

钛合金GTAW焊接温度场对焊缝微观组织影响研究

龚亚, 张玉佳, 张林, 周苏婷, 芦丽莉, 付超, 丁涛, 陈浩瀚

中国核动力研究设计院 四川成都 610213

摘要: α 及近 α 钛合金具有比强度高、耐蚀性优异等特点, 因此被广泛应用于船舶、航空航天及原子能等诸多领域。在钛合金的焊接过程中, 焊接温度场对焊接接头的微观组织具有显著影响, 进而影响到构件的力学性能。采用钨极惰性气体保护焊 (GTAW) 制备了 Ti-2Al-2.5Zr 和 Ti-4Al-2V 钛合金的对接焊缝, 对其焊接过程进行了温度场仿真, 并进行了焊缝截面的微观组织表征及晶粒取向分析。结果表明: 采用分区焊接工艺调节可获得分布较均匀的温度场, 在 β 相变温度时, 各特征位置冷却速率大小受热传递影响呈现一定顺序。从热影响区到熔合区, 焊缝组织形貌由等轴晶过渡到针状 α' 相及 α 片层, 晶体呈现出一定程度的变体选择, 倾向于向 60° / [1 1 -2 0]、 60.83° / [-1.377 -1 2.377 0.359] 两类变体转变。 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时, 冷却速率较低位置的 60° / [1 1 -2 0] 和 60.83° / [-1.377 -1 2.377 0.359] 两种变体减少, 63.26° / [-10 5 5 -3] 类变体增多。焊缝织构类型主要为 {0 0 0 1} <1 0 -1 0> 及 {1 0 -1 0} <1 1 -2 0> 两类板织构。本研究对提高钛合金焊接结构的可靠性, 以及为钛合金在高端装备制造领域的进一步应用提供了科学依据。

关键词: 钛合金; 焊接温度场; 微观组织演变; 晶粒取向; 变体选择

Study on the influence of GTAW welding temperature field on the microstructure of titanium alloys welded joints

GONG Ya, ZHANG Yujia, ZHANG Lin, ZHOU Suting, LU Lili, FU Chao, DING Tao, CHEN Haohan

Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, Sichuan, China

Abstract: α and near- α titanium alloys possess various good characteristics, including high specific strength, corrosion resistance ect. and are extensively utilized in many fields such as shipbuilding, aerospace, and atomic energy. The temperature field during titanium alloy welding significantly influences the microstructure of the welded joint, therefore affecting the mechanical properties of the component. In this paper, Gas Tungsten Arc Welding process (GTAW) was used to fabricate the butt joints of Ti-2Al-2.5Zr and Ti-4Al-2V alloys. The temperature field simulation of the welding process and the microstructure characterization and grain orientation analysis of the weld section were carried out. The results indicate that using zone welding process adjustment can obtain a relatively uniform temperature field. During the β phase transition, the cooling rate at each characteristic position is influenced by thermal transfer, thus exhibiting a certain order. From the Heat-affected zone to the Fusion zone, the microstructure of the weld seam transitions from equiaxed grains to elongated α' phases and α layers, and the crystals exhibit a certain degree of variant selection, tending more towards two variant types: 60° / [1 1 -2 0] and 60.83° / [-1.377 -1 2.377 0.359]. During the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transition, the positions with lower cooling rates showed a

decrease in the 60° $[1\ 1\ 2\ 0]$ and 60.83° $[-1.377\ -1\ 2.377\ 0.359]$ variants, while the 63.26° $[-10\ 5\ 5\ -3]$ variants increased. The main two types of texture are $\{0\ 0\ 0\ 1\} \langle 1\ 0\ -1\ 0 \rangle$, and $\{1\ 0\ -1\ 0\} \langle 1\ 1\ -2\ 0 \rangle$ plate texture. This study provides a scientific basis for improving the reliability of titanium alloy welded structures and the further application of titanium alloys in the field of high-end equipment manufacturing.

Keywords: titanium; welding temperature field; microstructures transformation; grain orientation; variant selection

1 序言

钛合金具有比强度高、耐腐蚀、密度低等优良特性, Ti-2Al-2.5Zr及Ti-4Al-2V钛合金为近 α 钛合金, 具有较好的焊接性, 被广泛应用于航空、舰艇等诸多领域^[1]。由于钛合金在高温下易氧化、吸氢, 因此对其焊接技术也有了更高的要求^[2, 3]。钨极惰性气体保护焊(GTAW)在焊接过程中通过保护气的覆盖, 有效隔绝了空气中的 O_2 、 N_2 、 H_2 等气体, 能够降低钛合金焊接接头的氧化和氢化, 提高焊接接头的机械强度和耐蚀性。同时, 由于GTAW的填丝速度和焊接电流可以独立控制, 因此可有效控制焊缝金属的稀释和热输入, 提高工件的尺寸精度和表面质量^[4]。

钛合金的焊接过程会显著影响焊接接头的微观结构, 从而影响力学性能。因此, 了解微观结构的演变极其重要^[5-8]。当前, 已有众多学者围绕各种焊接参数、热处理及焊接过程, 对钛合金晶粒类型和尺寸、织构、变体选择、位错密度等的影响开展了大量研究^[9-14]。钛合金熔点约为 1660°C , 在焊接过程中经历了受热熔化和冷却凝固, 伴随 $\alpha \rightarrow L \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 的相转变。根据Elmer对Ti-6Al-4V中 α 相和 β 相相变速率原位观察的研究^[15], 在Ti-6Al-4V从高于 β 相转变点(980°C)的温度开始冷却, 当冷却速率 $>410^\circ\text{C/s}$ 时, β 相将完全转变为马氏体 α' 相; 当冷却速度为 $20 \sim 410^\circ\text{C/s}$ 时, 可观察到类似针状结构的部分转变; 当冷却速度 $<20^\circ\text{C/s}$ 时, β 相完全转变为 α 相。从 β 相到 α 相的过程中, α 相的HCP结构与 β 相的BCC结构满足Burgers取向关系^[16], 即 $\{0\ 0\ 0\ 1\} \alpha // \{1\ 1\ 0\} \beta$, $\langle 1\ 1\ -2\ 0 \rangle \alpha // \langle 1\ 1\ 1 \rangle \beta$ 。由于这种特定定位关系的存在, α 相将

表现出12种晶体取向。若晶粒沿某一方向一致性排列形成织构, 影响钛合金的变形行为, 进而影响其服役性能。

本文针对Ti-2Al-2.5Zr及Ti-4Al-2V钛合金的小径厚壁管, 充分考虑其结构特点, 采用GTAW方法精确调控焊接电流、电弧电压、焊接速度等参数, 分区焊接制备对接接头, 并利用热弹塑性有限元法对GTAW焊接过程进行数值模拟, 获取其温度场分布结果, 通过光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)及其配置的电子背散射衍射(EBSD)模块对焊缝进行微观组织表征, 分析焊接路径上不同位置焊缝热影响区和熔合区的组织形貌、晶界特征、晶粒取向及变体选择等特征, 为提高高端装备钛合金焊缝结构可靠性提供理论依据。

2 研究方法

2.1 焊接接头制备

母材采用壁厚为1.5mm的Ti-2Al-2.5Zr管材和Ti-4Al-2V管材, 其中, Ti-4Al-2V管材由棒材加工制成, 母材化学成分见表1。焊接接头由两种母材对接, 包括打底和填丝两道工艺。每道焊接工艺均通过GTAW方法环焊母材一周, 以距离起焊点的角度不同, 分7个工艺区间进行样件制备(见图1), 焊接过程采用了氩气($\geq 99.99\%$)作为保护气, 具体焊接参数见表2。其中, 保护气体流量为 $10 \sim 15\text{L/min}$, 打底焊基值电流为25A, 脉冲电流为43~58A, 焊接速度为90mm/min, 填丝焊使用了特制的Ti-2Al-2.5Zr钛合金焊丝作为填充材料, 基值电流为35A, 脉冲电流为50~61A, 焊接速度为110mm/min, 填丝速度随区间不同而呈现差异。

表1 母材化学成分(质量分数)

(%)

母材	Al	Zr	V	C	O	N	H	Fe	Si	Ti
Ti-2Al-2.5Zr	1.8~2.5	2.0~3.0	—	≤ 0.07	≤ 0.13	≤ 0.04	≤ 0.006	0.25	≤ 0.12	余量
Ti-4Al-2V	3.8~5.0	≤ 3.0	1.4~2.5	≤ 0.04	≤ 0.15	≤ 0.04	≤ 0.006	0.25	≤ 0.12	余量

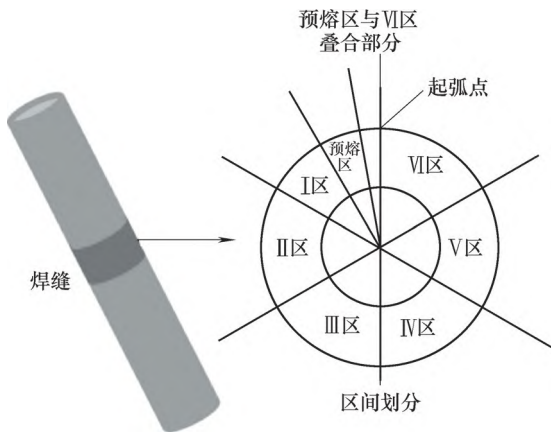


图1 7个工艺区间划分示意

2.2 微观组织表征

本研究采用Zeiss Axio Observer Z1光学显微镜和配备了电子背散射衍射 (EBSD) 的FEI Verios 460扫描电子显微镜对焊接接头的微观组织进行表征。首先, 根据焊接电流差异大小, 选择 I 区、II 区、III 区、V 区进行观察。根据选定角度, 垂直于对接焊缝平面进行线切割取样, 打磨样品观察截面, 并抛光至镜面。针对OM、SEM样品, 使用 HF : HNO₃ : H₂O (体积比) = 1 : 4 : 15 的混合溶液, 在室温下对样品进行15s的化学浸蚀, 直到样品表面出现明显熔池形貌。针对EBSD样品制备, 采

表2 对接焊焊接参数

工艺区间	分区角度/(°)	打底焊		填丝焊		
		脉冲电流/A	基值电流/A	脉冲电流/A	基值电流/A	送丝速度/(mm/min)
预熔	0~30	58	25	61	35	125
I 区	31~60	58		61		127
II 区	61~120	56		58		118
III 区	121~180	49		56		118
IV 区	181~240	43		51		110
V 区	241~300	43		50		110
VI 区	301~370	44		50		115

用高氯酸、正丁醇及甲醇对打磨后的样品进行电解抛光, 保证样品解析率达到观察要求。对于表征量化, 采用image J软件测量焊缝截面熔宽、热影响区宽度等尺寸, 通过AZtechCrystal软件进行EBSD数据提取。

2.3 焊接数值模拟

焊接过程使用有限元软件Abaqus进行数值模拟, 并借助Fortran软件编译热源子程序, 以获取焊缝及周围的温度场分布结果。根据GTAW实际热流分布特性, 选择双椭球热源模型, 热源尺寸根据实际焊接工艺的熔池形貌进行校准。

双椭球热源模型的前半部分、后半部分椭球内热源分布函数为

$$q_1(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_1Q}{a_1bc\pi\sqrt{\pi}} \exp \left[-3\left(\frac{x}{a_1}\right)^2 - 3\left(\frac{y}{b}\right)^2 - 3\left(\frac{z}{c}\right)^2 \right] \quad (1)$$

$$q_2(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_2Q}{a_2bc\pi\sqrt{\pi}} \exp \left[-3\left(\frac{x}{a_2}\right)^2 - 3\left(\frac{y}{b}\right)^2 - 3\left(\frac{z}{c}\right)^2 \right] \quad (2)$$

式中 a_1 、 a_2 ——前后半椭球的半轴长度;

b 、 c ——前后半椭球的另外两个半轴长度;
 f_1 、 f_2 ——前后半椭球的热量分配系数, 且
 $f_1 + f_2 = 2.0$ 。

材料的比热、热膨胀系数、密度、热导率及相变潜热等物理参数从周润泽^[17]、罗强等^[1]的文献及有关试验数据中提取。仿真采用实际焊接工艺, 综合考虑了焊接速度、焊接长度(路径总长)以及焊接时间之间的关联性。采用生死单元模拟填丝焊过程中的焊料填充, 实现打底焊和填丝焊两道工序的过程仿真。初始环境温度及工件温度均设置为室温, 并参考实际焊接条件设置以对流换热为主、辐射为辅的换热条件。约束条件参考实际焊接夹持方式设置为管两端面节点全约束。采用质量更高的六面体网格及近密远疏策略进行模型的网格划分, 网格尺寸为1.0mm, 焊缝位置处局部加密为0.3mm。网格数量超过50000个, 如图2所示。

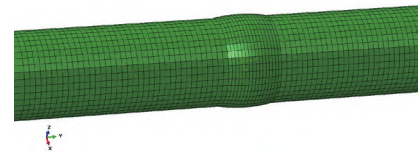


图2 对接焊缝网格模型示意

3 结果与分析

3.1 工艺区间温度场分析

以VI区焊缝截面为例,焊缝的温度场仿真结果如图3所示。基于现有工艺,焊缝熔深覆盖了钛合金管壁厚,确保了焊接的充分穿透和熔合。焊缝熔池最高温度达到2800℃以上,沿焊缝中心向两侧,温度逐渐递减。这种明显的温度梯度直接反应了材料在焊接过程中所经历的非均匀热循环,对焊缝的微观组织结构有重要的影响,导致接头不同区域发生不同的相变。根据相变过程,焊缝由中心向两侧分为熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)、母材区(BM)。



图3 对接焊缝温度场仿真云图(VI区)

为了进一步研究焊接过程中沿焊接路径不同位置的温度场变化,从起弧点起,选取了沿焊接方向的20°、45°、90°、150°、200°、270°和330°,分别代表7个工艺区间在焊缝底部(打底焊)与焊缝中部(填丝焊)的特征位置(见图4),提取了共计14个特征点的温度数据(见表3)。这些特征位置覆盖了焊缝一周的关键区域,能够提供较为完整的温度场数据,为理解温度场对焊缝微观组织的影响提供依据。结果显示,打底焊的峰值温度为1962~2615℃;填丝焊的峰值温度略高,为2343~2810℃。打底焊的整体焊接电流较低,目的是避免过度熔深和宽焊缝,而填丝焊则需要更高的温度来确保填充材料与母材的充分熔合。

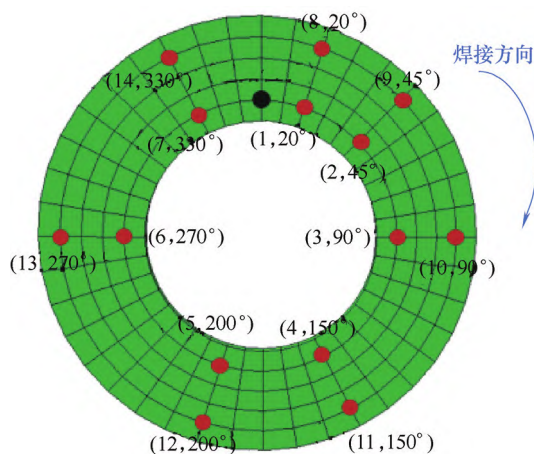


图4 特征点选取示意

在填丝焊过程中,特征点峰值温度沿焊接路径逐渐升高,并且VI区峰值温度在打底焊与填丝焊中均为最高。这是由于钛合金的热导率较低,且较快的焊接速度进一步限制了热量的扩散,容易导致热量在材料内部积聚。为了避免焊接区域过热,以至于焊缝成形不良及晶粒严重粗化,焊接工艺中采取了焊接电流逐步减小的策略,以减少后续热量输入。这种控制措施有助于均匀分布焊接过程中产生的热量,从而在保证焊缝充分熔合的前提下,最大程度地减少焊接缺陷,改善焊接质量^[18, 19]。

表3 特征点峰值温度

焊道	编号	所在区间	角度/(°)	焊接电流/A	峰值温度/℃
打底焊	1	预熔	20	58	1962
	2	I	45	58	2417
	3	II	90	56	2610
	4	III	150	49	2452
	5	IV	200	43	2505
	6	V	270	43	2570
	7	VI	330	44	2615
填丝焊	8	预熔	20	61	2343
	9	I	45	61	2380
	10	II	90	58	2634
	11	III	150	56	2667
	12	IV	200	51	2724
	13	V	270	50	2785
	14	VI	330	50	2810

焊接过程中不同特征位置温度随时间的变化情况如图5所示。各点的升降温趋势接近,在热源靠近时快速升温,在热源远离后由快至慢完成降温。由于填丝焊过程中热量传递到焊缝底部,导致打底焊区域的温度再次升高到钛合金β相变点以上,焊缝底部(打底焊位置)经历了两次升降温过程,因此焊接过程中,焊缝底部经历了一次或多次β相到α相的相变过程。

填丝焊过程中的峰值温度变化趋势与打底焊一致,皆呈递增规律。在填丝焊的0°~90°顺时针范围内,预熔区、I区、II区特征点温度在焊接收尾时呈现小幅的温度跃升,由于受到收弧点热源影响,在收弧后按一定先后顺序达到二次峰值,且均低于VI区特征点峰值温度。32s时,焊缝一周各特征点温度处于β相变温度(980℃),此时冷却速率计算结果见表4。从表4可看出,各区间特征点冷却

速率相近,为47~71.23℃/s,冷却速率大小顺序为Ⅵ区>预熔区>Ⅴ区>Ⅰ区>Ⅱ区>Ⅳ区>Ⅲ区。这与特征点和收弧点之间的距离相关,距离收弧点越近,受到热传递的影响越大,导致部分特征点温度有所回升;焊接结束后,在其他条件不变的情况下,各区间与室温的温差越大,冷却速率越大。Ⅲ区、Ⅳ区特征点距离收弧点较远,未受到收弧点热传递影响,冷却速率较小。

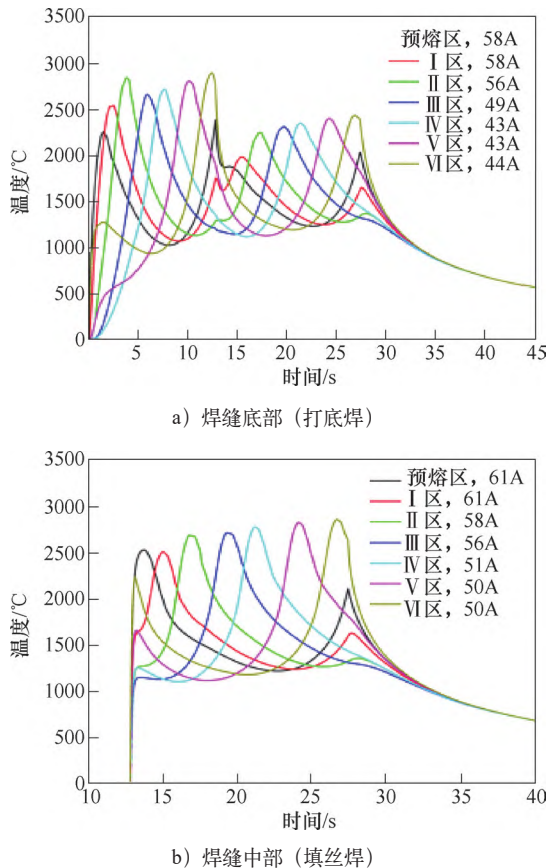


图5 各区间特征位置的温度曲线

表4 β 相变温度时特征点冷却速率

特征点所在区间	预熔区	Ⅰ区	Ⅱ区	Ⅲ区	Ⅳ区	Ⅴ区	Ⅵ区
冷却速率/(℃/s)	66.64	61.33	52.10	47.00	51.47	65.64	71.23

3.2 焊缝宏观形貌

对接焊缝的截面金相如图6所示。由图6可观察到,热影响区与母材之间边界清晰,熔合区与热影响区之间的边界并不明显,但从微观形态上仍可区分。根据温度场数据可知,焊缝中部温度超过钛合金熔点,经历了完全重熔,冷却后的组织中分布着大量针状相,并由其交织构成网篮状。熔合区的晶粒明显大于热影响区,多为柱状晶,柱状晶粒的形成与熔池的温度梯度有关,热流方向是晶粒的优先

生长方向^[19]。受温度梯度影响,热影响区中晶粒形态介于熔合区和母材之间,从熔合区至母材呈梯度分布。

根据焊接电流的差异,对Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅴ区间的微观组织形貌进行了观察,经测量得到Ⅰ区、Ⅱ区、Ⅲ区、Ⅴ区焊缝熔深完全覆盖圆管厚度(1.5mm),熔宽尺寸接近且略有递增趋势,分别为7.40mm、7.54mm、7.65mm、7.76mm。焊接过程中因热量累积,焊缝前沿逐渐形成较高的温度梯度,使得热量传递范围沿焊接路径逐渐扩大,从而导致焊缝宽度沿焊接方向呈现递增趋势。而热影响区的宽度为0.71~1.21mm,Ti-2Al-2.5Zr侧和Ti-4Al-2V侧没有明显差异,不同区间也未呈现明显变化规律,说明在充分保证熔合的情况下,现有焊接工艺采用电流逐步降低的措施,可适当减少焊接过程热输入,有助于控制热影响区尺寸。

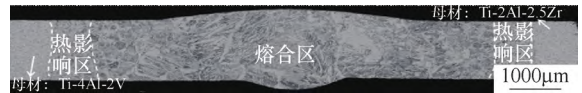


图6 对接焊缝的截面金相

3.3 焊缝微观组织形貌

前期通过观察,在Ti-4Al-2V侧及Ti-2Al-2.5Zr侧热影响区未发现明显差异,因此后续以Ti-4Al-2V侧为例,分析钛合金焊缝的微观组织形貌及其演变规律,如图7~图10所示。

通过图7~图10中热影响区的微观组织形貌,可观察到许多针状相或不规则片状相,且次生的针状晶粒在初生晶粒的晶界形核并生长。由图7a~图10a可知,钛合金热影响区受温度梯度影响,靠近熔合区的部分晶粒可达到 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相变温度,受热转化为 β 相,而 β 相根据冷却速率的快慢,可在冷却过程中转变为针状 α' 相或 α 相,剩余未转化为 β 相的 α 相,在高温下受热长大,因此呈现出初生 α 相、次生 α' 相交织的形貌^[20]。熔合区晶粒内部显微组织分布复杂,根据前期冷却速率计算,冷却速率高于20℃/s但低于410℃/s时, β 相以扩散转变的形式转变为 α 相,大量次生的针状相在 β 晶界析出长大,在完整 β 晶界内聚集形成 α 集束^[21]。由于焊缝底部经历了多次重熔与热循环,部分粗大 β 晶界被破坏,针状 α 交织排列。

对比图7~图10中熔合区晶粒大小,可以观察到随焊接峰值温度升高,熔合区的晶粒尺寸增加,片

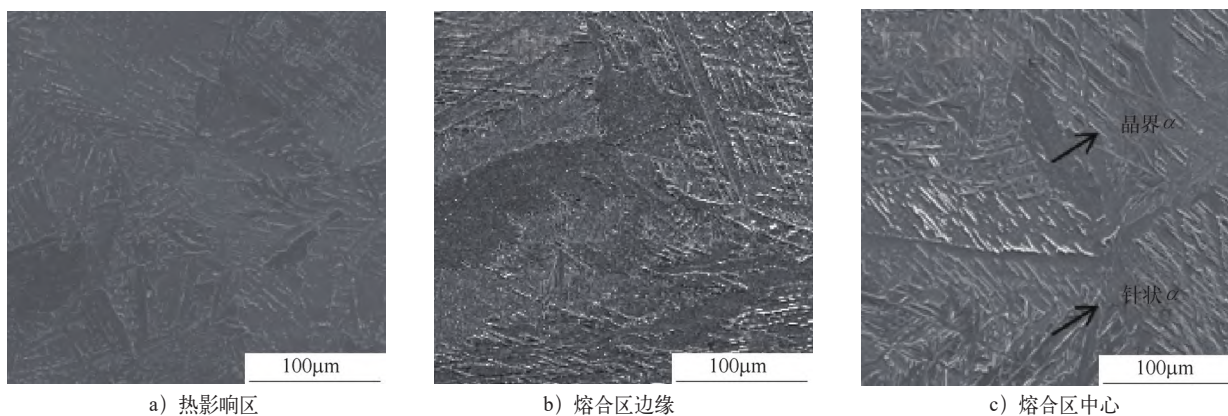


图7 I区微观组织形貌

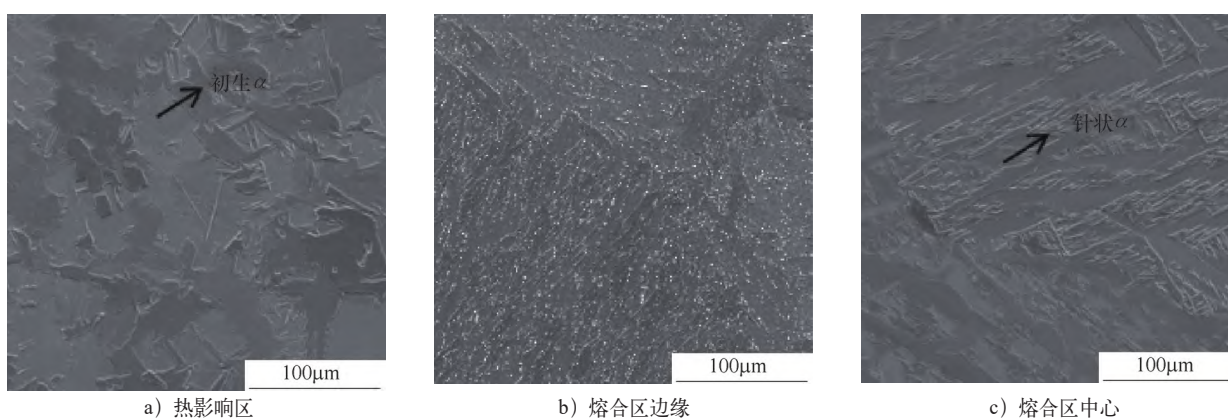


图8 II区微观组织形貌

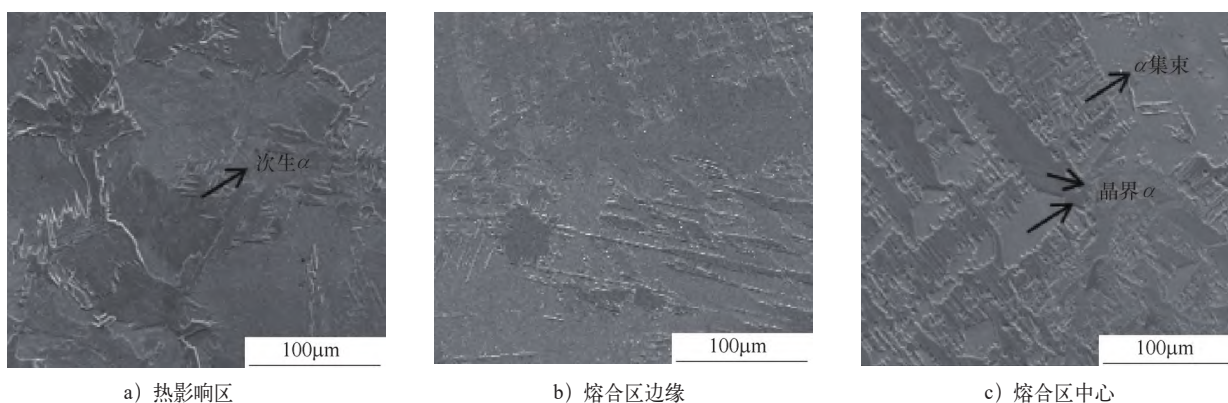


图9 III区微观组织形貌

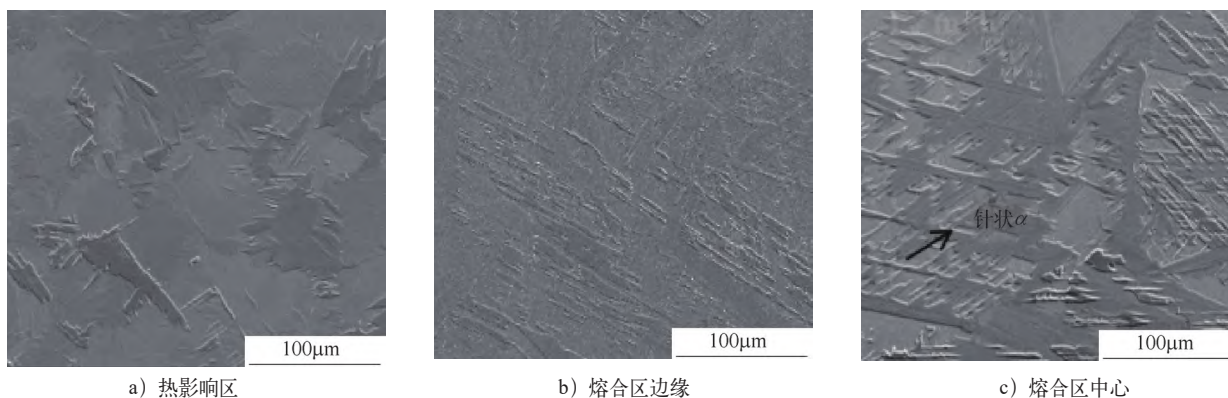


图10 V区微观组织形貌

层状 α 相的面积比例随之增大,呈现出一定取向的选择性生长。

3.4 焊缝微观组织演变

(1) 晶界特征 通过EBSD的晶界图对I区焊缝不同部位及不同区间焊缝中部的晶界角度进行了统计分析,如图11~图13所示。其中,黑色线条表示大角度晶界(HAGBs, $>10^\circ$),红色线条表示小角度晶界(LAGBs, $2^\circ \sim 10^\circ$)。结果显示,焊缝区域内主要以HAGBs为主,从热影响区到焊缝中部,HAGBs的占比逐渐增加,分别为84.0%、93.3%、94.5%。一般来说,LAGBs可视为位错的塞

积区,在应力的作用下,LAGBs的迁移可看作界面位错的集体滑移,从而使材料具有较高的塑性^[22-24]。通过图13观察不同区间焊缝中部LAGBs比例的变化规律,焊接过程中,在熔池凝固收缩的应力作用下,由于再结晶 α 相晶界是通过小角度晶界不断迁移合并或通过位错不断在亚晶界上累积而形成的^[25],所以在熔合区仍有大量残留LAGBs,但其含量略低于热影响区和母材区。而随着焊接峰值温度升高,焊缝中部LAGBs的比例逐渐增加,由I区到V区分别为5.53%、7.79%、10%、13.7%,这是由于高温冷却伴随着晶粒细化的过程,减小了晶界角度。

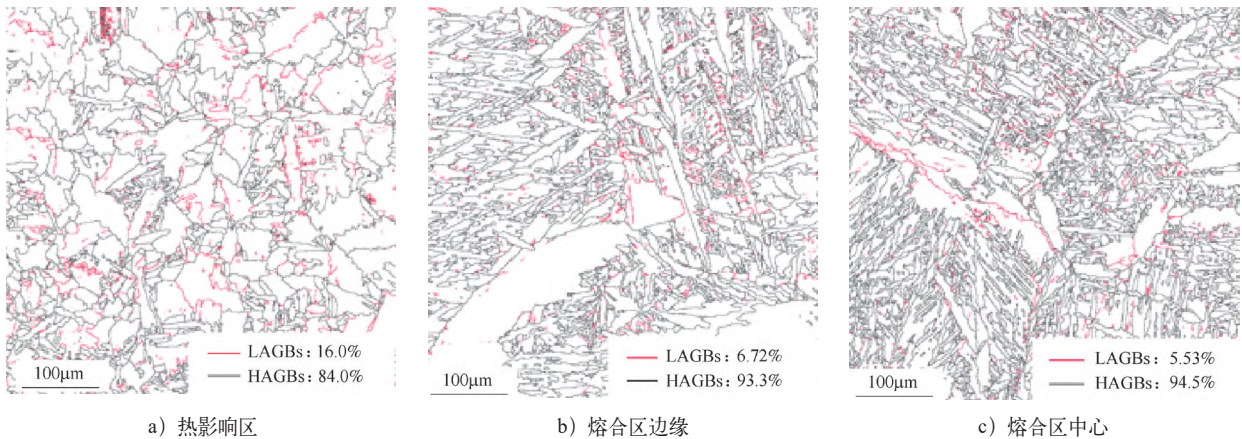


图11 I区大小角度晶界

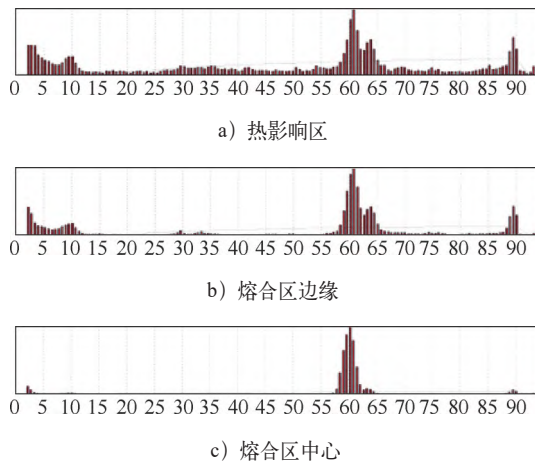


图12 I区晶界角度占比

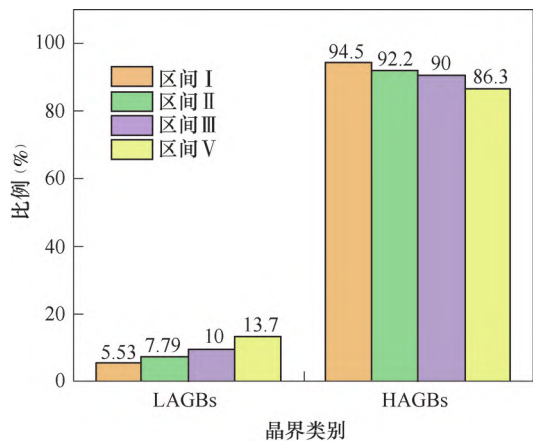


图13 不同区间大小角度晶界占比

图14、图15所示为不同区间各焊缝截面各部位的KAM图。其中绿色集中区域表示钛合金内部的位错聚集。材料在发生非均匀塑性变形时,为维持晶体间变形梯度的连续性,会产生大量的几何必要位错(GND)。而GND密度值与KAM值呈正相关,其关系式如下^[26]

$$\rho_{\text{GND}} \cong \frac{2KAM_{\text{avg}}}{bR} \quad (3)$$

式中 KAM_{avg} ——KAM的平均值;
 b ——位错的Burgers矢量的大小;
 R ——步长。

由图14~图15可知,BM中部分晶粒内部

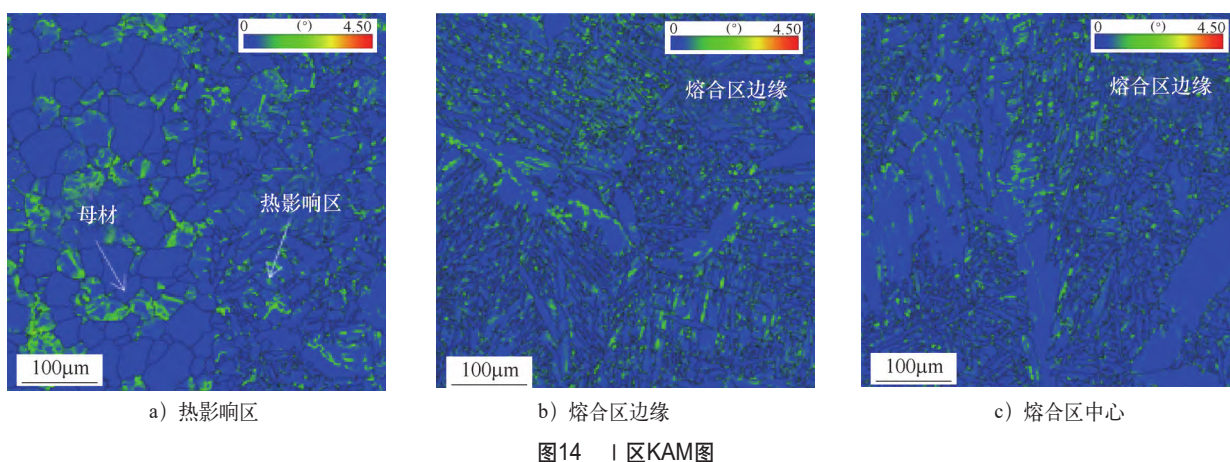


图14 I区KAM图

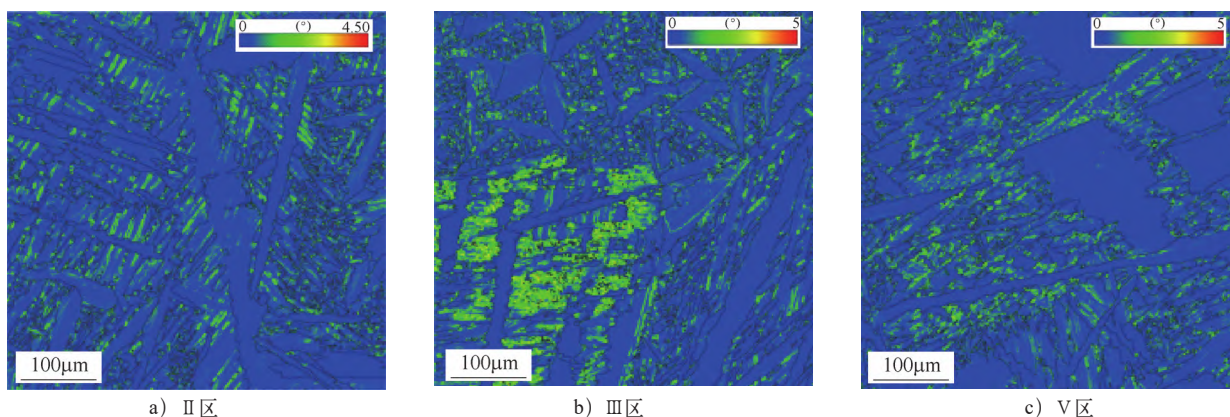


图15 II区、III区、V区熔合区中心KAM图

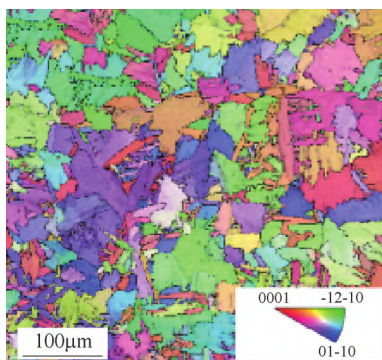
KAM 值较高, 由于母材经轧制使得晶粒内部产生并积累位错。在HAZ和FZ区域, 位错的明显聚集消失, 焊接过程中由高温向低温冷却时发生的 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变消除了母材的轧制态颗粒, 同时位错的分布较为均匀。计算BM、HAZ、FZ的 KAM_{avg} 分别为 $0.44^\circ \pm 0.29^\circ$, $0.48^\circ \pm 0.36^\circ$, $0.50^\circ \pm 0.34^\circ$ 。焊缝区的平均 KAM 值略高于母材, 体现了焊缝区具有更多的位错及更大的应力。由图12、图13可看出, 不同焊接热输入条件下, 不同区间的位错分布规律大致相同。在针状 α' 相中位错较少, 而在片层状的次生 α 集束中, 位错均匀分布。计算I区、II区、III区、V区的 KAM_{avg} , 分别为 $0.50^\circ \pm 0.39^\circ$ 、 $0.48^\circ \pm 0.31^\circ$ 、 $0.52^\circ \pm 0.30^\circ$ 、 $0.50^\circ \pm 0.36^\circ$ 。

(2) 晶粒取向及织构分析 通过IPF图对晶粒取向进行观察。图16~图19所示为不同焊缝截面I区、II区、III区、V区的IPF图。在图17b及图18c中可观察到原始的 β 母相晶界(图中白色虚线位置), 次生 α' 相在粗大的 β 晶界内聚集, 冷却

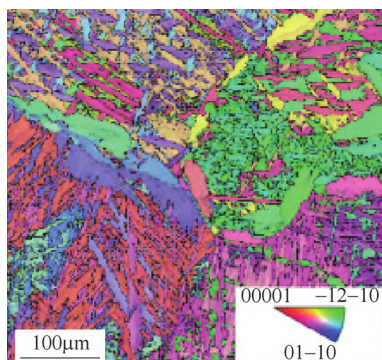
过程中向12个方向形核和生长, 形成网状结构。STANFORD等^[27]的研究结果表明, 在相变过程中变体的选择高度依赖于原始 β 晶界的晶体学取向关系。当相邻 β 相晶粒有相同或相近的 $\langle 110 \rangle$ 晶向时, β/β 晶界的两边同时析出平行于 $\beta \langle 110 \rangle$ 方向的 α 变体。

对比焊缝截面的热影响区和熔合区, 热影响区主要由初始 α 相、次生 α 相构成, 熔合区经过充分冷却, β 相完全转变为针状 α 相和片层状的 α 相集束等变体。从热影响区到熔合区, 晶粒的取向从无序过渡到有序, 晶体呈现出一定程度的变体选择。从I区到V区, 部分取向的晶粒所占比例增大, 变体选择的趋势更加明显。 α 相变体环绕位错进行不均匀形核, 部分针状 α' 相形成特殊的“V形”结构(见图18b)。QIU等^[28]的研究表明, α 相集束和“V形”变体通常共享同一 $\langle 110 \rangle \beta$ 方向和 $\{110\} \beta$ 晶面。这种“V形”变体结构能够诱导次生 α 相的形核, 因此在该结构附近变体选择的程度减小。

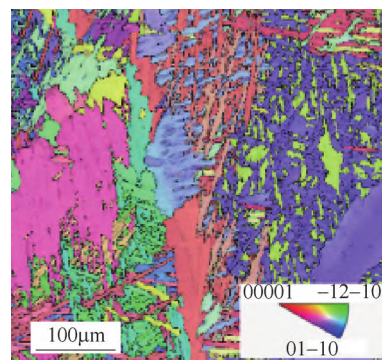
对焊缝的晶粒取向差进行量化分析。图20



a) 热影响区

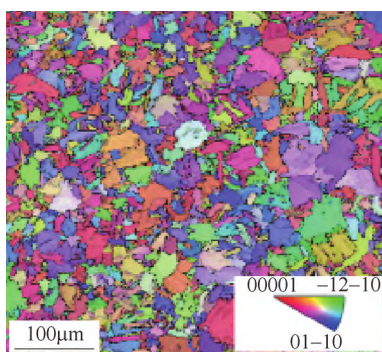


b) 熔合区边缘

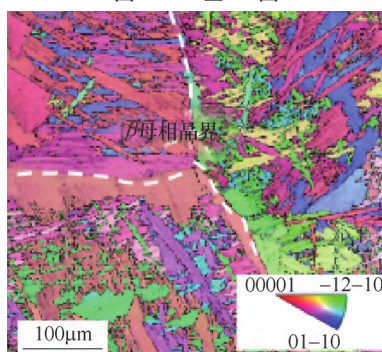


c) 熔合区中心

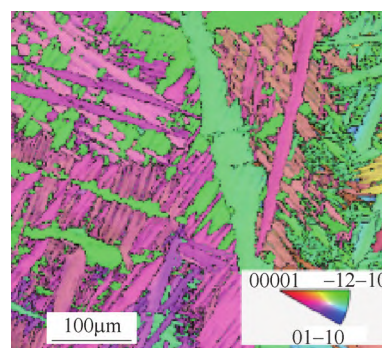
图16 I区IPF图



a) 热影响区

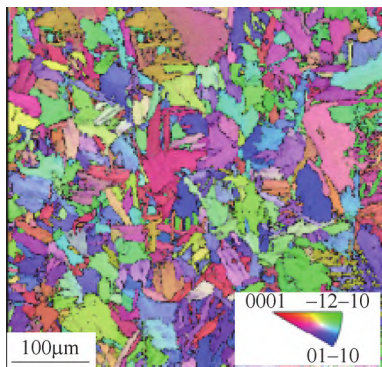


b) 熔合区边缘

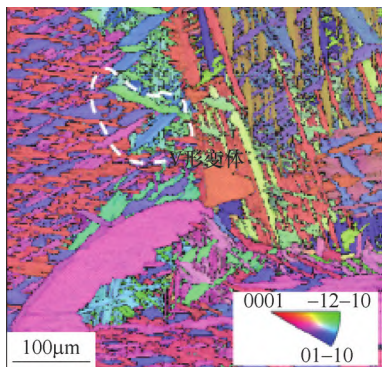


c) 熔合区中心

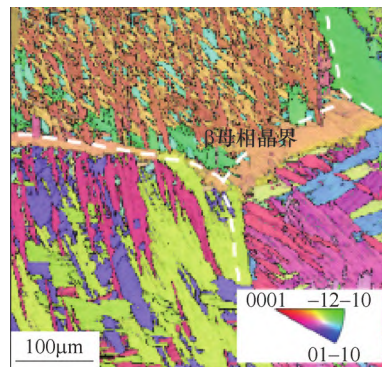
图17 II区IPF图



a) 热影响区

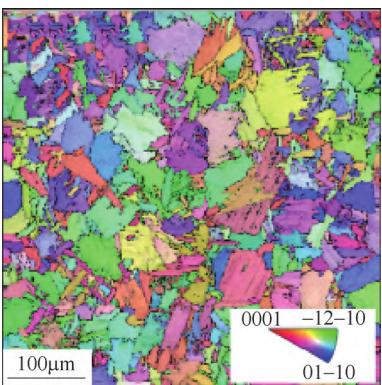


b) 熔合区边缘

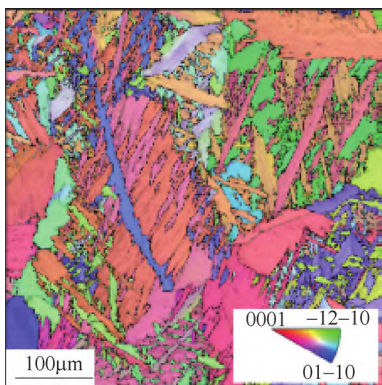


c) 熔合区中心

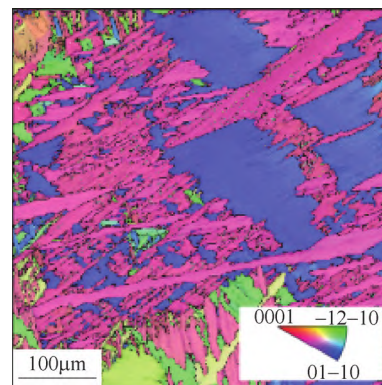
图18 III区IPF图



a) 热影响区



b) 熔合区边缘



c) 熔合区中心

图19 V区IPF图

所示为各区间焊缝截面不同部位晶粒取向差角度的频率分布，图21所示为各区间焊缝中部晶粒取向差角度的频率分布。结果表明， α 相变体的选择具有明显的方向性，对比 $\beta \rightarrow \alpha$ 过程中可能产生的12种变体，分别为 60° / $[1\ 1\ -2\ 0]$ 、 60.83° / $[-1.377\ -1\ 2.377\ 0.359]$ 、 63.26° / $[-10\ 5\ 5\ -3]$ 和 90° / $[2\ -2.38\ 1.38\ 0]$ ^[29]。从图16~图19中

可看出，各区间熔合区取向角差为 60° 附近的峰值频率显著高于热影响区，为热影响区的2.5倍左右，并且熔合区 60° / $[1\ 1\ -2\ 0]$ 、 60.83° / $[-1.377\ -1\ 2.377\ 0.359]$ 两种变体类型所占比例更多，达28%。从图21中可看出， 60° / $[1\ 1\ -2\ 0]$ 、 60.83° / $[-1.377\ -1\ 2.377\ 0.359]$ 类型的变体占比排序为I区>II区>V区>III区，变体的析出受 β 相

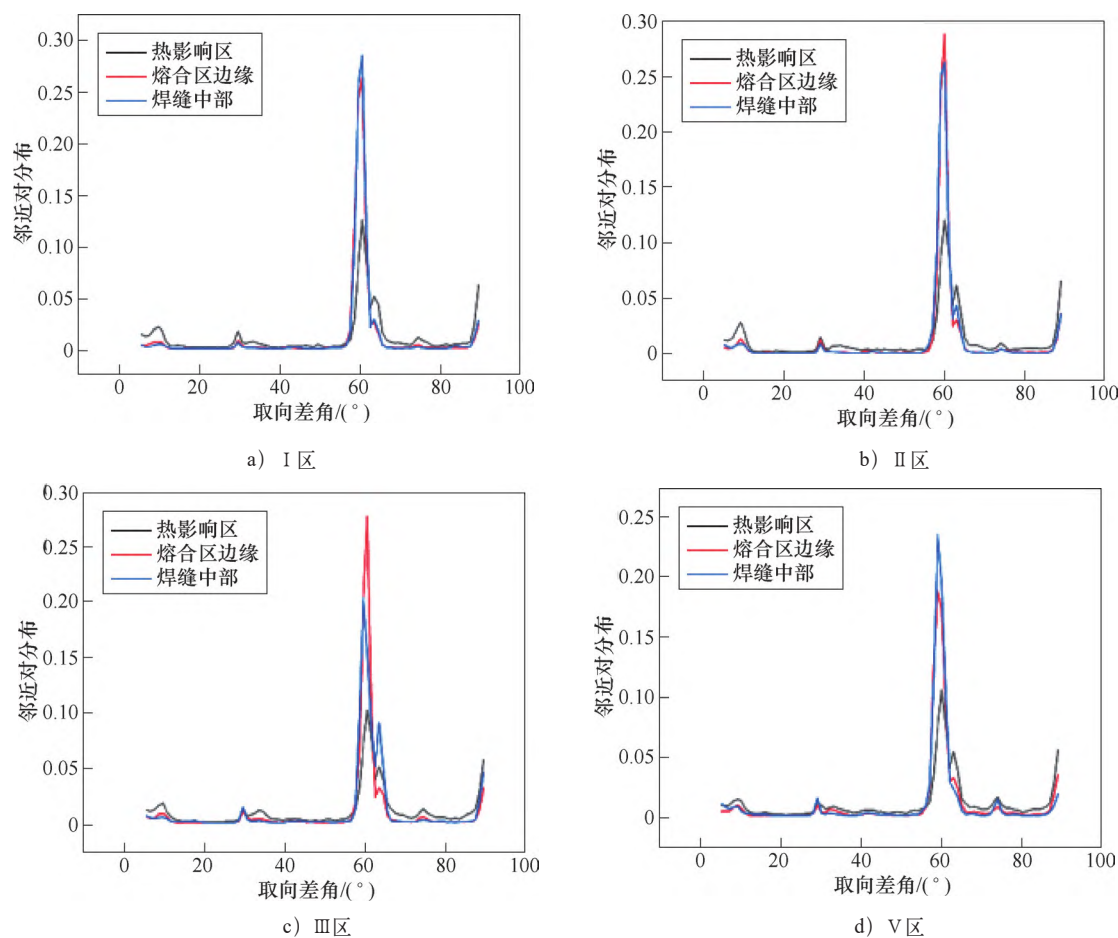


图20 不同焊缝截面各部位取向差角度统计

变温度下冷却速率的影响，冷却速率越快， 60° / $[1\ 1\ -2\ 0]$ 析出的倾向性越大。根据前面计算得到，冷却速率大小为V区>I区>II区>III区，此处结果与之存在部分差异，这是由观察截面角度选取不均匀、具有一定随机性、不能完全反映区间特性造成的。其中III区冷却速率较低，相比其他区间，其 60° / $[1\ 1\ -2\ 0]$ 和 60.83° / $[-1.377\ -1\ 2.377\ 0.359]$ 两种变体较少， 63.26° / $[-10\ 5\ 5\ -3]$ 类变体显著增多。

在钛合金变形过程中晶粒取向上的变化通常可由 $\{0\ 0\ 0\ 1\}$ 、 $\{1\ 1\ -2\ 0\}$ 和 $\{1\ 0\ -1\ 0\}$ 极图判定。图22所示为各区间焊缝中部在 $\{0\ 0\ 0\ 1\}$ 、 $\{1\ 1\ -2\ 0\}$ 和

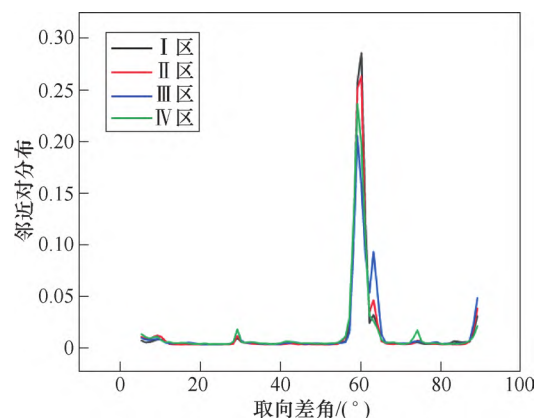


图21 不同区间焊缝中部取向差角度统计

{1 1 -2 0}面的极图。由图22可看出,焊缝中部的微观组织至少包含了{0 0 0 1}<1 0 -1 0>、{1 0 -1 0}<1 1 -2 0>及两类板织构,其中{0 0 0 1}<1 0 -1 0>织构强度最高,I、II、III区的最大极密度值基本相同。约为30,由于定向凝固及冷却速率的作用,所以V区冷却速率较快,最大极密度值可达到51.40。

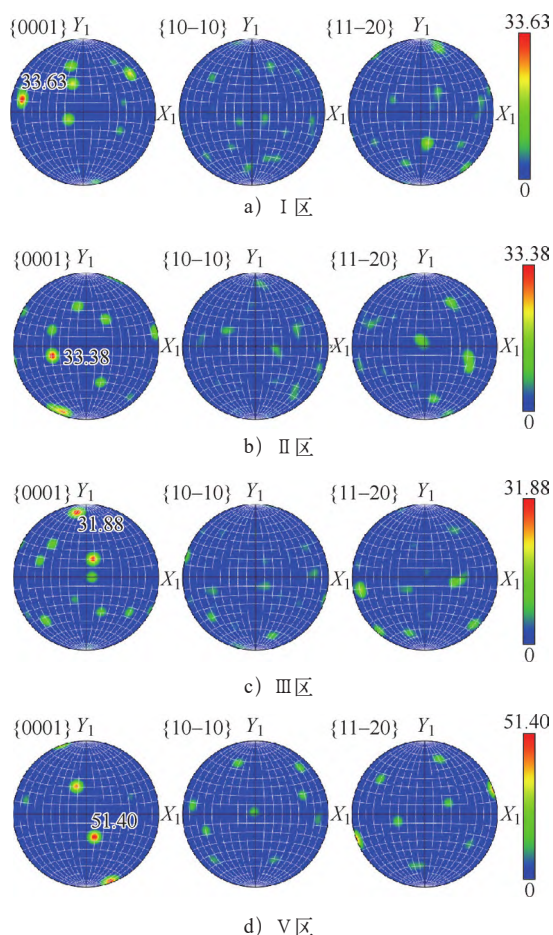


图22 不同区间焊缝中部PF图

4 结束语

对Ti-2Al-2.5Zr合金、Ti-4Al-2V合金GTAW对接焊工艺的热输入进行了分析,对不同电流区间及焊缝不同位置的显微组织进行了表征和量化,通过分析钛合金在GTAW焊接热输入影响下的微观组织演变规律,得出以下结论。

1) 在钛合金管对接焊接过程中,电流的分区调整有助于控制焊接温度场的均匀性,沿焊接路径不同区间的峰值温度差异较小,在500℃以内,峰值温度呈递增趋势。各区间特征点冷却速率相近,为47~71.23 C/s,冷却速率大小具有一定的顺序性,为VI区>预熔区>V区>I区>II区>IV区>III区。

2) 焊缝热影响区和熔合区的微观组织形貌及其演变规律存在差异。热影响区由初生 α 和次生 α 交织构成,熔合区由晶界 α 、针状 α 及片层 α 相构成。从热影响区到熔合区,晶粒的取向从无序过渡到有序,晶体呈现出一定程度的变体选择。

3) 沿焊接路径各工艺区间,焊缝中部LAGBs的比例逐渐增加。当发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时,冷却速率较快处的部分取向晶粒占比增大,变体选择的趋势更加明显。冷却速率较低位置的60°/[1 1 -2 0]和60.83°/[-1.377 -1 2.377 0.359]两种变体相对减少,63.26°/[-10 5 5 -3]类变体增多。焊缝织构类型主要为{0001}<1 0 -1 0>及{1 0 -1 0}<1 1 -2 0>两类板织构。

参考文献:

- [1] 罗强,王理,周之入,等. TA16和TA17钛合金热物理性能与温度的关系[J]. 机械工程材料, 2009, 33 (10): 30-32, 67.
- [2] 殷亚运,苏晓炜,叶长青,等. TA16换热管5G位置脉冲GTAW机动焊工艺研究[J]. 材料开发与应用, 2022, 37 (1): 72-76.
- [3] 张婧,杜伟,王孟果,等. 钛合金激光-MIG电弧复合焊接接头组织性能[J]. 金属加工(热加工), 2023 (4): 10-13, 17.
- [4] SHORT A B. Gas tungsten arc welding of $\alpha + \beta$ titanium alloys: a review[J]. Metal Science Journal, 2009, 25 (3): 309-324.
- [5] DU Z, HE Q, CHEN R, et al. Rolling reduction-dependent deformation mechanisms and tensile properties in a β titanium alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 104: 183-193.
- [6] HU Y B, CHEN H N, JIA X H, et al. Heat treatment of titanium manufactured by selective laser melting: Microstructure and tensile properties[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 245-254.
- [7] 王桂生. Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V合金组织与性能的研究[J]. 稀有金属, 1995 (5): 352-356, 372.
- [8] XIONG J, LI S, GAO F, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW[J]. Materials Science & Engineering: A, 2015, 640: 419-423.
- [9] KAMATH R R, NANDWANA P, REN Y, et al. Solidification texture, variant selection,

- and phase fraction in a spot-melt electron-beam powder bed fusion processed Ti-6Al-4V[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46 (6) : 102136.
- [10] 李江, 简仕超, 王世杨, 等. 感应加热和退火温度对TC4钛合金显微组织及力学性能的影响[J]. 金属加工 (热加工), 2023 (11) : 112-116.
- [11] WANG Y, SUN Z C, YIN Z K. Formation and characteristics of bilamellar microstructure in Ti6242S titanium alloy under dual heat treatment[J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111835.
- [12] ZHENG X, WANG K, ZHANG C, et al. Evolution mechanism of lamellar α and interlayered β during hot compression of TC21 titanium alloy with a widmanstätten structure[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35 (3) : 475-483.
- [13] WANG Y, XIU S, ZHANG S. Microstructure evolution and crystallographic slip modes during grind hardening in TC21 titanium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 417: 127211.
- [14] WEI S L, HUANG L J, CHANG J, et al. Primary phase growth and microstructure evolution of rapidly solidifying ternary Ti-12Al-8V alloy[J]. Materials Letters, 2016, 175: 291-295.
- [15] ELMER J W, PALMER T A, BABU S S. In situ observations of lattice expansion and transformation rates of α and β phases in Ti-6Al-4V[J]. Materials Science & Engineering: A, 2005, 391 (1/2) : 104-113.
- [16] BURGERS W G. On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium[J]. Physica, 1934, 1 (7-12) : 561-586.
- [17] 周润泽. TA15钛合金结构件激光焊接热流体动力学行为研究[D]. 成都: 电子科技大学, 2021.
- [18] 郭祥, 芦丽莉, 王建, 等. 钛合金曲面焊缝TIG焊接工艺研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47 (1) : 249-252.
- [19] 朱仰招, 唐尧天, 张大海, 等. TA16钛合金导管减少焊缝凹坑深度的工艺研究[J]. 焊接技术, 2024, 53 (6) : 34-37.
- [20] ALLOYS D T, WELDING E B, PROPERTIES M, et al. Microstructure and mechanical properties of electron beam welded TC4/ TA7 dissimilar titanium alloy joint[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 50 (2) : 295-304.
- [21] AHMED T, RACK H J. Phase transformations during cooling in $\alpha + \beta$ titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243 (1) : 206-211.
- [22] BOBYLEV S V, OVID KO I A. Stress-driven migration of deformation-distorted grain boundaries in nanomaterials[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 260-270.
- [23] HU T, MA K, TOPPING T D, et al. Improving the tensile ductility and uniform elongation of high-strength ultrafine-grained Al alloys by lowering the grain boundary misorientation angle[J]. Scripta Materialia, 2014, 78-79: 25-28.
- [24] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, et al. Current issues in recrystallization: a review[J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 238 (2) : 219-274.
- [25] WANG N, CHEN Y, WU G, et al. Non-equivalence contribution of geometrically necessary dislocation and statistically stored dislocation in work-hardened metals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 836: 142728.
- [26] XIN C, WANG Q, REN J, et al. Plastic deformation mechanism and slip transmission behavior of commercially pure Ti during in situ tensile deformation[J]. Metals, 2022, 12 (5) : 721-721.
- [27] STANFORD N, BATE P S. Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2004, 52 (17) : 5215-5224.
- [28] QIU D, SHI R, ZHANG D, et al. Variant selection by dislocations during a precipitation in α / β titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 218-231.
- [29] BHATTACHARYYA D, BVISWANATHAN G, DENKENBERGER R, et al. The role of crystallographic and geometrical relationships between α and β phases in an α / β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51 (16) : 4679.

MW 20240806