

# TC4/6013Al层状复合型材工艺-界面协同优化及性能提升

袁启尧<sup>1,2</sup> 路建宁<sup>2,3</sup> 王娟<sup>2,3</sup> 刘灿森<sup>1</sup> 陈溢彬<sup>4</sup> 郑玉坤<sup>4</sup>

(1. 广东工业大学材料与能源学院, 广州 510006; 2. 广东省科学院新材料研究所, 广州 510650; 3. 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室, 广州 510650; 4. 广州众山新材料股份有限公司, 广州 511300)

**摘要** 采用异步热轧法制备 TC4/6013Al 层状复合型材, 通过金相显微镜观察、扫描电镜分析、显微硬度测试、拉伸及剪切试验等表征和性能测试, 探究不同固溶温度的 T6 热处理对 TC4/6013Al 层状复合型材的硬度分布、抗拉强度、剪切强度和界面结合特性的影响, 深入分析复合型材的界面微观形貌与力学性能间的内在关联。结果表明, 在不同固溶温度下, TC4/6013Al 层状复合型材界面均未形成明显的金属间化合物层, 界面呈现良好的冶金结合状态。随着固溶温度的升高, 复合材料界面残余应力与硬度逐步增大, 抗拉强度显著提高, 但伸长率有所下降。当固溶温度为 500 °C 时, TC4/6013Al 层状复合型材的界面剪切强度达到峰值, 为 231.2 MPa。

**关键词** TC4/6013Al 层状复合型材; T6 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TB331; TG337

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250354

## Process-interface Synergistic Optimization and Performance Improvement of TC4/6013Al Laminated Composites

YUAN Qiyao<sup>1,2</sup>, LU Jianning<sup>2,3</sup>, WANG Juan<sup>2,3</sup>, LIU Cansen<sup>1</sup>, CHEN Yibin<sup>4</sup>, ZHENG Yukun<sup>4</sup>

[1. School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006; 2. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650; 3. Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Guangzhou 510650; 4. Trio Metal (GZ) Co., Ltd., Guangzhou 511300]

**Abstract:** TC4/6013Al laminated composites were prepared by asynchronous hot rolling, and the influence of T6 heat treatment on hardness distribution, tensile strength, shearing strength, and interfacial bonding characteristics of composites at different solution temperatures was systematically investigated through metallographic microscopy, scanning electron microscopy, microhardness testing, tensile testing, and shearing testing. Moreover, the intrinsic relationship between interfacial microstructure and mechanical properties of composites was analyzed. The results indicate that TC4/6013Al laminated composite is free of intermetallic compound layer at varied solution temperatures, and the interface exhibits desirable metallurgical bonding. As solution temperature rises, the interfacial residual stress and hardness of composites are gradually increased, and tensile strength is improved significantly, while elongation is decreased slightly. With solution temperature of 500 °C, the interfacial shear strength of composites reaches peak value of 231.2 MPa.

**Key Words:** TC4/6013Al Laminated Composites, T6 Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

钛合金凭借优异的耐磨性, 高比强度在航空航天、轻工等领域得到广泛的应用<sup>[1-3]</sup>, 但高成本限制了其应用范围<sup>[4]</sup>。铝合金质轻、导电导热性良好的特点使其在电子产品等领域广泛应用<sup>[5-6]</sup>, 但在耐磨性与抗冲击性方面存

在不足。目前, 快速发展的 3C 产业对材料的性能提出了更高要求, 具有优异综合性能的复合材料逐渐成为单一金属或合金的理想替代品。Ti/Al 复合材料能够充分发挥两种金属材料的优势, 既兼顾了钛合金高比强度、高耐磨、抗

收稿日期: 2025-09-19; 修订日期: 2025-11-11

基金项目: 广东省学科类重点实验室评估专项基金资助项目(2023B1212060043); 广东省基础与应用基础研究基金资助项目(2024A1515140002); 广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项基金资助项目(2021GDASYL-20210102002); 广东特支计划资助项目(2023TX07C512)

第一作者: 袁启尧, 男, 2001 年出生, 硕士研究生, E-mail: titanium202406@163.com

通信作者: 王娟, 女, 1981 年出生, 正高级工程师, E-mail: wangjuan@gdinm.com

刘灿森, 男, 1988 年出生, 讲师, E-mail: liucs@gdut.edu.cn

引用格式: 袁启尧, 路建宁, 王娟, 等. TC4/6013Al 层状复合型材工艺-界面协同优化及性能提升[J]. 特种铸造及有色金属, 2026, 46(4): 557-563.

YUAN Q Y, LU J N, WANG J, et al. Process-interface synergistic optimization and performance improvement of TC4/6013Al laminated composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(4): 557-563.

冲击的特性,又能有效控制成本,展现出广阔的应用前景<sup>[7-9]</sup>,能够充分满足3C产品个性化、多样化的创新需求。

目前,Ti/Al复合材料的制备主要采用爆炸焊接法、轧制复合法和固-液铸轧法等<sup>[10-12]</sup>。ZHAI W G等<sup>[13]</sup>通过爆炸焊接法制备Ti/Al复合板,发现该工艺易在复合材料界面处因气体难以有效排出形成气孔,且容易产生裂纹从而降低界面结合强度。HUANG H G等<sup>[14]</sup>研究了固-液铸轧工艺制备Ti/Al复合板,发现铝在钛表面的湿润性不足使得结合强度离散性大,不稳定的冷却速率容易使铝侧晶粒粗大和性能降低。相比之下,轧制复合因生产效率高、产品质量稳定、尺寸精度高且适合大规模生产,成为制备Ti/Al复合材料最常用的方法。但钛合金和铝合金间性能差异显著,轧制过程中易出现变形不协调、结合强度低等问题。YU C等<sup>[15]</sup>采用电磁感应加热的异温轧制法改善Ti/Al轧制变形均匀性,但高温导致板材表面氧化层增厚,削弱了结合强度。另外,轧后热处理也会影响界面结合强度。CAO M等<sup>[16]</sup>采用热压结合热轧工艺制备Ti/Al/Ti层状复合材料,发现退火温度高于400℃时,随着退火温度的升高TiAl<sub>3</sub>沿界面处快速生长,界面结合性能明显下降。值得关注的是,异步轧制法利用轧辊线速度差,能有效降低大剪切变形时的轧制力和临界压下率<sup>[17]</sup>,为Ti/Al复合型材制备提供了新思路。邓瑞君<sup>[18]</sup>采用差速波-平轧制的方法制备Ti/Al复合板,该方法下界面晶粒破碎、细化程度大,促进了钛、铝在轧制过程中的变形协调性,但该方法特殊轧辊要求限制了其应用。

针对Ti/Al复合型材界面结合力低且变形不均匀,以及因热处理工艺选择不当导致复合界面生成高硬度、高脆性且呈连续状的金属间化合物等问题,本研究采用异步轧制法与T6热处理相结合的工艺制备Ti/Al复合型材。通过系统研究热处理工艺对Ti/Al复合型材微观组织演变及力学性能的影响,精准调控钛铝复合材料的界面组织结构,实现界面结构调控与应力分布优化、界面反应控制与相结构协同以及力学性能的协同提升,旨在为Ti/Al复合型材性能优化提供参考。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料与制备

以TC4带材(200 mm×4.5 mm×2 mm)和6013Al带材(200 mm×4.5 mm×6 mm)为原材料,其化学成分见表1和表2。6013Al具有良好的强度-耐蚀平衡和加工性能,TC4具有高强度、高比强度的同时也具备良好的耐磨与耐蚀性,二者在性能互补性、加工适配性、成本与轻量化平衡上可达到最优匹配。采用异步热轧法及T6热处理工艺制备TC4/6013Al层状复合型材。对TC4带材

和6013Al带材进行预热、剥皮和毛化等预处理,以去除原材料表面过厚的氧化层;将带材铆接并加热后,送入两辊辊缝中进行轧制复合,上下辊速比为0.5(上辊速为3 m/min,下辊速为6 m/min),轧制温度为420℃,压下量为40%;对轧制后的TC4/6013Al层状复合型材进行热处理。试样A~D处理工艺分别为未经热处理、480℃×4 h+自然冷却+190℃×4 h、500℃×4 h+自然冷却+190℃×4 h和520℃×4 h+自然冷却+190℃×4 h。

表1 TC4带材的化学成分

| Tab.1 Chemical compositions of TC4 strip |     |       |       |       |       |    | % |
|------------------------------------------|-----|-------|-------|-------|-------|----|---|
| $w_B$                                    |     |       |       |       |       |    |   |
| Al                                       | V   | Fe    | O     | N     | C     | Ti |   |
| 6.0                                      | 4.0 | ≤0.30 | ≤0.20 | ≤0.05 | ≤0.10 | 余量 |   |

表2 6013Al带材的化学成分

| Tab.2 Chemical compositions of 6013 Al strip |      |      |      |      |      |      |      |    | % |
|----------------------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|----|---|
| $w_B$                                        |      |      |      |      |      |      |      |    |   |
| Si                                           | Cu   | Mg   | Mn   | Fe   | Cr   | Zn   | Ti   | Al |   |
| 0.85                                         | 0.90 | 0.95 | 0.35 | 0.30 | 0.10 | 0.25 | 0.15 | 余量 |   |

### 1.2 测试与表征

采用Leica DMI3000 M光学显微镜和FEI Nova Nano SEM 430扫描电镜对轧制态、T6热处理态的TC4/6013Al层状复合材料的界面及近界面显微组织、拉剪断面形貌进行系统观察,利用扫描电镜装配的能谱仪(EDS)分析界面处元素的种类和分布特征。使用ZHμ-S显微硬度仪测试复合材料界面两侧的显微硬度分布,测试载荷为2 N,加载时间为10 s。TC4/6013Al层状复合型材在轧制方向的抗拉强度及界面剪切强度均在CMT4204万能试验机上进行测试,加载速率均为0.5 mm/min,试样尺寸见图1。首先用水磨砂纸对试样进行研磨,然后用丝绒抛光布配合金刚石抛光膏对复合型材的表面进行抛光和电解,依据GB/T 7704-2017,采用PROTO iXRD残余应力分析仪测量TC4/6013Al层状复合材料Al侧近界面处的残余应力值。

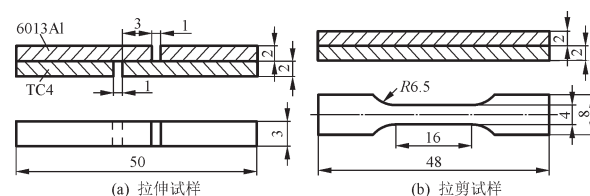


图1 TC4/6013Al层状复合材料试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagram of dimension of TC4/6013Al laminated composites

## 2 试验结果与分析

### 2.1 微观结构

图2为不同状态下TC4/6013Al层状复合型材横

截面的界面金相组织,显微组织呈现出浅色(6013铝合金)和深色(TC4钛合金)两种明显的衬度特征。可以看出,经不同固溶温度处理前后,铝合金和钛合金的结合界面均表现出平整且良好的结合状态。所有试样界面处均未观察到空洞、裂纹等缺陷,也未观察到明显的界面反应层形成,这证明通过异步热轧工艺制备的TC4/6013Al层状复合型材在试验设定的热处理参数范围内能够实现界面结构稳定、无缺陷的冶金结合,为后续T6热处理过程中实现界面协同优化奠定了良好的基础。

图3为不同状态下TC4/6013Al复合型材横截面方

向铝合金侧腐蚀后的金相组织。对比可见,热处理前后铝合金侧的微观组织差异显著。轧制态未经热处理试样铝合金侧金相显微组织中晶粒呈拉长纤维状分布,呈现典型的轧制变形组织特征;经不同固溶温度处理的试样中,金相显微组织随固溶温度变化呈现明显的变化。随着固溶温度升高,铝合金侧再结晶过程逐渐启动,纤维状晶粒占比逐渐减少,等轴晶(颗粒状晶粒)占比逐渐增加;当固溶温度为500℃时,纤维状组织完全消失,形成尺寸均匀的等轴晶粒。值得注意的是,即使固溶温度提高到520℃,晶粒亦未出现明显粗大化或异常长大现象,显示出良好的组织热稳定性。

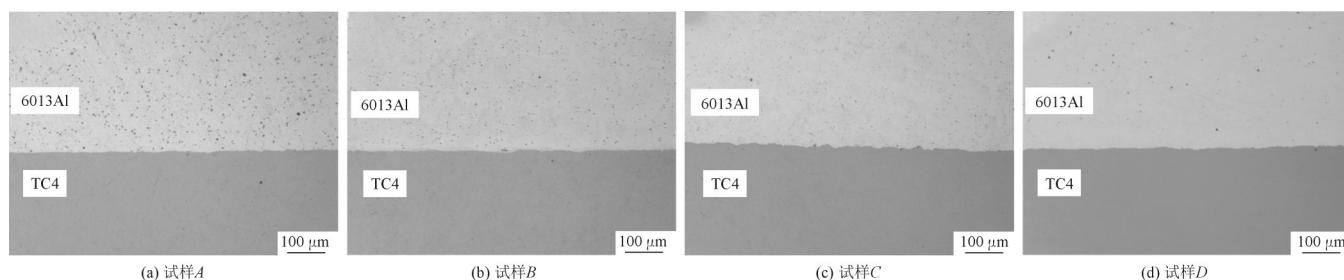


图2 不同状态下TC4/6013Al复合型材界面金相组织

Fig.2 Metallographic structure of T6-treated TC4/6013Al composites under different conditions

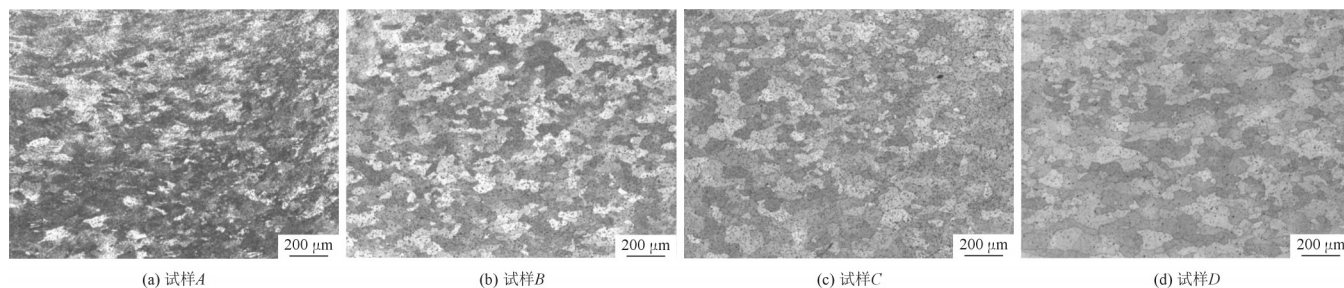


图3 不同状态下TC4/6013Al复合型材6013Al侧金相组织

Fig.3 Metallographic structure of T6-treated TC4/6013Al composites on 6013Al side under various conditions

图4和图5分别为不同状态下TC4/6013Al复合型材横截面方向6013Al侧近界面、中间位置及表面的显微组织及晶粒尺寸。对比可见,近界面区域晶粒尺寸

较小且分布密集,部分区域残留未完全再结晶的纤维状组织,是因为Ti/Al界面的约束作用及Ti原子扩散导致再结晶程度较低;中间位置晶粒再结晶充分,呈均

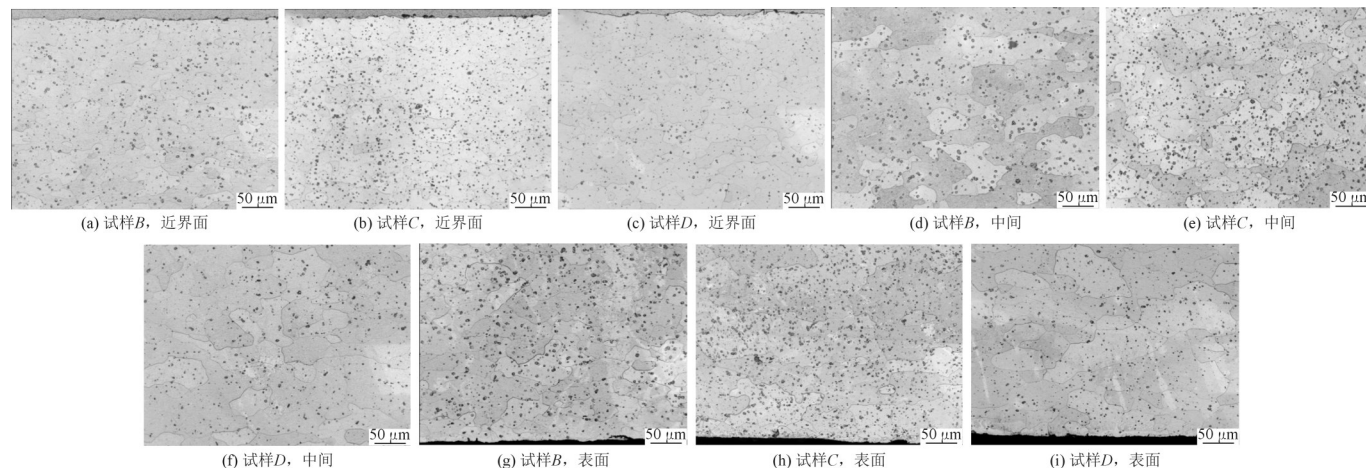


图4 不同状态下TC4/6013Al复合型材6013Al侧不同位置的金相组织

Fig.4 Metallographic structure of T6-treated TC4/6013Al composites at various positions on 6013Al side under different conditions

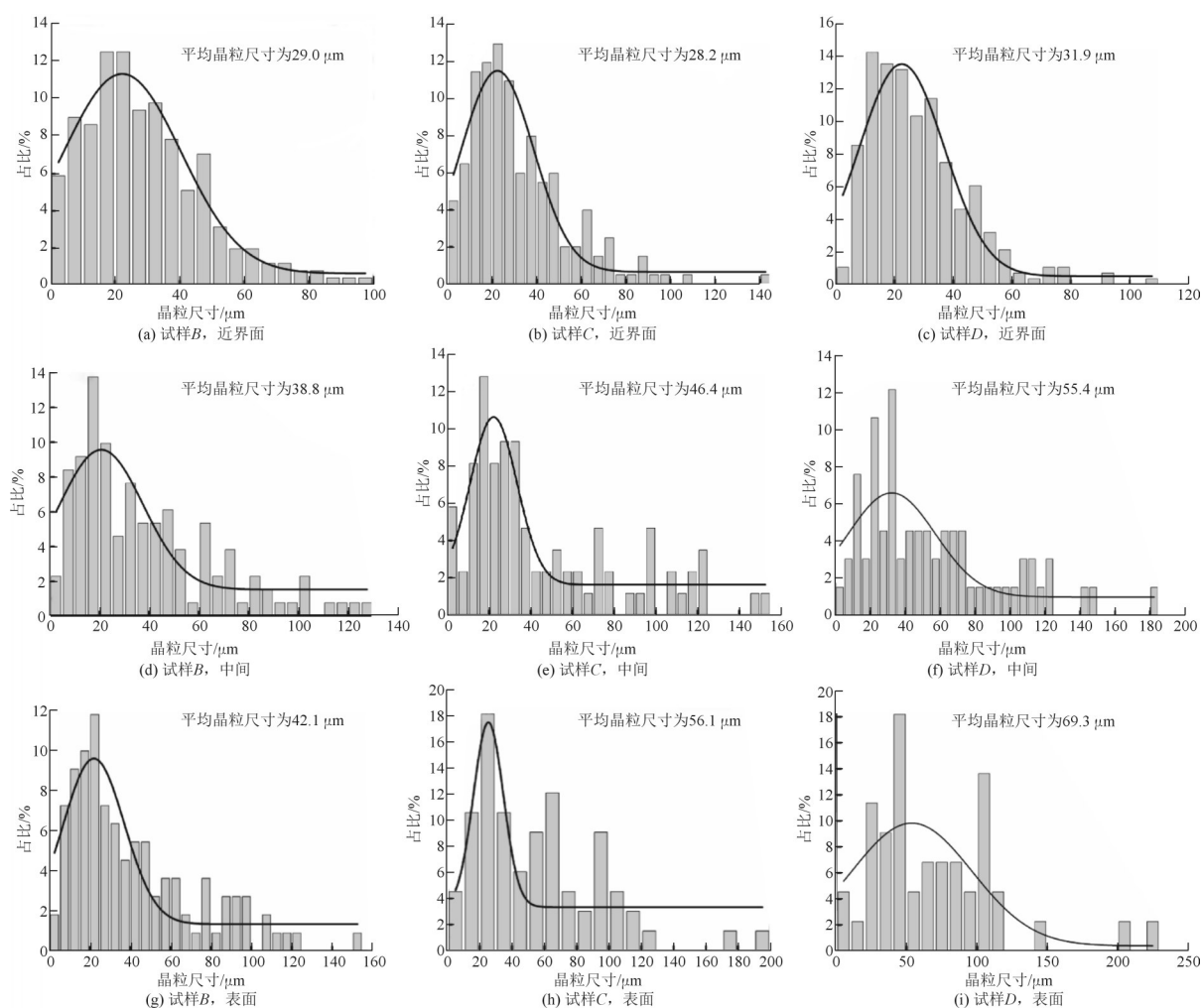


图 5 不同固溶温度下 T6 态 TC4/6013Al 复合型材 6013Al 侧不同位置的晶粒尺寸

Fig.5 Grain sizes of T6-treated TC4/6013Al composite at different positions on 6013Al side under various solution temperatures

匀的等轴颗粒状,晶粒尺寸大于近界面区域,分布规整;表面区域因轧制过程中摩擦与散热影响,再结晶程度介于近界面与中间位置之间,晶粒多呈细小结状或短条状,局部存在少量纤维状组织。整体来看,在轧制过程中,界面处的铝合金在高剪切力的作用下发生剧烈塑性变形,原始晶体破碎并形成高密度位错,为再结晶提供了更多的形核位点,促进了细小晶粒的形成,而距离界面越远,剪切力作用越弱,位错密度相对界面越小,因此中间和表面的晶粒尺寸均大于界面处<sup>[19]</sup>。此外,随着 T6 热处理温度升高,铝合金再结晶获得充足

能量,且界面附近的变形储能高于基体内部,更易达到临界形核能,使得纤维状组织逐渐减少,颗粒状等轴晶粒占比增加,各位置组织差异逐步缩小,但近界面区域始终保持更细密的晶粒特征。这种由界面至表面形成的梯度晶粒结构,实现了复合材料内部组织的多尺度协同调控,有助于协调变形过程中不同区域的力学响应,从而提升复合型材的整体强韧性匹配。

图 6 为不同固溶温度下 T6 热处理后 TC4/6013Al 复合型材界面的 EDS 线扫描结果。由 SEM 高倍形貌可知,界面保持良好的冶金结合状态,未发现显著的金

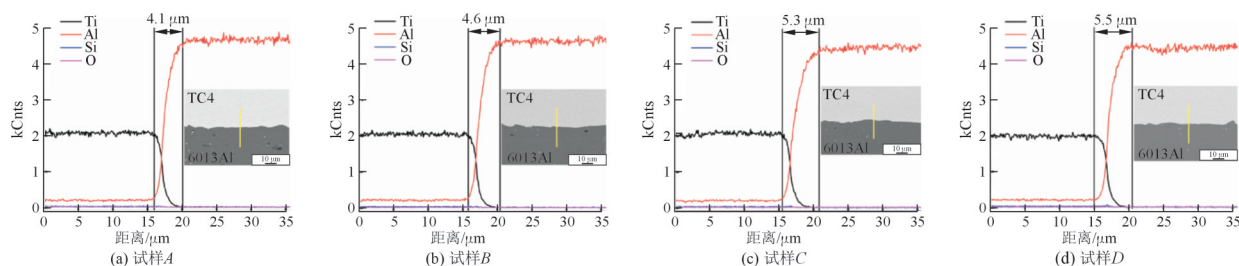


图 6 不同状态下 T6 态 TC4/6013Al 复合型材界面 EDS 线扫描

Fig.6 EDS linear scanning results of T6-treated TC4/6013Al composites under various conditions

属间化合物层;界面处存在极薄的Ti、Al元素扩散过渡层(厚度为4.0~5.5 μm),且其厚度随着固溶处理温度的升高逐渐增大。这是由于温度升高会加剧原子热振动、增大原子动能,使更多原子能够克服扩散激活能垒,从而提高扩散系数<sup>[20]</sup>。同时,温度升高会诱导产生更多空位、位错等缺陷,这些缺陷可作为原子扩散的快速通道,进一步加剧界面处的原子扩散。此外,扩散层内元素分布未出现台阶状成分突变,表明扩散以固溶为主,结合SEM图像中的界面形貌,可佐证界面处未生成Ti-Al金属间化合物。这种良好的界面结合及适度的元素扩散,通过固溶强化机制提高了界面区域的强度,同时避免了脆性金属间化合物的产生,实现了界面结合强度与韧性的协同提升。

2.2 力学性能

2.2.1 显微硬度

图7为不同固溶温度下TC4/6013Al复合型材在截面方向界面两侧的硬度分布。可以看出,热处理前后复合材料界面和表面的显微硬度均高于中间部分,这是由于异步热轧的非对称变形在界面区产生残余压应力,通过阻碍位错滑移提升硬度,同时界面区的剪切应变促使晶粒显著细化,进一步增强硬度,而轧辊的摩擦与剪切作用使表层晶粒尺寸减小、位错密度增加,导致表面区域硬度升高。经T6热处理后,TC4/6013Al复合型材TC4侧的显微硬度(HV)略微提升,6013Al侧的硬度提升显著,由66最高提升至128,这得益于扩散强化(Ti、Al元素相互扩散)、细晶强化(动态再结晶形成的细小晶粒)、析出强化(Al侧纳米析出相)的协同作用<sup>[21-22]</sup>。随着固溶温度升高,复合材料的硬度呈上升趋势。当固溶温度由480℃升至520℃时,6013Al侧硬度(HV)从108提升至128,这是因为固溶处理中,高温促使溶质原子Mg、Si等充分溶入Al晶格形成过饱和固溶体,通过弹性相互作用与晶格畸变增大位错运动阻力,从而提高强度与硬度<sup>[20]</sup>。后续人工时效则可以促

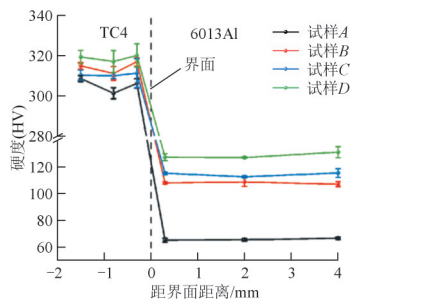


图7 不同固溶温度下T6态TC4/6013Al复合型材界面两侧硬度分布

Fig.7 Hardness distribution on both sides of T6-treated TC4/6013Al composite interface at different solution temperatures

使溶质原子以稳定化合物Mg<sub>2</sub>Si析出,形成的细小金属间化合物粒子进一步阻碍位错运动,强化效果更显著。由于T6热处理主要针对6013Al侧设计,因此对该侧显微硬度的提升作用更突出,对TC4侧的影响则相对较小。通过T6热处理工艺调控实现的界面-基体协同强化,优化了复合材料整体的硬度分布梯度。

2.2.2 力学性能

图8为不同固溶温度下T6态TC4/6013Al复合型材沿轧制方向的拉伸应力-应变曲线。结果显示,未经热处理的复合型材抗拉强度最低,为634 MPa,伸长率最高,达24.13%。经不同固溶温度的T6热处理后,TC4/6013Al复合型材的抗拉强度均有所提升,伸长率则相应降低,且呈现出固溶温度越高,抗拉强度越高而伸长率越低的规律。其中,经520℃固溶处理的复合型材抗拉强度达到744 MPa,同时其伸长率最小,为19.02%。从强化机制来看,T6热处理中固溶与时效过程促使6013Al侧析出大量细小强化相,通过析出强化显著提升铝合金强度。同时界面处元素扩散加剧提升界面强度,协同TC4钛合金本身的高强度特性,共同推动TC4/6013Al复合型材整体抗拉强度上升,而伸长率降低主要源于6013Al侧塑性下降。随固溶温度升高,铝合金内部残余应力不断累积、位错运动阻力增大,导致整体塑性变形能力减弱,最终呈现出强度与塑性的反向变化规律。因此,通过调控固溶温度实现的强度-塑性协同优化,体现了复合材料多组元、多尺度结构的协同响应机制。

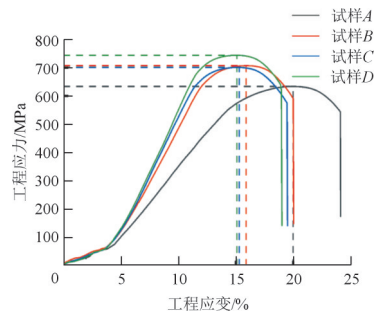


图8 不同固溶温度下T6态TC4/6013Al复合型材拉伸应力-应变曲线

Fig.8 Tensile stress-strain curves of T6-treated TC4/6013Al composites at different solution temperatures

2.2.3 残余应力

图9为不同热处理条件下TC4/6013Al复合型材6013Al侧近界面处的残余应力。可以看出,复合型材试样界面处的残余应力均为压应力,这是因为热处理冷却阶段,界面附近发生非均匀收缩时,6013Al侧冷却速度更快、收缩量更大,但受TC4约束产生塑性变形,

最终在 Al 侧形成残余压应力。与试样 A 相比,热处理后复合型材的界面残余应力显著增大,表明该残余应力主要是由热处理工艺导致。此外,随着固溶温度升高,复合材料界面处的残余应力呈增大趋势;当固溶温度为 520 ℃ 时,复合型材界面残余应力达到最大值,为  $(-177 \pm 6.9)$  MPa,归因于固溶温度的升高加速了 Ti、Al 相互扩散,形成更厚的扩散过渡层及纳米级  $\text{TiAl}_3$  相,在冷却时产生附加应力。残余应力的增大可提升材料硬度,这是因为硬度测试时压应力的作用方向与压头加载方向相反,会减少压头压入深度,相当于提高了材料硬度<sup>[23]</sup>。另一方面,界面处的压应力在一定范围内可提高双金属复合材料的剪切强度。压应力能抵消部分外载荷引起的拉应力,使材料承受剪切载荷时的实际有效应力减小,从而增强剪切强度。但是,也需要预防压应力过大可能导致的复合材料界面脆性开裂风险<sup>[24]</sup>。这种由热失配驱动的残余应力与界面扩散反应的协同调控,实现了复合材料界面强度与硬度的优化平衡,是 T6 热处理工艺中界面协同优化的关键体现。

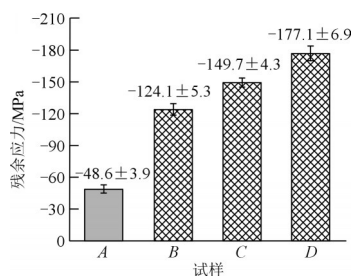


图9 热处理前后 TC4/6013Al 复合型材 6013Al 侧近界面处的残余应力

Fig.9 Residual stress of TC4/6013Al composites near the interface on 6013 Al side before and after heat treatment

#### 2.2.4 界面剪切强度

热处理前后 TC4/6013Al 复合型材的界面剪切强度见图 10。其中,未经热处理的复合型材界面剪切强度最低,仅为 174.2 MPa,而经不同固溶温度 T6 热处理后,复合型材的剪切强度有明显的提升。当固溶温度低于 500 ℃ 时,界面剪切强度随固溶温度升高而增大,在 500 ℃ 时达到最高值 231.2 MPa,接近铝基体的强度水平。界面剪切强度提升是多种强化机制协同作用的结果。热处理促进了界面处 Ti、Al 元素的扩散,形成厚度适宜、成分连续的扩散过渡层,增强了界面的冶金结合力<sup>[25]</sup>。6013Al 侧时效处理后析出的纳米级  $\text{Mg}_2\text{Si}$  细小强化相,通过沉淀强化提升了铝合金基体的强度<sup>[26]</sup>,使界面附近的承载能力增强,进而提高整体剪切强度,而界面处由热失配产生的残余压应力(当残余压应力从 -48 MPa 变化至 -149 MPa 时,界面剪切强度由 174.2 MPa 提升至 231.19 MPa)能够有效抵消外加载荷引起的拉应

力,抑制界面裂纹萌生<sup>[27]</sup>。同时,热处理后界面附近晶粒细化也通过细晶强化机制增强了界面区域的抗剪切能力。然而,当固溶温度升高至 520 ℃ 时,界面剪切强度下降至 182.0 MPa,这主要是由于扩散层过厚以及残余压应力过大可能导致界面脆性增加,破坏了多种强化因素之间的协同平衡。可见 T6 热处理通过调控元素扩散、析出相强化、残余应力分布与晶粒细化等多重机制的协同配合,实现了界面剪切强度的优化提升。

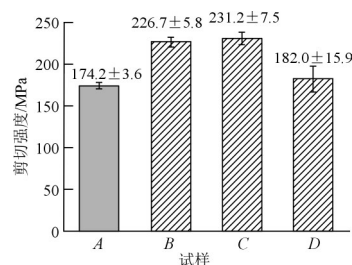


图10 热处理前后 TC4/6013Al 复合型材的界面剪切强度  
Fig.10 Interfacial shear strength of TC4/6013Al composites before and after heat treatment

TC4/6013Al 复合型材拉剪试验后 TC4 侧断口的 SEM 形貌及 EDS 面扫描结果见图 11,其中红色代表 Al 元素,蓝色代表 Ti 元素。可以看出,固溶处理温度为 480 ℃ 和 500 ℃ 时,钛合金侧断口处被大面积的金属铝

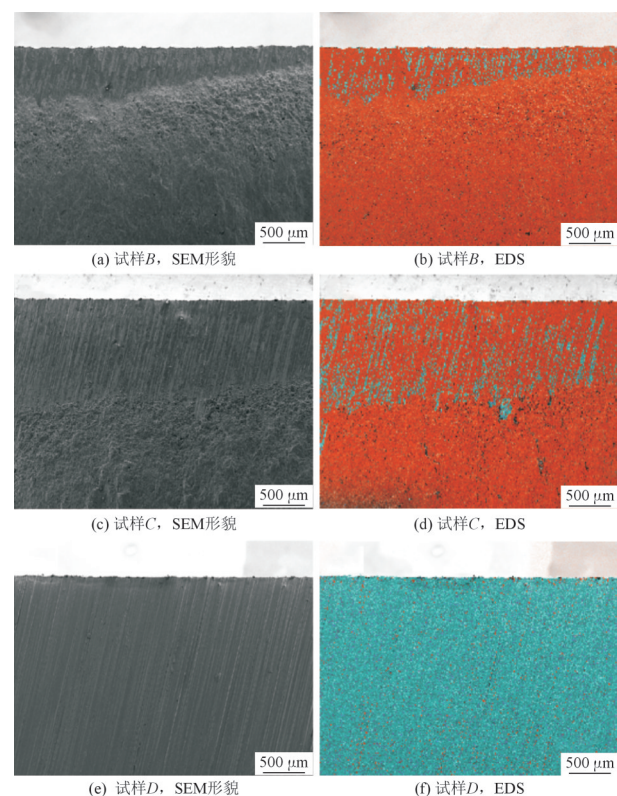


图11 TC4/6013Al 复合型材 TC4 侧拉伸剪切断口 SEM 形貌及对应的 EDS 面扫描分布

Fig.11 SEM morphologies of tensile and shear fracture of TC4/6013Al laminated composites on TC4 side as well as corresponding EDS scanning

覆盖,此时断口表面的铝含量(质量分数)分别为97.5%和92.3%,见图11a和图11b,说明钛、铝两种金属形成了大面积牢固的冶金结合,导致在拉剪过程中复合型材断裂失效主要发生在铝基体处,因此复合型材的剪切强度较高。当固溶处理温度为520℃时,断口表面绝大部分为钛金属,残留在断口处的铝金属明显减少,此时复合型材断裂失效发生在界面处,材料的结合强度下降,见图11f。

### 3 结 论

(1)采用异步热轧法制备的TC4/6013Al复合型材界面平整,未出现空洞、裂纹等缺陷。经不同固溶温度T6热处理后,界面仍保持平整的冶金结合状态,未产生明显的金属间化合物层,元素扩散适度,界面扩散层厚度为4.0~5.5 μm。

(2)T6热处理促使TC4/6013Al复合型材铝侧组织发生明显转变,纤维状晶粒逐步演变为等轴晶;晶粒尺寸统计结果显示,从界面至表面呈现梯度分布特征,近界面区域晶粒最细小,中间位置次之,表面区域晶粒尺寸最大。

(3)T6热处理显著提升了TC4/6013Al复合型材的力学性能。经520℃固溶处理后,抗拉强度由634 MPa提高至744 MPa,铝侧显微硬度(HV)由66升高至128。在500℃固溶条件下,界面剪切强度达到231.2 MPa,而当固溶温度继续升高至520℃时,界面残余压应力进一步增大,剪切强度下降至182 MPa。

### 参 考 文 献

- [1] MOSALLANEJAD M H, ABDI A, KARPASAND F, et al. Additive manufacturing of titanium alloys: Processability, properties, and applications[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2023, 25(24): 2 301-122.
- [2] 金和喜,魏克湘,李建明,等.航空用钛合金研究进展[J].*中国有色金属学报*, 2015, 25(2): 280-292.
- [3] 刘世锋,宋玺,薛彤,等.钛合金及钛基复合材料在航空航天的应用和发展[J].*航空材料学报*, 2020, 40(3): 77-94.
- [4] 李楠林.钛合金管材在航空航天领域的应用技术研究[J].*科技资讯*, 2025, 23(11): 78-80.
- [5] LI S S, YUE X, LI Q Y, et al. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 944-983.
- [6] 郑晖,赵曦雅.汽车轻量化及铝合金在现代汽车生产中的应用[J].*锻压技术*, 2016, 41(2): 1-6.
- [7] E J C, HUANG J Y, BIE B X, et al. Deformation and fracture of explosion-welded Ti/Al plates: A synchrotron-based study[J]. *Materials Science & Engineering*, 2016, A674: 308-317.
- [8] 宋友宝,李龙,周德敬.金属层状复合板焊接研究现状与展望[J].*焊接*, 2016(10): 18-22.
- [9] 韩建超,刘畅,贾焱,等.钛/铝复合板研究进展[J].*中国有色金属学报*, 2020, 30(6): 1 270-1 280.
- [10] 刘迎彬,尹楚藩,安文同,等.钛/铝多层复合板爆炸焊接研究[J].*热加工工艺*, 2021, 50(11): 128-131.
- [11] GAO B X, XIAO H, YU C, et al. Warpage control and interface characteristics of Ti/Al composite plates by differential temperatures rolling with mobile induction heating[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 331: 118-524.
- [12] ZHANG J P, HUANG H G, ZHAO R D, et al. Cast-rolling force model in solid-liquid cast-rolling bonding (SLCRB) process for fabricating bimetal clad strips[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(3): 626-635.
- [13] ZHAI W G, YE C Q, DENG G P, et al. Microstructure and mechanical properties investigations of pure titanium-aluminum alloy composite fabricated by explosive welding[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, 33(18): 9 366-9 375.
- [14] HUANG H G, CHEN P, JI C. Solid-liquid cast-rolling bonding (SLCRB) and annealing of Ti/Al cladding strip[J]. *Materials & Design*, 2017, 118: 233-244.
- [15] YU C, HE Z B, LÜ Q, et al. Preparation of Ti/Al composite plates by differential temperature rolling with induction heating[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 117(1-2): 383-394.
- [16] CAO M, WANG C J, DENG K K, et al. Effect of interface on mechanical properties and formability of Ti/Al/Ti laminated composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14: 1 655-1 669.
- [17] 吕震宇.异步轧制铜/铝复合板界面结合强度研究[J].*塑性工程学报*, 2019, 26(4): 93-97.
- [18] 邓瑞君.钛/铝复合板差速波-平轧制复合机理及协调变形行为研究[D].太原:太原理工大学, 2023.
- [19] 谢红飙,陈楠,梁树杰,等.钛/铝复合板感应加热异温轧制有限元模拟和试验[J].*中国有色金属学报*, 2022, 32(8): 2 231-2 242.
- [20] ZHANG X B, YU Y B, LIU B, et al. Microstructure characteristics and tensile properties of multilayer Al-6061/Ti-TA1 sheets fabricated by accumulative roll bonding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 275: 116-378.
- [21] JIA J B, XIE W T, XU B, et al. Effect of solution treatment on microstructure, mechanical properties, and strengthening mechanisms of 6061 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025, 34: 12 920-12 934.
- [22] 王希靖,孙桂苹,张杰,等.焊后热处理对高强铝合金搅拌摩擦焊接头的影响[J].*中国有色金属学报*, 2009, 19(3): 484-489.
- [23] 姜勇,李洋,张显程,等.低温超饱和气体渗碳对316L奥氏体不锈钢力学性能的影响[J].*中国表面工程*, 2018, 31(1): 32-38.
- [24] YUAN M N, WANG Z J, YAO Y H, et al. Finite element analysis of thermal stresses in Ti-Al<sub>3</sub>Ti metal-intermetallic laminated composites[J]. *Results in Physics*, 2019, 15: 102 706.
- [25] 张飞,王晓溪,张翔,等.退火温度对ECAP制备钛铝双金属棒材界面结合行为的影响[J].*金属热处理*, 2025, 50(7): 118-124.
- [26] 丁小理,邓汝荣,罗杰,等.固溶时效处理对6013铝合金型材组织和性能的影响[J].*轻合金加工技术*, 2020, 48(4): 47-51.
- [27] LI F, DENG A Z, ZHAO Q L, et al. Research on influence mechanism of composite interlaminar shear strength under normal stress[J]. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2020, 27(1): 119-128.

(编辑:彭瑾)