

Ti6321 合金焊接接头的微观组织及动态力学响应

张宇轩¹, 宋雨宸¹, 王琳^{1,2}, 范丽静¹, 江宇阳¹, 卢晓阳³

(1. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(2. 北京理工大学 冲击环境材料技术国家级重点实验室, 北京 100081)

(3. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471023)

摘要: 对 Ti6321 合金钨极氩弧焊焊接接头开展动态压缩载荷作用下的力学响应研究, 结合光学显微镜、扫描电子显微镜、电子背散射衍射、透射电子显微镜等表征方法, 研究了焊接接头的微观组织, 以及 2000~2800 s⁻¹ 高应变率条件下的动态力学响应。结果表明: Ti6321 合金焊接接头处晶粒尺寸从母材区向焊缝区逐渐增大, 组织由母材区双态组织向焊缝区魏氏组织过渡, 热影响区等轴 α 相尺寸逐渐减小, 焊缝区出现粗化的大块 α 相。在动态压缩载荷作用下, 热影响区和母材区具有较高的屈服强度, 而焊缝区的流变应力较低, 屈服强度较小。在应变率为 2400 s⁻¹ 的条件下, 各区域应变率敏感因子随着应变增大整体呈现下降趋势, 应变为 0.05 时, 应变率强化效应由焊缝中心向母材方向逐渐增强。动态压缩加载后焊接接头各区域组织均发生一定的流变和晶粒破碎, 热影响区晶粒变形较多, 焊缝区晶粒变形较少。动态压缩后位错密度增大, 孪晶含量增加。

关键词: Ti6321 合金; 焊接接头; 微观组织; 力学性能; 动态响应行为

中图分类号: TG457.19; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)04-030-08

Microstructure and Dynamic Mechanical Response of Ti6321 Alloy Welded Joint

Zhang Yuxuan¹, Song Yuchen¹, Wang Lin^{1,2}, Fan Lijing¹, Jiang Yuyang¹, Lu Xiaoyang³

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(3. Luoyang Ship Materials Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: The mechanical response of Ti6321 alloy TIG welded joint under dynamic compressive load was studied. The microstructure and dynamic mechanical response of welded joint under high strain rate of 2000~2800 s⁻¹ were studied, combined with optical microscopy, scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction and transmission electron microscopy. The results show that the grain size of Ti6321 alloy welded joint gradually increases from base metal (BM) to weld metal (WM), and the microstructure transits from bimodal of BM to widmanstatten structure of WZ. The equiaxed α phase in the heat affected zone (HAZ) gradually shrinks, and coarse α phase appears in WM. Under dynamic compressive loading, HAZ and BM have higher yield strength, while the flow stress and yield strength of WM are lower. Under the strain rate of 2400 s⁻¹, the strain rate sensitivity factors of each region show a downward trend with the increase of strain. When the strain is 0.05, the strain rate strengthening effect gradually increases from WM to BM. After dynamic compressive loading, the microstructure of each region of welded joint undergoes certain flowing deformation and grain breakage. The grain deformation in HAZ is more, and the grain deformation in WM is less. After dynamic compression, the dislocation density and twin content both increase.

Keywords: Ti6321 alloy; welded joint; microstructure; mechanical properties; dynamic response behavior

钛合金是一种具有较小密度、较高比强度和塑

韧性的轻质合金, 并具有耐腐蚀、耐高温等优良特性^[1], 因此在航空航天、船舶制造等领域得到广泛应用^[2-4]。在船用构件制造过程中, 焊接作为一种重要的加

收稿日期: 2024-04-09

通信作者: 王琳 (1971—), 女, 副教授。

工方式, 在提高材料利用率、降低成本、减轻构件重量等方面独具优势^[5]。钛合金焊接接头组织是决定其性能的主要因素。材料在焊接过程中经历了热循环, 导致组织状态发生较大的改变, 因此对其组织进行研究极为重要。钛合金结构件在服役过程中可能会受到动态冲击载荷的作用, 由于焊接接头组织和力学性能的不均匀分布, 可能成为结构件受到冲击时的薄弱环节。因此, 为了满足钛合金焊接接头的实际服役条件, 开展钛合金焊接接头在冲击载荷作用下的动态力学性能试验对其工程应用具有重要意义。

国内外学者对钛合金焊接接头的相变、焊接过程和力学性能等方面进行了大量研究, 关于钛合金焊接接头相变过程、再结晶过程的报道相对较多^[7-9], 对钛合金焊接接头力学性能的研究也多集中在准静态拉伸压缩性能、疲劳载荷作用下的断裂性能及应力腐蚀敏感性等^[10-12], 而对焊接接头动态力学响应行为的研究较少。钛合金焊接接头显微组织与动态力学性能研究对其工程应用有着重要意义。

Ti6321 是一种近 α 型船用钛合金, 具有较好的强度、韧性、塑性、耐腐蚀性以及优良的焊接性能^[13-14]。针对 Ti6321 合金钨极氩弧焊 (TIG) 焊接接头, 在其母材区 (base metal, BM)、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 和焊缝区 (weld metal, WM) 3 个区域取样, 研究 Ti6321 合金焊接接头不同区域在冲击载荷作用下的变形和破坏行为, 为该合金在高应变率条件下的应用提供数据支撑。

1 实验

实验材料为 25 mm 厚 Ti6321 合金板材, 采用钨极氩弧焊进行焊接, 焊接接头可分为母材区、热影响区、焊缝区, 如图 1 所示。采用光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 对焊接接头各区域组织进行观察。

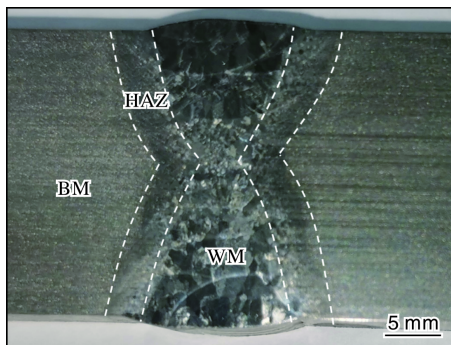


图 1 Ti6321 合金焊接接头宏观照片

Fig.1 Macrograph of Ti6321 alloy welded joint

采用分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 装置进行动态压缩试验。为测定焊接接头内不同组织的动态力学性能, 采用电火花线切割分别在焊接接头的 3 个区域切取动态压缩试样, 试样尺寸为 $\phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$, 加载应变率控制在 $2000 \sim 2800 \text{ s}^{-1}$ 。加载后获得真实应力-应变曲线, 回收试样后对其进行组织观察和电子背散射衍射 (EBSD) 表征, 分析 Ti6321 合金焊接接头不同区域加载应力后的组织演化特征。

2 结果与分析

2.1 焊接接头微观组织

图 2 为 Ti6321 合金焊接接头母材区的显微组织。从图 2a、2b 所示光学照片可以看出, 焊接接头母材区显微组织为双态组织, 由等轴状的初生 α 相、 β 转变组织以及尺寸不一的片层状 α 相组成。从图 2c、2d 所示 SEM 照片可以看出, 片层状 α 相均匀分布在 β 转变基体上。从图 2e 所示 TEM 照片可以看出, 层片状 α 相间距在 $1 \mu\text{m}$ 以上。由于焊接时焊缝周围母材区域温度相对焊缝处较低, 仅 β 相转变组织及片状次生 α 相稍有增多, 保留了原本的双态组织特征。

Ti6321 合金焊接接头热影响区较窄, 且宽度均匀, 约为 4 mm, 图 3 为其显微组织。从图 3a~3d 所示光学照片可以看出, 热影响区内由靠近母材区向靠近焊缝区方向, 组织变化明显。图 3a 是热影响区和母材区的过渡区域, 保留有初生等轴 α 相, 但 β 转变组织中的片层结构变得更加细密。图 3b 是热影响区中接近母材区域的部分, 其组织与母材区相似, 同样含有等轴 α 相以及 β 转变组织。热影响区相较于母材区域等轴 α 相尺寸较小, β 转变组织增多, 内部出现细密的针状 α' 马氏体相, 未观察到粗大的 α 转变组织, 同时部分初生 α 相边缘变得模糊, 有细长针状 α' 相沿晶界生长。图 3c 为热影响区中接近焊缝区的部分区域, 等轴 α 相尺寸变小, 较多的等轴 α 相边缘有细长针状 α' 相生长出来, 因此在光学显微镜下难以观察到清晰的等轴 α 相相界。图 3d 是热影响区与焊缝区过渡区域的显微组织, 初生等轴 α 相逐渐减小直至消失, 演化成含有粗大 α 相和针状 α' 马氏体相的魏氏组织^[16]。热影响区不同区域出现不同的微观组织是因为热影响区经历了不均匀的热循环。焊接时加热温度和冷却速率随着远离焊缝的方向而逐渐降低。对于焊缝附近的热影响区, 加热温度峰值高于 β 相转变温度。而焊接的加热速度非常快, 无法完全完成从 α 相到 β 相的转变, 在后续快速冷却过程中, α 相不发生转变, 在高温下转化的 β 相将转变为细小的针状 α' 马氏体相。然而, 对于靠近母材的热影响区, 温度峰值低于 β 相转变温度, 位于 $\alpha + \beta$ 相的温度区, 因此

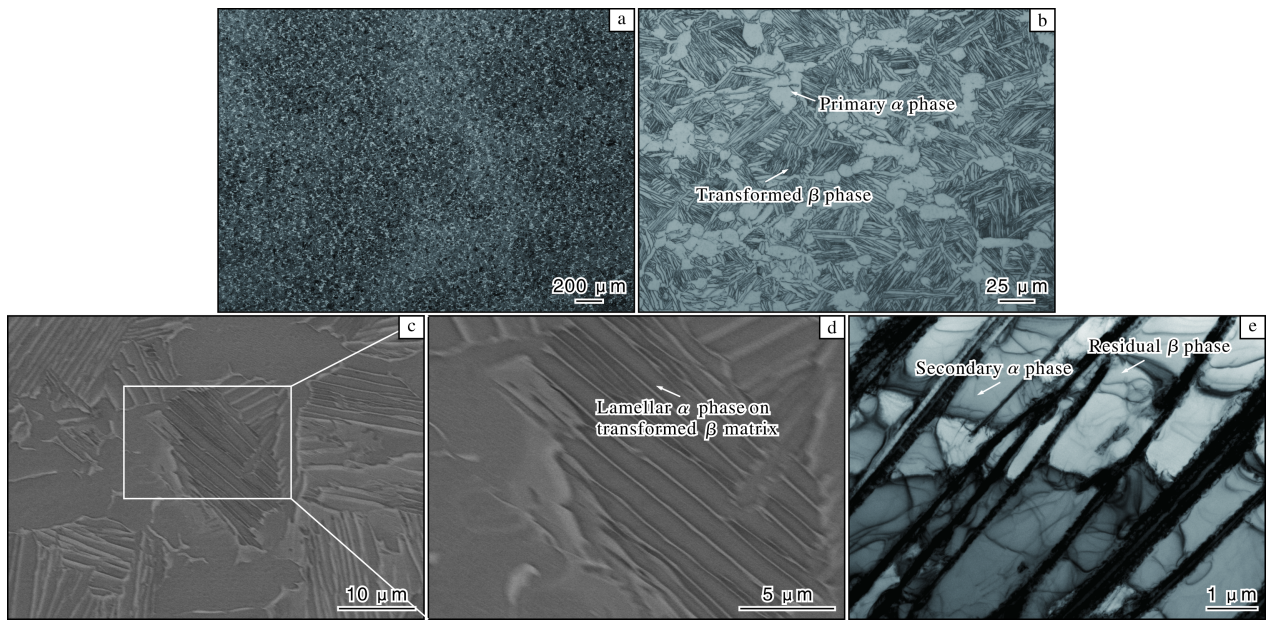


图 2 Ti6321 合金焊接接头母材区的显微组织

Fig.2 Microstructures of BM of Ti6321 alloy welded joint: (a, b) OM; (c, d) SEM; (e) TEM

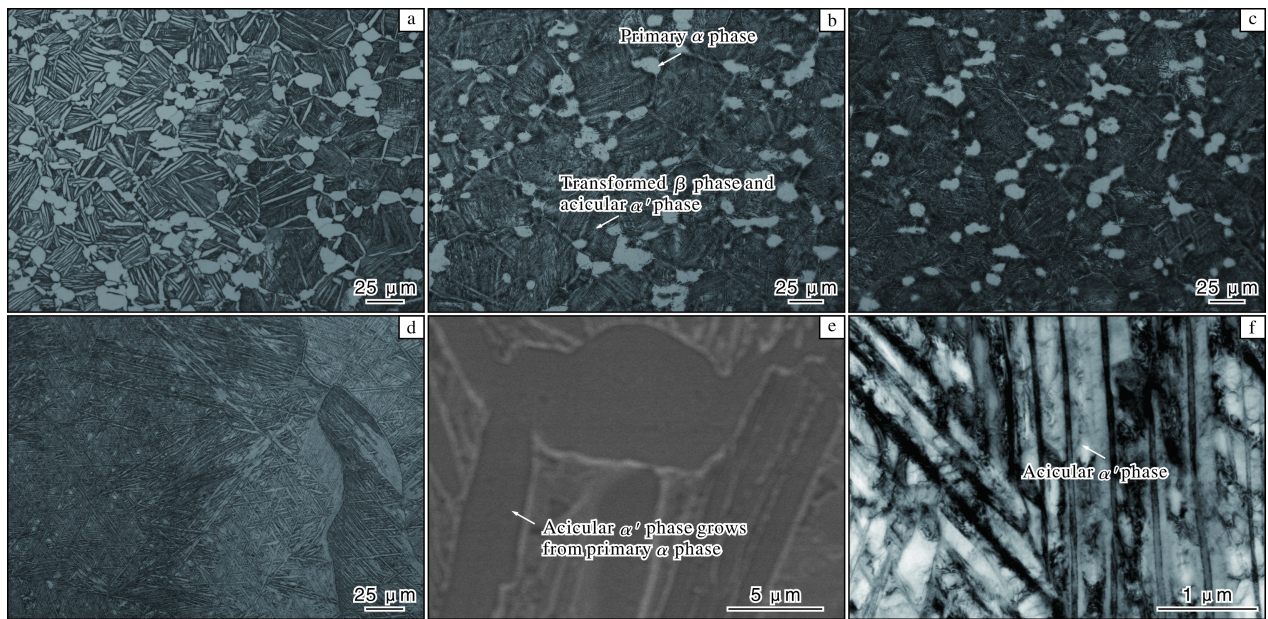


图 3 Ti6321 合金焊接接头热影响区的显微组织

Fig.3 Microstructures of HAZ of Ti6321 alloy welded joint: (a-d) OM; (e) SEM; (f) TEM

在高温下微观组织由 $\alpha + \beta$ 相组成。在之后的快速冷却过程中, α 相不发生转变, 在 β 晶粒的边界和内部形成了针状 α' 相, 表现为更多细长针状 α' 相在 α 相边缘生长出来, 如图 3e 所示 SEM 照片。从图 3f 所示 TEM 照片可以看出, 由于残留 β 相的比例逐渐增大, 晶粒内部出现更多针状 α' 马氏体, β 相转变组织更加细密, 针状 α' 相的宽度在 $0.5 \mu\text{m}$ 左右, 小于母材区层片状 α 相宽度 (约 $1 \mu\text{m}$)。

图 4 为 Ti6321 合金焊接接头焊缝区的显微组织。焊缝区的组织与母材区和热影响区有着明显区别, 晶粒显著增大, 出现部分柱状晶。从图 4a、4b 所示光学照片可以看出, 焊缝区的显微组织主要是魏氏组织, 晶粒内部含有针状 α 相集束和 α 相。从图 4c、4d 所示 SEM 照片中观察到块状 α 相的存在。从图 4e 所示 TEM 照片中观察到针状 α 相平行排列形成集束。焊接过程中焊缝区在高温作用下发生相变, 原始 β 相迅速转变为高温 β

相, 原始 α 相同时或相继转变为高温 β 相。在之后的冷却过程中, 由于 Ti6321 合金含有 α 稳定元素 Al, 并且冷

却速率极快, 导致凝固的 β 相通过扩散或剪切的方式转变为含有针状 α 相和块状 α 相的魏氏组织^[17]。

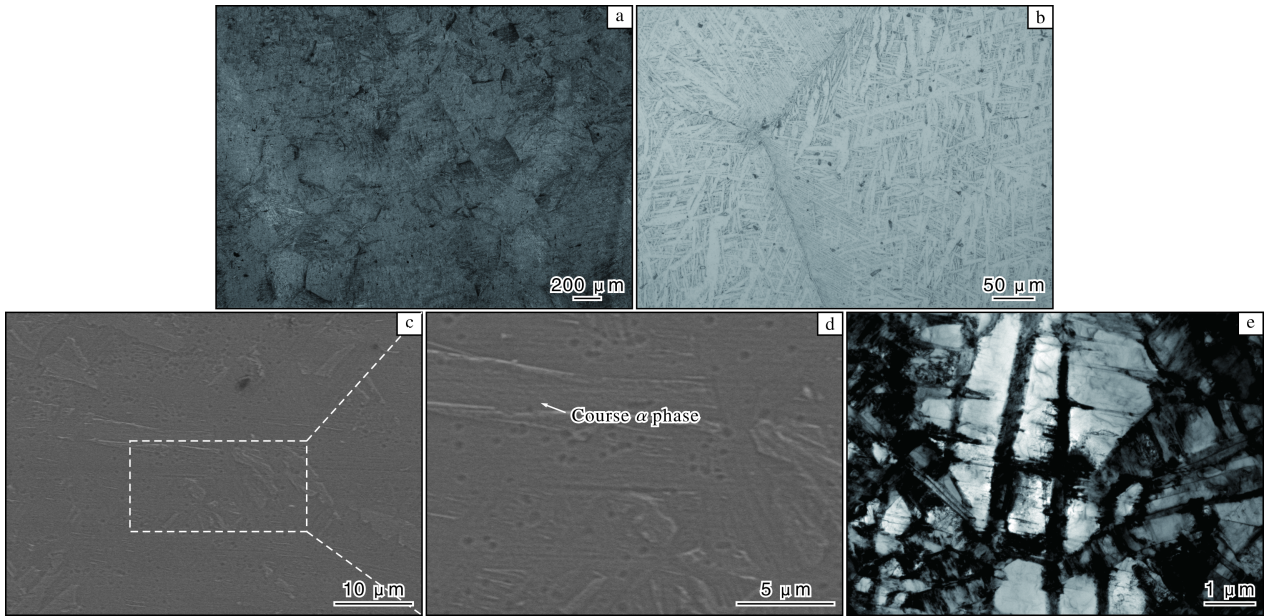


图 4 Ti6321 合金焊接接头焊缝区的显微组织

Fig.4 Microstructures of WM of Ti6321 alloy welded joint: (a, b) OM; (c, d) SEM; (e) TEM

2.2 焊接接头动态力学性能

图 5 为 Ti6321 合金焊接接头各区域在动态压缩载荷作用下的真应力-应变曲线。从图 5 可以看出, 焊接接头

各个区域先发生弹性变形, 应力随着应变的增加迅速增加; 之后发生动态屈服, 但不存在明显的屈服平台; 在随后的塑性应变阶段, 不同区域的流变应力均随着应

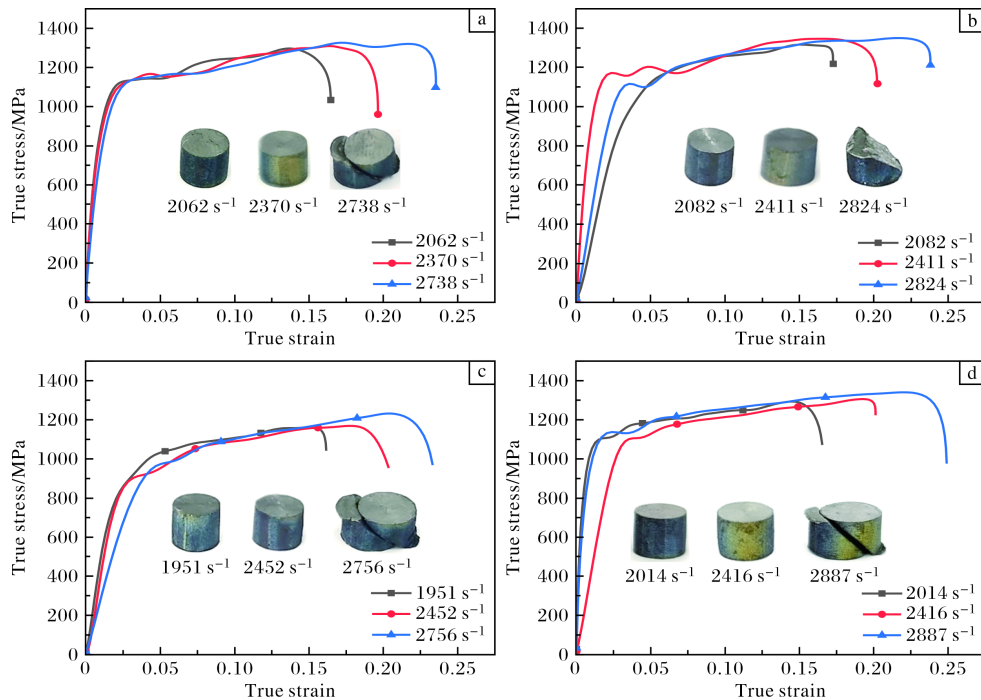


图 5 Ti6321 合金焊接接头各区域及原始试样在不同应变率下动态压缩的真应力-应变曲线

Fig.5 True stress-strain curves of each zone of Ti6321 alloy welded joint and original sample under dynamic compression at different strain rates: (a) BM; (b) HAZ; (c) WM; (d) original sample

变增大而增大,表现出明显的应变强化作用;随着动态应变率的增加,各个区域的屈服强度变化较小,塑性应变明显增大。当应变率达到 2800 s^{-1} 左右时,焊缝区、热影响区、母材区和原始试样均出现明显的宏观剪切破坏现象,且破坏时断面与加载方向的夹角约为 45° 。原始试样的真应力-应变曲线变化趋势与焊缝各区域相同,并在应变率为 2800 s^{-1} 左右时出现剪切破坏现象。

通过对比焊接接头不同区域在应变率 2000 、 2400 、 2800 s^{-1} 下的真应力-应变曲线发现,在相同应变率下,热影响区、母材区、原始试样具有相近的屈服强度,而焊缝区的流变应力较低,屈服强度相对较小。应变率达到 2800 s^{-1} 左右时,焊接接头各区域组织均发生了呈 45° 的剪切断裂;其他条件下试样均未发生断裂。因此,焊接接头各个区域及原始试样的临界剪切断裂应变率均在 2800 s^{-1} 左右,各个区域的临界断裂应变没有明显差别,表现出相近的塑性,并呈现一定程度的波动性,这可能与实验装置和高应变率的实验条件有关。热影响区相比其他区域具有更高的抗压强度。

为探究焊接接头各区域的应变率强化效应,按式(1)计算应变率敏感因子 m ^[18-19]。

$$m = \frac{\ln(\sigma_D / \sigma_S)}{\ln(\dot{\epsilon}_D / \dot{\epsilon}_S)} \quad (1)$$

式中: σ_D 及 σ_S 分别为规定应变 ϵ 下动态和准静态加载的流变应力值, $\dot{\epsilon}_D$ 及 $\dot{\epsilon}_S$ 为对应的应变率。通过式(1)计算得到在应变率 2400 s^{-1} 下,不同应变(0.05、0.10、0.15)时 Ti6321 合金焊接接头各区域及原始试样的应变率敏感因子(m),并对数据进行线性拟合,结果如图6所示。由于焊接接头各区域样品的真应力-应变曲线(图5)存在起伏,其应变率敏感因子也存在波动。从图6拟合结果可知,焊缝区的应变率敏感因子整体最低,应变率强化效应最弱,而其他区域的拟合曲线相近,随着应变增加,

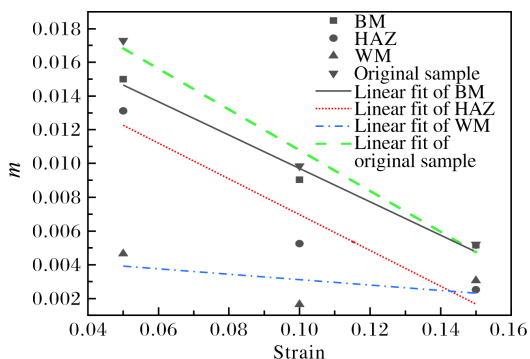


图6 不同应变下 Ti6321 合金焊接接头各区域及原始试样的应变率敏感因子 ($\dot{\epsilon} = 2400\text{ s}^{-1}$)

Fig.6 Strain rate sensitivity factors of each zone of Ti6321 alloy welded joint and original sample at different strains ($\dot{\epsilon} = 2400\text{ s}^{-1}$)

应变率敏感因子整体呈下降趋势。说明在应变率 2400 s^{-1} 条件下,除焊缝区外其他区域与母材区的应变率强化效应相近,没有明显变化。

通过式(1)计算得到应变为 0.05 时,不同应变率(2000 、 2400 、 2800 s^{-1})下 Ti6321 合金焊接接头各区域及原始试样的应变率敏感因子,并对数据进行线性拟合,结果如图7所示。由图7可以发现,随着应变率由 2000 s^{-1} 增加到 2800 s^{-1} ,焊缝区的应变率敏感因子呈减小趋势,而其他区域的应变率敏感因子基本不变。在同一应变条件下,应变率强化效应沿母材区向焊缝区方向减弱。

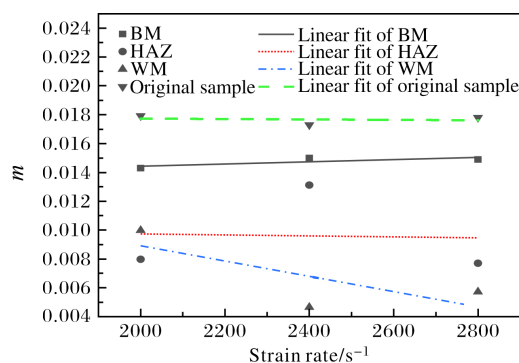


图7 不同应变率下 Ti6321 合金焊接接头各区域及原始试样的应变率敏感因子 ($\sigma=0.05$)

Fig.7 Strain rate sensitivity factors of each zone of Ti6321 alloy welded joint and original sample at different strain rates ($\sigma=0.05$)

2.3 焊接接头晶粒取向及变形分析

为了对比动态压缩前后 Ti6321 合金焊接接头的晶粒取向及变形程度,利用 EBSD 测试得到应变率为 2400 s^{-1} 时动态压缩前后的晶粒、晶界等信息,分析焊接接头在冲击加载条件下的动态力学响应行为。图8为 Ti6321 合金焊接接头各区域经动态压缩后的晶粒平均取向差图。通过取向差可以确定晶粒类型,图8中蓝色部分表示平均取向差小于 1° 的再结晶晶粒,黄色部分表示平均取向差在 $1\sim 7.5^\circ$ 之间的回复晶粒,红色部分表示变形晶粒。通过统计不同类型晶粒的面积,得到 Ti6321 合金焊接接头各区域压缩前后的晶粒占比,如表1所示。在动态压缩前,母材区再结晶晶粒最多,焊缝区再结晶晶粒最少;动态压缩后,母材区再结晶晶粒减少至 2.7% ,变形晶粒明显增多,增加至 25.4% 。母材区为双态组织,保留了相对较多的初生等轴 α 相,有利于变形。等轴 α 相相较于片层 α 相塑性更好,在受到外力作用时其变形协调能力优于魏氏组织。动态压缩后,热影响区变形晶粒显著增多,从 1.7% 增加到 54.9% ,远多于其他区域,这是因为热影响区试样同样保留了双态组织的特征,同时晶粒较小,动态压缩时多个晶粒协同变形,故

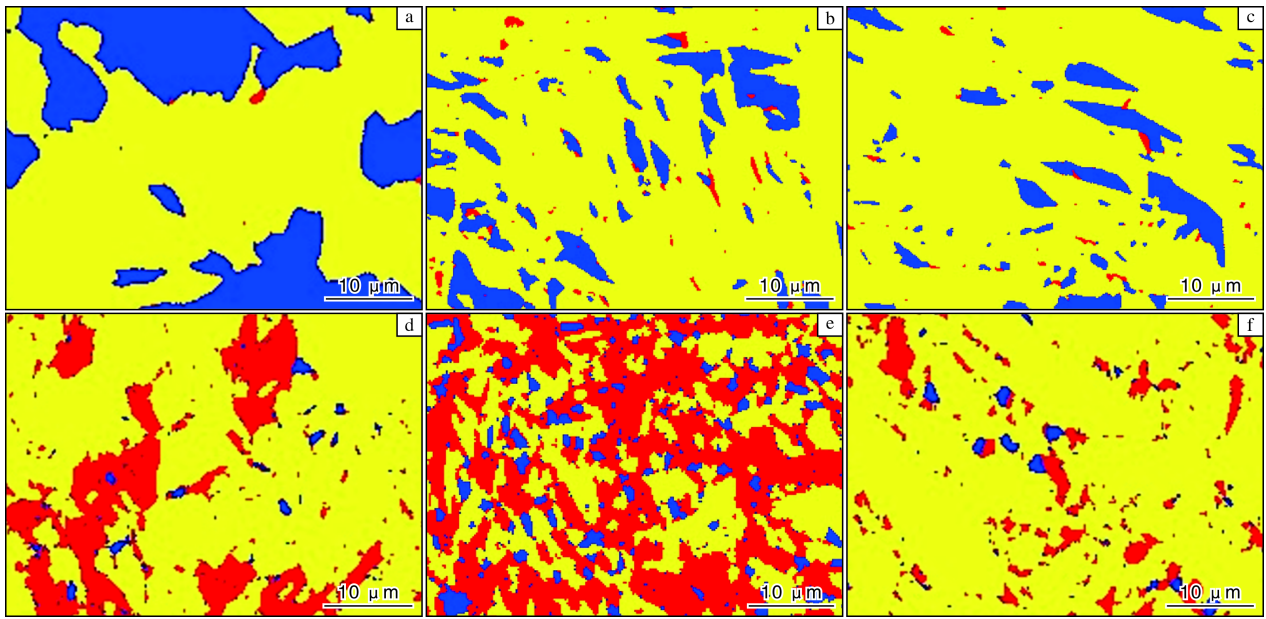


图 8 Ti6321 合金焊接接头各区域动态压缩前后晶粒平均取向差图

Fig.8 Grain average misorientation in each zone of Ti6321 alloy welded joint before and after dynamic compression: (a) BM before dynamic compression; (b) HAZ before dynamic compression; (c) WM before dynamic compression; (d) BM after dynamic compression; (e) HAZ after dynamic compression; (f) WM after dynamic compression

表 1 Ti6321 合金焊接接头各区域压缩前后不同类型晶粒占比

Table 1 Fractions of different types of grains in each zone of Ti6321 alloy welded joint before and after compression

	WM		HAZ		BM	
	Before	After	Before	After	Before	After
Recrystallized/%	10.9	4.8	18.0	10.7	48.8	2.7
Substructured/%	88.4	77.4	80.3	34.3	51.0	71.9
Deformed/%	1.7	17.8	1.7	54.9	0.2	25.4

变形晶粒最多。母材区和热影响区的晶粒协调变形能力优于焊缝区，其抗冲击性能也高于焊缝区。焊缝区在动态压缩之后，再结晶晶粒由 10.9%减少到 4.8%，变形晶粒从 1.7%增加到 17.8%。焊缝区主要是魏氏组织，存在块状 α 相相互制约，晶粒变形受阻，故变形大多发生在周围的小晶粒内，变形晶粒也最少。由于焊缝区内部长宽比较大的块状 α 相及针状 α 相降低了晶粒的协调变形能力，在冲击载荷作用下易由晶间断裂转化为晶内断裂，抗冲击性能要低于其他区域。

图 9 为 Ti6321 合金焊接接头各区域压缩前后的局部取向差图 (kernel average misorientation, KAM)。KAM 图可以直观地表现塑性变形的均匀程度，其中蓝色区域 KAM 值低，位错密度低；红色区域 KAM 值高，位错密度高。从图 9 可以看出，Ti6321 合金焊接接头 3 个区域在动态压缩后位错均出现不同程度的增加。图 10 为 Ti6321 合金焊接接头各区域动态压缩前后

的局部取向差分布图。动态压缩前母材区、热影响区和焊缝区的 KAM 平均值 (KAM_{avg}) 分别为 0.35、0.43、0.34。

根据局部取向差计算几何必要位错 (GND) [20]，计算公式为：

$$\rho = \frac{2KAM_{avg}}{bR} \quad (2)$$

式中： ρ 为几何必要位错密度， KAM_{avg} 为取向差角的平均值， R 为 EBSD 测试步长， b 为柏氏矢量。

母材区、热影响区、焊缝区的 GND 分别为 7.97×10^{15} 、 9.80×10^{15} 、 $7.59 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ ，其中热影响区的 KAM 值和位错密度均最高，母材区和焊缝区的 KAM 值接近，这是因为焊缝区晶粒再结晶程度较高，消除了部分位错，母材区在焊接过程中受到的热影响较小，因此位错密度较低。经动态压缩后焊接接头各区域的 KAM 值均发生一定程度的上升，母材区、热影响区、焊缝区的 KAM_{avg}

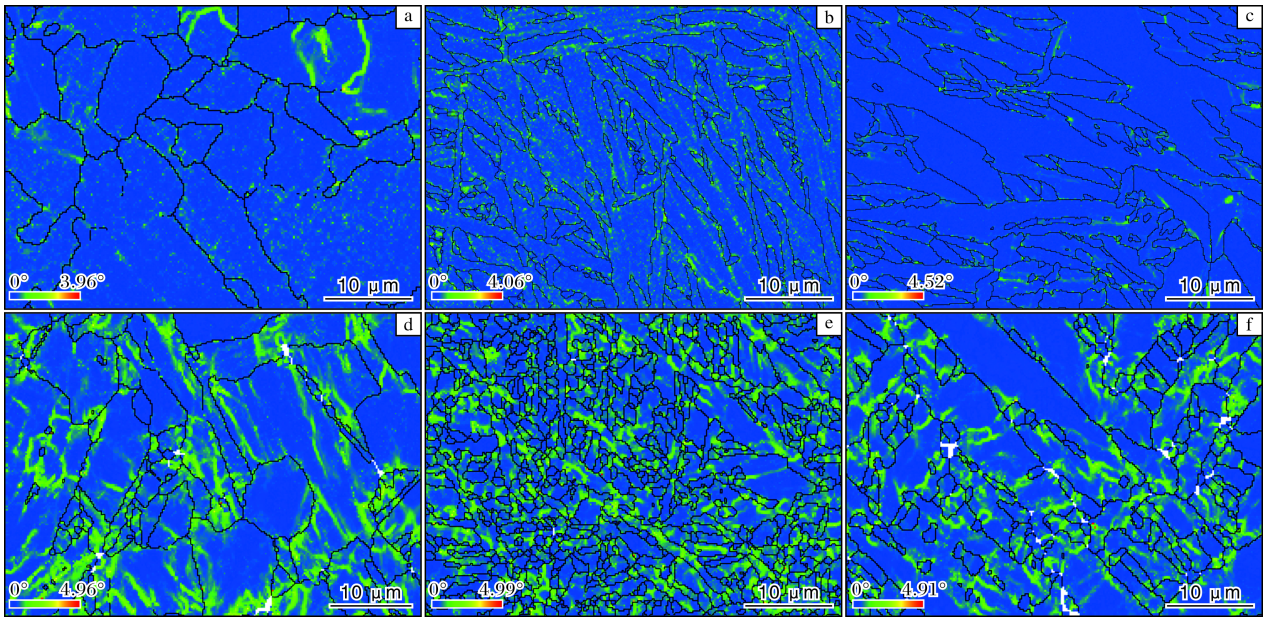


图9 Ti6321 合金焊接接头各区域动态压缩前后的 KAM 图

Fig.9 KAM maps of each zone of Ti6321 alloy welded joint before and after dynamic compression: (a) BM before dynamic compression; (b) HAZ before dynamic compression; (c) WM before dynamic compression; (d) BM after dynamic compression; (e) HAZ after dynamic compression; (f) WM after dynamic compression

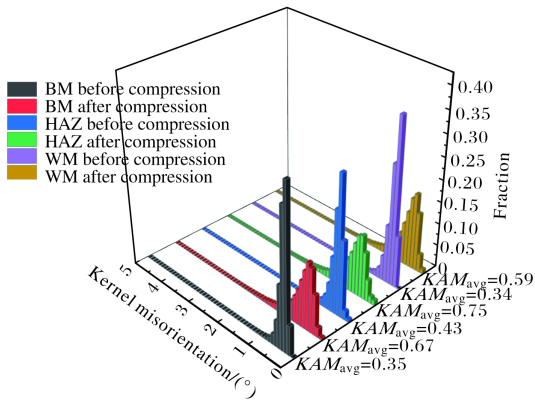


图 10 Ti6321 合金焊接接头各区域动态压缩前后的局部取向差分布图

Fig.10 Kernel misorientation of each zone of Ti6321 alloy welded joint before and after dynamic compression

分别为 0.67、0.75、0.59，位错密度分别为 1.140×10^{16} 、 1.276×10^{16} 、 $1.001 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 。

Ti6321 合金焊接接头各区域的 EBSD 形貌如图 11 所示，其中红色线条表示 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶，绿色线条表示 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶，蓝色线条表示 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶，黄色线条表示 $\{11\bar{2}4\}$ 压缩孪晶。从图 11 可以发现，经动态压缩后焊接接头各区域孪晶均增多，均以 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶为主，焊缝区中还含有一定量的 $\{11\bar{2}4\}$ 压缩孪晶。

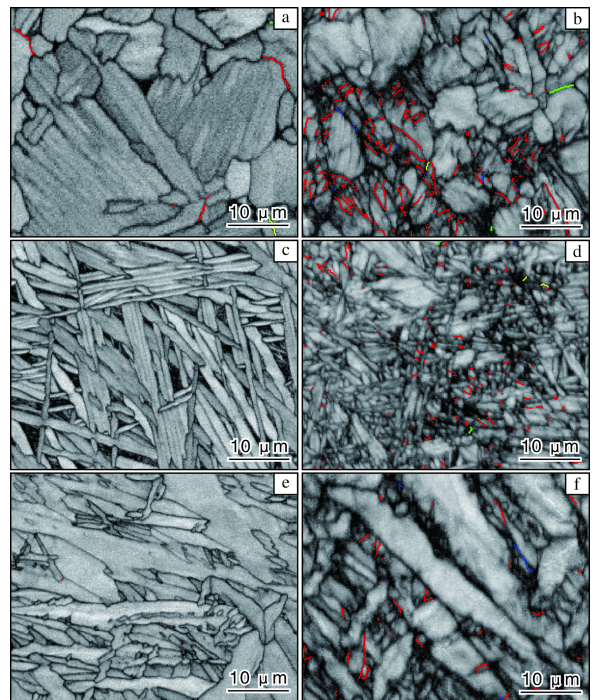


图 11 Ti6321 合金焊接接头各区域动态压缩前后的 EBSD 图

Fig.11 EBSD maps of each zone of Ti6321 alloy welded joint before and after dynamic compression: (a) BM before dynamic compression; (b) BM after dynamic compression; (c) HAZ before dynamic compression; (d) HAZ after dynamic compression; (e) WM before dynamic compression; (f) WM after dynamic compression

3 结 论

(1) Ti6321 合金焊接接头母材区为典型的双态组织; 热影响区由母材向焊缝方向呈现由双态组织向魏氏组织过渡, 其中初生 α 相边缘有针状 α' 相生长, 且初生 α 相由母材向焊缝方向逐渐减小; 焊缝区为魏氏组织, 组织中存在针状 α 相和块状 α 相。

(2) 焊接接头各区域的临界断裂应变率均在 2800 s^{-1} 左右, 热影响区、母材区、原始试样具有相近的屈服强度, 而焊缝区的流变应力较低, 屈服强度相对较小。应变率为 2400 s^{-1} 时, 焊接接头各区域的应变率敏感因子随着应变增大整体均呈现下降趋势, 其中焊缝区最低, 应变率强化效应最弱。应变为 0.05 时, 焊接接头应变率强化效应弱于原始试样, 应变率强化效应由焊缝中心向母材方向逐渐增强。

(3) 动态压缩后焊缝区组织未发生明显的塑性变形, 变形晶粒较少; 热影响区晶粒较细, 组织发生明显塑性变形; 母材区组织出现明显的塑性变形。动态压缩后焊接接头各区域再结晶晶粒明显减少, 变形晶粒明显增多, 且热影响区变形晶粒最多。动态压缩后位错密度增大, 母材区、热影响区、焊缝区位错密度分别从 7.97×10^{15} 、 9.80×10^{15} 、 $7.59 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 增加到 1.140×10^{16} 、 1.276×10^{16} 、 $1.001 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 。焊接接头各区域经动态压缩后孪晶含量增加, 以 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶为主。

参考文献 References

- [1] Yan Z W, Zhou Z, Wang L, et al. Research on mechanical response of Ti6321 titanium alloy after shocked by light gas gun[J]. *Materials Letters*, 2022, 314: 131483.
- [2] Qi L C, Qiao X L, Huang L J, et al. Effect of structural stability on the stress induced martensitic transformation in Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 756: 381-388.
- [3] Cheng H, Zhou L G, Li Q J, et al. Effect of welding parameters on spatter formation in full-penetration laser welding of titanium alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15: 5516-5525.
- [4] Lu Y, Turner R, Brooks J, et al. A study of process-induced grain structures during steady state and non-steady state electron-beam welding of a titanium alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 113: 117-127.
- [5] Schutz R W, Watkins H B. Recent developments in titanium alloy application in the energy industry[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1): 305-315.
- [6] Zhao P K, Tao Y F, Chen H Y, et al. Texture characteristics and fracture mechanism of linear friction welded joints of dissimilar titanium alloys after annealing[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2023, 866: 144709.
- [7] Ou P, Cao Z Q, Hai M N, et al. Microstructure and mechanical properties of K-TIG welded dissimilar joints between TC4 and TA17 titanium alloys[J]. *Materials Characterization*, 2023, 196: 112644.
- [8] Guo Z G, Ma T J, Yang X W, et al. Thermo-physical simulation of deformation behavior and microstructure evolution for linear friction welding of near- β titanium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(2): 481-493.
- [9] Guo Z G, Ma T J, Yang X W, et al. Linear friction welding of Ti60 near- α titanium alloy: investigating phase transformations and dynamic recrystallization mechanisms[J]. *Materials Characterization*, 2022, 194: 112424.
- [10] Ren D Q, Jiang Y, Hu X A, et al. Investigation of tensile and high cycle fatigue failure behavior on a TIG welded titanium alloy[J]. *Intermetallics*, 2021, 132: 107115.
- [11] Zhang Z, Tan Z J, Wang Y F, et al. The relationship between microstructures and mechanical properties in friction stir lap welding of titanium alloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2023, 296: 127251.
- [12] Gao F Y, Sun Z J, Yang S L, et al. Stress corrosion characteristics of electron beam welded titanium alloys joints in NaCl solution[J]. *Materials Characterization*, 2022, 192: 112126.
- [13] 郝晓博, 张强, 李渤渤, 等. $\alpha+\beta$ 相区高温退火对 Ti80 合金板材组织与性能的影响[J]. *材料开发与应用*, 2018, 33(1): 49-53.
- [14] 邹武装, 郭晓光, 谢湘云, 等. 钛手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012.
- [15] Li L B, Bao H N, Wan Z Q, et al. Influence of residual stress due to the equatorial weld on the ultimate strength of a Ti80 spherical pressure shell[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 116: 1831-1841.
- [16] 安飞鹏, 熊进辉, 李士凯, 等. 深潜器用 Ti80 厚板电子束焊接接头组织性能研究[J]. *材料开发与应用*, 2017, 32(1): 62-66.
- [17] Xiong J H, Li S K, Gao F Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 640: 419-423.
- [18] Li Z Z, Wang B F, Zhao S T, et al. Dynamic deformation and failure of ultrafine-grained titanium[J]. *Acta Materialia*, 2017, 125: 210-218.
- [19] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim, Germany: WILEY-VCH, 2003.
- [20] Xin C, Wang Q, Ren J Q, et al. Plastic deformation mechanism and slip transmission behavior of commercially pure Ti during in situ tensile deformation[J]. *Metals*, 2022, 12(5): 721.