

# 热处理对 TC21 钛合金线性摩擦焊接头组织与性能的影响

金俊龙, 李菊, 张传臣, 常川川

(中国航空制造技术研究院, 航空焊接与连接技术航空科技重点实验室, 北京, 100024)

**摘要:** 基于先进飞机构件研制需求, 针对 TC21 钛合金线性摩擦焊接头, 设计了 3 种热处理制度, 开展了焊态及不同热处理状态下接头显微组织及力学性能研究。结果表明, 焊态试样的焊缝区由细化的  $\beta$  晶粒组成, 晶内析出含有大量位错的针状马氏体, 起到了位错强化作用, 显微硬度相比母材明显提高, 热力影响区由于次生  $\alpha$  相发生了溶解, 显微硬度相比母材有所降低。热处理后焊接接头内的  $\alpha$  相发生了显著变化, 在高温区退火时, 长时间保温导致初生条状  $\alpha$  相长大, 在低温区退火则促进了次生针状  $\alpha$  相的析出; 所有热处理后的接头进行拉伸试验后均断裂于母材区, 经过双重退火的接头其焊缝区及热力影响区组织均为  $\beta$  转变组织+初生长条状  $\alpha$  相+次生针状  $\alpha$  相, 并且各区域显微硬度基本与母材一致, 组织更加均匀。

**创新点:** (1) 采用线性摩擦焊方法实现 TC21 钛合金高强度焊接。  
(2) 分析了不同热处理制度对接头不同区域显微组织和力学性能的影响规律。

**关键词:** 钛合金; 线性摩擦焊; 热处理; 显微硬度; 力学性能

中图分类号: TG 456 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20211009001

## 0 序言

随着航空制造业的发展, 飞机结构的整体化、轻量化及高可靠性已成为设计人员重点考虑的方向<sup>[1-2]</sup>。钛合金由于材料密度低、比强度高、耐腐蚀性强、组织稳定性和综合力学性能良好等特点, 在航空、航天各类飞行器结构中获得了广泛应用。随着先进飞机对飞行速度与材料性能要求的不断提高, 钛合金材料在各类先进飞机结构上应用量不断增加。

TC21 钛合金是中国自主研发的两相高强高韧性钛合金, 作为新型的高损伤容限合金具有强度和断裂韧性高及裂纹扩展速率低等特点<sup>[3]</sup>, 可在 500 °C 以下长期使用, 可用于飞机的主承力耳片结构、机翼接头、机身与起落架连接框、吊挂发动机接头等部位, 以及对强度和耐久性要求严格的重要或关键承力部件的制作<sup>[4-5]</sup>。

目前飞机上框梁类结构主要通过机械连接或

者整体锻造后再进行机械加工制造, 机械连接会导致结构增重, 可靠性降低等问题, 结构整体化可以大幅度降低装配工作量, 减重 10%~30%, 同时具有较好的密封性。目前大部分整体构件通过整体锻造后机械加工制造, 某些部件由于毛坯尺寸大, 整体锻造材料性能难以保证, 且整体机械加工制造周期长, 变形控制难, 生产成本高<sup>[6]</sup>。采用线性摩擦焊进行飞机大型钛合金结构的焊接制造是解决上述问题的一个重要手段。线性摩擦焊作为一种固相连接方法, 国外已将该技术成功应用于航空发动机整体叶盘和典型飞机框梁构件的制造<sup>[7]</sup>。张传臣等人<sup>[5]</sup>研究了异质材料线性摩擦焊接头组织形貌, 结果表明, 焊态下焊缝组织具有典型的魏氏组织结构特征, 热处理后析出  $\alpha$ + $\beta$  针状组织。马少俊等人<sup>[6]</sup>研究了 TC21 钛合金关于片状组织和网篮组织两种典型微观组织对力学性能的影响, 结果表明, 片状组织与网篮组织抗拉强度相近, 但塑形相对较差。还有关于 TC21 钛合金电子束焊接及 TIG 焊接头组织对性能的影响<sup>[7-8]</sup>, 但是热处理制度对 TC21 钛合金线性摩擦焊组织与性能的影响尚未有相关研究。

由于双相钛合金的力学性能与微观组织密切相关<sup>[9-10]</sup>,因此通过研究不同热处理制度对 TC21 钛合金线性摩擦焊接头组织与性能的影响,为线性摩擦焊工艺在先进飞机构件上的应用奠定技术基础.

## 1 试验方法

研究选用的 TC21 钛合金锻件,锻件经双重退火,材料的热处理制度为在 905 °C 保温 250 min 后空冷进行一次退火;再在 570 °C 保温 360 min 后空冷,完成二次退火. 经测试材料相变点为 965 °C 左右. TC21 钛合金是一种  $\alpha + \beta$  型两相钛合金,其名义成分为 Ti-6Al-2Zr-2Sn-2Mo-1.5Cr-2Nb. 所用材料化学成分如表 1 所示. 试验采用中国航空制造技术研究院自行研制的 60 t 线性摩擦焊设备,该设备可实现最大面积 6 000 mm<sup>2</sup> 的钛合金焊接. 该试验所用钛合金试件的尺寸为 120 mm × 80 mm × 30 mm,焊接面尺寸为 80 mm × 30 mm. 经试验得到优化后焊接工艺参数为: 焊接频率 50 Hz, 振幅

2.5 mm, 摩擦压力 60 MPa. 设定缩短量 5 mm, 得到的焊接试样飞边成形良好, 根部目视检查无未焊合缺陷. 焊后对试件分别进行不同的真空热处理制度(表 2), 热处理制度 A 为在 650 °C 低温退火, 热处理制度 B 为在 900 °C 高温退火, 热处理制度 C 为在 900 °C 进行一次高温退火处理后再进行 565 °C 低温退火. 依据 GB/T 4340.1—2009《金属材料 维氏硬度试验 第 1 部分: 试验方法》采用 TUKON2500 型显微硬度计进行维氏硬度测试. 依据 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》采用 Z100 型数字拉伸试验机进行拉伸性能测试, 拉伸试样的焊缝位于其中心位置. 拉伸试件每个状态均为 4 件, 试验结果取其平均值. 对焊后、650 °C 退火、900 °C 退火和双重退火 4 种状态试样的接头分别制样, 并用砂纸和 Kroll 试剂 (0.5% HF + 1.5% HNO<sub>3</sub> + 2% HCl + 96% H<sub>2</sub>O) 对试样分别进行研磨、抛光和腐蚀, 采用 Leica DM6000M 型光学显微镜和 JSM-F100 型扫描电子显微镜进行微观组织观察分析.

表 1 TC21 钛合金的化学成分(质量分数, %)  
Table 1 Chemical compositions of TC21 titanium alloy

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Nb	Ti
6.22	2.07	2.19	2.72	1.63	1.94	余量

表 2 TC21 钛合金焊接接头不同热处理制度  
Table 2 Various heat treatment process of TC21 titanium alloy

热处理制度	温度 T/°C	时间 t/h	冷却方式
A	650	3	炉冷
B	900	1	炉冷
C	900	1	气冷
	565	4	炉冷

## 2 试验结果与分析

### 2.1 接头显微组织

图 1 为 TC21 钛合金线性摩擦焊接头焊态及 900 °C 热处理后的金相组织, 包含母材区 (base metal, BM)、热力影响区 (thermal affected zone, TMAZ) 与焊缝区 (weld zone, WZ), 焊缝区宽度约 1 mm, 两侧的热力影响区宽度也均在 1 mm 左右. 焊缝区金相形貌在焊后呈现亮白色, 这是由于焊态

下焊缝区为亚稳定  $\beta$  相组成, 难以被腐蚀. 热处理后的焊缝区析出了  $\alpha$  相, 在焊态和热处理态的热力影响区均可见明显的被剪切拉伸变形的流线组织形态.

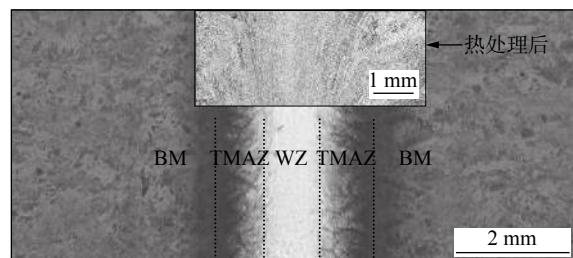


图 1 焊接接头金相形貌  
Fig. 1 Metallographic morphology of welded joint

#### 2.1.1 母材区组织

图 2 为不同状态下试样的母材组织. 焊后试样取样位置为远离焊缝的母材区, 因此可以认为是锻件原始组织, 呈现典型的网篮形貌. 从图 2a 可见, 原始  $\beta$  晶粒尺寸较大, 尺寸普遍在 1~2 mm, 晶界可见断续的晶界  $\alpha$  相. 从图 2e 可见, 晶粒内部析出

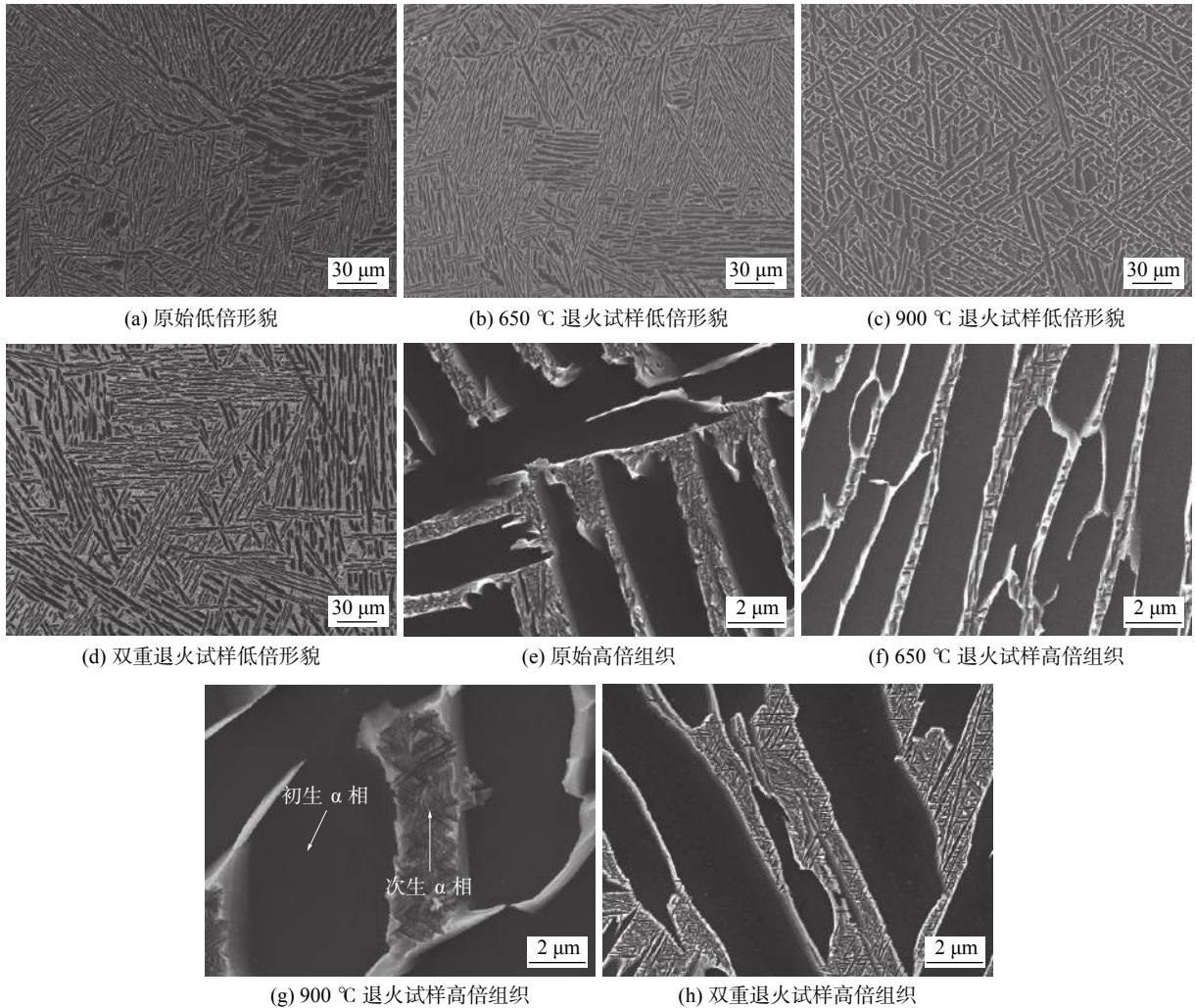


图2 不同状态下母材组织形貌

Fig. 2 Morphology of various base materials. (a) original macrostructure; (b) macrostructure of 650 °C annealed specimen; (c) macrostructure of 900 °C annealed specimen; (d) macrostructure of double annealed specimen; (e) original microstructure; (f) microstructure of 650 °C annealed specimen; (g) microstructure of 900 °C annealed specimen; (h) microstructure of double annealed specimen

长条状  $\alpha$  相, 宽度在  $2 \sim 5 \mu\text{m}$  之间, 呈现块状和长条状两种形态, 其中块状的是残留的  $\alpha$  相, 以一定方向分布交织的长条状  $\alpha$  相为在  $905^\circ\text{C}$  固溶处理中析出的一次  $\alpha$  相<sup>[11-12]</sup>, 宽度在  $2 \mu\text{m}$  左右, 在随后的冷却及  $570^\circ\text{C}$  退火时 (材料出厂热处理制度), 在  $\beta$  转变组织中析出细小二次针状  $\alpha$  相. 从图 2b 和图 2f 可见, 经  $650^\circ\text{C}$  退火母材高、低倍形貌与原始组织相比基本无变化, 表明在  $650^\circ\text{C}$  退火对母材组织影响不大. 从图 2c 可见, 经  $900^\circ\text{C}$  退火后母材组织发生明显变化, 在  $900^\circ\text{C}$  炉冷处理中由于在高温区停留时间长, 条状  $\alpha$  相明显长大和球化, 宽度达到  $5 \mu\text{m}$  左右, 图 2g 显示剩余  $\beta$  转变组织中同样存在细小次生针状  $\alpha$  相. 从图 2d 和图 2h 可见, 初生条状  $\alpha$  相宽度相比原始母材组织轻微增大, 次生针状  $\alpha$  相的长度和宽度也显著长大, 可见在焊后的双重退火热处理中, 初生条状  $\alpha$  相和次生针状

$\alpha$  相均在相应温度区间进一步长大.

### 2.1.2 焊缝区组织

图 3 为焊缝区组织形貌, 焊接接头中心的焊缝区形成尺寸在  $20 \sim 50 \mu\text{m}$  之间的亚稳定  $\beta$  晶粒, 晶粒内部呈现针状马氏体组织形态, 是由于焊接接头冷却速度太快形成的,  $\beta$  相通过扩散相变转变为  $\alpha$  相的过程来不及进行, 而是通过切边相变发生晶格重构形成马氏体.  $650^\circ\text{C}$  退火试样由于在  $650^\circ\text{C}$  下长时间保温, 晶内析出大量细小针状  $\alpha$  相.  $900^\circ\text{C}$  退火试样晶内析出初生  $\alpha$  相长度和宽度均略大于  $650^\circ\text{C}$  退火试样, 但是在  $\beta$  转变组织内未观察到次生  $\alpha$  相的产生, 由于在高温区停留时间较长, 初生  $\alpha$  相充分长大. 双重退火试样焊缝区呈现出  $\alpha + \beta$  的网篮组织形貌, 晶粒尺寸仍然  $20 \sim 50 \mu\text{m}$  之间, 析出的晶界  $\alpha$  相在宽度  $2 \mu\text{m}$  左右, 晶粒内部析出

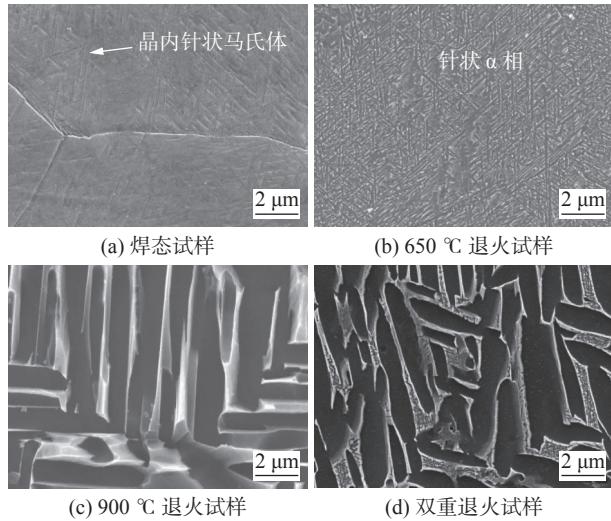


图 3 焊缝区组织特征

Fig. 3 Microstructure of weld zone. (a) post-weld specimen; (b) 650 °C annealed specimen; (c) 900 °C annealed specimen; (d) double annealed specimen

短棒状初生  $\alpha$  相, 宽度在  $2 \mu\text{m}$  左右, 长度在  $5 \sim 10 \mu\text{m}$  之间,  $\beta$  转变组织内析出了大量长度不超过  $0.5 \mu\text{m}$  的次生  $\alpha$  相.

### 2.1.3 热力影响区组织

图 4 为不同状态下试样热力影响区的显微组

织. 热力影响区在低倍照片 (图 1) 下可以观察到条状初生  $\alpha$  相在剪应力的作用下发生沿接头振动方向的拉伸变形. 对于焊后试样热力影响区的近焊缝部分和近母材部分高倍组织存在显著不同, 近焊缝部分依稀可辨初生条状  $\alpha$  相. 在焊接热循环作用下热力影响区温度超过了相转变点,  $\alpha$  相发生了溶解, 但是  $\alpha \rightarrow \beta$  的转变未充分进行, 主要是由于焊接过程时间短, 在  $5 \text{ s}$  以内就已结束, 焊接过程在高温区停留时间短, 初生条状  $\alpha$  相来不及发生完全  $\beta$  转变, 焊后被保留下,  $\alpha$  相与  $\beta$  基体边界模糊, 同时析出了贯穿初生条状  $\alpha$  相和  $\beta$  基体的针状  $\alpha$  相. 从图 4b 可见, 近母材部分处原  $\beta$  转变组织内的次生针状  $\alpha$  相已基本溶解, 但是初生  $\alpha$  相得以保留, 仅在边界发生一定程度元素扩散. 从图 4c 可知, 经过  $650 \text{ °C}$  退火之后, 原针状  $\alpha$  相进一步长大, 宽度明显增加.  $900 \text{ °C}$  退火试样热力影响区为条状初生  $\alpha$  相 +  $\beta$  转变组织, 初生  $\alpha$  相长度普遍低于焊缝区,  $\alpha$  相在长大过程中互相交截使得被交截的初生  $\alpha$  相长度变短. 双重退火试样明显不同, 高倍形貌与原始母材类似, 分析是由于在二次退火  $565 \text{ °C}$  的保温过程中, 在  $\beta$  基体上析出了大量次生的针状  $\alpha$  相.

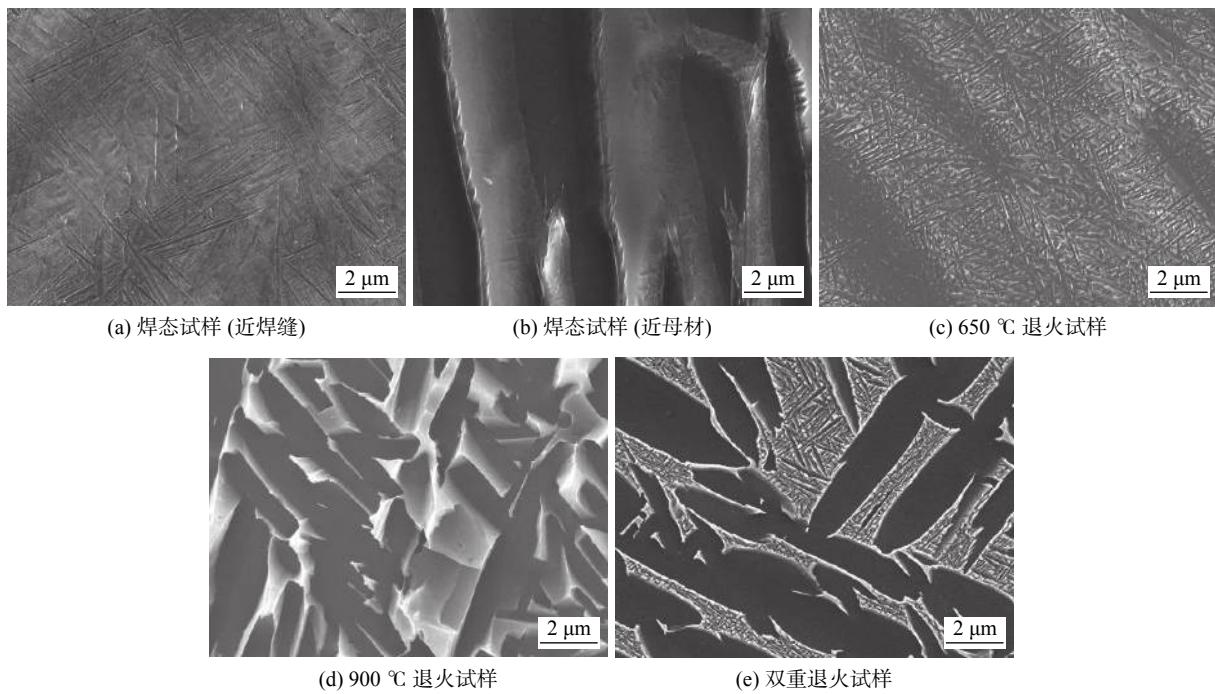


图 4 热力影响区组织

Fig. 4 Microstructure of TMAZ. (a) post-weld specimen (near weld); (b) post-weld specimen (near base material); (c)  $650 \text{ °C}$  annealed specimen; (d)  $900 \text{ °C}$  annealed specimen; (e) double annealed specimen

## 2.2 力学性能

### 2.2.1 拉伸性能

表 3 为不同状态下接头的拉伸试验结果. 图 5

为拉伸试样形貌. 所有试样均断裂于母材区, 焊态试样的变形不协调最为显著, 试样中心部位未发生颈缩, 表现为一个凸起区域, 如图 5b 所示, 基本与

焊缝区+热力影响区的总宽度相符,颈缩变形发生在接头两侧的母材,并在一侧母材断裂。3种热处理制度的焊接试样中,双重退火试样强度最高,650 °C退火的次之,900 °C退火的强度最低。

表3 不同状态试样拉伸试验结果  
Table 3 Tensile test results of various specimen

试件状态	抗拉强度 $R_m/\text{MPa}$	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	断后伸长率 $A(\%)$
原始母材	1133	1014	10.5
焊态	1078	919	11.5
650 °C退火	1080	998	10.0
900 °C退火	961	876	10.5
双重退火	1132	1031	9.0

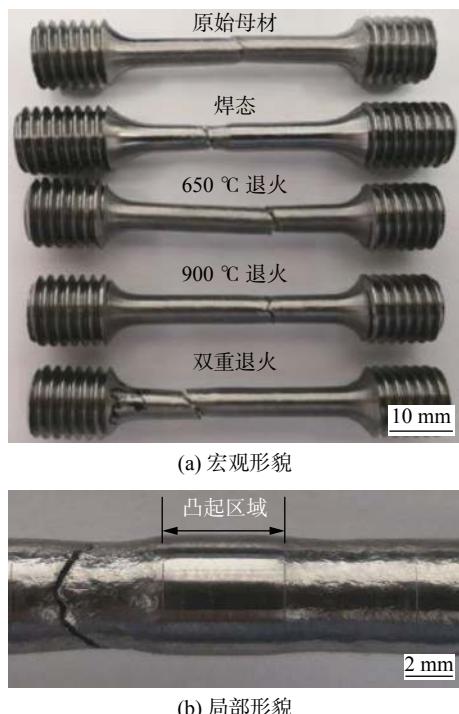


图5 拉伸试样

Fig. 5 Tensile samples. (a) macro morphology; (b) local-morphology

## 2.2.2 显微硬度

对焊接接头从母材-热力影响区-焊缝-热力影响区-母材进行显微硬度测试,测试点距离为0.2 mm。测量结果如图6所示。图6中①为焊缝区,②为热力影响区,③为母材区,测量显示原始母材的显微硬度在380 HV0.3左右,在靠近热力影响区近母材的区域硬度明显降低,达到350 HV0.3左右,焊缝区硬度最高,达到了480 HV0.3;经过650 °C退火之后,焊缝区硬度略有下降,其它区域变化不大,900 °C退火后母材区硬度变化不大,但

是焊缝和热力影响区硬度均显著下降,焊缝区硬度与母材基本持平,而热力影响区则低至310 HV0.3。在经过双重退火热处理后的母材、热力影响区、焊缝硬度基本趋于一致,维持在380 HV0.3,与原始母材基本持平。

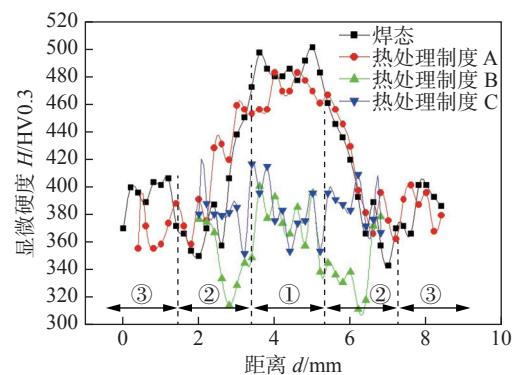


图6 接头的显微硬度  
Fig. 6 Microhardness of joints

双重退火和650 °C退火的拉伸试样抗拉强度高于900 °C退火的试样,这是由于其接头区域在随后的低温保温阶段析出了大量细小的次生针状 $\alpha$ 相,这些细小针状 $\alpha$ 相的存在提高了接头抗拉强度。

焊态的试样焊缝区硬度达到了480 HV0.3左右,分析是由于焊后较快的冷却速度造成 $\beta$ 晶粒内析出的 $\alpha'$ 马氏体和热力影响区存在的大量针状 $\alpha$ 相,马氏体内部有大量位错,起到了位错强化作用,再加上焊缝区晶粒明显细化,两方面因素大幅提高了显微硬度,但是在热力影响区的近母材区域由于二次的针状 $\alpha$ 相基本都已经溶解,没有了弥散强化作用,因此显微硬度明显降低。

与焊态试样相比,650 °C退火试样的焊缝区原 $\beta$ 晶粒内由马氏体组织转变为细小针状 $\alpha$ 相,导致硬度一定程度降低,同时也是由于热力影响区内细小针状 $\alpha$ 相的大量析出,从焊缝到热力影响区硬度变化梯度减小。

900 °C退火试样在热力影响区主要由短棒状初生 $\alpha$ 相和 $\beta$ 转变组织构成,由于初生 $\alpha$ 相长度较短以及无次生 $\alpha$ 相的强化导致该区域硬度较低。

双重退火试样的母材、焊缝区和热力影响区的组织形态差异不大,均由初生长条状 $\alpha$ 相+ $\beta$ 转变组织+次生针状 $\alpha$ 相组成,组织均匀。

## 3 结论

(1) TC21钛合金线性摩擦焊接头焊后焊缝区

由尺寸在 20~50 μm 的亚稳定  $\beta$  晶粒组成, 晶粒细化, 内部析出交错针状马氏体, 两方面因素显著提高了焊缝区的强度, 热力影响区的近母材区域由于次生  $\alpha$  相基本溶解, 抗拉强度降低。

(2) TC21 钛合金接头经 900 °C 退火后热处理时间越长, 初生  $\alpha$  相长大越明显; 经 565 或 650 °C 退火后保温可以促进针状  $\alpha$  相的析出, 细小针状  $\alpha$  相含量显著影响接头强度。经过双重退火的试件各区域显微组织均由初生长条状  $\alpha$  相 +  $\beta$  转变组织 + 次生针状  $\alpha$  相组成, 组织均匀。

## 参考文献

- [1] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题 [J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690~2698.  
Wang Huaming. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690~2698.
- [2] 付鹏飞. 大厚度钛合金电子束焊接接头力学行为及调控方法 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.  
Fu Pengfei. Mechanical behaviors and regulation methods of heavy thickness titanium alloy joints with electron beam welding[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2016.
- [3] 赵永庆, 曲恒磊, 冯亮. 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 研制 [J]. 钛工业进展, 2004(2): 22~24.  
Zhao Yongqing, Qu Henglei, Feng Liang. Research on high strength high toughness and high damage-tolerant titanium alloy TC21[J]. Titanium Industry Progress, 2004(2): 22~24.
- [4] 费玉环, 周廉, 曲恒磊, 等. 两相区热处理对 TC21 钛合金显微结构的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(11): 1928~1932.  
Fei Yuhuan, Zhou Lian, Qu Henglei, et al. Effects of heat-treatments on microstructures of TC21 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(11): 1928~1932.
- [5] 张传臣, 张田仓, 金俊龙. TC21 + TC4-DT 线性摩擦焊接头组织与力学性能试验 [J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 133~137.  
Zhang Chuanchen, Zhang Tianchang, Jin Junlong. Microstructure and mechanical properties of linear friction welding joint of TC21/TC4-DT[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 133~137.
- [6] 马少俊, 吴学仁, 刘建中, 等. TC21 钛合金的微观组织对力学性能的影响 [J]. 航空材料学报, 2006, 26(5): 22~25.  
Ma Shaojun, Wu Xueren, Liu Jianzhong, et al. Influence of microstructures on mechanical properties for TC21 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(5): 22~25.
- [7] 张秉刚, 王廷, 陈国庆, 等. TC21 钛合金电子束焊缝精细组织及其对硬度的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 829~832.  
Zhang Binggang, Wang Ting, Chen Guoqing, et al. Fine microstructure and its effect on hardness of electron beam welding joint of TC21 Ti alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 829~832.
- [8] 周水亮, 陶军, 郭德伦. TC21 细晶钛合金 TIG 焊接接头组织及力学性能研究 [J]. 航空材料学报, 2009, 29(6): 53~58.  
Zhou Shui liang, Tao Jun, Guo Delun. Study on microstructure and mechanical properties of fine grain TC21 alloy in TIG[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2009, 29(6): 53~58.
- [9] 吴红兵. 航空框类整体结构件铣削加工变形的数值模拟与实验研究 [D]. 杭州: 浙江大学, 2008.  
Wu Hongbing. Study on numerical simulation and experiment of milling process for aerospace monolithic components[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2008.
- [10] Ernesto Benini. Advances in gas turbine technology[M]. London: Intech Open, 2011, 411~435.
- [11] Deans W F. Application of fracture mechanics for selection of metallic structural materials[J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1984, 10(3): 375.
- [12] 周军, 梁武, 张春波, 等. TC17 钛合金线性摩擦焊接头组织及力学性能分析 [J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 36~41.  
Zhou Jun, Liang Wu, Zhang Chunbo, et al. Microstructure and mechanical properties of linear friction welding joint of TC17 titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 36~41.

第一作者: 金俊龙, 硕士, 高级工程师; 主要从事线性摩擦焊工艺与航空关键零部件修复技术研究; Email: kinghit@163.com.

(编辑: 戴红)