
梁申勇, 雷玉成, 赵凯, 等. *材料科学与工艺*, 2013, 21(5), 20.
- Zhua Qiang, Lei Yucheng, Wang Yunlong, et al. *Fusion Engineering and Design*, 2014 89, 2964.
- Cui Z Q, Tan Y C. *Metallography and heat treatment*, Machine Press, China, 2016, pp. 29 (in Chinese).
崔忠圻, 覃耀春. *金属学与热处理*, 机械工业出版社, 2016, pp. 29.

(责任编辑 汪芸竹)



曹睿, 通信作者, 兰州理工大学, 博士、教授、博士研究生导师, 甘肃省飞天学者和四川省天府学者特聘教授。2003年6月于兰州理工大学材料科学与工程学院参加工作至今。主要从事新材料、异种材料的焊接性、强韧性、腐蚀、变形、损伤及断裂行为研究等科研工作。发表SCI检索论文90余篇, 发表中文核心期刊论文120余篇。完成著作2部 *Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals*、《金属解理断裂微观机理》。完成国家自然科学基金项目、甘肃省科研项目以及企业合作项目40余项。