Mo 替代 V 对增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织性能的影响研究

刘田雨，刘时兵，刘宏宇，史　昆，李昕祺，李鸿举，刘泊良

（中国机械总院集团沈阳铸造研究所有限公司，高端装备铸造技术全国重点实验室，辽宁沈阳 110022）

摘要：Ti-6Al-4V是增材制造领域应用最广泛的合金，但其合金化程度低而导致强度低，难以满足航空、航天等领域对高强度增材制造钛合金构件的需求。因此，本文基于Ti-6Al-4V团簇式，通过Mo替代V设计了系列Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金。并通过XRD、OM、SEM、EBSD、维氏硬度和室温拉伸等手段研究了Mo的添加对其组织性能的影响。结果表明，Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金微观组织均由外延生长β柱状晶构成。随着Mo含量的增加，β柱状晶宽度从351 μm降低到197 μm，晶内α板条宽度从0.34 μm降低到0.11 μm（近表层），且近表层和近基体的α板条宽度差异减小，表明Mo的添加有利于提高合金的组织均匀性。另外，随着Mo含量从0增加6wt.%，抗拉强度从1 078 MPa增加到1 268 MPa，伸长率从4%、5%降低到1%。相比于Ti-6Al-4V合金，Ti-6.01Al-3.13V-1.47Mo合金强度和伸长率均有所提高。

关键词：增材制造；Ti-6Al-4V；团簇加连接原子模型；成分设计；组织性能

金属增材制造是一种以数字模型为基础，在高能热源的作用下，通过逐层添加、逐层堆积金属粉末或丝材而近净成形结构件的新兴制造技术[1-3]。与传统的“减材”和“等材”加工技术相比，金属增材制造具有独特的技术和成本优势：①理论上可成形任意复杂结构的零部件，且不需要工装夹具和模具，提高了结构件设计和制造效率，节省了模具成本；②结构件近净成形，材料利用率高，降低了原料成本。钛合金价格昂贵，主要用于航空、航天等领域。且为满足上述领域轻量化需求，钛合金构件趋向整体化、复杂化和薄壁化发展。因此，金属增材制造技术已经成为钛合金结构件精密成形最具前景的应用之一[4-6]。

Ti-6Al-4V合金由于具有比强度高、密度低、耐腐蚀、断裂韧性高和生物相容性好等特点，以及其高的增材制造工艺适应性，已经成为增材制造领域中技术成熟度最高的合金。大量科研工作者研究了增材制造工艺对Ti-6Al-4V合金组织性能的影响。如，顾冬冬等人[7]发现，在较低的SLM扫描速度*v*下（*v*=100 mm/s），微观组织由较宽的α相构成；而在较高的扫描速度下（*v*>200 mm/s），微观组织则由较细的针状α′马氏体相构成。Attar等人[8]得到了相似的结果，在较低的激光功率*P*和扫描速度*v*下（*P*<100 W，*v*<100 mm/s），微观组织由较为粗大的α板条构成；当*P*和*v*分别增大到100 W和100 mm/s以上时，微观组织转变为细小的针状α′马氏体相。Xu等人[9]发现，在SLM成形Ti-6Al-4V合金时，当铺粉厚度为30 μm时，熔池内部温度梯度较高且冷却速率较快，使得β相转变为α′马氏体相；随着铺粉厚度增加至60~90 μm时，通过调整激光焦距可以获得α+β双相，从而提升了Ti-6Al-4V合金的综合性能。然而，由于Ti-6Al-4V合金化程度低，致使其力学性能较低，难以满足高强度应用需求，需要通过合金化进一步提高其强度。

团簇加连接原子模型是设计固溶体合金的有效方法之一。该模型的物理起源是Friedel振荡，表明了合金体系中的电子行为[10]。在前期工作中，我们首先通过团簇加连接原子模型揭示了Ti-6Al-4V合金的成分根源[11]。该合金为α+β型钛合金，因此可

作者简介：
刘田雨（1993–），男，博士，主要从事钛合金成分设计及增材制造研究。E-mail：liutianyusrif@163.com

中图分类号：TG146.23；TG113
文献标识码：A
文章编号：1001-4977（2025）04-0435-07

基金项目：
辽宁省博士科研启动基金计划项目（2023-BS-215）。
收稿日期：
2024–12–19 收到初稿，
2025–01–04 收到修订稿。

以合理认为该合金包含两种结构单位。通过对不同退火温度后α和β相成分分析，分别获得了α相团簇式[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）和β相团簇式[Al-Ti_{14}]（V_2Ti），式中方括号和小括号部分分别代表团簇和连接原子。然后，把两个结构单元看成两个半径不同的硬球，构建硬球堆垛模型，类比于原子共振理论，计算出一个堆垛单元含有17个硬球，唯一确定了两个结构单元的比例为12∶5。因此，理想合金成分为$Al_{10.28}V_{3.55}Ti_{86.18}$（at.%）=Ti–6.05Al–3.94V（wt.%）。基于Ti-6Al-4V团簇式，我们设计了系列高性能增材制造钛合金，证明了其有效性[12-14]。

在本文中，基于Ti-6Al-4V团簇式，通过Mo替代V设计了系列Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金，系统研究了Mo元素的添加对Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金物相、金相组织、扫描组织、极图、硬度以及拉伸性能的影响。

1 成分设计与试验方法

1.1 成分设计

目前已经证实，同晶型β稳定元素硬化效应按Mo、V、Nb、Ta顺序逐渐降低[15]。相比于V，Mo提高合金强度更为有效[16]。此外，Mo的β稳定能力强于V，在室温可以保留更多的β相来提高合金的伸长率。因此，本文在前期Ti-6Al-4V合金团簇式的基础上，通过Mo替代Ti-6Al-4V合金中的V，设计了Ti-6Al-*x*V-*y*Mo系列合金。Mo和V同为同晶型β稳定元素，且混合焓$\triangle H_{Ti\text{-}Mo}$=–4 kJ/mol。相比于Al，Mo与Ti的相互作用较弱，倾向于占据β团簇的连接原子位置。通过Mo替代V形成[Al-Ti_{14}]（（V, Mo）$_2$Ti）团簇，从而形成一系列新的合金，分别为：12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（V_2Ti）、12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（$V_{1.6}Mo_{0.4}Ti$）、12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（VMoTi）、12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（$V_{0.4}Mo_{1.6}Ti$）和12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（Mo_2Ti）。设计合金的成分和团簇成分式如表1所示，其中0Mo合金对应着工业合金牌号Ti-6Al-4V。

1.2 试验方法

1.2.1 增材制造

本研究的试验成分由纯Ti、纯Al、纯V和纯Mo粉末混合构成，粉末粒径范围为75~150 μm。按设计成分混好后在混粉机中混粉8 h以保证成分均匀性。合金样品制备是在大连交通大学建立的激光熔化沉积系统上完成的。该系统由德国IPG Photonics 公司生产的高性能YLS-6000型掺镱光纤激光器（最大输出功率为6 000 W）、RC-LDM-8060 三轴数控工作台、RC-PGF-D-2型送粉器、同轴送粉喷嘴和惰性气氛加工室等组成。激光工艺参数为：激光功率为1 900 W，扫描速度为8 mm/s，*Z*轴提升量为0.6 mm，搭接率为30%，扫描方式为蛇形往复。微观组织和力学性能分析试样均为沉积态。

表1 Ti-6Al-*x*V-*y*Mo系合金团簇式及其成分

Tab. 1 Designed compositions of Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys based on cluster formulas

合金	团簇式（at.%）	名义成分（wt.%）
0Mo（Ti-6Al-4V）	12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（V_2Ti）	Ti-6.05Al-3.94V
1.5Mo	12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（$V_{1.6}Mo_{0.4}Ti$）	Ti-6.01Al-3.13V-1.47Mo
3.5Mo	12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（VMoTi）	Ti-5.95Mo-1.94V-3.65Mo
6Mo	12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（$V_{0.4}Mo_{1.6}Ti$）	Ti-5.89Al-0.77V-5.78Mo
7Mo	12[Al-Ti_{12}]（$AlTi_2$）+5[Al-Ti_{14}]（Mo_2Ti）	Ti-5.85Al-7.17Mo

1.2.2 微观组织分析

使用UNIPOL-1200M自动压力研磨磨抛机对样品进行240#、320#砂纸粗磨后，分别用3 μm、9 μm的金刚石抛光液进行机械抛光4 min和8 min，最后用0.06 μm的SiO_2（25 mL）和H_2O_2（5 mL）的混合液进行机械化学抛光30 min。试样经机械化学抛光成镜面后，用3%HF+7%HNO_3+90%H_2O（体积分数）腐蚀液腐蚀样品15 s，利用OLYMPUS 金相显微镜（OM）和Zeiss Supra55 扫描电子显微镜（SEM）观察试样纵截面微观组织。XRD采用设备是Buker D8 Focus型号的X射线衍射仪，采用Cu靶K（辐射，扫描速率4°/min，扫描角度为20°~100°。采用配备了AZtec HKL取向分析系统的聚焦离子束FIB，Helios G4 UX进行背散射电子衍射（EBSD）分析，扫描步长为0.8 μm，利用Channel 5软件对EBSD数据进行分析。试样经240#和320#砂纸进行打磨，然后依次用9 μm和3 μm粒径的金刚石抛光液以及SiO_2和H_2O_2混合抛光液抛光30 min后，为了去除样品表面应力，将力降为原1/5（降低载物块重量）后继续抛光30 min，最后在去离子水中抛光10 min。

1.2.3 力学性能分析

采用HVS-1000型维氏硬度仪进行微观硬度测试，

载荷为300 g，保载时间为15 s，每个试样测试10次取平均值。选取垂于*Z*方向试样在UTM5504-G电子万能材料试验机上进行室温拉伸性能测试，拉伸速度为0.25 mm/s，测试三次。其中，室温拉伸样品尺寸为49 × 3.5 × 2 mm^3（长 × 宽 × 厚）。

2 试验结果

2.1 Mo替代V对Ti-6Al-4V合金微观组织的影响

图1为Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的XRD图谱。由图可知，Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金衍射峰由α相和β相衍射峰构成，表明该系列合金均含有α和β双相。且随着Mo含量的增加，β相衍射峰的峰强随之增加，表明了β相的含量逐渐增加。这是因为V和Mo虽然都是β相稳定元素，但相比于V，Mo的β相稳定能力更强，致使β相含量随Mo含量的增加而增加。

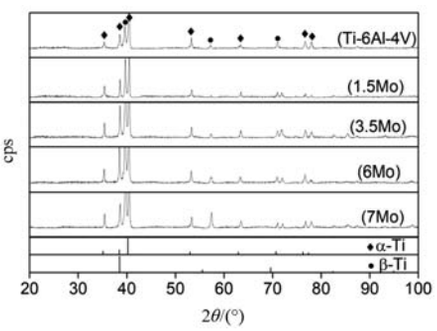


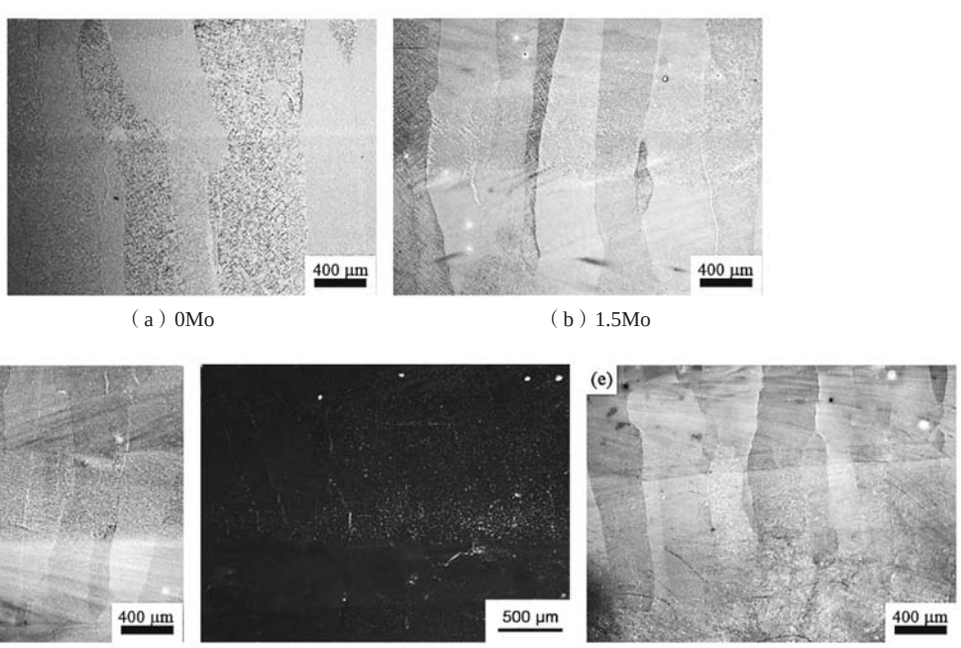
图1 Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的XRD图谱

Fig. 1 XRD patterns of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

图2为Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的OM组织。由图可知，Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的OM组织均由外延生长（柱状晶构成，柱状晶沿沉积方向生长并贯穿多个沉积层，宽度约为数百微米。外延生长（柱状晶的形成与增材制造过程中温度梯度（*G*）和凝固速率（*R*）有关。*G*和*R*可用公式（1）表示[17-18]：

$$\frac{G}{R}=\frac{m\omega_0}{D}\frac{1-k_0}{k_0} \quad (1)$$

式中：*G*为温度梯度，*R*为冷却速率，*m*为液相线斜率，*D*为液相中溶质扩散系数，*k*为溶质分配系数，ω_0为溶质浓度。在增材制造成形过程中，熔池底部的温度梯度*G*较大，而冷却速率*R*较小，较高的*G*/*R*值有利于形成柱状晶。此外，经Image-Pro软件统计，随着Mo含量的增加，β柱状晶宽度从351 μm降低到197 μm，如图3所示，表明Mo可明显降低β柱状晶的宽度。



（a）0Mo （b）1.5Mo （c）3.5Mo （d）6Mo （e）7Mo

图2 不同Mo含量的Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金OM组织和β柱状晶宽度

Fig. 2 OM microstructures and β columnar crystal width of Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloy with different Mo contents

图4为不同沉积位置Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金晶内的微观组织，图5为不同沉积位置Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的α板条宽度。由图4和图5可知，Ti-6Al-*x*V-*y*Mo系合金β晶内组织形态相近，都是由大量初生α板条及分布在α板条之间的残余β相组成的网篮组织。但随着合金成分和位置的变化，α板条尺寸存在明显的差异。当Mo含量小于1.5 wt.%时，近表层和近基底的α板条宽度差异

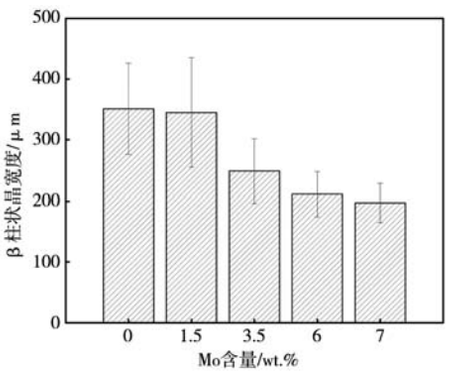
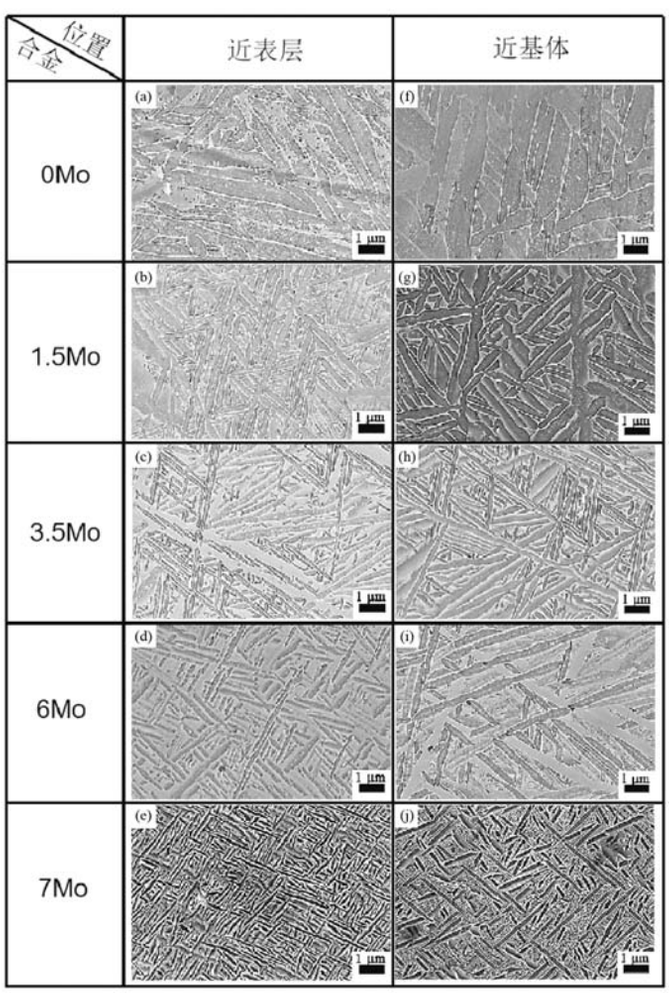


图3　Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金β柱状晶宽度

Fig. 3 Measured average width of β columnar grains of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

较大；而当Mo含量大于1.5 wt.%时，两个位置的α板条宽度差异较小。此外，当添加Mo含量为1.5 wt.%时，相比于Ti-6Al-4V合金，1.5Mo合金的α板条宽度显著降低，但当Mo含量继续增加时，α板条宽度虽然仍然减小，但变化较小。Ti-6Al-4V合金靠近表层位置α板条宽度约为0.34 μm，而靠近基底位置α板条宽度约为0.48 μm。经多次热循环后，α板条宽度增长了41%。当Mo含量增加到1.5Mo（wt.%）时，靠近表层位置α板条宽度约为0.18 μm，而靠近基底位置α板条宽度约为0.26 μm，α板条宽度增长了44%。此外，不同沉积层的α板条宽度相差较大，组织不均匀度较高。当Mo含量超过3.5Mo（wt.%）时，α板条宽度虽然继续降低，但下降程度较低，且不同沉积层α板条宽度差距较小（<7%），表明组织均匀度较高。

图6为0Mo、3.5Mo和7Mo合金α相的{0001}、{11-20}和β相{110}、{111}极图。由图可知，α相的{0001}和{11-20}极图与β相的{110}和{111}极图具有相似的极点分布。这是因为，当β相转变为α相时，β和α遵循了伯氏取向关系，即{0001}//{110}，{11-20}//<111>。



（a，f）0Mo；（b，g）1.5Mo；（c，h）3.5Mo；（d，i）6Mo；（e，j）7Mo

图4　不同沉积位置Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金微观组织

Fig. 4 Microstructures near the surface and near the substrate in the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

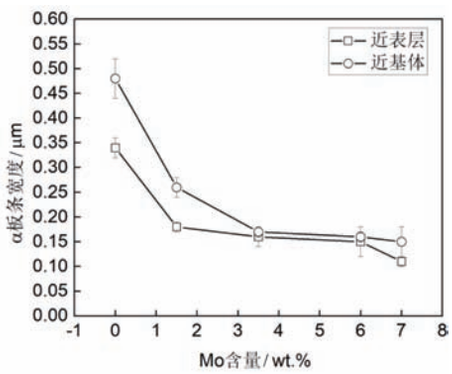


图5 不同沉积位置Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的α板条宽度

Fig. 5 The average α laths width near the surface and substrate of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

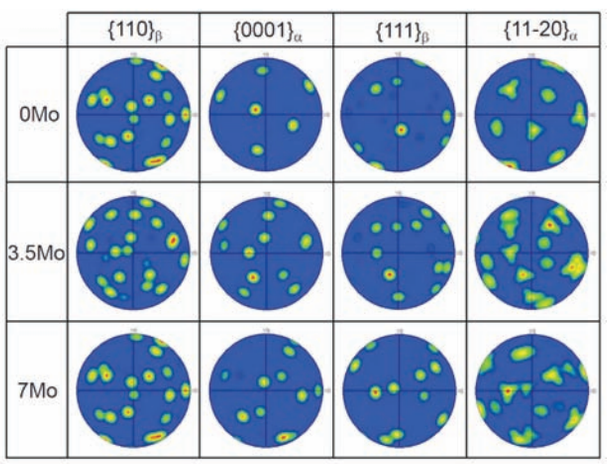


图6 0Mo、3.5Mo和7Mo合金的α相和β相极图

Fig. 6 Pole figures of the α phase and β phase in the 0Mo，3.5Mo，and 7Mo alloys

2.2 Mo替代V对Ti-6Al-4V合金力学性能的影响

图7为Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的显微硬度。由图可知，随着Mo含量的增加，显微硬度逐渐增加，但增长趋势逐渐减缓。从0Mo合金的HV370增加到3.5Mo合金的HV418，显微硬度增加了13%。7Mo合金的显微硬度为HV435，从3.5Mo到7Mo合金显微硬度增加了4%。硬度的变化与微观组织相关。由图3和图5可知，随着Mo含量的增加，初生β柱状晶以及晶内α相的尺寸明显降低，从而增加了单位体积内晶界的数量。晶界属于晶体内部的面缺陷，其上的原子紊乱排列，且容易富集杂质，此外，晶界两侧的晶粒具有不同的取向，增大了位错穿过晶界时受到的阻力，从而强化了Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金。

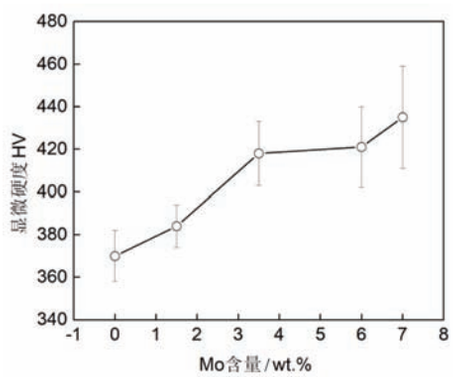


图7 Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的显微硬度

FFig. 7 The average micro-hardness of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

图8为Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的室温拉伸性能。由图可知，0Mo合金的强度为1 078 MPa，伸长率4 %；1.5Mo合金的强度和伸长率相比于0Mo合金略有提升，强度提升到1 116 MPa，伸长率提升到5%；随着Mo含量从3.5Mo wt.%提升到6Mo wt.%，强度从1 168 MPa提升到1 268 MPa，而伸长率显著降低，从3%降低到1%。特别是7Mo合金由于强度较高，未到屈服即发生了断裂。Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金强度变化的原因与硬度相同，主要是晶界对位错的阻碍提高了强度。

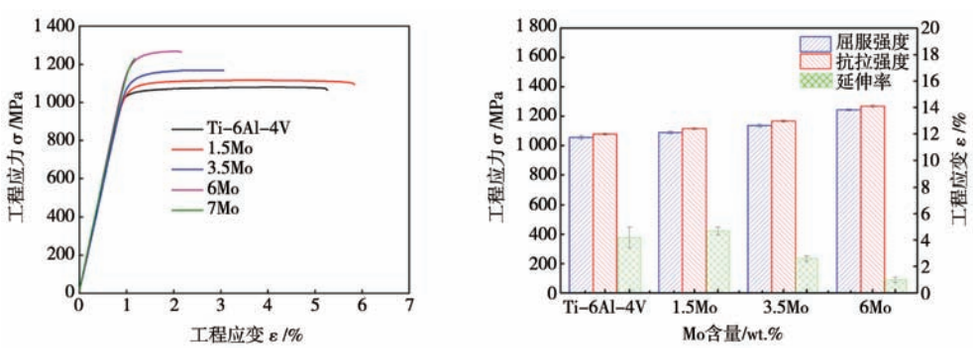
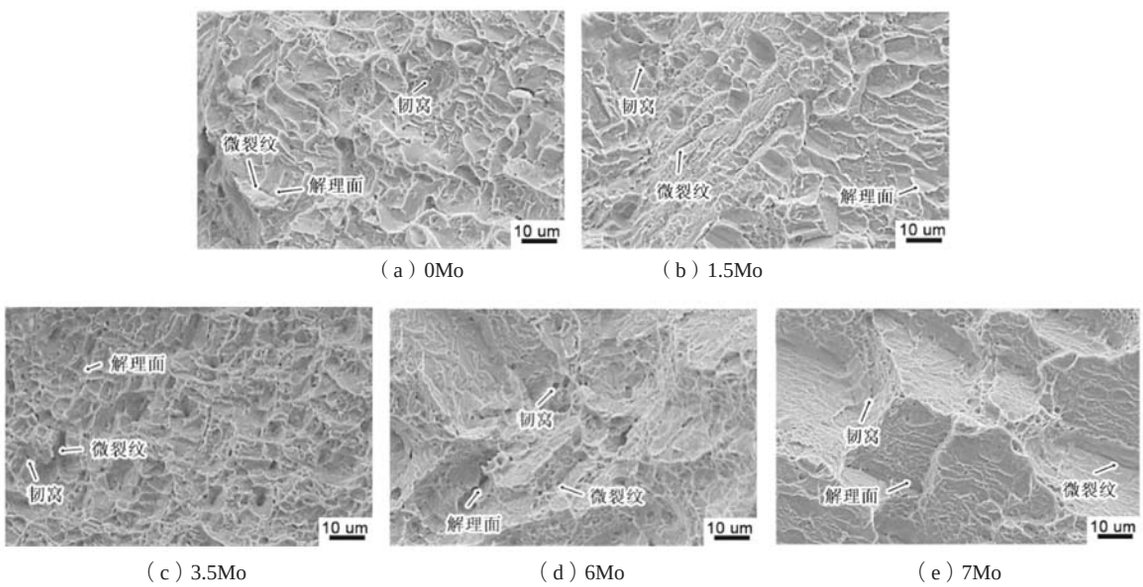


图8 Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的室温拉伸性能

Fig. 8 Room-temperature tensile properties of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

图9为Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的断口形貌。由图可知，不同Mo含量合金的断裂均呈现出由解理断裂、韧窝和撕裂棱组成的混合断裂特征，而微裂纹主要沿解理面和撕裂棱的边界分布。由图9（a）和（b）可知，0Mo和1.5Mo合金的解理面和微裂纹形核源数量较少，存

在较多的韧窝区，韧窝的产生可以有效释放材料内部的内应力。因此，0Mo和1.5Mo合金展现出较高的伸长率。由图9（c）和（d）可知，3.5Mo和6Mo 合金的断口表面存在粗大的解理面，而且解理面分布相对集中。解理面边界容易造成位错塞积，是微裂纹形核的主要形核点，导致合金的伸长率降低。由图9（e）可知，7Mo合金的解理面数量最多，伸长率最低。



（a）0Mo （b）1.5Mo （c）3.5Mo （d）6Mo （e）7Mo

图9 Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的断口形貌

Fig. 9 The fracture morphologies of the Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys

3 结论

（1）增材制造Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金OM组织均呈现外延生长（柱状晶形态，且随着Mo含量的增加，β柱状晶宽度从351 μm降低到197 μm，晶内α板条宽度从0.26 μm降低到0.11 μm（近表层）。另外，随着Mo含量的增加，近表层和近沉积层的α板条宽度相差较小，表明Mo的添加有利于提升Ti-6Al-*x*V-*y*Mo合金的组织均匀性。

（2）随着Mo含量从0增加6 wt.%，抗拉强度从1 078 MPa增加到1 268 MPa，伸长率从4%、5%降低到1%。相比于Ti-6Al-4V合金，Ti-6.01Al-3.13V-1.47Mo合金的强度和伸长率均有所提高。

参考文献：

[1] HERZONG D，SEYDA V，WYCISK E，et al. Additive manufacturing of metals [J]. Acta Mater，2016，117：371−392.

[2] SAMES W J，LIST F A，PANNALA S，et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing [J]. Int Mater Rev，2016，61（5）：315−360.

[3] GORSSE S，HUTCHINSON C，GOUNE M，et al. Additive manufacturing of metals：a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels，Ti-6Al-4V and high-entropy alloys [J]. Sci Technol Adv Mat，2017，18（1）：584−610.

[4] MURR L E，GAYTAN S M，RAMIREZ D A，et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies [J]. J Mater Sci Technol，2012，28（1）：1−14.

[5] DEBROY T，WEI H L，ZUBACK J S，et al. Additive manufacturing of metallic components-process，structure and properties [J]. Prog Mater Sci，2018，92：112−224.

[6] GU D D，MEINERS W，WISSENBACK K，et al. Laser additive manufacturing of metallic components：materials，process and mechanisms [J]. Int Mater Rev，2013，57（3）：133−164.

[7] GU D D，HAGEDORN Y C，MEINERS W，et al. Densification behavior，microstructure evolution，and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. Acta Mater，2012，60：3849−3860.

[8] ATTAR H，CALIN M，ZHAGN L C，et al. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium [J]. Mater Sci Eng A，2014，593：170−177.

[9] XU W，BRANDT M，SUN S，et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via situ martensite decomposition [J]. Acta Mater，2015，85：74–84.
[10] DONG C，WANG Z J，ZHANG S，et al. Review of structural models for the compositional interpretation of metallic glasses [J]. Int Mater Rev，2019，65（5）：286–296.
[11] LIU T Y，ZHANG S，WANG Q，et al. Composition formulas of Ti alloys derived by interpreting Ti-6Al-4V [J]. Sci China Tech Sci，2021，64：1732–1740.
[12] LIU T Y，LOU Y C，ZHANG S，et al. A novel Ti-5.55Al-6.70Zr-1.50V-0.70Mo-3.41Nb-0.21Si alloy designed using cluster-plus-glue-atom model for laser additive manufacturing [J]. China Foundry，2023，20（5）：414–422.
[13] LIU T Y，ZHU Z H，ZHANG S，et al. Design for Ti-Al-V-Mo-Nb alloys for laser additive manufacturing based on a cluster model and on their microstructure and properties [J]. China Foundry，2021，18（4）：424–432.
[14] ZHU Z H，WANG C Y，HANG X N，et al. A high-temperature Ti-6.8Al-6.8Zr-2.3V-2.1Mo-0.7Nb alloy suitable for laser-additive manufacturing [J]. Mater Sci Eng A，2023，883：145519.
[15] 吴欢，赵永庆，葛鹏，等. β稳定元素对钛合金β相强化行为的影响 [J]. 稀有金属材料与工程，2012，41（5）：806–810.
[16] 赵永庆. 国内外钛合金研究的发展现状及趋势 [J]. 中国材料进展，2010，29（5）：1–24.
[17] YANG F，XIONG W，FAIERSON E. Grain structure control of additively manufactured metallic materials [J]. Materials，2017，10（11）：1260.
[18] SABOORI A，GALLO D，BIAMINO S，et al. An overview of additive manufacturing of titanium components by directed energy deposition：microstructure and mechanical properties [J]. Applied Sciences，2017，7（9）：883.

Study on the Effect of Mo Substitution for V on the Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V Made by Additive Manufacturing

LIU Tian-yu, LIU Shi-bing, LIU Hong-yu, SHI Kun, LI Xin-qi, LI Hong-ju, LIU Bo-liang
(China Academy of Machinery Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd., National Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, Shenyang 110022, Liaoning, China)

Abstract:
Ti-6Al-4V is the most widely sued alloy in additive manufacturing, but its low alloying leads to low strength, which is difficult to meet the needs of high-strength titanium alloy parts in aviation, aerospace and other fields. Therefore, in this paper, based on the cluster formula of Ti-6Al-4V, a series of Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys were designed by replacing V with Mo. And the effect of Mo on the microstructure and properties was studied by XRD, OM, SEM, EBSD, Vickers hardness and room temperature tensile. The results showed that the microstructure of Ti-6Al-*x*V-*y*Mo alloys consisted of columnar prior-β grains, which grew epitaxial from the substrate along the deposition direction. With the increase of Mo content, the width of columnar prior-β grains decreased from 351 μm to 197 μm, and the width of α-laths decreased 0.34 μm to 0.11 μm (near the surface layer). The difference of the width of α-laths between near the surface layer and near the substrate decreased with the increase of Mo content, indicating that the addition of Mo was conducive to improve the microstructure. In addition, with the Mo content increased from 0 by 6 wt.%, the tensile strength increased from 1 078 MPa to 1 268 MPa, and the elongation decreased from 4% and 5% to 1%. Compared to Ti-6Al-4V, the Ti-6.01Al-3.13V-1.47Mo alloy had higher strength and elongation.

Key words:
additive manufacturing; Ti-6Al-4V; cluster-plus-glue-atom model; composition design; microstructure and properties

（编辑：张允华，zyh@foundryworld.com）