

选区激光熔化 TC4 合金高温力学性能及腐蚀行为研究

聂敬敬, 马平义, 孙京丽, 柯林达, 康 靛, 夏先朝, 袁 勇

(上海航天精密机械研究所, 上海 201600)

摘要: 采用选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM) 制备了 TC4 合金, 利用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、万能材料试验机以及电化学测试等技术研究其热处理后的组织、高温力学性能及腐蚀行为, 并与铸造 TC4 合金做了对比。结果表明, SLM 与铸造 TC4 合金物相组成相同, SLM TC4 合金组织主要为片层状 ($\alpha+\beta$) 相, 平均晶粒面积约为 $2\ \mu\text{m}^2$, 而铸造 TC4 合金表现出典型的魏氏组织, 平均晶粒面积约为 $276\ \mu\text{m}^2$ 。相对于铸造 TC4 合金, SLM TC4 合金的室温及高温力学性能均较优异, 且表面形成的钝化膜保护性能更好, 腐蚀速率更低。

关键词: 选区激光熔化; TC4 合金; 组织; 力学性能; 腐蚀行为

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2126-08

TC4 合金具有高比强度、优异耐腐蚀性和生物兼容性等特点, 在航空航天、石油化工、生物医疗等领域得到了广泛运用^[1-4]。TC4 合金传统的加工方式多为铸造或锻造, 成型复杂结构制造周期长、材料利用率低且加工费用昂贵^[1,5]。随着现代航天工业的迅速发展, 特别是近年来高马赫飞行器、卫星和运载火箭等关键部件对高强高韧等综合性能良好的钛合金需求越来越大, 发展制造周期短、尺寸精密高、性能优越的 TC4 合金是未来零件发展的必然趋势^[1,5-8]。

选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM) 是近年来新发展的一项先进制造技术, 其基于零件的计算机辅助设计模型, 在激光束的照射下将平铺在基板上的金属粉末快速熔化凝固, 进而实现高致密度、形状复杂且组织独特的零件材料制备^[1,9-10]。SLM 成形过程中高的热量输入及温度梯度会导致材料内部产生残余应力和元素的偏聚, 进而影响材料的塑性^[11-12]。因此, 合适的热处理工艺对 SLM 成形 TC4 合金的后续应用至关重要^[13-15]。国内外研究学者已经针对 SLM 成形 TC4 合金的热处理工艺-组织-力学性能三方面关系做了大量的研究。结果表明, 在 $\alpha+\beta$ 两相区间固溶处理时, 合金能获得良好的综合力学性能^[13-20]。然而, 对 SLM 成形 TC4 合金固溶处理后高温力学性能的研究却相对匮乏, 揭示其在高温下的服役规律, 对于进一步推动 SLM 成形 TC4 合金的发展具有重大意义。

此外, 腐蚀性能评估是材料从设计到应用的一个重要阶段, 然而针对 SLM 成形 TC4 合金在含 Cl 溶液中的腐蚀行为报道结果却存在相互矛盾的现象^[21-24]。一些研究表明, 由于针状马氏体 α' 的存在, 导致 SLM 成形 TC4 合金的耐蚀性能不如商用铸 (锻) 造 TC4 合金^[21,25-27]。然而, 另一些研究者发现, SLM 成形 TC4 合金的耐蚀性能优于商用铸 (锻) 造 TC4 合金, 这与前者形成的晶粒更细小, 钝化膜更致密有关^[22-23]。可以看出, SLM 成形 TC4 合金在含 Cl 溶液中的腐蚀影响因素多, 相互作用机制尚不十分清楚, 因此, 有必要进一步澄清 SLM 成形 TC4 合金在含 Cl 溶液中的腐蚀机制。

本研究采用 XRD、SEM、万能材料试验机以及电化学测试等方法系统地研究了热处理后的 SLM 成形 TC4 合金微观组织、高温力学性能及腐蚀行为, 并与商用铸造 TC4 合金做了对比, 为 SLM 成形 TC4 合金的进一步应用提供实验支撑与理论指导。

1 实验

本试验基底材料为 $150\ \text{mm}\times 150\ \text{mm}\times 20\ \text{mm}$ 的铸造 TC4 合金板材, 使用前采用 600#碳化硅砂纸打磨, 随后采用丙酮清洗并烘干。SLM 成形所用 TC4 合金粉末为气雾化技术制备的球形粉末, 粉末粒径 $\leq 50\ \mu\text{m}$, 主要成分如下 (质量分数, %): 6.16 Al, 4.15 V, 0.04 Fe, 0.12 O, 0.008 N, 0.005 H 和余量的 Ti。

收稿日期: 2022-06-26

基金项目: 国家自然科学基金 (51701116); 上海市青年科技启明星计划 (19QB1402000)

作者简介: 聂敬敬, 男, 1995 年生, 硕士, 上海航天精密机械研究所, 上海 201600, E-mail: niejingjing0606@163.com

试验选取 NRD-SLM-300A 型激光选区熔化成形设备,该设备主要由 500 W 光纤激光器、自动铺粉系统、成形室及控制系统等几部分构成。成型过程中涉及的主要工艺参数列于表 1。同时,为了防止样品在沉积过程中发生氧化,整个沉积过程是在充满 Ar 气的保护仓中进行。采用真空热处理炉对 SLM 成形后 TC4 合金进行固溶处理,固溶处理温度为 800 °C,保温时间为 4 h,随炉冷却至室温后取出待用。采用商用铸造 TC4 合金作为对比材料,该材料由新江科技(江苏)有限公司提供。铸造 TC4 合金的主要成分(质量分数,%)为:6.29 Al, 4.17 V, 0.13 Fe, 0.16 O, 0.01 N, 0.001 H 和余量的 Ti。

组织观察面为 SLM 与铸造成形 TC4 合金的横截面(垂直于打印方向)。使用 Kroll 试剂(V(HF):V(HNO₃):V(H₂O)=1:3:10)对抛光后的钛合金进行腐蚀,并利用德国 Zeiss-Axio Imager M2m 型光学显微镜进行金相组织观察。采用配带有能谱仪的 FEI QUANTA 450 扫描电镜(SEM)对 2 种不同状态钛合金样品的显微组织与拉伸断口进行分析。采用配备 Cu 靶的 D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)对 2 种不同状态下样品进行物相分析,扫描范围 20°~90°,电压 30 kV,电流 30 mA,扫描速率 4°/min。

为了进一步探究 SLM 与铸造成形 TC4 合金相关物相、晶粒取向、位错密度分布等结果的差异,利用扫描电镜搭载的 Nordlys Max2 探测器对两者进行电子背散射衍射(EBSD)测试,操作电压为 20 kV,工作距离为 15 mm,采集的数据采用 HKL Channel 5 软件进行分析。EBSD 测试样品在完成常规打磨后,随后进行电解抛光,其中电解抛光液选用体积比为 60:30:10 的甲醇、正丁醇与高氯酸的混合溶液,电解抛光电压为 30 V,温度 -20~-30 °C,抛光时间约为 100 s。

采用国产 DDL-100 电子万能试验机对 SLM 与铸造成形 TC4 合金进行室温与高温拉伸测试,其中高温拉伸测试温度为 400、600 °C,拉伸样品制备参考国标 GB/T 228.1-2010 标准,样品尺寸为 M8 mm×Φ5 mm,拉伸速率为 2 mm/min,每种状态测试 6 个平行样并取平均值。

电化学腐蚀性能测试在荷兰 IVIUM 公司的 Vertex.C.EIS 电化学工作站上进行,采用传统三电极测试体系,工作电极为 SLM 与铸造成形 TC4 合金,测试

面积为 10 mm×10 mm,参比电极为饱和甘汞电极(SCE),对电极为铂片,测试溶液为 3.5%NaCl(质量分数)。在进行电化学测试之前,将工作电极用水磨砂纸逐级打磨至 3000#,并依次采用去离子水和乙醇清洗,冷风吹干待用。将工作电极浸入溶液后连续监测开路电位(OCP) 2 h 变化,保证测试体系稳定。动电位极化曲线测试扫描速率为 1 mV/s,扫描电位区间为-0.4~8 V(vs.SCE),当电流密度超过 100 μA/cm²时停止测试。电化学阻抗谱测试(EIS)的测试频率为 10⁵~0.01 Hz,交流电压扰动幅值为±5 mV,EIS 测试数据采用 ZSimp Win 软件进行拟合分析。

2 结果与讨论

2.1 组织分析

图 1 为 SLM TC4 与铸造 TC4 合金 X 射线衍射图谱。由 XRD 图谱表明,SLM TC4 与铸造 TC4 合金的相组成相同,均为 α/α'相。由于 α 相和 α'相具有相同的密排六方结构(hcp)和相似的晶格参数,因此很难在 XRD 谱图中加以区分。XRD 衍射峰中没有发现 β 相的存在,这主要是由于 TC4 合金中 β 相含量低于 XRD 的检测下限。此外,SLM TC4 与铸造 TC4 合金的衍射峰均没有表现出明显的择优取向特征。

图 2 为 SLM TC4 与铸造 TC4 合金的显微组织。从图 2a、2c 可以看出,SLM TC4 合金主要由片层状(α+β)相组成,沉积态组织中细小针状 α'马氏体在高温下发生分解,逐渐转变为片层状(α+β)相。铸造 TC4 合金(图 2b、2d)具有典型的魏氏组织,在粗大 β 晶粒内部分布着细长平行的长条状 α 相,长度 40~80 μm,且晶界有连续的 α 相。结合 XRD 与 SEM 结果可知,SLM TC4 合金的显微组织与铸造 TC4 合金相似,均由 α 相和 β 相组成。相对于铸造 TC4 合金,SLM TC4 合金中 α 片层状组织更细小,单位面积含有更高密度的晶界,这主要是由于相较于铸造成形时的冷却速度,SLM 成形过程

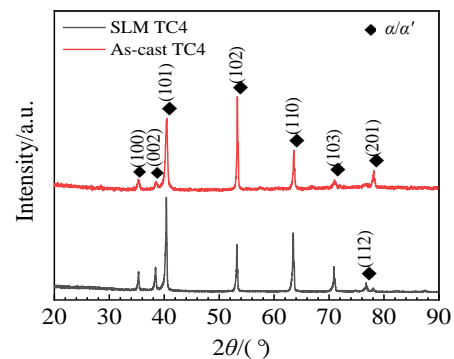


图 1 SLM TC4 与铸造 TC4 合金 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of SLM TC4 and as-cast TC4 alloy

表 1 SLM TC4 合金成形参数

Table 1 Forming parameters of SLM TC4 alloy

Laser output power/W	Scanning speed/mm s ⁻¹	Scanning interval/mm	Layer thickness/mm	Phase angle/(°)	Spot diameter/mm
325	1000	0.12	0.04	105	0.1

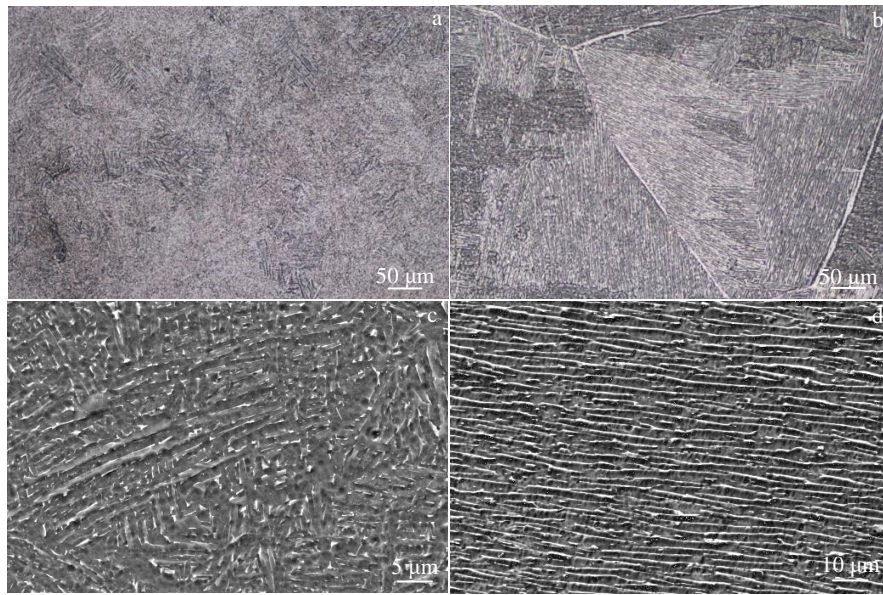


图 2 铸态及 SLM 态 TC4 合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of SLM (a, c) and as-cast (b, d) TC4 alloys

中冷却速度 (约 10^5 K/s) 更快, 形核率大, 且极短的成形时间内晶粒来不及长大, 因此形成的组织更细小^[28]。

SLM TC4 与铸造 TC4 合金的 EBSD 测试结果如图 3 所示。SLM TC4 合金 (图 3a、3b) 组织的平均晶粒面积约为 $2 \mu\text{m}^2$, 晶粒取向随机, 没有展现出明显的方向性, 这与 XRD 的测试结果一致。另外, 通过 EBSD 分析中的相组成图发现, SLM TC4 物相中 α 相占比 99.7%, β 相占比 0.3%。相对于 SLM TC4 合金, 铸造 TC4 合金 (图 3d~3f)

的晶粒粗大, 平均晶粒面积约为 $276 \mu\text{m}^2$, 其中 α 相占比 98.18%, β 相占比 1.82%, 即铸造 TC4 合金中的 β 相含量要明显高于 SLM TC4 合金。

2.2 力学性能分析

图 4 为 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在不同温度下的拉伸曲线及力学性能统计结果。可以看出, 对于 SLM 成形的 TC4 合金, 其室温下的抗拉强度、屈服强度及延伸率分别达到 1041 MPa、987 MPa 与 14.6%。随着拉伸

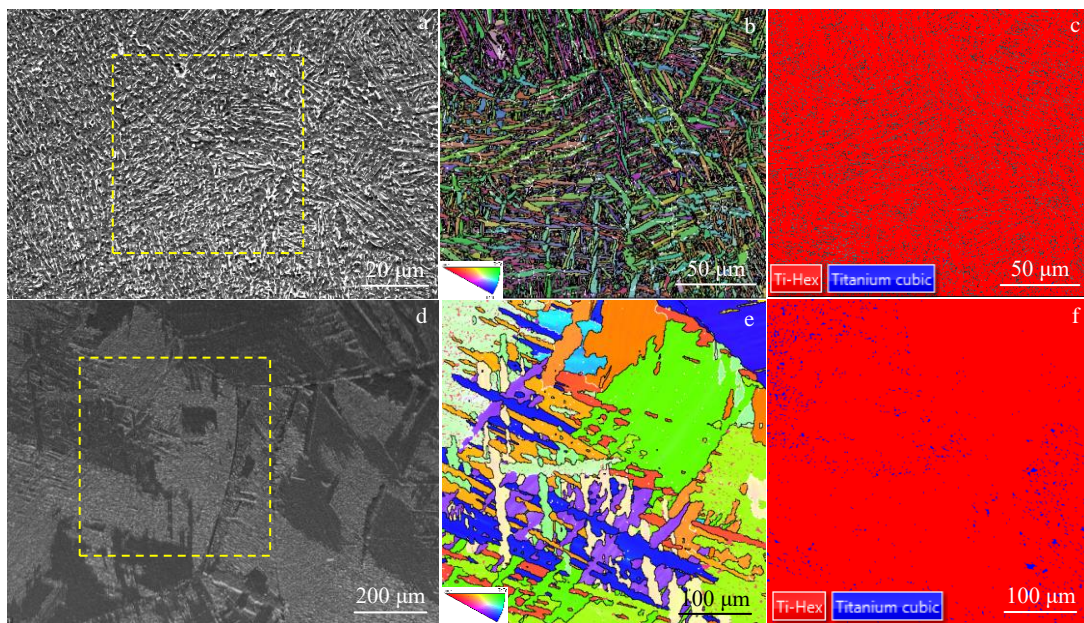


图 3 SLM 与铸造 TC4 合金的 EBSD 分析结果

Fig.3 EBSD analysis results of SLM (a-c) and as-cast (d-f) TC4 alloys: (a, d) microstructure; (b, e) inverse polar maps; (c, f) phase distribution (yellow dotted line represents EBSD test area)

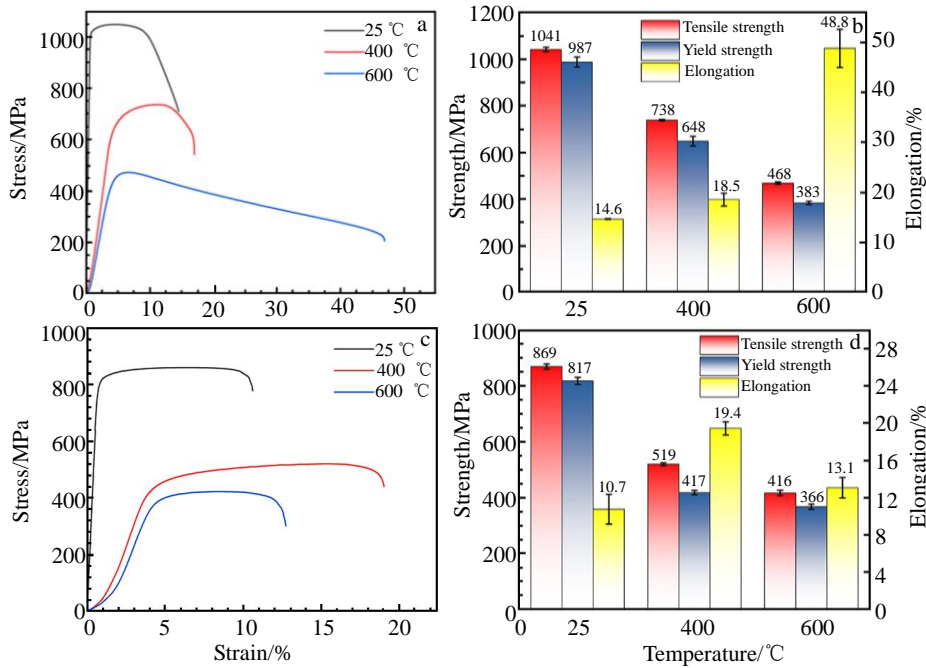


图 4 SLM 与铸造 TC4 合金在不同温度下的拉伸曲线及力学性能

Fig.4 Engineering stress-strain curves (a, c) and mechanical properties (b, d) of SLM (a, b) and as-cast (c, d) TC4 alloys at different temperatures

温度的升高, 材料的强度衰退越来越快。当拉伸温度从 25 °C 升高至 400 °C 时, 抗拉强度仍可以达到 738 MPa, 相比于室温强度衰退了 29.1%, 当拉伸温度进一步升高至 600 °C 时, 抗拉强度降低至 468 MPa, 相比于室温强度衰退了 55.1%。由图 4b 可知, 随着拉伸温度从室温升高至 600 °C 时, SLM TC4 合金的延伸率由 14.6% 逐渐增加至 48.8%。因此, 随着拉伸温度的升高, SLM TC4 合金强度逐渐降低, 塑性逐渐升高。性能的变化主要是由以下两方面造成, 一方面, 随着拉伸温度的升高, 位错的迁移和湮灭增强, 因此位错密度会随着温度的升高而降低, 导致 SLM TC4 合金软化, 即材料的强度降低, 塑性提高^[29-30]。另一方面, 温度的升高促进了动态再结晶的产生, 进而材料抵抗变形能力降低^[31]。

相对于 SLM TC4 合金, 铸造 TC4 合金室温下的抗拉强度、屈服强度与延伸率分别为 869 MPa、817 MPa 与 10.7%, 低于 SLM 样品, 这与其组织呈魏氏组织有关。魏氏组织有着较高的蠕变强度和断裂韧性, 但其塑性较低, 这主要是因为其原始 β 晶粒的尺寸大, 内部 α 板条状组织会减弱对位错滑移的抑制, 降低材料的强度和塑性^[29,32]。随着拉伸温度由室温升高至 400 °C, 铸造 TC4 合金的抗拉强度由 869 MPa 降低至 519 MPa, 强度衰退了 40.3%, 衰退率远高于 SLM 成形样品, 而延伸率由 10.7% 增加至 19.4%。随着温度从 400 °C 升高至 600 °C, 强度与延伸率均进一步降低, 塑性的降低可能与组织中晶粒尺寸较大有关^[31], 高温下晶粒越大, 其对应的表面

积越小, 不利于晶界滑移, 产生的空洞尺寸越大, 晶粒的滑动和转动也较难, 进而导致裂纹迅速形成并扩展。综上, 相对于铸造 TC4 合金, SLM TC4 合金在 400 °C 及以上温度变形时, 强度衰退慢, 高温下具有超高的塑性。通常铸造 TC4 合金使用温度低于 400 °C, SLM-TC4 在高温下相对更高的性能可支撑其替代同类铸造材料并适用于更高性能要求的零件上。

图 5 为 SLM 与铸造 TC4 合金在不同温度下的拉伸断口形貌。从图 5a~5c 可知, SLM TC4 合金样品断口形貌均由韧窝组成, 表明其断裂形式为韧性断裂。随着温度的升高, 断口表面变得越来越不平整, 韧窝尺寸和深度变大, 在 600 °C 时。从图 5c 中可以看到明显的凸起和凹陷, 这是典型的高温断裂的断口特征。对于铸造 TC4 合金来说, 室温下的拉伸断口形貌由解理面和小韧窝组成, 表明其断裂形式为脆性与韧性的混合断裂, 随着拉伸温度升高至 400 °C, 断口形貌中韧窝的尺寸变大, 即塑性提高。对于铸造 TC4 合金 600 °C (图 5f) 的拉伸断口, 断口主要由大尺寸的解理面和解理面上的小韧窝组成, 表明其断裂形式主要为脆性断裂, 这也与其低的延伸率相对应。

2.3 电化学结果分析

2.3.1 开路电位结果分析

图 6 为 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的开路电位随时间的变化。从图 6 中可以看出, 开路电位电势值均向正向移动, 表明保护性的氧化膜在电

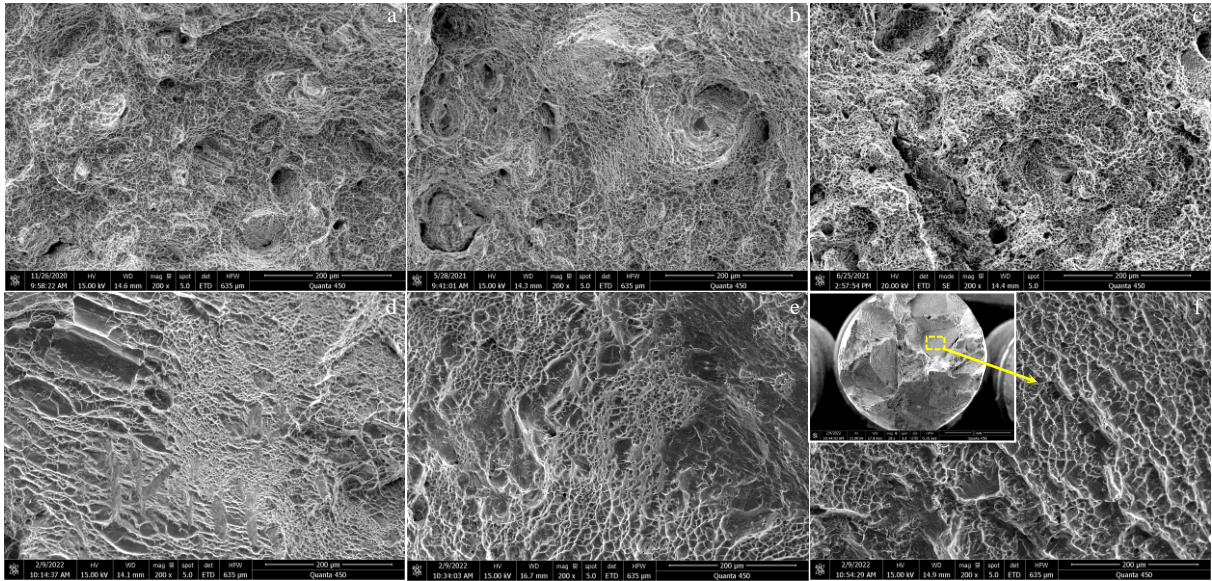


图 5 SLM 与铸造 TC4 合金在不同温度下的拉伸断口形貌

Fig.5 SEM fracture morphologies of SLM (a-c) and as-cast (d-f) TC4 alloy at different temperatures: (a, d) 25 °C, (b, e) 400 °C, and (c, f) 600 °C

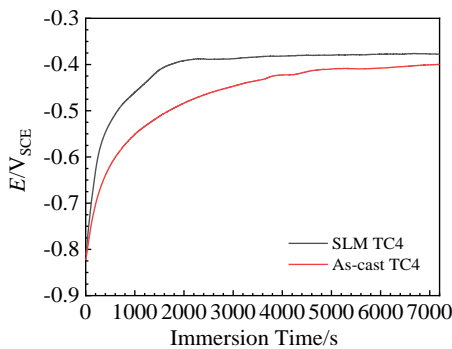


图 6 SLM 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的开路电位随时间变化

Fig.6 Open circuit potential vs time of SLM and as-cast TC4 alloys in 3.5%NaCl solution

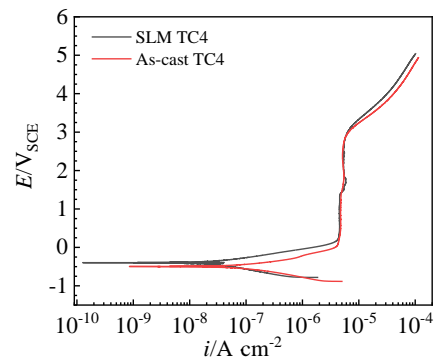


图 7 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的动电位极化曲线

Fig.7 Potentiodynamic polarization curves of SLM TC4 and as-cast TC4 alloy in 3.5%NaCl solution

极表面逐渐生成，且电化学反应受阳极控制^[33-35]。在浸泡 2 h 后，两者的开路电位值达到稳定，且 SLM 成形 TC4 合金稳定后的开路电位值高于铸造样品。研究表明，开路电位越高，热力学上腐蚀倾向性越小，材料越不容易发生腐蚀^[22,33]。

2.3.2 动电位极化曲线结果分析

图 7 为 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的动电位极化曲线。在极化曲线的阳极分支，两者呈现出相似的趋势，均存在一个明显的钝化区，表明 2 种材料在腐蚀过程中产生了自发的钝化行为^[22,34]。此外，阳极区域的电流没有出现波动，表明样品表面没有产生亚稳态点蚀，这可能与相对较快的电势扫描速率有关^[36]。

快的电势扫描速率导致 Cl⁻没有足够的时间迁移到活性点位置，从而降低了亚稳态点蚀发生的可能性^[36-37]。在极化曲线的阴极分支，两者的极化曲线没有明显的差别，表明在 2 种材料表面上发生了相同的电极反应，且合金的主要反应过程不受阴极控制。

为进一步明确两者腐蚀行为的差异性，对两者的极化曲线进行拟合，拟合结果如表 2 所示。可以看出，SLM TC4 合金的自腐蚀电位 (E_{corr}) 高于铸造样品，这与开路电位测试结果相一致。此外，SLM TC4 合金的自腐蚀电流密度 (I_{corr}) 明显低于铸造样品。一般来说，材料的腐蚀速率与腐蚀电流密度呈正比例相关^[21,33]，即 SLM TC4 合金具有更低的腐蚀速率。

表 2 SLM 与铸造 TC4 合金动电位极化曲线的拟合参数

Table 2 Fitting parameters from potentiodynamic polarization curves of SLM and as-cast TC4 alloy samples

Sample	$I_{corr}/\mu\text{A cm}^{-2}$	$E_{corr}/\text{V}_{\text{SCE}}$	$\beta_c/\text{mV dec}^{-1}$	$\beta_a/\text{mV dec}^{-1}$
SLM	0.023	-0.41	249	218
As-cast	0.056	-0.51	182	187

Note: I_{corr} -corrosion current density; E_{corr} -corrosion potential; β_c -cathodic Tafel slopes; β_a -anodic Tafel slopes

2.3.3 电化学阻抗谱结果分析

为了进一步表征两者耐蚀性能的差异性，采用电化学阻抗谱对 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的钝化膜行为进行表征，结果如图 8 所示。可以看出，两者的能斯特图均表现出重叠的压缩半圆容抗弧特征，这种变化趋势是双电层电容和界面上的电荷转移共同作用的结果^[34]。相对于铸造 TC4 合金，SLM TC4 合金的容抗弧半径更大，表明其钝化膜具有更好的保护性能。此外，波特图（图 8b）中宽的相角峰暗示不止 1 个时间常数，因此能斯特图中至少包含 2 个重叠的容抗弧^[21,36,38]。根据实验结果设计了最佳拟合的等效电路，如图 9 所示。其中， R_s 代表溶液电阻， R_f 代表钝化

膜电阻， R_{ct} 代表基底和钝化膜之间的电荷转移电阻， Q_f 和 Q_{ct} 分别代表钝化膜电容和双电层电容。电容常用常相位角元件（CPE）代替，用于解释表面非均匀性、粗糙度和吸附效应而引起的非理想电容响应，常相位角元件的阻抗 (Z_{CPE}) 可由式 (1) 表示^[34]：

$$Z_{CPE} = Y_0^{-1} (j\omega)^{-n} \tag{1}$$

其中， Y_0 是比例因子， ω 是角频率， n 是与表面不均匀性相关的常相位角元件指数，范围从 0~1。

表 3 为 SLM 与铸造成形 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中对应的电化学阻抗谱拟合参数。可以看出，SLM TC4 合金的 R_{ct} 和 R_f 值均高于铸造样品，这表明离子通过双电层转移越来越困难，即材料的耐均匀腐蚀能力逐渐

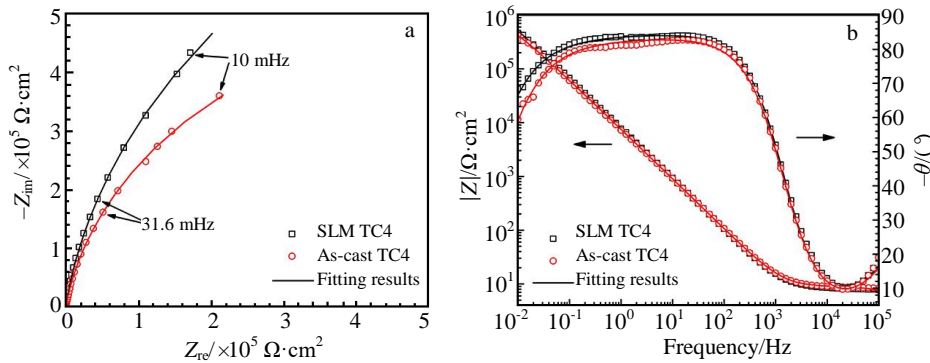


图 8 SLM 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的电化学阻抗谱

Fig.8 EIS results of SLM and as-cast TC4 alloys in 3.5%NaCl solution: (a) Nyquist plots and (b) Bode plots

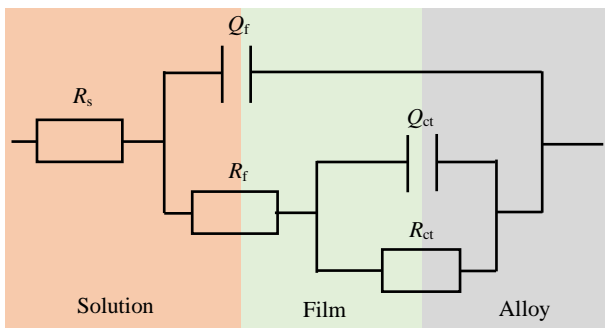


图 9 SLM TC4 与铸造 TC4 合金在 3.5%NaCl 溶液中的 EIS 等效电路图

Fig.9 EIS equivalent circuit of SLM and as-cast TC4 alloys in 3.5% NaCl solution

增加^[21,35]。此外， Q_f 中 n 值是表征钝化膜的缺陷（如孔隙）数量的一个重要参数，一般来说， n 值越大，钝化膜中缺陷数量越少^[34]。相对于铸造 TC4 合金，SLM TC4 合金的 n 值较大，即钝化膜中缺陷数量少，也就是说，钝化膜具有一个更好的保护性能。因此，SLM TC4 合金钝化膜的保护性能要优于铸造样品。

综上所述，相对于铸造 TC4 合金，SLM 成形 TC4 合金表面形成的钝化膜保护性能更好，具有更低的腐蚀速率，这主要与 SLM TC4 中低的 β 相含量和小的晶粒尺寸有关。一方面， β 相的电位高于 α 相，因此组织中 β 相含量越低，形成的微电偶对越少，即微电偶腐蚀效应越弱^[22,33,38-39]。另一方面，多的晶界数量增加了扩散通道，提高了金属溶解的阳离子（如 Al^{3+} 、 Ti^{4+} ）向金属基

表 3 SLM 与铸造成形 TC4 合金的 EIS 拟合参数

Table 3 EIS fitting parameters of SLM and as-cast TC4 alloy samples

Sample	$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	Q_f		$R_f/\times 10^5 \Omega \cdot \text{cm}^2$	Q_{ct}		$R_{ct}/\times 10^5 \Omega \cdot \text{cm}^2$
		$Y_0/\times 10^{-6} \text{ F cm}^{-2}$	n		$Y_0/\times 10^{-6} \text{ F cm}^{-2}$	n	
SLM TC4	8.07	2.91	0.92	6.04	2.01	0.94	7.01
As-cast TC4	8.52	3.29	0.90	2.56	2.17	0.93	5.18

体/电解质界面的扩散速率，进而形成的钝化膜更致密^[35,40]。

3 结 论

1) SLM 与铸造 TC4 合金物相均由 α 相和少量的 β 相组成，其中铸造 TC4 合金中 β 相含量占比大。SLM TC4 合金主要为片层状($\alpha+\beta$)相，平均晶粒面积约为 $2 \mu\text{m}^2$ ，铸造 TC4 合金表现出典型的魏氏组织，平均晶粒面积约为 $276 \mu\text{m}^2$ 。

2) SLM TC4 合金的常温及高温性能均优于铸造样品，随着拉伸温度的升高，SLM TC4 合金的强度衰退低于铸造 TC4 合金，且具有超高的塑性，展现出良好的高温服役性能。

3) 相对于铸造 TC4 合金，SLM TC4 合金中低的 β 相含量和小的晶粒尺寸使其表面形成的钝化膜保护性能更好，降低了其在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀速率。

参考文献 References

[1] Wang M, Lin X, Huang W. *Materials Technology*[J], 2016, 31(2): 90

[2] Hua Y J, Huo Y M, He T. *Procedia Manufacturing*[J], 2020, 50: 642

[3] Guo Y Q, Guan J, Peng H et al. *Materials and Design*[J], 2019, 175: 107 825

[4] Huo W T, Zhao L Z, Zhang W et al. *Materials Science and Engineering C*[J], 2018, 92: 268

[5] Liu Z Y, He B, Lyu T et al. *JOM*[J], 2021, 73(6): 1804

[6] Liu Y N, Ding Y, Yang L J et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 66: 341

[7] Weng F, Chen C Z, Yu H J. *Materials and Design*[J], 2014, 58: 412

[8] Hou N, Wang M H, Wang B et al. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2022, 118(7-8): 2079

[9] Wang Yue(王悦), Wang Jijie(王继杰), Zhang Hao(张昊) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2021, 57(5): 613

[10] Liu Shichao(刘世超), Lei Pengfei(雷鹏飞), Liu Min(刘敏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与*

工程)*J*, 2021, 50(10): 3543

[11] Zhang D Y, Niu W, Cao X Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 644: 32

[12] Chen W, Voisin T, Zhang Y et al. *Nature Communications*[J], 2019, 10(1): 1

[13] Ter H G M, Becker T H. *Materials*[J], 2018, 11(1): 146

[14] Zhang D C Wang L Y, Zhang H et al. *Acta Materialia*[J], 2020, 189: 93

[15] Zhang X Y, Fang G, Leeftang S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 1562

[16] Wang M K, Wu Y W, Lu S H et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2016, 26(6): 671

[17] Tsai M, Chen Y W, Chao C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 816: 152 615

[18] Liang Z L, Sun Z G, Zhang W S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041

[19] Gou J, Shen J Q, Hu S S et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 42: 41

[20] Yan X C, Yin S, Chen C Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 1056

[21] Dai N W, Zhang L C, Zhang J X et al. *Corrosion Science*[J], 2016, 102: 484

[22] Li J Q, Lin X, Guo P F et al. *Corrosion Science*[J], 2018, 142: 161

[23] Nigon G N, Isgor O B, Pasebani S. *Journal of the Electrochemical Society*[J], 2020, 167(14): 141 508

[24] Nie J J, Wei L, Jiang Y et al. *Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 101 648

[25] Dai N W, Zhang L C, Zhang J X et al. *Corrosion Science*[J], 2016, 111: 703

[26] Sui Q X, Li P Z, Wang K L et al. *Metals*[J], 2019, 9(9): 976

[27] Sharma A, Oh M C, Kim J T et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154 620

[28] Barba D, Alabort C, Tang Y T et al. *Materials and Design*[J], 2020, 186: 108 235

[29] Gupta A, Bennett C J, Sun W. *Engineering Failure Analysis*[J], 2021, 120: 105 115

- [30] Lee W S, Lin C F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1998, 75(1-3): 127
- [31] Xu W F, Ma J, Luo Y X *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(1): 160
- [32] Li P H, Guo W G, Huang W D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 647: 34
- [33] Wu B T, Pan Z X, Li S Y *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 137: 176
- [34] Wei L, Liu Y, Li Q *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 146: 44
- [35] Li J Q, Lin X, Wang J *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 153: 314
- [36] Nie J J, Wei L, Li D L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101 295
- [37] Shi Y Z, Yang B, Xie X *et al. Corrosion Science*[J], 2017, 119: 33
- [38] Yang J J, Yang H H, Yu H C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(7): 3583
- [39] Leon A, Levy G K, Ron T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 33: 101 039
- [40] Gai X, Bai Y, Li J *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 145: 80

High Temperature Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Selective Laser Melted TC4 Alloy

Nie Jingjing, Ma Pingyi, Sun Jingli, Ke Linda, Kang Liang, Xia Xianchao, Yuan Yong
(Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, China)

Abstract: TC4 alloy was fabricated by selective laser melting (SLM). The microstructure, high-temperature mechanical properties and corrosion behavior of TC4 alloy after heat treatment were studied by OM, SEM XRD, universal tensile testing machine and electrochemical testing, and compared with those of as-cast TC4 alloy. The results show that the phase composition of SLM is the same as that of cast TC4 alloy. The microstructure of SLM TC4 alloy is mainly lamellar ($\alpha+\beta$) phase, with an average grain area of about $2 \mu\text{m}^2$, while the as-cast TC4 alloy shows a typical Widmanstatten structure, and the average grain area is about $276 \mu\text{m}^2$. Compared with as-cast TC4 alloy, SLM TC4 alloy possesses excellent mechanical properties at both room temperature and high temperature, and the passivation film formed on its surface has better protection performance, resulting in a lower corrosion rate.

Key words: selective laser melting; TC4 alloy; microstructure; mechanical properties; corrosion behavior

Corresponding author: Sun Jingli, Senior Engineer, Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, P. R. China, Tel: 0086-21-37842971, E-mail: sunjingli1221@126.com