

引用格式:周峻莹,丁雪萍,万谦,等.热冲压对 SLM 成形 Ti6Al4V 合金耐蚀性能和耐磨性能的影响[J].材料工程,2026,54(2):249-257.

ZHOU Yinying, DING Xueping, WAN Qian, et al. Effect of hot stamping on corrosion resistance and wear resistance of selective laser melting Ti6Al4V alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(2): 249-257.

热冲压对 SLM 成形 Ti6Al4V 合金耐蚀性能和耐磨性能的影响

周峻莹,丁雪萍*,万谦,谢炙宇,王世辉,徐浩淳
(重庆理工大学材料科学与工程学院,重庆 400054)

摘要:采用激光选区熔化(selected laser melting, SLM)技术制备 Ti6Al4V 合金,并对其进行热冲压处理。通过电化学腐蚀实验和摩擦磨损测试,对热冲压前后试样的耐蚀性能及耐磨性能进行对比研究,并阐明其性能产生差异的内在机理。结果表明:在模拟体液溶液中,热冲压后 SLM 成形 Ti6Al4V 试样耐蚀性能降低,腐蚀电流密度增加,钝化膜厚度由 3.19 nm 降低至 1.21 nm。究其原因,热冲压导致 SLM 成形 Ti6Al4V 试样晶粒尺寸由 1.37 μm 粗化到 1.51 μm ,小角度晶界比例增加了 1.41%,进而导致其腐蚀速率增大,耐蚀性能有所降低。此外,热冲压处理后的试样体积磨损量由 0.314 mm^3 增加至 0.474 mm^3 ,耐磨性能下降,其磨损机制为磨料磨损和氧化磨损共同作用。

关键词: Ti6Al4V 合金;激光选区熔化;热冲压;耐蚀性;耐磨性

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000781 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000781

中图分类号: TG113.25;TB31 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)02-0249-09

Effect of hot stamping on corrosion resistance and wear resistance of selective laser melting Ti6Al4V alloy

ZHOU Yinying, DING Xueping*, WAN Qian, XIE Zhiyu, WANG Shihui, XU Haochun

(School of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China)

Abstract: Ti6Al4V alloy is fabricated firstly by selective laser melting (SLM) and then followed by hot stamping treatment. The corrosion resistance and wear resistance of SLM Ti6Al4V alloy before and after hot stamping treatment are comparatively studied using electrochemical corrosion and friction wear tests, and the underlying mechanisms of the performance differences are elucidated. The results indicate that in simulated body fluid, the hot-stamped SLM-formed Ti6Al4V specimens exhibit reduced corrosion resistance, with an increase in corrosion current density and a decrease in passive film thickness from 3.19 nm to 1.21 nm. The primary reason is that hot stamping causes grain coarsening in the SLM-formed Ti6Al4V specimens, with grain size increasing from 1.37 μm to 1.51 μm , and the proportion of low-angle grain boundaries rising by 1.41%, thereby accelerating the corrosion rate and degrading corrosion resistance. Additionally, the volumetric wear loss of the hot-stamped specimens increases from 0.314 mm^3 to 0.474 mm^3 , indicating a decline in wear resistance, with the wear mechanism dominated by the combined effects of abrasive wear and oxidative wear.

Key words: Ti6Al4V alloy; selective laser melting; hot stamping; corrosion resistance; wear resistance

Ti6Al4V 合金具有比强度高、生物相容性好、耐蚀性优良等优点,是骨科治疗中的常用材料^[1]。激光选区熔化(selective laser melting, SLM)作为一种新型增材制造技术,具有成形自由度好、材料利用率高等特

殊优势,在个性化骨科植入体制备领域具有广泛的应用前景^[2-3]。值得注意的是,SLM 成形过程中极高的温度梯度和超快冷却速率导致形成大量针状 α' 相和少量 β 相。 β 相作为稳定相在腐蚀环境中表现出较好耐

蚀性能,而 α' 相耐蚀性能较差,同时 α' 相和 β 相之间的电位差会引起原电池腐蚀,再加上增材制造后存在较大残余应力,从而导致SLM成形Ti6Al4V的耐蚀性能较差^[4-5]。然而,为保证人体安全,钛合金植入体必须具备优异的耐蚀性能^[6],因此如何有效增强其耐蚀性能是亟需解决的一个关键问题。研究表明,增强SLM成形钛合金耐蚀性能的主要途径有热处理、合金化处理、制备涂层、热等静压处理等^[7-14]。采用热处理如退火^[7]、固溶时效^[8]等方法消除残余应力,可促使SLM成形钛合金的耐蚀性能有所提升,但其硬度下降。采用合金化即钛合金粉末中加入Nb^[9]、Ta^[10]等元素促进 β 相形成增强耐蚀性能,但 β 相含量增多会导致SLM成形钛合金的屈服强度和硬度下降。采用等离子喷涂、微弧氧化、激光熔覆等表面改性方法制备多孔Ta涂层^[11]、羟基磷灰石涂层^[12]、TiO₂涂层^[13]、金属玻璃涂层^[14]等,与基体相比,制备涂层后材料的耐蚀性能提升了几十倍,但是外加涂层易出现孔隙、裂纹等缺陷,且涂层和基体结合强度较低,易出现涂层开裂、脱落等问题。热等静压处理可消除孔洞和裂纹等缺陷^[15],进而增强其耐蚀耐磨性能^[16-18],但是该技术设备昂贵、能耗较大、生产周期长、加工效率低。热冲压(hot stamping, HS)具有与热等静压相似的热压耦合作用,并且其设备成本较低、实验操作简单、效率高,将其用于SLM成形后处理领域极具应用潜力^[19]。

本工作采用X射线衍射仪(XRD)、电子背散射衍射仪(EBSD)、电化学测试、摩擦磨损等测试分析方法,研究热冲压对SLM成形Ti6Al4V合金的微观组织、耐蚀性能和耐磨性能的影响规律,并阐释其内在机理,以期热冲压在SLM成形后处理领域的应用提供参考。

1 实验材料与方法

实验材料为Ti6Al4V合金粉末,平均直径为20 μm ,其化学成分见表1。采用SLM设备进行成形,成形工艺参数主要为激光功率180 W,扫描速率1000 mm/s,光斑直径100 μm ,扫描间距110 μm ,粉层厚度30 μm 。SLM成形结束后进行热冲压处理,主要参数为加热温度1000 $^{\circ}\text{C}$,保温时间30 s,压力10 MPa,保压时间10 s。为简化描述,原始激光选区熔化试样标记为SLM-Ti6Al4V,经热冲压处理试样标记为HS-Ti6Al4V。

对试样进行研磨、机械抛光和电解抛光,利用电子背散射衍射(EBSD)进行微观组织表征,其中电解液为高氯酸:甲醇=1:9(体积比),抛光温度-35 $^{\circ}\text{C}$,

表1 Ti6Al4V粉末化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of Ti6Al4V powder (mass fraction/%)

H	C	N	O	Al	Fe	V	Ti
0.015	0.01	0.05	0.2	6.2	0.3	4.5	Bal.

直流电压16 V,抛光时间60 s。EBSD测试后,利用AZtecCrystal软件对数据进行分析。然后进行耐蚀性能表征,测试系统选用Reference3000 Gamry电化学工作站,采用三电极系统,测试试样为工作电极,Ag/AgCl电极为参比电极,Pt片为对电极,测试溶液为模拟体液(simulated body fluid, SBF)溶液。电化学测试时,首先进行开路电位测试,待开路电位稳定后在开路电位下分别开展电化学阻抗谱(EIS)测试和极化曲线测试。EIS测试时,激励信号为幅值10 mV正弦波,频率为 $10^5\sim 10^{-2}$ Hz,测试获得的EIS数据利用ZSimpWin软件进行等效电路拟合。极化曲线测试时,扫描速率为0.1667 mV/s,扫描范围为-0.5~1.2 V开路电位。最后采用UMT-TriboLab摩擦磨损测试仪进行摩擦磨损性能测试,设置载荷为5 N,频率为4 Hz,对磨球为氮化硅(直径6 mm),实验时间为30 min,摩擦路径长度为10 mm。摩擦实验结束后利用CountourX-100三维光学轮廓仪观察磨痕形貌,利用EDS能谱分析磨痕表面元素分布。

2 结果与分析

2.1 微观组织

图1为SLM-Ti6Al4V和HS-Ti6Al4V试样的反极图(inverse pole figure, IPF)及相分布。经观察,SLM-Ti6Al4V试样主要由大量的针状 α' 相构成,几乎不含 β 相。然而,经过热冲压处理后,试样中针状 α' 相含量有所减少,宽度显著增加,呈现出粗化的趋势。此外,热冲压导致试样中 β 相体积分数由0%增加到1.2%。这一变化主要归因于热冲压促进V元素的扩散,进而促使 α' 相向 β 相发生相变。

图2为SLM-Ti6Al4V和HS-Ti6Al4V试样的晶粒尺寸及晶界分布图。对比发现,SLM-Ti6Al4V试样平均晶粒尺寸为1.37 μm ,而HS-Ti6Al4V试样平均晶粒尺寸为1.51 μm ,晶粒发生粗化。观察晶界分布结果($>15^{\circ}$ 为大角度晶界,用绿色表示, $2^{\circ}\sim 15^{\circ}$ 为小角度晶界,用红色表示),发现热冲压后小角度晶界比例由2.91%增大到4.32%,小角度晶界比例增加了1.41%。

图3为SLM-Ti6Al4V和HS-Ti6Al4V试样的

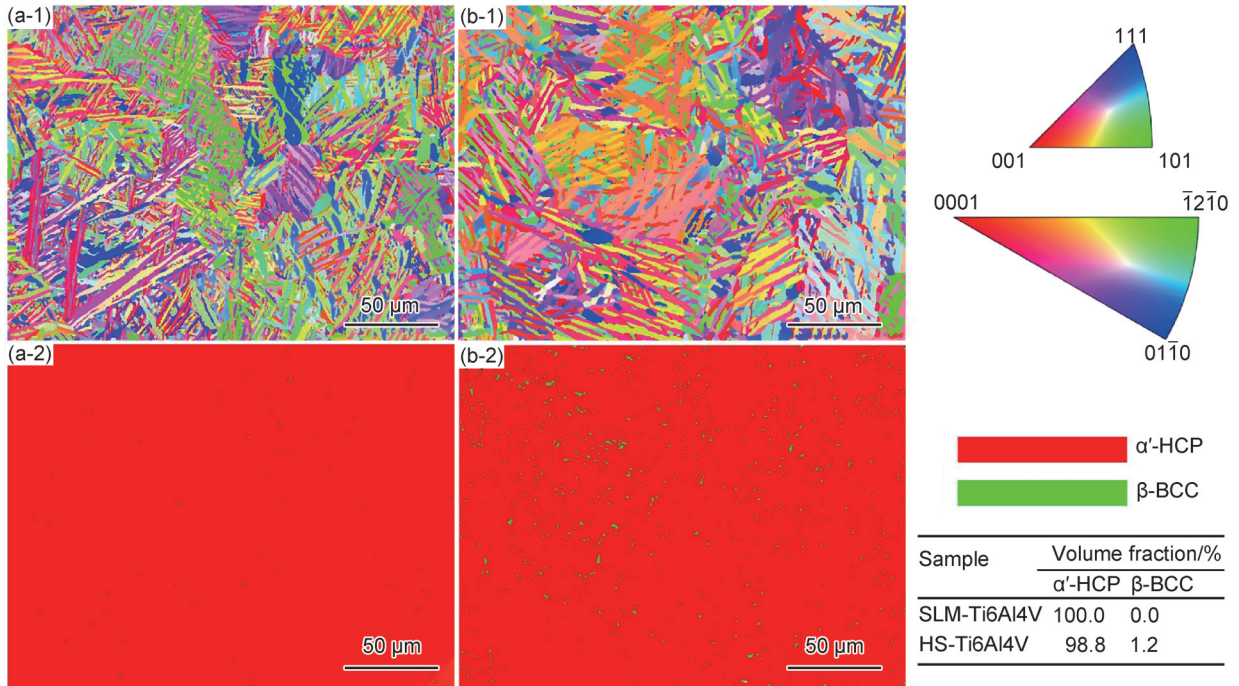


图1 试样的IPF图(1)和相分布(2) (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

Fig.1 IPF maps(1) and phase distribution(2) of samples (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

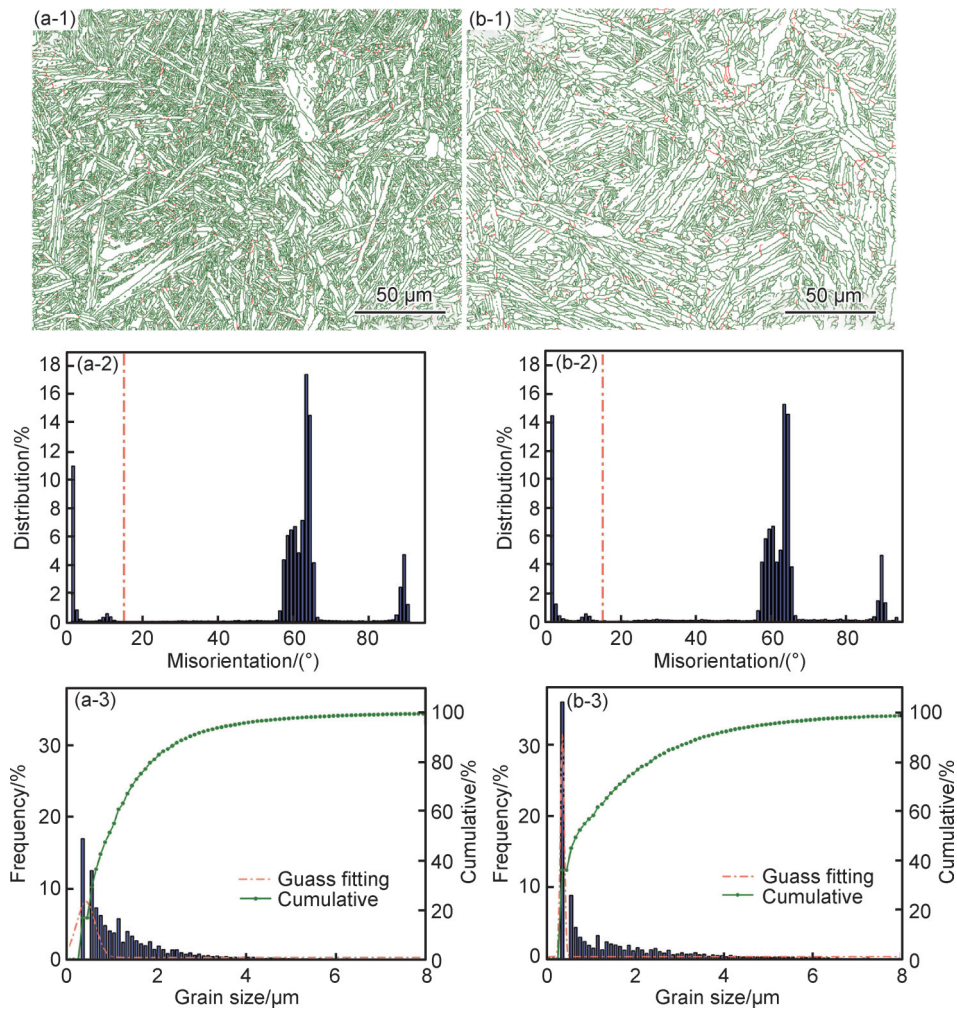


图2 试样晶界分布(1)、晶界统计(2)和晶粒尺寸分布图(3) (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

Fig.2 Grain boundary distribution(1), grain boundary statistics(2), and grain size distribution maps(3) of samples (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

EBSD 局部取向差 (kernel average misorientation, KAM) 结果。观察发现, 试样经过热冲压后其平均局部取向差由 0.46° 降低到 0.41° 。这是因为在 SLM 成形过程中, 高功率密度激光与材料相互作用, 材料经历

不均匀快速熔化凝固过程, 成形后易在试样内产生较大残余应力。热冲压结合淬火热处理和锻压处理, 在热压耦合作用下, 一定程度上降低了试样中的残余应力。

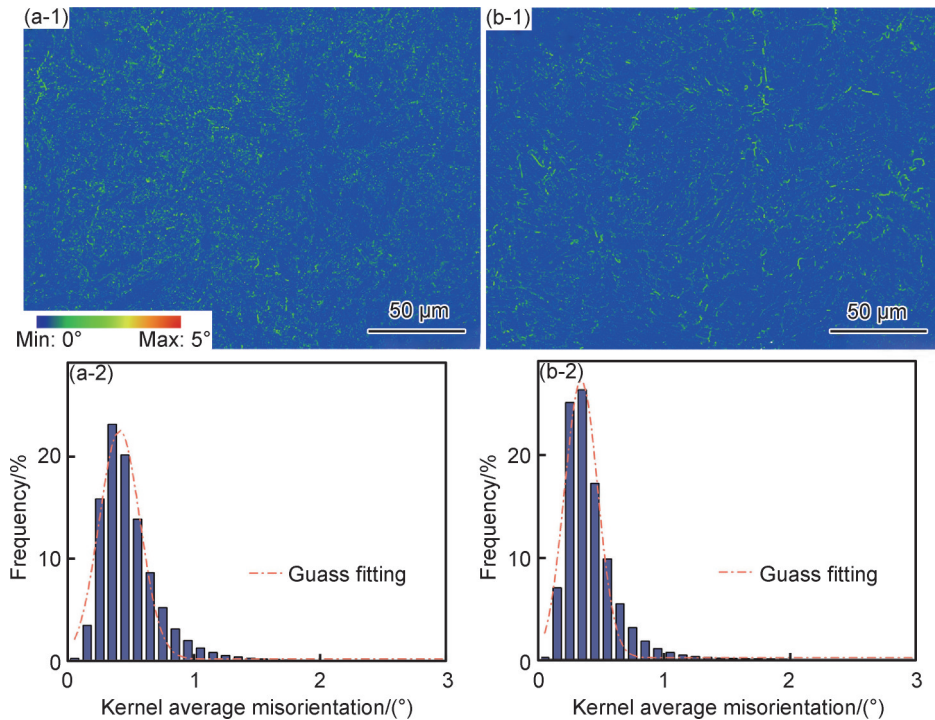


图3 试样的KAM分布(1)和KAM统计图(2) (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

Fig.3 KAM distribution(1) and KAM statistics maps(2) of samples (a)SLM-Ti6Al4V;(b)HS-Ti6Al4V

2.2 耐蚀性能

图4为 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样在模拟体液中的开路电位和极化曲线。观察发现, 随时间延长, 开路电位逐渐趋于稳定。与 HS-Ti6Al4V 试样相比, SLM-Ti6Al4V 试样的开路电位数值更大, 意味着在其试样表面形成更厚钝化膜, 证明其耐蚀倾向更小。随后基于极化曲线, 采用 Tafel 插值法拟合获得 HS-Ti6Al4V 试样的腐蚀电位和腐蚀电流密度分别为 -0.49 V , 61.80 nA/cm^2 , SLM-Ti6Al4V 试样的腐蚀

电位和腐蚀电流密度分别为 -0.29 V , 61.09 nA/cm^2 , SLM-Ti6Al4V 试样具有较高的腐蚀电位和较小的腐蚀电流密度, 说明其耐蚀性能较好。此外, 发现 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样的阳极极化曲线有明显钝化区, 其中 SLM-Ti6Al4V 试样钝化电流密度 ($3.66 \times 10^3\text{ nA/cm}^2$) 明显小于 HS-Ti6Al4V 试样 ($5.20 \times 10^3\text{ nA/cm}^2$), 说明在 SLM-Ti6Al4V 试样表面可更迅速形成稳定钝化膜, 减小腐蚀速率, 增加耐蚀性能。

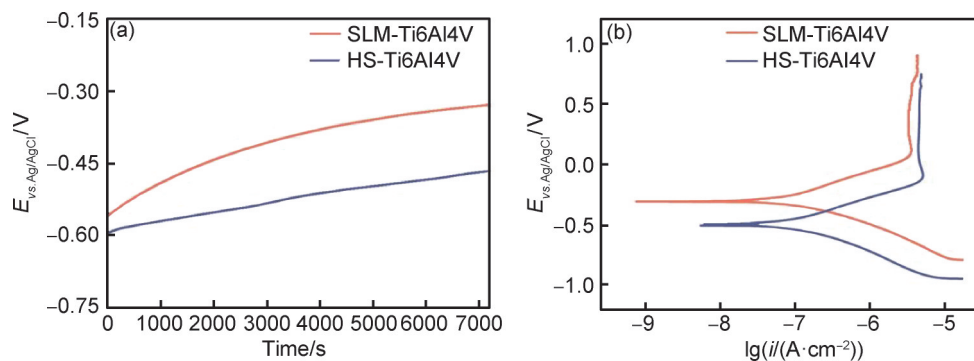


图4 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样在模拟体液中的开路电位(a)和极化曲线(b)

Fig.4 Open circuit potential(a) and polarization curves(b) of SLM-Ti6Al4V and HS-Ti6Al4V samples in SBF

图 5 为 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样在模拟体液中的 EIS 测试结果,其中 Z_{im} 为阻抗虚部, Z_{real} 为阻抗实部, Z_{mod} 为阻抗模值, f 为频率。观察发现二者 Nyquist 图均呈现容抗弧特征,与 HS-Ti6Al4V 试样相比, SLM-Ti6Al4V 试样的容抗弧半径较大,说明钝化氧化膜的阻抗较高。观察 Bode 图结果发现,随着频率增加,阻抗值逐渐降低,与 HS-Ti6Al4V 试样相比, SLM-Ti6Al4V 试样具有更宽的时间常数。采用 ZSimDemo 软件对 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样在模拟体液中的 EIS 测试结果进行拟合,等效电路图见图 5(d),等效电路拟合结果如表 2 所示,其中 R_s 为溶液电阻, R_f 为钝化膜电阻, Q_1 为双电层电容, Q_2 为钝化膜电容, R_{ct} 为电荷转移电阻, n 为弥散指数,且 $0 < n < 1$ 。观察发现,拟合数据与实验数据之间的差

异程度(χ^2)很小,说明拟合结果与实验结果吻合良好。通常, R_{total} (R_f 和 R_{ct} 之和) 值越高,越有可能形成钝化膜,并且钝化膜保护效果越好,意味着耐蚀性能越佳。由表 2 可知, SLM-Ti6Al4V 试样的 R_{total} 值大于 HS-Ti6Al4V 试样的,说明热冲压后试样耐蚀性能有所降低。根据 EIS 分析结果,进一步计算钝化膜厚度 $d_{eff}^{[20]}$,如式(1)所示。

$$C_{eff} = \frac{\epsilon \epsilon_0}{d_{eff}} \quad (1)$$

式中: ϵ 为介电常数,取 $8.6^{[21]}$; ϵ_0 为真空介电常数,取 8.8542×10^{-14} F/cm; C_{eff} 为对应等效电路图中的 Q_2 。计算结果表明, SLM-Ti6Al4V 试样的钝化膜厚度 (3.19 nm) 大于 HS-Ti6Al4V 试样的 (1.21 nm),其耐蚀性能更优。

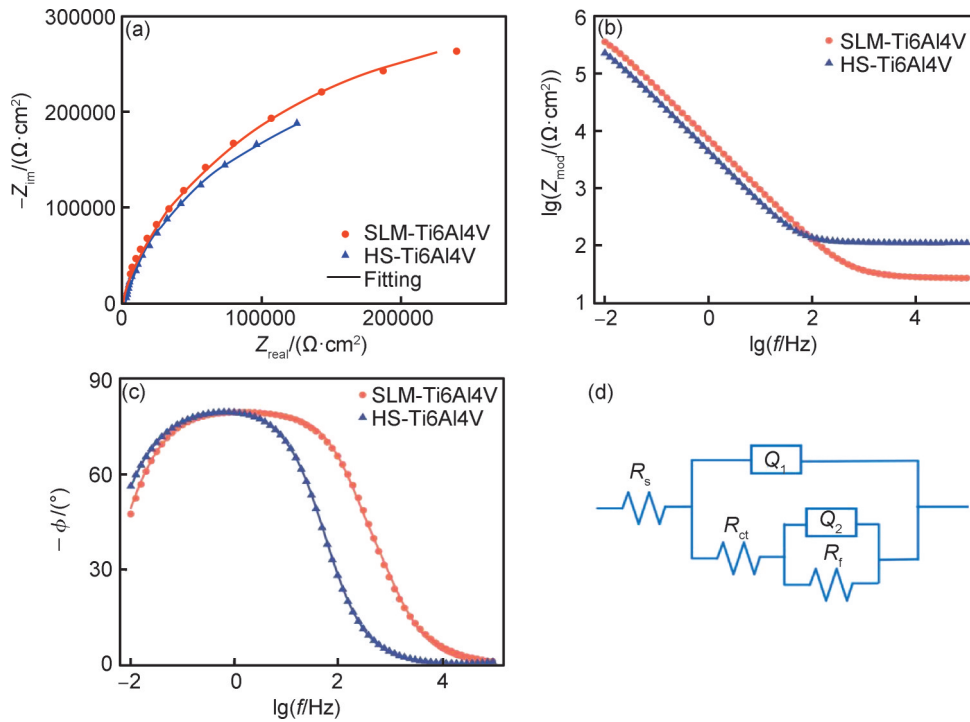


图 5 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样在模拟体液中的 EIS 测试结果
(a) Nyquist 图; (b) Bode 阻抗; (c) Bode 相角 (ϕ); (d) 等效电路模型

Fig.5 EIS test results for SLM-Ti6Al4V and HS-Ti6Al4V samples in SBF

(a) Nyquist plots; (b) Bode impedance; (c) Bode phase angle (ϕ); (d) equivalent circuit diagram model

表 2 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样腐蚀电化学阻抗谱拟合参数

Table 2 Fitted parameters of corrosion EIS of SLM-Ti6Al4V and HS-Ti6Al4V samples

Sample	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_1/(S \cdot s^n \cdot \text{cm}^{-2})$	n	$R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_2/(S \cdot s^n \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_{ct}/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$R_{total}/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	χ^2
SLM-Ti6Al4V	27.66	2.371×10^{-5}	0.8	209.9	2.39×10^{-5}	6.742×10^5	6.742×10^5	3.78×10^{-4}
HS-Ti6Al4V	111.4	4.32×10^{-5}	0.8	4.106×10^5	6.297×10^{-5}	1.222×10^5	1.222×10^5	7.181×10^{-5}

2.3 耐磨性能

图 6 为 SLM-Ti6Al4V 和 HS-Ti6Al4V 试样的摩

擦磨损结果。可知 SLM-Ti6Al4V 试样的平均摩擦因数约为 0.485, HS-Ti6Al4V 试样的摩擦因数约为

0.451。对其磨痕宽度、深度以及体积磨损量进行统计,结果见表3。观察发现,与SLM-Ti6Al4V试样的磨痕宽度、深度、体积磨损量相比,HS-Ti6Al4V试样

的磨痕宽度、深度及体积磨损量均呈现增大趋势,说明热冲压处理导致SLM-Ti6Al4V试样耐磨性能降低。

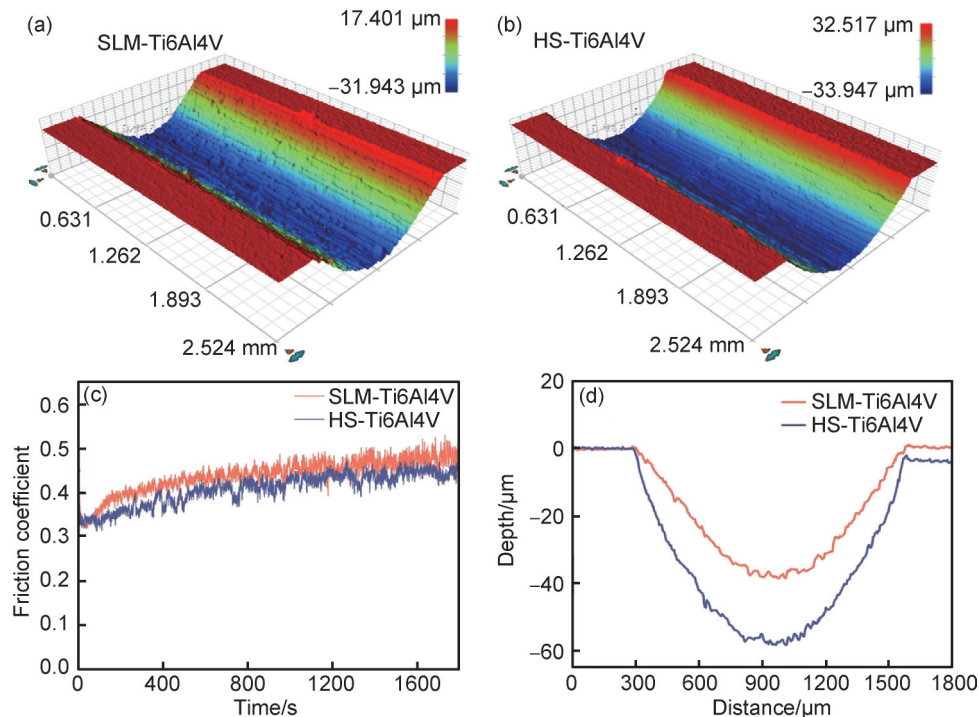


图6 SLM-Ti6Al4V,HS-Ti6Al4V试样磨痕形貌(a)(b),摩擦因数(c)和磨痕轮廓图(d)

Fig.6 Morphologies of wear surface(a), (b), coefficient of friction(c), and wear track profiles(d) of SLM-Ti6Al4V and HS-Ti6Al4V samples

表3 SLM-Ti6Al4V和HS-Ti6Al4V试样的磨痕宽度、深度和体积磨损量

Table 3 Wear scar width, scar depth, and volume loss of SLM-Ti6Al4V and HS-Ti6Al4V samples

Sample	Width/mm	Depth/ μm	Volume loss/ mm^3
SLM-Ti6Al4V	1.303 ± 0.009	40.400 ± 1.118	0.314 ± 0.658
HS-Ti6Al4V	1.279 ± 0.014	55.044 ± 1.265	0.474 ± 1.548

为确定磨损机理,对磨痕表面形貌和成分进行分析,结果如图7所示。观察发现,在SLM-Ti6Al4V试样和HS-Ti6Al4V试样磨痕表面,由于磨粒引起微犁削,均在试样表面形成许多沿滑动方向平行的犁沟,其磨损机制为磨粒磨损。值得注意的是,在两个试样磨痕表面均出现大量白色块状物,对其进行EDS测试(结果见表4),发现白色块状物中O含量明显增加,因此,白色块状物为氧化物,证明在摩擦磨损过程中发生氧化磨损。进一步观察发现,与SLM-Ti6Al4V试样表面磨痕相比,HS-Ti6Al4V试样表面的白色块状物明显减少,而且对比试样磨痕表面A、B、C、D区域中O含量,发现HS-Ti6Al4V试样磨痕表面的O含量较低。综上可知,SLM-Ti6Al4V试样的磨损机制为

磨粒磨损和严重氧化磨损,而HS-Ti6Al4V试样的磨损机制为磨粒磨损和轻微氧化磨损。

3 讨论

本工作中采用的热冲压处理降低了SLM-Ti6Al4V试样的耐蚀性能。具体原因分析如下:经过热冲压处理后,SLM-Ti6Al4V试样中 β 相体积分数由0%提升至1.2%,因 β 相具有较高化学稳定性和利于钝化膜形成,其含量增加有利于提高耐蚀性^[22]。热冲压处理过程中的高温、高压有助于Ti6Al4V合金内部原子重新排列,从而减小残余应力,EBS测试结果显示其KAM均值由 0.46° 降低至 0.41° 。残余应力降低有利于一定程度的修复或缓解微裂纹和缺陷的产生,减少腐蚀倾向进而增强耐蚀性能^[23]。但热冲压处理导致晶粒粗化(晶粒尺寸由 $1.37 \mu\text{m}$ 增大到 $1.51 \mu\text{m}$),可能增加晶内缺陷,如位错和空位,这些缺陷作为腐蚀介质的渗透路径,破坏表面钝化膜的完整性^[24]。粗晶粒可能具有更多的晶内空间,为腐蚀介质提供更多的扩散通道,从而加速腐蚀过程。同时晶粒粗化可能导致钝化膜的不均匀性,因为粗晶粒可能在晶界处有

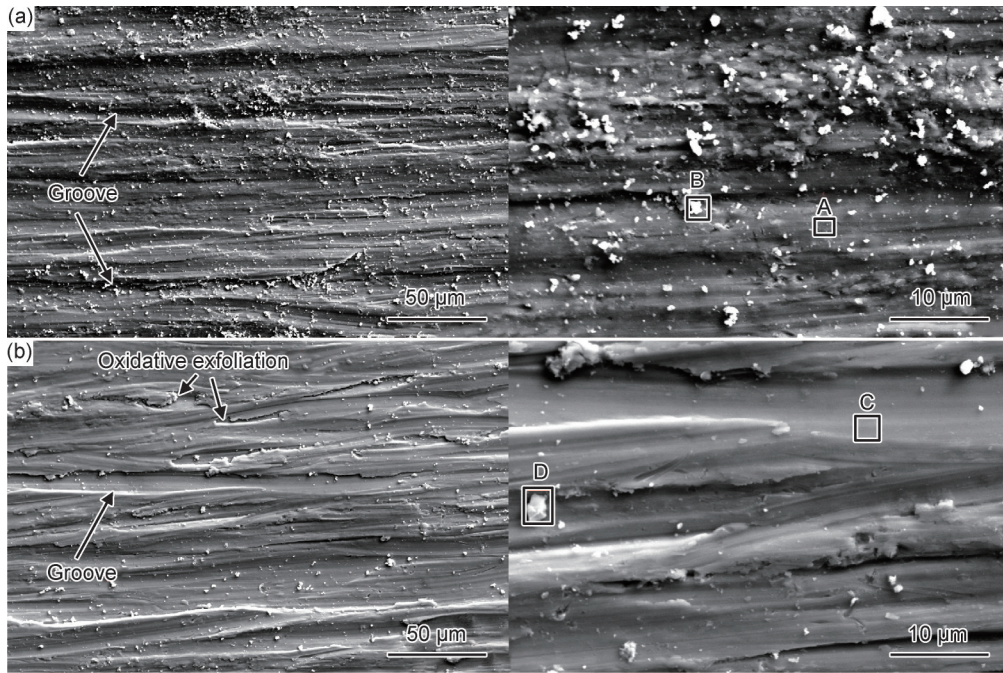


图 7 SLM-Ti6Al4V(a)和HS-Ti6Al4V(b)试样的磨损表面SEM图
Fig.7 SEM images of worn surface of SLM-Ti6Al4V(a) and HS-Ti6Al4V samples(b)

表 4 试样磨痕表面元素EDS测试结果

Table 4 EDS test results of wear scar surface of samples

Sample	Area	Atom fraction/%					
		C	O	Al	Si	Ti	V
SLM-Ti6Al4V	A	0.00	4.90	9.31	1.48	78.41	5.90
	B	2.60	26.58	4.66	1.37	63.32	1.47
HS-Ti6Al4V	C	0.00	2.57	10.16	0.07	83.99	3.22
	D	0.91	16.90	7.97	0.11	71.03	3.08

更多的应力集中,影响钝化膜形成和稳定性,降低耐蚀性^[25]。此外,热冲压处理导致小角度晶界比例由2.91%增加到4.32%,小角度晶界通常具有较低的能量和稳定性,导致容易成为腐蚀介质渗透的通道,进而降低耐蚀性能^[26-27]。电化学测试结果表明,热冲压处理导致SLM-Ti6Al4V试样的耐蚀性能降低,说明热冲压处理导致β相含量增多和残余应力减小,其对耐蚀性能的增强作用要小于晶粒粗化和小角度晶界增多对耐蚀性能的降低作用。

经热冲压处理后,SLM-Ti6Al4V试样耐磨性能降低,其主要原因依然与微观组织性能有很大关系。热冲压处理导致β相含量增加,β相本身相较于α'相具有较低的硬度和耐磨性,使得原本以α'相为主的SLM-Ti6Al4V试样中出现软硬的相界面,导致材料在受到磨粒切削和犁沟作用时更容易发生磨损^[28]。热冲压处理导致残余应力减小,应力的降低导致材料表面硬度和抗塑性变形能力减弱,使其在受到磨粒切

削和犁沟作用时更容易发生磨损。此外,残余应力的降低还可能破坏材料内部的应力平衡,导致裂纹萌生和扩展的倾向增加,特别是在高应力集中区域,这种影响更为显著,导致耐磨性能下降^[29]。同时,热冲压处理导致小角度晶界增多,小角度晶界相较于大角度晶界,具有较低的能量和较弱的界面结合力,这使得材料在受到摩擦磨损时,小角度晶界区域更容易成为裂纹萌生和扩展的通道,小角度晶界增多,材料内部的缺陷和应力集中现象加剧,导致其在摩擦过程中更容易发生塑性变形和疲劳损伤。此外,小角度晶界区域还容易成为磨粒切削和犁沟作用的优先位置,进一步加速材料的磨损过程^[30]。

综上所述,由于本工作采用的热冲压工艺对SLM-Ti6Al4V试样微观组织的影响进而导致其耐蚀性能及耐磨性能下降。在未来研究中,需要进一步优化热冲压工艺参数,进而实现增强SLM-Ti6Al4V试样耐蚀性能及耐磨性能。

4 结论

(1)热冲压处理促使SLM成形Ti6Al4V试样晶粒尺寸从1.37 μm粗化至1.51 μm,小角度晶界比例增加了1.41%,β相体积分数由0%增加至1.2%,残余应力KAM均值由0.46°减小到0.41°。

(2)热冲压处理导致SLM成形Ti6Al4V试样的耐蚀性能下降,腐蚀电流密度上升,钝化膜厚度由

3.19 nm降低到1.21 nm。

(3)热冲压处理导致SLM成形Ti6Al4V试样耐磨性能下降,其体积磨损量由0.314 mm³增加到0.474 mm³,其磨损机理为磨粒磨损和氧化磨损共同作用。

参考文献

- [1] 刘剑桥,刘佳,唐毓金,等.钛合金在骨科植入领域的研究进展[J].材料工程,2021,49(8):11-25.
LIU J Q, LIU J, TANG Y J, et al. Research progress in titanium alloy in the field of orthopaedic implants[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(8):11-25.
- [2] LEBAN M B, KOSEC T, FINŠGAR M. Corrosion characterization and ion release in SLM-manufactured and wrought Ti6Al4V alloy in an oral environment[J]. Corrosion Science, 2022, 209: 110716.
- [3] YAO B B, ZHANG Z X, LI Z H, et al. Compressive properties and energy absorption of selective laser melting formed Ti-6Al-4V porous radial gradient scaffold[J]. Powder Technology, 2024, 442: 119856.
- [4] HAMZA H M, DEEN K M, HAIDER W. Microstructural examination and corrosion behavior of selective laser melted and conventionally manufactured Ti6Al4V for dental applications[J]. Materials Science and Engineering: C, 2020, 113: 110980.
- [5] 杨慧慧,杨晶晶,喻寒琛,等.激光选区熔化成形TC4合金腐蚀行为[J].材料工程,2018,46(8):127-133.
YANG H H, YANG J J, YU H C, et al. Corrosion behaviour of selective laser melted TC4 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(8):127-133.
- [6] LEI H Y, ZHOU Z G, LIU L, et al. Icarin-loaded 3D-printed porous Ti6Al4V reconstruction rods for the treatment of necrotic femoral heads[J]. Acta Biomaterialia, 2023, 169: 625-640.
- [7] HEMMASIAN E A, ZENG C, GUO S, et al. Corrosion behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V parts and the effect of post annealing[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 252-258.
- [8] YANG X W, DONG X R, LI W Y, et al. Effect of solution and aging treatments on corrosion performance of laser solid formed Ti-6Al-4V alloy in a 3.5 wt.% NaCl solution[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(2): 1559-1568.
- [9] SUI Q X, MENG L T, WANG S H, et al. Effect of Nb addition on mechanical properties and corrosion behavior of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting[J]. Journal of Materials Research, 2020, 35(6): 571-579.
- [10] LEI P F, QIAN H, ZHANG T M, et al. Porous tantalum structure integrated on Ti6Al4V base by laser powder bed fusion for enhanced bony-ingrowth implants: *in vitro* and *in vivo* validation[J]. Bioactive Materials, 2022, 7: 3-13.
- [11] KUO T Y, CHIN W H, CHIEN C S, et al. Mechanical and biological properties of graded porous tantalum coatings deposited on titanium alloy implants by vacuum plasma spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 372: 399-409.
- [12] RAMASAMY P, SUNDHARAM S. Microhardness and corrosion resistance of plasma sprayed bioceramic bilayer coated Ti-6Al-4V implants[J]. Journal of the Australian Ceramic Society, 2021, 57(2): 605-613.
- [13] YAO J H, WANG Y, WU G L, et al. Growth characteristics and properties of micro-arc oxidation coating on SLM-produced TC4 alloy for biomedical applications[J]. Applied Surface Science, 2019, 479: 727-737.
- [14] IBRAHIM M Z, SARHAN A A D, SHAIKH M O, et al. Investigate the effects of the laser cladding parameters on the microstructure, phases formation, mechanical and corrosion properties of metallic glasses coatings for biomedical implant application[J]. Additive Manufacturing of Emerging Materials, 2018, 8(1): 299-323.
- [15] 赵海生,房立家,刘欢,等.热等静压对激光选区熔化成形GH4169合金组织与高温性能的影响[J].航空材料学报,2024,44(1):84-92.
ZHAO H S, FANG L J, LIU H, et al. Effect of isostatic pressing on microstructure and high temperature properties of GH4169 alloy formed by selective laser melting[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 84-92.
- [16] MASUO H, TANAKA Y, MOROKOSHI S, et al. Effects of defects, surface roughness and HIP on fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing[J]. Procedia Structural Integrity, 2017, 7: 19-26.
- [17] LEON A, LEVY G K, RON T, et al. The effect of hot isostatic pressure on the corrosion performance of Ti-6Al-4V produced by an electron-beam melting additive manufacturing process[J]. Additive Manufacturing, 2020, 33: 101039.
- [18] CAI C, SONG B, WEI Q S, et al. *In-situ* integrated fabrication of Ti-Ni coating during hot isostatic pressing of Ti6Al4V parts: microstructure and tribological behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 280: 194-200.
- [19] KOPEC M, WANG K, POLITIS D J, et al. Formability and microstructure evolution mechanisms of Ti6Al4V alloy during a novel hot stamping process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 719: 72-81.
- [20] ORAZEM M E, TRIBOLLET B, VIVIER V, et al. On the use of the power-law model for interpreting constant-phase element parameters[J]. Journal of the Brazilian Chemical Society, 2014, 25: 532-539.
- [21] ZHANG B, LI Y, WANG F H. Electrochemical corrosion behaviour of microcrystalline aluminium in acidic solutions[J]. Corrosion Science, 2007, 49: 2071-2082.
- [22] ZHOU X, XU D K, GENG S J, et al. Mechanical properties, corrosion behavior and cytotoxicity of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser metal deposition[J]. Materials Characterization, 2021, 179: 111302.
- [23] 廖聪豪,周静,沈洪.增材制造TC4钛合金在激光抛光前后的电化学腐蚀性能[J].中国激光,2020,47(1):89-95.
LIAO C H, ZHOU J, SHEN H, et al. Electrochemical corrosion behaviors before and after laser polishing of additive manufactured TC4 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 89-95.

- [24] 高志,温嘉辰,巫方志,等.元素和相组成对 β 钛合金耐腐蚀性的影响[J].有色金属材料与工程,2021,42(6):11-16.
GAO Z, WEN J C, WU F Z, et al. Effects of element and phase composition on corrosion resistance of β -titanium alloys[J]. Non-ferrous Metal Materials and Engineering, 2021, 42 (6):11-16.
- [25] 王乐,易丹青,刘会群,等. Ru 对 Ti-6Al-4V 合金腐蚀行为的影响及机理研究[J].中国腐蚀与防护学报,2020,40(1):25-30.
WANG L, YI D Q, LIU H Q, et al. Effect of Ru on corrosion behavior of Ti-6Al-4V alloy and its mechanism [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2020, 40 (1):25-30.
- [26] GUO X K, LIU H, CHEN J B, et al. Cooperative enhancement of strength and corrosion resistance through architecture of nanotwins and low angle grain boundary in Ni20Cr alloy [J]. Corrosion Science, 2024, 227: 111759.
- [27] WANG Y J, HAO E K, ZHAO X Q, et al. Effect of microstructure evolution of Ti6Al4V alloy on its cavitation erosion and corrosion resistance in artificial seawater [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 100:169-181.
- [28] SI T K, GENG J H, NING B K, et al. β phase morphology analysis for enhancing friction properties and wear resistance of Ti-6Al-4V alloy [J]. Tribology International, 2025, 201: 110196.
- [29] CHANG S, ZHANG K, TAN J P, et al. The effect of residual stress on high-cycle fatigue properties and its evaluation method of Ti-6Al-4V alloy [J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2024, 47 (10):3633-3645.
- [30] KANG H H, HAN S C, JI M K. Achieving synergistic improvement of wear and mechanical properties in Ti-6Al-4V alloy by multiple cryogenic treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29:5118-5125.

基金项目:重庆市教委科学技术研究项目(KJQN202301128);重庆市研究生科研创新项目(CYS23647)

收稿日期:2024-11-19;**录用日期:**2024-12-31

通讯作者:丁雪萍(1988—),女,讲师,博士,研究方向为金属材料增材制造,联系地址:重庆市巴南区花溪街道红光大道69号重庆理工大学第三实验楼A209(400054),E-mail:dingxp@cqut.edu.cn

(本文责编:王 晶)