

再结晶退火对 TA1 电子束焊接头组织和性能的影响

邓 健¹, 白 威¹, 陆 鑫¹, 李 超²

(1. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 攀钢集团攀枝花钢铁有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘 要:对 30 mm 厚 TA1 真空电子束焊接试板开展了再结晶退火。通过对接头开展金相组织检验、拉伸、冲击试验, 研究不同再结晶退火工艺对接头微观组织及力学性能的影响。结果表明: 相较于组织为等轴 α 相的母材, 高硬度锯齿 α 相和针状 α' 相的生成使对应的焊态下接头和 900 °C×2 h 再结晶退火工艺下接头的屈服强度和抗拉强度提升, 但随之而来的是接头塑性(即断后伸长率)和韧性(即冲击功)的大幅下降。母材具有的等轴 α 相以及 700 °C×2 h 和 800 °C×2 h 再结晶退火工艺下获得的近似等轴 α 相有利于提升韧性和塑性, 使母材及对应工艺下的接头表现出了具有较高的塑性和韧性; 800 °C×2 h 退火工艺下接头的强度与韧性获得最佳匹配。

关键词:TA1; 真空电子束焊接; 再结晶退火; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG456.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)03-0060-05

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.03.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of recrystallization annealing on microstructures and properties of TA1 electron beam welded joint

DENG Jian¹, BAI Wei¹, LU Xin¹, LI Chao²

(1. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Pangang Group steel Vanadium & Titanium Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: Recrystallization annealing was performed on 30 mm thick TA1 plates with electron beam welding. Metallographic examination, tensile and impact tests were performed on the welded joint in order to study the effect of recrystallization annealing process on the microstructures and mechanical properties of the joints. The results show that the formation of high hardness serrated α phase and acicular α' phase increases the yield and tensile strength of the welded joint and the joint with 900 °C 2 h recrystallization annealing process, but the plasticity (i.e., elongation after fracture) and toughness (i.e., impact energy) of the joint decrease significantly. The equiaxed α phase of the base metal and the approximate equiaxed α phase obtained at 700 °C 2 h and 800 °C 2 h recrystallization annealing process are conducive to improving the ductility and toughness, thus the base metal and the joint under the corresponding process have higher ductility and toughness. The strength and toughness of the joint are best matched at the 800 °C 2 h annealing process.

Key words: TA1, vacuum electron beam welding, recrystallization annealing, microstructures, mechanical properties

收稿日期: 2024-05-13

作者简介: 邓健, 1972 年出生, 男, 四川阆中人, 特级技师, 主要从事金属材料焊接试验及工艺研究, E-mail: pzhpydj@163.com。

0 引言

自上世纪 50 年代以来, 钛及钛合金因其密度低、比强度高、耐腐蚀等特性而大量应用于化工、船舶、海洋工程等领域^[1]。钛的化学性质活泼, 在焊接高温下极易与环境气氛中的 [H]、[O]、[N] 发生化学反应, 形成焊接气孔、氧化物、脆性金属间化合物等缺陷, 故钛及钛合金于工程领域的应用需要可靠的焊接技术作为支撑。近年来, 厚板钛及钛合金在深潜器、战舰、航空航天等高端装备制造领域的应用对钎焊、钨极氩弧焊等传统焊接技术提出了挑战。目前, 适合于钛及钛合金的先进焊接技术主要包括激光焊、电子束焊及线性摩擦焊等^[2]。研究表明^[3]: 激光焊的能量转化率较低, 易产生气孔缺陷。当进行厚板钛及钛合金焊接时, 难以保证焊接质量。线性摩擦焊无须气体保护, 生产效率高且不易形成冶金缺陷, 但该焊接技术对材料的塑性要求较高, 制约了其推广应用。电子束焊可实现真空环境施焊, 并具有焊接熔深大、过程可精确控制等优势, 有助于保证厚板钛及钛合金的焊接质量。

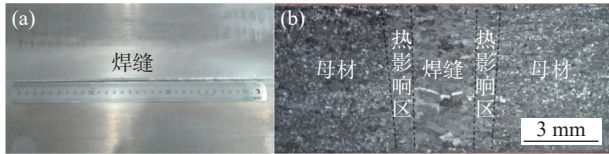
TA1 为典型全 α 型钛合金, 广泛应用于储罐、管道、换热器等领域。由于此种钛合金相变前后组织几乎全部为 α 相, 故通常认为不能通过固溶时效等热处理对其进行强化^[4]。可行的热处理方式包括真空退火、去应力退火和再结晶退火。真空退火是为了除去钛中的氢, 而后两种退火主要是为了消除焊接残余应力和加工硬化效应。工业生产中多在 β 转变点以下对工业纯钛进行再结晶退火。笔者以 30 mm 厚 TA1 电子束焊接试板为研究对象, 分析不同再结晶退火制度对接头微观组织及力学性能的影响, 为 TA1 电子束焊接结构件的工程应用提供理论支撑。

1 试验材料及方法

试验材料为 30 mm 厚 TA1 电子束焊接头, 焊接试板的尺寸为 500 mm×300 mm×30 mm, 采用狮达 THDW-15&50 型真空电子束焊机焊接, 焊缝成形良好。X 射线探伤表明, 接头焊接质量满足 GJB1718A-2005 中的 I 级焊缝要求。焊态接头宏观形貌见图 1。

考虑到工业纯钛的再结晶温度大约在 520 ~ 600 ℃^[5], 再结晶退火温度应高于再结晶温度, 但又低于相变温度, 因此, 热处理试验选取三个热处理工艺, 即: 保温温度分别为 700、800、900 ℃。根据 GB/T 37584-2019《钛及钛合金制件热处理》标准, 对

截面最大厚度在 25 mm 以上的试板进行热处理: 当试板厚度为 25 mm 时, 保温时间为 60 min。在此基础上, 试板厚度每增加 5 mm, 保温时间至少增加 12 min。对于 30 mm 厚度工业纯钛试板的热处理, 为确保试板加热充分, 将保温时间设置在 120 min。保温过程结束后, 采取试样随炉在真空环境中缓慢冷却至 100 ℃ 时取出, 以避免工业纯钛在高温冷却阶段与环境气氛中的 [H]、[O]、[N] 发生化学反应, 恶化试板的力学性能。具体的试验工艺如表 1 所示。



(a) 接头正面; (b) 接头剖面低倍组织
图 1 焊接接头宏观形貌
Fig. 1 Macro-morphology of the welded joint

表 1 焊接接头热处理工艺
Table 1 Heat treatment process of the welded joint

试验工艺	保温		冷却	
	温度/℃	时间/h	方式	结束温度/℃
母材 焊态				
工艺1	700	2	随炉	100
工艺2	800	2	随炉	100
工艺3	900	2	随炉	100

采用 HF : HNO₃ : H₂O 体积百分比为 2 : 3 : 95 的溶液对接头进行浸蚀。使用 OLYMPUS 光学金相显微镜观察接头组织。沿厚度方向分 3 层截取母材和接头拉伸试样, 母材试样沿垂直于板材轧制方向截取, 接头试样沿垂直于焊缝方向截取并使焊缝居于试样几何中心, 取样位置如图 2 所示。根据 GB/T 228.1-2010 标准要求, 在 MTS-CMT5205 型电液伺服万能拉伸试验机上进行拉伸试验, 试验结果取 3 个有效数据的平均值。为对比焊态及热处理后接头冲击性能差异, 将母材及接头分两层取样。对焊接接头冲击试样的分层取样, 定义机加工前包含焊缝余高的试样为上层取样, 而靠近垫板的试样为下层取样。母材冲击为纵向冲击, 试样缺口垂直于板材轧制方向, 接头冲击试样缺口位于焊缝, 均加工 V 型缺口。根据 GB/T 229-2007《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》标准要求, 在 RPSW-300 型冲击试验机上进行室温 25 ℃ 夏比冲击试验。采用室温下获得的抗拉强度与冲击功的乘积来衡量工业纯钛 TA1 母材与不同再结晶退火工艺下焊缝的强韧性匹配情况。

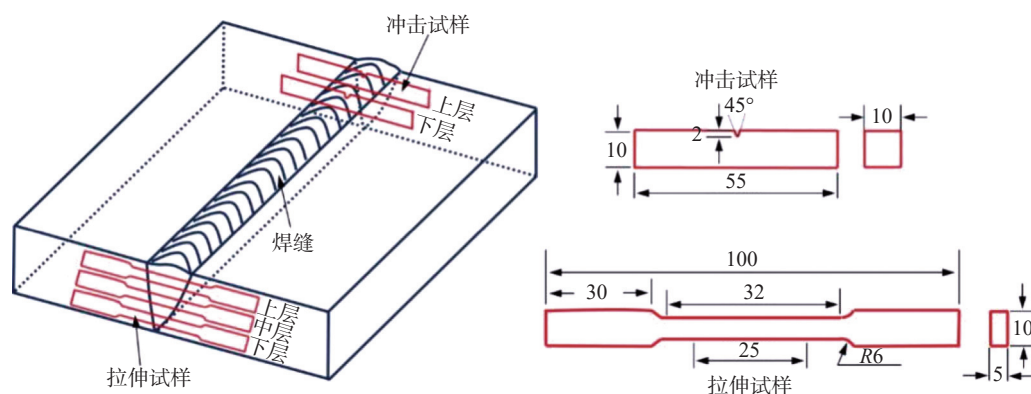


图 2 拉伸和冲击试样取样位置示意(单位:mm)

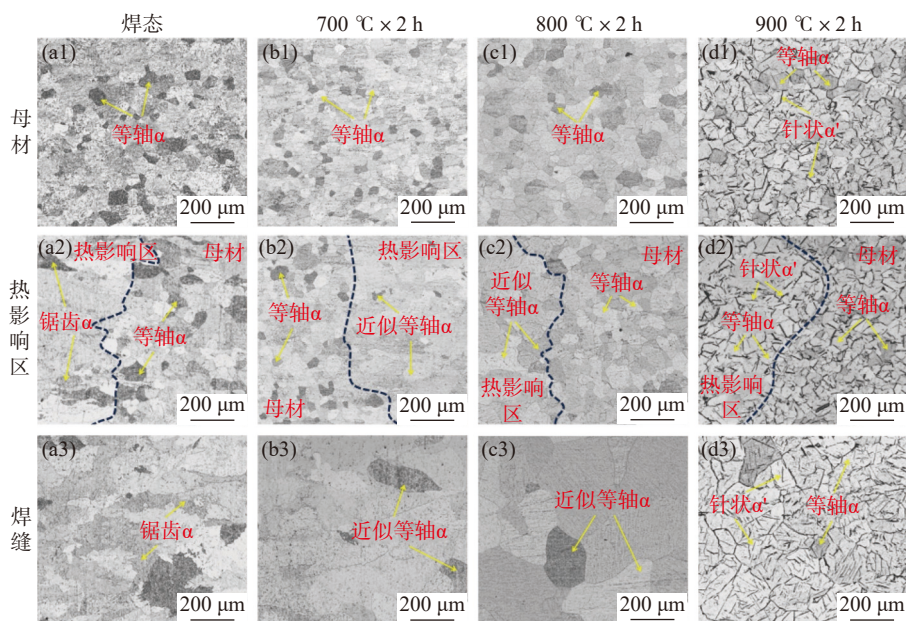
Fig. 2 Diagram of sampling positions for tensile and impact specimens

2 结果与讨论

2.1 退火工艺对接头组织的影响

图 3 为焊态及不同退火热处理工艺下接头各区域微观组织,可见母材、热影响区及焊缝界限明显。对于焊态下的接头,其热影响区组织为锯齿状 α 相,焊缝组织为由粗大的柱状 α 相及锯齿状 α 相组成的混合组织。焊缝组织的形成与较大的过冷度下,

熔池金属快速凝固沿高温 β 相晶界以不同取向析出稳定态的 α 相有关^[6]。焊缝晶粒粗大则是由于钛及钛合金具有热导率低、热量易集中等特性^[7],在焊接热循环作用下,焊缝金属高温停留时间长,导致晶粒出现过热倾向。由于热影响区在焊接过程中的加热温度低于焊缝,加之冷速又低于焊缝,故热影响区组织为锯齿 α 相。



(a1)~(a3) 焊态; (b1)~(b3) 工艺 1; (c1)~(c3) 工艺 2; (d1)~(d3) 工艺 3

图 3 焊态及不同再结晶退火工艺下的接头微观组织

Fig. 3 Microstructure of joints under as-welded condition and different recrystallization annealing processes

对比焊态及经热处理接头各区域组织可见,热处理过程中发生的再结晶使晶粒形态更加规则。保温温度为 700℃ 退火工艺条件下发生的再结晶过程使接头各区域组织较焊态接头对应区域组织细小,但该工艺下晶粒尺寸的均匀性较差;保温温度为 800℃ 和 900℃ 退火工艺条件下接头除具有上述特征外,各区域晶粒出现明显长大且晶粒尺寸相对均

匀。此外,再结晶退火过程也使得热影响区及焊缝组织形态发生明显改变。观察表明,焊态及不同退火工艺下接头母材组织均为等轴 α 相。随着热处理温度升高,再结晶过程使热影响区组织由焊态下的锯齿状 α 转变为近似等轴 α 相和等轴 α 相。而焊缝组织也由焊态下的粗大锯齿状 α 相转变为近似等轴 α 相和等轴 α 相。保温温度为 900℃ 退火工艺

条件下,接头各区域除生成等轴 α 相外,晶粒内部还伴有明显数量的黑色针状 α' 相生成。 α' 相的生成则是由于热处理过程中工业纯钛被加热至 β 相转变温度(882.5℃)以上并在随后的冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变,生成 α' 相。

2.2 再结晶退火工艺对接头力学性能的影响

2.2.1 再结晶退火工艺对接头拉伸性能的影响

工业纯钛TA1试板母材、焊态及不同再结晶退火工艺下焊接接头的拉伸性能见图4,同时图中也说明了TA1试板母材、焊态及不同再结晶退火工艺下焊接接头的主要微观组织。数据对比发现,焊态下接头的屈服强度 $R_{p0.2}$ 、抗拉强度 R_m 较母材高出约5%,但断后伸长率 A 较母材低约15%。这说明,电子束焊接过程中于焊缝及热影响区内生成的锯齿状 α 具有使TA1焊接接头强度升高,塑性下降的作用。对比焊态及不同再结晶退火工艺下接头的拉伸性能可见,当再结晶退火温度为700℃时,屈服强度与抗拉强度均呈现出下降趋势,而断后伸长率明显上升。而当再结晶退火温度为800℃时,屈服强度与抗拉强度显著高于700℃条件下,但略低于再结晶退火温度为900℃时的屈服强度与抗拉强度。观察还发现,当再结晶退火温度为900℃时,断后伸长率大幅下降。综合对比,采用保温温度为800℃退火工艺时,接头可获得较高的屈服强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m ,同时接头断后伸长率 A 达到最大值(约50%)。图4中接头拉伸性能之间的差异与各工艺下焊缝和热影响区内微观组织形态上的差异密切相关。

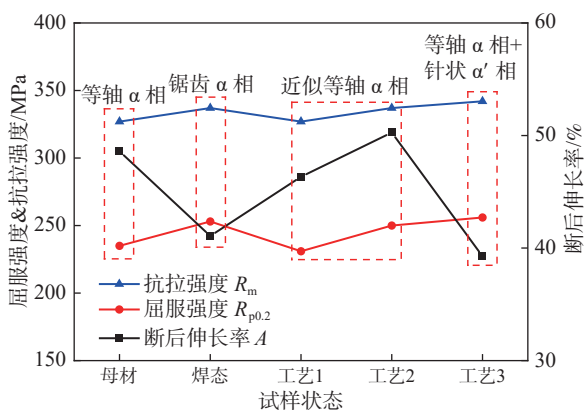


图4 母材及接头的拉伸性能

Fig. 4 Tensile properties of base metal and welded joint

文献[8-9]表明,锯齿 α 和针状 α' 组织的生成有利于钛及钛合金焊接接头强度的提升。因此,相较于组织为等轴 α 相的母材,焊态及保温温度为900℃退火工艺条件下的接头表现出了具有较高的

屈服强度及抗拉强度,然而强度增加的同时伴随着的却是塑性(即断后伸长率)的大幅下降。相应地,具有较低硬度和较高塑性的等轴及近似等轴 α 相更有利于塑性的提升^[10]。因此,母材、保温温度为700℃和800℃退火工艺条件下的接头表现出了较高的塑性,同时强度略低。

2.2.2 再结晶退火工艺对接头冲击性能的影响

母材及焊缝的冲击性能见图5。可见,上层取样和下层取样对母材及焊接接头冲击性能的影响不大。与母材及焊态下接头焊缝冲击性能相比,不同退火工艺下焊缝冲击性能均发生明显改变。采用保温温度为700℃和800℃退火工艺时,焊缝冲击功高达250J。而采用保温温度为900℃退火工艺时,焊缝冲击功仅为165J。

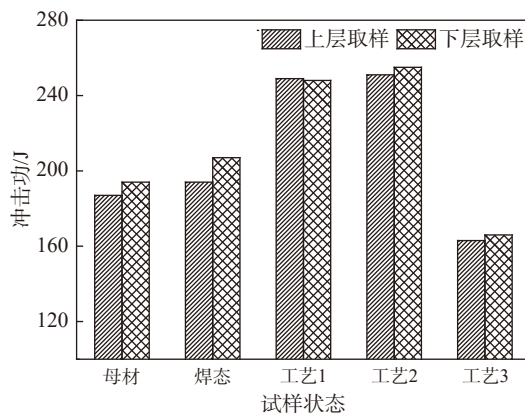


图5 母材及焊缝室温冲击功

Fig. 5 Impact energy of base metal and welded joint at room temperature

研究表明,工业纯钛TA1母材及焊缝的冲击性能差异也与其内部微观组织形态有关。工业纯钛TA1母材、保温温度为700℃和800℃退火工艺条件下获得的等轴及近似等轴组织在利于塑性提升的同时,还利于韧性的提升,使母材及对应工艺的接头表现出具有较高的冲击功。同时,焊态下焊缝及热影响区内锯齿 α 相的生成使接头韧性有约5%的小幅度提升。而在保温温度为900℃退火工艺条件下,焊缝内大量高硬度针状 α' 相的形成在提升强度的同时,却造成冲击性能急剧下降。这说明,适当的再结晶退火温度可改善接头冲击性能,而当再结晶退火温度高于TA1相变点时,接头冲击性能大幅下降。

2.2.3 再结晶退火工艺对接头强度与韧性匹配的影响

工业纯钛TA1母材与不同再结晶退火工艺下焊缝的强韧性匹配结果如图6所示。可见,随着再结晶退火温度增加,TA1电子束焊缝的强韧性匹配

呈现出先增后减的变化趋势。当退火温度为 800 ℃ 时,强度与韧性乘积最大。而当温度继续增加至 900 ℃ 时,强度与韧性乘积呈现出下降趋势。

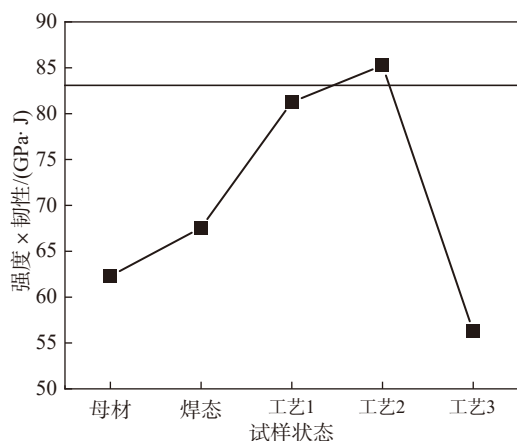


图 6 母材及不同再结晶退火工艺下焊缝的强韧性匹配情况
Fig. 6 Strength and toughness matching of the base metal and welded joints under different recrystallization annealing processes

结合前述组织性能分析可知,保温温度为 800 ℃ 退火工艺条件下的焊缝冲击性能较 TA1 母材、焊态下焊缝、保温温度为 700 ℃ 和 900 ℃ 退火工艺条件下焊缝有大幅度提升,并且该工艺下热影响区及

焊缝中的近似等轴 α 相和等轴 α 相还可使接头保有一定的强度。而当退火温度升高至 900 ℃ 时,针状 α' 相的生成导致焊缝冲击性能急剧下降,进而造成保温温度为 900 ℃ 退火工艺条件下强度与韧性乘积的下降。在这些因素的共同作用下,保温温度为 800 ℃ 退火工艺为最适于本研究中 TA1 电子束焊缝的再结晶退火工艺。

3 结论

1) 相较于组织为等轴 α 相的母材,高硬度锯齿 α 相和针状 α' 相的生成使对应的焊态下接头和保温温度为 900 ℃ 再结晶退火工艺下接头的屈服强度和抗拉强度提升,但随之而来的是接头塑性(即断后伸长率)和韧性(即冲击功)的大幅下降。

2) 母材具有的等轴 α 相以及保温温度为 700 ℃ 和 800 ℃ 再结晶退火工艺条件下获得的近似等轴 α 相有利于韧性和塑性的提升,使 TA1 母材及对应再结晶退火工艺下的接头表现出了具有较高的塑性和韧性。

3) 保温温度为 800 ℃ 再结晶退火工艺条件下可实现 TA1 电子束焊接头的最佳强度与韧性匹配。

参考文献

- [1] GAO X L, ZHANG L J, LIU J, *et al.* Effects of weld cross-section profiles and microstructure on properties of pulsed Nd: YAG laser welding of Ti6Al4V sheet[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 72(5-8): 895-903.
- [2] LI Y J, WU N, PUCHKOV P U. Application of advanced welding technology in aviation and aerospace industry[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 53(9): 43-47.
(李亚江, 吴娜, PUCHKOV P U. 先进焊接技术在航空航天领域中的应用[J]. 航空制造技术, 2010, 53(9): 43-47.)
- [3] SUN W J, WANG S L, CHEN Y H, *et al.* Development of advanced welding technologies for titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(18): 63-72.
(孙文君, 王善林, 陈玉华, 等. 钛合金先进焊接技术研究现状[J]. 航空制造技术, 2019, 62(18): 63-72.)
- [4] ZHANG X Y, ZHAO Y Q, BAI C G. Titanium alloys and applications[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005, 102.
(张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005, 102.)
- [5] DUAN X G, JIANG H T, LIU J X, *et al.* Recrystallization process of commercial pure titanium cold rolled sheet[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(3): 353-356.
(段晓鸽, 江海涛, 刘继雄, 等. 工业纯钛 TA2 冷轧板再结晶过程的研究[J]. 稀有金属, 2012, 36(3): 353-356.)
- [6] LI Z, SHI Y, LIU J, *et al.* Effect of laser welding parameters on microstructure and mechanical properties of commercial pure titanium[J]. Applied Laser, 2016, 36(1): 53-57.
(李镇, 石岩, 刘佳, 等. 工艺参数对工业纯钛激光焊接接头组织性能的影响[J]. 应用激光, 2016, 36(1): 53-57.)
- [7] SONG K, MAO X N, XIN S W, *et al.* Research progress on microstructure and properties of titanium alloy welded joints[J]. Materials Reports, 2018, 32(S2): 336-340.
(宋凯, 毛小南, 辛社伟, 等. 钛合金焊接接头组织性能研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(S2): 336-340.)
- [8] LIU H, NAKATA K, YAMAMOTO N, *et al.* Mechanical properties and strengthening mechanisms in laser beam welds of pure titanium[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16(7): 581-585.
- [9] LIAO Z Q, WANG Z P. Plasma welding of titanium alloy thick-plate[J]. Development and Application of Materials, 2005, 20(04): 27-28, 37.
(廖志谦, 王忠平. 钛合金厚板的等离子焊接[J]. 材料开发与应用, 2005, 20(04): 27-28, 37.)
- [10] MERSON E, BRYDSON R, BROWN A. The effect of crystallographic orientation on the mechanical properties of titanium[J]. J. Phys. Conf. Ser., 2008(126): 1-4.