

引用格式:江恬恬,高福洋,蒋鹏,等.TC4钛合金K-TIG焊接头组织与性能研究[J].热加工工艺,2026,55(10):61-67+77. JIANG Tiantian, GAO Fuyang, JIANG Peng, et al. Study on Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy K-TIG Welding [J]. Hot Working Technology, 2026, 55(10):61-67+77.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20241209

TC4 钛合金 K-TIG 焊接头组织与性能研究

江恬恬¹, 高福洋^{1,2}, 蒋鹏^{1,2}, 杨胜利^{1,2}, 于德毅¹

(1. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471023; 2. 海洋腐蚀与防护全国重点实验室, 河南 洛阳 471023)

摘 要:针对 10 mm 厚 TC4 钛合金板材开展了 K-TIG 焊工艺实验,探索了焊接电流对熔深熔宽的影响规律,掌握了 K-TIG 单道焊透工艺,并对焊接接头进行了组织和性能研究。结果表明,焊接电流对熔深熔宽有影响;当电流达到 520 A 时被焊透,电流达到 580 A 时,TC4 板材实现单面焊双面成形。对接头组织进行观测:焊缝组织为片状 α 相、针状马氏体 α 相及残余的 β 相,热影响区粗晶区为等轴 α 相及针状 α 相,细晶区为等轴 α 相及片状 α 相。对接头性能进行研究:焊缝上部硬度值低于中部和底部,接头下部和中部显微硬度值均匀,各区硬度值相差不大,焊缝区和热影响区冲击韧性及冲击强度均高于母材。

关键词:K-TIG 焊;锁孔效应;TC4 钛合金;接头性能

中图分类号: TG441.7; TG407

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2026)10-0061-07

Study on Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy K-TIG Welding

JIANG Tiantian¹, GAO Fuyang^{1,2}, JIANG Peng^{1,2}, YANG Shengli^{1,2}, YU Deyi¹

(1. Luoyang Ship Materials Research Institute, Luoyang 471023, China; 2. National Key Laboratory of Marine Corrosion and Protection, Luoyang 471023, China)

Abstract: K-TIG welding process test was carried out for 10 mm thick TC4 titanium alloy plate. The influence of welding current on the penetration depth and width was explored, the K-TIG single-pass welding penetration process was mastered, and the structure and properties of the welded joint were studied. The results show that the welding current has an impact on the penetration depth and width: when the current reaches 520 A, it is welded through, and when the current reaches 580 A, the TC4 plate is formed on both sides by single-sided welding. The joint structure is observed: the weld structure is sheet α phase, acicular martensitic α phase and residual β phase, the coarse-grained area of the heat-affected zone is equiaxed α phase and needle-like α phase, and the fine grain area is equiaxed α phase and flake α phase. The joint properties are studied: the hardness value of the upper part of the weld is lower than that of the middle and bottom, and the microhardness value of the lower and middle part of the joint is uniform. There is little difference in the hardness value of each zone, and the impact toughness and impact strength of the weld zone and the heat-affected zone are higher than those of the base metal.

Key words: K-TIG welding; keyhole effect; TC4 titanium alloy; joint performance

钛合金具有高强度、低密度、优良的耐蚀性能和良好的生物相容性,这些优异的性能使其在航空航天、船舶工程和医学领域具有巨大的应用潜力^[1]。TC4 是一种应用最广泛的($\alpha+\beta$)两相钛合金,具有优良的耐蚀性和可焊性,被广泛应用于海洋工程领域^[2]。

钛合金的连接可采用不同的焊接方法:钨极氩弧焊、真空电子束焊、激光焊、钎焊^[3]。K-TIG 焊具有不开坡口、焊接速度快和效率高等优点,在中厚板材和大型罐体的焊接领域有显著的应用和发展前景^[4]。锁孔效应钨极氩弧焊是在传统的 TIG 焊基础上,将电流提高至 300 A 以上,从而得到能量密度高、未经压缩的自由电弧,在焊接过程中形成焊接匙孔,匙孔的形成对焊接能量进行锁定,进一步聚焦了焊接热输入,避免了焊接热量的损失,有效维持焊接熔池匙孔的稳定,通过能量的不断积累,实现钛合金厚板的全厚度匙孔焊接。该方法是一种大熔深、单面焊双面成形的高效焊接形式,在焊接过程中,锁孔会穿过熔化金属随焊枪或工件的移动而移动,而熔池则围绕锁

收稿日期:2024-06-02 修回日期:2026-05-11

基金项目:科技部重点研发计划项目(2022YFB3705605);河南省重大科技专项(201200211400)

作者简介:江恬恬,女,硕士研究生,主要研究方向:钛合金的焊接技术;
E-mail:486024401@qq.com

通讯作者:高福洋,男,高级工程师,主要研究方向:钛合金的焊接技术;
E-mail:gaofuyang@126.com

孔边缘而移动到锁孔尾部凝固成焊缝^[5]。

国内外关于 K-TIG 焊接的相关实验研究取得了一定进展,Lathabai 等^[6]采用 K-TIG 焊接 12.7 mm 厚商业纯钛板材。结果表明,K-TIG 焊的热影响区宽度大,焊缝中心的柱状晶尺寸也大,焊接速度 4 mm/s 是最佳选择。柳阳等^[7]对 13.5 mm 厚的 304N 不锈钢板材进行焊接,对纯 Ar 和 Ar+3%N₂ 作为保护气时进行比较。结果表明,添加氮气时,焊缝铁素体含量下降,硬度提高,硬度与氮含量呈正相关。王伟等^[8]开展错边量对 8 mm 厚 304 不锈钢 K-TIG 焊,错边量变大,焊接接头金属流向改变,焊缝熔宽变窄,并分析其对各区域组织、抗拉强度、接头硬度分布的影响,阐述原因。Cui 等^[9]以 4 mm 厚 304 不锈钢为实验对象,测试锁孔出口尺寸和位置参数,用相对较低方波脉冲焊接电流,得到了合格的焊缝。

目前,国内外对钛合金 K-TIG 焊研究甚少,钛合金绿色高效焊接一直是国际研究的一个重点方向。本文针对钛合金匙孔形成条件开展系统研究工作,获得单面焊双面成形的良好焊接工艺,揭示 K-TIG 焊接匙孔形成机理和影响因素,从而掌握钛合金 K-TIG 焊接工艺特性,有助于后续进一步研究。

1 实验材料与方法

选用 10 mm 厚的轧制退火态 TC4 钛合金板材为母材,其化学成分见表 1,显微组织如图 1 所示。由图 1 可知,母材为均匀分布的等轴 α 组织和晶间 β 组织。由于 TC4 钛合金的金属活泼性很强,焊接时易氧化^[10],而且容易受到油等物质污染,焊前对钛合金酸洗以除去表面杂质和油污,酸洗液为 24%HCl+38%HNO₃+11%HF+(余量)H₂O,酸洗后用清水冲洗,干燥备用,焊前对焊接区域用丙酮擦拭干净,采

表 1 TC4 母材的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of TC4 base material (wt%)

Al	Nb	Mo	Zr	Si	Fe	O	Ti
6.1	3.01	0.988	3.48	0.125	0.05	0.156	余量

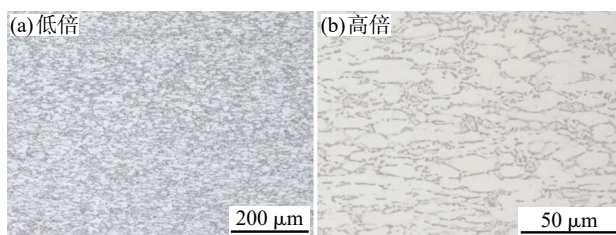


图 1 母材的显微组织
Fig.1 Microstructure of base material

用 K-TIG 焊接系统对待焊试样进行焊接,坡口为 I 型,间隙小于 0.1 mm,焊接采用氩气保护。

焊接完成后,利用线切割设备进行试样加工。采用 Zeiss Axio Vert A1 光学显微镜、Quanta650 扫描电子显微镜、JEM-2100 型高分辨透射电镜对焊缝微观组织和断口进行观测和物相分析;利用 KB30SR-FA 型维氏硬度实验机进行硬度测试;利用 ZBC2602-B 型冲击摆锤实验机进行冲击性能测试;室温拉伸性能在 Zwick-2000KN 电液伺服材料实验机上进行。

2 实验结果及讨论

2.1 焊透工艺研究

K-TIG 焊接系统如图 2 所示。深熔 TIG 焊接工艺在特制的焊枪上实现 300 A 以上大电流焊接,但不对电弧进行机械拘束,较大的电流密度产生较大的电弧力,穿透熔池形成小孔。当电弧力、熔池中液态金属重力、表面张力形成平衡时,小孔可以稳定存在,实现深熔 TIG 焊接,焊接电弧形态如图 3 所示。



图 2 K-TIG 焊接系统
Fig.2 K-TIG welding system

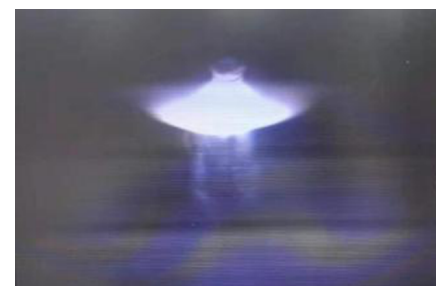


图 3 焊接电弧形态
Fig.3 Welding arc pattern

针对焊透工艺开展实验研究,图 4 为不同电流时焊缝的截面形貌。当焊接速度为 270 mm/min 时,在电流 250~650 A 变化过程中 K-TIG 焊缝具有不同的截面形貌。当电流较小时熔深很小,熔宽相对很大,当电流为 430 A 时焊缝截面开始显现出高脚杯状熔深,电流为 520 A 时高脚杯状熔深已非常明显。

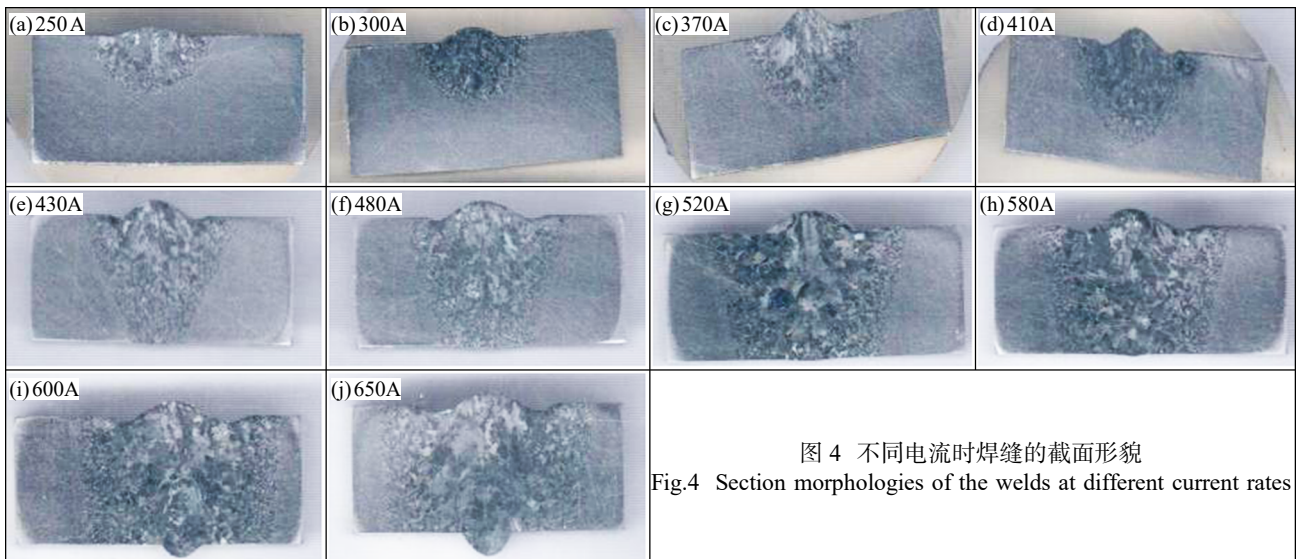


图 4 不同电流时焊缝的截面形貌
Fig.4 Section morphologies of the welds at different current rates

当电流达到 580 A 时 K-TIG 电弧已熔透母材, 可清晰看见贯穿母材上下表面的高脚杯状熔深。由此也表明, 在 580 A 时 K-TIG 实现了 10 mm 厚 TC4 钛合金单面焊双面成形, 但此时焊缝存在轻微的咬边现象。从图中还可以看出, 随着电流增大熔深、熔宽均增加, 但此时焊缝存在轻微的咬边现象, 特别在电流为 370~410 A 时熔深大小明显突变。

焊缝熔深随电流变化的曲线如图 5 所示。由曲线图可知, 熔深整体随电流增大而增大。当电流达到 520 A 时, 熔深已达 10 mm, 由焊缝截面图也可以看出母材已被熔透, 焊缝成形完整且无气孔、裂纹等缺陷, 但出现轻微咬边现象。在电流为 260 A 前曲线平缓上升, 在 370 A 后熔深迅速增加, 曲线上升至 520 A, 曲线平缓, 试板被焊透。

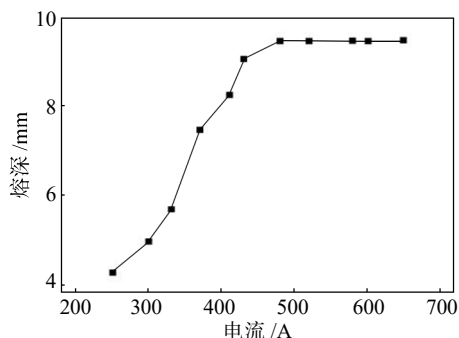


图 5 焊缝熔深随电流变化的曲线
Fig.5 Curve of weld depth changing with current

图 6 为焊缝熔宽随电流变化的曲线。可知, 当电流在 250~480 A 时熔宽几乎呈线性增加, 电流达 520 A 时熔透热量从锁孔底部逸出, 导致熔宽显著降低, 存在 1 个突变, 之后熔宽随焊接热输入增加而增大。

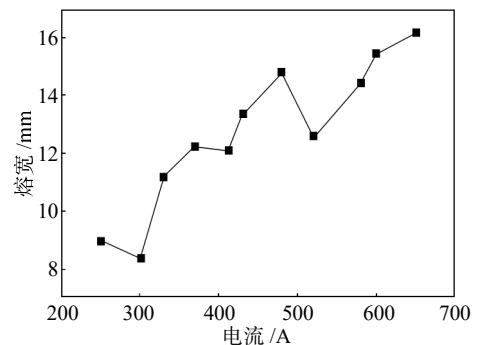


图 6 焊缝熔宽随电流变化的曲线
Fig.6 Curve of weld width changing with current

2.2 焊接接头宏观形貌

10 mm 厚 TC4 钛合金 K-TIG 焊具体工艺参数见表 2, 图 7 为焊接电流 520 A 时接头正面、背面和横截面宏观形貌。可见焊缝呈亮银色鱼鳞纹, 正面和背面成形稳定、均匀, 实现了单面焊双面成形, 探伤结果满足 NB/T 47013 I 级合格要求, 未见内部产生气孔、裂纹、未熔合等焊接缺陷, 焊缝横截面呈“钉”形。焊接接头焊缝区为柱状晶和等轴晶, 金属熔化时的热量向母材传导散失, 形核后背向散热最大方向生长, 即垂直熔池壁向焊缝中心长大, 呈柱状铸态组织, 是典型的联生结晶机制^[1]。由于 K-TIG 焊接热输入量较大, 使得熔化金属高温停留时间增长, 凝固过程中柱状晶有足够的时间和能量长大, 从而形成对称分布的粗大柱状晶; 柱状晶生长时, 液固界面沿液态金属中的溶质富集, 产生成分过冷, 液态金属中开始

表 2 焊接工艺参数
Tab.2 Welding parameters

焊接电流 / A	焊接电压 / V	焊接速度 / (mm·min ⁻¹)
520	180	270

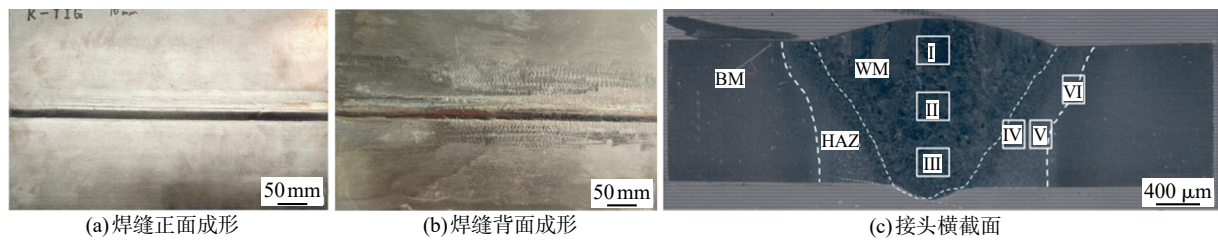


图7 焊接接头的宏观形貌

Fig.7 Macromorphologies of welded joints

形核,晶核在此自由生长,形成等轴晶^[12]。根据峰值加热温度及熔池热传导作用的不同,热影响区可分为粗晶区、细晶区和过渡区,当加热峰值温度在晶粒粗化温度范围之上时,靠近焊缝区受熔池热传导作用较大,此区域为粗晶区;当加热峰值温度在 β 相转变温度和晶粒粗化温度范围之间时,靠近母材受熔池热传导作用较小。

2.3 接头微观组织

焊缝区的显微组织如图8所示。焊缝处散热条件有限,使得焊缝中过饱和固溶体的过冷度不足,没有足够的能量进行切变相变,导致相转变过程发生较多的合金元素扩散,从而形成较大数量的 α 相。图8(a)为焊缝上部的金相组织,此区域经过熔化凝固过程,加热温度高,晶粒尺寸较大,为粗大的柱状晶,晶粒内部可以看到针状马氏体 α 相和片状 α 相;由图8(b)可见,焊缝中部晶粒尺寸有所长大,晶粒内部的片状 α 进一步长大, α 相宽度增大,长度也变长;由图8(c)可见,焊缝下部焊缝晶粒尺寸较小,

呈等轴晶特征,焊缝组织主要为相互编织交错的针状马氏体,存在残余 β 相分布在 α 相和 α' 相之间。

焊接过程中,由于温度梯度的存在,热影响区不同位置经历的焊接热循环也不同,导致热影响区组织构成复杂,按组织变化热影响区可大致分为粗晶区、细晶区和过渡区共3个区域。图9为热影响区的显微组织。其中,图9(a)为靠近焊缝的热影响区,粗晶区主要由粗等轴晶转变 β 组成,此区域加热温度达到相变温度以上,由于高温停留时间长, β 相迅速长大,在冷却过程中,发生非扩散型相变,通过切变形成具有密排六方晶体结构的针状 α 组织, α 相形成束域相互交错,形成网篮状组织,部分针状 α 沿破碎晶界生长;图9(b)为近母材热影响区,由层片状组织和等轴状组织共同组成,显微组织为等轴 α 相、片状 α 相和少量残余 β 相。该区域远离焊缝中心,获得的热量较少且高温停留时间短,初生 α 相没有完全转变为 β 相,在随后冷却过程中,很少一部分 β 相切变为针状马氏体 α ,在过冷度这一相变

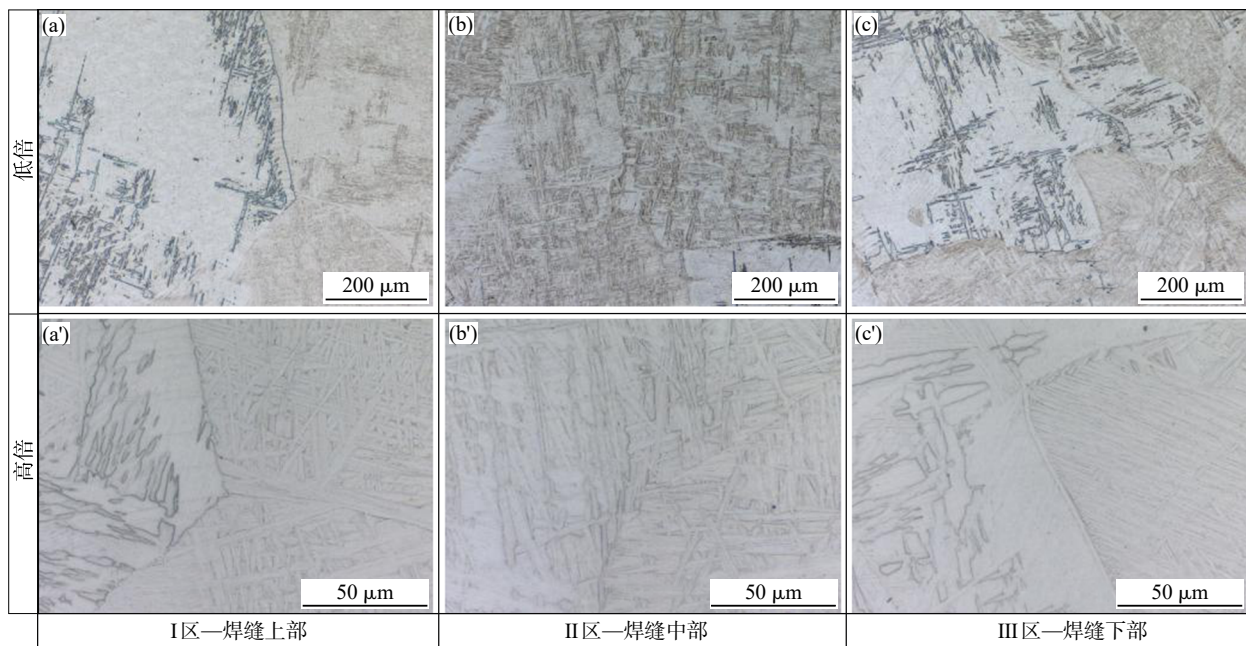


图8 焊缝区的显微组织

Fig.8 Microstructure of weld zone

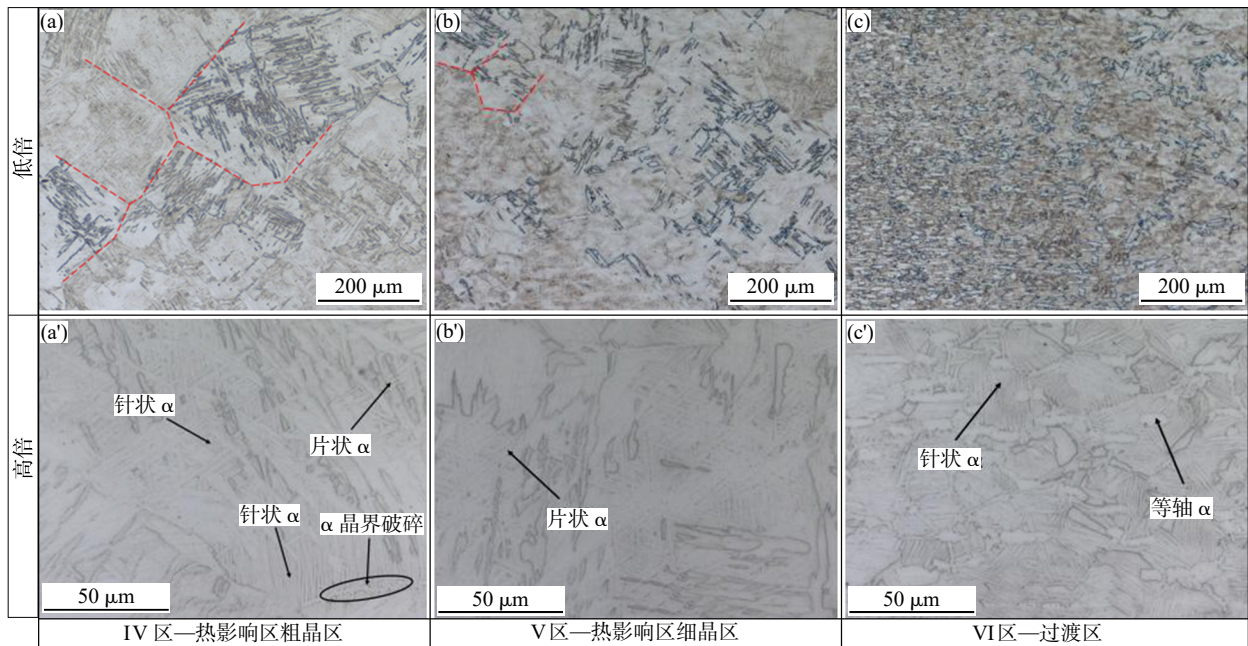


图9 热影响区的显微组织

Fig.9 Microstructure of heat affected zone

驱动力作用下, β 晶粒中的原子通过形核和长大的方式形成片状 α 相; 图 9(c) 为过渡区显微组织, 该区温度在 β 转变温度以上发生同素异构转变^[13], 转变为针状马氏体穿过等轴 α 相内, 原始 α 相转变不完全有所保留, 显微组织为针状 α 相、等轴 α 相和残留 β 相。

图 10 为焊接接头各区组织的 TEM 图。可见焊缝组织较均匀, 细针状 α 与短小的 α 相规则排列, 在 α 相之间存在 β 相。初生 α 相中存在少量位错。在热

影响区粗晶区, 针状 α 的宽度为 500~1000 nm。热影响区细晶区层片状 α , 宽度为 300~500 nm, 有大量位错缠绕, 晶间 β 相减少。

2.4 接头力学性能与分析

焊接接头及母材的拉伸性能如表 3、4 所示。

2.4.1 显微硬度

接头横截面的显微硬度分布如图 11 所示。从一侧母材到另一侧母材, 每隔 0.5 mm 打 1 个点, 垂直于熔深方向测试 3 组横向硬度值: 距焊缝顶端 5

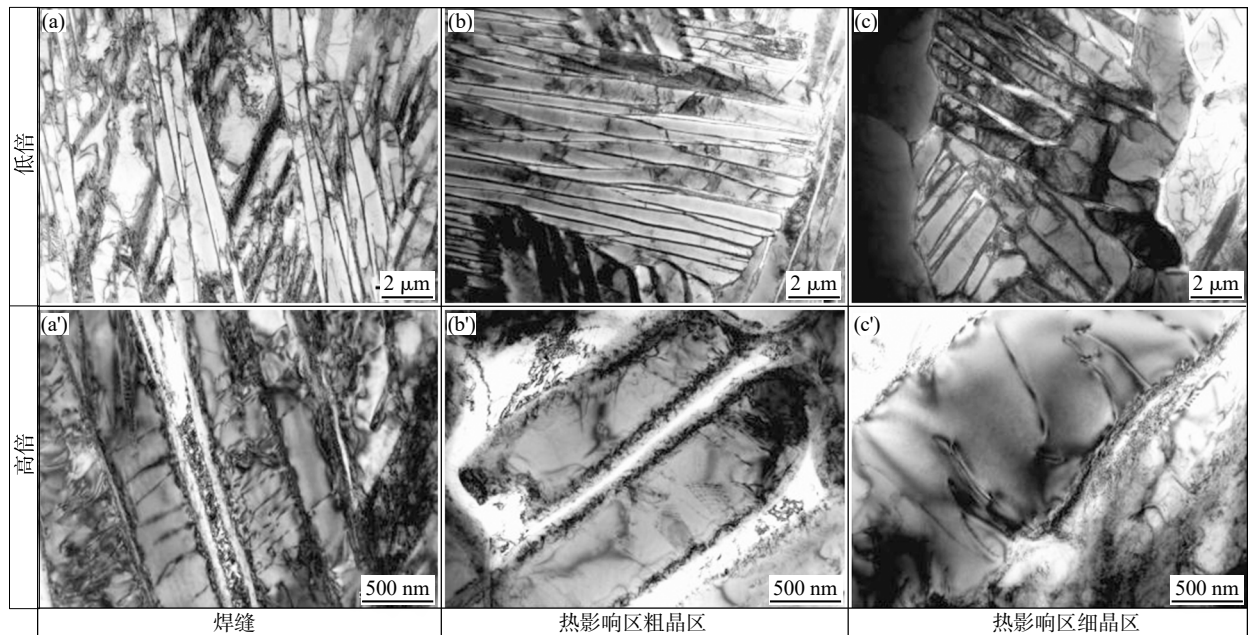


图 10 焊接接头各区组织的 TEM 图

Fig.10 TEM images of the microstructure of each zone of the welded joint

表 3 焊接接头的拉伸性能
Tab.3 Tensile properties of welded joints

编号	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A(%)	断裂位置
1	1039	904	10.0	母材
2	1047	910	10.5	
3	1047	918	10.0	
4	1056	920	10.5	
5	1046	906	10.5	

mm、距焊缝底端 5 mm 和焊接接头中间层,沿熔深方向测接头的纵向硬度,由图 11(a)可以看出,焊缝上部显微硬度低于中部和底部,在热影响区硬度值

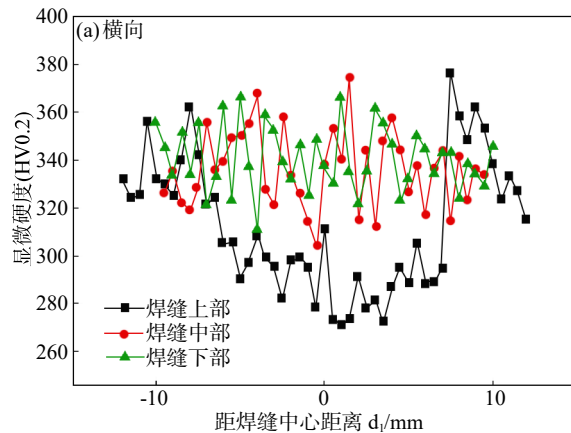


表 4 母材的拉伸性能
Tab.4 Tensile properties of the base material

试样编号	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa
1-1	1000	951
1-2	1009	964

发生突增,接头中部和下部显微硬度均匀,焊缝、熔合线、热影响区、母材硬度值相当。图 11(b)可以看出,焊接接头上部焊缝处显微硬度较低,熔池最后凝固,焊缝区组织粗大,有较软的 α 相存在,焊缝中部硬度值最大,与图 11(a)结果相符。

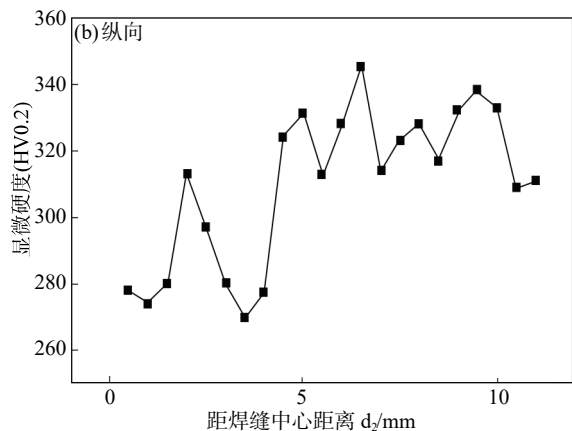


图 11 接头横截面的显微硬度分布
Fig.11 Distribution of microhardness in cross-section of the joint

2.4.2 拉伸性能

室温下进行拉伸实验,结果如图 12 所示。5 组试样均在母材处发生断裂,拉伸断口有颈缩现象,表现了良好的塑性断裂特征。如表 3 所示,焊接接头抗拉强度在 1039~1056 MPa,屈服强度为 904~920 MPa,断后伸长率为 10.0%~10.5%。母材的抗拉强度均值达到 1005 MPa,最大值达到 1009 MPa。焊接

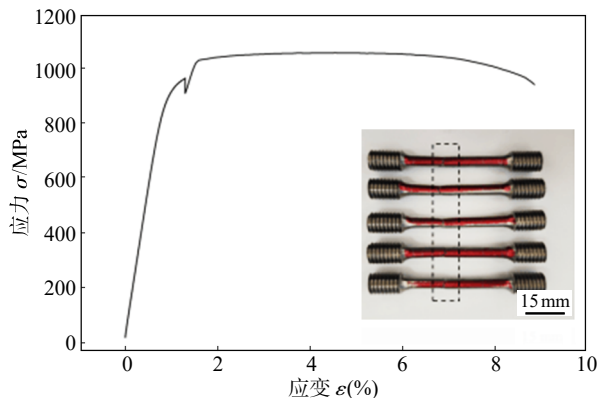


图 12 拉伸应力-应变曲线及拉伸试样断裂示意图
Fig.12 Tensile strain-stress curve and tensile specimen fracture diagram

接头强度与母材相当。

2.4.3 冲击性能

冲击试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm,缺口为“V”型,表 5 为焊接接头的冲击测试结果。冲击实验结果表明,焊缝中心的冲击功值分布在 29~31 J,均值为 30 J;热影响区的冲击功值分布在 31~33 J,均值为 32 J;母材的冲击功值分布在 23~24 J,均值为 23 J,母材中的等轴状组织使裂纹沿着 α 相晶粒内的滑移带拓展,使得母材的冲击韧性较低,焊缝区存在大量针状马氏体所具有的高断裂应力是焊接接头冲击韧性高于母材的主要原因,冲击变形分散在晶

表 5 焊接接头的冲击测试结果
Tab.5 Impact test result of welded joint

取样位置	冲击吸收功 /J			
	1 号	2 号	3 号	平均值
BM(母材)	24	23	23	23
WM(焊缝中心)	29	30	31	30
FZ	28	28	30	29
HAZ(热影响区)	31	31	33	32

粒内部,变形较均匀,应力集中较小,焊缝处晶界曲折,有利于阻碍裂纹的扩展,在断裂过程中吸收较多的能量,冲击韧性较高^[14]。

图 13 为冲击断口形貌。其中,材冲击断口形貌如图 13(a)所示,可见宏观断口较为平整,进一步观察,看到大量均匀且浅的韧窝,断口显示出良好的韧

性特征。焊缝冲击断口形貌如图 13(b)所示,可见断口存在显著的变形起伏,韧窝分布不均匀,焊缝区的超细晶组织有良好的塑性及抗裂纹扩展能力,宏观断口上表现为明显塑性变形的撕裂棱;热影响区冲击断口形貌如图 13(c)所示,可见宏观断口有大量圆形撕裂边,断面分布着大小不等的圆形或椭圆形

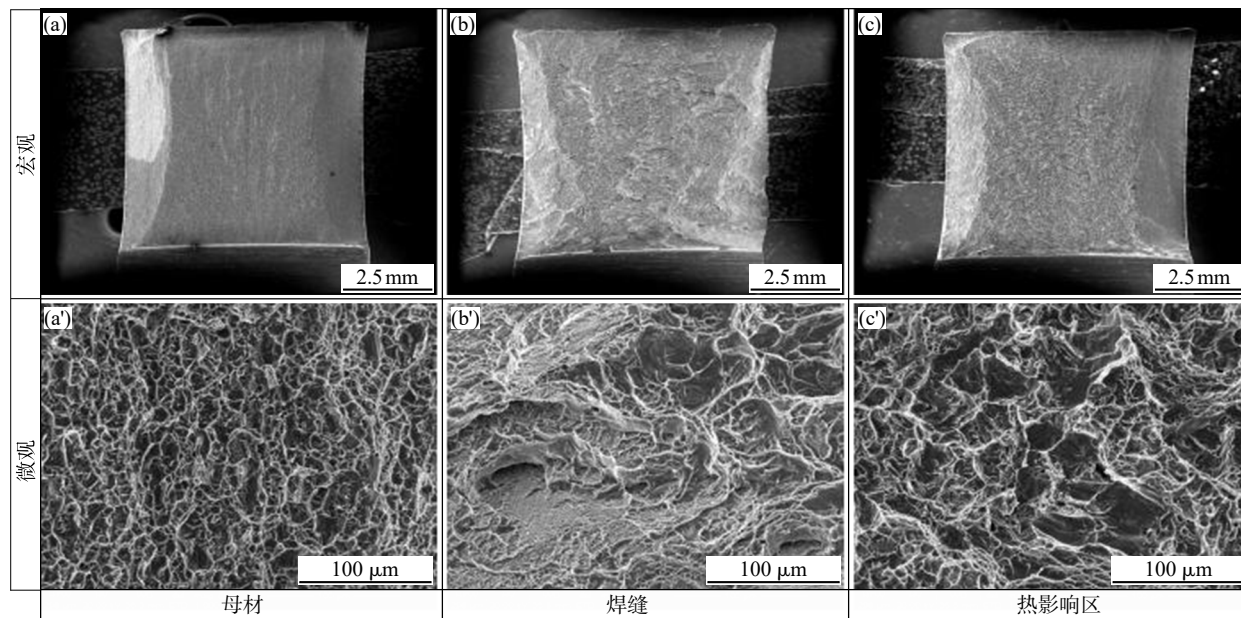


图 13 冲击断口形貌

Fig.13 Impact fracture morphologies

韧窝,相比母材韧窝深。

3 结论

对 10mm 厚 TC4 钛合金板进行 K-TIG 焊接,对焊透工艺和焊接接头组织性能进行深入分析研究,主要得出以下结论:

(1) 随着焊接电流的增大,焊缝的熔深也增大,在 480 A 后熔深几乎不变;焊缝的熔宽在电流为 250~480 A 增大,在电流为 520 A 时熔宽急剧减小。

(2) 焊缝形貌整体呈钉形,成型较好,焊缝区为柱状晶和少量等轴晶,热影响区中的高温区和低温区晶粒均为等轴晶,大小不一;焊缝组织为片状 α 相、针状马氏体 α 相,热影响区粗晶区为等轴 α 相、针状 α 相及残余 β 相,细晶区为等轴 α 相、片状 α 相及少量残余 β 相。

(3) 焊接接头上部焊缝区硬度值最低,热影响区最高,接头中部和下部显微硬度均匀,焊接接头强度与母材等强,焊缝冲击功可达 30 J,断裂面有撕裂棱和韧窝产生,热影响区冲击功可达 32 J,断裂面有大小深浅不一的韧窝产生。

参考文献:

- [1] 叶勇,王金彦. 钛合金的应用现状及加工技术发展概况[J]. 材料导报,2012,26(s2):360-363.
- [2] Liu H J, Zhou L. Microstructural zones and tensile characteristics of friction stir welded joint of TC4 titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2010,20(10): 1873-1878.
- [3] Yin M G, Cai Z B, Li Z Y, et al. Improving impact wear resistance of Ti-6Al-4V alloy treated by laser shock peening[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2019,29(7):1439-1448.
- [4] Fei Z Y, Pan Z X, Cuiuri D, et al. Investigation into the viability of K-TIG for joining armour grade quenched and tempered steel [J]. Journal of Manufacturing Processes,2018,32: 482-493.
- [5] Liu Z M, Fang Y X, Cui S L,et al. Stable keyhole welding process with K-TIG [J]. Journal of Materials Processing Technology,2016,238:65-72.
- [6] Lathabai S, Jarvis B L, Barton K J. Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium[J]. Materials Science & Engineering A,2001,299(1): 81-93.
- [7] 柳阳,王秋平. 保护气对 304N 不锈钢 K-TIG 焊接接头组织性能的影响[J]. 焊接,2017(9):32-35.

(下转第 77 页)

氧的 V 微合金钢相比,经 Ti-Mg 脱氧处理的 V 微合金钢在高温热轧条件下表现出更优异的综合力学性能。此外,与传统轧制工艺相比,高温轧制取消了中间坯待温过程,显著提高了轧制效率。

3 结论

(1) 与常规脱氧的 V 微合金钢相比,Ti-Mg 脱氧钢中的复合第二相粒子数量及类型显著优化,第二相粒子尺寸主要集中在 $1\sim 2\mu\text{m}$ 范围内,能够诱导晶内铁素体形核的有效第二相粒子明显增多。

(2) 在 V 微合金钢中引入高温下形成的稳定 Al-Mg-Ti-O-TiN-MnS 型复合第二相粒子后,相较于仅通过低温控轧诱导 V(C,N)析出,更容易获得细小的针状 AF 结构。

(3) 经 Ti-Mg 脱氧处理的 V 微合金中厚板可以在高温热轧条件下获得更优异的综合力学性能,较常规脱氧钒微合金化钢强度提升 38.1 MPa,冲击功提高 96.4 J,为实现中厚板的高温高效轧制提供理论支撑。

参考文献:

- [1] 王国栋. 高质量中厚板生产关键共性技术研发现状和前景[J]. 轧钢,2019,36(1):1-8.
- [2] 王国栋. 新一代 TMCP 技术的发展[J]. 轧钢,2012,29(1):1-8.
- [3] 张田,田勇,王丙兴,等. “温控-形变”轧制工艺对厚板变形渗透性的影响[J]. 轧钢,2018,35(1):6-9.
- [4] 王超,袁国,王国栋. 基于析出相控制的热轧本质细晶钢技术及应用[J]. 钢铁,2023,58(9):167-177.
- [5] 杨才福. 钒微合金化钢的技术进展与应用[J]. 钢铁研究学报,2020,32(12):1029-1043.
- [6] 马江南,杨才福,王瑞珍. 增氮对钒微合金钢组织和性能的影响[J]. 钢铁,2015,50(4):63-69.
- [7] Liu H, Yang B, Chen Y, et al. Precipitation law of vanadium in microalloyed steel and its performance influencing factors [J]. Materials (Basel),2022,15(22):8146.
- [8] 田祥省,祝龙飞,林浩,等. 微镁处理对铸态低碳钢中夹杂物和组织的影响[J]. 材料科学与工程学报,2017,35(3):489-493.
- [9] 张欣瑶,胡珂,王天舜,等. Ti-Mg 脱氧工艺对低碳钢板气电立焊接头组织和性能的影响[J]. 热加工工艺,2024,53(19):39-43.
- [10] Lou H N, Wang C, Wang B X, et al. Evolution of inclusions and associated microstructure in Ti-Mg oxide metallurgy steel [J]. ISIJ international,2019,59(2):312-318.
- [11] 胡春林,宋波,辛文彬,等. Ti-Mg 复合脱氧对低碳钢中夹杂物及组织的影响[J]. 材料热处理学报,2013,34(5):37-41.
- [12] Lin C K, Pan Y C, Su Y H F, et al. Effects of Mg-Al-O-Mn-S inclusion on the nucleation of acicular ferrite in magnesium-containing low-carbon steel [J]. Materials Characterization,2018,141:318-327.
- [13] Byun J S, Shim J H, Cho Y W, et al. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel [J]. Acta Materialia,2003,51(6):1593-1606.
- [14] 武承远,熊杰,唐帅,等. Ti-Mg 脱氧钢复合夹杂物诱导针状铁素体原位观察[J]. 热加工工艺,2024,53(6):53-56.
- [15] 周亚辉,王泉,范海宁,等. 钛-镁处理对低碳钢夹杂物和组织的影响[J]. 河南冶金,2019,27(1):11-13.
- [16] Wang H T, Tian Y, Ye Q B, et al. Determining role of microstructure on crack arrest and propagation phenomenon in low-carbon microalloyed steel [J]. Materials Science & Engineering A,2019,761:138009. 
- [11] 韩涛,谷世伟,徐良,等. K-TIG 焊接接头的应力与变形[J]. 焊接学报,2019,40(11):125-132.
- [12] 龚玉兵,王善林,李娟,等. 厚板 TC4 钛合金电子束焊接头组织演变规律[J]. 焊接学报,2017,38(9):91-96.
- [13] 高福洋,廖志谦,熊进辉,等. 船用钛合金焊接接头精细组织表征[J]. 焊接学报,2016,37(4):124-128.
- [14] 尹丽香. TC4 钛合金电子束焊接接头组织形态与性能的研究[D]. 大连:大连交通大学,2006. 

(上接第 67 页)

- [8] 王伟,周传昆,陈浩,等. 错边量对不锈钢中厚板 K-TIG 焊接头性能的影响[J]. 热加工工艺,2021,50(5):160-162.
- [9] Cui S L, Liu Z M, Fang Y X, et al. Keyhole process in K-TIG welding on 4 mm thick 304 stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology,2017,243:217-228.
- [10] 吴巍,程广福,高洪明,等. TC4 合金 TIG 焊接头组织转变与力学性能分析[J]. 焊接学报,2009,30(7):81-84.