

钛/铝激光熔钎焊接头原位TEM拉伸断裂行为

陈曦^{1,2}, 姜楠², 毕江³, 姜梦², 梁静伟², 林三宝²

(1. 哈尔滨工业大学, 机械工程博士后流动站, 哈尔滨, 150001; 2. 哈尔滨工业大学, 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨, 150001; 3. 燕山大学, 先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室, 秦皇岛, 066004)

摘要: 对于钛/铝异种金属熔钎焊接头, 钛合金侧界面金属间化合物层的形态、厚度对接头力学性能存在显著影响. 传统微观组织表征 + 宏观力学性能测试的方法无法直观获得纳米尺度下裂纹的萌生及扩展过程. 基于此, 采用原位 TEM 表征技术, 对钛/铝熔钎焊接头界面金属间化合物层处的拉伸断裂行为展开研究, 阐明界面金属间化合物层对接头力学性能的影响规律. 结果表明, 金属间化合物层物相主要以 TiAl 相和 TiAl₃ 相为主, 在原位 TEM 拉伸过程中, 焊缝熔合区铝合金晶粒内部容易发生位错塞积, 裂纹倾向于在位错塞积处萌生扩展. 界面层不是拉伸试样的薄弱区, 试样倾向于在焊缝熔合区或钛合金侧发生断裂.

创新点: (1) 采用透射原位拉伸技术评价了微尺度下钛/铝界面断裂行为.

(2) 通过原位表征发现了钛合金微区相变行为.

(3) 分析了激光熔钎焊钛/铝界面 IMC 物相组成, 主要为 TiAl 相和 TiAl₃ 相.

关键词: 激光焊; 异种材料; 金属间化合物; 原位拉伸; 断裂行为

中图分类号: TG 407

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20210420001

0 序言

在航空航天、汽车工业等交通运输领域中, 为降低能耗、节约运载成本, 选用轻质结构材料已经成为产品研发和工业生产的主要发展趋势^[1-3]. 钛合金和铝合金作为轻质合金材料的典型代表, 具有较高的比强度和良好的加工性能, 在现代工业领域中具有广泛应用^[4-6]. 随着工业的不断发展和产业结构的优化升级, 单一结构的零件已经难以满足现在产业的发展需求. 若能充分利用钛、铝合金的各自优势, 并通过异种材料连接的方式获得兼具两者优点的钛/铝连接件, 将有利于实现材料性能和经济效益的平衡^[7].

由于钛、铝二者的热物理冶金及化学特性存在较大差异, 二者互溶度较低, 属于冶金不相容且易反应体系, 极易形成脆性 Ti-Al 金属间化合物^[8]. 当焊缝的金属间化合物层 (intermetallic compound, IMC) 超过一定厚度时, 会显著降低接头的力学性

能甚至引起断裂失效^[9]. 目前最常用的钛/铝异种金属连接方法是激光熔钎焊. 熔钎焊接头性能由熔焊区和钎焊区二者共同决定. 通过激光能量集中、热影响区小的优势, 可较好的调控接头区域温度场, 并有效控制钎焊界面的 IMC 厚度及均匀性, 避免熔焊区焊接缺陷, 来提升接头的综合性能^[10]. 郭顺等人^[11]采用激光束偏移铝合金一侧的方式对钛/铝合金进行焊接, 其接头抗拉强度最大可达 153 MPa. Chen 等人^[12]研究了激光能量分布对钛/铝异种合金焊接接头组织和性能的影响规律, 发现采用矩形光斑配合 Y 形坡口可以显著提高 IMC 层分布的均匀性, 接头最大抗拉强度为 290 MPa. 宋志华等人^[13]对钛/铝激光深熔钎焊焊接特性进行研究, 发现采用负离焦可改善界面熔合, 提高接头力学性能. 研究学者通过常规力学性能测试异种金属熔钎焊接头性能, 并结合界面 IMC 层微观组织表征, 可间接得到 IMC 层分布状态与接头力学性能的关系, 但难以直观分析 IMC 层对接头断裂行为的影响机制.

基于此, 以 TC4 钛合金和 AA6061 铝合金为研究对象, 通过原位 TEM 表征技术开展了钛/铝异种金属焊接接头 IMC 层的原位拉伸试验. 通过对界面 IMC 的物相、微观组织及断裂行为进行分析, 探

究 IMC 形态对接头力学性能的影响规律, 以期为钛/铝异种金属界面组织调控提供参考依据。

1 试验方法

试验材料为 TC4 钛合金和 6061 铝合金板材, 尺寸为 $200\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 5\text{ mm}$, 其主要化学成分如表 1 所示。

采用丙酮清洗钛合金和铝合金板材, 祛除表面油污, 再将待焊区域进行机械打磨露出金属光

泽。采用平板对接的焊接模式, 无坡口和焊丝填充, 通过激光束偏移量控制接头焊接质量。激光焊接设备主要包括: 10 kW IPG 光纤激光器、六轴 KUKA 机器人和普雷斯特 YW52 型激光头。根据前期对钛/铝异种金属激光焊接特性的系统研究, 确定焊接工艺参数为 3 300 W, 焊接速度为 1 m/min, 离焦量为 -2 mm ; 激光束偏向铝合金一侧, 偏移量为 1.1 mm ^[14]。为了防止激光反射损害光学器件, 激光头倾斜 15° 。焊接保护气体采用 Ar 气, 正面保护气体流量为 15 L/min, 背面保护气体流量为 15 L/min。

表 1 试验合金的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of the experimental alloy

合金	Ti	Al	V	Mg	Si	Fe	Cu
TC4	余量	6.21	3.93	—	—	0.13	—
6061Al	0.2	余量	—	1.00	0.63	0.29	0.27

透射电镜 (transmission electron microscope, TEM) 原位拉伸是在透射电镜拉伸台上, 通过载荷加载过程中试样发生的塑性变形, 对材料微观组织与裂纹萌生扩展动态行为进行观察记录的一种科学分析方法。与传统断裂分析方法相比, 透射电镜原位拉伸可以实现裂纹的实时观测^[15-17]。原位 TEM 拉伸试样采用聚焦离子束 (focused ion beam, FIB) 制备, 透射电镜原位拉伸试验在配有 Gatan Model 654 型单倾拉伸台的 Talos 200f 型场发射透射电镜上进行。试验设置拉伸速率 $1\text{ }\mu\text{m/s}$ 。当裂纹形成后调整为微量加载, 对裂纹尖端的塑性变形区进行跟踪观测。在适当时间停止拉伸载荷施加, 以便观察记录并获得相关试验图片。

2 试验结果与分析

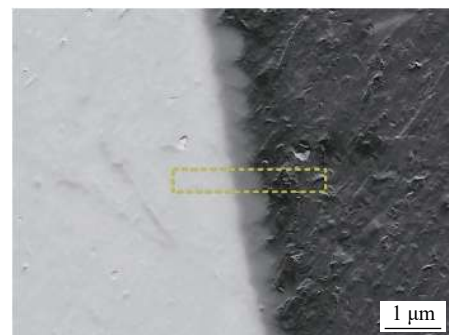
2.1 FIB 试样沉积位置

在透射原位拉伸过程中, 试样制备采用 FIB 方法, 尺寸为 $5\text{ }\mu\text{m} \times 5\text{ }\mu\text{m}$, 与微型拉伸试样连接。拉伸过程采用特制的原位拉伸台, 可对微型拉伸试样进行位移控制, 通过拉伸试样位移变化带动 FIB 样品的拉伸变形, 从而实现钛/铝异种金属界面 IMC 层的原位拉伸过程。原位 TEM 试验选择两种形态的 IMC 层位置进行切取 FIB 试样, 如图 1 所示。

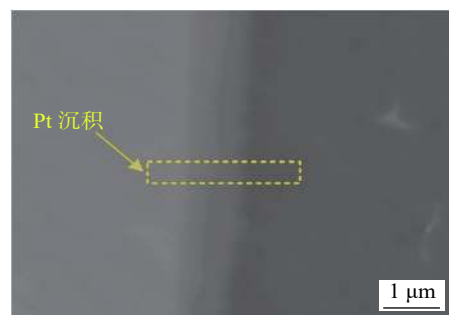
2.2 FIB 试样形貌

锯齿状和平面状界面 IMC 层 FIB 试样透射形貌如图 2 所示。从图 2 可以看出, FIB 试样左侧为

TC4 钛合金, 右侧为 6061 铝合金, 两者之间为 IMC 层, 呈锯齿状分布。其中, TC4 钛合金组织为 $(\alpha + \beta)$ 双相组织, 两者呈层状分布; 细针状 β 相宽度为 $50 \sim 100\text{ nm}$, 长度为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 左右。根据透射形貌差异可知, 锯齿状 IMC 层由两种物相组织构成, 分别为钛合金表面的纳米级不规则扩散层及以此为基础生长的块状金属间化合物层。对于平面状 IMC 试样,



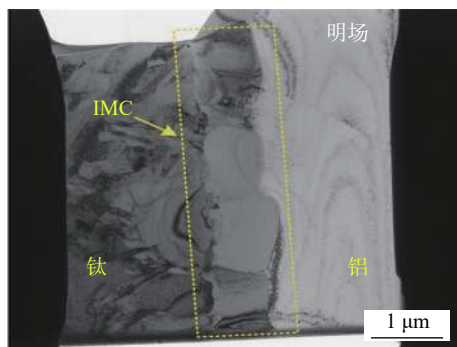
(a) 锯齿状 IMC



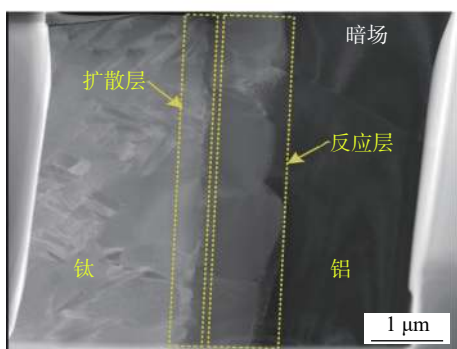
(b) 平面状 IMC

图 1 原位 TEM 拉伸 FIB 沉积位置

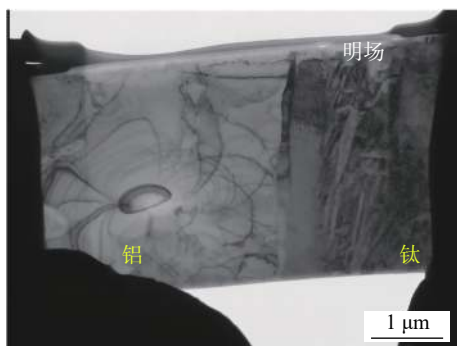
Fig. 1 FIB deposition locations of in situ TEM tensile test. (a) zigzag IMC; (b) planar IMC



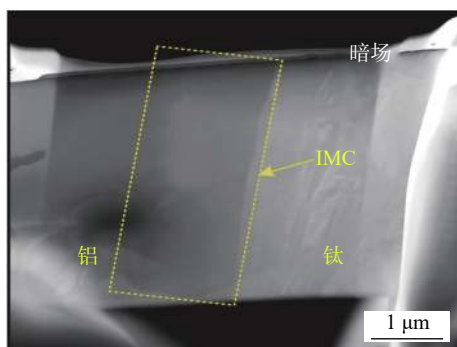
(a) 锯齿状 IMC 明场



(b) 锯齿状 IMC 暗场



(c) 平面状 IMC 明场



(d) 平面状 IMC 暗场

图 2 FIB 试样透射电镜显微形貌

Fig. 2 FIB deposition locations of in situ TEM tensile test. (a) bright field of zigzag IMC; (b) dark field of zigzag IMC; (c) bright field of planar IMC; (d) dark field of planar IMC

虽然界面整体分布较为均匀,但 IMC 界面层的顶部存在少量小尺寸毛刺.由于 TC4 钛合金含有质量分数为 6% 的 α 相稳定元素 Al 和 4% 的 β 相稳定

元素 V, 因此 TC4 钛合金为 $\alpha + \beta$ 型钛合金. TC4 钛合金的双相组织在受到外界热量影响时,其内部的 α 相和 β 相会发生转变.在 Ti/Al 激光熔钎焊过程中,激光的能量相对集中,对 TC4 热影响作用较小.而激光焊接冷速较大,容易造成 TC4 相变温度和相变区间会发生变化.受到激光热作用,铝合金熔化后向钛合金一侧润湿铺展,同时熔池冷却过程中,其热量也会通过热传导作用向靠近熔焊区的 TC4 钛合金传递.在靠近 IMC 层 500 nm 的区域内,钛合金内细针状 α 相消失,说明在钛/铝激光熔钎焊过程中,虽然钛合金没有发生熔化,但是在界面层附近的一定厚度内,受到激光热作用,该区域钛合金内 α 相会向 β 相转变.

2.3 IMC 成分分析

对 IMC 界面层进行能谱仪 (energy disperse spectroscopy, EDS) 线扫描,其结果如图 3 所示.对于锯齿状 IMC 试样,如图 3a 所示,从 IMC 层元素含量曲线变化可以看出,IMC 界面层分为两个区域,其中区域 I 为纳米级扩散层,区域 II 为块状 IMC.在区域 II, Ti, Al 原子含量为 24:73,该区域的块状 IMC 的 Ti/Al 原子含量均约为 1:3.可以推断,锯齿状 IMC 界面层的块状 IMC 为 TiAl_3 相.对于平面状 IMC,其元素含量变化与锯齿状试样存在一定差异.在钛合金母材一侧,随着扫描线逐渐接近界面层区域,钛合金的原子含量逐渐降低,到界面层处开始稳定;在界面处附近, Ti, Al 合金元素出现两个台阶;进入熔焊区后, Ti 元素含量显著降低, Al 元素含量升高.在靠近 IMC 界面层的钛合金母材区,由于元素扩散反应造成该区域 Ti 元素的原子含量呈线性下降变化趋势.在界面层处,由于冶金反应生成 Ti-Al IMC 相, Ti, Al 元素的原子含量开始稳定,此时原子含量曲线呈水平变化.与锯齿状 FIB 试样 EDS 线扫描结果类似,在界面层处出现两个水平台阶,说明界面层处的 IMC 为两个物相.对水平台阶处 Ti, Al 原子含量进行统计,分别为 45:52 和 26:73,两者接近 1:1 和 1:3,说明在界面层处的物相为 TiAl 相和 TiAl_3 相.

为进一步精确判定界面 IMC 层物相种类,采用选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) 的方法对物相的衍射斑点进行标定.图 4 为锯齿状 IMC 试样的明场形貌和析出相标定.以界面 EDS 线扫描结果为指导,在锯齿状 IMC 界面区及熔焊区选择 3 个位置进行选区电子衍射,分别为

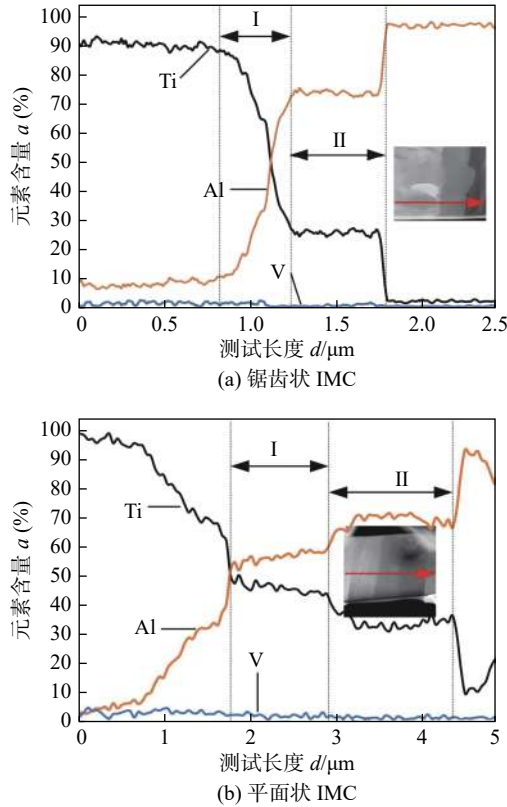
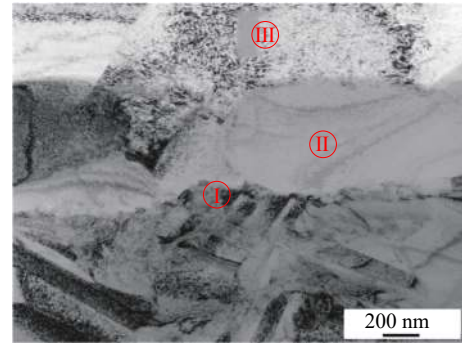


图 3 IMC 界面层 EDS 线扫描

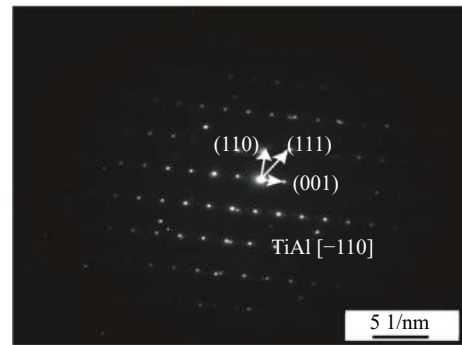
Fig. 3 EDS line scan of IMC interface layer. (a) zigzag IMC; (b) planar IMC

钛合金表面过渡层 (区域 I), 块状金属间化合物层 (区域 II) 和熔焊区 (区域 III). 通过对 3 个区域得到的物相斑点进行标定, 发现区域 I 衍射斑点入射晶带轴为 $[-110]$, 该相为 γ -TiAl 相; 区域 II 衍射斑点入射晶带轴为 $[111]$, 该相为 TiAl_3 相; 区域 III 衍射斑点入射晶带轴为 $[011]$, 该相为 α -Al 相. 通过透射斑点标定, 在中厚钛/铝激光深熔钎焊过程中, 由于界面层元素成分浓度变化, 沿钛合金至铝合金方向, 界面层物相会发生变化. 钛合金表面处, 钛原子更容易发生置换反应与熔池内的铝原子形成 TiAl 相. 随着界面金属间化合物层的生长, 钛原子浓度降低, 二者反应形成块状的 TiAl_3 相.

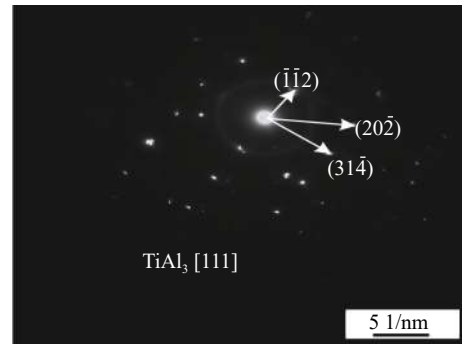
对于平面状 IMC 物相分析, 共选取 4 个位置进行选区电子衍射, 分别为钛合金母材区 (位置 I), IMC 界面区 (位置 II 和位置 III), 熔焊区 (位置 IV). 不同位置对应的选区衍射斑点如图 5 所示. 其中, 位置 I 衍射斑点标定后, 为 α -Ti 相, 入射晶带轴为 $[1120]$; 位置 II 物相为 γ -TiAl 相, 入射晶带轴为 $[010]$, 该区域为 IMC 层的根部, 在发生冶金反应的过程, 钛原子向熔池扩散, 钛原子浓度较高, 容易形成 TiAl 相; 位置 III 物相为 TiAl_3 相, 入射晶带轴为 $[-201]$, 该区域为 IMC 层的顶部, 钛原子浓度降



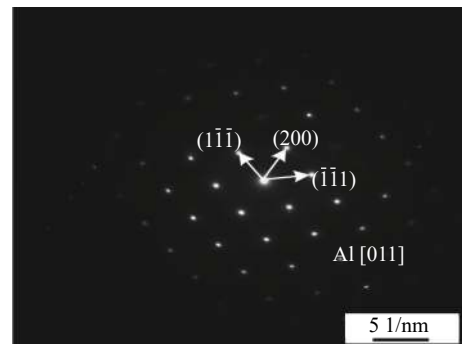
(a) 选区电子衍射位置



(b) 位置 I



(c) 位置 II



(d) 位置 III

图 4 锯齿状界面 IMC 层物相鉴定

Fig. 4 Phase identification of the jagged interface IMC layer. (a) SAEA position; (b) position I; (c) position II; (d) position III

低, 铝原子浓度升高, 同时受吉布斯自由能的影响, 更倾向于形成 TiAl_3 相; 焊缝熔焊区为 6061 铝合金受激光热作用熔化再凝固后形成, 所以该区域物相为 α -Al 相, 衍射斑点入射晶带轴为 $[001]$.

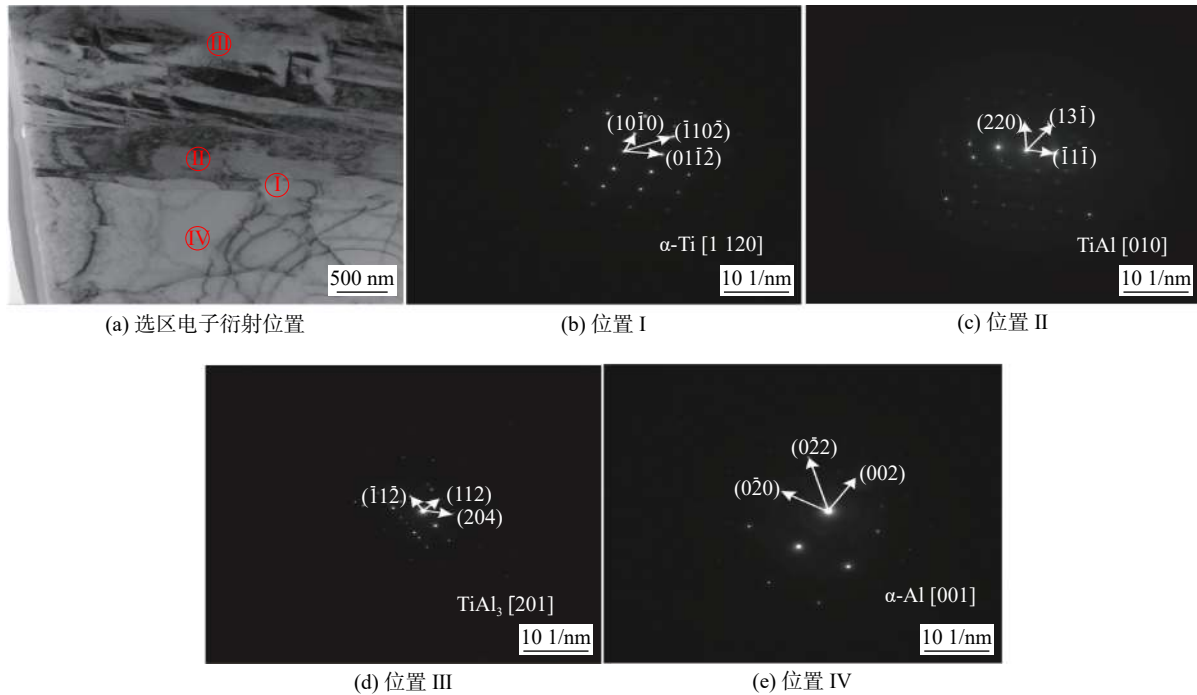


图 5 平面状界面 IMC 层物相鉴定

Fig. 5 Phase identification of the planar interface IMC layer. (a) SAEA position; (b) position I; (c) position II; (d) position III; (e) position IV

2.4 原位 TEM 拉伸断裂行为

原位 TEM 拉伸变形过程中, 试样中位错形态变化如图 6 所示. 试样发生一定拉伸变形后, 熔焊区铝合金晶粒内部开始产生位错, 从图 6a 可以明显看到圆弧形的位错墙; 随着拉伸变形的不断增加, 位错进一步增殖, 数量不断增多, 如图 6b 所示. 从图 6c 可以发现, 钛合金由于其强度高于铝合金, 并未发生明显变化. 进一步增加拉伸变形量, 位错数量进一步增多, 发生明显的位错塞积. 在图 6d 中, 位错运动到晶界处, 受到晶界的阻碍作用. 晶界对位错的阻碍同样会表现出抗变形能力, 这是由于在多晶体中, 晶粒内部位错发生运动, 在遇到晶界时, 由于各个晶粒的位向不同, 位错不能直接从一个晶粒滑移至另一个晶粒, 发生位错在晶界的堆积现象.

随着拉伸变形的进一步增加, 试样内部开始萌生裂纹缺陷, 其裂纹缺陷萌生位置如图 7 所示. 裂纹萌生位置总共为两处, 分别为试样左上角边界处和熔焊区晶界处. 从图 7 可以清晰的看出, 边界处裂纹萌生与 FIB 制样时的应力集中有关, 而熔焊区晶界附近的裂纹沿晶界形成, 与变形过程与位错塞积相关. 随着拉伸变形的逐渐增大, FIB 试样内部裂纹沿晶界向上扩展, 扩展速率较快, 而试样边界处裂纹向内部扩展, 扩展速率较慢. 晶界裂纹扩展至

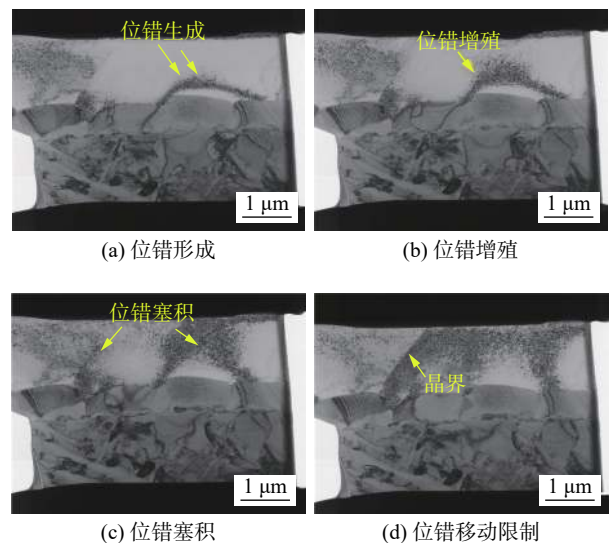


图 6 变形过程中位错形态变化

Fig. 6 The dislocation morphology changes during deformation. (a) location formation; (b) dislocation increase; (c) dislocation pile-up; (d) dislocation limitation

试样顶部时开始发生横向扩展, 与边界处裂纹汇合; 同时, 晶界处裂纹向左侧扩展, 最终拉伸试样在熔焊区断裂. 分析其裂纹萌生及扩展过程可知, 首先试样在经历拉伸变形时, 试样内部开始形成位错, 位错增殖后在晶界处塞积, 引起应力集中, 裂纹更容易在应力集中位置萌生. 随后, 裂纹尖端开始沿着位错密集处逐渐扩展, 扩展至一定程度后发生

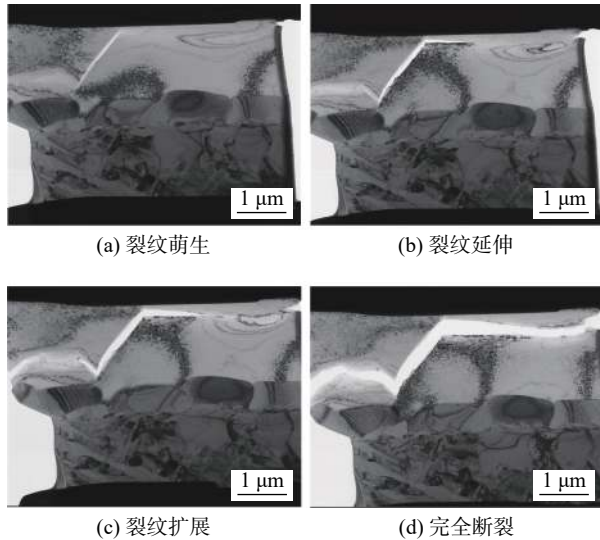


图 7 锯齿状试样原位拉伸过程中裂纹扩展

Fig. 7 Crack propagation of jagged sample during transmission in-situ tensile process. (a) crack initiation; (b) crack extension; (c) crack propagation; (d) completely broken

断裂.

对平面状试样原位拉伸过程中试样裂纹的萌生扩展过程进行观测, 如图 8 所示. 在图 8a 中发现裂纹缺陷并未在焊缝熔合区和 IMC 界面层处萌生, 而是发生在钛合金母材一侧. 在拉伸过程中, 试样先发生减薄, 减薄至一定程度后, 裂纹萌生, 随后裂纹沿着减薄区域继续向前延伸拓展. 裂纹在扩展过程中, 金属表现为减薄-撕裂-断裂的变化过程. 从裂纹形貌上看, 裂纹萌生轨迹呈小曲率的波浪线

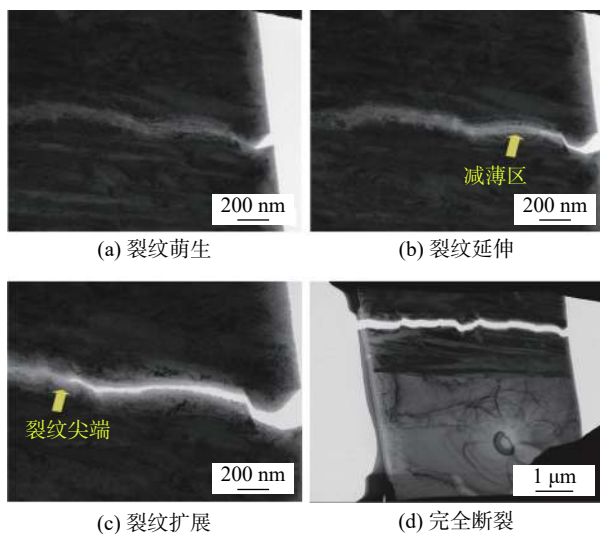


图 8 平面状试样原位拉伸过程中裂纹扩展

Fig. 8 Crack propagation of planar sample during transmission in-situ tensile process. (a) crack initiation; (b) crack extension; (c) crack propagation; (d) completely broken

型, 沿着针状 β 相向试样内部延伸. 在裂纹的萌生位置, 开裂区呈层状撕裂. 裂纹在钛合金边缘萌生之后, 继续增加拉伸位移, 裂纹开始沿减薄区向试样内部延伸扩展, 其扩展过程如图 8b 和图 8c 所示. 在裂纹的尖端及裂纹扩展路径的边缘区均可发现明显的金属分层, 说明裂纹边缘的薄层金属为不规则锯齿状, 裂纹在扩展过程中, 并无明显的位错塞积现象. 试样完全断裂后, 其形貌如图 8d 所示, 裂纹整体断裂呈水平分布, 与 IMC 界面方向基本平行. 当材料缩小至一定微观尺度后, 其性能表现与宏观不同, 金刚石在透射原位拉伸时也会表现出塑性^[18]. 在钛铝界面原位拉伸时, 由于界面 IMC 硬度远远高于熔焊区和 TC4 母材. 因此, 试样断裂往往发生在薄弱端, 表现出与宏观拉伸不一致的结果.

3 结论

(1) 钛/铝异种金属 IMC 界面层由纳米扩散层和反应层组成, 物相主要为 TiAl 相和 TiAl_3 相, 其中 TiAl 相在界面扩散层处形成, 在此基础上形成反应层 TiAl_3 相.

(2) 原位 TEM 拉伸过程中, 在熔焊区铝合金晶粒内部容易形成位错塞积并引发应力集中, 应力集中位置往往是裂纹萌生的起始点.

(3) 原位 TEM 拉伸过程中, 界面层不是拉伸试样的薄弱区, 试样倾向于在熔焊区或钛合金一侧发生断裂. 对钛/铝界面层产物、形态和厚度进行调控可以实现界面层对接头性能的强化.

参考文献

- [1] 孙逸铭, 张泽群, 檀财旺, 等. TC4 钛/5052 铝异种金属激光点焊工艺特性研究 [J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(3): 205 – 212. Sun Yiming, Zhang Zequn, Tan Caiwang, *et al.* Laser spot welding characteristics of dissimilar metals: TC4 titanium/5052 aluminum[J]. Lasers & Optoelectronics Progress, 2019, 56(3): 205 – 212.
- [2] Jiang P, Chen R. Research on interfacial layer of laser-welded aluminum to titanium[J]. Materials Characterization, 2019, 154: 264 – 268.
- [3] Bi J, Lei Z L, Chen Y B, *et al.* Densification, microstructure and mechanical properties of an Al-14.1Mg-0.47Si-0.31Sc-0.17Zr alloy printed by selective laser melting[J]. Materials Science and

- Engineering A, 2020, 774: 138931.
- [4] Guo S, Peng Y, Cui C, *et al.* Microstructure and mechanical characterization of re-melted Ti-6Al-4V and Al-Mg-Si alloys butt weld[J]. Vacuum, 2018, 154: 58 – 67.
- [5] Chen X, Lei Z L, Chen Y B, *et al.* Effect of laser beam oscillating on laser welding-brazing of Ti/Al dissimilar metals[J]. Materials, 2019, 12: 4165.
- [6] Li Peng, Lei Zhenglong, Zhang Xinrui, *et al.* Effects of laser power on the interfacial intermetallic compounds and mechanical properties of dual-spot laser welded-brazed Ti/Al butt joint[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 124: 105987.
- [7] Lei Zhenglong, Li Peng, Zhang Xinrui, *et al.* Microstructure and mechanical properties of welding-brazing of Ti/Al butt joints with laser melting deposition layer additive[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 38: 411 – 421.
- [8] Xia Hongbo, Tao Wang, Li Liqun, *et al.* Effect of laser beam models on laser welding-brazing Al to steel[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 122: 105845.
- [9] Alexander V, Igor V, Anatoliy O, *et al.* Effect of the aluminum alloy composition (Al-Cu-Li or Al-Mg-Li) on structure and mechanical properties of dissimilar laser welds with the Ti-Al-V alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106135.
- [10] Wang Z W, Shen J Q, Hu S S, *et al.* Investigation of welding crack in laser welding-brazing welded TC4/6061 and TC4/2024 dissimilar butt joints[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 60: 54 – 60.
- [11] 郭顺, 彭勇, 朱军, 等. 钛/铝激光焊接的微观组织及力学性能 [J]. 中国激光, 2018, 45(11): 102 – 110.
- Guo Shun, Peng Yong, Zhu Jun, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser welded Ti/Al alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 102 – 110.
- [12] Chen S H, Li L Q, Chen Y B, *et al.* Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(3): 891 – 898.
- [13] 宋志华, 吴爱萍, 姚为, 等. 光束偏移量对钛/铝异种合金激光焊接接头组织和性能的影响 [J]. 焊接学报, 2013, 34(1): 105 – 108, 118.
- Song Zhihua, Wu Aiping, Yao Wei, *et al.* Effect of laser offset on microstructure and mechanical properties of Ti/Al dissimilar joint by laser welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(1): 105 – 108, 118.
- [14] Chen X, Lei Z L, Chen Y B, *et al.* Microstructure and tensile properties of Ti/Al dissimilar joint by laser welding-brazing at subatmospheric pressure[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 56: 19 – 27.
- [15] Li X Q, Andrew M M. Precise measurement of activation parameters for individual dislocation nucleation during in situ TEM tensile testing of single crystal nickel[J]. Scripta Materialia, 2021, 197: 113764.
- [16] Cai Z P, Cui X F, Liu E B, *et al.* Fracture behavior of high-entropy alloy coating by in-situ TEM tensile testing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 729: 897 – 902.
- [17] Frédéric M, Daniel C, Marc L, *et al.* In situ TEM observations of reverse dislocation motion upon unloading in tensile-deformed UFG aluminium[J]. Acta Materialia, 2012, 60(8): 3402 – 3414.
- [18] Nie A M, Bu Y Q, Huang Y C, *et al.* Direct observation of room-temperature dislocation plasticity in diamond[J]. Matter, 2020, 2(5): 1222 – 1232.
-
- 第一作者: 陈曦, 博士, 助理教授; 主要从事异种材料激光焊接与连接; Email: chenxi_laser@hit.edu.cn.
- 通信作者: 姜梦, 博士, 讲师; Email: jiangmeng@hit.edu.cn.

(编辑: 戴红)