

## 激光增材制造 BCC 基难熔高熵合金组织与性能研究

赵懿臻, 张航, 蔡江龙\*, 孙啸宇, 耿佳乐, 王林, 许学博, 李添尘\*\*

西安交通大学机械工程学院, 陕西 西安 710049

**摘要** 采用选区激光熔化(SLM)成型了无裂纹缺陷的难熔 NbMoTa 系高熵合金 RHEA01。采用 X 射线衍射仪(XRD)、能谱分析仪(EDS)和霍普金森压杆等,分析了 RHEA01 合金的结构成分、组织和形貌,对其硬度和多温度段抗压强度进行了测试。结果表明,成型的 RHEA01 合金无裂纹缺陷,晶粒尺寸仅为  $8.5 \mu\text{m}$ ,结构为单相体心立方(BCC)结构。适量低熔点元素的添加解决了 NbMoTa 高熔点合金 SLM 成型过程中的裂纹缺陷问题,并细化了晶粒。获得的难熔高熵合金 RHEA01 的常温屈服强度和抗压强度分别为 1277.35 MPa 和 1597.62 MPa,硬度为 511.76 HV。在 1000 °C 时,准静态抗压强度高达 993.84 MPa,比常温时仅下降了 37.8%,并且 1400 °C 时动态(应变率为  $2000 \text{ s}^{-1}$ )抗压强度高达 1015 MPa。研究表明,增材制造成型的 RHEA01 合金具有优异的耐高温高强度性能,在航空航天、能源和国防装备等领域中有很好的应用前景。

**关键词** 激光技术; 选区激光熔化; 高熵合金; 微观组织; 高温高强; 动态压缩

**中图分类号** TH142.2; TG155.5

**文献标志码** A

**DOI:** 10.3788/CJL202249.1402105

## 1 引言

2004 年, Yeh 等<sup>[1]</sup>设计了由 5 种或 5 种以上元素组成且元素原子数分数为 5%~35% 的多主元合金或高熵合金。高熵合金是多主元无限固溶的结果,因此具有热力学上的高熵效应,同时还具有晶格结构的畸变效应、原子扩散的迟滞效应和宏观性能的鸡尾酒效应。高熵合金具有高强度、高硬度、耐高温、抗辐照和抗强腐蚀的优势,得到了广泛研究。其中,由高熔点 Nb、Mo、Ta、W、V、Re、Hf 等元素构成的难熔高熵合金体系是航空工业以及军事领域中极具研究价值的材料。

2010 年, Senkov 等<sup>[2-3]</sup>首次采用真空电弧熔炼工艺获得了 WNbMoTa 和 VWNbMoTa 两类难熔高熵合金,它们在 1600 °C 时的抗压强度分别达到 600 MPa 和 479 MPa。接下来 Senkov 等<sup>[4-5]</sup>通过真空电弧熔炼工艺成型了两种新的多相难熔合金  $\text{Nb}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mo}_{10}\text{Ta}_{10}\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}$  和  $\text{TaNbHfZrTi}$ ,通过热等静压提高了致密性,并引入低熔点元素提高了难熔高熵合金的塑性。后来 Senkov 等<sup>[6-7]</sup>报道了 NbTiVZr, NbTiV<sub>2</sub>Zr, CrNbTiZr, CrNbTiVZr,  $\text{AlMo}_{0.5}\text{NbTa}_{0.5}\text{TiZr}$  和  $\text{Al}_{0.4}\text{Hf}_{0.6}\text{NbTaTiZr}$  等难熔合金,并分析了不同元素添加对材料力学性能的影响。2016 年, Juan 等<sup>[8]</sup>通过真空电弧熔炼(VAM)工艺制备了 HfNbTaTiZr 高熵合金,通过细化晶粒提高了 HfNbTaTiZr 耐火高熵合

金的强度和塑性。黄留飞等<sup>[9-11]</sup>采用激光熔化沉积工艺成型了 AlCoCrFeNi<sub>2.5</sub> 和 CrMnFeCoNi 高熵合金,并研究了它们的组织和力学性能。2021 年,本课题组通过激光选区熔化的增材制造方式成型了具有低层错能的无裂纹 RHEA02 难熔高熵合金, RHEA02 难熔合金在 25 °C 时的抗压强度高达 2278 MPa<sup>[12]</sup>。以上研究表明,由 Nb、Mo、Ta、W 等超高熔点元素组成的难熔高熵合金的常温塑性极差,成型样件极易出现裂纹。因此,本文通过添加低熔点元素,增加了 NbMoTa 系高熵合金的成型塑性,制备了增材制造专用高熵合金粉末材料,采用选区激光熔化(SLM)技术成型了无裂纹的 RHEA01 高熵合金(HEA),对 RHEA01 高熵合金的组织、形貌和性能进行了分析,获得了具有优异力学性能的高熵合金样件。

## 2 试验材料与方法

本文采用多种金属粉末作为 SLM 成型原始材料。如图 1 所示,本实验采用 Nb, Mo, Ta, Ti, Ni 等纯金属粉末作为预配粉末,均为粒径为 15~45  $\mu\text{m}$  的球形纯金属粉,纯度(质量分数)均大于 99%。

实验中采用 SBH-10 混合机对按特定比例(表 1)预配好的 Nb, Mo, Ta, Ti, Ni 金属粉末进行 10 h 混合处理,采用 DZF-6090 真空干燥箱对混合金属粉末进行干燥处理,干燥时间为 4 h。粉末干燥完成后,采用西安交通大学自主研发的 SLM 设备进行 RHEA01 的

收稿日期: 2021-12-16; 修回日期: 2022-02-22; 录用日期: 2022-03-07

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(51975459)、陕西省自然科学基金(2017JM5046)

通信作者: \*cj13119301479@stu.xjtu.edu.cn; \*\*dcli@mail.xjtu.edu.cn

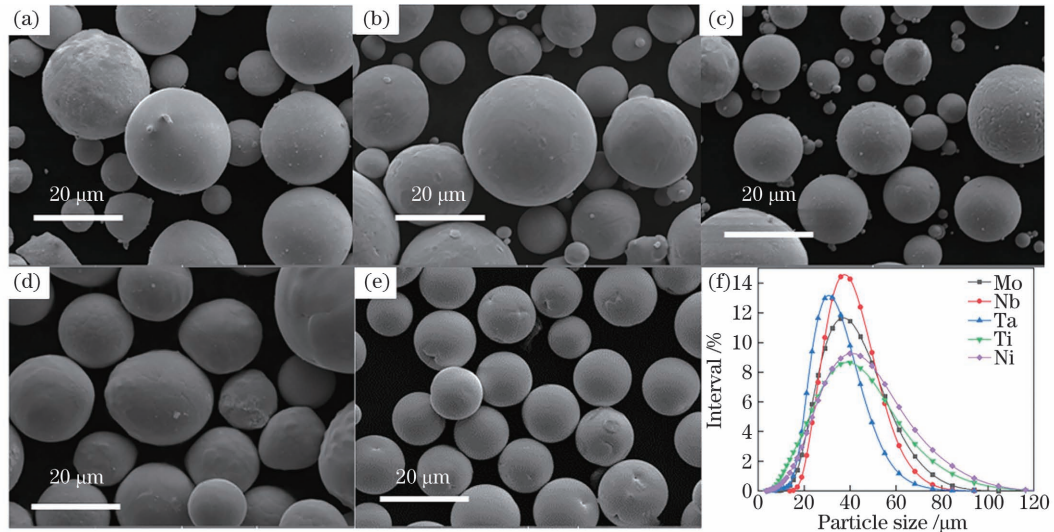


图 1 球形粉末形貌及粒径分布。(a)Nb 粉形貌;(b)Mo 粉形貌;(c)Ta 粉形貌;(d)Ti 粉形貌;(e)Ni 粉形貌;(f)球形粉末的粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of spherical powder. (a) Morphology of Nb powder; (b) morphology of Mo powder; (c) morphology of Ta powder; (d) morphology of Ti powder; (e) morphology of Ni powder; (f) particle size distribution of spherical powder

表 1 RHEA01 HEA 的理论成分

Table 1 Theoretical compositions of RHEA01 HEA

Element	Nb	Mo	Ta	Ti	Ni
Atomic fraction / %	30	24	30	8	8

选区激光熔化增材制造成型。设备采用 YLR-500-WC 型激光器,最高功率为 500 W,激光波长为 1070 nm,光斑直径为 50  $\mu\text{m}$ 。实验所采用的基板为尺寸为 120 mm $\times$ 120 mm $\times$ 20 mm 的钛合金基板,SLM 设备腔体内通入纯度(质量分数)为 99.99% 的氩气作为保护气体。在此条件下,采用线切割,从尺寸为 6 mm $\times$ 6 mm 的立方块上切出直径为 4 mm、高度为 6 mm 的圆柱体作为压缩性能测试试样。经过反复实验,SLM 成型 RHEA01 的最佳工艺为:功率( $W$ ) 300 W,速度( $v$ )100 mm/s,层厚( $z$ )0.03 mm,扫描间距( $d$ ) 0.06 mm。

成型完成后采用导电热镶嵌树脂对立方体试样进行镶嵌,抛光之后采用 GeminiSEM 500 电子显微镜进行形貌分析,采用 Bruker D8 ADVANCE 的 X 射线衍射仪(XRD)进行晶体结构分析,采用 HX-1000TM 型设备进行常温硬度测试,采用力学性能实验机进行常温及高温压缩性能测试,采用霍普金森压杆进行动态压缩力学性能的测试实验。

### 3 材料成型及组织结构分析

#### 3.1 材料成型与形貌分析

在难熔合金选区激光熔化成型过程中,Ta 的熔点(3017  $^{\circ}\text{C}$ )最高,Ni 的熔点(1455  $^{\circ}\text{C}$ )最低,其沸点为 2730  $^{\circ}\text{C}$ ,比 Ta 的熔点还低,因此,为了避免高熔点金属粉末未熔和低熔点金属粉末大量挥发,应选择合理

的激光能量密度。从图 2 中的背散射衍射(BSD)图像可以看出,相较于 NbMoTa 高熵合金<sup>[12]</sup>,本文成型的难熔高熵合金 RHEA01 无裂纹且具有良好的可成型性。这是由于在合金凝固过程中,具有较低熔点的 Ti 和 Ni 补充了高熔点元素首先凝固时产生的收缩。分析其微观形貌,RHEA01 微观组织主要以等轴晶的形式存在,晶粒与晶粒及包晶与包晶之间的排布相对紧密。此外,由于成型过程中未出现裂纹缺陷,本文的 RHEA01 在理论上比 NbMoTa HEA 具有更好的力学性能。

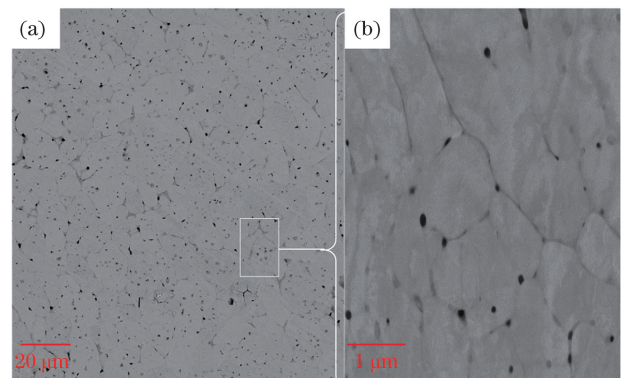


图 2 RHEA01 SLM 成型抛光面的 BSD 图像。(a)宏观形貌;(b)微观形貌

Fig. 2 BSD images of polished surface of RHEA01 SLM molding. (a) Macroscopic morphology; (b) microscopic morphology

### 3.2 成分分析

难熔高熵合金 RHEA01 具有与 NbMoTa 相似的晶体结构与成分,如图 3 所示,它们均为单相的体心立方(BCC)结构。注意到 RHEA01 的峰周围有一些杂峰,这些峰是在凝固后期 Ti 和 Ni 元素补缩后形成的少量新相结构。形成的新相结构太少,难以通过 XRD 确认其结构。NbMoTa 本身就是完全固溶的 BCC 结构,它们又是首先凝固的,一部分 Ti 和 Ni 经历溶质再分配后被排出到晶界处完成裂纹的补缩。从图 4 可以看出,SLM 成型 RHEA01 中各元素均匀分布,未出现宏观偏析。高熔点的 Nb、Mo、Ta 元素的原子数分数均不超过 35%,塑性元素 Ti 和 Ni 的原子数分数都超过 5%,因此本文选区激光熔化成型的 RHEA01 为高熵合金。

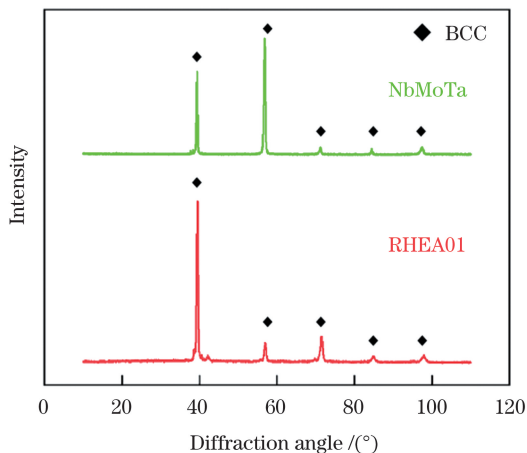


图 3 RHEA01 与 NbMoTa HEAs 的 XRD 曲线对比  
Fig. 3 Comparison of XRD curves of RHEA01 and NbMoTa HEAs

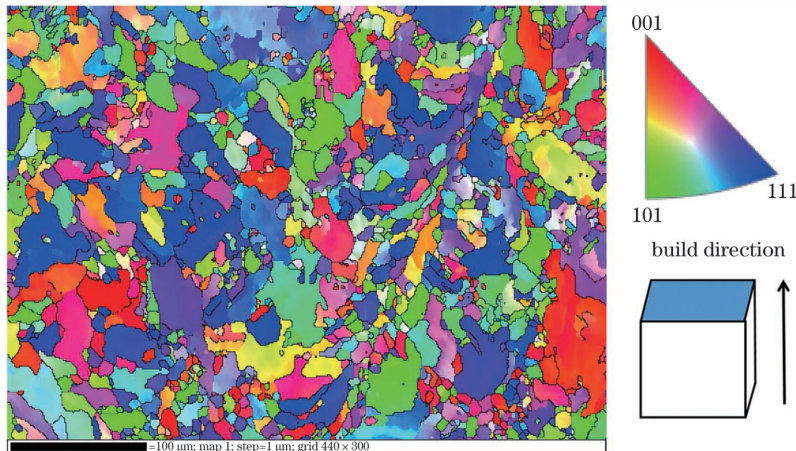


图 5 RHEA01 的 EBSD 图像  
Fig. 5 EBSD image of RHEA01

## 4 力学性能

对成型获得的 RHEA01 合金试样进行多温度段性能测试,并与电弧熔炼技术所成型的 NbMoTa 合金以及 SLM 成型的 NbMoTa 和 REHA02 进行比较,结果<sup>[12-13]</sup>如表 2 所示。

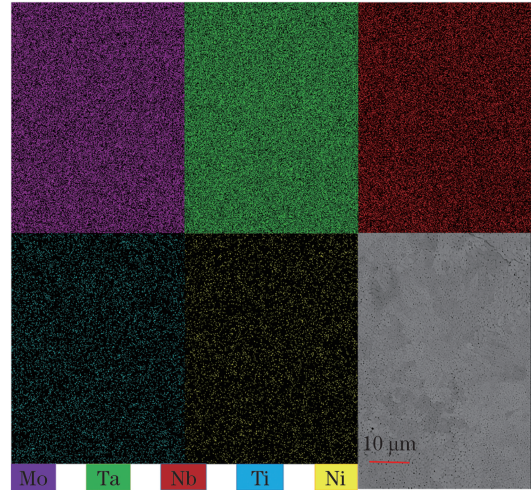


图 4 RHEA01 的面能谱

Fig. 4 Surface energy spectrum of RHEA01

### 3.3 晶粒尺度分析

采用电子背散射衍射(EBSD)分析了 RHEA01 合金的晶粒尺寸及取向特点,如图 5 所示。前期研究表明,NbMoTa 高熵合金的晶粒较为粗大,平均晶粒尺寸约为  $26 \mu\text{m}$ ,且有大量孔隙和局部裂纹存在;在 NbMoTa 中加入 Ni 与 Ti 元素,增材成型后,Ni 与 Ti 元素具有非常明显的晶粒细化效果,其组织的平均晶粒尺寸为  $8.5 \mu\text{m}$ <sup>[12]</sup>。值得注意的是,图 5 中的测试平面均与激光入射方向垂直,受焊道成型方向的影响,其晶粒分布均具有一定的方向性。RHEA01 含有少量 Ni 与 Ti 元素,BSD 图中有明显的晶界填充现象。从晶粒大小的角度来看,由于晶粒细化的作用,RHEA01 具有比较好的理论强度,同时因为具有由大量高熔点元素构成的单相 BCC 结构,RHEA01 具有良好的耐高温性。

电弧熔炼技术制备的 NbMoTa 合金的缺陷较少,其性能可以体现材料本身原有的特性,其硬度为  $(510 \pm 10.5) \text{HV}$ 。在常温下,受到缺陷的影响,与 NbMoTa(VAM)相比,NbMoTa(SLM)的硬度有所降低,为  $(423.62 \pm 17.90) \text{HV}$ 。当加入 Ti 和 Ni 元素后,RHEA01 的成分与 NbMoTa 非常类似,因此其硬

表 2 合金的抗压性能对比

Table 2 Comparison of compressive properties of alloys

Temperature / °C	Alloy	Yield stress / MPa	Stress / MPa	Strain / %	Hardness / HV
25	NbMoTa	1252.56	1282.94	15.00	423.62±17.90
	RHEA02	1750.46	2277.79	15.00	628.40±11.40
	RHEA01	1277.35	1597.62	9.50	511.76±16.50
	NbMoTa(VAM)	999.00	1167.00	2.50	510.00±10.50
600	RHEA02	1279.34	1669.75	28.42	
	RHEA01	1131.42	1207.21	8.00	
800	RHEA02	756.92	1033.63	28.00	
	RHEA01	693.34	1150.53	10.00	
1000	NbMoTa(VAM)	712.85	920.32	3.80	
	RHEA02	554.61	651.36	11.00	
	RHEA01	724.45	993.84	10.00	

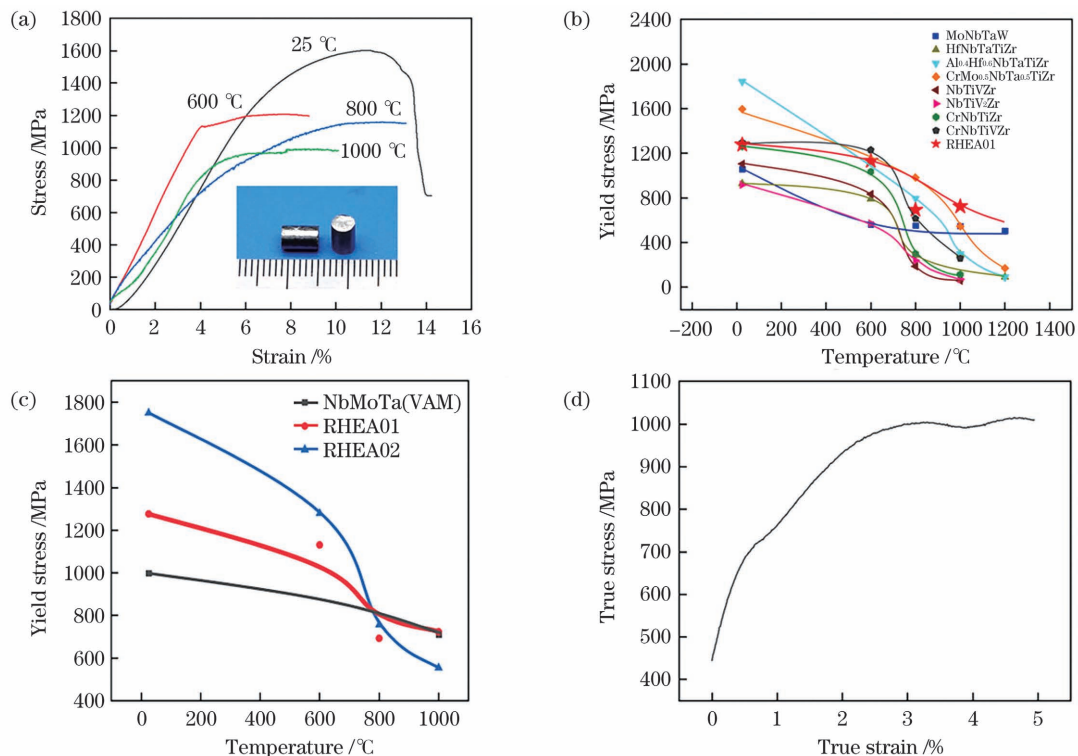


图 6 RHEA01 的力学性能。(a)RHEA01 的抗压性能;(b)RHEA01 的抗压性能与已有研究的对比;(c)RHEA01 的抗压性能与 NbMoTa(VAM)和 RHEA02 的对比;(d)RHEA01 的动态压缩曲线

Fig. 6 Mechanical properties of RHEA01. (a) Compressive properties of RHEA01; (b) comparison of compressive properties of RHEA01 with those in existing researches; (c) comparison of compressive properties of RHEA01 with those of NbMoTa (VAM) and RHEA02; (d) dynamic compression curve of RHEA01

度与 NbMoTa(VAM)基本一致,为 510 HV,这也在一定程度上说明了 SLM 成型 RHEA01 中的裂纹缺陷得到了有效抑制。

对于常温压缩强度,NbMoTa(VAM)的屈服强度,抗压强度以及应变率分别为 999 MPa,1167 MPa 及 2.5%。受到晶粒细化效果的影响,NbMoTa(SLM)的屈服强度、抗压强度和应变率分别为 1252 MPa、1282 MPa 及 15%。当 Ti 和 Ni 元素同时加入时,

RHEA01 的屈服强度及压缩强度分别为 1277.35 MPa 和 1597.62 MPa,与 NbMoTa(SLM)相比,屈服强度提高了 2%,抗压强度提高了 24%。因此可以看出,在室温下,NbMoTa 合金的屈服强度受缺陷的影响并不大,由于无裂纹缺陷,RHEA01 的抗压强度提高了 24%。

本文重点对 RHEA01 合金的高温力学性能与电弧熔炼成型的 NbMoTa 以及 SLM 成型的 RHEA02 的高温力学性能进行了比较。电弧熔炼 NbMoTa 合

金的压缩强度在 1000 °C 时可达 920 MPa。RHEA02 合金虽然有很高的常温压缩性能,但是大量低熔点 Ti 和 Ni 在高温下会迅速软化,因此在 1000 °C 时压缩强度为 651.36 MPa,与常温性能相比降幅达到 70%。当将 Ti 与 Ni 的整体比例降低时(即 RHEA01),SLM 成型过程中的裂纹缺陷得到了抑制,并且得到与 NbMoTa(VAM)相媲美的高温性能。RHEA01 合金在 1000 °C 时的压缩强度为 993.84 MPa,与常温性能相比降幅仅为 37.8%。并且在 600~800 °C 的温度范围内,其压缩强度几乎没有变化。从图 6 中可以看出,RHEA01 与 NbMoTa(VAM)合金的强度随温度变化的趋势基本一致,在 1000 °C 时 RHEA01 的抗压强度比 NbMoTa(VAM)合金提高了 8%。因此少量等比例 Ti、Ni 元素的加入可以极大提高 NbMoTa 合金的可成型性并且小幅提升其综合力学性能。与前人研究的压缩屈服强度<sup>[3-7]</sup>相比较,RHEA01 的优势在于其高温压缩强度具有良好保持性。相较于常温抗压强度较好且含有较多低熔点元素的 Al<sub>0.4</sub>Hf<sub>0.6</sub>NbTaTiZr 和 CrMo<sub>0.5</sub>NbTa<sub>0.5</sub>TiZr,RHEA01 在 1000 °C 时的抗压屈服强度具有绝对的优势。而与 NbMoTaVW 相比,常温抗压屈服强度相当,但 RHEA01 在 600 °C 时的抗压屈服强度具有绝对的优势。并且值得注意的是,与 NbMoTaW 相比,本文 SLM 成型的 RHEA01 不仅在常温抗压性能上具有绝对优势,而且 1000 °C 时的高温性能更好。未来在 RHEA01 中加入 W 元素,高温性能将得到进一步提升。

基于 RHEA01 表现出的优良耐高温性能,在 1400 °C 下对其进行应变率为 2000 s<sup>-1</sup> 的动态抗压测试,它的抗压强度达到了惊人的 1015 MPa[图 6(d)]。较高的高温抗压缩冲击强度表明,RHEA01 中的 NbMoTa 主体相具有较高的高温抗压强度,同时低熔点元素 Ti 和 Ni 的添加填补了主体相在高温梯度下凝固时形成的裂纹缺陷,并提升了 RHEA01 的塑性,使其具有非常理想的抗高温冲击能力。这也证明了前文提到的 RHEA01 具有良好的耐高温力学性能保持性。综上所述,本文 SLM 成型的 RHEA01 无裂纹缺陷,具有比 NbMoTa(VAM)合金高的高温压缩强度,但在常温下,其压缩强度与屈服强度远高于后者,解决了难熔合金的常温与高温性能难以同时提升的难题。

## 5 结 论

采用 SLM 成型了 RHEA01,并对其形貌、组织和成分进行了分析,研究了其硬度、常温抗压、高温抗压以及高温动态抗压性能。主要结论如下。

1) 采用 SLM 成型了添加有低熔点元素 Ti、Ni 的无裂纹 RHEA01,避免了 SLM 成型 NbMoTa 系高熵合金过程中的裂纹缺陷,极大地增加了 NbMoTa HEA 的可成型性。

2) 采用 SLM 成型了无宏观偏析、具有 BCC 结构

的 RHEA01,平均晶粒尺寸仅为 8.5 μm,与 SLM 成型的 NbMoTa HEA 相比,低熔点元素 Ti、Ni 的添加细化了晶粒。

3) RHEA01 的屈服强度和常温抗压分别为 1277.35 MPa 和 1597.62 MPa,比 NbMoTa HEA (VAM)的屈服强度和常温抗压分别高出 27.9% 和 36.9%,硬度为 511.76 HV。

4) RHEA01 的耐高温性能具有良好保持性,1000 °C 下的抗压强度高达 993.84 MPa,只比常温下的下降了 37.8%,并且在 1400 °C,2000 s<sup>-1</sup> 时动态抗压强度高达 1015 MPa。RHEA01 的高温抗压综合性能与常温抗压综合性能处于该领域的领先水平。

## 参 考 文 献

- [1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 299-303.
- [2] Senkov O N, Wilks G B, Miracle D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2010, 18(9): 1758-1765.
- [3] Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, et al. Mechanical properties of Nb<sub>25</sub>Mo<sub>25</sub>Ta<sub>25</sub>W<sub>25</sub> and V<sub>20</sub>Nb<sub>20</sub>Mo<sub>20</sub>Ta<sub>20</sub>W<sub>20</sub> refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698-706.
- [4] Senkov O N, Woodward C F. Microstructure and properties of a refractory NbCrMo<sub>0.5</sub>Ta<sub>0.5</sub>TiZr alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 529: 311-320.
- [5] Senkov O N, Scott J M, Senkova S V, et al. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(9): 4062-4074.
- [6] Senkov O N, Senkova S V, Miracle D B, et al. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 565: 51-62.
- [7] Senkov O N, Senkova S V, Woodward C. Effect of aluminum on the microstructure and properties of two refractory high-entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2014, 68: 214-228.
- [8] Juan C C, Tsai M H, Tsai C W, et al. Simultaneously increasing the strength and ductility of a refractory high-entropy alloy via grain refining[J]. *Materials Letters*, 2016, 184: 200-203.
- [9] 黄留飞, 孙耀宁, 季亚奇, 等. 激光熔化沉积 AlCoCrFeNi<sub>2.5</sub> 高熵合金的组织与力学性能研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(6): 0602107.  
Huang L F, Sun Y N, Ji Y Q, et al. Investigation of microstructures and mechanical properties of laser-melting-deposited AlCoCrFeNi<sub>2.5</sub> high entropy alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(6): 0602107.
- [10] 向硕, 张雷, 刘学, 等. 激光熔化沉积工艺对 CrMnFeCoNi 高熵合金组织和性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2018, 39(10): 29-35.  
Xiang S, Zhang L, Liu X, et al. Effect of laser melting deposition process on microstructure and mechanical properties of CrMnFeCoNi high-entropy alloys [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2018, 39(10): 29-35.
- [11] 阿卜杜喀迪尔·艾麦尔, 向硕, 乐国敏, 等. 激光熔化沉积 CrMnFeCoNi 高熵合金组织和低温力学性能[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(3): 70-75.  
Abdukadir A, Xiang S, Le G M, et al. Microstructure and low temperature mechanical properties of CrMnFeCoNi high-entropy alloys deposited by laser melting[J]. *Transactions of Materials*

and Heat Treatment, 2020, 41(3): 70-75.

- [12] Zhang H, Zhao Y Z, Cai J L, et al. High-strength NbMoTaX refractory high-entropy alloy with low stacking fault energy eutectic phase via laser additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2021, 201: 109462.

- [13] Li Q Y, Zhang H, Li D C, et al. Comparative study of the microstructures and mechanical properties of laser metal deposited and vacuum arc melted refractory NbMoTa medium-entropy alloy[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2020, 88: 105195.

## Microstructure and Properties of BCC-Based Refractory High-Entropy Alloy by Laser Additive Manufacturing

Zhao Yizhen, Zhang Hang, Cai Jianglong\*, Sun Xiaoyu, Geng Jiale, Wang Lin, Xu Xuebo, Li Dichen\*\*

*School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China*

### Abstract

**Objective** High-entropy alloy (HEA) has the advantages of high strength, high hardness, high temperature resistance, radiation resistance, and strong corrosion resistance. The refractory HEA system composed of high melting point elements such as Nb, Mo, Ta, W, V, Re, and Hf has become a material of great research value in the future development of aviation industry and military. However, the refractory HEA composed of ultra-high melting point elements such as Nb, Mo, Ta, and W has poor plasticity at room temperature, and the formed samples are prone to cracks. Therefore, in this study the forming plasticity of WNbMoTa HEA is increased by adding plastic elements to form a special HEA powder material for additive manufacturing. The crack-free RHEA01 HEA is formed by laser selective melting. The structure, morphology and properties of the RHEA01 HEA are analyzed, and the HEA samples with excellent mechanical properties are obtained.

**Methods** In the experiment, the Nb, Mo, Ta, Ti, and Ni powders are mixed in an equal or near equal atomic ratio. After the powder proportioning is completed, the selective laser melting (SLM) equipment independently developed by Xi'an Jiaotong University is used for RHEA01 SLM additive manufacturing forming. The GeminiSEM 500 electron microscope is used for the morphological EDS and EBSD analysis. The Bruker D8 ADVANCE XRD equipment is used for the crystal structural analysis. The HX-1000TM equipment is used for the room temperature hardness testing. The mechanical property testing machines are used for the room temperature and high temperature compression performance test. The Hopkinson pressure bar is used to conduct the dynamic compression mechanical performance test experiment.

**Results and Discussions** It can be seen from the BSD image (Fig. 2) that Ti and Ni, which are quite plastic during the solidification of the alloy, supplement the shrinkage of the high melting point elements after solidification. The refractory HEA RHEA01 formed in this study has no cracks and good formability. As shown in Fig. 3, the refractory HEA RHEA01 has a single-phase BCC structure. Note that there are some miscellaneous peaks around the peak of RHEA01. These peaks are a small amount of new phase structures formed after Ti and Ni elements fed in the later stage of solidification. It can be seen from the surface energy spectrum in Fig. 4 that the elements in RHEA01 formed by SLM are uniformly distributed without macro-segregation. As shown in Fig. 5, the average grain size of the RHEA01 alloy is about 8.5  $\mu\text{m}$ . RHEA01 has an obvious grain boundary filling phenomenon due to the small amount of Ni and Ti elements from the BSD diagram. From the perspective of grain size, RHEA01 has a relatively good theoretical strength due to the effect of grain refinement. At the same time, because it has a single-phase BCC structure composed of a large number of high melting point elements, it has good high temperature resistance.

**Conclusions** SLM is used to form crack-free RHEA01 with added plastic elements, which solves the crack defects in the process of SLM forming of NbMoTa HEA and greatly increases the formability of NbMoTa HEA. The average grain size of RHEA01 is 8.5  $\mu\text{m}$  and it is a single-phase BCC structure. Compared with NbMoTa HEA formed by SLM, the addition of plastic elements refines the grains. The yield strength and normal temperature compressive strength of RHEA01 are 1277.35 MPa and 1597.62 MPa, respectively, 27.9% and 36.9% higher than those of NbMoTa HEA (VAM). The hardness is 511.76 HV. The high temperature resistance of RHEA01 has good retention. The compressive strength at 1000  $^{\circ}\text{C}$  is as high as 993.84 MPa, only 37.8% lower than that at normal temperature. The dynamic compressive strength at 1400  $^{\circ}\text{C}$  (temperature) and 2000  $\text{s}^{-1}$  (strain rate) is as high as 1015 MPa. The comprehensive performance of RHEA01, the high temperature compression resistance, and the normal temperature compression resistance are all at the world's leading level.

**Key words** laser technique; selective laser melting; high-entropy alloy; microstructure; high temperature and high strength; dynamic compression