

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5208

基于原位观察的 TC4 钛合金焊接接头组织与变形机制研究

邵嘉君¹, 贾润晨¹, 李倩², 张思远², 辛社伟², 曾卫东¹

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室 陕西 西安 710072 2. 西北有色金属研究院 陕西 西安 710016)

摘要:系统探讨了 TC4 钛合金在氩弧焊后的组织演化与力学行为。通过 EBSD 扫描与金相观察,揭示了焊缝区域温度梯度和择优取向对柱状晶生长的显著影响。对热影响区进行组织重构分析表明,原始 β 晶粒普遍呈现典型的 $\langle 100 \rangle$ 织构取向;冷却过程中,片层 α 组织自 β 晶粒中析出时几乎未表现出明显的变体选择性,显示出取向保持特征。进一步结合 SEM 原位拉伸与断口显微分析,发现滑移线主要分布于母材区,以柱面滑移为主,且越靠近焊缝其数量越少;微裂纹主要起源于变形过程中晶界的开裂,表明晶界在塑性变形与断裂演化中发挥关键作用。

关键词:TC4; 氩弧焊; 显微组织; 原位拉伸

中图分类号: TG404

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)07-0783-12

Research on the Microstructure and Deformation Mechanism of TC4 Titanium Alloy Welded Joints Based on In Situ Observations

SHAO Jiajun¹, JIA Runchen¹, LI Qian², ZHANG Siyuan², XIN Shewei², ZENG Weidong¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The microstructure evolution and mechanical behavior of a TC4 titanium alloy following tungsten inert gas welding were systematically investigated. The influence of the temperature gradient and preferred orientation on the growth of columnar crystals in the weld zone was revealed through EBSD scanning and metallographic examination. Reconstruction analysis of the heat-affected zone (HAZ) indicates that the prior β grains generally exhibit a typical $\langle 100 \rangle$ texture orientation. During cooling, the lamellar α phase precipitated from the β grains shows almost no distinct variant selection, demonstrating characteristics of crystallographic inheritance. A combination of in situ SEM tensile tests and fracture microscopy reveals that slip lines are predominantly distributed in the base metal zone and decrease in number closer to the weld, which is dominated by prismatic slip. Microcracks are found to nucleate primarily at grain boundaries during deformation, indicating that grain boundaries play a critical role in plastic deformation and fracture evolution.

Key words: TC4; tungsten inert gas; microstructure; in situ tensile

钛合金因其优异的比强度、耐腐蚀性能和高温稳定性^[1-2]被广泛用于航空发动机压气机部件、飞机机身结构、航天器燃料贮箱及深海装备等重要场合^[3-4]。其中 TC4 作为典型的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金,已成为应用最广泛的钛合金材料之一。在实际工程中,焊接是 TC4 构件制造与装配过程中不可或缺工

艺^[5],尤其氩弧焊(tungsten inert gas, TIG)由于其工艺成熟、适应性强,仍是最常用的焊接方法之一^[6]。然而,焊接是一个涉及局部熔化、非平衡凝固和复杂热循环的过程,不可避免地会引起接头区域显微组织的不均匀性,进而影响其力学性能。因此,深入研究焊接接头在不同区域的微观组织与力学响应,对提

收稿日期: 2025-09-17

基金项目: 陕西省创新能力支撑计划·国家先进稀有金属材料技术创新中心(2024ZG-GCZX-01(1)-05);凝固技术全国重点实验室博士后基金(2025-BJ-03)

作者简介: 邵嘉君,2002 年生,硕士生.研究方向为塑性方向研究. Email: 2020301104@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 贾润晨,1994 年生,博士.研究方向为塑性变形相关研究. Email: jrchen@nwpu.edu.cn

曾卫东,1969 年生,博士,教授.研究方向为塑性变形相关研究. Email: zengwd@nwpu.edu.cn

引用格式: 邵嘉君,贾润晨,李倩,张思远,辛社伟,曾卫东.基于原位观察的 TC4 钛合金焊接接头组织与变形机制研究[J].铸造技术,2026,47(7): 783-794.

SHAO J J, JIA R C, LI Q, ZHANG S Y, XIN S W, ZENG W D. Research on the microstructure and deformation mechanism of TC4 titanium alloy welded joints based on in situ observations[J]. Foundry Technology, 2026, 47(7): 783-794.

升结构设计与工艺优化水平具有明确的工程价值。目前,焊接的研究已有较多积累,但多数集中于工艺参数优化、宏观力学性能测试以及焊后静态组织分析^[7-8]。Wu 等^[9]研究了激光焊接的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo/Ti60 异种合金,成功获得了全熔透且无缺陷的优质焊接接头。该研究揭示了在焊后热处理过程中接头两侧合金组织演变路径的不同:对于 Ti₂AlNb 合金侧,随着热处理温度的升高,片状晶体的宽度以及 B2/ β 相的体积分数均有所增加;而对于 Ti60 合金侧,温度的升高则导致了 α 相和 β 相晶粒的粗化,同时 β 相的含量也相应增加。发现在 970 °C 进行热处理后,该合金的抗拉强度与塑性均实现了同步提升。Lu 等^[10]对电子束焊 TC4 合金的研究也得出了相似的结论,其发现焊接态的试样抗拉强度最高;热处理虽然能减小热影响区宽度,但整体上会降低试样的强度;并利用热力学数据库成功构建了模型,用以预测不同热处理条件下材料发生颈缩和断裂的潜在位置。然而,以往研究大多局限于宏观力学性能的对比或静态组织的观察,缺乏对焊接接头在真实载荷条件下微观变形行为的动态、原位研究。尤其是关于各区域在塑性变形过程中的应变分配行为、微裂纹的萌生与扩展机制,以及组织不均匀性对整体变形协调性的影响,仍缺乏系统且直观的实验证据。

为此,本研究聚焦于 TC4 氩弧焊接头,采用扫描电子显微镜(SEM)下的原位拉伸测试方法,系统研究焊缝、热影响区及母材在拉伸载荷下的原位变形行为与损伤演化过程。研究旨在从微米尺度揭示不同区域的应变局部化特征、裂纹萌生位置及扩展路径,阐明晶粒形态、取向、相分布等微观组织与力学行为之间的内在联系,从而为理解 TC4 焊接接头在复杂载荷下的失效机制提供直接实验依据,也为后续工艺改进和寿命预测模型建立奠定理论基础。

1 实验材料与方法

1.1 材料

实验焊接板材为西北有色金属研究院提供的国标 TC4 合金(GB/T 3620.1-2016),相变点为(975±5) °C,板材在相变点上、下正常锻造,棒坯下料切成板材,尺寸为 10 mm×45 mm×210 mm。板材原始组织如图 1 所示,为典型等轴组织,等轴 α 晶粒平均晶粒尺寸为 10.38 μm 。焊丝成分为 TC4,焊丝直径为 2.4 mm。坡口类型为 U 型,切取垂直方向试样。

1.2 氩弧焊工艺

焊接前,使用酒精清洗试板表面。使用型号为奥太 WSM-500 的氩弧焊机进行焊接,纯度为 99.99% 的氩气作为保护气体,每次焊接厚度约为 1 mm,共焊接 8 层,每层焊接之后需要使用刷子对焊缝表面进行打磨处理,除去表面残渣,使表面光洁,空冷 30 min 再进行下一层焊接。8 层焊接完成后再焊接两道使焊缝完全盖住坡口,焊接速度约为 90 mm/min。焊接电流从 100 A 逐渐增大,第二道为 145 A,第三道和第四道为 154 A,并在第五道之后稳定为 170 A。

1.3 显微组织表征与拉伸实验

焊接后,通过线切割将焊缝截面切片,进行微观结构表征。使用 2000 目砂纸打磨金相试样,机械抛光并腐蚀后在 OLYMPUS PM-T3 光学显微镜上进行金相观察,腐蚀液配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:10。在 TESCAN MIRA3 上进行形貌分析,并采用其配备 OXFORD CNANO 和 OXFORD X MAXN 进行 EBSD 扫描和能谱测试。采用 404SXV 型显微硬度计在试样中心进行硬度测试,垂直于焊缝中心方向每隔 0.5 mm 采一个点,加载载荷为 500 g,加载时间为 15 s。对于原位拉伸试样,将试样加工成狗骨形试样(图 2b),标距的中心为热影响区,试样厚度为 0.8 mm,使用浓度为 5%高氯酸进行电解抛光,电流为 35 V,时间为 40 s,进行 EBSD 扫描,随后放在水平台上进

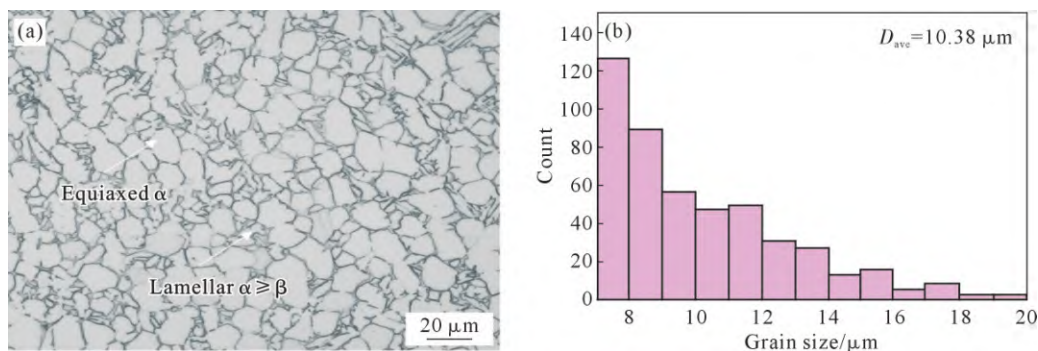


图 1 TC4 合金板材金相组织及晶粒尺寸分布:(a) 金相组织;(b) 晶粒尺寸分布

Fig.1 Metallographic structure and grain size distribution of the TC4 alloy: (a) metallographic structure; (b) grain size distribution

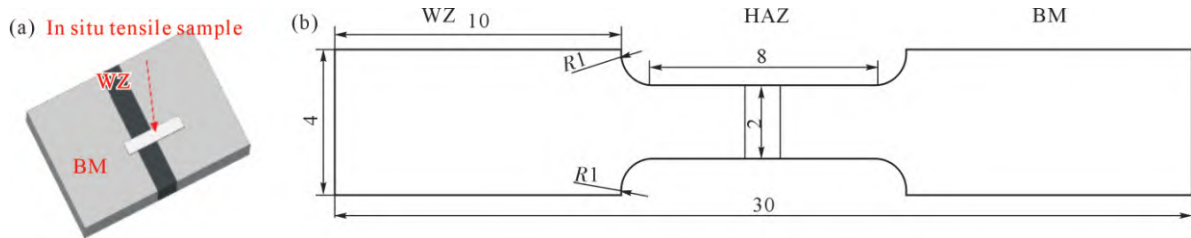


图2 拉伸试样:(a) 拉伸取样示意图;(b) 拉伸试样尺寸

Fig.2 Sample for tensile testing: (a) schematic diagram of tensile sampling; (b) dimensions of the tensile sample

行原位拉伸实验,拉伸速率为 2×10^{-3} mm/s。

2 实验结果及讨论

2.1 焊缝成分与组织

图3展示了该钛合金焊接接头焊缝区(weld zone, WZ)的宏观形貌,从中可以清晰地看到,焊缝整体成形良好,表面光滑,未发现任何裂纹、气孔或夹渣等缺陷,焊缝成型与焊接过程中的热力学行为及随后的凝固组织演变密切相关。在焊接过程中,电弧产生的高热量使熔池与邻近母材之间形成了强大的温度梯度^[11],在靠近焊缝底部的区域,由于与操作台紧密接触,热量能够通过多个方向快速散失,因此该区域的冷却速度较快,温度梯度 G 相对较小。然而,随着焊接层数的增加,钛合金本身具有较低的导热系数,导致在后续焊接时,热量难以迅速向下传导并有效散失,这使得靠近熔池顶部的区域积累了大量热量,形成了更大的温度梯度。在金属凝固理论中,晶粒的最终形态是由温度梯度 G 与凝固前沿的推进速度 R 共同决定的,其比值 G/R 是决定晶体生长方式的关键因素。随着 G/R 值的逐渐增大, β 相晶体的生长形态会经历一系列典型的演变:从平直的界面生长,到胞状组织,再到柱状枝晶,最终可能形成等轴枝晶。当 G/R 值较小时,意味着冷却相对缓慢, β 相晶核的形核速率略大于其长大速率。这种情况下, β 相更倾向于形成等轴晶或等

轴晶与柱状晶的混合组织。这解释了图3d中,在焊缝区的底部组织基本呈现为等轴状。相反,当 G/R 值较大时,意味着冷却非常迅速, β 相晶核的长大速率远大于形核速率。此时,新生的 β 晶粒更倾向于沿着温度梯度的方向,即垂直于熔池边界的方向迅速长大,形成粗大的柱状晶^[12-13],在图3c中可以观察到这种垂直于坡口方向的柱状晶。此外,BCC结构的 β 钛晶粒本身具有 $\langle 100 \rangle$ 方向的择优取向。在焊缝中心区域,凝固过程是在已沉积的晶粒基础上进行外延生长,由于择优取向和温度梯度的综合影响,其生长方向相对于焊缝边缘会发生一定偏折,最终形成了图3b与水平方向呈约一定夹角的、具有 $\langle 001 \rangle$ 取向的粗大 β 柱状晶^[14]。同时,焊缝区中可见的白色亮带是每道焊道熔池的边界,受表面张力影响,表面呈下凹状^[15-16]。亮带记录了焊接的层叠过程,中心部位的晶粒正是沿着上一道次的晶粒外延生长形成的,由于焊接过程中电弧会贴着侧壁^[17],因此熔池均偏离焊缝中心。

热影响区(heat affected zone, HAZ)宽度约为0.8 mm。该区域的组织由大量等轴 α 晶粒和片层状的 $\alpha+\beta$ 双态组织构成^[18]。热影响区的形成是由于其受到了焊缝区热源的剧烈热循环作用,导致温度升高至 β 相变点以上。在这一过程中,原始的片层组织会发生重溶解,而等轴 α 晶粒的转变则相对较慢。由于该区域达到的最高温度不足以使等轴 α 晶

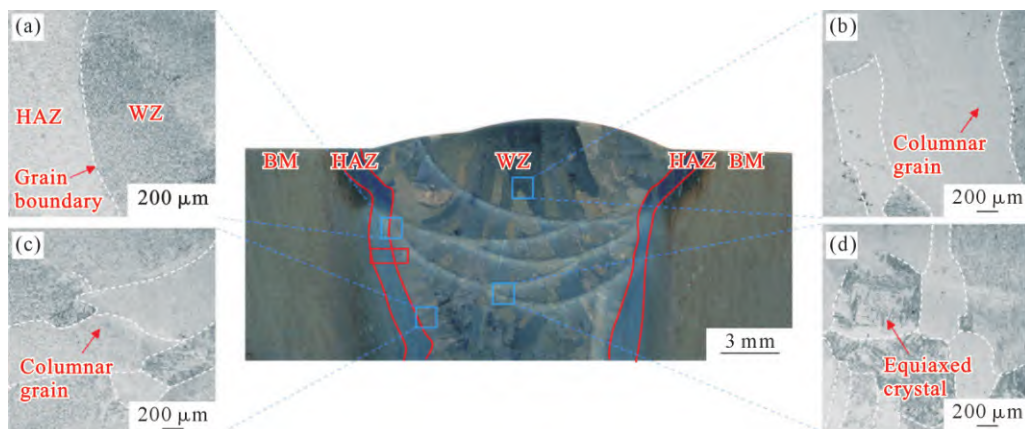


图3 焊缝金相组织:(a) 热影响区与焊缝边缘;(b) 焊缝边缘;(c) 焊缝中央;(d) 焊缝底部

Fig.3 Metallographic structure of the weld: (a) HAZ/WZ; (b) edge of WZ; (c) center of WZ; (d) root of WZ

粒完全重熔,它们得以一定程度的保留原有的轮廓,但晶界处因部分溶解而变得模糊^[19]。同时,已经重熔的组织在随后的快速冷却过程中会重新析出,形成新的片层组织,这使得图 3a 热影响区的整体片层形貌与母材(base metal, BM)相比发生了显著改变。

为了深入分析热影响区的微观结构特征,对图 3 中红框标记的区域进行了 EBSD 扫描。扫描结果如图 4 所示,热影响区内的组织发生了显著转变,原本大量的等轴组织已转变为片层组织,等轴组织的占比急剧下降至约 20%。整个区域表现出强烈的择优取向,且其晶体取向与母材区域存在巨大差异,这主要是由于焊接过程中的热循环导致该区域温度升高至相变点以上,组织发生重熔,形成了新的 β 晶粒,冷却后的该区域组织显示出显著的择优取向,且其取向分布与母材存在系统性差异。焊接热

循环使局部温度超过 β 转变温度乃至发生局部熔化,先形成高温 β 相;随后的凝固/再结晶在显著的温度梯度下进行,液固界面处发生类外延生长与竞争取向选择,通常导致原始 β 晶粒(prior- β)沿热流方向的 $\langle 001 \rangle$ 取向占优并形成柱状或等轴—柱状过渡的 β 组织。冷却阶段, α 相由 prior- β 晶粒内析出,遵循 Burgers 取向关系,即 $\{0001\}_{\alpha} // \{110\}_{\beta}, \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha} // \langle 111 \rangle_{\beta}$,在界面能最小化、形变/热应变适配与取向关系约束的共同作用下发生变体选择。对该热影响区进行晶粒重构后结果如图 5d 和 f 所示,其反极图(inverse pole figure, IPF) 显示出原始 β 晶粒呈现出典型的 $\langle 100 \rangle$ 织构特征,这是由于母材为反复锻拔后的组织,存在较为明显的取向集中,因此在升温至相变点以上后晶粒迅速长大。在随后的冷却过程中,片层组织从原始 β 晶粒中近似不发生变体选择地

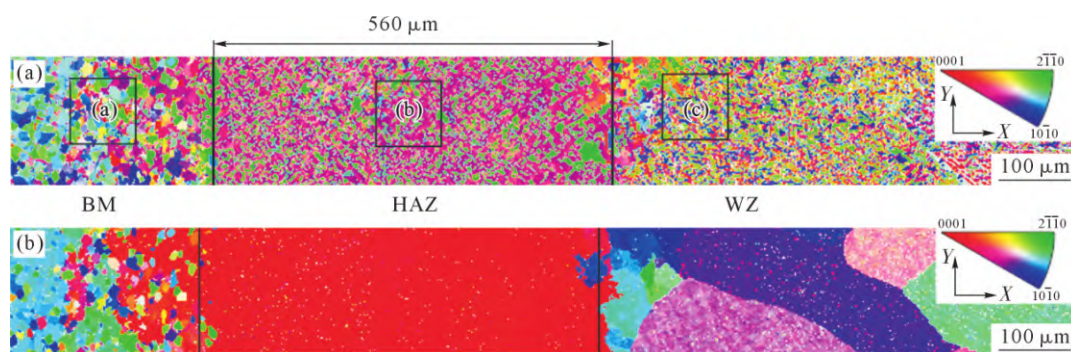


图 4 TC4 焊缝 IPF 图:(a) α 相;(b) 重构后原始 β 相

Fig.4 IPF maps of the TC4 weld: (a) α phase; (b) reconstructed prior to the β phase

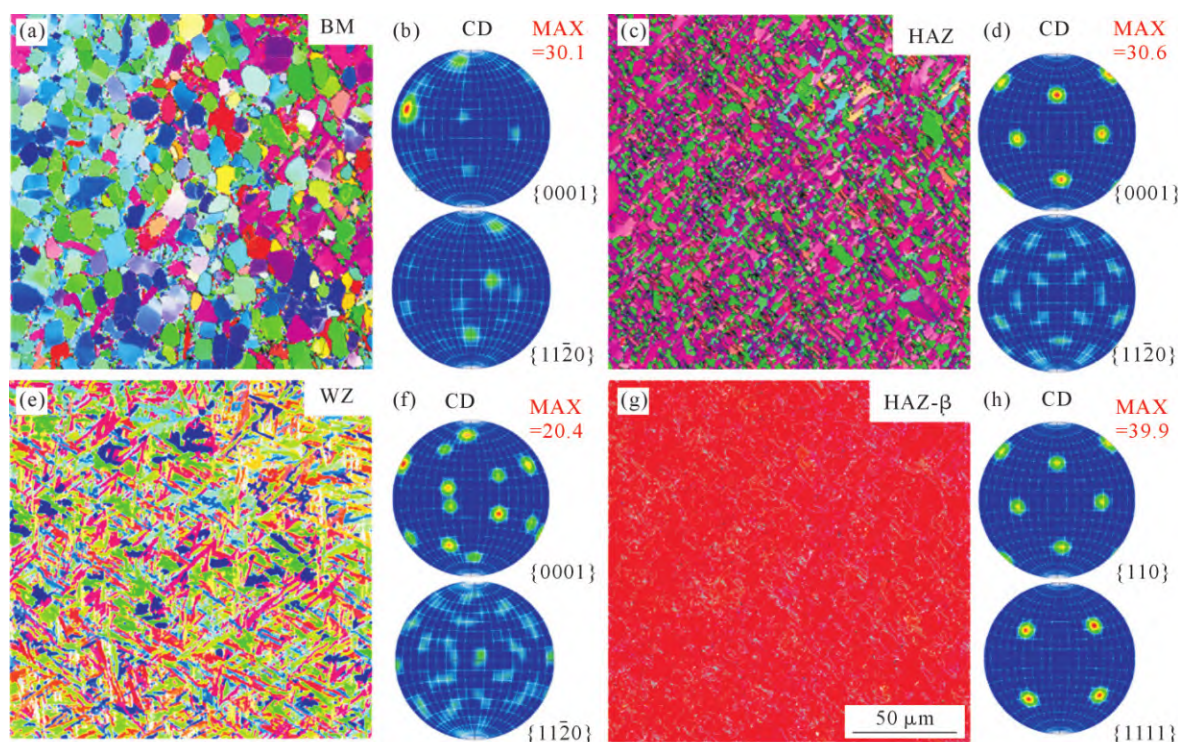


图 5 焊缝 IPF 图和相应极图:(a, b) 母材;(c, d) 热影响区原始组织;(e, f) 焊缝;(g, h) 热影响区重构后 β 晶粒

Fig.5 IPF maps and corresponding pole figures of the weld: (a, b) BM; (c, d) original microstructure of the HAZ; (e, f) WZ; (g, h) reconstructed β grains of the HAZ

析出^[20],因此,在图 5d{0001}极图中,热影响区的原始组织表现为 6 个取向集中区。相比之下,焊缝区内部则观察到了大量更为细小的 α 片层组织^[21],其片层厚度约为 2.9 μm 。

对图 4 中 a、b、c 区域进行 EDS 测试,结果如图 6 所示,焊缝成分均匀,母材区和热影响区 Al 在晶粒内部有一定富集,而 V 在晶界处含量较多,这是由于 Al 为 α 稳定元素,因此在等轴 α 晶粒内部含量较高,而 V 为 β 稳定元素,在晶界片层组织内含量较高。各元素含量如表 1 所示。

表 1 不同位置元素含量

Tab.1 Element contents at different locations

Region	Ti	Al	V
BM	89.03	6.71	4.26
HAZ	89.15	6.77	4.09
WZ	89.18	6.75	4.07

2.2 力学性能分析

图 7 为焊接接头显微维氏硬度的分布曲线,清晰地展示了从母材到焊缝区的硬度变化趋势。测试结果显示,母材区的硬度基准值约为 280 HV。进入热影响区后,硬度显著提升,达到约 300 HV,相较于

母材提高了约 7%。硬度最高的区域出现在焊缝区,其数值约为 330 HV,比热影响区进一步提高了约 10%。这种硬度变化与各区域的微观组织结构密切相关。焊缝区组织在焊接冷却过程中形成了极为细小的片层状结构,这种显著的晶粒细化效应极大地增加了晶界的密度。根据经典的 Hall-Petch 公式,晶粒越细小,晶界越多,材料的硬度就越高,因此焊缝区表现出最高的硬度^[22]。相比之下,热影响区的组织只有部分转变为细小的片层组织,其晶粒细化程度介于母材和焊缝区之间,因此其硬度值也恰好位于两者之间。

2.3 变形机制分析

图 8 为 TC4 焊丝原位拉伸过程中的时间-位移曲线。从拉伸曲线可以看出,整个拉伸过程经历了弹性变形、均匀塑性变形、颈缩和断裂 4 个阶段。随着位移的增加,试样先发生弹性变形,经过屈服点后,发生均匀塑性变形,产生颈缩并最终断裂,展现出较为良好的塑性。同时也可以看到,当曲线经过屈服点之后,随位移增加,载荷仍有一定程度的增大,发生变形强化现象。拉伸过程中,试样发生屈服时载荷为

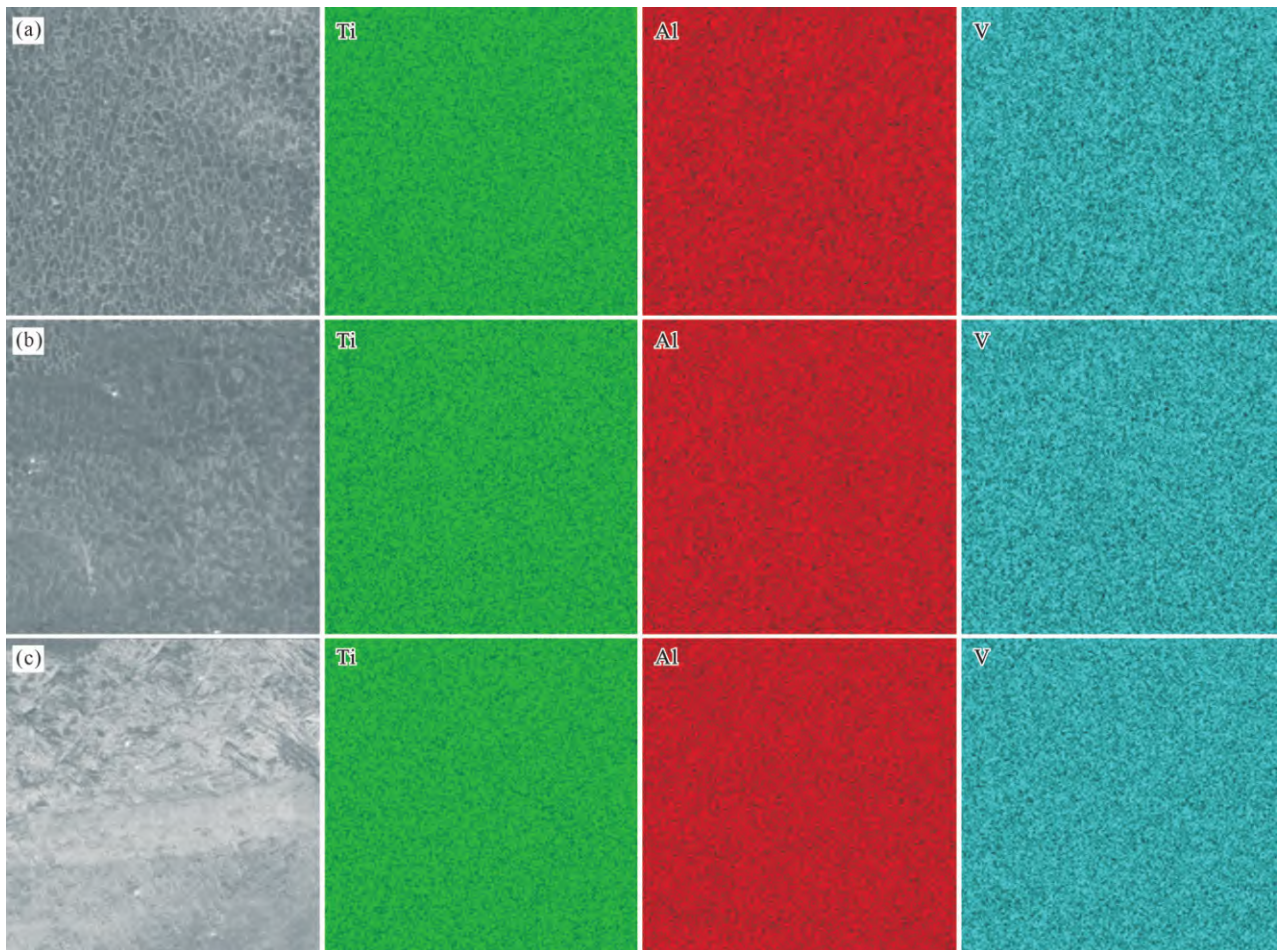


图 6 不同位置 EDS 图像:(a) 母材区;(b) 热影响区;(c) 焊缝区

Fig.6 EDS images at different positions: (a) BM; (b) HAZ; (c) WZ

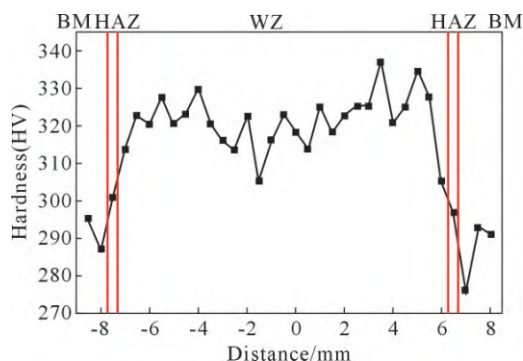


图7 焊缝附件显微维氏硬度变化

Fig.7 Variation in the micro-Vickers hardness near the weld
950 N, 最大载荷为 1 040.6 N, 二者相差 90.6 N, 抗拉强度为 770.79 MPa。最大位移为 0.639 mm, 伸长率计算为 8.00%。在原位拉伸过程中, 每进行一次观察时都进行一次卸载, 拉伸曲线上出现一次载荷下降, 图中便会保留一次痕迹。整个拉伸过程中一个进行 5 次观察, 分别记为 1-5。

图 9 和 10 展示了原位拉伸实验过程中, 材料在不同变形阶段下滑移迹线的演变情况。图中对不同类型的滑移系进行了颜色标注: 基面滑移用红线表示, 柱面滑移为黄色, 锥面滑移则为白色。本次观察所使用的放大倍数为 5 000 倍, 拉伸方向设定为水平方向。当试样加载至观察点 1 st 时, 材料开始发生屈服。图 9a 呈现了母材区域的滑移线形貌特征, 可以观察到, 在部分晶粒内部, 滑移线的数量显著增加, 且滑移痕迹非常清晰。这些滑移线在同一晶粒内部基本保持相互平行, 但在遇到晶界时受到阻碍, 无法穿越至相邻晶粒。此外, 个别晶粒内部的滑移线还出现了轻微的弯曲。值得注意的是, 仍有部分晶粒内部并未出现滑移线。这一现象可归因于多晶体材料在塑性变形过程中, 晶粒取向的差异以及晶粒之间的相互约束作用, 使得滑移迹线更倾向于优先出现在那些取向较软、更容易启动滑移的晶粒内部^[23]。随着加载继续进行至观察点 2, 材料已进入塑性变形阶段。图 9b 展示了此时的滑移线形貌。与前一阶段相比, 滑移线的数量有了一定程度的增加, 滑移痕迹也变得更加清晰。这表明随着变形的深入, 越来越多的位错滑移至试样表面, 从而形成了更为显著的滑移迹线。同时, 还观察到一些先前未出现滑移线的晶粒内部开始萌生新的滑移线, 并且在部分晶粒内同时出现了两个不同方向的滑移线。这一变化说明, 随着变形量的逐步增加, 原本取向较硬、不易启动滑移的晶粒也开始参与到塑性变形中。当试样加载至最终断裂时, 仅观察到滑移线有少量增加, 表明在变形后期, 滑移系的激活趋于饱和。通过对滑移系的定量计算分析, 可以确定在母材区域共启动了 2 个基面<a>型

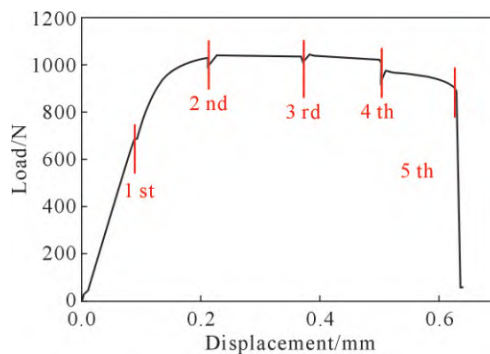


图8 TC4 焊丝原位拉伸位移-载荷曲线

Fig.8 In situ tensile time-load curves of the TC4 weld wire
滑移系、7 个柱面<a>型滑移系以及 2 个锥面<c+a>型滑移系^[24]。这一结果表明, 3 种类型的滑移系在变形过程中均被激活, 参与了材料的塑性变形行为。

图 9e 展示了母材与热影响区交界处的原位观察图像, 从图中可以清晰地看到, 该区域的滑移线数量相较于母材区出现了大幅度的减少。这些滑移线基本都集中在等轴晶粒的内部, 只有极少数的滑移线能够成功地穿越片层组织。这一现象说明, 在该交界区域内部, 整体的塑性变形程度相对较小, 而变形的承担者主要是等轴晶粒, 片层组织有效地阻碍了位错的运动, 从而起到了非常显著的强化效果。随着载荷的持续增加直至试样最终断裂, 该区域的滑移线分布和形态基本没有发生明显的变化, 表明其变形行为在早期就已经趋于稳定。经过计算, 确定该区域在变形过程中开动了 2 个基面<a>型滑移系、2 个柱面<a>型滑移系以及 1 个锥面<c+a>型滑移系^[25]。图 9i, 即热影响区中, 可以观察到这里的等轴晶粒含量进一步减少, 导致滑移行为主要发生在片层组织内部。滑移线的数量相较于前一个区域继续减少, 但一个显著的变化是, 滑移线会穿过片层组织, 同时发生了较为明显的扭曲和偏转。同样地, 在继续加载直至断裂的过程中, 滑移线的特征也未发生显著改变。该区域的滑移系开动情况与母材和热影响区交界处有所不同, 计算结果显示其共开动了 6 个锥面<c+a>型滑移系。图 9m, 即热影响区与焊缝区的交界处, 该区域的显微组织几乎完全由片层组织构成。从图像中可以看到, 滑移线的数量变得极为稀少。这些滑移线基本只在一个片层的内部出现, 完全无法穿越晶界, 体现了晶界强化的卓越效果。由于该区域的片层组织非常细小, 因此产生了大量的晶界, 这些高密度的晶界共同作用, 使得该区域的整体强度非常高, 而变形量则非常小。在加载至断裂的整个过程中, 滑移线同样没有表现出明显的变化。滑移系分析表明, 该区域仅开动了 1 个柱面<a>型滑移系和 2 个锥面<c+a>型滑移系。图 9q 呈现了焊缝区的微

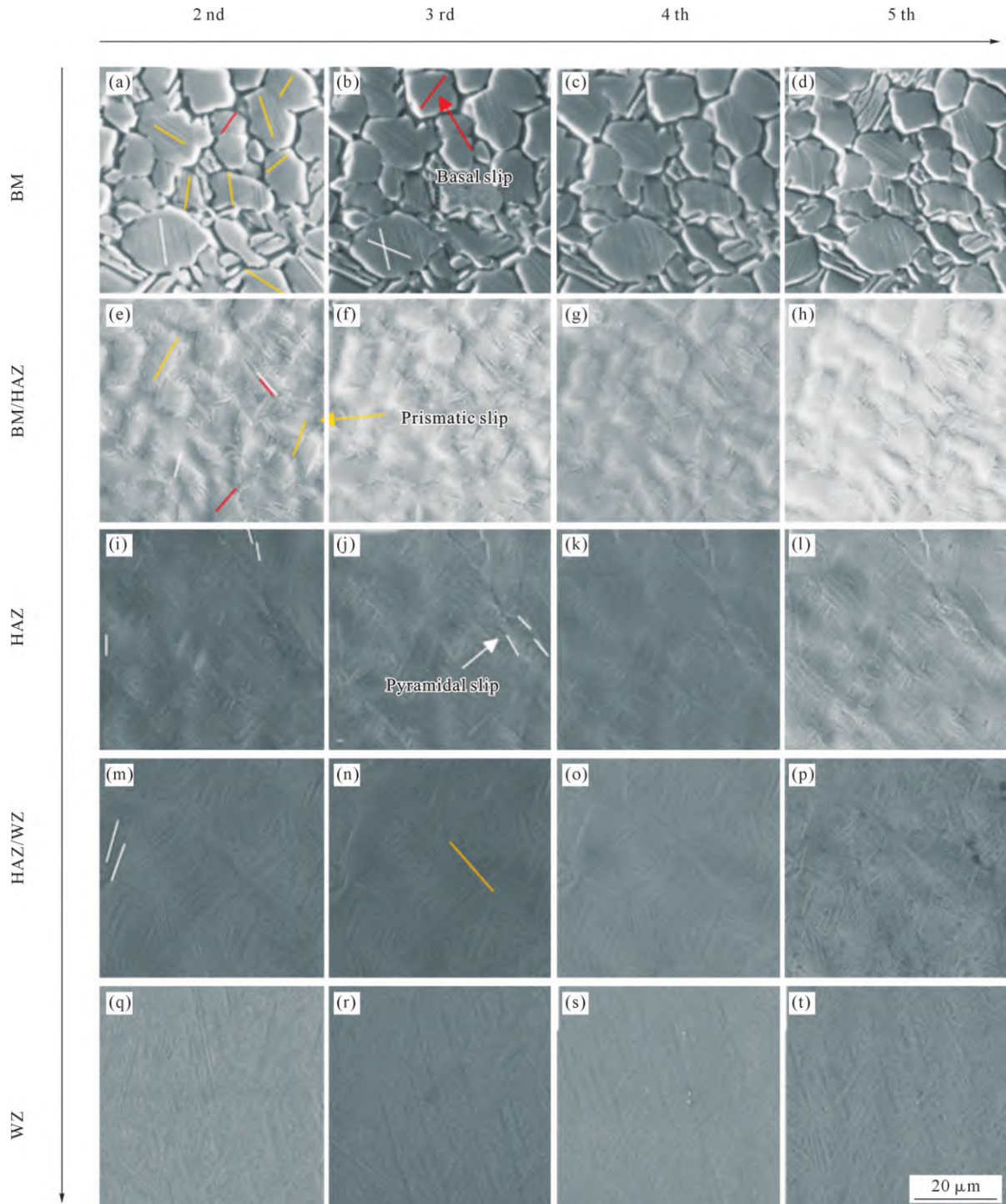


图9 拉伸过程中原位图像:(a~d) 母材区;(e~h) 母材区与热影响区交界;(i~l) 热影响区;(m~p) 热影响区与焊缝区交界;(q~t) 焊缝区

Fig.9 In situ images during the tensile process: (a~d) BM; (e~h) BM/HAZ; (i~l) HAZ; (m~p) HAZ/WZ; (q~t) WZ

观形貌,可以观察到,在该区域内完全没有滑移线的出现。这一现象说明,焊缝区在整体受力变形过程中,基本不参与塑性变形,表现出极高的强度。

图 11 展示了一组滑移系的计算方法,根据所选晶粒欧拉角数据,计算得到各个滑移系可能的 18 个施密特因子及其对应的滑移线角度,选取滑移系时,施密特因子应最大或者较大,滑移迹线与拉伸方向的夹角(实际角度)必须和计算出来开动的滑移系与

拉伸方向的夹角值(理论角度)差异最小,这一组数据即为实际开动的滑移系。计算了所有可能开动滑移系的施密特因子,选取每组等效滑移系中施密特因子最大的滑移系,基面滑移系(0001) $\langle\bar{2}110\rangle$ 施密特因子为 -0.294 5,理论角度为 71.356 1°,柱面滑移系(10 $\bar{1}0$) $\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$ 施密特因子为 0.393 8,理论角度为 149.30°,锥面滑移系(10 $\bar{1}1$) $\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$ 施密特因子为 0.480 6,理论角度为 126.992 4°,锥面滑移系($\bar{2}112$)

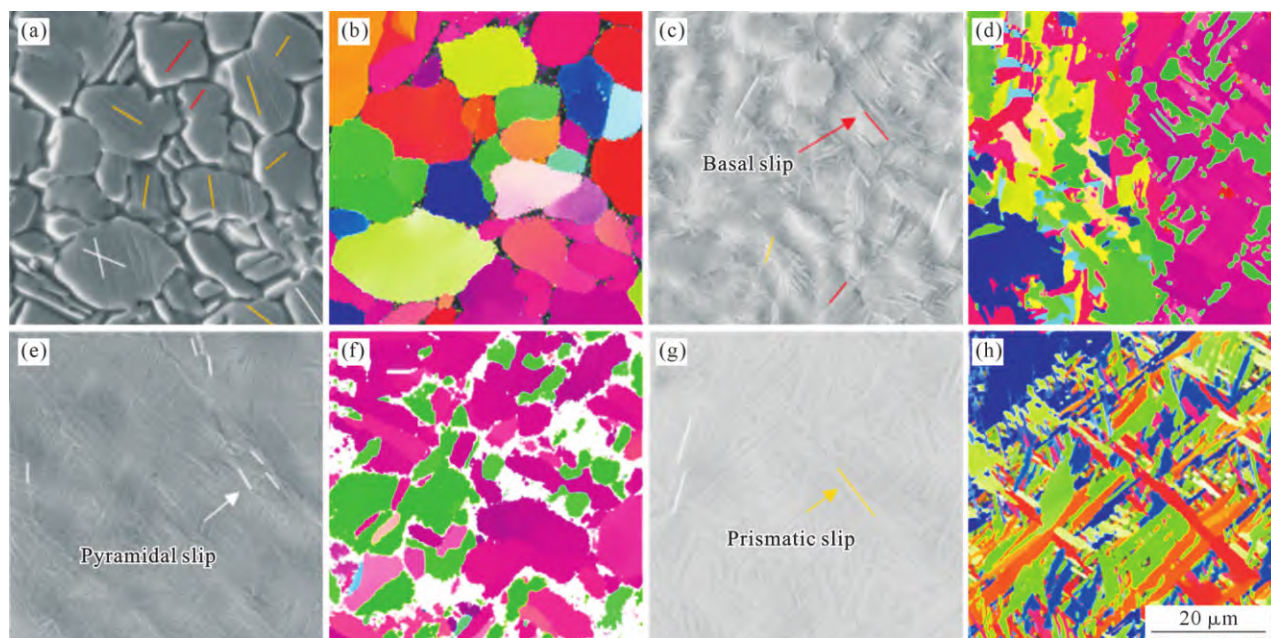


图 10 组织滑移线分析:(a, b) 母材区 SEM 图及 IPF 图;(c, d) 母材区与热影响区交界 SEM 图及 IPF 图;(e, f) 热影响区与焊缝区交界 SEM 图及 IPF 图;(g, h) 焊缝区 SEM 图及 IPF 图

Fig.10 Analysis of microstructural slip lines: (a, b) SEM image and IPF map of the BM; (c, d) SEM image and IPF map of the BM/HAZ; (e, f) SEM image and IPF map of the HAZ/WZ; (g, h) SEM image and IPF map of the WZ

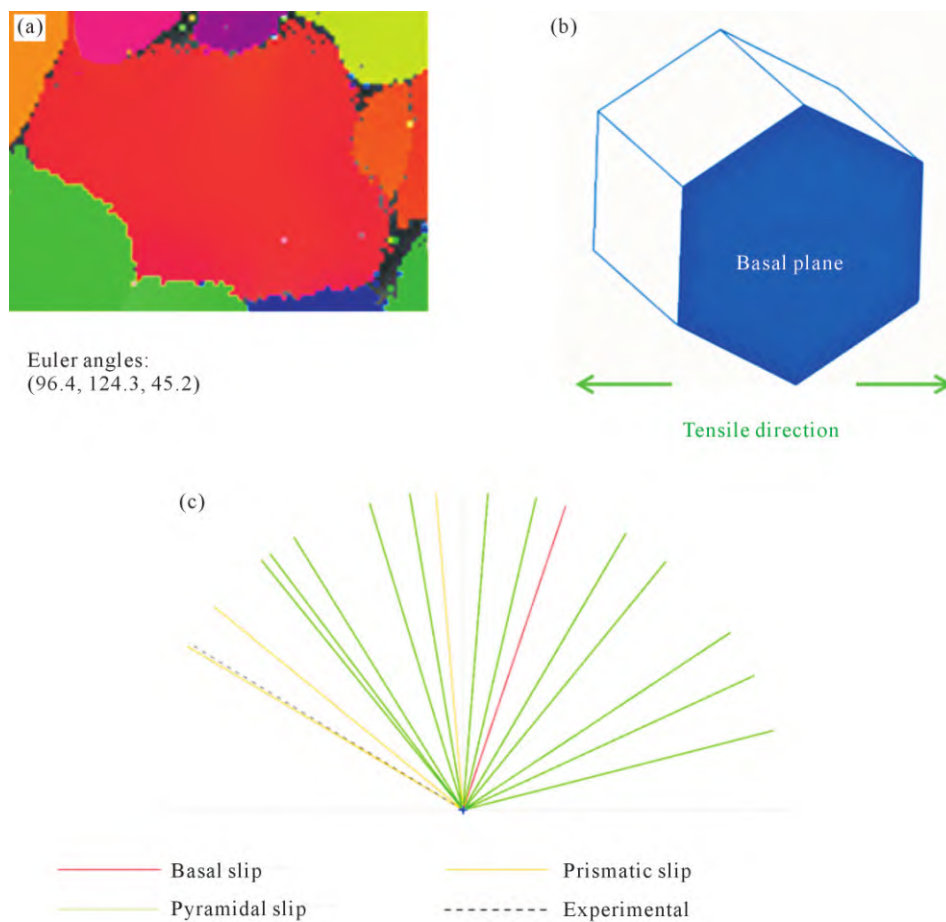


图 11 所选晶粒 IPF 图、取向图及开动滑移线方向示意图:(a) IPF 图;(b) 取向图;(c) 开动滑移线方向

Fig.11 IPF map, orientation map, and schematic diagram of the active slip line directions for the selected grains: (a) IPF map; (b) orientation map; (c) activated slip line directions

$\langle 2\bar{1}\bar{1}3 \rangle$ 施密特因子为 -0.378 1, 理论角度为 50.789° 。可以看到, 每组等效滑移系中最大施密特因子对应

的滑移系理论角度中, 只有 $(10\bar{1}0)\langle \bar{1}210 \rangle$ 滑移系理论角度 149.30° 最接近实际角度 148.67° , 相差仅有

表 2 α 相滑移系计算结果Tab.2 Calculation results of α -phase slip systems

Slip System	Slip Plane	Slip Direction	SF	Theoretical $\theta/(^\circ)$	Practical $\theta/(^\circ)$
{0001} <11 $\bar{2}$ 0>	(0001)	<11 $\bar{2}$ 0>	0.012 9	71.356 1	148.67
	(0001)	<1 $\bar{2}$ 10>	0.281 6	71.356 1	
	(0001)	< $\bar{2}$ 110>	-0.294 5	71.356 1	
{10 $\bar{1}$ 0} <1 $\bar{2}$ 10>	(1 $\bar{1}$ 00)	<11 $\bar{2}$ 0>	0.033 8	94.897 4	
	(10 $\bar{1}$ 0)	<1 $\bar{2}$ 10>	0.393 8	149.309	
	(01 $\bar{1}$ 0)	< $\bar{2}$ 110>	0.36	140.763 6	
	(01 $\bar{1}$ 1)	< $\bar{2}$ 110>	0.174 9	121.786 8	
{01 $\bar{1}$ 1} < $\bar{2}$ 110>	(0 $\bar{1}$ 11)	< $\bar{2}$ 110>	-0.457 1	33.588 6	
	(10 $\bar{1}$ 1)	<1 $\bar{2}$ 10>	0.480 6	126.992 4	
	($\bar{1}$ 011)	<1 $\bar{2}$ 10>	-0.210 8	24.771 4	
	(1 $\bar{1}$ 01)	<11 $\bar{2}$ 0>	0.035 9	85.515	
{1 $\bar{2}$ 12} <1 $\bar{2}$ 13>	($\bar{1}$ 101)	<11 $\bar{2}$ 0>	-0.023 5	76.816 2	
	($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 2)	<1 $\bar{2}$ 13>	-0.346 1	99.567 3	
	(1 $\bar{2}$ 12)	< $\bar{1}$ 213>	-0.103	59.531 7	
	($\bar{2}$ 112)	< $\bar{2}$ 1 $\bar{1}$ 3>	-0.378 1	50.789 4	
{1 $\bar{2}$ 12} <1 $\bar{2}$ 13>	(2 $\bar{1}$ 12)	< $\bar{2}$ 113>	-0.123 9	106.936 5	
	($\bar{1}$ 122)	<11 $\bar{2}$ 3>	0.051 1	14.347 3	
	(11 $\bar{2}$ 2)	< $\bar{1}$ 123>	0.062 2	128.899 1	

0.67°, 因此选取(10 $\bar{1}$ 0)<1 $\bar{2}$ 10>作为开动滑移系,可以发现锥面滑移系具有更大的施密特因子,但仍然发生柱面滑移,说明柱面滑移临界分切应力小,更容易开动。

图 12 展示了原位拉伸后的断口形貌,断裂位置位于母材区域。如图 12a 所示的接头宏观断口可以看出,整体断口附近发生了巨大的塑性变形,高倍 SEM 图中观察到了大量均匀且清晰的等轴韧窝,这

类形貌通常与显著的微孔聚合和塑性变形过程相关,仅在断口边缘区域观察到极少量的剪切唇,表明试样主要发生的是以微孔成核、长大和聚合为主导机制的塑性断裂^[26],进一步放大观察显示,局部区域存在少量撕裂棱结构,这些特征反映了韧窝之间在扩展和连接过程中产生的局部撕裂作用。综合来看,该断裂形貌揭示出母材区域在拉伸过程中具有较强的塑性变形能力。

图 13 展示了一组试样在断裂后形成的微裂纹的显微图像,图 13a 中微裂纹两侧的塑性变形程度明显不同。在裂纹的左侧区域,可以观察到清晰可见的滑移台阶,这些滑移台阶的形成表明该区域经历了较为剧烈的塑性变形;而在裂纹的右侧,虽然也能看到少量的滑移线,但其高度明显低于左侧,显示出变形程度相对较弱。这种两侧滑移变形程度的不对称性,使得裂纹在变形不协调的界面处得以扩展,成为裂纹进一步延伸的诱因。图 13b 则展示了晶粒内部复杂的滑移行为。在该图中,可以观察到晶粒内部出现了第二种方向的滑移迹线,这些滑移迹线与原有的滑移方向相互交叉,并在局部区域发生了明显的偏折。这种现象表明,晶粒内部承受了较大的应力,足以激活多个滑移系,并促使交滑移的发生。当不同滑移系中的位错相互运动并发生交割时,会形成所谓的“割阶”,这些割阶对后续位错的运动产生阻碍,使得位错继续滑移需要更大的外加应力。这种应力在局部区域不断累积,最终导致应力集中加剧,促使滑移带发生开裂,从而为微裂纹的形成提供了

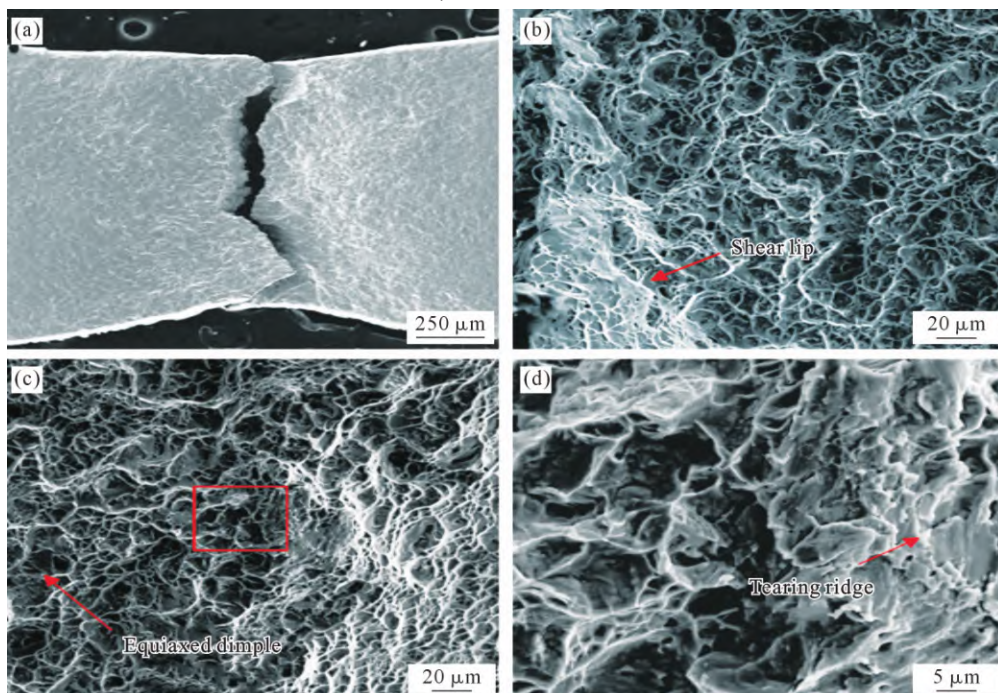


图 12 断口 SEM 图:(a) 150x; (b) 500x; (c) 1 000x; (d) 2 000x

Fig.12 SEM images of the fracture surface: (a) 150x; (b) 500x; (c) 1 000x; (d) 2 000x

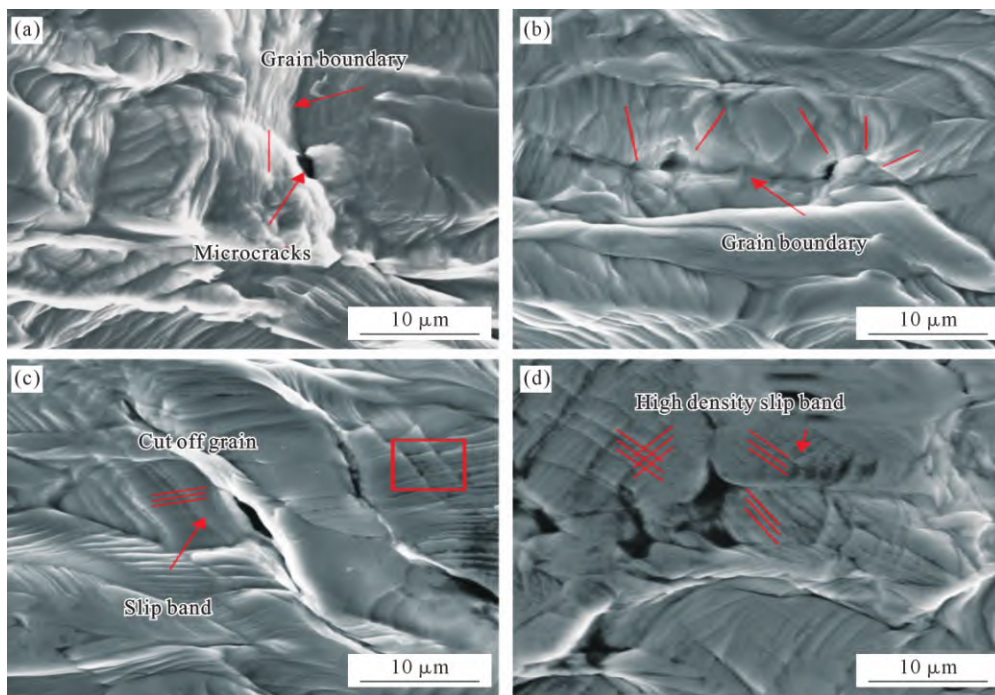


图 13 微裂纹 SEM 图像:(a, b) 晶界处;(c, d) 密集滑移线
Fig.13 SEM images of microcracks: (a, b) grain boundaries; (c, d) dense slip lines

条件^[27]。在图 13c 中,可以观察到相邻两个晶粒之间塑性变形的显著不均匀性。裂纹右侧的晶粒内部滑移线数量较少,而左侧晶粒则表现出大量且清晰的滑移线,这种差异说明左侧晶粒经历了更为剧烈的塑性变形。然而,由于晶界的存在,左侧晶粒中的滑移变形无法有效传递到右侧晶粒,导致位错在晶界处受阻并发生塞积。这种位错塞积现象会在晶界附近形成高度的应力集中,当应力超过材料的局部承受极限时,便会诱发微裂纹的萌生。这一过程揭示了晶界在塑性变形中的双重作用:一方面它是位错运动的障碍,起到强化效果,另一方面也是应力集中与裂纹萌生的关键位置。图 13d 中,晶粒内部的滑移线密度显著提高,且相邻晶粒之间的滑移线方向存在一定差异。这种方向差异使得滑移在晶界处受到强烈阻碍,无法顺利传递到相邻晶粒中,从而在晶界附近形成大量的位错塞积。这些塞积的位错不仅加剧了局部应力集中,还为微裂纹的形核与扩展提供了有利条件。由此可见,随着塑性变形的持续进行,晶界处的应力集中效应愈发显著,微裂纹也更容易在这些区域形成并扩展,最终导致材料的宏观断裂。

3 结论

(1) 氩弧焊 TC4 合金焊缝区内部存在大量粗大晶粒,焊缝底部基本为等轴状,上层为柱状晶,柱状晶外延生长受温度梯度和 $\langle 001 \rangle$ 方向的择优取向共同控制。

(2) 热影响区在焊接过程中发生重熔,重构后 β 晶粒且呈现出典型的 $\langle 100 \rangle$ 织构特征,冷却后,片层组织从 β 晶粒里面近似不发生变体选择析出,造成取向的发散。

(3) 焊缝区大量细小的片层使焊缝区硬度远高于母材区和热影响区。母材区组织较为粗大,硬度最低。

(4) 母材区等轴晶粒内部滑移线为直线且不连续,被晶界阻碍,滑移线的开动以柱面滑移为主,热影响区滑移线能够通过片层组织晶界,但会发生偏转且长度较短,滑移线的开动以锥面为主,焊缝区基本无变形。

(5) 微裂纹基本出现在两侧晶粒变形不均匀或开动滑移线不同晶界处。

参考文献:

- [1] 朱金岭,程军,陈靛瑜. 激光粉末床熔融 Ti-6Al-4V 热处理的研究现状: 微观组织演变和耐腐蚀性能[J]. 工程科学学报, 2024, 46(8): 1393-1402.
ZHU J L, CHENG J, CHEN Q Y. Current research status on Ti-6Al-4V heat treatment through laser powder bed fusion: Microstructure evolution and corrosion resistance[J]. Chinese Journal of Engineering, 2024, 46(8): 1393-1402.
- [2] 孙逸铭,张泽群,檀财旺,赵晓叶,陈波,宋晓国,冯吉才. 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 Y M, ZHANG Z Q, TAN C W, ZHAO X Y, CHEN B, SONG X G, FENG J C. Laser spot welding characteristics of dissimilar metals: TC4 titanium/5052 aluminum[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(3): 205-212.

- [3] 陈超,张梦莹,李文龙,赵小辉,孟瑶. 钛合金熔丝增材制造的研究现状与应用领域[J]. 南京航空航天大学学报(自然科学版), 2025, 57(1): 1-19.
- CHEN C, ZHANG M Y, LI W L, ZHAO X H, MENG Y. Research status and application field of additive manufacturing of titanium alloy fused wires[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics (Natural Science Edition), 2025, 57(1): 1-19.
- [4] DONG Z S, PAN R, ZHOU T S, FENG Y H, YAN Z Y, WANG Y, CHEN P, CHEN S J. Microstructure and mechanical property of Ti/Cu ultra-thin foil lapped joints with different weld depths by nanosecond laser welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 108: 88-97.
- [5] PRAGATHESWARAN T, RAJAKUMAR S, BALASUBRAMANIAN V. Crucial effects of plasma gas on the weld and microstructural characteristics of plasma arc welded aero engine Ti6Al4V alloy joints[J]. Welding International, 2025, 39(3): 164-174.
- [6] 刘自刚,张建峰,钱雪娇,叶佳城,孙仲侃. 大熔覆速率 TIG 焊研究现状与展望[J]. 热加工工艺, 2024, 53(1): 12-16.
- LIU Z G, ZHANG J F, QIAN X J, YE J C, SUN Z K. Research status and prospect of high cladding rate TIG welding [J]. Hot Working Technology, 2024, 53(1): 12-16.
- [7] 竺俊杰,王优强,倪陈兵,王雪兆,刘德建,房玉鑫,李梦杰. 激光增材制造钛合金微观组织和力学性能研究进展[J]. 表面技术, 2024, 53(1): 15-32.
- ZHU J J, WANG Y Q, NI C B, WANG X Z, LIU D J, FANG Y X, LI M J. Research progress on microstructure and mechanical properties of titanium alloy by laser additive manufacturing[J]. Surface Technology, 2024, 53(1): 15-32.
- [8] WANG B, ZHOU L, CAO Y S, XUE P, WU L H. Analysis of residual stress relief for Ti62A alloy welded joints by post weld heat treatment considering creep effect[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 7462-7474.
- [9] WU Y, LIU G, LIU Z Q, TANG Z J, WANG B. Microstructure, mechanical properties and post-weld heat treatments of dissimilar laser-welded Ti₂AlNb/Ti60 sheet[J]. Rare Metals, 2023, 42: 1332-1342.
- [10] LU Y, TURNER R, FANG C Z, WANG F, BROOKS J, CAI B, BASOALTO H. Micromechanical testing and microstructure analysis of as-welded and post-weld heat-treated Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Materials Science, 2024, 59: 19960-19976.
- [11] 胡楷雄,李飞扬,周勇,李卫东. 激光直接能量沉积温度场与熔池形貌热-流耦合数值模拟研究[J]. 激光与光电子学进展, 2024, 61(21): 202-213.
- HU K X, LI F Y, ZHOU Y, LI W D. Thermal-fluid coupling numerical simulation study of temperature field and molten pool morphology of laser direct energy deposition[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2024, 61(21): 202-213.
- [12] BRANDLE E, SCHOBERTHA, LEYENS C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM)[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 532: 295-307.
- [13] 马超,赵艳秋,康绪枫,占小红. TC4 钛合金不等间隙结构自适应激光焊接熔池动态行为研究[J]. 焊接学报, 2026, 47(S): 102-111.
- MA C, ZHAO Y C, KANG X F, ZHAN X H. Research on the dynamic behavior of adaptive laser welded molten pool with unequal gap structure for TC4 titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(S): 102-111.
- [14] 王喆. TC4 钛合金激光热丝增材制造工艺优化及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2023.
- WANG J. Process optimization, microstructure and properties of TC4 alloy by laser hot wire additive manufacture [D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2023.
- [15] 魏守征,王志英,任晓鹏,王建国. 坡口角度及焊丝偏移量对钛/铝冷弧 MIG 焊接头显微组织与力学性能的影响[J]. 焊接学报, 2021, 42(8): 59-66, 100-101.
- WEI S Z, WANG Z Y, REN X P, WANG J G. Influence of bevel angle and wire offset on the microstructure and mechanical properties of Ti/Al joint by cold arc MIG welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2021, 42(8): 59-66, 100-101.
- [16] 周祥曼,傅子川,柏兴旺,田启华,方东,付君健,张海鸥. 送丝速度对电弧增材熔池流动及焊道成形影响的数值模拟[J]. 焊接学报, 2023, 44(5): 109-116, 135.
- ZHOU X M, FU Z C, BAI X W, TIAN Q H, FANG D, FU J J, ZHANG H O. Numerical simulation of the effect of wire feeding speed on the molten pool flow and weld bead morphology of WAAM [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(5): 109-116, 135.
- [17] WU D S, HUANG J L, KONG L, HUA X M, WANG M, LI H, LIU S T. Numerical analysis of arc and molten pool behaviors in high speed tandem TIG welding of titanium tubes[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(6): 1768-1778.
- [18] 李春晨. 沉积铜箔用阴极辊钛环的焊接及加工工艺研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2023.
- LI C C. Study of welding and processing process of titanium ring of cathode drum for depositing copper foil [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2023.
- [19] GUPTA S K, PATIL A P, RATHOD R C, TANDON V, GUPTA A. Characterization of microstructure, mechanical and corrosion response in AISI 304L and Ti-stabilized 439 stainless steels weld joints[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 101: 721-736.
- [20] MEHDI B, BADJI R, JI V, ALILI B, BRADAI D, BEDJAOUI W, DESCHAUX-BEAUME F, BRISET F. Unveiling the residual stresses, local micromechanical properties and crystallographic texture in a Ti-6Al-4V weld joint [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34: 997-1006.
- [21] PANIN A V, KAZACHENOK M S, KRUKOVSKY K V, KAZANTSEVA L A, MARTYNOV S A. Comparative analysis of weld microstructure in Ti-6Al-4V samples produced by rolling and wire-feed electron beam additive manufacturing [J]. Physical Mesomechanics, 2023, 26: 643-655.
- [22] 方乃文,冯志强,武鹏博,黄瑞生,罗玖田,黎泉,信国松. 新型 Ti-Al-Cr-Mo-Zr 钛合金焊丝激光焊接接头组织性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(1): 147-155.
- FANG N W, FENG Z Q, WU P B, HUANG R S, LUO J T, LI Q, XIN G S. Microstructure and properties of laser welded joints of new Ti-Al-Cr-Mo-Zr titanium alloy welding wire [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(1): 147-155.

- [23] 朱嘉冕, 吕国森, 姜文祥, 程晓鹏, 贾泽一, 吕俊霞, 黄帅, 张学军. 原位拉伸研究热处理对激光选区熔化 GH4169 合金组织及 650 °C 力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2024, 44(1): 93-103.
ZHU J M, LYU G S, JIANG W X, CHENG X P, JIA Z Y, LYU J X, HUANG S, ZHANG X J. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of selective laser melting GH4169 alloy at 650 °C: In-situ SEM investigation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 93-103.
- [24] 陈瑞杰. 不同微观组织 Ti-5111 合金原位拉伸变形行为研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2022.
CHEN R J. In-situ tensile deformation behavior of Ti-5111 alloys with different microstructures[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2022.
- [25] 赵子博, 王清江, 刘建荣, 刘玉敬, 杨锐. 两种可用于描述晶粒变形传递倾向性的物理量: 滑移位向差和孪生取向差[J]. 聊城大学学报(自然科学版), 2025, 38(5): 703-706.
ZHAO Z B, WANG Q J, LIU J R, LIU Y J, YANG R. Two physical quantities to describe the tendency of grain deformation transfer: Slip misorientation and twinning misorientation[J]. Journal of Liaocheng University (Natural Science Edition), 2025, 38(5): 703-706.
- [26] 魏守征, 王志英, 饶文姬, 李志勇, 张英乔. Al-Mg 焊丝的 Ti6Al4V/5A05Al 熔钎焊接接头的组织性能[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(1): 149-154.
WEI S Z, WANG Z Y, RAO W J, LI Z Y, ZHANG Y Q. Microstructure and properties of Ti6Al4V/5A05Al welded-brazed joint using Al-Mg filler[J]. Transactions of Materials and Heat treatment, 2019, 40(1): 149-154.
- [27] 刘浩, 隋永枫, 余沛垌, 刘艳领, 赵新宝, 王晋, 张跃飞, 岳全召, 谷月峰, 张泽. Mar-M247 合金高温拉伸断裂机制的原位研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(10): 3442-3451.
LIU H, SUI Y F, YU P J, LIU Y L, ZHAO X B, WANG J, ZHANG Y F, YUE Q Z, GU Y F, ZHANG Z. In-situ study of high temperature tensile fracture mechanism of Mar-M247 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(10): 3442-3451.

(责任编辑: 杨浩雪)