

厚板 Ti6Al4V 合金低真空激光焊接接头组织及力学性能

邹吉鹏, 陈健, 黄瑞生, 武鹏博, 滕彬, 曹浩

(哈尔滨焊接研究院有限公司, 哈尔滨, 150028)

摘要: 采用低真空激光焊接技术对 40 mm 厚 Ti6Al4V 合金进行焊接, 对比分析不同位置的微区组织与力学性能。结果表明, 母材由等轴初生 α 相和 β 转变组织组成, 热影响区组织为 α 相、残余 β 相和急冷准稳态的 α' 马氏体, 焊缝熔凝区组织主要包括不同尺寸及分布状态的 α' 马氏体以及慢冷却速率下形成的 α 相。焊接接头抗拉强度平均值为 988 MPa, 断裂位置均位于母材。焊缝上部和中部焊缝区的平均冲击吸收能量为 28.8 J, 明显优于下部 24.8 J。焊缝熔凝区底部区域存在细长状、密集程度较高的 α' 马氏体会劣化材料冲击韧性。相比之下熔凝区中、上部形成的短粗状、密集程度较低的 α' 马氏体组织的冲击韧性较高, 为 Ti6Al4V 合金板材的连接及进一步提高接头的力学性能提供了数据支撑及相关理论依据。

创新点: 采用低真空激光焊接方法实现 40 mm 厚 Ti6Al4V 合金对接接头优质焊接, 分析焊接接头不同位置的微区组织及其与性能的相关性。

关键词: 低真空激光焊接; 钛合金; 微区组织; 力学性能

中图分类号: TG 456.7 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20220114002

0 序言

Ti6Al4V 合金由于其高比强度、低密度、优异的高温力学性能、良好的耐腐蚀性能等特点, 被广泛应用在航空航天、海洋工程等领域^[1]。焊接作为可靠的材料连接方式, 已成为钛合金重要的加工方法。Ti6Al4V 合金属于双相合金, 在 $975\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 发生同素异形转变, 转变后的组织形态、尺寸、分布主要取决于焊接加热温度、加热时间和冷却速率^[2]。

在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上温度, 钛很容易与大多数气体发生反应^[3-4]。因此真空环境被认为是连接厚板钛合金最合适的焊接方法。其中真空电子束焊接应用最为广泛与成熟, 在获得较大深宽比的同时也可以保护热金属不受环境中的气体污染^[5-7]。与之不同的, 文中所采用的焊接方法为低真空环境激光焊接。

与传统激光焊相比, 低真空激光焊接最突出的

特点是大大提高激光束的穿透能力, 改善焊缝的成形以及有效抑制了焊接缺陷^[8-10]。可以获得类似于真空电子束焊接的“I”形接头。Reisgen 等人^[11]将电子束焊接与激光焊接在真空条件下进行对比, 强调了真空激光焊接无 X 射线防护要求、设备成本低、所需环境压力水平低、更宽泛的参数调节范围等优点。Reisgen 等人^[12-13]对钢、铜等厚壁结构材料进行真空激光焊接, 证实了真空激光焊接可以获得更高的熔深和稳定的焊接接头。

目前对 Ti6Al4V 合金电子束焊接的基本特性, 如焊接工艺、热处理工艺和金相组织等进行了大量的研究, 已经积累了关于钛合金电子束焊接有价值的经验。而对于 Ti6Al4V 合金的低真空激光焊接, 尤其是厚板焊接接头的研究十分有限。文中主要研究低真空条件激光焊接对 Ti6Al4V 合金组织和性能的影响, 阐明焊接接头组织和力学性能之间的关系。

1 试验方法

采用试验材料为退火态的 Ti6Al4V 合金, 化学成分如表 1 所示。将一对尺寸为 $300\text{ mm} \times 150\text{ mm} \times 40\text{ mm}$ 的钛合金待焊试板采用酸洗方法 (酸洗液

收稿日期: 2022-01-14

基金项目: 国家重点研发计划资助项目 (2021YFB3401100); 黑龙江省重点研发计划指导类项目 (GZ20210175); 黑龙江省头雁行动计划-能源装备先进焊接技术创新团队资助 (201910312)。

HF:HNO₃:H₂O = 1:3:6 浸泡 5 min, 然后用 NaOH 溶液进行碱中和) 去除待焊接面氧化层后清洗并烘干, 以确保试件表面清洁. 然后将无坡口的两块试板采用对接方式紧密配合放置真空舱内并加持固定, 待焊试件底部外加 5 mm 厚钛合金衬板. 焊接方法如图 1 所示. 激光枪头位于真空舱室内部并通

过运动系统进行枪头运动控制. 在实际焊接过程中, 为保证激光枪头不受反射光的损伤, 激光头沿着焊接方向倾斜 10°, 激光束以 10° 入射角作用于焊接位置, 焊接方向沿着试板轧制方向. 采用的低真空激光焊接工艺为: 环境压力为 5 Pa、激光输出功率为 20 kW、焊接速度为 1 m/min.

表 1 试验材料化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of the base metal Ti6Al4V

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.30	4.11	0.018	0.024	0.0044	0.0014	0.17	余量

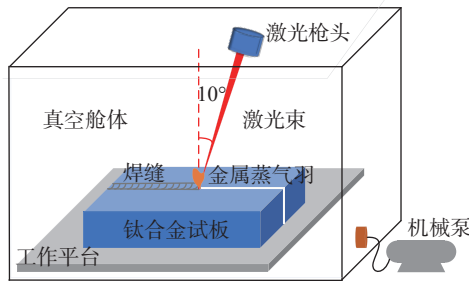


图 1 低真空激光焊接布置示意图

Fig. 1 Layout of low vacuum laser welding

将焊接完成后的试件使用电火花数控线切割机进行金相及力学试样取样. 对金相试样依次选用规格为 280, 400, 600, 800, 1000 和 1200 号的砂纸进行打磨, 直至试样表面划痕均匀一致, 然后用配制好的氧化铝抛光液进行粗抛光、精抛光, 并将试样用酒精洗净后进行浸蚀, 浸蚀液配比为 HF:HNO₃:H₂O = 1:4:45, 侵蚀时间 20 s 左右, 最后将残酸冲洗掉, 并吹干. 采用 OLYMPUS GX71 光学显微镜 (OM) 和 HITACHI SU5000 场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 进行接头显微组织观察.

平板对接接头拉伸试样的制备依据国家标准 GB/T 2651—2008, 采用 WAW-1000 型拉伸试验机进行室温拉伸试验. 拉伸速度为 1 mm/min, 厚板拉伸试样分 4 层取样, 使得测试区域覆盖整个焊接接头. 为避免应力集中需要在测试前对拉伸试样表面进行打磨处理.

室温冲击试样的制备依据国家标准 GB/T 2650—2008, 采用 ZBC2452-C 型摆锤式冲击试验机进行接头冲击性能检测. 试样取样位置为焊接接头上层、中层、下层, 试样缺口形式选为 U 形, 缺口开口位置分别位于焊缝区、热影响区, 母材单独取 3 组冲击试样, 缺口开口方向与焊缝方向平行.

2 试验结果与分析

2.1 钛合金焊接

40 mm 厚 Ti6Al4V 合金低真空激光焊接宏观形貌如图 2 所示. 整体焊缝表面光滑平整, 均匀性良好, 几乎无飞溅产生, 焊缝表面颜色以金黄色为主, 说明焊缝没有过量吸收焊接环境气氛中的杂质元素. 焊缝表面宽度为 8 mm, 焊缝截面形貌近 “I” 形, 熔合情况良好, 未发现明显焊接缺陷.

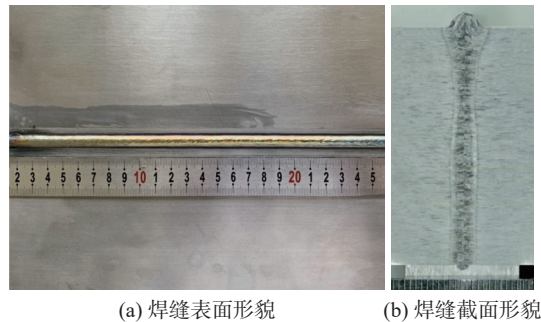


图 2 40 mm 厚钛合金焊接宏观形貌

Fig. 2 Welding results of 40 mm thick titanium alloy. (a) weld surface morphology; (b) weld section morphology

2.2 焊接接头微区组织

2.2.1 母材组织

Ti6Al4V 合金具有两种同素异形体相, 即体心立方 (BCC) 结构 β 相和六方紧密堆积 (HCP) 结构 α 相. Ti6Al4V 合金发生同素异形转变的温度是在 $975\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (即 T_{β}), 它随合金中元素浓度和凝固速度变化而变化. 室温轧制退火态母材 (BM) 组织为典型的双相组织, 由等轴初生 α 相和 β 转变组织组成, β 转变组织沿 α 相晶界分布, 如图 3 所示, 图 3a 为母材的光学图像, 图 3b 为利用场发射扫描电子

显微镜观察到的图像. 初生 α 相晶粒平均体积分数为 72.18 %, 平均晶粒直径在 7 ~ 16 μm . β 转变组织由片层状次生 α 相和相间的残余 β 相组成, β 转变组织直径在 2 ~ 6 μm .

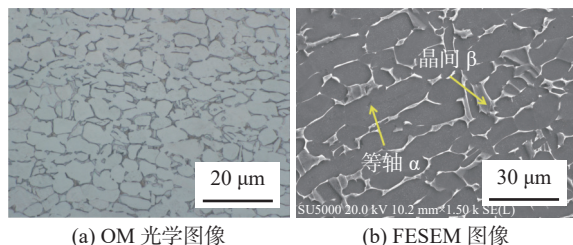


图 3 Ti6Al4V 合金母材的显微组织

Fig. 3 Microstructure of Ti6Al4V titanium alloy base metal. (a) optical image; (b) FESEM image

2.2.2 熔凝区微区组织

钛合金厚板真空激光焊接接头微观组织变化复杂, 不同区域的组织形态、相的组成与空间分布、不同厚度方向上的组织形态变化均有所不同. 因此将 40 mm 低真空激光焊接接头分为了上、中、下 3 个区域进行研究, 如图 4 所示.

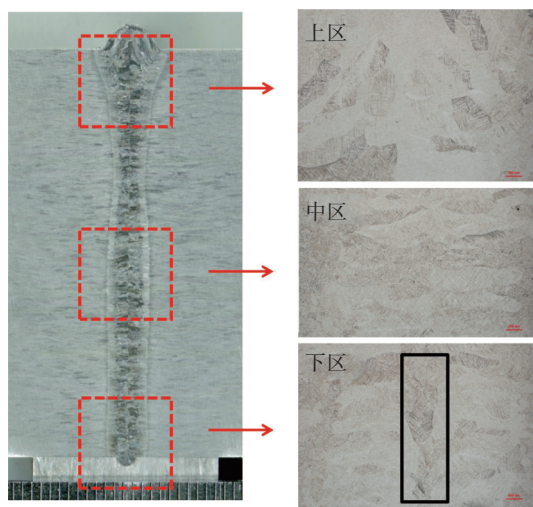


图 4 组织分析选区及上、中、下层区域 OM 放大图像

Fig. 4 Microstructure analysis selection and magnifying optical images of upper, middle and lower areas

由图 4 可以看到, Ti6Al4V 合金焊接接头上、中、下 3 个不同区域室温熔凝区 (FZ) 组织均为粗大的初生 β 柱状晶, 柱状晶轮廓清晰可见. 在每一个初生 β 柱状晶轮廓内分布着不同形态的 α' 马氏体. 熔凝区粗大 β 柱状晶的形成原因: 一方面是由于真空激光焊能量密度极高、激光热源加热区域窄, 在焊缝区域形成了较大的温度梯度, 温度梯度越大则成分过冷度越小, 焊缝中心处冷却速度越慢, 从而使得非均质形核数量减少, 每个晶粒就有

了足够时间长大; 另一方面, 钛合金自身热导率低, 熔池温度较高, 在冷却转变结束后, 室温依然保留着初生 β 柱状晶的晶粒形貌, 最终室温组织就形成了粗大的柱状晶.

上部熔凝区受激光加热时间长, 吸收能量多, 加热温度高, 过热严重, 因而 β 柱状晶最为粗大, 晶粒向顶部生长. 中部区域晶粒尺寸稍减少呈柱状向焊缝中心对接生长, 直到与对面对称生长的柱状晶“汇合”. 而下部区域晶粒最为细小, 但仍为柱状晶生长, 中部出现类似“等轴晶粒”形态 (黑色线内).

对上、中、下不同区域分别在光镜下和场发射扫描电镜下进行高倍观察其晶粒内部显微组织形态分布, 如图 5 所示. 其中图 5a OM 图放大倍数为 500 倍, 图 5b 为对应位置的 FESEM 图, 放大倍数为 1 000 倍.

观察图 5 对比整个焊缝的显微组织, 可以看出焊缝熔凝区上、中、下 3 部分的显微组织主要由针状 α' 马氏体组成, 所不同的是焊缝不同区域 α' 马氏体针的尺寸与密集程度不同. 中、上部由于加热时间长, 吸收能量多, 冷却速度慢, 所以初生 β 柱状晶较粗大, 其内部的针状 α' 马氏体也呈现出短粗状, 密集程度较低. 而焊缝下部由于接收激光能量少, 冷却速度快, 过冷度高, 最先凝固, 其内部的针状 α' 马氏体呈现细长状, 密集程度非常高. 由于不同区域针状 α' 形态及密集程度的不同, 焊缝下部区域部分力学性能必然与中、上部存在明显差异.

β 柱状晶晶内 α' 马氏体的形成一般会先形成若干相互平行的一次 α' 相, 如果此时相变驱动力足够大, 这些一次 α' 相可能会贯穿整个晶粒, 遇晶界停止, 如图 6a 所示. 在一次 α' 相上形成一系列细小针状的二次 α' 相, 如图 6b 所示.

在图 5 中, 除了不同区域的显微组织主要均为针状 α' 马氏体组成之外, 焊缝中、上部还观察到了大量的晶间 α 相 (α_{GB}) 和 Widmanstätten 型 α 相 (α_{W}), 而焊缝下部并没有观察到相关组织. 查阅 Ti6Al4V 合金连续冷却转变曲线^[14] 可知, 凝固组织中出现了 α 相, 说明焊缝中、上部区域此时的冷却速率在 410 ~ 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$. α_{GB} 位于初生 β 晶界处, 在高温低冷却速率条件下由于较低的形核驱动力而在晶界处形核长大. 相关文献表明^[15], α_{GB} 会对合金的疲劳性能产生明显影响, 当 α_{GB} 连续分布时, 疲劳裂纹会沿连续的 α_{GB} 开裂和增殖, 继而导致沿晶断裂和低延展性; 如果 α_{GB} 不连续分布, 间断的 α_{GB} 间细密的二次 α 相会阻碍裂纹沿晶界扩展, 表

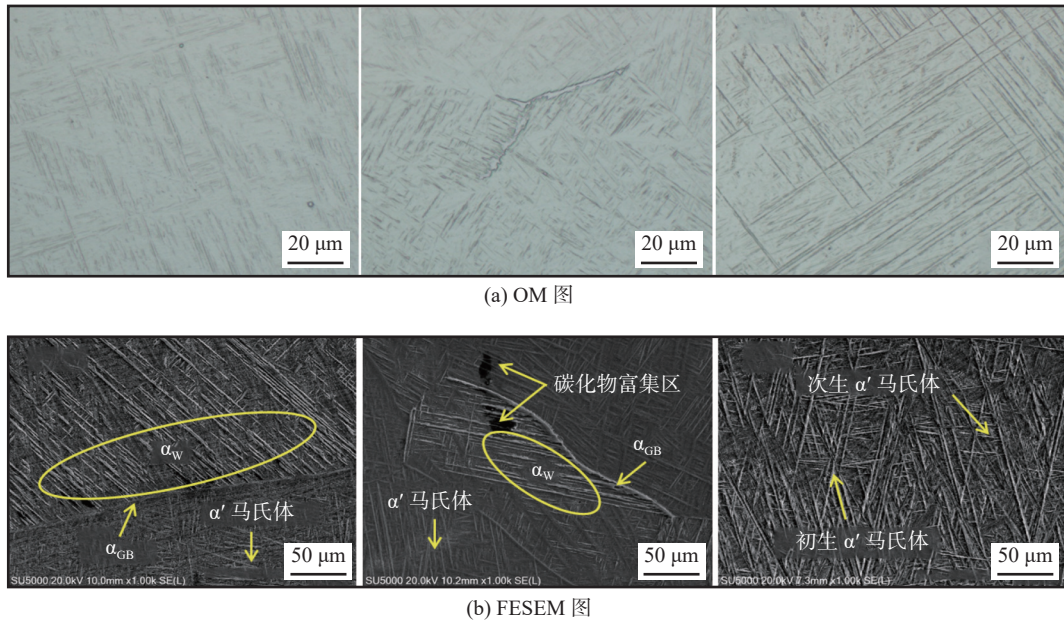


图 5 熔凝区显微组织

Fig. 5 Microstructure of the fused zone. (a) optical diagram; (b) FESEM diagram

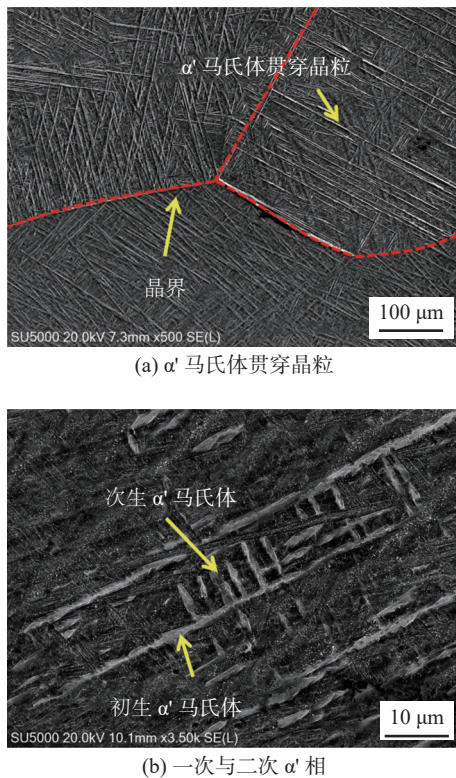


图 6 柱状晶晶内马氏体的形成

Fig. 6 Formation of martensite in columnar crystals. (a) through grains α' ; (b) primary and secondary α' phase

现出穿晶断裂和高延展性. 一般来说, 当温度低于 T_{β} ($975^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$) 后, α_{GB} 就开始在晶界处形成, 随着冷却速率的提高, α_{GB} 的数量与厚度不断减少.

α_{W} 是由许多针状 α 相组成, 这些针状 α 相细长、平直成束, 由 α_{GB} 处系统地向 β 晶内生长并具有

共同的取向角度. 这也是 α_{GB} 与 α_{W} 经常伴生出现的原因. α_{W} 组织具有较高的蠕变抗力、持久强度和断裂韧性, 但是其缺点是会严重劣化接头的塑性.

2.2.3 热影响区组织

在熔凝区、热影响区、母材三者中, 只有热影响区 (HAZ) 是在不熔化情况下发生了固态微观结构的改变. 在光学宏观形貌中可以清楚地观察到熔凝区、热影响区、母材三者之间的边界情况, 如图 7 所示, 热影响区宽度在 $0.8 \sim 1.2 \text{ mm}$ 之间. 热影响区靠近熔凝区位置处温度最高, 发生马氏体转变最为完全, 而远离熔凝区位置处温度较低, 热循环作用对其组织影响最小. 由此可以看出, 不同于熔凝区, 热影响区的组织变化梯度要大得多, 在热影响区形成了温度梯度也就呈现出不同的微观结构特征. 因此按照组织形态的不同将热影响区分为 I、II 和 III 3 个区域进行研究分析.

在对不同厚度方向上的热影响区 3 个位置进

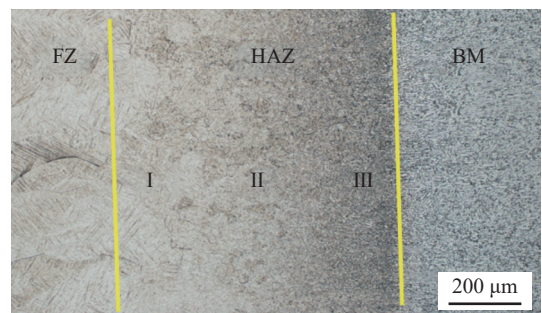


图 7 边界光学图像

Fig. 7 Optical image of microstructure boundaries

行显微组织分析时发现,不同焊接深度几乎不会对热影响区的显微组织变化规律产生影响.因此选取焊接接头上部典型位置进行讨论.

对热影响区I、II和III 3个区域分别在光镜下和场发射扫描电镜下观察其晶粒内部显微组织形态分布,如图8所示.其中图8a为光镜图像,图8b为对应位置的 FESEM 图.从图8中可以看到,I区域显微组织主要由大量的 α' 马氏体和极少量的块

状 α 相组成.此区域的 α' 马氏体形态相比于熔凝区要细小得多.在热影响区中部II区域,属于不完全转变区,可以观察到原始初生 α 相、 α' 马氏体以及少量亚稳态 β 相的组合.III区域的最高温度低于 T_β ,但足以引起微观结构的变化,该区域主要由球化的初生 α 相和亚稳态 β 相组成.可以看到,随着观测位置远离热源, α' 马氏体含量已经从原来的近100%逐渐降低到0.

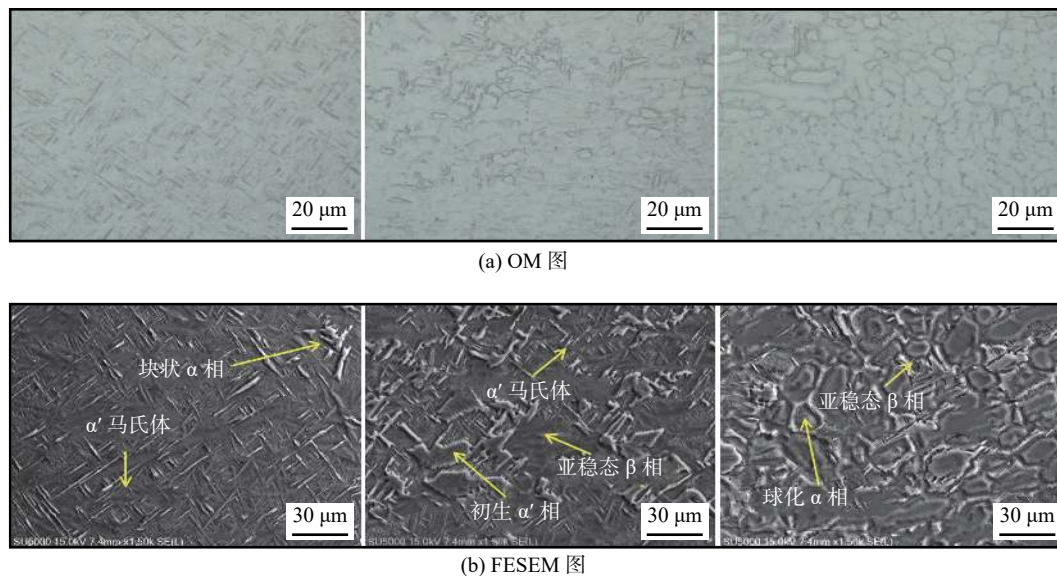


图8 热影响区显微组织

Fig. 8 Microstructure of heat affected zone. (a) optical diagram; (b) FESEM diagram

2.3 焊接接头力学性能

2.3.1 室温拉伸强度测试

对得到的40 mm厚低真空激光焊接接头进行室温条件分层拉伸性能分析,沿厚度方向共分为4层覆盖全厚度.为保证数据准确性每层取3组试样进行检测,试验结果如图9所示.可以看到,试样抗拉强度及屈服强度均大于母材,而断后伸长率要

明显低于母材.所有接头均在母材位置发生断裂,说明焊缝强度与母材相当或高于母材.造成试样检测 results 与母材结果相差较大的原因可能是焊接接头拉伸试样的局部应力分配不均.试样强度沿厚度方向上均匀性较好,顶部与底部强度值偏大一些,中上部与中下部偏小,但总体差别不大,抗拉强度平均值为988 MPa,屈服强度平均值为947 MPa,断后伸长率平均值为10.6%.

2.3.2 室温冲击性能测试

对得到的40 mm厚低真空激光焊接接头进行室温条件不同厚度方向上母材、焊缝、热影响区的冲击性能分析,试验结果如图10所示.可以看到,母材的冲击性能要明显优于焊缝及热影响区,焊缝区的冲击性能最低.这是因为焊缝区显微组织主要为 α' 马氏体组成, α' 马氏体的存在降低了焊缝的冲击韧性,而热影响区也部分发生了同素异构转变,所以冲击韧性介于二者之间.在焊缝厚度方向上部、中部、下部3个区域热影响区的冲击性能变化不大,约为31 J,这由2.2.3节中不同焊接深度热影

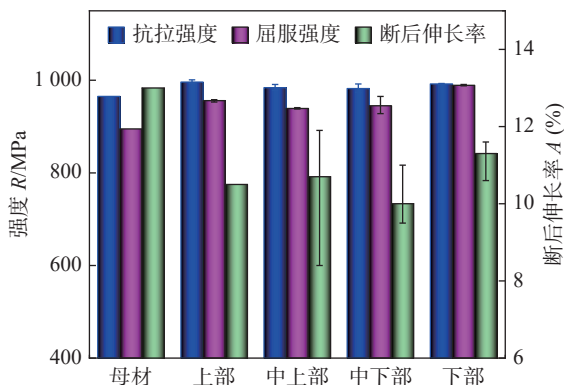


图9 不同取样位置焊接接头拉伸性能

Fig. 9 Tensile properties of welded joints at different sampling locations

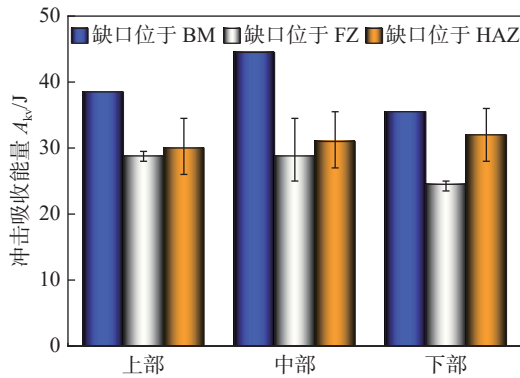


图 10 不同缺口位置焊接接头冲击性能

Fig. 10 Impact properties of welded joints at different notched locations

响区的显微组织变化规律基本相同而决定的. 值得注意的是, 上部和中部焊缝区的平均冲击吸收能量 (即 28.8 J) 要明显优于下部 (即 24.8 J). 造成这种现象的原因与 2.2.2 节中发现的焊缝区组织不均匀性直接相关. 相关研究表明^[16], 细长的密集型针状

的 α' 马氏体会降低材料的韧性. 上部和中部焊缝冲击韧性要明显高于下部, 这是因为中、上部激光加热时间长, 冷却速度慢, 形核驱动力小, 所形成的 β 柱状晶内的 α' 马氏体呈短粗状、密集程度低, 提高了焊缝的冲击韧性. 而下部冷却速度快, 过冷度高, 形核驱动力较大, 所以其 α' 马氏体呈细长状、密集程度非常高, 降低了焊缝的韧性.

选取母材、热影响区、焊缝熔凝区的冲击断口进行 FESEM 分析, 如图 11 所示. 可以看到, 母材及热影响区断口均存在大量较深的等轴韧窝, 韧窝外侧有明显的撕裂棱, 表现出更好的断裂韧性. 而相比之下, 焊缝熔凝区断口存在广泛的平面台阶状特点. 焊缝熔凝区断口除了存在这种“类解理”小平面外, 还存在直径在 0.8 mm 以下的微孔和撕裂棱, 具有准解理断裂特征. 放大这种“类解理”小平面后发现存在小而浅的韧窝, 因此焊缝熔凝区断口属于以准解理断裂为主的混合型断裂.

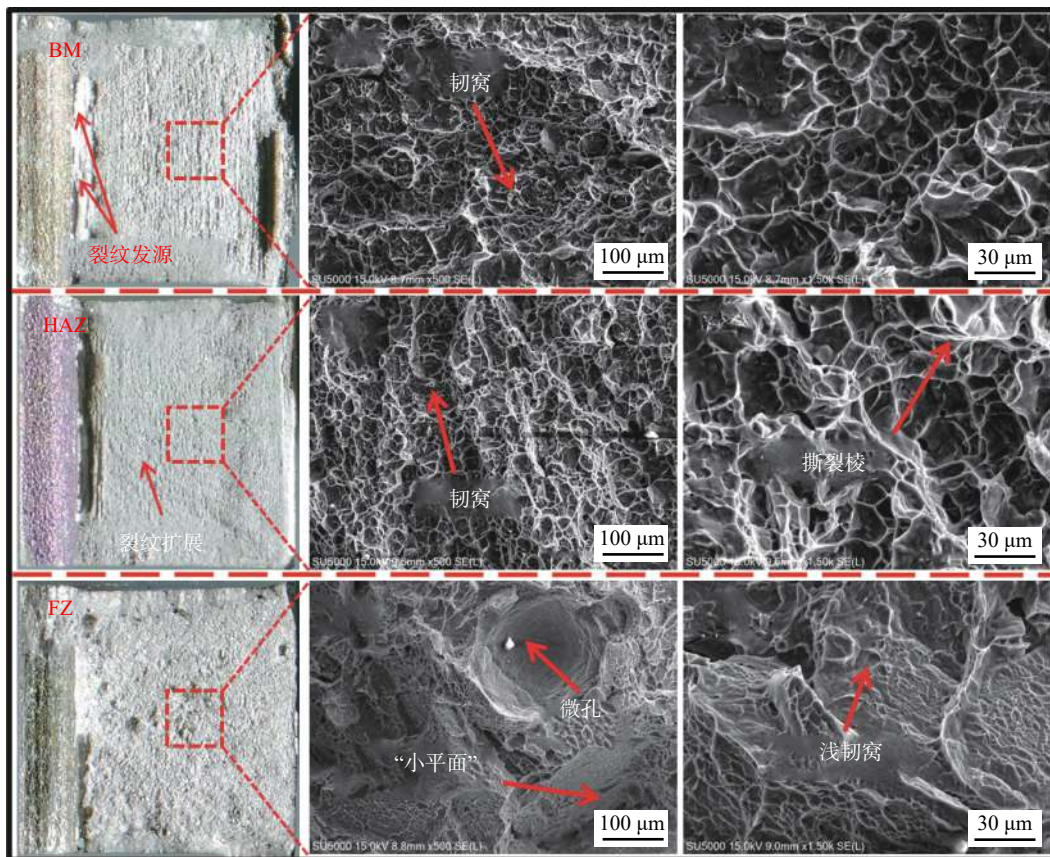


图 11 Ti6Al4V 合金冲击断口 FESEM 照片

Fig. 11 FESEM image of impact fracture of Ti6Al4V alloy

3 结论

(1) 完成了 40 mm 厚 Ti6Al4V 合金低真空条件

下优质激光焊接. 低真空激光焊接焊缝熔凝区均由初生 β 柱状晶组成. 焊缝中、上区域 β 柱状晶内存在短粗状、密集程度较低的 α' 马氏体和晶间 α 相 (α_{GB}) 以及 Widmanstätten 型 α 相 (α_w), 焊缝下区域

显微组织为细长状、密集程度较高的 α' 马氏体组成。焊缝热影响区组织为 α 相、残余 β 相和急冷准稳态的 α' 马氏体组成。

(2) 试样拉伸强度沿厚度方向上均匀性较好, 拉伸断裂位置均位于母材, 抗拉强度平均值为 988 MPa, 屈服强度平均值为 947 MPa, 断后伸长率平均值为 10.6%。

(3) 焊缝区冲击性能低于母材跟热影响区。由于焊缝底部区域存在细长状、密集程度较高的 α' 马氏体劣化了材料冲击韧性, 焊缝下部的冲击性能要明显低于中、上部。焊缝区冲击断口存在“类解理”小平面、微孔与撕裂棱, 属于以准解理断裂为主的混合型断裂。

参考文献

- [1] Lu J, Lu H, Xu X, *et al.* High-performance integrated additive manufacturing with laser shock peening induced microstructural evolution and improvement in mechanical properties of Ti6Al4V alloy components[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2019, 148: 103475.
- [2] Li J N, Li J S, Qi W J, *et al.* Characterization and mechanical properties of thick TC4 titanium alloy sheets welded joint by vacuum EBW[J]. Vacuum, 2019, 168: 108812.
- [3] Zhang L J, Pei J Y, Long J, *et al.* Effects of laser welding and post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of aged Ti55531 alloy[J]. Materials, 2018, 11(10): 1907.
- [4] Zhang L J, Lu G F, Ning J, *et al.* Effects of minor Zr addition on the microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar joint of titanium and molybdenum[J]. Materials Science & Engineering, 2019, 742: 788 – 797.
- [5] Saresh N, Pillai M G, Mathew J. Investigations into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2007, 192: 83 – 88.
- [6] Wang G, Chen Z, Li J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of electron beam welded titanium alloy Ti-6246[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 34(3): 570 – 576.
- [7] Zhang S, Ma Y, Huang S, *et al.* Temperature-gradient induced microstructure evolution in heat-affected zone of electron beam welded Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of Materials Science Technology, 2019, 35(8): 1681 – 1690.
- [8] Ming G, Kawahito Y, Kajii S. Observation and understanding in laser welding of pure titanium at subatmospheric pressure[J]. Optics Express, 2017, 25(12): 13539.
- [9] Jiang M, Tao W, Wang S, *et al.* Effect of ambient pressure on interaction between laser radiation and plasma plume in fiber laser welding[J]. Vacuum, 2017, 138: 70 – 79.
- [10] 孟圣昊, 司昌健, 任逸群, 等. 中厚板 TC4 钛合金真空环境激光焊接特性 [J]. 焊接学报, 2021, 42(8): 40 – 47.
- Meng Shenghao, Si Changjian, Ren Yiqun, *et al.* Laser welding characteristics of TC4 titanium alloy in vacuum environment[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2021, 42(8): 40 – 47.
- [11] Reisgen U, Olschok S, Longerich S, *et al.* Laser beam welding in vacuum-A comparison with electron beam welding[J]. Welding & Cutting, 2010, 9(4): 224 – 230.
- [12] Reisgen U, Olschok S, Turner C. Welding of thick plate copper with laser beam welding under vacuum[J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(2): 022402.
- [13] Reisgen U, Olschok S, Jakobs S, *et al.* Laser beam welding under vacuum of high grade materials[J]. Welding in the World, 2016, 60(3): 1 – 11.
- [14] Kumar C, Das M, Paul C P, *et al.* Comparison of bead shape, microstructure and mechanical properties of fiber laser beam welding of 2 mm thick plates of Ti-6Al-4V alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 105: 306 – 321.
- [15] 孙佳, 李学雄, 张金虎, 等. Ti-6Al-4V 合金 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变中晶界 α 相形成机制的相场模拟 [J]. 金属学报, 2020, 56(8): 1113 – 1122.
- Sun Jia, Li Xuexiong, Zhang Jinhu, *et al.* Phase field modeling of formation mechanism of grain boundary allotriomorph in $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation in Ti-6Al-4V alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(8): 1113 – 1122.
- [16] Mohandas, Srinivas, Kutumbarao. Effect of post-weld heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth behaviour of electron beam welds of a titanium ($\alpha + \beta$) alloy[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2010, 23(1): 33 – 38.

第一作者: 邹吉鹏, 硕士; 主要从事激光焊接技术的研究工作; Email: hwi_zjp@163.com.

通信作者: 黄瑞生, 博士, 正高级工程师; Email: huangrs8@163.com.

(编辑: 郑红)