

基于不同 Mo 添加的激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的显微组织演化和力学性能

张凤英¹, 杨森¹, 黄开虎¹, 陈曦¹, 陈永楠¹, 梅敏¹, 王猛², 谭华²

(1. 长安大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710064)

(2. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西西安 710072)

摘要: 采用激光立体成形技术(laser solid forming, LSF), 基于 Mo 当量混合 Ti、Al、Mo 粉末沉积新型 Ti-6Al-xMo(x=2, 3, 4)钛合金, 研究了其显微组织形成与室温拉伸性能。结果表明: 3 种合金的凝固组织均呈现沿沉积方向生长的粗大柱状晶, 顶部为细小等轴晶, 且随着 Mo 含量的增加, 柱状晶宽度逐渐减小, 等轴晶层厚度逐渐增大; 初生 β 晶粒中的微观结构是由初生 α 板条和残余 β 相组成的, 还存在晶界 α 和 α 束域, 通过 EBSD 分析发现 3 种成分均出现 12 种 α 变体且出现变体占优现象; 随着 Mo 含量的增加, Ti-6Al-xMo 强度硬度增加, 延伸率减小, 初生 α 板条宽度和面积比减小, Mo 含量(质量分数)增加到 x=4 时, 晶内出现次生 α 相。相比之下激光立体成形的 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 合金分别具有抗拉强度 962 MPa、延伸率 11.5% 和抗拉强度 982 MPa、延伸率 9.2% 的优异室温拉伸性能。

关键词: 激光立体成形; Ti-Al-Mo 合金; 显微组织; 机械性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2105-10

激光立体成形 (laser solid forming, LSF) 技术是 20 世纪 90 年代中期迅速发展起来的一项新的先进制造技术, 能够实现高性能复杂结构致密金属零件的自由立体成形以及受损零件的修复^[1]。它是通过移动高能量密度的激光束或数控工作台产生一定的轨迹, 通过送粉系统将金属粉末沉积在基板上, 逐层叠加制造三维实体零件。相对于传统的加工手段, 激光立体成形技术在制造形状复杂钛合金结构件的低成本、短周期、近净成形和高性能制造方面具有显著的技术优势^[2]。

钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好、生物相容性好等优点, 广泛应用于航空航天、船舶制造、汽车制造及生物医学等领域^[3,4], 特别是 Ti-6Al-4V (TC4) 钛合金, 是航空领域应用最广泛的钛合金^[5]。在激光立体成形中, 可以在不使用模具的情况下制造高性能、近全致密、复杂的金属结构件, 是一种高效、经济的制备 Ti-6Al-4V 组件的方法, 然而激光立体成形 Ti-6Al-4V 沉积态往往表现出高强度、低塑性以及力学性能上的各向异性等力学行为特点^[6-9], 限制了其作为航空航天主要结构件的使用, 这表明现有的合金成分及采用的工艺并不一定能充分发挥激光立体成形技术

的优势, 因此, 有必要针对其技术特点发展适用的钛合金材料。激光立体成形技术采用同步送粉方式, 能够在成形过程中将不同元素或合金粉末同步送入运动的激光熔池, 因而以多元粉末混合为原料进行激光立体成形新型钛合金设计受到尤为广泛的关注^[10-14], 特别是考虑到 Mo 和 V 同为 β 稳定元素, 二者在元素周期表位置靠近, Mo 粉成本远低于 V 粉且对人体低毒性的特点, 国内外研究人员基于 Mo 元素的添加进行新型钛合金设计开展了许多研究。例如, Vrancken^[15] 等人研究了以 Ti-6Al-4V-ELI 粉末与 10%Mo(质量分数)粉末混合物为原料制造的激光立体成形零件的凝固组织、晶内显微组织、机械性能和对热处理的响应, 并且发现这种新合金的拉伸性能等同或优于传统的 β 钛合金。Li^[16] 等人通过混合元素粉末, 采用激光立体成形技术设计了一种新型钛合金 Ti-6Al-2V-1.5Mo-0.5Zr-0.3Si, 发现与采用相同工艺制备的 Ti-6Al-4V 合金相比, 新合金的网篮组织更为精细, 同时具有较高的显微硬度和较好的强度与塑性配比。Almeida^[17] 等人通过研究 Ti-xMo(x=4~19, 质量分数, %)合金得出, 当 Mo 含量在 4%~8% 时, 合金显微组织为针状马氏体

收稿日期: 2021-06-10

基金项目: 陕西省自然科学基金项目(2020JM-239); 西北工业大学凝固技术国家重点实验室开放课题 (SKLSP202110); 中央高校基本科研业务费(300102311401, 300102319208)

作者简介: 张凤英, 女, 1980 年生, 教授, 长安大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710064, 电话: 029-82337340, E-mail: zhangfengying@chd.edu.cn

和残余 β 相；当 Mo 含量高于 10% 时则完全由 β 相组成。Kang^[18] 等研究了扫描速度为 1700~1000 mm s⁻¹ 时，激光粉床熔化 Ti-7.5Mo 的显微组织和性能，结果表明随着扫描速度的增大，孔隙率从 1% 增加到 15%，且加工样品的显微组织呈现锥状的两相结构，由贫 Mo 的 α 钛和富 Mo 的 β 钛组成。

然而，以上研究大都是通过高 Mo 含量添加进行激光立体成形近 β 钛合金设计，而对于以 Mo 元素代替 Ti-6Al-4V 中的 V 元素，基于 Mo 当量设计激光立体成形用的 Ti-Al-Mo 合金的研究较少，因此，对于 Ti-Al-Mo 钛合金的研究对于推进激光立体成形钛合金的工程实际应用具有重要的意义。

本工作前期开展了激光立体成形条件下以 Mo 代 V 的 Ti-6Al-xMo (x=3, 5, 7, 9, 11, 质量分数, %) 系合金的合金化机制研究^[19]，重点探究了 Mo 元素对晶内 α 板条形态及分布的影响、激光非平衡快速凝固和往复激光热循环下 Mo 含量对晶内显微组织形成的一般影响规律和机制，结果发现 Mo 含量的增加能够显著细化晶内 α 板条、促进次生 α 相的生成，基于此，本工作进一步开展与 Ti-6Al-4V(Mo) 当量相近的 Ti-6Al-xMo (x=2, 3, 4) 的类 Ti-6Al-4V 合金研究 (TC4、Ti-6Al-xMo 的 Mo 当量依次为 2.6, 2, 3, 4^[20,21]) 的综合评价和分析 Mo 含量变化对激光立体成形 Ti-6Al-xMo (x=2, 3, 4) 合金的显微组织及力学性能的影响，筛选更加适用于激光立体成形和航空航天应用的两相 Ti-Al-Mo 合金。

1 实验

本研究以 Ti-6Al-4V 钛合金为基板，试验前使用砂纸将表面的氧化皮去除，再用无水乙醇和丙酮溶液清洗基体表面以减小缺陷对试验的影响。实验采用的粉末为纯度高于 99.5% 的工业纯 Ti、Al、Mo 粉，其粒径范围分别为 100~150 μm 、5~15 μm 和小于 3 μm ，粉末形貌如图 1 所示。激光立体成形实验前，将所有粉末按照 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 和 Ti-6Al-4Mo 的成分配比充分混合，再采用真空干燥炉进行烘干处理（干燥温度：70 $^{\circ}\text{C}$ ；时间：12 h），最后在行星式球磨机中混合约 30 min 取出待用。

激光立体成形实验在半导体激光立体成形系统上完成，该系统由 6 kW 半导体激光器、五轴四联动数控工作台、JPSF-1 型高精度可调送粉器、惰性气氛保护室和四路同轴送粉喷嘴组成。试验前，向惰性气体保护室中充满氩气，在数控系统中编制沉积路径程序并设定加工参数。试验过程中，粉末经送粉器送出，再经四路同轴送粉喷嘴输送到高温熔池中，粉末熔化凝固逐层沉积最终得到沉积试样。本试验所采用的主要工艺参数包括激光功率 (laser power, P)、扫描速度 (scanning speed, V)、送粉速率 (powder feeding rate, M)、Z 轴抬升量 (Z-axis lift, ΔZ)、光斑直径 (spot diameter, D)、载气流量 (carrier gas flow rate, Q) 等，所用工艺参数见表 1。

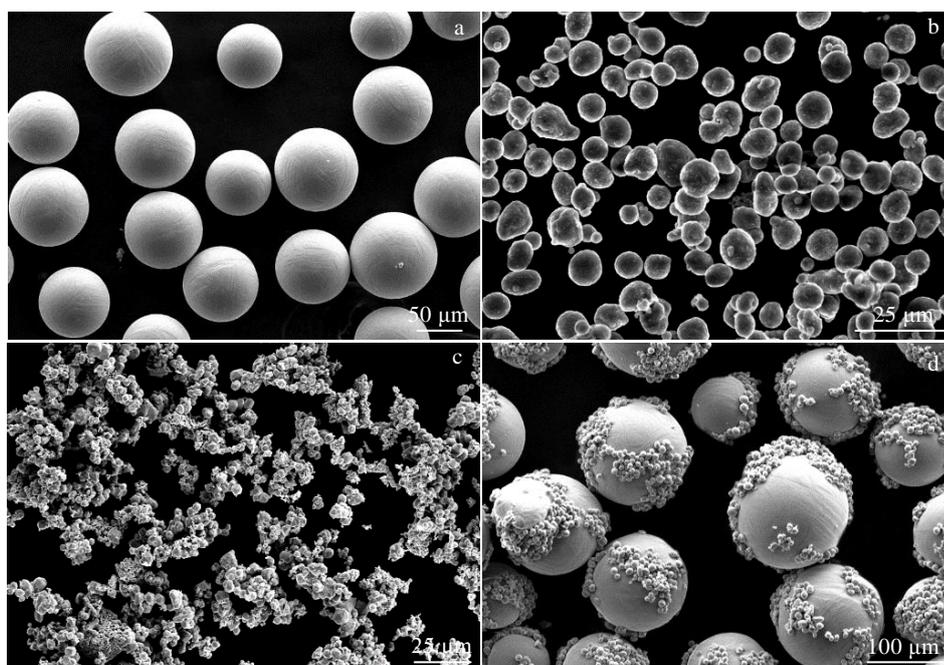


图 1 粉末 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphologies of powders: (a) Ti, (b) Al, (c) Mo, and (d) blended powder

表 1 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金实验工艺参数

Table 1 Experimental process parameters of Ti-6Al-xMo alloy by laser solid forming

Laser type	Laser power/W	Scanning speed/mm s ⁻¹	Spot diameter/mm	Powder feeding rate/g min ⁻¹	Carrier gas flow rate/L min ⁻¹	ΔZ/mm
Diode laser	2300	10	4	8	10	0.6

激光立体成形沉积试样如图 2a 所示, 按图 2b 方式进行切割, 分别用于金相试样制备和拉伸性能测试。将金相试样进行切割、打磨、抛光后, 再用 Kroll 试剂(1 mL HF+3 mL HNO₃+100 mL H₂O)进行腐蚀, 采用 Keyence VH-Z50L 光学显微镜进行显微组织观察; 利用 Hitachi-S4800 扫描电子显微镜和 Image-pro plus 图像处理软件对 α 相的尺寸和体积分数、柱状晶宽度等进行表征; 拉伸试样采用 INSTRON11-96 电子拉力试验机(加载速率 1 mm min⁻¹)进行拉伸试验; 将腐蚀、观察后的金相试样再次进行打磨、抛光后利用 HV-1000A 显微硬度计(加载载荷 200 g, 保压时间 15 s)进行硬度测试, 测量结果取平均值。对需要进行电子背散射衍射试验(electron backscatter diffraction, EBSD)的样品, 经过砂纸打磨、机械抛光之后, 采用 Struers LectroPol-5 电解抛光机对试样表面进行电解抛光处理以去除表面应力, 电解抛光液成分为 95% 冰乙酸+5% 高氯酸, 抛光参数为 60 V、30 s。通过 EBSD 测试分析, 对试样晶粒内部显微组织和 α 相变体取向进行表征。

2 结果与讨论

2.1 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的原始 β 晶粒形貌

图 3 为在表 1 工艺参数下获得的 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 和 Ti-6Al-4Mo 合金的原始 β 晶粒形态。结果表明, 3 种合金的沉积层显微组织均由沿沉积方向向外延生长的不规则柱状晶组成, 通过 Image-Pro Plus 软件测得 Ti-6Al-xMo(x=2, 3, 4)柱状晶平均宽度分别为 969.64、725.08、591.46 μm, 在接近表面的区域, 小的等轴晶粒占据主导地位。从图 3a、3c、3e 中可观察到沉积试样的层带形貌, 相邻两条横线即为一层沉积层, 两横线的间距即为单层沉积层层高。层带形成是由于激光立体成形过程中, 每沉积一层都会对上一层进行重熔, 从而导致热影响区的形成, 热影响区内组织粗化, 宏观上形成层带现象, 但随着 Mo 含量的增加, 层带现象逐渐减弱。图 3b、3d、3f 展示了 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 和 Ti-6Al-4Mo 合金的近表面区域的等轴晶粒。从图中可以发现, 随着 Mo 含量的增大, 等轴晶层的平均厚度逐渐增加, 分别约 410、508 和 680 μm, 且等轴晶粒的尺寸随着 Mo 含量的增加略有减小, 表明相同工艺条件下, 激光熔池后延顶

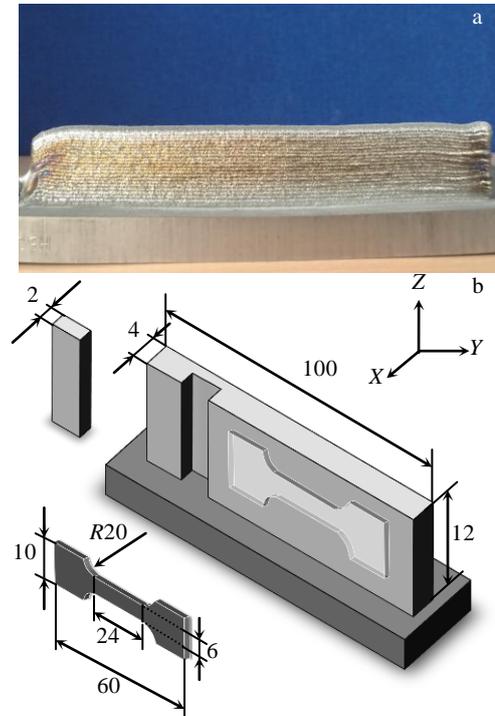


图 2 激光立体成形 Ti-6Al-3Mo 沉积试样及金相试样和拉伸试样切割示意图

Fig.2 Deposited specimen of laser solid formed Ti-6Al-3Mo (a); schematic diagram of the metallographic specimen and the tensile specimen (b) (mm)

部固液界面前沿成分过冷区有所增大, 更容易发生等轴晶粒的形核和生长。

图 4 为激光立体成形过程中激光扫描和凝固组织形成示意图。在激光立体成形过程中, 熔池底部热量主要以较快速度向基材散失, 温度梯度和热流方向沿沉积高度方向的分量较大, 故晶粒主要沿沉积高度方向向外延生长, 并在生长过程中将被垂直方向偏差较大的晶粒淘汰掉, 从而形成较为粗大的定向凝固柱状晶。由于在熔池后沿, 随着向熔池顶部靠近, 温度梯度将逐渐降低, 而凝固速度逐渐增大, 有利于等轴晶粒的形核和生长, 因而熔池顶部易于形成等轴晶, 如图 4 中灰色和橙色等轴晶区域所示。此外, 在激光往复扫描过程中, 已经形成的顶部等轴晶层都会在下层沉

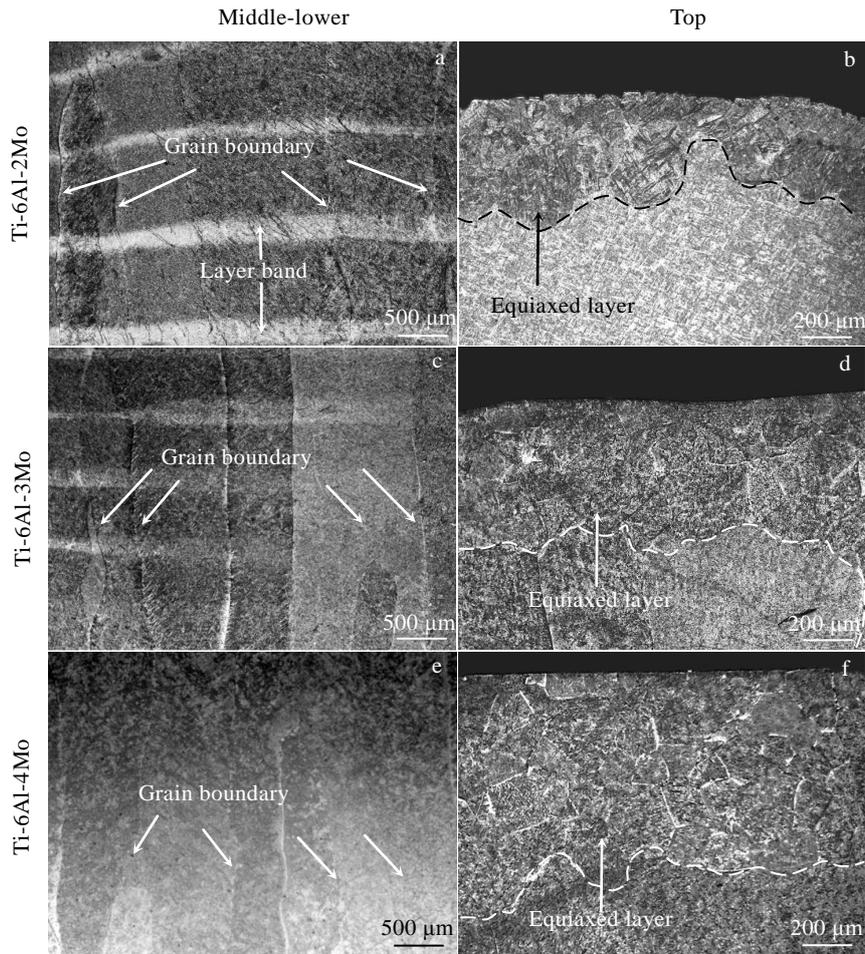


图 3 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的宏观晶粒形貌
Fig.3 Macroscopic grain morphologies of LSF Ti-6Al-xMo alloys

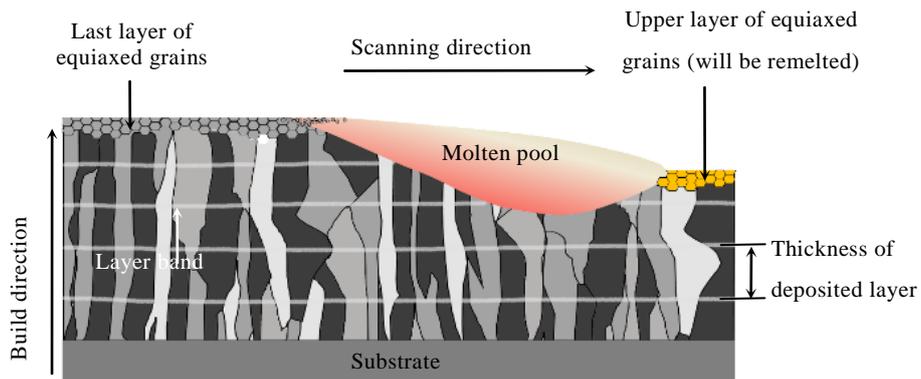


图 4 激光立体成形过程中激光扫描和凝固组织形成示意图
Fig.4 Schematic diagram of laser scanning and formation of microstructure during LSF

积时被全部或者部分重熔，当重熔深度大于等轴晶层厚度时（图 4 橙色区域等轴晶），顶部等轴晶层被全部重熔，这种重熔效果结合熔池底部界面前沿的稳定性，也是柱状晶能够贯穿多层沉积层的边界继续外延生长的原因^[15]。

此外，随着 Mo 含量的增加，激光立体成形 Ti-6Al-xMo(x=2, 3, 4)中柱状晶宽度减小且顶部等轴晶层厚度增加，这表明随着 Mo 含量的增加，激光熔池固液界面前沿的成分过冷区有所增大，激光熔池内的形核能力有所增强，这可结合 Ti-6Al-Mo 合金相图

进行分析。图 5 为采用 Pandat 计算的 Ti-6Al-Mo 合金的部分相图，从图 5 中可以看出，随着 Mo 含量由 2% 增加至 4%，液相线与固相线温度差值由 7、11 逐渐增大到 64，即合金的凝固温度范围逐渐增大，有利于成分过冷，促进等轴晶粒的形核和生长，这很好地解释了 Ti-6Al-xMo(x=2, 3, 4)钛合金随着 Mo 含量的增加，柱状晶粒尺寸逐渐减小，顶部等轴晶层厚呈现增长的现象。

2.2 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的晶内显微组织

图 6 显示了在本研究相同工艺参数下，激光立体成形 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo、Ti-6Al-4Mo 合金在 SEM 下观察的 β 晶内显微组织。众所周知，显微组织的形态、尺度和含量是影响性能的关键，从图中可以发现 3 种合金成分的晶内组织形态一致，均是由大量的 α 板条及分布在 α 板条之间的残余 β 相组成，但各合金成分的晶内 α 板条的宽度和体积分数存在明显区别（体积分数以 α 板条面积/总面积侧面表征）。为了对二者进行定量分析，利用 Image-Pro Plus 进行测量，结果如图 7 所示， α 板条平均宽度逐渐减小，分别为 0.40、0.24 和 0.18 μm ，同时 α 板条的面积占比逐渐减小，分别为 0.6523、0.5820、0.5029，表明 α 板条体积分数逐渐减少。通过对比发现，当 Mo 含量为 2% 时，晶界 α 较为粗大，宽约 0.91 μm ，沿晶界有部分相互

平行的 α 析出，形成 α 束域；对于 Ti-6Al-3Mo，晶界 α 宽度显著减小，沿晶界形成的束域更加连续、长度更长且平行有规律。当 Mo 含量增加到 4% 时，在残余的 β 相中可观察到更加细小的次生 α 析出，呈交错分布，次生 α 相平均宽度小于 0.1 μm 。

通过 EBSD 实验测得激光立体成形 Ti-6Al-xMo(x=2, 3, 4) 的 IPF 图和 α 变体如图 8 所示，由图中可以看出，3 种成分下晶内均出现 12 种 α 变体并且形成不发达的网篮状组织。这 12 种变体的形成原因在于，当

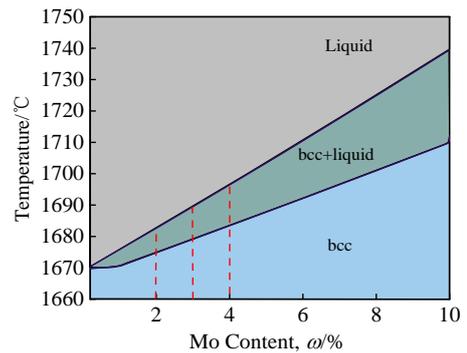


图 5 Pandat 计算的 Ti-6Al-xMo 相图

Fig.5 Phase diagram of Ti-6Al-xMo calculated by Pandat software

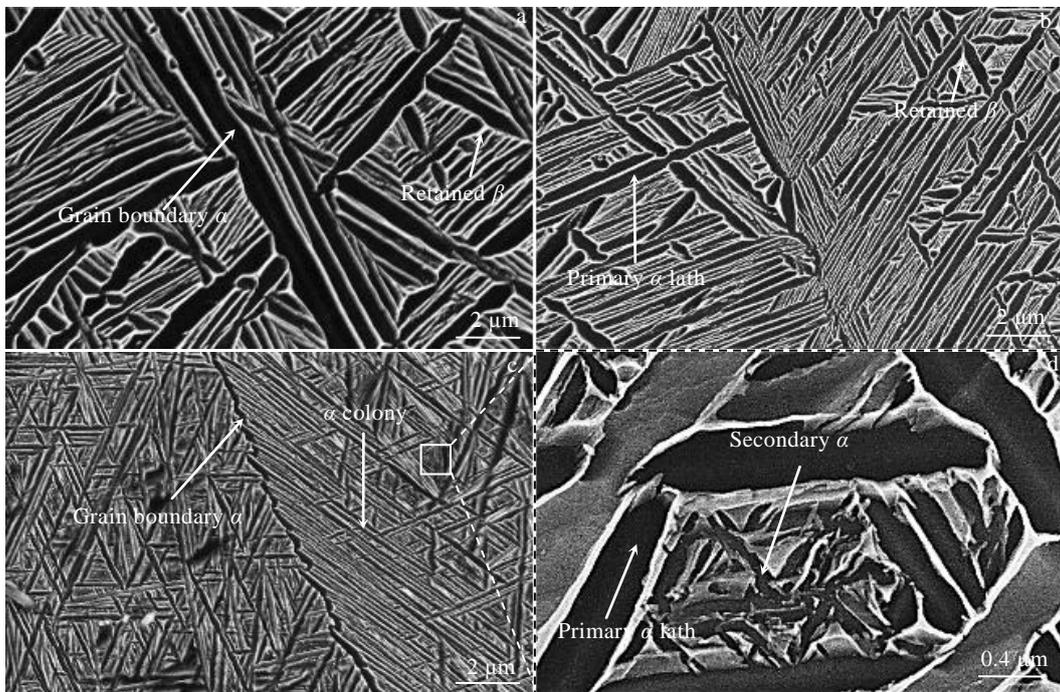


图 6 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金晶内微观组织

Fig.6 Microstructures of LSF Ti-6Al-xMo alloys: (a) Ti-6Al-2Mo; (b) Ti-6Al-3Mo; (c) Ti-6Al-4Mo; (d) secondary precipitation of α laths in Ti-6Al-4Mo

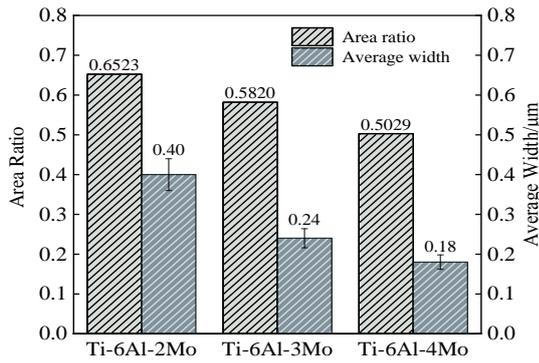


图7 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的 α 相面积比和平均宽度
Fig.7 α phase area ratio and average width of LSF Ti-6Al-xMo alloys

发生相转变和析出第二相时，第二相尽可能地保持与其母相的相干性，从而降低形核的活化能，因此母相与析出相之间存在一种特定的、合理的取向关系，当母相与析出相之间的晶体结构存在差异时，给定的析出相会存在几个等效的取向关系，称为变体，在钛合金中，由于高温体心立方的 β 相有 6 个不同的 $\{110\}$ 面，每个面上对应着 2 个 $\langle 110 \rangle$ 方向，所以在 $\beta \rightarrow \alpha$ 的相变过程中，1 个 β 晶粒内就会生成 12 种取向的 α 变体^[22-24]，表 2 为 3 种成分下 12 种 α 变体的取向。

图 9 为相同参数下不同成分的 α 变体占比图。从图 9 中可知，Ti-6Al-2Mo，面积占比最大的变体为 α_6 、 α_8 、 α_9 、 α_{11} ，分别占 11.01%、15.78%、12.96% 和 10.46%；对于 Ti-6Al-3Mo，面积占比最大的 α 变体为 α_4 、 α_7 、 α_{10} ，分别占 15.03%、16.41% 和 16.44%；对于 Ti-6Al-4Mo，面积占比最大的 α 变体为 α_2 、 α_6 、 α_8 ，

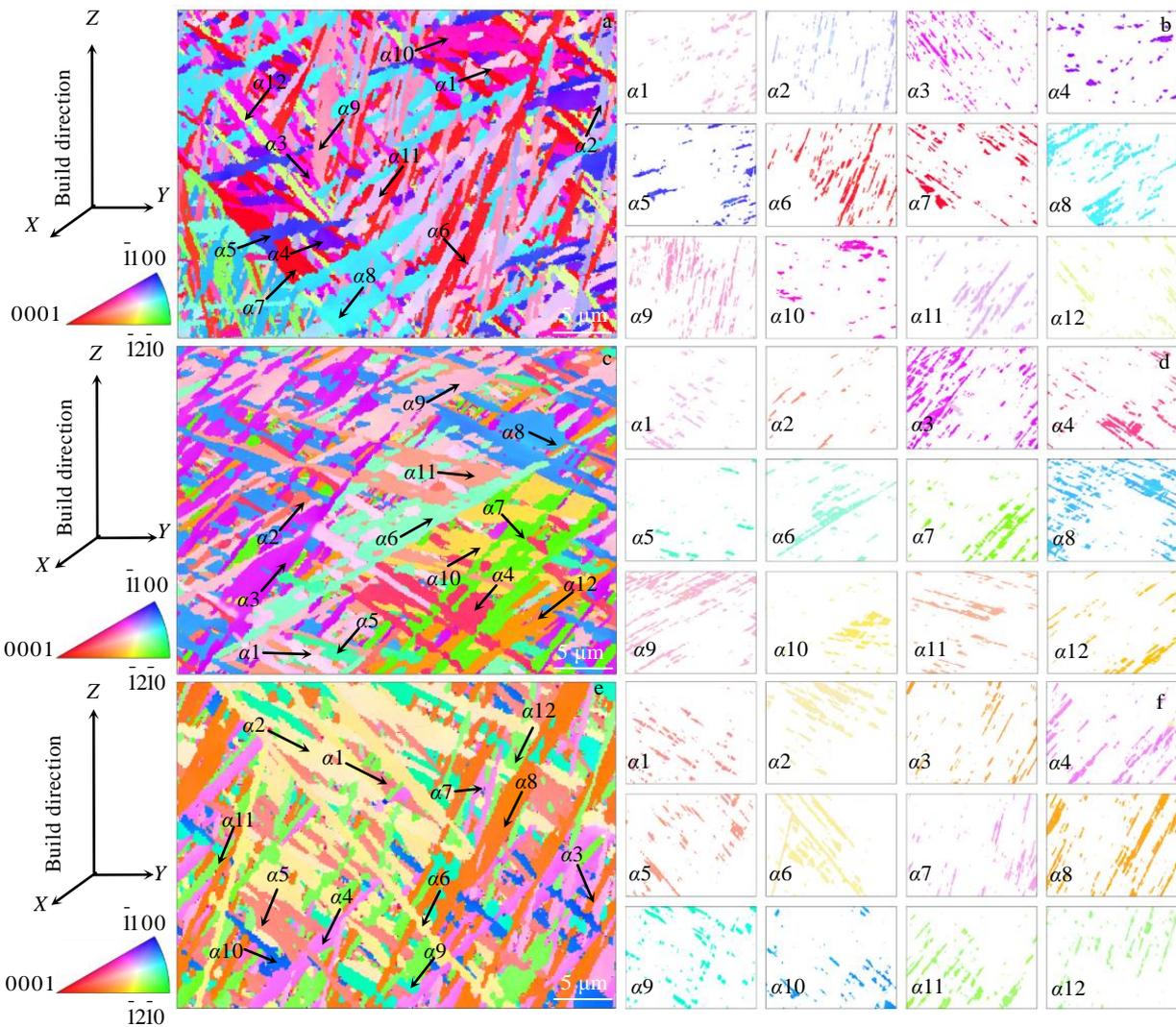


图 8 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金沿沉积方向的 IPF 图和 α 变体图

Fig.8 IPF maps (a, c, e) and α variants (b, d, f) of LSF Ti-6Al-xMo alloy: along the deposition direction: (a, b) Ti-6Al-2Mo, (c, d) Ti-6Al-3Mo, and (e, f) Ti-6Al-4Mo

表 2 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金中的 α 变体取向

Table 2 Orientations of α -variants in LSF Ti-6Al-xMo alloys

α variant	Orientation		
	Ti-6Al-2Mo	Ti-6Al-3Mo	Ti-6Al-4Mo
α_1	(56.67 °, 57.37 °, 17.94 °)	(70.96 °, 41.78 °, 60.57 °)	(82.48 °, 146.51 °, 14.29 °)
α_2	(160.14 °, 71.04 °, 20.33 °)	(101.90 °, 126.77 °, 54.77 °)	(108.17 °, 58.69 °, 11.69 °)
α_3	(55.56 °, 56.82 °, 28.68 °)	(71.98 °, 41.26 °, 47.47 °)	(83.46 °, 147.08 °, 3.43 °)
α_4	(159.50 °, 70.77 °, 31.34 °)	(99.31 °, 127.11 °, 42.61 °)	(106.81 °, 59.20 °, 22034 °)
α_5	(102.30 °, 97.32 °, 25.23 °)	(133.30 °, 74.73 °, 0.92 °)	(27.40 °, 35.47 °, 12.71 °)
α_6	(157.56 °, 11.07 °, 42.97 °)	(45.31 °, 96.74 °, 10.75 °)	(179.86 °, 57.83 °, 49.72 °)
α_7	(155.94 °, 10.16 °, 32.16 °)	(44.66 °, 96.10 °, 19.78 °)	(179.26 °, 56.93 °, 40.41 °)
α_8	(104.30 °, 96.90 °, 16.44 °)	(132.84 °, 74.52 °, 11.75 °)	(27.30 °, 35.99 °, 1.27 °)
α_9	(158.47 °, 131.61 °, 40.03 °)	(174.74 °, 119.51 °, 16.50 °)	(53.94 °, 90.45 °, 48.94 °)
α_{10}	(161.42 °, 130.72 °, 31.68 °)	(174.34 °, 120.53 °, 27.77 °)	(54.33 °, 90.45 °, 48.94 °)
α_{11}	(45.57 °, 116.05 °, 18.62 °)	(8.83 °, 149.64 °, 47.40 °)	(144.42 °, 107.32 °, 54.56 °)
α_{12}	(44.23 °, 116.50 °, 7.63 °)	(8.28 °, 149.76 °, 36.56 °)	(144.26 °, 16.43 °, 6.01 °)

分别占 12.43%、13.51%、14.7%，综上，在 Ti-6Al-xMo ($x=2, 3, 4$) 合金中，存在少数 α 变体的面积比明显大于其他变体的变体占优现象。

2.3 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的性能

对 3 种成分合金试样进行显微硬度测试，以得到激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金硬度与 Mo 含量之间的关系，压痕设计与硬度测试结果分别如图 10 所示。Ti-6Al-xMo ($x=2, 3, 4$) 3 种合金的平均硬度(HV)分别为 3300、3530、3720 MPa，表明合金显微硬度值随着 Mo 含量的增加呈现增大的趋势，Mo 含量每增加 1%，合金硬度(HV)增加约 200 MPa，显微硬度的变化是 Mo 含量增加而导致的固溶强化效果、 α 相体积分数降低以及 α 板条细化综合作用的结果。沉积层不同区域的硬度也存在着部分差异，沉积试样顶部显著大于沉积试样中下部，这是由于沉积试样中下部和顶部的组织特征不同而导致的。由于沉积试样最顶层没有经历热循环，硬质的针状马氏体得不到受热分解，故而致顶部硬度大于中底部。对比激光立体成形 Ti-6Al-4V

的显微硬度值来说^[25]，激光立体成形 Ti-6Al-xMo($x=2, 3, 4$) 合金的显微硬度值基本接近，Ti-6Al-4Mo 合金的平均硬度甚至高于 Ti-6Al-4V，良好的硬度为进一步的拉伸试验奠定基础。

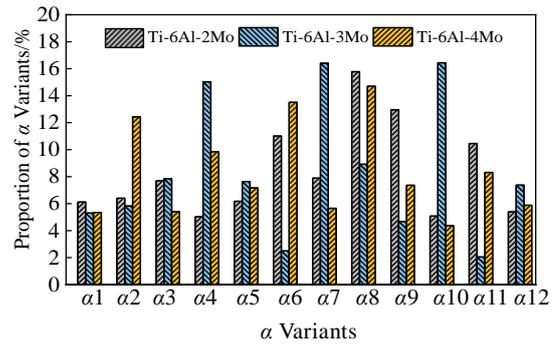


图 9 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金 α 变体占比图

Fig.9 Proportion of α variants of LSF Ti-6Al-xMo alloys

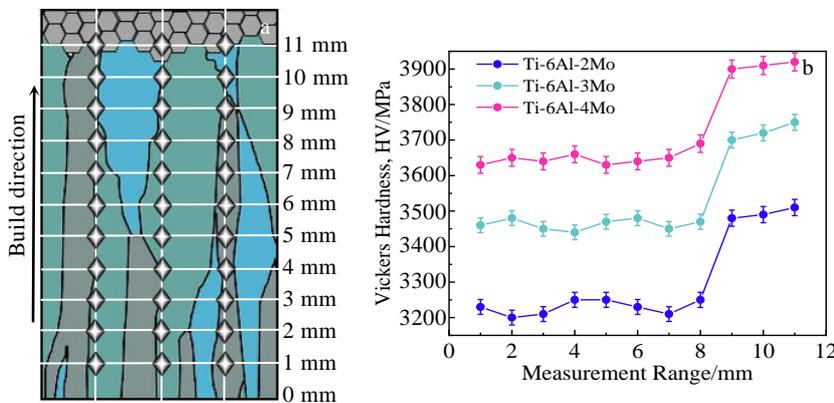


图 10 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的压痕设计和显微硬度值

Fig.10 Indentation design (a) and microhardness (b) of LSF Ti-6Al-xMo alloys

采用半导体激光器制备的 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo、Ti-6Al-4Mo 合金的室温拉伸性能测试结果，包括抗拉强度 (ultimate tensile strength, UTS)、屈服强度 (yield strength, YS)、延伸率 (elongation, E) 及 Ti-6Al-4V 模锻件拉伸性能标准 (GB/T 3621-1994^[26]) 如表 3 所示，其合金的应力-应变曲线如图 11 所示。从表中可以看出，相同加工工艺条件下，不同 Mo 含量的 Ti-6Al-xMo 合金的拉伸性能存在差异，当 Mo 含量从 2% 增加到 4% 时，屈服强度从 830 MPa 增加到 861 MPa，抗拉强度从 962 MPa 增加到 993 MPa，这是因为随着 Mo 含量的增加其固溶强化效果和出现的二次相使其强度增大，然而，强

表 3 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金的拉伸性能结果

Table 3 Tensile properties of LSF Ti-6Al-xMo alloys

Sample	YS/MPa	UTS/MPa	E/%
Ti-6Al-2Mo	830	962	11.5
Ti-6Al-3Mo	840	982	9.2
Ti-6Al-4Mo	861	993	6.6
GB/T 3621-1994	830	895	10

度提高的同时，由于气孔等缺陷的存在使其延伸率从 11.5% 降低到 6.6%。综上，3 组合金的强度都超过 TC4 锻件标准，Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 合金抗拉强度、延伸率分别为 962 MPa、11.5% 和 982 MPa、9.2%，超过和接近 Ti-6Al-4V 锻件标准，均表现出较优的强度和延伸率综合性能。

为了进一步对 Ti-6Al-xMo 合金的拉伸性能进行研究，利用扫描电镜对试样拉伸后的断口形貌进行观察。金属材料承受拉伸载荷时，当应力超过材料的屈服强度时发生塑性变形，随后应变增加、应力下降发生颈缩，材料断裂过程往往经历 2 个阶段，首先是裂纹的萌生，裂纹源的位置通常是材料的薄弱位置如气孔、未熔粉或应力集中处，随着拉伸应力的进一步增大，裂纹开始向周边扩展，当拉伸应力增加到材料抗拉极限强度时，材料发生断裂。图 12 为 Ti-6Al-xMo 合金试样断裂表面的 SEM 照片。从图 12a, 12c 和 12e

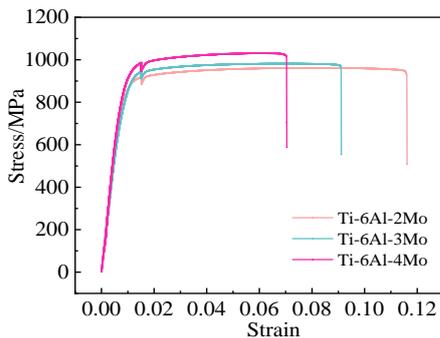


图 11 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金应力-应变曲线
Fig.11 Stress-strain curves of LSF Ti-6Al-xMo alloys

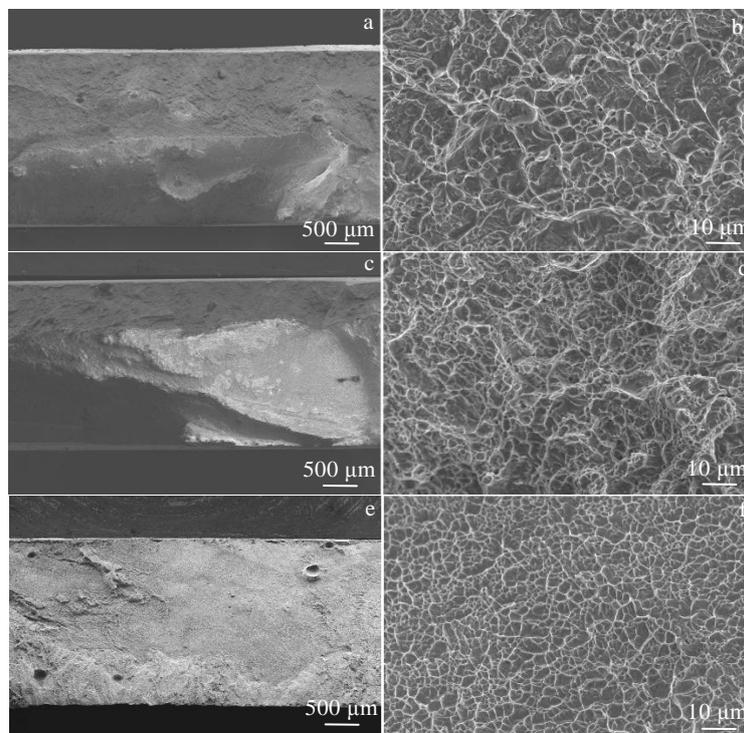


图 12 激光立体成形 Ti-6Al-xMo 合金拉伸断口形貌

Fig.12 Tensile fracture morphologies of LSF Ti-6Al-xMo alloys: (a, b) Ti-6Al-2Mo, (c, d) Ti-6Al-3Mo, and (e, f) Ti-6Al-4Mo

可以看出 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 和 Ti-6Al-4Mo 的断口形貌中除了发现有少量的气孔之外, 没有其他缺陷。韧窝作为塑性变形过程中吸收能量的产物, 其大小和深度是判断材料塑性的良好依据, 图 12b、12d、12f 分别为 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 和 Ti-6Al-4Mo 合金的微观韧窝照片, 激光立体成形 Ti-6Al-2Mo 断口上分布着平均直径约 4.6 μm 的大而圆或等轴的韧窝, 随着 Mo 含量的增加, 韧窝尺寸开始变小, 深度变浅, 韧窝尺寸和深度的变化反映的规律与通过拉伸试验测得的延伸率变化规律保持一致。

3 结 论

1) Ti-6Al-xMo($x=2, 3, 4$)合金沉积层由外延生长的粗大柱状晶粒组成, 顶部区域出现细小等轴晶层, 随着 Mo 含量的增加, 柱状晶略变细, 等轴晶层厚度增加。

2) 初生 β 晶粒中的微观结构是由初生 α 板条和残余 β 相组成, 还存在晶界 α 和 α 束域。随着 Mo 含量的增加, 初生 α 板条宽度和体积分数减小, 当 Mo 含量增加到 4% 时, 合金中出现次生 α 相。通过 EBSD 分析发现 Ti-6Al-xMo($x=2, 3, 4$)合金 3 种成分下均出现 12 个变体组成不完全的网篮状组织, 且出现变体占优现象。

3) Ti-6Al-xMo($x=2, 3, 4$)合金的硬度值和强度值随着 Mo 含量的增加而增加, 延伸率随着 Mo 含量的增大而减小; 激光立体成形 Ti-6Al-2Mo、Ti-6Al-3Mo 分别具有抗拉强度 962 MPa、延伸率 11.5% 和抗拉强度 982 MPa、延伸率 9.2% 的优异室温拉伸性能。

参考文献 References

- [1] Huang Weidong(黄卫东), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) *et al. Laser Solid Forming Technology*(激光立体成形)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 1
- [2] Xu Q D, Zhang P C, Yang L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140 335
- [3] Liu Donglei(刘东雷), Chen Qian(陈倩), Wang De(王德) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(7): 1025
- [4] Zhang S Y, Zhang Q, Zheng M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 140 388
- [5] Nie X F, He W F, Cao Z Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 822: 141 658
- [6] Alcisto J, Enriquez A, Garcia H *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2011, 20(2): 203
- [7] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3303
- [8] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 309
- [9] Zhu Y Y, Tian X J, Li J *et al. Materials & Design*[J], 2015, 67: 538
- [10] Tan Hua(谭华), Zhang Fengying(张凤英), Chen Jing(陈静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 574
- [11] Dong Y P, Li Yulong, Zhou S Y *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 37: 101 699
- [12] Polozov I, Sufiiarov V, Popovich A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 763: 436
- [13] Simonelli M, Aboulkhair N T, Cohen P *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 143: 118
- [14] Jennifer A G, Kenel C, Sun T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101 461
- [15] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 68: 150
- [16] Li G C, Li J, Tian X J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 233
- [17] Almeida A, Gupta D, Loable C *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2012, 32(5): 1190
- [18] Kang N, Li Y L, Lin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 771: 877
- [19] Zhang F Y, Chen H, Xu Y K *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(7): 1332
- [20] Li P Y, Ma X D, Tong T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 815: 152 412
- [21] Narayana P L, Lee S W, Choi S W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 811: 152 021
- [22] Humbert M, Wanger F, Esling C. *Journal of Applied Crystallography*[J], 1992, 25(6): 724
- [23] Banerjee R, Bhattacharyya D, Collins P C *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(2): 377
- [24] Gey N, Humbert M. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(2): 277
- [25] Zhang Fengying(张凤英), Tan Hua(谭华), Chen Jing(陈静) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(6): 82
- [26] Liu Bocao(刘伯操), Wu Shiping(吴世平), Hua Jun(华俊). *Titanium and Copper Alloys, China Aeronautical Materials Handbook*(中国航空材料手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002

Microstructure Evolution Mechanism and Mechanical Properties of Laser Solid Formed Ti-6Al-xMo Alloys Based on Different Mo Additions

Zhang Fengying¹, Yang Sen¹, Huang Kaihu¹, Chen Xi¹, Chen Yongnan¹, Mei Min¹, Wang Meng², Tan Hua²

(1. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Based on Mo equivalent design, novel Ti-6Al-xMo ($x=2, 3, 4$) titanium alloys were deposited by laser solid forming (LSF) from mixed Ti, Al and Mo elemental powders, and the microstructure and tensile properties of the alloys were investigated at room temperature. The results show that the solidification microstructure of the three alloys presents coarse columnar grains growing along the direction of $\langle 100 \rangle$, and the top is composed of equiaxed grains. With the increase of Mo content, the average width of the columnar grains decreases, and the thickness of the equiaxed grains layer increases gradually. The microstructure in primary β grains is composed of primary α lath and retained β phase, and there also exists grain boundary α and α colonies. With the increase of Mo content, the width and area ratio of primary α lath decrease. When the Mo content increases to 4wt%, the secondary α phase appears in the grain. Moreover, 12 kinds of α variants are found in all the three components by EBSD analysis, and the variation is dominant. In terms of mechanical properties, the strength and hardness increase with the increase of Mo content while the elongation decreases. By contrast, Ti-6Al-2Mo and Ti-6Al-3Mo have the very good tensile properties with tensile strength of 962 MPa and elongation of 11.5%, and tensile strength of 982 MPa and elongation of 9.2%, respectively.

Key words: laser solid forming; Ti-Al-Mo alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Tan Hua, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-82494001, E-mail: tanhua@nwpu.edu.cn