

TC4 钛合金惯性摩擦焊接头组织及断裂韧性与裂纹扩展特性分析

乌彦全^{1,2}, 周 军¹, 张春波¹, 梁 武¹, 王 祁¹, 王志永¹

(1. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028)

(2. 中国机械科学研究总院集团有限公司, 北京 100044)

摘 要: 采用 XRD、SEM、EBSD 等显微表征技术分析焊态及焊后热处理态下焊接接头各区域的微观组织特征, 并研究焊接接头的断裂韧性和疲劳裂纹扩展性能。结果表明, 焊缝区以再结晶组织为主, 热力影响区等轴状初生 α_p 相转变为棒状结构, 热影响区组织与母材基本相同, 热力影响区与热影响区的原始 β 晶粒内部分区域形成了取向差角度约为 60° 的针状马氏体 α' 相, 热处理促进了残余亚稳态 β 相分解, 在片状 α_s 相间形成了大量断续分布组织。焊缝区 α 晶粒内大量的平行或交叉分布的片状 α 相和复杂的相界面结构可有效阻碍裂纹的扩展并改变裂纹的扩展路径, 提高焊接接头的断裂韧性及抗疲劳裂纹扩展能力。

关键词: 钛合金; 惯性摩擦焊; 微观组织; 断裂韧性; 疲劳裂纹扩展

中图分类号: TG456.9; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3132-07

钛合金作为一种重要的轻质结构材料, 具有密度小、比强度高、耐蚀性好、耐热性高等突出优点, 已被广泛应用于各领域重要结构部件^[1], 其中 TC4 钛合金作为第 1 种工程化应用的钛合金, 其使用量占钛合金总消耗量的 50% 以上^[2], 也是研究的最深入且应用较为成熟的钛合金, 其在 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 以下具有良好的力学性能。钛合金已经成为航空、航天、军工兵器及生物医疗等领域重要部件的关键制造材料^[3-5]。

航空发动机是一种高度复杂、涉及学科多及高度精密的动力机械, 具有技术难度大、耗资多、研发周期长等特点, 其研制水平更是一个国家科技实力、工业基础和综合国力的集中体现^[6]。作为飞机的动力来源, 需要在高温、高压及高转速等极端恶劣环境下工作, 转子组件则需要承受较高的转速和应力载荷, 是发动机中的关键核心组件。目前航空发动机转子组件的主要制造技术包括整体锻造+机加工、螺栓连接和焊接结构^[7], 其中整体锻造+机加工的制造周期长、成本高、机加工难度大; 螺栓连接结构则增加了结构质量、降低了连接可靠性和转子刚性; 焊接结构不但可以降低机加工难度、制造成本及发动机质量, 还可以提高转子组件的刚性和发动机的工作稳定性。

目前, 航空发动机转子组件的焊接主要采用惯性摩擦焊和电子束焊^[8]。因惯性摩擦焊技术属于固相焊接工

艺, 焊接过程中 2 个工件紧密接触的摩擦界面完全处于封闭状态, 界面材料在摩擦热和轴向力作用下发生塑性变形与流动而未熔化, 有效避免了熔化焊接头焊缝的氧化、气孔、夹渣及裂纹等缺陷^[9], 具有工艺适应性宽、接头质量高、生产效率高及焊接能耗低等突出优点^[10]。尤其适用于活性较高材料的高质量焊接制造, 其中 GE、R. R. 及 P&W 等公司多型航空发动机钛合金转子组件均采用了惯性摩擦焊接制造工艺^[11]。

1 实 验

TC4 钛合金的惯性摩擦焊接试验采用自主设计的 HWI-IFW-130B 型轴/径向复合型惯性摩擦焊机, 焊接工艺参数为初始转速 500 r/min 、转动惯量 $388\text{ kg}\cdot\text{m}^2$ 、焊接压力 100 MPa , TC4 钛合金的外径尺寸为 150 mm , 壁厚 30 mm , 高温锻后经 $960\text{ }^\circ\text{C}/1.5\text{ h}$ 水冷处理, 焊后经过 $700\text{ }^\circ\text{C}/2\text{ h}$ 空冷处理。

图 1 为 TC4 钛合金母材在初始状态及 $700\text{ }^\circ\text{C}/2\text{ h}$ 空冷处理后的 XRD 图谱。通过对 TC4 钛合金中 α 相和 β 相的衍射峰相对强度观察, 母材中主要以 α 相为主, 其含量要远高于 β 相。相比于初始状态下的母材中 α 相各晶面衍射峰强度分布, 热处理后的母材中 α 相的大部分晶面衍射峰强度均降低, 相反 (102) 晶面

收稿日期: 2022-09-09

基金项目: 国家自然科学基金 (52005139); 黑龙江省重点研发计划指导类航空发动机 (GZ20210172)

作者简介: 乌彦全, 男, 1991 年生, 博士生, 哈尔滨焊接研究院有限公司固相焊中心, 黑龙江 哈尔滨 150028, 电话: 0451-87199357, E-mail: 1272797994@qq.com

的衍射强度提高,且 α 相最强衍射峰也从(101)晶面转变为(102)晶面,但各对应晶面衍射峰的半峰宽基本一致,说明初始状态的 TC4 母材经过热处理后原始晶粒尺寸未发生较大变化,而改变了 α 相晶粒相对于试样表面的取向,使得(101)晶面与检测基面的夹角增大,从而降低了 α 相的(101)晶面的衍射强度。

图2为 TC4 钛合金母材的微观组织形貌,母材组织状态为等轴状+片状的双态组织,原始 β 晶粒尺寸约为 $30\mu\text{m}$,在 β 相转变组织的基体上分布着等轴初生 α_p 相,晶粒尺寸约为 $20\mu\text{m}$ 。原 β 相晶界可见少量晶界 α 相,原 β 相晶内为片状的 $\alpha_s+\beta$ 相,大部分片状 α 相呈平行分布,少量片状 α 相相互交叉,呈网篮状;热处理后母材中初生 α 相和晶界 α 相未见明显变化,但晶内 α 相变得细化,呈网篮状的增多。

在前期研究基础上^[12],为进一步了解 TC4 钛合金惯性摩擦焊接头各区域的组织分布状态及断裂韧性与疲劳裂纹扩展特性,采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)及背散射电子衍射分析(EBSD)等显微技术分析了焊接接头组织类型及特征,测试了接头的断裂韧性与裂纹扩展等力学性能。TC4 钛合金惯性摩擦焊接头形貌及检测分析取样如图3所示。

2 结果与分析

2.1 微观组织特征

2.1.1 焊缝区

图4a和4b清晰的显示出了焊态及焊后热处理态下的焊缝区的变形组织、亚结构组织及再结晶组织分布特征。惯性摩擦焊接过程中的高温大应变热力学耦合作用诱导大量再结晶组织的形成,同时大应力塑性变形及惯性摩擦焊的快速冷却特点也导致高密度位错亚结构的形成及少量变形组织的残留,焊后 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的高温处理可为高密度位错及变形组织再次提供动力,促进位错的运动和变形组织的转变而形成新的再结晶组织。因此,变形组织与亚结构所占比例均下降,而再结晶组织占比提高了6%。

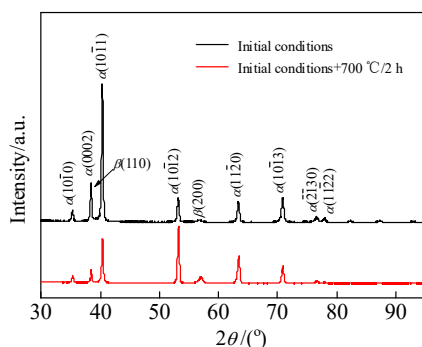


图1 TC4 合金母材 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of TC4 base metal

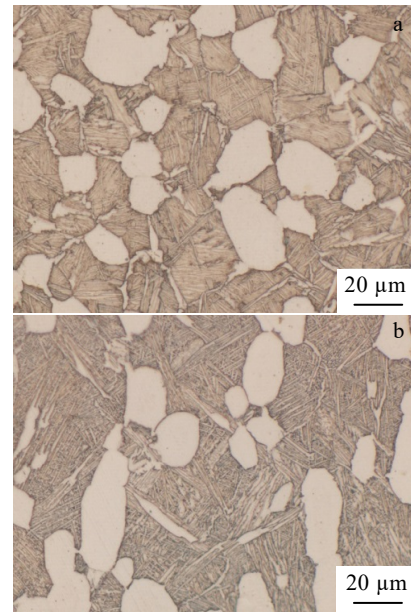


图2 TC4 母材微观组织

Fig.2 Microstructures of TC4 base metal: (a) original state and (b) heat treatment state

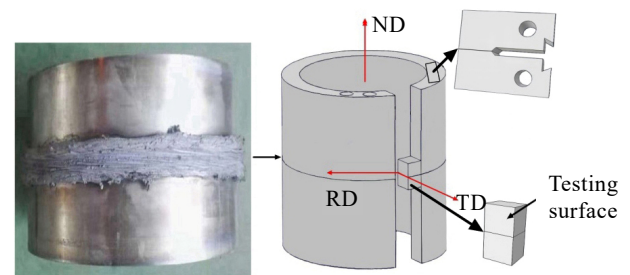


图3 焊接接头形貌及检测分析取样

Fig.3 Morphology of welding joint and detection analysis

焊缝区晶粒组织的存在及分布状态在一定程度上将会导致接头力学性能的各向异性,此外不同取向的晶粒具有不同的 Schmidt 因子(Schmidt 因子 $m=\cos\varphi\cos\theta$,其中 φ 为滑移面法线方向与加载方向的夹角, θ 为滑移方向与加载方向的夹角),其值大小会影响沿某一方向受力过程中的滑移系启动能力,从而影响检测试样的拉伸强度性能。因此,除了组织的形成及分布状态对接头的强度性能产生影响外,通过分析 Schmidt 因子沿特定载荷方向的大小也可以评估接头的变形难易程度。根据相关研究^[13]表明,钛合金中 α 相的柱面滑移和基面滑移为主要变形机制,可以大致通过 α 相的柱面和基面滑移的 Schmidt 因子大小评估接头焊缝区在特定方向的抗拉强度性能,其 Schmidt 因子越小,滑移系越不容易开动,抗拉强度越高^[14]。图 5a~5d

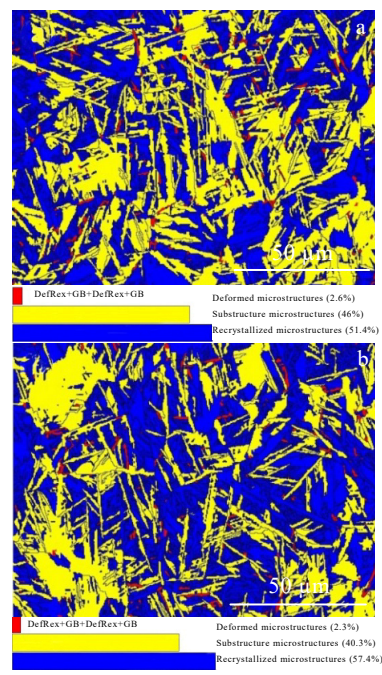


图 4 焊缝区 EBSD 照片

Fig.4 EBSD images of weld zone: (a) welding state and (b) post-weld heat treatment state

分别为接头焊缝区在焊态及焊后热处理态下的柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 与基面滑移系 $\{1000\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 沿 ND（焊接试样轴向）方向施加载荷的 Schmidt 因子计算结果。焊缝区在焊态下柱面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围内的比例为 50.1%，基面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围内的比例仅为 32.8%，表明处于焊态下的焊缝区在沿 ND（焊接试样轴向）方向的载荷作用下，柱面滑移系相比于基面滑移系更容易开动，也说明更多的马氏体 α' 相的 $\{10\bar{1}0\}$ 晶面和 $\langle 11\bar{2}0\rangle$ 晶向与 ND 方向的夹角接近 45°，使得沿 ND 方向的载荷在 $\{10\bar{1}0\}$ 晶面内的 $\langle 11\bar{2}0\rangle$ 晶向的分切应力最大，可有效促进该滑移系的开动。经过焊后热处理的焊缝区柱面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围内比例依然大于基面滑移系，但相比于焊态下柱面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围内所占比例下降了 8%，相反基面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围的比例略有提高。焊缝区柱面滑移系的 Schmidt 因子在 0.4~0.5 范围的比例变化也说明了焊后热处理有效缓解了晶格畸变，从而改变了部分晶粒的晶体取向。

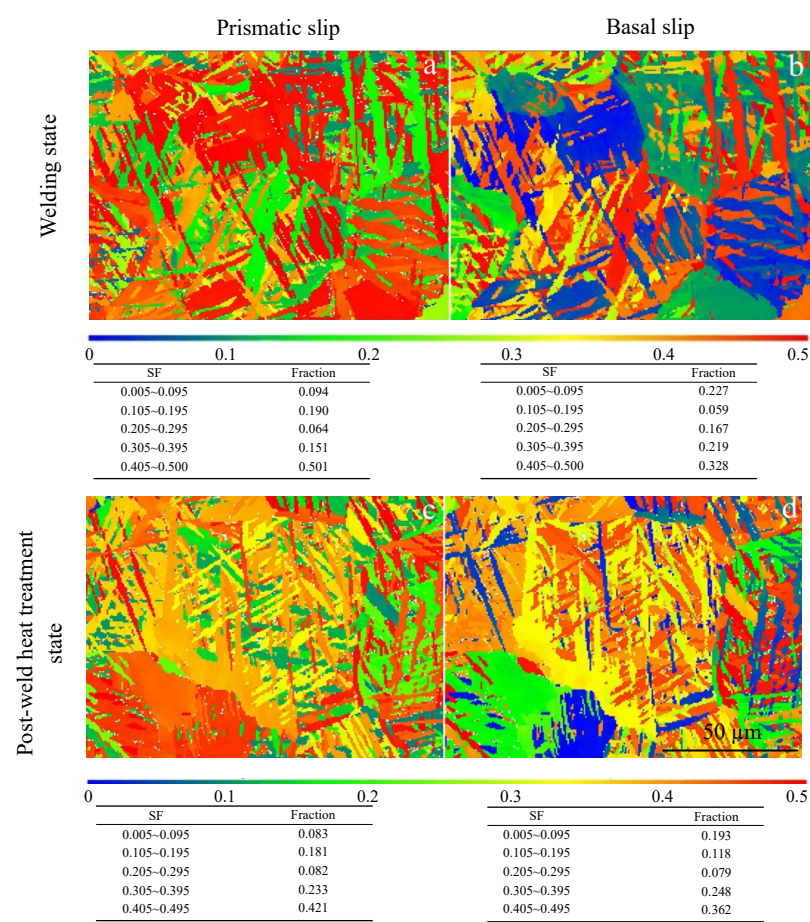


图 5 焊缝区 Schmidt 因子分布

Fig.5 Schmidt factor (SF) distributions of weld zone

2.1.2 热力影响区

图6为焊态及焊后热处理态下的接头热力影响区微观组织形貌。相比于焊缝区较为均匀的等轴晶粒组织,热力影响区内依然保留了大量的初生 α_p 相组织,但 α_p 相晶界在焊接力与摩擦热的双重作用下变得模糊,同时结构形态产生了较大变化,由等轴状转变为近似垂直于轴线方向分布的棒状结构,其主要原因是由于等轴状 α 晶粒尺寸相对较大,晶粒内位错在高温及外力作用下更容易发生长距离的滑移运动而导致晶粒发生变形。

原始 β 晶粒内部依然分布着平行排列的片状 α_s 相,但部分区域由于惯性摩擦焊的快速冷却而形成了交叉分布的针状马氏体 α' 相,取向差角度约为 60° 。经过 700°C 热处理后的 α_p 相未发生较大变化而依然保持着棒状结构,但 700°C 高温有效促进了残余亚稳态 β 相发生了分解,从而在片状 α_s 相间形成了大量断续分布的组织。

2.1.3 热影响区

图7为接头热影响区在焊态及焊后热处理态下的微观组织相貌。从图7a和7b中可以清晰地观察到,热影响区沿晶分布的等轴状 α_p 相依然保持着原始结构形态,但 α_p 相的相界面变得模糊,同时在 α_p 相的边缘区域保留下了约 $3\mu\text{m}$ 宽的白色环状条带(见图7a),白色环状条带的形成表明焊接过程中热影响区温度已经超过了 β 相转变温度,使得等轴状 α_p 相转变为 β 相组织,由于惯性摩擦焊的快速加热及冷却特点,使得热影响区的等轴状 α_p 相未有充足时间完成 $\alpha_p \rightarrow \beta$ 相的组织转变,仅有边缘区域的部分 α_p 相转变成了 β 相组

织并被保留下来形成亚稳态 β 相组织,从而在等轴状 α_p 相晶粒边缘区域表现出了白色环状条带。经过焊后 $700^\circ\text{C}/2\text{h}$ 的热处理后促进了亚稳态 β 相 $\rightarrow \alpha$ 相的组织转变,使得等轴状 α_p 相边缘区域的白色环状条带明显减弱,但仍有部分细小点状的 β 相保留在 α_p 相边缘区域,同时原始 β 晶粒内部的组织变化与热力影响区出现了相近的组织转变特征。

2.2 力学性能分析

2.2.1 断裂韧性检测

断裂韧性作为材料抵抗脆性破坏的韧性参数指标,在一定程度上表征了材料阻止裂纹扩展的能力。为充分了解Ti-6Al-4V合金惯性摩擦焊接头抵抗裂纹扩展能力的高低,根据标准ASTM E399的相关试验要求,分别测试了具有相同热处理状态的母材及焊接接头的断裂韧性。图8和图9分别为断裂韧性检测后的试样形貌及力-位移曲线,通过试验研究获得了试样的力-位移记录曲线并确定了 F_q 和 $F_{\max}$ 值。

根据ASTM E399标准计算比值 $F_{\max}/F_q$,若该比值不超过1.10,可按公式(1)和(2)计算 K_q 值。

$$K_q = \left(\frac{F_q}{BW^{1/2}} \right) \cdot f(a/w) \quad (1)$$

$$F\left(\frac{a}{W}\right) = \left(2 - \frac{a}{W}\right) \cdot \frac{0.866 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32(a/W)^2 + 14.72(a/W)^3 - 5.6(a/W)^4}{(1 - a/W)^{3/2}} \quad (2)$$

式中, a 为裂纹长度, W 为试样宽度, B 为试样厚度, $R_{0.2}$ 为规定非比例延伸强度, K_q 为断裂韧性, F_q 为特定力值。

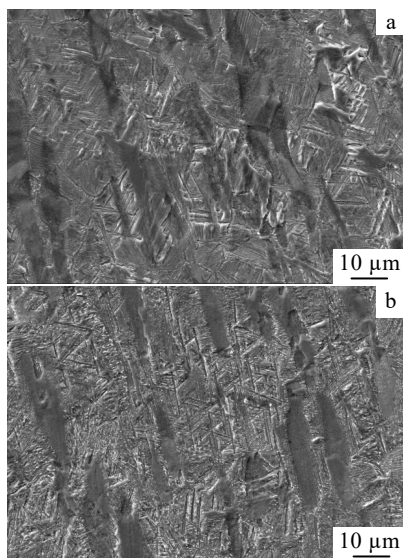


图6 热力影响区显微组织

Fig.6 Microstructures of thermo-mechanical affected zone: (a) welding state and (b) post-weld heat treatment state

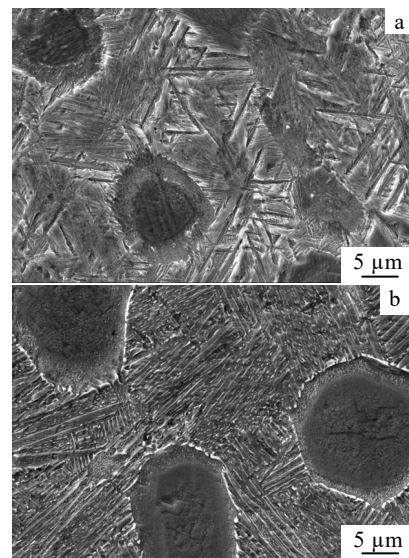


图7 热影响区显微组织

Fig.7 Microstructures of heat affected zone: (a) welding state and (b) post-weld heat treatment state

表 1 断裂韧性试验检测结果

Table 1 Test results of fracture toughness

Specimen	Temperature/ ℃	B/mm	W/mm	$R_{p0.2}$ /MPa	Crack length, a/mm	F_{max} /kN	F_q /kN	F_{max}/F_q	$2.5(K_q/R_{p0.2})^2/$ mm	$K_q/$ MPa·m ^{1/2}
Base metal	25	25.27	49.91	895	25.613	35.745	35.356	1.011	12.04	62.10
Welding joint		24.58	50.15	925	25.200	41.572	41.201	1.009	15.06	71.8

在完成 K_q 值计算后,当试样尺寸要求满足式 (3) 的有效性判据时,认为试验结果是有效的,则 $K_{IC}=K_q$ 。

$$B, a, W-a \geq 2.5(K_{IC}/R_{p0.2})^2 \tag{3}$$

根据 ASTM E399 检测标准要求的计算公式及有效性判据获得了试验检测结果如表 1 所示。从表 1 中可以观察到,在室温下的断裂韧性试验获得了有效 K_{IC} 值,其中焊接接头的断裂韧性 $K_{IC母}=71.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,母材断裂韧性 $K_{IC母}=62.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。通过对比焊接接头和母材的断裂韧性 K_{IC} 值,焊接接头的断裂韧性值要高于母材,从检测数值上来看,接头焊缝区对抵抗裂纹扩展表现出了优异性能,焊接接头具有更好的断裂抗力。

从图 8 中可以清晰的观察到,图 8a 显示的母材疲劳裂纹扩展路径与加力方向近似垂直,疲劳裂纹在扩展直至瞬时断裂过程中方向未产生较大改变,而图 8b 所显示焊接接头的疲劳裂纹扩展路径完全未按照预开裂纹的方向进行扩展,裂纹扩展方向与加力方向近似呈 45° 夹角,疲劳裂纹扩展路径产生了较大的偏折。上述现象表明材料组织对断裂韧性 K_{IC} 值及疲劳裂纹的扩展路径产生了较大影响。合金母材显微组织为沿晶分布的等轴状 α_p 相+晶内片状 α_s 相和片状 β 相,而接头焊缝区为大量平行或交叉分布的片状 α 相+少量的沿晶片状 α 相+亚稳态 β 相,疲劳裂纹扩展过程中 α 晶粒内大量的平行或交叉分布的片状 α 相和复杂的相界面结构可有效地阻碍裂纹的扩展并改变裂纹的扩展路径,使裂纹在扩展过程中发生偏折或分叉,同时焊后热处理也将促进晶界片状 α 相的粗化,导致裂纹扩展路径在晶界上发生偏离,从而提高断裂韧性 K_{IC} 值。

图 10 为焊接接头的断裂韧性试验的断口形貌。从图 10a 所显示的预制裂纹的断口形貌可以观察到,预制裂纹断口处有明显的撕裂岭和深度较浅的韧窝存在,表现出了韧性断裂特征,而在横向交变载荷作用下的疲劳裂纹稳定扩展区域的断口形貌完全异于预制裂纹处的断口微观形貌特征(图 10c),观察不到明显塑性变形后所形成的韧窝和撕裂岭特征,整个断口上基本为一个光滑的平面,主要是由于检测试样在室温疲劳载荷作用下没有足够的协调变形能力,导致裂纹尖端塑性区尺寸变小,致使裂纹将优先沿着一定的解理面扩展,从而形成了相对平坦的平面^[15-16]。在断裂面上还可以清晰的观察到呈平行且近似等间距分布的

疲劳纹,部分区域还可观察到近似相互平行的裂纹存在,裂纹长度约为 15 μm ,基本与原始母材中的片状 α_s 相和 β 相长度尺寸相一致,可以断定横向的交变载荷导致了晶粒内部具有相同或近似晶体取向的片状 α_s 相和 β 相的相界面开裂,从而在断裂面上可以观察到平行或近似平行的开口裂纹。

2.2.2 疲劳裂纹扩展速率检测

疲劳裂纹扩展速率作为决定构件疲劳行为的重要特征参量,可用于评估结构件的安全性、可靠性以及使用寿命等性能。根据 ASTM E647 疲劳裂纹扩展速率检测标准要求,在室温及应力比为 0.1 的条件下分别测试了 Ti-6Al-4V 合金母材及焊接接头的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与应力场强度因子范围 ΔK 的关系,试验检测后的试样及检测结果分别如图 11 和图 12 所示。在疲劳裂纹稳定扩展阶段,可以采用 Paris 公式 $da/dN=C\cdot\Delta K^m$ 表示疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与应力场

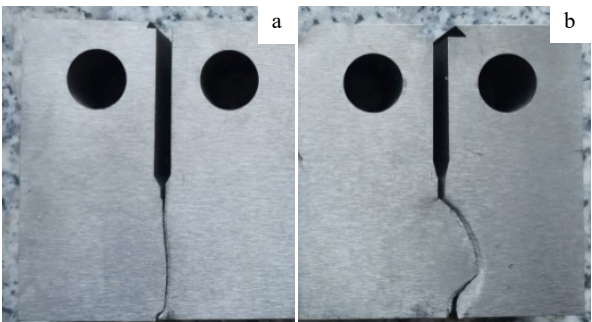


图 8 断裂韧性试验加载后试样
Fig.8 Specimens after fracture toughness detection: (a) base metal and (b) welding joint

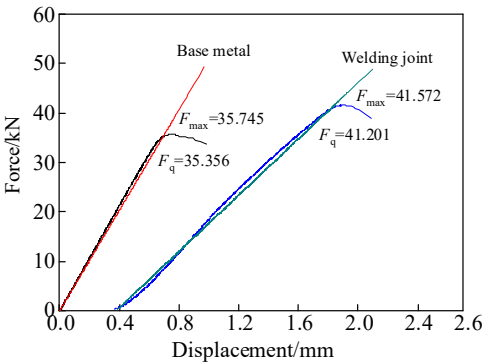


图 9 断裂韧性检测的力-位移曲线
Fig.9 Force-displacement curves of fracture toughness detection

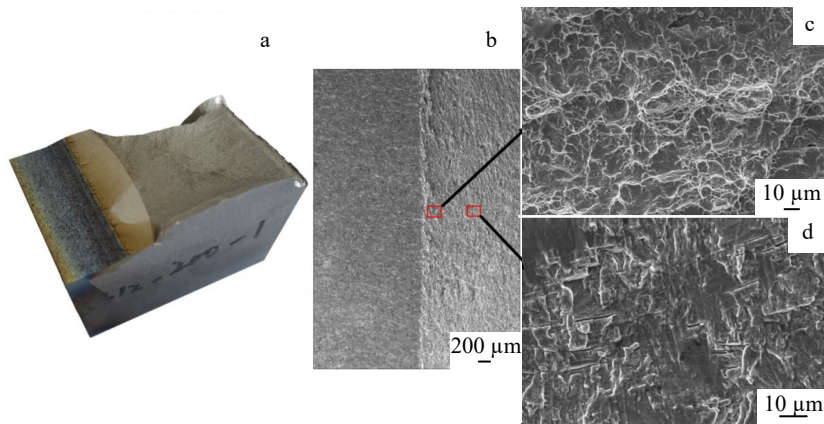


图10 断裂韧性检测试样断口形貌

Fig.10 Macromorphology (a), cross-sectional morphology (b), and local high magnification morphologies (c-d) of fracture toughness detection specimens

强度因子范围 ΔK 的关系。通过对 Ti-6Al-4V 合金母材及焊接接头检测数据取双对数线性拟合,并依据 Paris 公式的疲劳裂纹扩展速率方程如下:

母材: $da/dN = 2.8622 \times 10^{-9} \cdot (\Delta K)^{3.7803}$; 线性拟合方程: $y = 3.7803x - 8.5433$ 。

接头: $da/dN = 1.6818 \times 10^{-8} \cdot (\Delta K)^{3.1899}$; 线性拟合方程: $y = 3.1899x - 7.7742$ 。

通过对比分析可知,在室温条件下,具有相同热处理状态的 TC4 合金母材的裂纹扩展速率 (da/dN) 与应力场强度因子范围 (ΔK) 的双对数拟合方程的斜率 (为 3.7805) 要大于 TC4 合金惯性摩擦焊缝的拟合方程斜率 (为 3.1898),表明在相同应力场强度因子范围 ΔK 的变化过程中,TC4 合金母材自身的疲劳裂纹扩展速率要大于惯性摩擦焊缝,惯性摩擦焊缝在抵抗疲劳裂纹扩展的过程中表现出了更优异的制裂性能。通过文献[12]可知,经过焊后热处理的接头焊缝区由直径约为 $30 \mu\text{m}$ 的均匀等轴 α 晶粒构成,晶界上分布着连续片状 α_p 相,晶粒内部为大量的平行或交叉分布的片状 α 相。在交变载荷作用下,等轴 α 晶粒内平行或交叉分布的大量细小片状 α 相缩短了裂纹扩展路径并使界面变得更加曲折,可有效阻碍疲劳裂纹的扩展。其次,晶界上均匀析出且具有更高断裂韧性的片状 α_p 相,对阻碍疲劳裂纹的扩展也可起到一定的作用^[17-19]。同时经历过再结晶的焊缝组织相对于母材本身具有更少的加工缺陷和位错密度,而这些缺陷可为裂纹扩展提供便捷通道,使得裂纹通过缺陷扩展的速率远远大于其在晶体内部的扩展速率,这些微观组织上的差异也将导致疲劳裂纹在母材中的扩展速率大于其在焊缝中的扩展速率。因此,惯性摩擦焊接接头在抵抗疲劳裂纹扩展的过程中具有更优异的制裂性能。

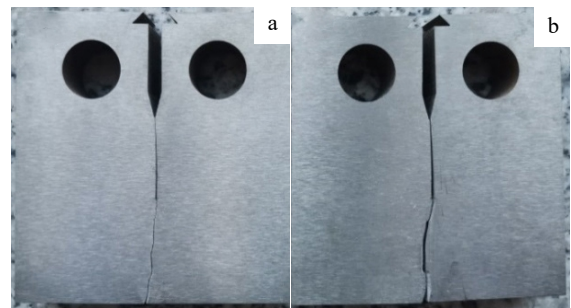
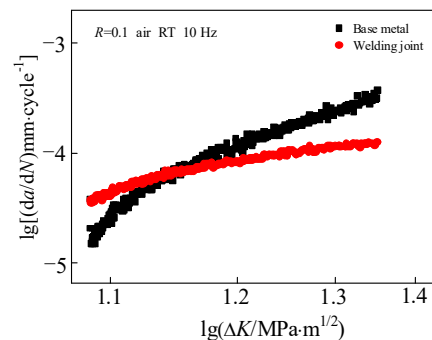


图11 疲劳裂纹扩展试验加载后试样

Fig.11 Specimens of fatigue crack growth detection: (a) base metal and (b) welding joint

图12 疲劳裂纹扩展试验的 da/dN - ΔK 关系曲线Fig.12 da/dN - ΔK curves of fatigue crack growth detection

3 结 论

1) 焊态及焊后热处理的接头焊缝区均以再结晶组织为主,在承受轴向载荷时以 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 柱面滑移系的开动而导致的塑性变形可能性更大。

2) 热力影响区等轴状 α_p 相在热力耦合作用下转变为近似平行于焊接界面分布的棒状结构,热影响区等轴状 α_p 相依然保持原始形态,但由于热影响区温度超过

了 β 相转变温度, 促进了等轴 α_p 相边缘约 $3\ \mu\text{m}$ 宽区域内发生了 $\alpha_p \rightarrow \beta$ 相转变, 热力影响区与热影响区的原始 β 晶粒内部分区域形成了取向差角度约为 60° 的马氏体 α' 相, 焊后热处理促进了残留的亚稳态 β 相分解, 从而在片状 α_s 相间形成了大量断续分布的组织形态。

3) 焊缝区 α 晶粒内大量的平行或交叉分布的片状 α 相和复杂的相界面结构可有效地阻碍裂纹的扩展并改变裂纹的扩展路径, 提高焊接接头的断裂韧性及抗疲劳裂纹扩展能力。

参考文献 References

- [1] Huang Shuyang(黄淑阳), Wang Shuyan(王淑艳), Xia Xuelian(夏雪莲). *Technology Innovation and Application*(科技创新与应用)[J], 2019(13): 66
- [2] Du Gang(杜刚), Sun Xiaoping(孙小平), Gao Yushe(高玉社) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1941
- [3] Lu Kaiju(鲁凯举), Cheng Li(程礼), Chen Xuan(陈煊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3175
- [4] Zheng Chao(郑超), Zhu Xiurong(朱秀荣), Wang Jun(王军) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2020, 37(4): 41
- [5] Bai Pengfei(白鹏飞), Min Xiaohua(闵小华), Tao Xiaojie(陶晓杰) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(11): 2249
- [6] Feng Nanping(冯南平), Xiang Qiao(向巧), Shen Rongjun(沈荣骏) et al. *China Engineering Science*(中国工程科学)[J], 2022, 24(4): 1
- [7] Yang Fan(杨帆), Zhao Puyang(赵普扬), Ge Changchuang(葛长闯). *Aeroengine*(航空发动机)[J], 2012, 38(3): 42
- [8] Zhang Lu(张露), Han Xiufeng(韩秀峰), Wang Lun(王伦). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2015(11): 96
- [9] Chamanfar A, Jahazi M, Cormier J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(4): 1639
- [10] Geng Peihao(耿培皓), Qin Guoliang(秦国梁). *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2017, 9(5): 73
- [11] Zhao Qiang(赵强), Zhu Wenhui(祝文卉), Shao Tianwei(邵天巍) et al. *Aerospace Power*(航空动力)[J], 2019(5): 41
- [12] Wu Yanquan(乌彦全), Zhou Jun(周军), Zhang Chunbo(张春波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2144
- [13] Bridier F, Villechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 555
- [14] Cheng Chao(程超), Chen Zhiyong(陈志勇), Qin Xushan(秦绪山) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(2): 193
- [15] Jia R C, Zeng W D, He S T et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151 899
- [16] Wang Xiaoyan(王晓燕), Liu Jianrong(刘建容), Lei Jiafeng(雷家峰) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(11): 1129
- [17] Shi X H, Zeng W D, Shi C L et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 621: 143
- [18] Duerig T W, Allison J E, Williams J C. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(5): 739
- [19] Kai W, Bao R, Bao J et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 116: 535

Analysis of Microstructure, Fracture Toughness and Crack Propagation Characteristics of Inertial Friction Welding Joint in TC4 Titanium Alloy

Wu Yanquan^{1,2}, Zhou Jun¹, Zhang Chunbo¹, Liang Wu¹, Wang Qi¹, Wang Zhiyong¹

(1. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

(2. China Academy of Machinery Science and Technology Group Limited Company, Beijing 100044, China)

Abstract: The microstructure characteristics in different zones of welding joints at the welding state and post-welding heat treatment state, and the fracture toughness and fatigue crack propagation properties of welding joints were analyzed by XRD, SEM, and EBSD. The results show that the weld zone is mainly composed of recrystallization organization. The equiaxed prior α_p phase is transformed into the rodlike structure in the thermo-mechanically affected zone. The microstructure of the heat affected zone is basically the same as that of the base metal. The acicular martensite α' phases with cross angle of approximately 60° are formed within part original β grains in the thermo-mechanical affected zone and thermal affected zone. After post-weld heat treatment, the residual metastable β phase decomposes and a large number of discontinuous microstructures are formed between lamellar α_s phases. A large number of parallel or cross distribute flake α phases and complex phase interface structure within the α grains in weld zone can effectively hinder the crack propagation and change the crack propagation path. Therefore, the fracture toughness and fatigue crack propagation resistance of welding joints are improved.

Key words: titanium alloy; inertial friction welding; microstructure; fracture toughness; fatigue crack propagation

Corresponding author: Zhou Jun, Ph. D., Professor, Research and Development Center, Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, P. R. China, Tel: 0086-451-87199357, E-mail: mch_zhoujun @126.com