



钛合金激光填丝焊缝晶粒生长及相变原位观察

方乃文^{1,2}, 郭二军¹, 徐 错², 尹立孟³, 黄瑞生², 马一鸣², 武鹏博²

(1. 哈尔滨理工大学 材料科学与化学工程学院, 哈尔滨 150022;
2. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 哈尔滨 150028;
3. 重庆科技学院 冶金与材料工程学院, 重庆 401331)

摘要: 采用高温激光共聚焦显微镜原位观察方法, 研究TC4钛合金激光填丝焊缝区在模拟焊接热循环作用下冷却过程中组织形成特征及相变规律。结果表明: 当焊缝区分别以0.5 °C/s、5 °C/s、20 °C/s和80 °C/s的冷却速率降温到889.5 °C、864.2 °C、835.5 °C和818.9 °C时, 在相界位置开始出现新相的微观组织形貌; 当焊缝区分别降温到725.7 °C、749.3 °C、769.4 °C和789.2 °C时, 新相完成转变, 即相变的温度区间随着冷却速率的增大而逐渐变窄。随着冷却速率的增加, 新相的片层间距逐渐减小; 随着冷却速率的增大, 冷却到室温的试样硬度逐渐增大, 由339 HV10增大到368 HV10; 试样全部由密排六方(HCP)晶体结构组成, 没有斜方晶格和体心立方的晶体结构产生。

关键词: TC4钛合金; 激光填丝焊; 药芯焊丝; 相变; 原位观察

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1665-08

中图分类号: TG401

文献标志码: A

引文格式: 方乃文, 郭二军, 徐 错, 等. 钛合金激光填丝焊缝晶粒生长及相变原位观察[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1665–1672. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42064

FANG Nai-wen, GUO Er-jun, XU Kai, et al. In-situ observation of grain growth and phase transformation in laser welding of titanium alloy with filler wire[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1665–1672.
DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42064

钛合金具有密度低、比强度高、耐腐蚀、韧性及抗疲劳性能优良等优点, 广泛应用于海军装备和船舶制造工业领域^[1-2]。其中TC4钛合金最具有代表性, 它含有约6%(质量分数)的 α 稳定元素Al和约4%(质量分数)的 β 稳定元素V, 是一种典型 α - β 两相钛合金, 例如“蛟龙号”与“奋斗者号”深海载人潜器的耐压壳体均由TC4钛合金制造^[3]。由于厚板钛合金加工制造和成形较为困难, 焊接则成为一种必要的加工手段。与传统焊接技术相比, 超窄间隙激光填丝焊具有线能量小, 焊接厚板时冷却速率

大、热影响区狭窄、焊接效率高、焊接接头的残余应力和变形小等诸多优点, 已逐步在钛合金厚板等领域开始应用^[4]。

厚板超窄间隙激光填丝焊接过程是单道多层填充金属的累计, 而多层焊接过程中的多次热循环必然会使焊缝组织变得极为复杂^[5]。而钛合金焊接接头的性能主要取决于相的组成、形态、分布以及位错、组织等微结构特征, 不同微结构特征的钛合金焊接接头性能有着很大差异^[6]。在激光高能束焊接条件下, 钛合金焊缝熔池温度较高, 从而延长了冷

基金项目: 国家科技重大专项项目(2019ZX04004001); 黑龙江省头雁行动计划资助项目(201910312)

收稿日期: 2021-07-20; 修订日期: 2021-08-31

通信作者: 郭二军, 教授, 博士; 电话: 0451-86390008; E-mail: guoerjun98@126.com

却时间,增加了高温 β 相晶粒的长大时间,并且焊后冷却速率的不同会造成析出相的体积分数、晶粒尺寸、微观形貌以及相组成的差异,进而直接影响焊接接头的力学性能。因此,掌握冷却速率对钛合金焊缝组织构成及形态和力学性能的影响具有重要意义。

近年来,国内外相关研究学者已经利用高温聚焦激光显微镜原位观察金属材料在不同热循环作用下的晶粒长大及组织转变规律。FANG等^[7]研究了利用TC3实心焊丝做为激光填丝焊的填充金属进行Ti-6Al-4V钛合金焊缝组织相变规律,当焊缝组织加热至380℃时,晶粒明显具有长大趋势,加热至1100℃后,焊缝组织几乎全部由粗大的 β 柱状晶组成,焊缝金属在保温过程中可以发现 β 相界在缓慢移动。付魁军等^[8]研究了大热输入用TiNbV微合金钢焊接热影响区的晶粒长大过程及相变的规律,结果发现在焊接过程中,选择合适的高温停留时间可提高组织中的IAF含量,从而提高焊接接头力学性能。李亚强等^[9]对15CrMoG钢包晶凝固过程进行了原位动态观察,发现冷却速率较小时, δ 相以胞状方式析出;当冷却速率较大时, δ 相以枝晶方式析出,并且随着冷却速率的增大,包晶反应温度降低了而包晶反应速率提高了。郭军利等^[10]根据试样表面粗糙度变化研究了Fe-Si-Mn系包晶钢在不同冷却速率下的包晶转变收缩程度,结果表明,随着冷却速率的增大,包晶钢的包晶转变收缩呈先增大后减小的趋势,冷却速率为20℃/s时表面粗糙度达到最大值,此时的表面粗糙度是低冷却速率(2.5℃/s)时的2.8倍。马一鸣等^[11]对激光电弧复合焊获得的ER410NiMo熔敷金属进行原位观察,发现它在1483.3℃时呈现熔化迹象,1493.0℃时金属表面完全熔化,缓慢冷却至1490.7℃时开始发生结晶,1481.8℃时结晶结束;温度降至1180.1℃时, δ 固溶体 \rightarrow γ 固溶体相变结束;急冷至325.9℃

时发生 γ 固溶体 \rightarrow M 相变,240.7℃时转变结束。上述学者的研究多集中于利用高温共聚焦激光显微镜观察金属材料在加热及保温过程中的组织演变规律,而对冷却速率的影响机制研究也仅限于母材金属的相变规律,对于焊缝金属的高温相区在不同冷却速率下获得的新相组成及形貌演变规律、性能影响机制等领域的研究未见相关报道。

本文主要研究采用自主开发的Ti-Al-V系药芯焊丝作为填充金属,对焊缝组织在不同冷却速率下的析出相的形貌特征、演变规律及其组成进行原位观察,并对最终获得的室温微观组织、性能及物相组成进行分析测试,以期为后续热处理工艺制定、组织性能调控提供技术支撑。

1 实验

试验选用尺寸规格为400 mm×200 mm×40 mm的TC4钛合金板,填充金属为直径1.6 mm的Ti-Al-V系药芯焊丝,化学成分见表1。加工Y形坡口,钝边4 mm,坡口根部间隙为3.2 mm,单边坡口角度为1.5°。焊前对试板进行打磨和酸洗,酸洗溶液由体积分数为5%HF+30%HNO₃+H₂O配比而成,去除表面油污和氧化物后用水洗清除酸液后烘干备用。采用激光填丝焊接方式进行焊缝填充,焊前试板不进行预热。激光器为德国IPG YLS-6000光纤激光器,焊接工艺参数见表2,采用单激光打底,单道填充12层完成焊接,层间温度控制在100℃以内,焊接过程采用Ar作保护气体。

激光填丝焊接完成后,在图1所示的取样位置加工4个 d 6 mm×3 mm圆片,经过研磨、抛光,酒精冲洗后吹干备用。采用日本Lasertec和Yonekura公司生产的超高温激光共聚焦显微镜对TC4钛合金焊缝组织冷却过程的相变进行原位观察,它的温控系统采用红外加热方式,最高升温速率可达

表1 母材和焊丝化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal and welding wire

Material	Mass fraction/%							
	Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
TC4 base metal	6.30	4.11	0.018	0.024	0.007	0.001	0.14	Allowance
Ti-Al-V welding wire	6.10	4.15	0.040	0.012	0.006	0.001	0.02	Allowance

表2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

Layer No.	Laser power, P/W	Welding speed, $v_1/(m \cdot min^{-1})$	Wire feed speed, $v_2/(m \cdot min^{-1})$	Focal length, f/mm	Defocus quantity, $\Delta f/mm$
Backing by single laser	3500	1.01	—	—	—
2-12	3000	0.65	1.5	5	+5
13	3500	0.60	1.6	5	

300 °C/s, 降温速率可达100 °C/s, 试验时采用氩气作为保护气氛, 快速冷却阶段采用氦气助冷。原位观察试验完成后, 通过FEI Quanta-200型扫描电镜对冷却到室温的试样进行微观组织观察, 并采用HVS-1000Z型硬度仪对试样进行硬度测试, 最后通过D/MAX-rB型X射线衍射仪对焊缝相组成进行测定。

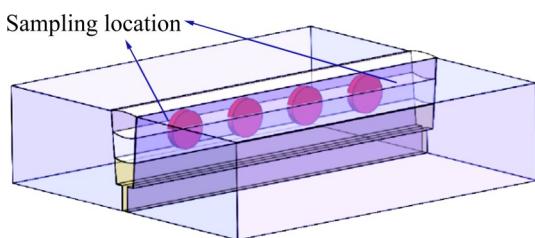


图1 试样取样位置

Fig. 1 Sampling location

2 结果与讨论

TC4钛合金由密排六方HCP- α 相和体心立方BCC- β 相构成, 由Ti-Al二元合金相图可知(见图2), 当温度升高至 β 相转变温度时, 即996 °C附近时, 将全部转化为BCC- β 相, 当温度继续升高至液相线时将全部转化为液态; 当温度降低至固相线时, 又全部转化为晶粒粗大的BCC- β 相, 在继续降温过程中, TC4钛合金将发生固态相变, 新相将从 β 相中析出。相关研究表明: 不同的冷却速率下, 钛合金发生相变后获得的焊缝组织也会有相应的差别^[12]。因此, 本次试验采用的热循环工艺为: 先以10 °C/s加热速率升温至900 °C, 再将加热速率控制在2 °C/s升温至1050 °C, 保温500 s, 保证 β 相转变过程完全, 再将焊缝组织分别以0.5 °C/s、5 °C/s、20 °C/s及80 °C/s的冷却速率降温到室温(RT), 观察冷却过程中焊缝组织的相变规律。

图3所示为焊缝金属的室温微观组织金相照

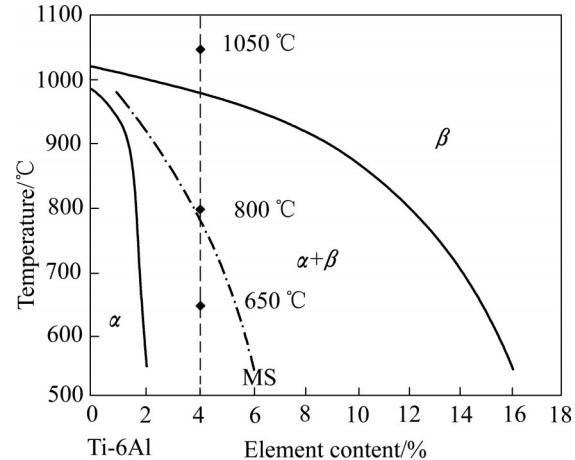
图2 TC4钛合金相图^[12]Fig. 2 Phase diagram of TC4 titanium alloy^[12]

图3 焊缝金属的室温微观组织

Fig. 3 RT microstructure of weld metal

片, 焊缝组织由少量网篮状及块状 α 相和针状 α' 马氏体构成, 粗大的原始 β 柱状晶界依稀可见。

2.1 冷却过程组织演变观察

图4所示为焊缝组织在1050 °C保温过程结束后, 分别以0.5 °C/s、5 °C/s、20 °C/s和80 °C/s的冷却速率降温至特征温度点时的微观组织。其中, 图4(a)、图4(d)、图4(g)和图4(j)所示分别为4组试验焊缝组织经过保温过程结束后, 降温初始时刻的微观形貌, 从图中可以看到 β 相界清晰明显。图4(b)所示为以0.5 °C/s的冷却速率降温到889.5 °C时, 在

β 相中开始出现新相的微观组织形貌, α 相优先在 β 相界处形核, 形成连续或间断的层。图4(e)所示为以5 °C/s的冷却速率降温到864.2 °C时, 在 β 相晶界位置开始出现新相 α 的微观组织形貌, 晶界 α_{gb} (Grain boundary)也出现在视野范围内, 相关研究表明钛合金组织转变过程高度依赖于晶界, 在大多数情况下, α_{gb} 总是与 β 晶粒呈现一定的伯格斯取向关系(Burgers orientation relationship, BOR)^[13], 同时魏氏组织(Widmanstatten organization)开始以大量的片层状即 α 集束形式从 β 晶界处生长, 同样也保持伯格斯取向关系。图4(h)和(k)所示分别为以20 °C/s和80 °C/s的冷却速率降温到835.5 °C和818.9 °C时, 出现新相的微观组织形貌, 短小针状 α' 马氏体突然出现爆发式增长; 由于驱动力的增加, 形核位置不仅发生在晶界处, 还包括晶粒内部 α 片层上。由上述析出新相的特征温度点可知, 随着冷却速率的增大, 析出新相的转变温度点逐渐降低。这是由于随着冷却速率的增大, β 相稳定元素V的扩散能力降低, 造成低V的 α 相较难形成, 使其相变温度逐渐降低^[14]。

图4(c)、图4(f)、图4(i)和图4(l)所示分别为相变过程中新相不再继续增加或长大的温度特征点的微观组织。当以0.5 °C/s的冷却速率降温到725.7 °C时, 微观组织由长宽比接近15的片层状 α 相集束和晶内网篮状 α 相构成; 当以5 °C/s的冷却速率降温到749.3 °C时, 微观组织由长宽比接近50的细长状 α 相集束、晶内网篮状 α 、魏氏组织与晶界 α_{gb} 构成, 并且可以在图4(f)中的圆圈中发现相界有明显的远距离迁移; 当冷却速率增大到20 °C/s时, 析出相由较小长宽比交错的 α' 马氏体和少量网篮状 α 组成, 转变结束温度点为769.4 °C; 当冷却速率增大至80 °C/s时, 析出相全部由细小针状 α' 相组成, α' 相转变结束温度点为789.2 °C。由于形核的过冷度增大, 形核热力学驱动力增加, 原始晶界破碎程度较大, 这也符合其共格切变相变模式。在冷却过程中, 新相除在相界处形核外, 还有部分新相在初生 α' 马氏体上生长, 使初始相成为了形核点, 增大了非均匀形核率, 也大幅增加了新相的生长速度。钛合金的马氏体相变属于无扩散型相变, 在相变过

程中不发生原子扩散, 只发生晶格重构。该相变具有马氏体相变的所有特点: 动力学特点是转变无孕育期, 瞬间形核长大, 转变速度极快, 每个马氏体瞬间长到最终尺寸; 晶体学特点是马氏体晶格与母相 β 相之间存在严格取向关系, 而且马氏体总是沿着 β 相的一定晶面形成; 热力学特点是马氏体转变的阻力很大, 转变时需要较大的过冷度, 而且只有在较低的温度条件下, 马氏体转变才能持续进行。因此, 当冷却速率较小时, 马氏体多在 β 相相界位置形核并向晶内生长, 这是由于相界处积累了大量畸变能, 有利于产生能量、成分和结构起伏, 为新相形核提供条件; 当冷却速率较大时, 不仅在 β 相相界处生长, 还在晶粒内部的 α 片层上生长。

2.2 SEM观察结果

图5所示为试样在不同冷却速率下获得的微观组织。由图5可以发现, 随着冷却速率的增大, 新相的片层间距逐渐减小, 相界面积逐渐增加。在连续冷却条件下, 冷却速率越大, α' 马氏体相或 α 相形成温度越低, 即过冷度越大, β 相稳定元素V原子扩散能力下降, 不易于发生较大距离的迁移, 因而形成片层间距较小的新相; 另外, 针状 α' 相具有较高的位错密度和孪晶, 也进一步阻碍新相的迁移。从图5中也可以发现, 当冷却速率为0.5 °C/s时, 析出相由片层状 α 相集束构成; 当冷却速率为5 °C/s时, 在白圈内发现晶界 α_{gb} 相, 其为缓慢冷却时产生, 同时也发现少量魏氏组织; 当冷却速率增大到20 °C/s时, 有少量 α 相和 α' 马氏体组成; 当冷却速率增大至80 °C/s时, 析出相全部由成束的针状 α' 相组成, 测试结果与原位组织观察结果完全一致。在观察微观组织过程中, 发现同时存在两种类型不同的原始 β 晶界, 即不连续晶界和连续晶界, 如图5(a)和图5(b)中存在不连续原始 β 晶界, 它们由晶界 α_{gb} 相断断续续组成。分析认为, 不连续晶界是该区域组织由高温 β 相区以较低的冷却速率转变而来, 由于过冷度较小, 晶核只能在晶界处产生并长大成晶界 α_{gb} 相, 并且生长速率较慢, 无法形成连续的晶界。而如图5(c)和(d)所示, 高温 β 相区以较快的冷却速率降温, 由于过冷度较大, 具有足

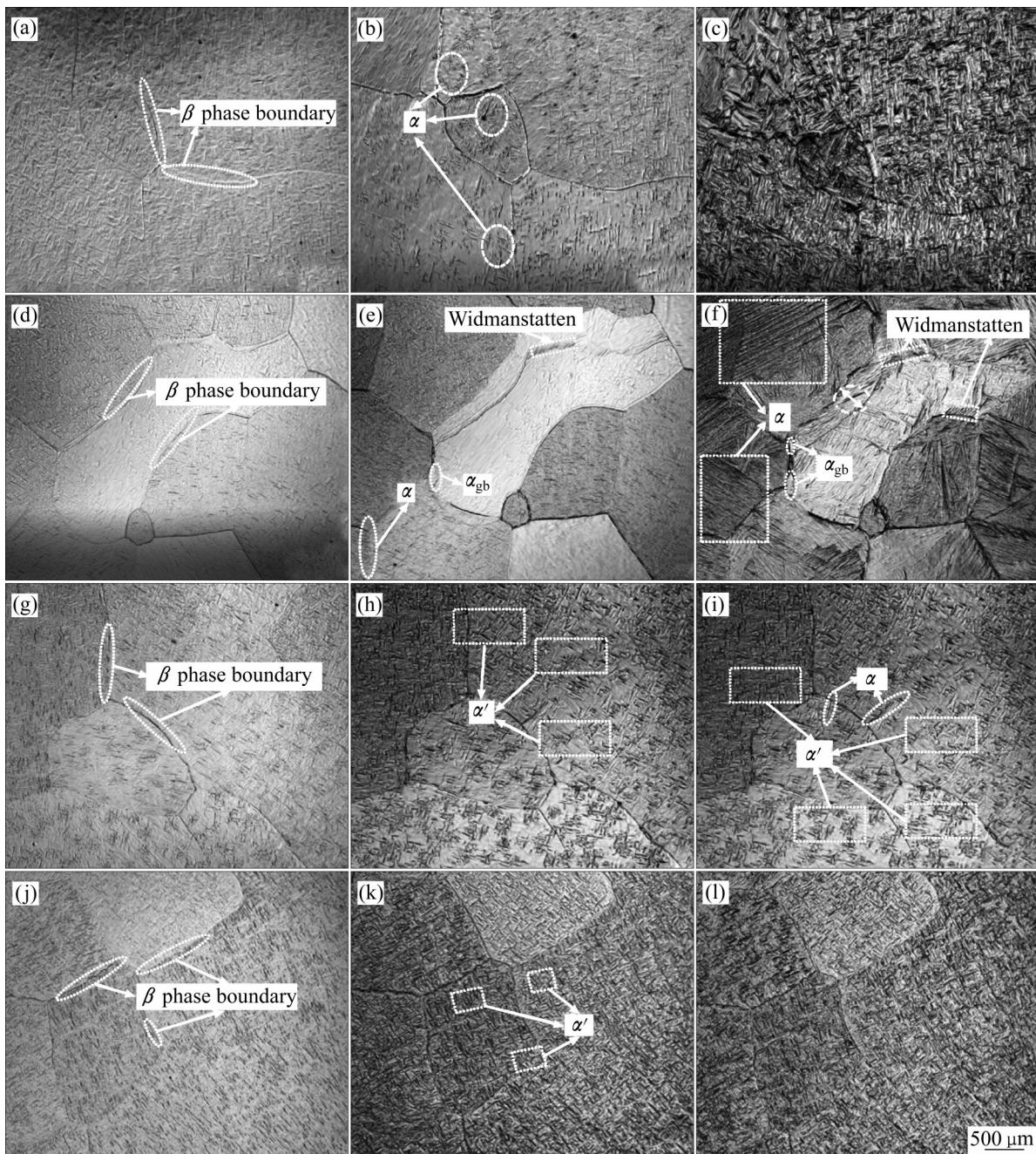


图4 不同冷却速率下试样在特征温度点的室温微观组织

Fig. 4 RT microstructures of specimens at characteristic temperature point under different cooling rates: (a) 1050 °C, 0.5 °C/s; (b) 889.5 °C, 0.5 °C/s; (c) 725.7 °C, 0.5 °C/s; (d) 1050 °C, 5 °C/s; (e) 864.2 °C, 5 °C/s; (f) 749.3 °C, 5 °C/s; (g) 1050 °C, 20 °C/s; (h) 835.5 °C, 20 °C/s; (i) 769.4 °C, 20 °C/s; (j) 1050 °C, 80 °C/s; (k) 818.9 °C, 80 °C/s; (l) 789.2 °C, 80 °C/s

够的形核热力学驱动力, 使得初生 α 相在晶界处形核长大为连续晶界。

2.3 硬度及 XRD 测试

图6所示为不同冷却速率下获得的TC4钛合金焊缝室温微观组织的HV10硬度值。从图6中可以

看出, 随着冷却速率的增大, 硬度也逐渐增大。这是由于随着冷却速率的增大, 相变过程开始发生的温度降低, 过冷度增大, 使得生成新相的片层间距逐渐减小(见图5), 相界面积增加, 能够有效地阻碍滑移位错, 从而使得硬度增大。另外, 钛合金各相的硬度排序为 $\alpha' > \alpha > \beta^{[15]}$, 在 0.5 °C/s 和 5 °C/s

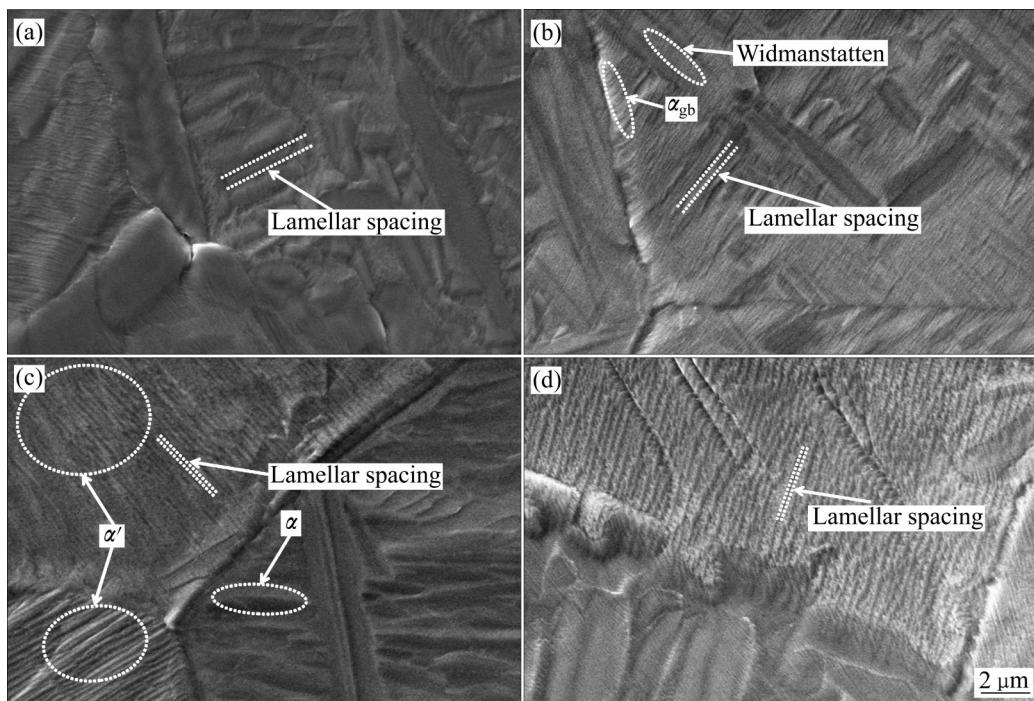


图5 试样在不同冷却速率下获得的室温微观组织

Fig. 5 RT microstructures of specimens at different cooling rates: (a) 0.5 °C/s; (b) 5 °C/s; (c) 20 °C/s; (d) 80 °C/s

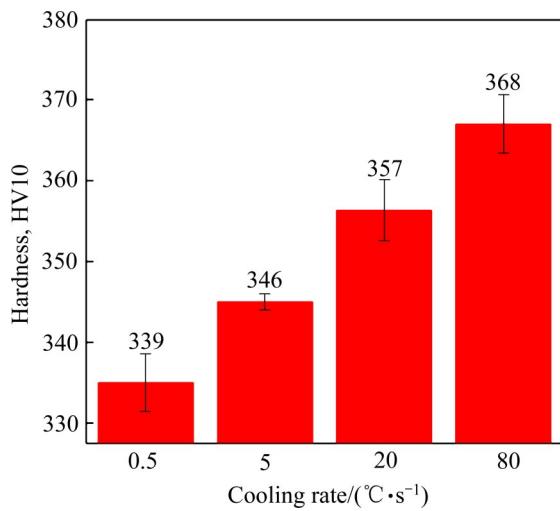


图6 室温焊缝金属的硬度

Fig. 6 Hardness of weld metal at room temperature(RT)

两组冷却速率条件下获得的焊缝组织均由 α 相组成，在20 °C/s冷却速率下获得的焊缝组织由少量 α 相与针状马氏体 α' 相组成，而在80 °C/s冷却速率下获得的焊缝组织中有大量针状马氏体 α' 相成集束状排列，且针状 α' 相具有较高的位错密度和孪晶，从而产生大量晶界。综合上述分析，在80 °C/s冷却速率下获得的焊缝组织硬度明显高于其他区域。

为了确认TC4钛合金焊缝室温微观组织的马氏

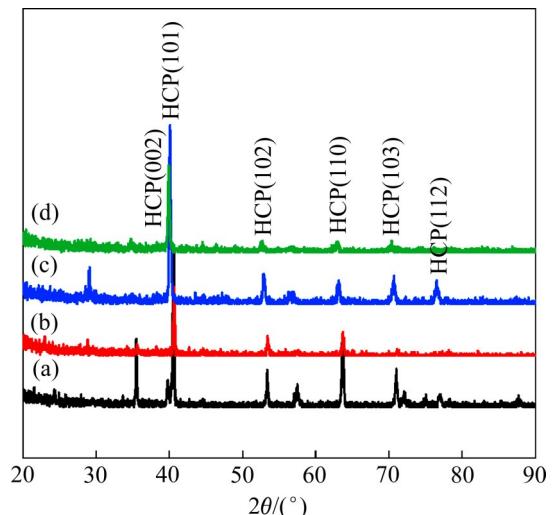


图7 焊缝金属的XRD谱

Fig. 7 XRD patterns of weld metal: (a) 0.5 °C/s; (b) 5 °C/s; (c) 20 °C/s; (d) 80 °C/s

体相类型，对不同冷却速率下获得的焊缝区域做了XRD物相分析，结果如图7所示。TC4钛合金激光填丝焊焊缝组织全部为密排六方(HCP)晶体结构，没有斜方晶格和体心立方的晶体结构产生，并根据各六方晶格的 c/a 常数可以确定在焊缝中的组织全部为密排六方结构的 α 相和 α' 马氏体组织，而没有 α'' 相、过冷 β 相或者其他有害析出相等生成。

3 结论

1) 当焊缝区分别冷却到 889.5 °C、864.2 °C、835.5 °C 和 818.9 °C 时, 在相界位置开始出现新相的微观组织形貌, 即随着冷却速率的增大, 析出新相的转变温度点逐渐降低。

2) 当焊缝区以 0.5 °C/s、5 °C/s 的冷却速率降温到 725.7 °C、749.3 °C 时, 焊缝组织全部由 α 相构成; 以 20 °C/s 的冷却速率降温到 769.4 °C 时, 组织由 α' 马氏体和少量 α 相组成; 以 80 °C/s 的冷却速率降温到 789.2 °C 时, 析出相全部由 α' 马氏体组成; 冷却速率越大, 新相完成转变的温度越高, 相变的温度区间也越窄。

3) 随着冷却速率的增大, 新相的片层间距逐渐减小, 相界面积逐渐增加; 冷却速率较小时, 会生成不连续 β 晶界, 而冷却速率较大时, 会生成连续晶界; 焊缝组织的硬度随着冷却速率的增大而逐渐增大; 不同冷却速率下获得的焊缝组织全部为密排六方(HCP)晶体结构。

REFERENCES

- [1] LIU Jing, ALFANTAZI A, ASSELIN E. A new method to improve the corrosion resistance of titanium for hydrometallurgical applications[J]. Applied Surface Science, 2015, 332: 480–487.
- [2] 王厚勤, 张秉刚, 王廷, 等. 60 mm 厚 TC4 钛合金电子束焊接头疲劳性能[J]. 焊接学报, 2015, 36(5): 13–16, 103, 113.
WANG Hou-qin, ZHANG Bing-gang, WANG Tin, et al. Fatigue property of TC4 joint with a thickness of 60 mm by electron beam welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(5): 13–16, 103, 113.
- [3] 房卫萍, 肖铁, 张宇鹏, 等. 超厚板 TC4 钛合金电子束焊接头应力腐蚀敏感性[J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 121–128, 166.
FANG Wei-ping, XIAO Tie, ZHANG Yu-peng, et al. Stress corrosion crack sensitivity of ultra-thick TC4 titanium alloy electron beam welding joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 121–128, 166.
- [4] FANG Nai-wen, GUO Er-jun, HUANG Rui-sheng, et al. Effect of welding heat input on microstructure and properties of TC4 titanium alloy ultra-narrow gap welded joint by laser welding with filler wire[J]. Materials Research Express, 2021, 8(1): 016511.
- [5] 李俐群, 张亮, 戴景明. 激光填丝多层焊温度场和应力场的数值模拟[J]. 中国激光, 2011, 38(10): 47–51.
LI Li-qun, ZHANG Liang, DAI Jing-ming. Numerical simulation of temperature and stress fields in wire filling laser multilayer welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(10): 47–51.
- [6] 尤振平, 惠松骁, 叶文君, 等. TC4 钛合金轧板的组织对动态力学性能影响[J]. 稀有金属, 2012, 36(1): 31–35.
YOU Zhen-ping, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, et al. Effect of texture on dynamic mechanical property of TC4 rolled plate[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(1): 31–35.
- [7] FANG Nai-wen, GUO Er-jun, XU Kai, et al. In-situ observation of grain growth and phase transformation in weld zone of Ti-6Al-4V titanium alloy by laser welding with filler wire[J]. Materials Research Express, 2021, 8(5): 056507.
- [8] 付魁军, 赵靖玮, 高铭泽, 等. TiNbV 微合金钢焊接接头 HAZ 晶粒长大及相变原位观察[J]. 焊接学报, 2020, 41(3): 17–22, 97.
FU Kui-jun, ZHAO Jing-wei, GAO Ming-ze, et al. Grain growth and phase transformation in the welded joint HAZ of TiNbV microalloyed steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(3): 17–22, 97.
- [9] 李亚强, 刘建华, 邓振强, 等. 15CrMoG 钢包晶凝固特征与机制[J]. 金属学报, 2020, 56(10): 1335–1342.
LI Ya-qiang, LIU Jian-hua, DENG Zhen-qiang, et al. Peritectic solidification characteristics and mechanism of 15CrMoG steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(10): 1335–1342.
- [10] 郭军力, 文光华, 符姣姣, 等. 冷却速率对包晶钢凝固过程中包晶转变收缩的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(10): 1311–1318.
GUO Jun-li, WEN Guang-hua, FU Jiao-jiao, et al. Influence of cooling rate on the contraction of peritectic transformation during solidification of peritectic steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(10): 1311–1318.
- [11] 马一鸣, 储继君, 安洪亮, 等. ER410NiMo 熔敷金属相变的原位观察[J]. 焊接, 2018(3): 51–54, 67.
MA Yi-ming, CHU Ji-jun, AN Hong-liang, et al. In-situ observation of phase transition in ER410NiMo deposited metal[J]. Welding & Joining, 2018(3): 51–54, 67.
- [12] 李雷, 于治水, 张培磊, 等. TC4 钛合金电弧增材制造叠层组织特征[J]. 焊接学报, 2018, 39(12): 37–43, 130.
LI Lei, YU Zhi-shui, ZHANG Pei-lei, et al. Microstructural characteristics of wire and arc additive layer manufacturing

- of TC4 components[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(12): 37–43, 130.
- [13] STANFORD N, BATE P S. Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(17): 5215–5224.
- [14] 王国, 惠松骁, 叶文君, 等. 固溶处理对 Ti-3.0Al-2.3Cr-1.3Fe 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(11): 3015–3021.
- [15] WANG Guo, HUI Song-xiao, YE We-jun, et al. Influence of solution treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-3.0Al-2.3Cr-1.3Fe titanium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(11): 3015–3021.
- [16] PHILIP J T, MATHEW J, KURIACHEN B. Tribology of Ti6Al4V: A review[J]. *Friction*, 2019, 7(6): 497–536.

In-situ observation of grain growth and phase transformation in laser welding of titanium alloy with filler wire

FANG Nai-wen^{1,2}, GUO Er-jun¹, XU Kai², YIN Li-meng³, HUANG Rui-sheng², MA Yi-ming², WU Peng-bo²

(1. School of Material Science and Chemical Engineering,
Harbin University of Science and Technology, Harbin 150022, China;
2. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China;
3. School of Metallurgy and Materials Engineering,
Chongqing University Science & Technology, Chongqing 401331, China)

Abstract: The microstructure formation and phase transformation of TC4 titanium alloy laser flux-cored wire weld zone during cooling process under simulated welding thermal cycle were studied by in situ observation with high temperature laser confocal microscope. The results show that when the cooling rates of 0.5 °C/s, 5 °C/s, 20 °C/s and 80 °C/s are lowered to 889.5 °C, 864.2 °C, 835.5 °C and 818.9 °C, respectively, the microstructure of the new phase in weld zone begins to appear at the phase boundary. When the temperature of welded zone is lowered to 725.7 °C, 749.3 °C, 769.4 °C and 789.2 °C, respectively, the temperature range of the new phase transition gradually narrows with the increase of cooling rate. It is found that the lamellar spacing of the new phase decreases with the increase of cooling rate, and the hardness of samples cooled to room temperature increases with the increase of cooling rate, from 339 HV10 to 368 HV10. The samples are all composed of HCP crystal structure without rhombic lattice and BCC crystal structure.

Key words: TC4 titanium alloy; laser filler wire welding; flux-cored wire; phase transformation; in-situ observation

Foundation item: Project(2021YFB3401100) supported by the National Key Research and Development Plan of China; Project(201916120) supported by the Heilongjiang Head Goose Action Plan-advanced Welding Technology Innovation Team of Energy Equipment, China

Received date: 2021-07-20; **Accepted date:** 2021-08-31

Corresponding author: GUO Er-jun; Tel: +86-451-86390008; E-mail: guoerjun98@126.com

(编辑 何学锋)