

新型 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金焊丝激光焊接头组织性能

方乃文^{1,2}, 冯志强², 武鹏博¹, 黄瑞生¹, 罗玖田², 黎泉², 信国松³

(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. 北部湾大学, 广西 钦州 535011)

(3. 聚力新材料科技(日照)有限公司, 山东 日照 276826)

摘要: 通过优化 Cr-Mo-Zr 的协同作用机制开发了钛合金实心焊丝, 选择具有均匀的熔滴受力状态、稳定的熔滴过渡形式的液桥过渡进行激光填丝焊, 最终实现了 20 mm 厚 Ti64 钛合金板的优质焊接。经过观察和测试发现 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝具有足够的挺度和松弛度, 为后续的激光填丝焊接时光束与焊丝所需的精准对中和稳定送丝提供了保障; 焊缝中大于 10° 的大角度晶界占比为 97.8%, 几何必要位错密度较低, 小尺寸晶粒的占比较大, 焊缝表现出总体取向性不强, 织构不明显且分布随机, 最大基面取向密度仅为 12.66; 焊接接头的平均抗拉强度为 901 MPa, 平均断后伸长率为 21%, 室温冲击韧性分布在 29~33 J 之间。自主开发设计的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 系钛合金实心焊丝对于获得强度和塑性协同优化的焊接接头具有重要的作用, 为钛合金焊接结构长期安全服役提供了基础技术支持。

关键词: 钛合金; Ti-Al-Cr-Mo-Zr 焊丝; 组织性能

中图分类号: TG457.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)01-0147-09

Ti64(Ti-6Al-4V) 钛合金为 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 具有密度小、比强度高、比刚度大、耐热耐腐蚀、加工性能好等优点, 是一种优质的金属结构材料, 在航空航天、武器装备、医疗器械等领域具有非常广泛的应用前景, 因此倍受关注^[1-2]。在厚壁 Ti64 钛合金的焊接加工过程中, 传统熔丝焊接方法常采用常规 Ti-Al-V 系焊丝作为填充金属, 虽然可以保证焊接接头具有较为优异的强度性能, 但塑性储备严重不足, 导致其无法在恶劣工况条件下长期安全稳定服役, 因此对于高塑性钛合金焊丝的研发与应用显得十分迫切。

通过合金元素配比调控相组成及含量, 是焊接材料常见的技术手段。Han 等^[3]利用开发的 Ti-Al-Mo-V-Zr-Nb-Re 系钛合金实心焊丝进行了 Ti64 钛合金的焊接, 结果表明该焊丝中合适比例的 Al 当量及 Mo 当量组合使多元合金有效过渡到熔池, 保证了焊缝组织为均匀的双相组织, 使焊接接头具有强度与塑性匹配良好的力学综合性能; Anis 等^[4]开发了 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 系钛合金实心焊丝进行 Ti64 钛合金的焊接, 结果表明金属 V 的加入使晶内和晶间均出现了 α 相, 析出的晶间 α 相虽然可以提高接头的强度与塑性, 但同时也促进了裂纹沿晶界扩展的趋势; 方乃文等^[5]开发了 Ti-Al-V-Mo 系钛合金药芯焊丝, 其中 Mo 含量较高, 导致在随后的冷却过程中出

现了亚稳相的形成、分解, 大量的亚稳相作为 α' 马氏体形核的质点, 大幅提高了 α' 马氏体的形核率, 细密次生 α' 马氏体的析出又截断了初生 α' 马氏体板条, 使 α' 马氏体板条的长宽比大幅降低。同时, 次生 α' 马氏体含量的提高也会分割晶粒内部, 有效降低了位错的交滑移频率, 使晶内位错的容纳能力提高, 焊接接头的断后伸长率达 13%。

综上所述, 目前相关学者较多着重于研究焊接材料中 Mo 和 V 的作用机理, 可以提高焊缝的稳定性和保障塑性, 并降低相变的温度, 有利于 β 相的残留, 从而可以一定程度地保证焊接接头的塑性, 但往往需要牺牲一定的强度。金属 Cr 元素的加入可以细化钛合金焊缝的晶粒尺寸, 促进钛合金焊缝中次生针状 α' 马氏体的析出, 但是过多的 Cr 元素会导致 β 转变组织中网篮组织占比较多, 裂纹扩展较快, 使得韧性下降; 添加 Zr 元素可以改变钛合金焊缝的晶格常数, 从而可以起到固溶强化和细晶强化的作用, 但是过量的 Zr 和 Cr 的加入会使合金中形成 $ZrCr_2$ 第二相, 从而降低了合金的耐腐蚀性能^[6]; Abdel-Hady 等^[7]发现 Zr 在 Ti-Mo 合金中 ω 相形成过程中的作用, 发现添加 Zr 可抑制高温淬火后 ω 相的形成。本工作则在上述学者研究的基础上开发了含 Cr-Zr 的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝, 重点关注其对焊缝组织形成及分布的影响规律, 以期协同优化焊接接头的强度-塑性。

收稿日期: 2024-08-19

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3401100); 国家自然科学基金(52261044); 泰山产业领军人才工程专项经费(2024001)

作者简介: 方乃文, 男, 1987 年生, 博士, 高级工程师, 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究院有限公司/北部湾大学, 黑龙江 哈尔滨 150028, 电话: 0451-86312374, E-mail: naiwen20@163.com

目前厚壁钛合金结构多采用非熔化极气体保护焊和电子束焊接,非熔化极气体保护焊操作简单且成本低,但存在焊接热输入大、焊后变形大和效率低等问题^[8];电子束焊接需要在真空条件下进行,其设备昂贵,焊接构件尺寸受限,焊接接头存在粗化现象,因此也制约其大范围推广应用^[9]。窄间隙激光填丝焊则兼顾焊接热输入小、能量可精准调控、焊缝组织性能易于调控等优点,同时焊接构件尺寸不受限制,在钛合金焊接结构应用具有巨大潜力。因此,本研究采用具有较大应用前景的激光填丝焊接技术,填充自主开发设计的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 系钛合金实心焊丝进行 Ti64 钛合金的焊接,对获得的焊接接头组织性能进行了深入研究,以期获得强度和塑性协同优化的焊接接头,为钛合金焊接结构长期安全服役提供基础技术支撑。

1 实验

分别称取海绵钛、铝钎合金粉、海绵锆、铬粉和钒铁粉作为原料,按照比例混料后放入模具中压成电极块并焊制成自耗电极,在真空熔炼炉中先进行一次熔炼得到一次铸锭,再进行二次熔炼得到钛合金铸锭;将钛合金铸锭车皮并切除冒口进行锻造,锻造的温度为 1100~1200 °C,获得尺寸规格为 8.5 mm×8.5 mm 的方坯,方坯经轧制、拉拔、矫直、精磨得到丝材后进行真空退火,得到直径为 4.0 mm 的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金焊丝,将直径为 4.0 mm 的钛合金焊丝在拉丝机上继续拉拔减径,依次通过直径为 3.8、3.4、3.0、2.75、2.65、2.55、2.45、2.4、2.24、2.05、1.85 和 1.6 mm 的拉丝模,每拉拔减径 3 次结束后在真空管式退火炉中进行 600~630 °C 的去应力退火 40~60 min,保温过程真空度小于 0.01 Pa,随炉冷却至室温出炉后继续拉拔直到减径到 1.6 mm 为止。采用体积分数为 15% NaOH 和 85% 丙酮的混合液对钛合金焊丝清洗 2 min 后用清水洗净,再在体积分数为 5% HF 和 35% HNO₃ 的混合水溶液中超声清洗 10 min 后烘干,通过焊丝层绕机将焊丝缠到焊丝盘上,最终得到 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝成品。hcp 结构的钛合金由于滑移系较少、屈服比较高、弹性较好、变形抗力大,弹性模量低,故加工时变形抗力大,属于难加工材料^[10]。因此,钛合金焊丝的生产工艺较复杂,试验中 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝经过辊模多道次挤压和拉拔结合的生产技术,该技术结合了传统的轧制与拉拔的工艺特点,将经过轧制后的大规

格尺寸的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝在经过自由旋转的辊轮组成的孔型中进行拉拔,将固定模拉拔时焊丝与模孔的滑动摩擦转化为滚动摩擦,从而大幅减少摩擦应力,提升了道次加工率,降低了加工硬化率。同时配合多道次的真空退火处理,可以使 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝具有足够的挺度和松弛度,为后续的激光填丝焊接时光束与焊丝所需的精准对中和稳定送丝提供了保障。

采用激光填丝焊接方法进行 300 mm×100 mm×20 mm (长宽厚)的 Ti64 钛合金板进行连接,直径为 1.6 mm 的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 实心焊丝化学成分如表 1 所示;待焊钛合金板保留 1 mm 钝边,单边 20°坡口且根部不留间隙。焊前对待焊钛合金试板坡口及附近区域进行打磨和酸洗,酸洗溶液由体积分数为 5% HF+30% HNO₃+65% H₂O 溶液配比而成以去除表面油污和氧化物,水洗清除残留酸液后烘干备用。焊接热源采用德国 IPG 公司生产的 YLS-6000 光纤激光器,所用摆动激光头型号为 FLW D50W,送丝机构为奥地利 Fronius 公司生产的 Fronius KD 1500 D-II 型送丝机,上述机构通过 KUKA 机器人集成实施焊接操作,在焊接工作台正前方架置高速摄像记录仪,激光束采用圆形摆动模式,焊接过程示意图 1,焊接工艺参数如表 2 所示,层间温度控制在 150±15 °C 范围内,焊接过程中的焊缝正反面均采用 Ar 作为保护气体,正面保护气体流量为 30 L/min,背面保护气体流量为 15 L/min。

借助日本 PHOTRON ULRM512 高速摄像机对激光填丝焊接的熔滴过渡过程进行观察。焊接完成后,在图 2 示意的取样位置采用线切割设备加工力学性能测试试样;利用电解抛光技术制备 SEM 及 EBSD 样品,采用 FEI Quanta-200 型扫描电镜及 D/MAX-rB 型场发射扫描电子显微镜和附带的电子背散射仪对焊缝进行物相组成和晶体学取向分析;通过 OLYMPUSGX71 金相显微镜对焊缝进行显微组织观察;采用离子减薄仪制备 TEM 样品,并使用 FEI JEM-2100F 场发射透射电子显微镜对焊缝区域进行高倍组织拍摄。利用 Instron 5886 型电子拉伸试验机按照 GB/T 2651-2023 对制备的焊接接头进行室温拉伸测试,应变速率均为 10⁻³ s⁻¹,拉伸试样长度为 200 mm,厚度为 20 mm,夹持端宽度为 37 mm,平行端宽度为 25 mm;采用 JBW300B 型冲击试验机按照 GB/T 2650-2022 进行室温冲击性能测试,冲击试样尺寸规格为 55 mm×10 mm×10 mm。

表 1 Ti64 母材和 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 焊丝化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti64 base metal and Ti-Al-Cr-Mo-Zr welding wire (ω/%)

Sample	C	Fe	Al	N	H	O	V	Zr	Cr	Mo	Ti
Ti64 base metal	0.032	0.130	6.100	0.0090	0.0010	0.160	3.910	-	-	-	Bal.
Ti-Al-Cr-Mo-Zr welding wire	0.011	0.015	4.020	0.0057	0.0039	0.110	0.001	1.550	3.060	3.220	Bal.

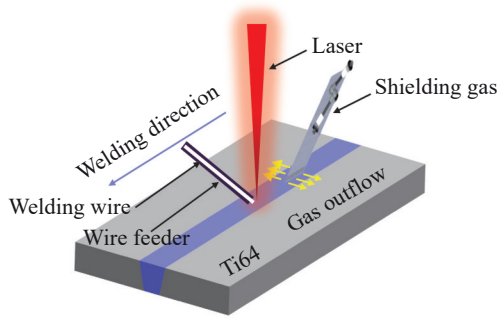


图1 焊接过程示意图

Fig.1 Diagram of welding process

2 实验结果

2.1 熔滴过渡行为

在窄间隙激光填丝焊接过程中焊丝的熔化行为对焊接过程的稳定性、焊缝成形和焊接质量影响显著。均匀的熔滴受力状态、稳定的熔滴过渡形式可以在一定程度上抑制侧壁未熔合缺陷的产生和保证焊缝的组织分布均匀^[11]。在激光填丝焊接过程中，激光热源与Ti-Al-Cr-Mo-Zr实心焊丝及Ti64钛合金母材相互作用，使得激光填丝焊接过程比激光自熔焊更加复杂。在焊丝送进过程中，焊丝会受到等离子体蒸气、激光束及匙孔等因素的影响，使焊丝向焊缝熔池中过渡的过程十分复杂，因此保证

表2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

Laser power, <i>P</i> /W	Welding speed, <i>V</i> ₁ /m·min ⁻¹	Wire feed speed, <i>V</i> ₂ /m·min ⁻¹	Focal length, <i>f</i> /mm	Defocus quantity, Δf /mm	Oscillation amplitude, <i>D</i> /mm	Oscillation frequency, <i>f</i> /Hz
6200	0.45	4.0	425	15	2	150

激光填丝焊接过程的稳定是获得服役可靠焊接接头的基础条件^[12]。

在激光填丝焊接过程中的熔滴过渡主要有飞溅过渡、大滴过渡和液桥过渡3种类型。其中只有以液桥过渡模式进行激光填丝焊接时，焊丝熔化过程稳定且无飞溅，焊丝在层间流动铺展性良好、侧壁未熔合缺陷出现概率低，最终凝固形成美观且无缺陷的焊缝，这也是焊接接头具有优异服役性能的重要前提。因此本实验将激光束中心区域与送出焊丝端部保持相切且位置固定在坡口的根部位置，并通过高速摄像记录仪对Ti-Al-Cr-Mo-Zr钛合金实心焊丝在激光作用下的焊接过程进行了采集如图3a所示。在一个记录周期内，随着不断送进焊丝的前端受到激光和热辐射的作用，熔化的液态金属通过稳定的液体金属桥均匀连续周期性地过渡到熔池中，熔化后的焊丝端部与熔池形成典型的液桥过渡模式。在液桥过

渡模式下，激光束能量、熔池的热辐射和液桥的热传导、高温等离子体蒸气共同作用于焊丝，以确保其充分熔化，熔化的焊丝具有较好的润湿铺展性，通过液桥顺利过渡到熔池，使整个激光填丝焊接过程相当稳定。同时，在摆动激光束的作用下侧壁也同时被加热熔化，使熔化的焊丝同时具备良好的流动性，降低熔池温度梯度，改善温度分布和应力集中，可以充分地填充焊缝形成良好的侧壁熔合。当然，熔滴以稳定的液桥过渡形式进入熔池需要焊丝具有足够的挺度和松弛度才能得以保证，因此采用辊模多道次挤压和拉拔工艺相结合的钛合金焊丝生产方式具有较大的优势。

当Ti-Al-Cr-Mo-Zr钛合金实心焊丝在窄间隙坡口内进行激光填丝焊时，焊丝熔化成熔滴的过程和熔滴进入熔池的过程都会对液态熔池造成一定程度的冲击，熔滴受力情况如图3b所示，液桥过渡形式的熔滴会受到包括沿熔池水平方向的冲击力 F_H 、沿熔池垂直方向向下的冲击力 F_V 和熔滴受到的重力 F_g ，熔滴与焊丝之间的表面张力 F_{o1} ，还会受到熔滴与熔池之间的表面张力 F_{o2} ，不过 F_{o1} 和 F_{o2} 的作用方向正好相反；其中重力 F_g 的方向始终向下促进熔滴的过渡， F_{o1} 的作用方向始终垂直于二者接触面且向上，是保持熔滴的主要作用力，阻碍熔滴的过渡，因此只有熔滴的体积增大到具有足够的重力时熔滴才会脱离焊丝。从图3b可以发现，液桥过渡形式的熔滴与熔池发生接触时会在焊丝端部和熔池液面之间形成液桥，熔滴与熔池之间的表面张力 F_{o2} 会抵消一部分熔滴与焊丝之间的表面张力 F_{o1} ，使焊丝对熔池垂直方向的冲击力变小，从而使焊接过程中液态熔池的表面波动表现得平稳有序。

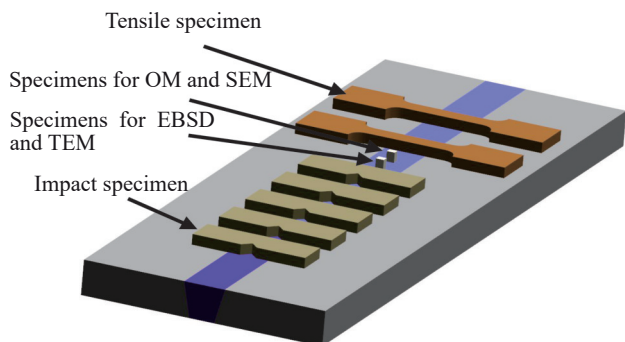


图2 测试试样取样位置示意图

Fig.2 Sampling location diagram of test specimens

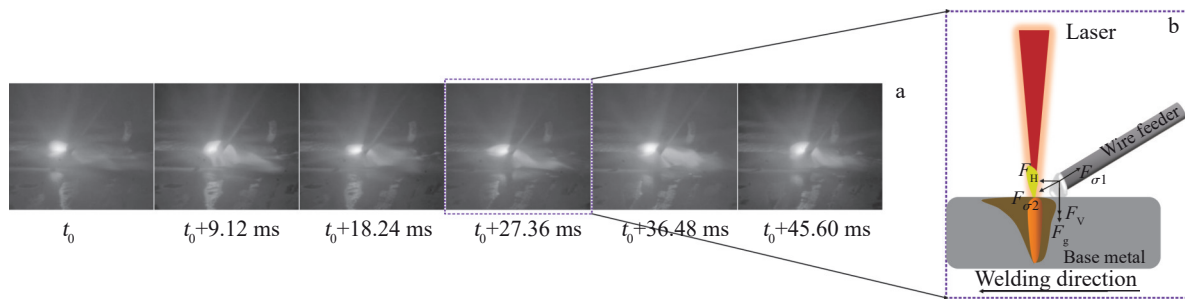


图3 熔滴液桥过渡过程和熔滴受力分析

Fig.3 Diagrams of liquid bridge transition process (a) and droplet force analysis (b)

2.2 焊接接头宏观组织形貌

图4为焊接接头在各方向的宏观组织分布。其中，BM为Ti64母材，HAZ为热影响区，WM为焊缝。可以发现焊接接头无气孔、夹渣、裂纹、侧壁及层间未熔合等缺陷。焊接接头的焊缝区由柱状晶组成，由于柱状晶沿着温度梯度增高的方向生长，所以柱状晶由两侧向焊缝中心对称生长分布。X射线检测结果符合GB/T 3323.1-2019规定的1级标准。

2.3 焊接接头微观组织形貌

图5为焊接接头整体及各区域的微观组织形貌。其中图5a为焊接接头整体的微观形貌组织，可以发现熔合

区较为狭窄，未发现未熔合、裂纹、气孔、夹渣等焊接缺陷。图5b为Ti64母材的微观组织形貌，主要由均匀分布的等轴 α 相和层状 $\alpha+\beta$ 相组成。图5c为热影响区的微观组织形貌，主要由体积较大的等轴 α 相、长针状 α' 马氏体和转变 β 相组成，大量片层 β 相围绕在等轴 α 相周围，热影响区中的 α 相数量与母材相比有所减少，晶粒尺寸明显增大，片层 β 相的长宽比明显减小，这主要是因为激光热源作用下，合金元素原子的扩散能力增加可以促进晶界的迁移， α 相晶粒开始长大并吞并相邻 α 相而形成晶粒粗大的等轴 α 相，晶界能的减少是晶粒体积膨胀的主要驱动力，并最终保证热影响区组织处于稳定状态。图

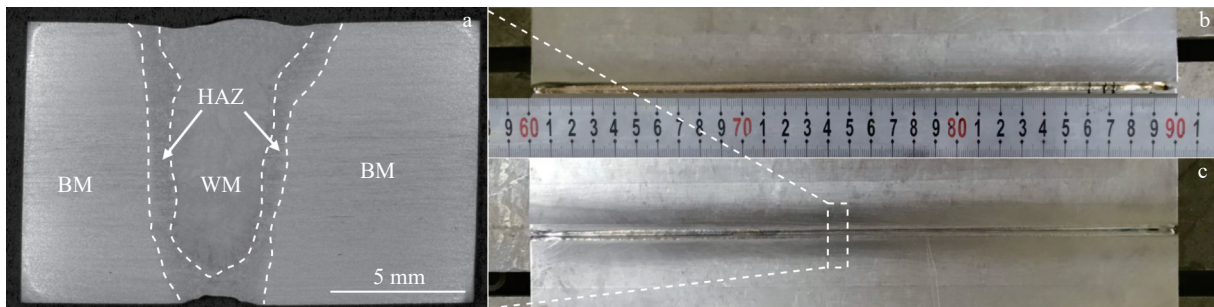


图4 焊接接头宏观形貌

Fig.4 Macroscopic morphologies of welded joint: (a) cross section; (b) front view; (c) back view

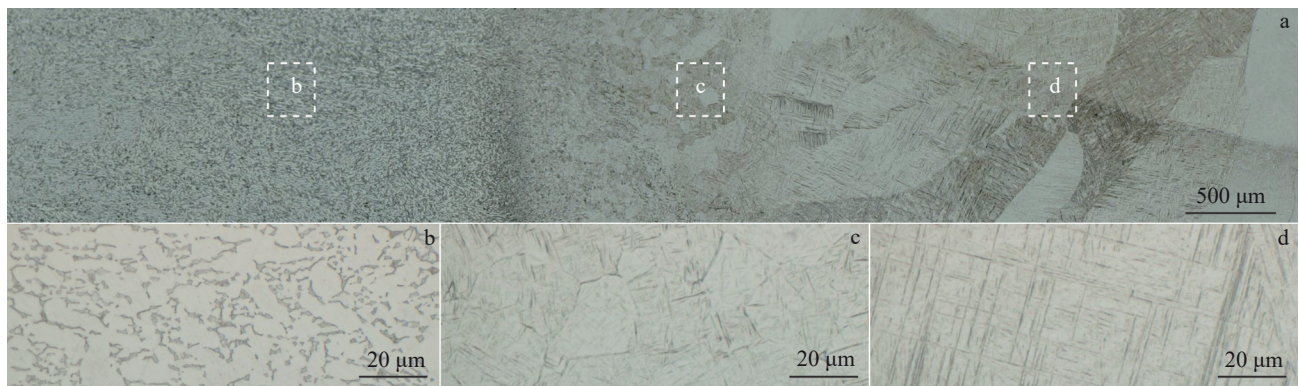


图5 焊接接头微观组织形貌

Fig.5 Microscopic morphologies of welded joint: (a) overall image; (b) BM; (c) HAZ; (d) WM

5d为焊缝区域微观组织形貌,可以发现焊缝主要由长宽比较大的针状 α' 马氏体束、网篮状 α' 马氏体组成,同时发现少量的残余 β 相和极少量的魏氏组织。焊缝组织在快速冷却的过程中,高温 β 相通过切变快速形成 α' 马氏体,并在晶界位置处生长魏氏组织。残余 β 相的含量较少且分布于初生 α' 马氏体边界,在持续进行的冷却过程中会生成次生针状 α' 马氏体,较快的冷却速率及较少的残余 β 相也限制了次生 α' 马氏体的生长。

图6为焊缝区的IPF图、晶粒尺寸分布统计图和极图。其中,图6a为焊缝区的IPF图,焊缝组织中 α' 马氏体的晶界清晰,呈杂乱无章分布的网篮状形貌, α' 马氏体板条之间存在的择优取向分布较为明显,同时也可以发现板条 α' 马氏体长径比较小,同时存在少量颗粒状残余 β 相交分布于 α' 马氏体板条束之间。图6a中 $2^\circ\sim 10^\circ$ 的小角度晶界占比为2.22%,大于 10° 的大角度晶界占比为97.8%。

可以发现焊缝中的大角度晶界比例较大,相关研究表明冲击韧性与其晶粒间取向差分布密切相关^[13],大角度晶界可以有效阻碍解理裂纹的扩展并可以改变解理裂纹扩展方向,而小角度晶界的能量较低,且晶界位错结构简单,裂纹可以轻易穿过,这意味着在 β 相转变过程中发生了变体选择,在 β/β 晶界两侧析出了许多具有小角度晶界的次生 α' 马氏体。

焊缝区的晶粒尺寸分布见图6b,可以看到焊缝中的小尺寸晶粒的占比较大,从而使得晶界面积较大,对于位错滑移的阻碍作用会进一步加强。图6c为焊缝金属纵

截面晶粒 $\{0001\}$ 、 $\{11\bar{2}0\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}$ 面的极图,从图中可以看到焊缝3个基面均表现出总体取向性不强,织构不明显且分布随机,最大基面取向密度(maximum multiples of uniform distribution, MUD)仅为12.66,一般来说,MUD数值的大小预示着样品织构的强度,因此较低的MUD也是保证焊缝具有优良力学性能的保障。

图7a是焊缝区域的KAM图,图中不同的颜色表示焊缝局部区域的几何必要位错(GNDs)密度分布趋势。KAM图中的颜色越浅表示GNDs密度越高,塑性应变分布越不均匀,即协调变形能力越差;GNDs产生的应变梯度强化效应会增加金属的流变应力。根据EBSD测试结果发现区域内KAM平均值为0.98,即焊缝区域GNDs密度较低,位错易于发生滑移变形而反映出塑性较好,同时焊缝区的流变应力较低也预示着塑性较好。对比晶界分布图和KAM图可以发现 α' 马氏体内部的KAM值较低,而相界面处的KAM值较高,表明位错运动在相界面处受阻发生了位错塞积引起位错强化。

施密特因子可以体现出晶体材料在某一方向的滑移系激活的趋势,即晶粒在不同滑移系统的塑性变形能力^[14]。图7b为焊缝金属在密排六方晶体结构常见滑移系 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 的施密特因子统计分布,可以看出焊缝区域的施密特因子 <0.15 区间的占比为17.38%,施密特因子在 $0.4\sim 0.5$ 区间的占比为35.48%,较大比例的高施密特因子意味着滑移系统启动的可能性更大,而比例较大的低施密特因子值表示更高的屈服强度^[15],因此可以预测钛合金焊接接头的屈服强度会略有牺牲,却有利于塑性的储备。

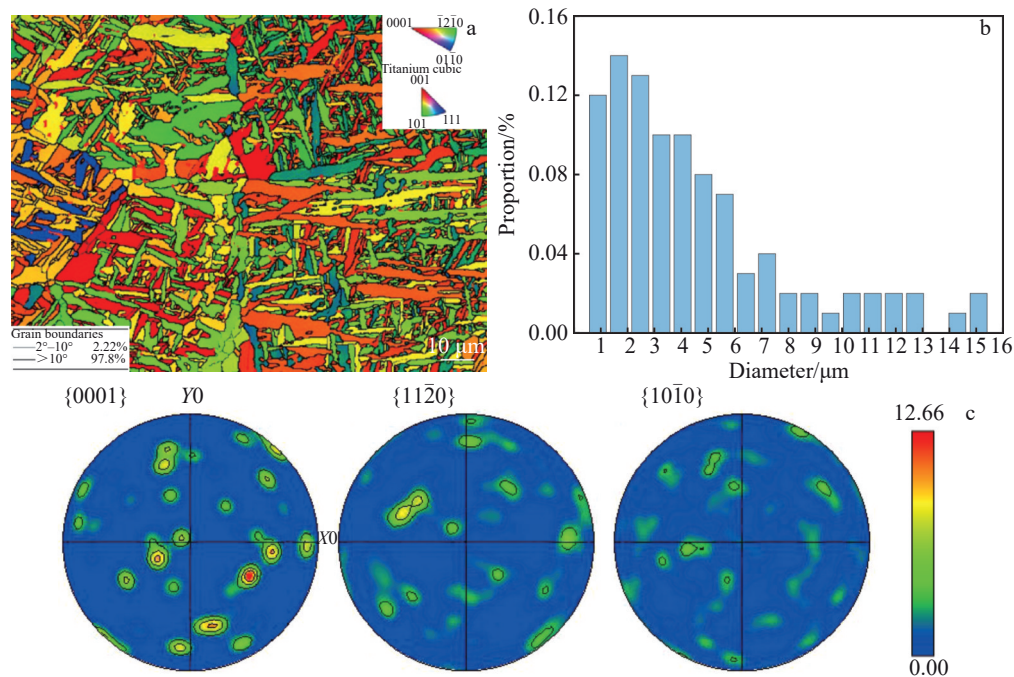


图6 焊缝区域IPF图、晶粒尺寸分布统计图和极图
Fig.6 IPF map (a), grain size distribution statistics (b) and pole figures (c) of welded seam

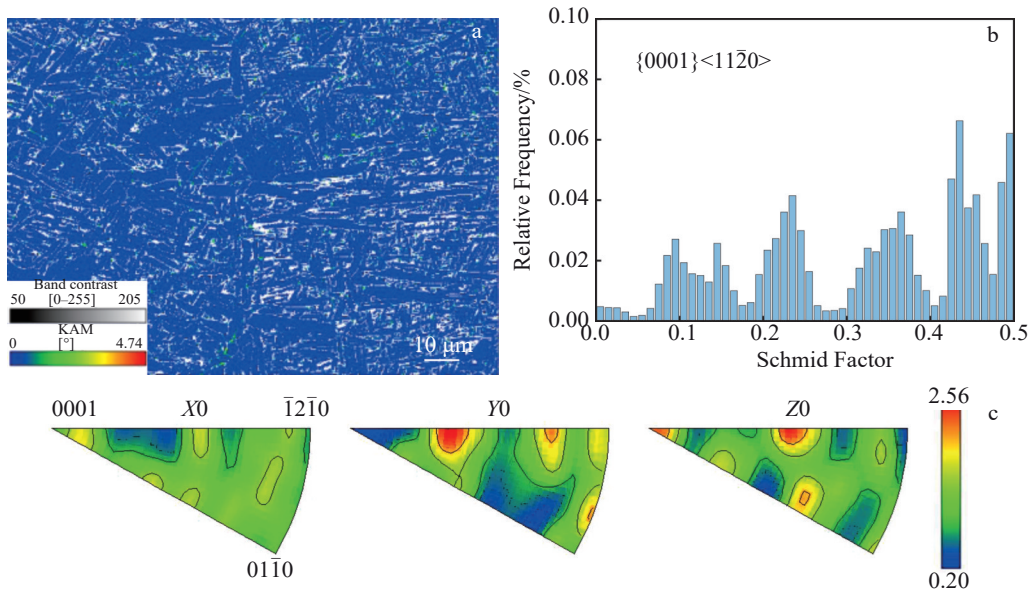


图7 焊缝区域KAM图、施密特因子统计图和反极图

Fig.7 KAM diagram (a), Schmid factor distribution (b) and reverse polar diagram (c) of welded seam

焊缝金属纵截面晶粒的反极图如图7c所示,显微组织呈 $\{1\bar{2}10\}$ 晶粒取向,织构较强,RD方向择优取向较弱。Ti64钛合金在焊接过程中形成高温单一 β 相组织,冷却过程中发生 α' 马氏体转变,转变 α' 马氏体与原始 β 的晶体取向满足 Burgers 位向关系即 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ 和 $\{1120\}_\alpha // \{111\}_\beta$ ^[16]。

2.4 TEM测试

图8是焊缝区的TEM形貌,焊缝金属在逐渐冷却过程中, α' 马氏体先在紧邻高温 β 相边界处形核并充分长大,形成相互平行排列的 α' 马氏体板条束,经过TEM电子衍射分析证实 α' 马氏体组织呈六方密排结构;板条 α' 马氏体之间残留着少许 β 相,通过观察 α' 马氏体内部结构发现还有少量的位错塞积,而在相界区域发现更密集的位错,相关研究发现位错总是率先在相界出现^[17]。位错在高温与压力的作用下极容易发生运动,而在激光填

丝焊接过程中,激光束呈圆形周期性摆动,极大程度地促进了液态熔池金属向四周的流动铺展,随着温度的降低和遇到坡口金属的阻碍,焊缝快速凝固收缩成型,同时在收缩应力和坡口阻力等共同作用下产生了焊接应力,当这些应力超过弹性极限时产生塑性变形,即产生了位错^[18]。焊缝组织的微观形貌呈片层状且较细小,当受外力作用时,片层组织的变形需要从域中位错平面以同一滑移形式进行,而滑移过程中会受到界面的阻碍而引起界面处的应力集中。如果片层组织细小,则片状丛域的协调变形能力就好,因此片层组织结构特征对焊缝的塑性作用较大。

2.5 力学性能

表3为焊接接头的室温拉伸性能测试结果,可以看到焊接接头平均抗拉强度达901 MPa,已接近母材的95%;焊接接头的平均断后伸长率接近21%,已经显著超

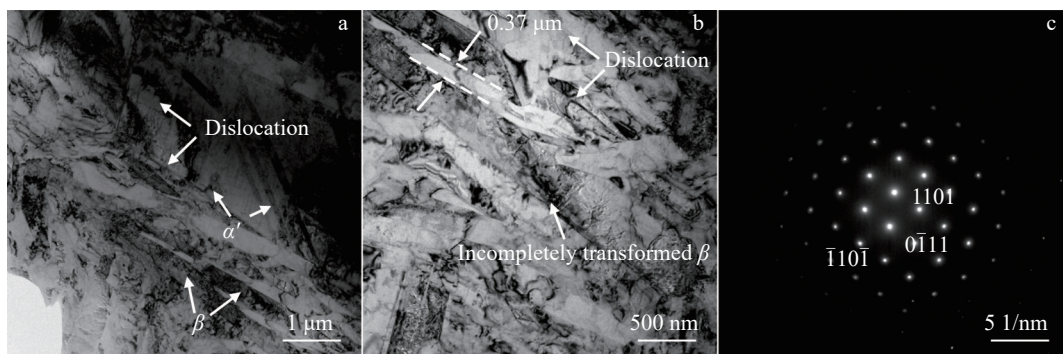


图8 焊缝区域TEM分析

Fig.8 TEM analyses of the welded seam: (a) α' martensite and β phase; (b) dislocation and incompletely transformed β ; (c) SAED pattern

表3 焊接接头力学性能测试结果

Table 3 Results of mechanical property test of welded joints

Tensile strength, R_m /MPa	Elongation, A /%	Impact toughness at room temperature, KV_2/J
908, 894	20.0, 21.5	29, 32, 31, 33, 31

过了母材。焊接接头室温冲击韧性测试数值在29~33 J之间分布;He等^[19]研究表明,冲击韧性与片层组织的厚度关系紧密。焊缝微观组织主要由 α' 马氏体及次生 α' 马氏体片层构成,在片层之间还存在少量残余 β 相,在焊缝区域承受载荷冲击过程时,裂纹在片层和 α'/β 界面扩展时的方向易发生偏转,导致扩展路径曲折,同时残留 β 相的存在还能够保证晶界两侧在几何协调性因子较低条件下仍能够顺利滑移传递。此外,少许次生 α' 马氏体片层会分割晶粒内部,降低了位错的交滑移频率,使晶内容纳位错能力增加,从而进一步保证焊接接头的冲击韧性。

图9为2件室温拉伸试样断后的宏观形貌和断口微观形貌。可以看到拉伸试板分别断裂在母材和热影响区位置。从低倍与选定区域高倍微观组织形貌可以看到拉伸断口平面较为崎岖,韧窝大小不一,具有典型的韧性断裂特征。断裂形态以解理为主带有细长凹痕而显示出河流图案,由于破坏过程中的快速撕裂而产生拉长的韧窝。较大长宽比的 α' 马氏体组织在变形时会产生较大的变形阻力,并且长宽比越大,相界面面积越大,相界面是阻止位错运动的主要屏障,因此初生片状 α' 马氏体长宽比越大,位错运动阻力越大^[20]。同时,当拉伸试样受到拉伸载荷使 α' 马氏体板条发生滑移时, β 基体与 α' 马氏体之间会产生晶格畸变,因滑移而出现的位错线经过 α' 马氏体时被阻塞并形成位错环,大量位错环的形成和累积会导致焊

品中出现大量位错塞积,位错塞积导致了 α' 马氏体和 β 基体之间的钉扎效应,沿裂纹扩展方向的大规模钉扎效应有效地诱导了裂纹的分散并延缓了裂纹的扩展,进而促进了焊接接头拉伸性能的提升。

3 分析与讨论

Al、Mo、Zr都能置换焊缝金属点阵中的Ti原子而产生晶格畸变使总弹性能发生改变,总弹性能变化幅度越大则固溶强化效果越明显,从而使焊接接头的强度得以提升。Ti与Al的原子半径差比率 $\delta_1=(R_{Ti}-R_{Al})/R_{Al}=32.95\%$,原子价差 $N_1=n_{Ti}-n_{Al}$ 即 $N_1=4-3=1$;Ti与Mo原子半径差比率 $\delta_2=(R_{Ti}-R_{Mo})/R_{Mo}=7.95\%$,原子价差 $N_2=n_{Ti}-n_{Mo}$ 即 $N_2=6-4=2$;Ti与Zr原子半径差比率 $\delta_3=(R_{Ti}-R_{Zr})/R_{Zr}=17.05\%$,原子价差 $N_3=n_{Ti}-n_{Zr}$ 即 $N_3=4-4=0$ 。因此Al、Mo、Zr与Ti的原子半径差排序为 $Al>Zr>Mo$,原子价差排序为 $Mo>Al>Zr$ 。可以说明Al对钛合金的固溶强化效果要好于Zr,但是Zr和Mo元素对于钛合金而言除了有固溶强化效果外还能促进 β 相的残余,可以提高焊缝的塑性和韧性;同时,合金元素Zr和Mo在钛合金中属于 β 型稳定元素,能与钛合金无限互溶,并产生晶格畸变,所以焊丝中合金元素Zr和Mo的添加可以提高钛合金焊接接头的强度和塑韧性;此外,Mo的加入会降低钛合金焊缝组织的相变温度,有利于焊缝中 β 相的残留^[21],因此焊丝中

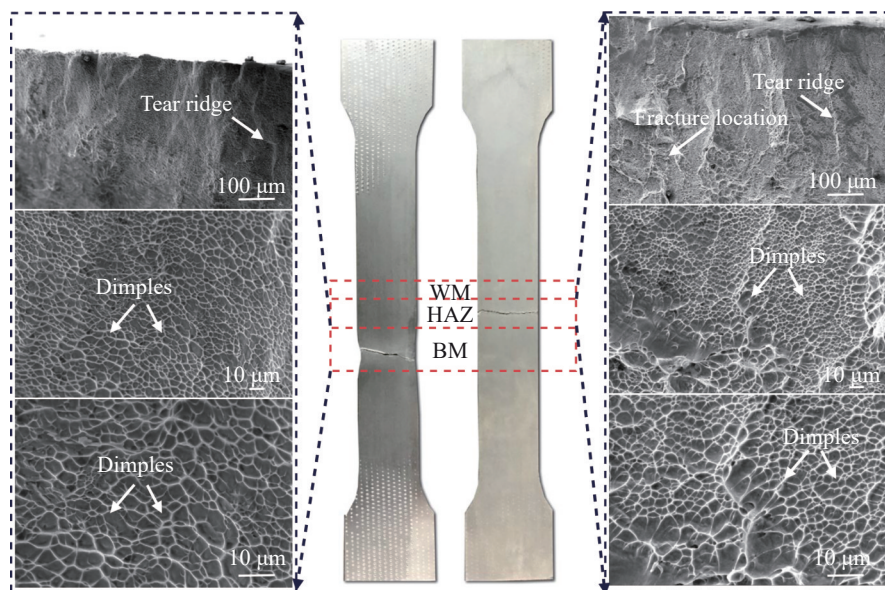


图9 焊接接头拉伸断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of welded joints after tension

Mo 可以一定程度地保障钛合金焊接接头的塑性; Zr 元素作为一种中性元素,可以避免高含量的 Al 元素造成 Ti_3Al 的形成^[22],和 Fe 一样, Zr 还可以抑制焊缝在冷却过程 ω 相的形成,其抑制效果为 Fe 的 1/5^[23]。焊丝中添加的 Cr 元素在 Mo 元素的基础上进一步降低 Ti64 钛合金焊接接头中 β 相转变温度,从而可以延长高温 β 相固溶时间,使固溶过程更充分,有效地避免了钛合金焊缝组织中成分偏析现象的产生,同时也有利于 β 相的残留, β 相的 fcc 结构可以提供更多滑移系统,使焊接接头在拉伸过程中可以发生更多塑性变形,因此在塑性上表现更优,尽管牺牲了一些抗拉强度。

激光填丝焊具有快速加热和冷却的特点,激光光束产生的热输入在熔化焊丝的同时还会熔化侧壁母材金属而形成液态熔池,焊后在快速冷却条件和外延生长驱动作用下,垂直于熔池边缘的成核晶粒沿相反于冷却方向生长为对称分布的粗大柱状组织。焊缝金属在持续高于相变点 ($T_{\beta}=980\text{ }^{\circ}\text{C}$) 的温度促进了晶界 α_{gb} 相的溶解和扩张,晶粒倾向于沿温度梯度的相反方向(热流最大散热方向)生长,因此呈现为外延生长的原始 β 晶粒。当液态金属从高温冷却到相变点温度时,快速的冷却速率阻止了 β 相在短时间内原子扩散形成 α 平衡相, β 相原子只能通过短程有序跃迁改变晶格组合^[24],从而在焊缝中形成了过饱和固溶体 α' 马氏体组织。同时,柱状 β 晶粒尺寸限制了剪切模式形成的 α' 马氏体组织的长度,并且交叉分布的针状 α' 马氏体构成了网篮组织形貌。

在随后持续进行的冷却过程中, α' 马氏体中的过饱和和合金元素向外扩散,导致原始焊缝中的针状 α' 马氏体将少量转变为 α 相和少量 β 相; α 相在内应力作用下发生片层的断裂,从而形成短小片层的次生 α' 马氏体和等轴 α 相混合组织。少量等轴 α 相同基体没有固定的位向关系,位错可以在滑移面开动而对变形起协调作用;片层状次生 α' 马氏体降低了相间的平均自由程,降低滑移带间距,使位错线分布均匀且细致,推迟孔洞的形核和扩张而使焊缝的强度-塑性-韧性得以兼顾。在焊接过程中,从熔池向热影响区的热量输入严重减少,温度不足以熔化钛合金母材金属,即热影响区的最高温度并没有使 α 相向 β 相转变,而是迫使少量较大的 α 相吞噬周围细小的 α 相,形成大量 α 集束,在较低的冷却速率下, Widmanstätten 结构得以残留, Widmanstätten 组织的出现可以增加热影响区在变形过程中裂纹沿晶界扩展的阻力,从而有利于提高焊接接头的塑性^[25],而残余的 β 相可以转变为沿 α_{gb} 弥散分布的细针状 α' 马氏体^[26]。本研究开发的 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝通过调整各合金组分得到最佳配比,得到细化的板条 α' 马氏体,板条 α' 马氏体之间还穿插着残留 β 相, β 相为材料的塑性变形提供了路径,使位错滑移更易于通过 β/α' 界面。此外, β 相有

助于增加冲击载荷下的变形能力,使得材料能够吸收更多冲击能量,表现出更好的冲击韧性^[27]。同时开发的焊丝具有足够的挺度,在送丝过程中可以保持平直态送入激光束中心区域,在焊接过程中液态熔池具有良好的润湿及铺展流动性能,可以获得较好的焊缝成形,满足焊接接头强度和塑性协同作用的要求,适用于 Ti64 双相钛合金在恶劣工况环境下的长期稳定服役。

4 结论

1) Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金实心焊丝在窄间隙坡口内以液桥过渡模式实现激光填丝焊接,焊丝熔化过程稳定且无飞溅,焊丝在层间流动铺展性良好未出现侧壁未熔合缺陷,最终凝固形成成形美观且无缺陷的焊缝,使焊接接头的安全服役具有可靠的保障。

2) 焊缝中 $2^{\circ}\sim 10^{\circ}$ 的小角度晶界占比为 2.22%, 大于 10° 的大角度晶界占比为 97.8%; 焊缝区域的几何必要位错密度较低,焊缝中的小尺寸晶粒的占比较大,焊缝在密排六方晶体结构常见滑移系 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 的施密特因子 <0.15 区间的占比为 17.38%, 施密特因子在 $0.4\sim 0.5$ 区间的占比为 35.48%; 焊缝表现出总体取向性不强,织构不明显且分布随机,最大基面取向密度仅为 12.66,焊缝金属纵截面晶粒显微组织在 RD 方向择优取向较弱。

3) 焊接接头的平均抗拉强度达 901 MPa, 已接近母材的 95%; 焊接接头的平均断后伸长率接近 21%, 已经显著超过了母材; 焊接接头室温冲击韧性结果在 29~33 J 之间分布,具有优异的强度-塑性匹配。

4) 摆动工艺的加入可以增加液态熔池金属的流动速度和流动范围,降低熔池温度梯度,改善温度分布和应力集中,有利于柱状晶的细化而增加晶界面积; 钛合金实心焊丝中合金元素 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 协同作用和激光填丝过程中摆动工艺的增加可以提高钛合金焊接接头的稳定性和强化能力,同时还能够保持焊接接头的塑性。

参考文献 References

- [1] Fang Naiwen(方乃文), Huang Ruisheng(黄瑞生), Wu Pengbo(武鹏博) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(10): 190
- [2] Wu P B, Wang M Q, Fang N W et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 128: 729
- [3] Han J, Liu B, Chen X Y et al. *Materials Letters*[J], 2023, 330: 133304
- [4] Anis A L, Talari M K, Babu N K et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 320
- [5] Fang Naiwen(方乃文). *Controlling of Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy Thick Plate Narrow-Gap Laser Welding with Filler Wire*(TC4 钛合金厚板窄间隙激光填丝焊及组织性能调控)[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2022
- [6] Fang N W, Wu P B, Feng Z Q et al. *Journal of Materials*

- Research and Technology*[J], 2024, 32: 23
- [7] Abdel-Hady Mohamed, Fuwa Hiroki, Hinoshita Keita *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 57(11): 1000
- [8] Ou P, Cao Z Q, Hai M N *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 196: 112644
- [9] Liu J F, Yang T, Zhuang Y *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 104: 87
- [10] Wang Zhilu(王志录), Hu Bowen(胡博文), Fan Jiajun(范佳俊) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)* [J], 2023, 40(6): 22
- [11] Lei Zhen, Cao Hao, Cui Xiufang *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 329: 118440
- [12] Lei Z, Cao H, Cui X F *et al. Optics and Lasers in Engineering*[J], 2024, 178(7): 108232
- [13] Long Weimin, Li Shengnan, Du Dong *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(12): 3781
- [14] Teng J Z, Jiang P F, Cong Q *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 2175
- [15] Long W M, Zhang G X, Zhang Q K. *Scripta Materialia*[J], 2016, 110: 41
- [16] Yao Pengpeng(姚彭彭), Li Ping(李萍), Xue Kemin(薛克敏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2014, 24(10): 2482
- [17] Hizli H, Zou Z, Murray J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 981: 173762
- [18] Ferrandini P L, Cardoso F F, Souza S A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 433(1-2): 207
- [19] He T J, Yi B Q, Zheng M *et al. Materials Today Communications*[J], 2024, 38: 107965
- [20] Gou J, Wang Z J, Hu S S *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 54: 148
- [21] Zhao X L, Lu X H, Wang K *et al. Materials Today Communications*[J], 2023, 35: 106160
- [22] Krajňák T, Janeček M, Preisler D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 4527
- [23] Tan Yaning(谭亚宁), Li Ning(李宁), Liu Lehua(刘乐华) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2024, 34(5): 1566
- [24] Ren H S, Shang Y L, Ren X Y *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2022, 32(6): 758
- [25] Kennedy J R, Davis A E, Caballero A E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 40: 101928
- [26] Lu S L, Zhang Z J, Liu R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 914: 165235
- [27] Wu Pengbo(武鹏博), Xu Kai(徐锴), Huang Ruisheng(黄瑞生) *et al. Acta Armamentarii(兵工学报)*[J], 2023, 44(4): 1015

Microstructure and Properties of Laser Welded Joints of New Ti-Al-Cr-Mo-Zr Titanium Alloy Welding Wire

Fang Naiwen^{1,2}, Feng Zhiqiang², Wu Pengbo¹, Huang Ruisheng¹, Luo Jiutian², Li Quan², Xin Guosong³

(1. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

(2. Beibu Gulf University, Qinzhou 535011, China)

(3. Juli New Material Technology (Rizhao) Co., Ltd, Rizhao 276826, China)

Abstract: Titanium alloy solid welding wire was developed by optimizing the synergistic mechanism of Cr-Mo-Zr. The liquid bridge transition with uniform droplet stress and stable droplet transition was selected for laser wire filling welding. Finally, the high quality welding of 20 mm thick Ti64 titanium alloy plate was realized. Results show that Ti-Al-Cr-Mo-Zr titanium alloy solid welding wire has enough stiffness and relaxation, which provides a guarantee for the accurate alignment between the beam and the welding wire, and stable wire feed during the subsequent laser wire filling welding. In the welded seam, the proportion of large-angle grain boundaries greater than 10° is 97.8%, the geometrically necessary dislocation density is low, and the proportion of small size grains is relatively large. The overall orientation of the welded seam is not strong, the texture is not obvious and the distribution is random, and the maximum multiples of uniform distribution is only 12.66. The average tensile strength of welded joints is 901 MPa, the average elongation is 21%, and the impact toughness at room temperature ranges from 29 J to 33 J. The self-developed and designed Ti-Al-Cr-Mo-Zr titanium alloy solid welding wire plays an important role in obtaining welded joints with synergistic optimization of strength and plasticity-toughness, and provides basic technical support for the long-term safe service of titanium alloy welding structures.

Key words: titanium alloy; Ti-Al-Cr-Mo-Zr welding wire; microstructure and property

Corresponding author: Feng Zhiqiang, Researcher, Beibu Gulf University, Qinzhou 535011, P. R. China, Tel: 0086-777-2807370, E-mail: zqfeng@bbgu.edu.cn