

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5289

MEA 含量对激光增材制造 Ti-MEA 合金 显微组织和力学性能的影响

何秋菊¹, 成瑶^{1,2}, 黄信德¹, 罗旋¹

(1. 南京工业大学先进轻质高性能材料研究中心, 江苏 南京 210009 2. 长三角先进材料研究院, 江苏 苏州 215132)

摘要: 纯钛在众多领域应用广泛, 但强度与耐磨性不足。采用激光选区熔化技术, 制备不同 CoCrNi 中熵合金 (MEA) 含量 (0.5%、1% 和 2%, 质量分数) 的 Ti-xMEA 合金, 探究 MEA 含量对其显微组织及力学性能的影响。结果表明, 添加 MEA 后, 合金形成 α 马氏体与 Ni_2Ti 析出相的复合组织, 前 β 晶粒由柱状晶转化为等轴晶, α 马氏体显著细化; 随 MEA 含量增加, 合金强度持续提升。特别是 Ti-2MEA 合金与纯 Ti 相比屈服强度从 484 MPa 提升至 624 MPa, 抗拉强度从 585 MPa 提升至 765 MPa, 伸长率仍保持 13.3%, 实现更优强度-塑性匹配。细晶强化、固溶强化与 Ni_2Ti 析出强化的协同作用, 是合金性能提升的主要机制。

关键词: Ti-MEA 合金; 选择性激光熔化; 显微组织; 力学性能; 晶粒细化

中图分类号: TG146.2+3; TG665

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)07-0759-07

Influence of the MEA Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-MEA Alloy Fabricated by Laser Additive Manufacturing

HE Qiuju¹, CHENG Yao^{1,2}, HUANG Xinde¹, LUO Xuan¹

(1. Key Laboratory for Lightweight Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 210009, China; 2. Materials Academy, JITRI, Suzhou 215132, China)

Abstract: Pure titanium is widely used in many fields but suffers from insufficient hardness and wear resistance. Ti-xMEA alloys with different CoCrNi medium-entropy alloy (MEA) contents (0.5 wt.%, 1 wt.%, and 2 wt.%) were prepared by selective laser melting to investigate the effects of the MEA content on their microstructures and mechanical properties. The results show that after MEA is added, the alloy forms a composite structure of α martensite and Ni_2Ti precipitated phases, the prior β grains transform from columnar grains to equiaxed grains, and the α martensite is significantly refined. With increasing MEA content, the strength of the alloy increases continuously. In particular, compared with that of pure Ti, the yield strength of the Ti-2MEA alloy increases from 484 MPa to 624 MPa, and the ultimate tensile strength increases from 585 MPa to 765 MPa, whereas the elongation remains at 13.3%, indicating better synergy between strength and plasticity. The synergistic effect of grain refinement strengthening, solid solution strengthening and Ni_2Ti precipitation strengthening is the main mechanism underlying the improvement in the properties of the alloy.

Key words: Ti-MEA alloy; selective laser melting; microstructure; mechanical properties; grain refinement

纯钛凭借高比强度、卓越耐腐蚀性及优良生物相容性, 在航空航天、生物医疗等领域占据不可替代的地位^[1-3]。然而, 纯钛 (Ti) 自身存在抗拉强度偏低、耐磨性不足等固有缺陷, 难以满足极端工况下对材料综合力学性能的严苛要求, 限制了其在高端

装备关键部件中的应用拓展^[4-6]。因此, 通过复合改性技术提升纯钛的力学性能是钛基材料领域的研究热点与核心方向。目前, 关于纯 Ti 的元素掺杂改性研究多集中于单一金属元素, 相关技术已较为成熟且成果丰富。如 Wang 等^[7]在 Ti 中添加 Cu 元素可通过形

收稿日期: 2025-12-29

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3707103)

作者简介: 何秋菊, 1999 年生, 博士生。研究方向为钛合金激光增材制造。Email: 202362031018@njtech.edu.cn

通信作者: 成瑶, 1992 年生, 博士, 副教授。研究方向为高性能镁合金的合金设计与优化。Email: chengyao@njtech.edu.cn

引用格式: 何秋菊, 成瑶, 黄信德, 罗旋. MEA 含量对激光增材制造 Ti-MEA 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47 (7): 759-765.

HE Q J, CHENG Y, HUANG X D, LUO X. Influence of the MEA content on the microstructure and mechanical properties of Ti-MEA alloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. Foundry Technology, 2026, 47(7): 759-765.

成 Ti-Cu 金属间化合物实现固溶强化与沉淀强化,显著提升材料的强度与硬度。Dan 等^[8]在纯 Ti 添加不同含量的 Al 元素制备高强韧钛合金。此外,添加 Mo、Nb 等元素也被证实可有效提升纯 Ti 的力学性能^[9-10]。

尽管单一元素改性可在一定程度上改善纯钛性能,但难以实现强度、塑性、耐磨性等的协同优化,且易出现性能提升瓶颈。与之相比,多元素复合改性因能借助多元协同效应调控基体微观结构与相组成,有望突破单一元素改性的局限,成为提升纯钛综合性能的重要方向。然而,当前关于多元素协同改性纯 Ti 的研究仍较为匮乏,尤其对多元固溶体体系与纯钛基体的复合机制、性能调控规律的探究尚处于起步阶段,相关技术尚未成熟^[11]。中熵合金作为新型多元固溶体材料,其中 CoCrNi 中熵合金(medium-entropy alloy, MEA)兼具高塑性、优良耐蚀性及稳定力学性能,在金属基复合材料增强相领域展现出巨大应用潜力^[12-14]。将其与钛基体复合,有望实现“基体韧性—增强相强化”的协同优化,突破纯钛性能瓶颈。

增材制造技术以分层累加的成形优势,能够精准调控复合材料微观结构,有效解决传统制备工艺中增强相分散不均、界面结合薄弱等难题,为高性能钛基复合材料的精准制备提供创新途径^[15-17]。目前,相关研究多集中于陶瓷颗粒增强钛基复合材料,而将 CoCrNi 中熵合金作为增强相引入纯钛基体的

研究尚处于起步阶段^[18-20]。关于不同含量 CoCrNi 中熵合金对纯钛基复合材料成形质量、微观结构演化及力学性能的影响规律,尚未形成系统认知,最优复合配比也有待明确。

基于此,本研究采用选择性激光熔化(selective laser melting, SLM)技术,制备不同 CoCrNi 中熵合金质量分数(0.5%、1%、2%)的 Ti-xMEA 系列合金,系统探究 MEA 含量对合金显微组织及力学性能的影响机制。通过微观组织表征、室温拉伸测试等手段,揭示 MEA 含量与合金晶粒细化、相组成及强度—塑性匹配的内在关联,明确最优成分设计方案。本研究旨在为高性能钛基复合材料的研发提供成分设计与工艺优化参考,进一步拓展纯钛材料在高端装备领域的应用边界,推动钛基复合材料在极端工况场景中的工程化应用。

1 实验材料与方法

采用选择性激光熔化技术制备 Ti-xMEA($x=0, 0.5, 1, 2\%$, 质量分数,下同)系列合金。实验采用的纯钛球形粉末由西安铂力特增材制造技术股份有限公司生产,粉末纯度为 99.4%。中熵合金球形粉末由清河县创佳焊接材料有限公司生产,粉末纯度为 99.6%,两种粉末的粒径范围均为 15~53 μm 。按照配比将纯 Ti 粉末与中熵合金粉末在型号为 VGB-4-A 的真空手套操作箱中转移到混合罐中,封闭混合罐后,将其置于型号为 SWH-2000ML 的三维混粉上,设置转速

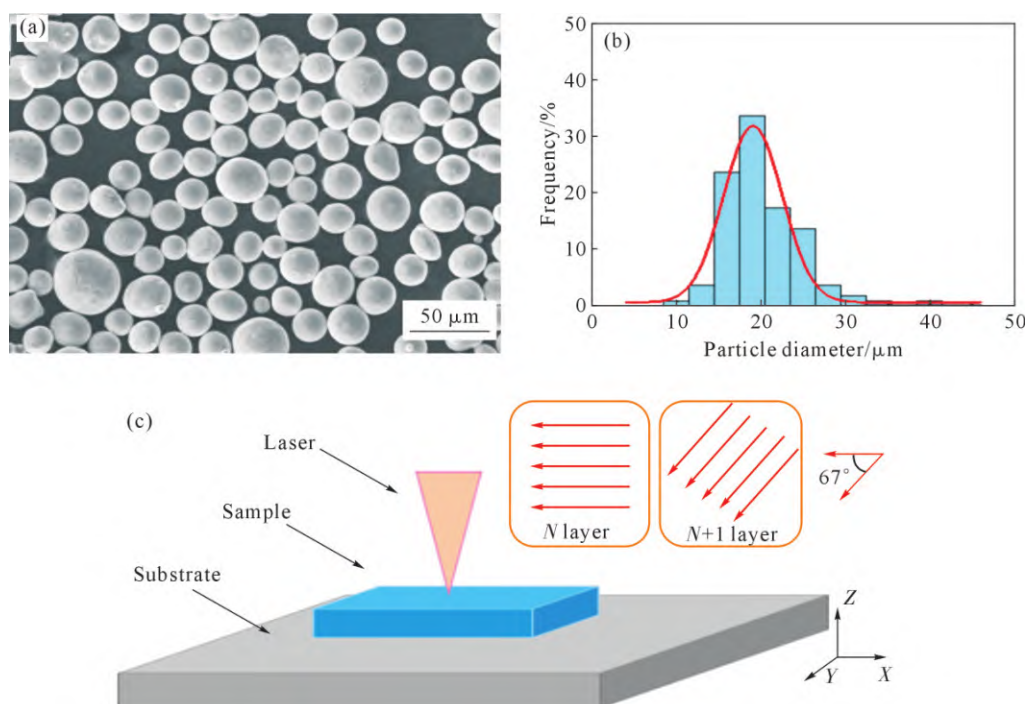


图1 粉末、粉末粒度分布及打印策略示意图:(a) Ti-MEA 合金混合粉末;(b) Ti-MEA 合金粉末粒度分布图;(c) 连续沉积打印策略
Fig.1 Powder, powder particle size distribution and printing strategy: (a) Ti-MEA alloy mixed powder; (b) particle size distribution of Ti-MEA alloy powder; (c) continuous deposition printing strategy

50 r/min 混合 4 h,以获得成分均匀的混合粉末。图 1a 和 b 分别为混合后的 Ti-MEA 合金粉末及其粒度分布图。

采用西安铂力特增材技术股份有限公司生产的型号为 BLT-S210 激光增材设备,配套 500 W 单模光纤激光器,在氩气保护气氛下制备 55 mm×55 mm×10 mm 的合金试样,并将长、宽、厚 3 个方向分别记为 X、Y、Z,其中 X、Y 垂直于沉积方向,Z 平行于沉积方向。SLM 成形 Ti-xMEA 合金的工艺参数如表 1 所示,该工艺参数参照前人采用 LPBF 技术打印纯 Ti 时常用的参数并作了一定的修改^[2]。为降低成形过程中的热累积效应,采用层间 67°旋转的扫描策略,成形基板选用锻造态 Ti-6Al-4V 合金。Ti-xMEA 合金连续层沉积的打印策略如图 1c 所示。

表1 打印Ti-xMEA合金参数
Tab.1 Printing parameters of the Ti-xMEA alloy

Laser power /W	Layer thickness /μm	Scanning speed /(mm·s ⁻¹)	Hatch spacing /μm
280	30	1 200	120

图 2 呈现了 Ti-6Al-4V 基板上成形的 Ti-MEA 样品,将成形后的试样置于 550 °C 下退火 6 h 后空冷,以消除 SLM 成形过程中产生的残余应力,该退火温度既能完全消除残余应力,又不会使合金发生相变。退火后的试样用于后续拉伸性能测试及微观组织表征。微观组织表征样品先用 600#-2000# SiC 目的砂纸打磨,随后使用体积比为 1:7:12 的 HClO₄, CH₃(CH₂)₃OH, CH₃OH 混合溶液在低温下进行电解抛光。拉伸切取试样标距段内 14 mm×4 mm×2 mm 的板状拉伸试样,并用 600# 砂纸研磨。

在配备有电子背散射衍射探头的 TESCAN MIRA4 扫描电子显微镜上完成 Ti-xMEA 合金微观组织的表征及分析。在型号为 MTS C43.504 万能试验机上,以 1×10⁻³ 的拉伸速率进行室温拉伸,最后借助 TESCAN MIRA4 扫描电镜观察断口形貌。

2 实验结果及讨论

2.1 显微组织

图 3 为不同 MEA 含量下 Ti-xMEA 合金样品的背散射电子图相。对于纯 Ti 试样,其显微组织为单相 α 马氏体,由于无合金元素引入,组织以单相 α-Ti 为主,仅受熔池热流方向影响呈现织构特征。由图可知,在 Ti 中添加 MEA 时,组织为 α 马氏体和 Ni₂Ti 析出相,合金中存在前 β 晶界(Pre-β GB)。随着 MEA 添加量的增加,合金的组织发生了变化,α 马氏体尺寸变小,CoCrNi 的固溶与第二相析出共同增大了凝固过冷度,阻碍 α-Ti 相的长大,使组织逐渐细化^[21]。Ni 的富集程度提高,Ni₂Ti 相的析出量呈上升趋势^[22];出现等轴前 β 晶粒,其尺寸逐渐变小,Co、Cr、Ni 是 Ti 的 β 稳定元素,其添加提高了 β 相的稳定性,使激光增材快速冷却过程中残留更多原始 β 晶界,同时抑制 α 相的择优生长,促进组织等轴化^[18]。

2.2 室温拉伸性能

图 4 为 Ti-xMEA 合金的室温拉伸曲线及拉伸性能统计,表 2 为具体力学性能数据。由图 4a 和表 2 可知,Ti 试样的屈服强度(YS)为(484±4) MPa,抗拉强度(UTS)仅为(585±6) MPa,但伸长率(EL)高达 30.8%±0.7%,表现出“低强度高塑”的特征,这主要是由于纯 Ti 的 α 相晶粒粗大且无第二相强化作用,加载过程中位错滑移阻力较小,导致其屈服强度较低^[2-3]。

表2 Ti-xMEA合金室温拉伸力学性能
Tab.2 Tensile mechanical properties of the Ti-xMEA alloy at room temperature

Sample	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%
Ti	484±4	585±6	30.8±0.7
Ti-0.5MEA	520±15	644±14	24.3±1.9
Ti-1MEA	571±3	698±5	24.2±1.7
Ti-2MEA	624±11	765±10	13.3±0.6

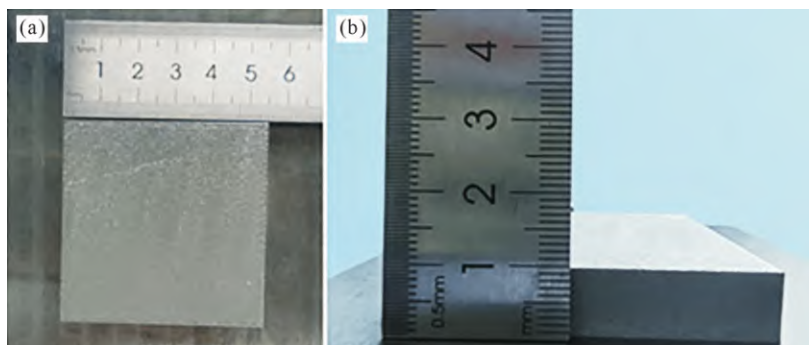


图 2 SLM 成形的 Ti-MEA 合金:(a) Ti-MEA 合金沿 X 方向测量;(b) Ti-MEA 合金沿 Z 方向测量

Fig.2 Ti-MEA alloy formed by SLM: (a) Ti-MEA alloy measured along the X direction; (b) Ti-MEA alloy measured along the Z direction

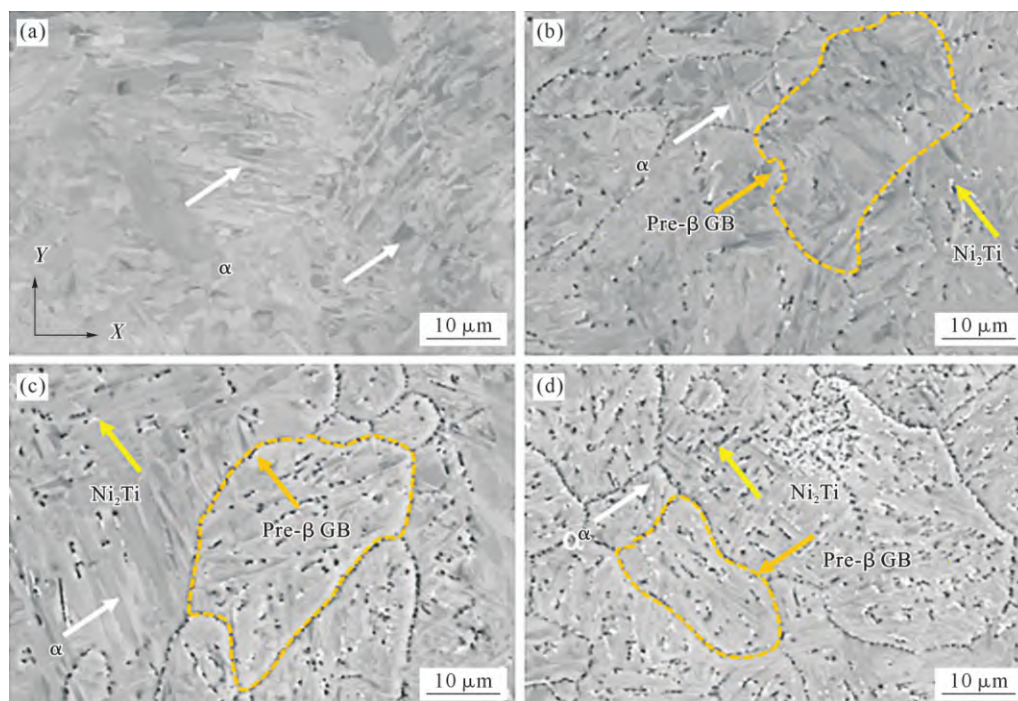


图3 Ti-xMEA合金BSE分析:(a) Ti;(b) Ti-0.5MEA;(c) Ti-1MEA;(d) Ti-2MEA
Fig.3 BSE analysis of Ti-xMEA alloys: (a) Ti; (b) Ti-0.5MEA; (c) Ti-1MEA; (d) Ti-2MEA

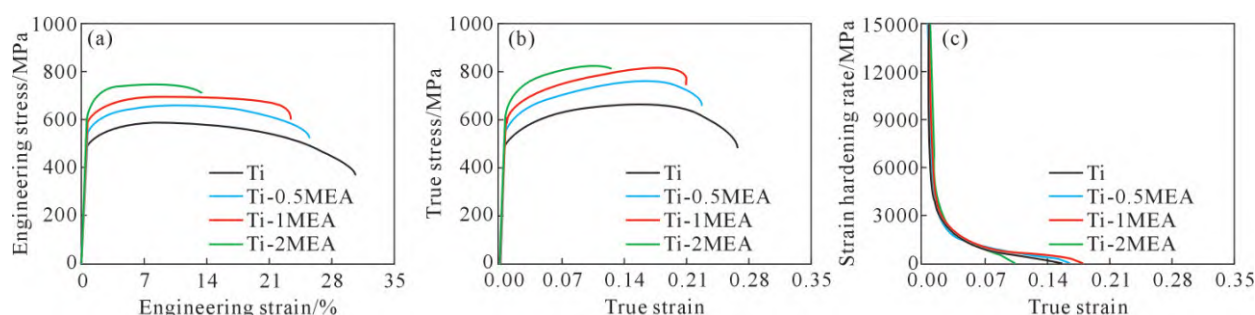


图4 Ti-xMEA合金拉伸性能:(a)工程应力-应变曲线;(b)真应力-应变曲线;(c)加工硬化率曲线
Fig.4 Tensile properties of Ti-xMEA alloys: (a) engineering stress-strain curve; (b) true stress-strain curve; (c) work hardening rate curve

当添加 MEA 后,合金强度显著提升且塑性呈温和衰减趋势:Ti-0.5MEA 合金的屈服强度为 (520 ± 15) MPa,抗拉强度为 (644 ± 14) MPa,伸长率为 $24.3\% \pm 1.9\%$;Ti-1MEA 合金的屈服强度进一步提升至 (571 ± 3) MPa,抗拉强度为 (698 ± 5) MPa,伸长率为 $24.2\% \pm 1.7\%$;当 MEA 含量增至 2%时,Ti-2MEA 合金的屈服强度达 (624 ± 11) MPa,抗拉强度达 (765 ± 10) MPa,虽伸长率降至 $13.3\% \pm 0.6\%$,但实现了更优的强度-塑性匹配。

由图 4c 的加工硬化率曲线可知,Ti-1MEA 和 Ti-2MEA 合金表现出更优的加工硬化能力,这是因为加载过程中,细化的 α /前 β 晶粒与弥散分布的 Ni_2Ti 第二相共同作用,既增大了位错滑移阻力,又通过细晶协调变形缓解了应力集中,从而实现强度与塑性的均衡优化^[23]。

2.3 晶粒细化机制分析

图 5 为纯 Ti 及 Ti-MEA 合金的 EBSD 反极图

及根据 α 相和 β 相的取向关系重构的前 β 晶粒图,图 6 为平行于打印方向的 EBSD 的 Band Contrast 图。由图 5a 可知,Ti 的 α 相呈粗大片状马氏体,具有明显择优取向,马氏体片层宽度约为 $15 \mu\text{m}$;对应的前 β 晶粒为粗大柱状晶,晶粒尺寸达 $80 \mu\text{m}$, β 晶界清晰且数量较少(图 5e,图 6a)。当添加 0.5%MEA 后, α 相细化为短针状,马氏体片层宽度降至 $8 \mu\text{m}$,择优取向特征减弱(图 5b);前 β 晶粒柱状晶宽度减小至 $20 \mu\text{m}$, β 晶界数量显著增加(图 5f,图 6b)。随着 MEA 含量提高至 1%, α 相进一步细化至马氏体片层宽度仅 $5 \mu\text{m}$,无明显定向分布(图 5c);前 β 晶粒柱状晶宽度缩小至 $15 \mu\text{m}$,平行于打印方向出现少量等轴晶(图 6c)。当 MEA 含量增至 2%时, α 相细化至 $3 \mu\text{m}$,尺寸均匀性大幅提升(图 5d);前 β 柱状晶已全部转化为等轴晶,平均晶粒尺寸约为 $20 \mu\text{m}$,形成“细 β 晶+超细 α 相”的复合组织(图 5h,图 6d)。

MEA 诱导合金晶粒细化的机制可归纳为:

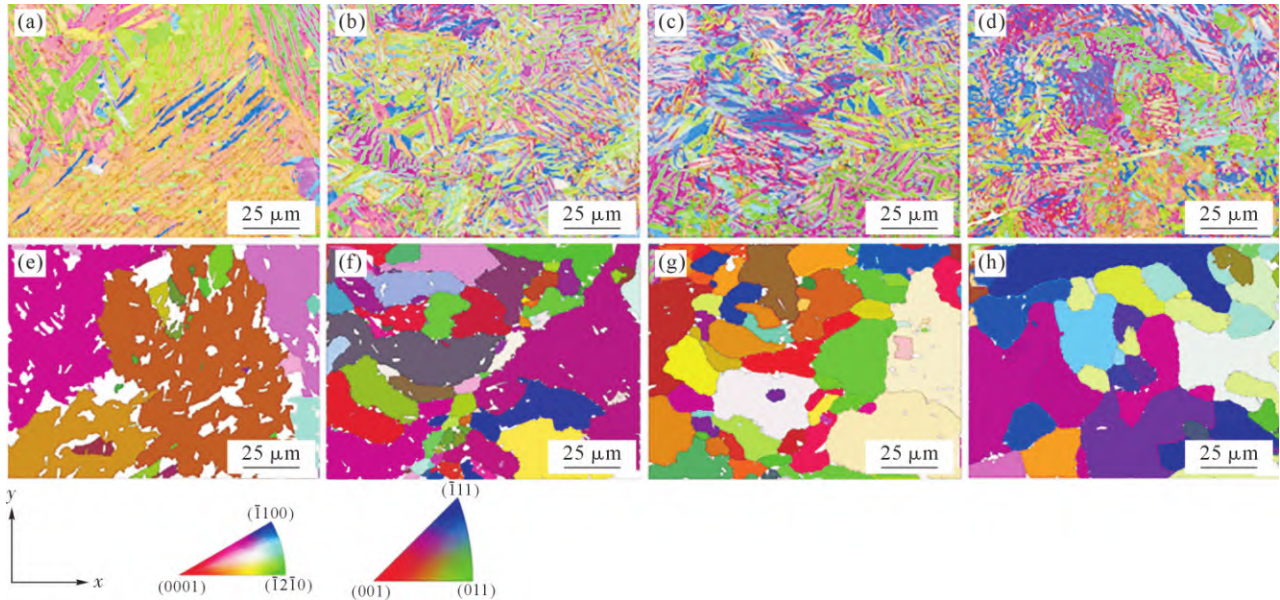


图5 垂直于打印方向 Ti-xMEA 合金 EBSD 反极图及重构的前 β 晶粒:(a, e) Ti; (b, f) Ti-0.5MEA; (c, g) Ti-1MEA; (d, h) Ti-2MEA

Fig.5 EBSD inverse pole figure and reconstructed front β grains of Ti-xMEA alloy perpendicular to the printing direction: (a, e) Ti; (b, f) Ti-0.5MEA; (c, g) Ti-1MEA; (d, h) Ti-2MEA

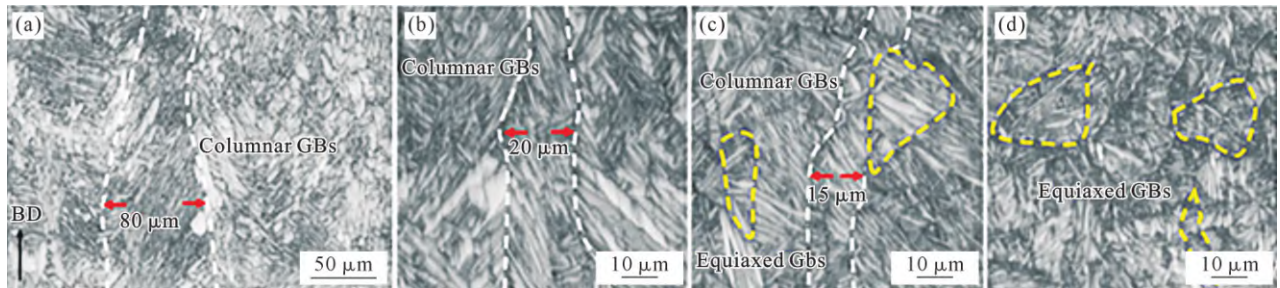


图6 平行于打印方向 Ti-xMEA 合金 EBSD 的 BC 图:(a) Ti; (b) Ti-0.5MEA; (c) Ti-1MEA; (d) Ti-2MEA

Fig.6 EBSD results for the Ti-xMEA alloy parallel to the printing direction: (a) Ti; (b) Ti-0.5MEA; (c) Ti-1MEA; (d) Ti-2MEA

CoCrNi 作为 β 稳定元素,一方面通过异质形核细化前 β 晶粒^[24];另一方面降低 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变温度、增大相变过冷度,使 α 相形核率显著提升、长大时间缩短^[25]。同时,增材制造过程中的 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变受前 β 晶界限制,前 β 晶粒作为相变先驱体,其形态(柱状晶 $\rightarrow$ 等轴晶)与尺寸变化直接影响 α 马氏体的形核位点与生长空间,MEA 的添加通过稳定 β 相、增大相变过冷度,先实现前 β 晶粒细化,进而诱导 α 马氏体同步细化^[26-27]。

2.4 断口分析

图7为不同 MEA 含量 Ti-xMEA 合金的拉伸断口形貌。由图 7a₁ 和 a₂ 可知,Ti 合金断口表面布满细密均匀的韧窝,无明显裂纹或缺陷,呈现典型的韧性断裂特征,与其中高伸长率的性能表现一致^[28-29]。随着 MEA 含量增加,断口形貌呈现规律性变化:Ti-0.5MEA 合金断口表面出现少量微孔与微裂纹,但仍分布大量韧窝(图 7b₁ 和 b₂),整体仍以韧性断裂为主;Ti-1MEA 合金断口的微裂纹数量增多,但韧窝依旧是主要特征,局部塑性变形能力略有减弱(图

7c₁ 和 c₂)当 MEA 含量增至 2%时,Ti-2MEA 合金断口表面不仅存在微裂纹,还出现明显的沿晶断裂区域,同时韧窝数量减少、尺寸不均(图 7d₁ 和 d₂),表现出“韧性断裂+局部脆性断裂”的混合特征,这与该合金伸长率略有下降的拉伸性能变化规律相匹配^[30]。

3 结论

(1)Ti 试样的微观组织为片层宽度约 15 μm 的单相 α 马氏体,前 β 晶粒为粗大柱状晶,激光增材制造过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变。添加 CoCrNi 后,合金形成 α 马氏体与 Ni_2Ti 析出相的复合组织,前 β 晶粒由柱状晶转变为等轴晶,且 CoCrNi 含量越高, α 马氏体细化与前 β 晶粒等轴化效果越显著, Ni_2Ti 析出相数量也随之增多。

(2)Ti 试样因马氏体片层较粗,表现出“低强高塑”特征(抗拉强度 585 MPa,伸长率 30.8%)。添加 CoCrNi MEA 后,合金屈服强度与抗拉强度显著提升,当 MEA 含量为 2%时,Ti-2MEA 合金屈服强度达 624 MPa、抗拉强度达 765 MPa,实现更优的强

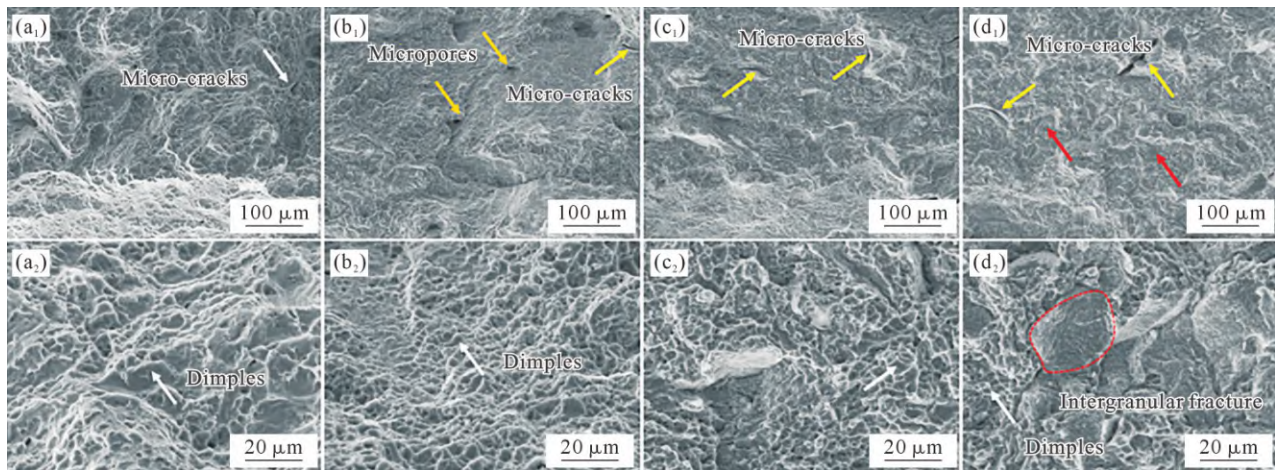


图7 不同放大倍数下 Ti-xMEA 合金断口形貌:(a₁, a₂) Ti; (b₁, b₂) Ti-0.5MEA; (c₁, c₂) Ti-1MEA; (d₁, d₂) Ti-2MEA
Fig.7 Fracture morphology of the Ti-xMEA alloy under different magnifications: (a₁, a₂) Ti; (b₁, b₂) Ti-0.5MEA; (c₁, c₂) Ti-1MEA; (d₁, d₂) Ti-2MEA

度—塑性匹配。细晶强化、固溶强化与 Ni_2Ti 析出强化的协同作用是合金性能提升的核心机制,其中 Ni_2Ti 析出相可增大位错滑移阻力,显著提升合金屈服强度。

(3)CoCrNi MEA 的添加可稳定 β 相,促进 α 马氏体细化并形成 Ni_2Ti 析出相,三者协同调控 Ti-xMEA 合金的微观组织与力学性能。随 CoCrNi 含量提高,前 β 晶粒逐渐趋于等轴化,有效降低变形过程中的各向异性,使合金变形更均匀,从而获得优异的强度—塑性匹配。

参考文献:

- [1] DONG Y P, TANG J C, WANG D W, WANG N, HE Z D, LI J, ZHAO D P, YAN M. Additive manufacturing of pure Ti with superior mechanical performance, low cost, and biocompatibility for potential replacement of Ti-6Al-4V[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109142.
- [2] DING W W, GU H R, ZHANG B S, CHEN Y, ZHANG D X, GUO Q Q, YANG J. Comparison of microstructure and deformation mechanisms of pure titanium fabricated via additive manufacturing using gas atomization and hydrogenation dehydrogenation powder[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 939: 148510.
- [3] MONTUFAR E B, TKACHENKO S, CASAS-LUNA M, ŠKARVADA P, SLÁMEČKA K, DIAZ-DE-LA-TORRE S, KOUTNÝ D, PALOUŠEK D, KOLEDVOVA Z, HERNÁNDEZ-TAPIA L, ZIKMUND T, ČELKO L, KAISER J. Benchmarking of additive manufacturing technologies for commercially-pure-titanium bone-tissue-engineering scaffolds: Processing-microstructure-property relationship[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101516.
- [4] MENG A, CHEN X, NIE J F, GU L, MAO Q Z, ZHAO Y H. Microstructure evolution and mechanical properties of commercial pure titanium subjected to rotary swaging[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 859: 158222.
- [5] CHEN R Y, GUO S B, ZHAO X L, YIN Y T, DU S J, SONG Y, LIANG W, JIANG A, HE Y T, WEI C H. Wear mechanism trans-

forming of ultrafine-grained pure titanium by multi-axial forging and low-temperature annealing[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 2980-2989.

- [6] 黄照文. 多晶纯钛的孪生行为与力学性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2020.
HUANG Z W. Twinning behaviors and mechanical properties study of polycrystalline titanium[D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2020
- [7] WANG H D, YU C, YU Z Y, HUANG Y F, ZHANG X N, MEI L, CHEN J S, WANG Y J, LU H, XU J J. Revealing the evolution of microstructure and mechanical properties with energy density to achieve high-strength Ti-6wt%Cu alloy by laser metal deposition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 885: 145599.
- [8] DAN X D, REN C X, ZHANG D D, CHEN X L, LIU Q, SHI H C, CHAN K C, SONG N, XIANG D D, SUN H R, LIU Z Y, CHEN Z Y. Enhanced strength and ductility in α -titanium alloys through in-situ alloying via additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1027: 180598.
- [9] ZHANG J Q, BIRMINGHAM M, OTTE J, HOU Z Y, NG C H, KENT D, HUANG X X, DARGUSCH M. Designing against ω phase embrittlement in additively manufactured Ti-13.5Mo metastable β titanium alloy through Sn additions[J]. *Additive Manufacturing*, 2025, 97: 104597.
- [10] ZHANG X, YE W Y, MUSHONGERA L, LIAO Y L. Unravelling heterogeneities in sub-grain cellular structure and micromechanical response of additive manufactured Ti-Nb alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 59: 103146.
- [11] FANG Y C, LIU C, JIN K H, WEI X, ZHAO X B, BEI H B, ZHANG Z. Additive manufacturing of titanium alloys with enhanced strength and uniform ductility via multi-element alloying[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 6854-6860.
- [12] KUMAR P, MICHALEK M, COOK D H, SHENG H, LAU K B, WANG P, ZHANG M W, MINOR A M, RAMAMURTY U, RITCHIE R O. On the strength and fracture toughness of an additive manufactured CrCoNi medium-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2023, 258: 119249.

- [13] WENG F, CHEW Y X, ZHU Z G, YAO X L, WANG L L, NG F L, LIU S B, BI G J. Excellent combination of strength and ductility of CoCrNi medium entropy alloy fabricated by laser aided additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101202.
- [14] LIU L Y, ZHANG Y, HAN J H, WANG X Y, JIANG W Q, LIU C T, ZHANG Z W, LIAW P K. Nanoprecipitate-strengthened high-entropy alloys[J]. Advanced Science, 2021, 8(23): 2100870.
- [15] 袁宇成, 宋军, 罗加杰, 李祥如, 宋波, 史玉升. 激光熔丝定向能量沉积增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. 材料工程, 2025, 53(5), 1-16.
- YUAN Y C, SONG J, LUO J J, LI X R, SONG B, SHI Y S. Research advances and development trends of wire-based laser direct energy deposition additive manufacturing technology[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(5): 1-16.
- [16] 明国轩, 贺可太, 周志鹏, 杜扬威, 刘琦. 激光增材制造高熵合金强化机制的研究进展[J]. 航空科学技术, 2025, 36(5): 1-16.
- MING G X, HE K T, ZHOU Z P, DU Y W, LIU Q. Research progress on strengthening mechanism of high entropy alloy by laser additive manufacturing[J]. Aeronautical Science & Technology, 2025, 36(5): 1-16.
- [17] SU J L, JIANG F L, TENG J, CHEN L Q, YAN M, REQUENA G, ZHANG L C, WANG Y M, OKULOV I V, ZHU H M, TAN C L. Recent innovations in laser additive manufacturing of titanium alloys[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2024, 6(3): 032001.
- [18] SU J L, JIANG F L, TAN C L, WENG F, NG F L, GOH M H, XIE H M, LIU J, CHEW Y X, TENG J. Additive manufacturing of fine-grained high-strength titanium alloy via multi-eutectoid elements alloying[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 249: 110399.
- [19] SUN D W, LU Y, KARAKI T. Review of the applications of 3D printing technology in the field of piezoelectric ceramics[J]. Resources Chemicals and Materials, 2023, 2(2): 128-142.
- [20] LIU K Y, LI J S, SHEN J H, ISSARIYAPAT A, KONDOH K, HUO W T, CHEN B. Tuning the size of TiC plates in additive manufactured titanium matrix composites by laser heat input and its effect on strengthening effect [J]. Materials Characterization, 2025, 225: 115212.
- [21] FREUDENBERGER J, THIEL F, UTT D, ALBE K, KAUFFMANN A, SEILS S, HEILMAIER M. Solid solution strengthening in medium-to high-entropy alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 861: 144271.
- [22] XIONG Z H, PANG X T, LIU S L, LI Z G, MISRA R D K. Hierarchical refinement of nickel-microalloyed titanium during additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2021, 195: 113727.
- [23] WANG Z Q, PEI Y, YU H, LIU S L, XIONG Z H, JIN X J, MISRA R D K. Additive manufacturing of nickel-microalloyed titanium alloy: The significant impact of precipitation of Ti_2Ni on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 929: 148116.
- [24] BERMINGHAM M J, MCDONALD S D, STJOHN D H, DARGUSCH M S. Beryllium as a grain refiner in titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481(1-2): L20-L23.
- [25] 张博, 高娜, 席瑞, 王协彬. 增材制造 NiTi 合金支架组织性能研究[J]. 山东大学学报(医学版), 2023, 61(3): 63-70.
- ZHANG B, GAO N, XI R, WANG X B. A study on microstructure and properties of additively manufactured NiTi alloy scaffolds[J]. Journal of Shandong University (Health Sciences), 2023, 61(3): 63-70.
- [26] REN Y J, LIU X Y, WANG H, YANG Y, BAKER I, WANG P F, WU H. Unraveling the inherent anisotropic properties of in situ alloyed copper-modified titanium alloys produced by laser powder bed fusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 966: 171323.
- [27] WANG J N, LIU K Y, XUE X Y, LI J S, CHEN B. Columnar-to-equiaxed transition mechanism and remarkable strengthening effect in additive manufactured pure titanium induced by copper addition [J]. Materials Characterization, 2024, 209: 113750.
- [28] HE Q J, DING Y X, CHENG Y, XIN Y C, FAN G F, LUO X, LIU Q. The fabrication of ultrahigh strength Ti-4Cu-6Al alloy using laser additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025 946: 149142.
- [29] 黄军. 金属基复合材料温度相关性极限拉伸强度和断裂韧性理论研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2022.
- HUANG J. Theoretical study on temperature dependent ultimate tensile strength and fracture toughness of metal matrix composites [D]. Chongqing: Chongqing University, 2022.
- [30] ZHU W G, SUN Q Y, TAN C S, LI P, XIAO L, SUN J. Tensile brittleness and ductility improvement in a novel metastable β titanium alloy with lamella structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 827: 154311.

(责任编辑: 宫文婧)