

# 选区激光熔化制备高熵合金的研究进展

邱翔宇, 穆永坤, 贾延东

上海大学材料研究所 上海 200000

**摘要:** 高熵合金 (HEAs) 凭借其多主元特性, 展现出远超传统合金的优异性能, 然而传统制备方法在高熵合金的生产过程中存在诸多限制。随着先进制造技术的快速发展, 选区激光熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 技术在高熵合金的制备中展现出显著优势, 例如, SLM能够高精度地成形复杂几何结构的高熵合金零件, 其独特的高冷却速率特性可显著提升高熵合金的力学性能, 因而受到研究者的广泛关注。通过系统介绍了SLM技术的基本原理以及高熵合金粉末的制备方法, 总结了SLM制备高熵合金过程中的关键问题, 包括缺陷形成、工艺参数优化、合金成分设计, 以及后处理手段对材料微观组织和力学性能的影响, 研究成果为高熵合金及SLM技术领域的进一步探索提供了理论参考与实践指导。

**关键词:** 选区激光熔化; 高熵合金; 微观组织; 力学性能

## Research progress in preparation of high entropy alloys by selective laser melting

QIU Xiangyu, MU Yongkun, JIA Yandong

Institute of Materials, Shanghai University, Shanghai 200000, China

**Abstract:** High-entropy alloys (HEAs), characterized by their multi-principal element composition, exhibit exceptional properties that far surpass those of traditional alloys. However, conventional fabrication methods face numerous limitations in the production of HEAs. With the rapid advancement of advanced manufacturing technologies, selective laser melting (SLM) has demonstrated significant advantages in HEA fabrication. For instance, SLM enables the high-precision formation of HEA components with complex geometries, while its unique high cooling rate significantly enhances the mechanical properties of HEAs, garnering widespread attention from researchers. This paper provides a systematic overview of the fundamental principles of SLM technology and the preparation methods for HEA powders. It also summarizes the critical challenges in SLM-based HEA fabrication, including defect formation, process parameter optimization, alloy composition design, and the effects of post-processing techniques on microstructure and mechanical properties. The findings of this study offer theoretical insights and practical guidance for further exploration in the fields of HEAs and SLM technology.

**Keywords:** selected laser melting; high entropy alloy; microstructure; mechanical property

### 1 序言

高熵合金 (High-Entropy Alloys, HEAs) 是近

年来发展起来的一类新型材料, 由5种或5种以上的主要元素组成, 各元素的原子分数为5%~35%<sup>[1]</sup>。

基金项目: 国家自然科学基金 (52271149)。

通信作者: 贾延东, 博士, 研究方向为增材制造技术, E-mail: yandongjia@shu.edu.cn。

基于其四大核心效应：热力学上的高熵效应<sup>[2]</sup>、结构上的晶格畸变效应<sup>[3]</sup>、动力学上的滞后扩散效应<sup>[4]</sup>和性能上的鸡尾酒效应<sup>[5]</sup>，高熵合金展现出优异的综合性能，如高硬度<sup>[6]</sup>、高强度<sup>[7]</sup>、良好的热稳定性<sup>[8]</sup>和出色的耐蚀性<sup>[9]</sup>。在一些特殊的条件下，高熵合金甚至能够突破现有材料的性能极限，因此成为材料科学领域的研究热点之一。

目前，高熵合金的制备方法主要包括真空电弧熔炼<sup>[10-13]</sup>、真空感应熔炼<sup>[14]</sup>和粉末冶金<sup>[15, 16]</sup>等。这些方法在实际应用中存在一定局限性。例如，真空电弧熔炼因冷却速率较低，常导致成分偏析严重、晶粒粗大，缺陷多，以及对尺寸和复杂结构的适应性交叉等问题<sup>[17]</sup>。相比之下，增材制造技术在高熵合金的制备中展现出显著优势。该技术能够直接制备具有复杂结构和高精度的高熵合金构件，同时由于快速凝固产生的高冷却速率，有助于形成细小均匀的晶粒结构，从而提高材料的力学性能。此外，通过精确控制工艺参数，还可以优化合金的微观组织和力学性能。根据工艺原理，增材制造技术主要分为两类：定向能量沉积（Directed Energy Deposition, DED）技术和选区激光熔化（Selective Laser Melting, SLM）技术。当采用激光作为热源时，定向能量沉积技术被称为激光定向能量沉积（Laser Directed Energy Deposition, L-DED）技术<sup>[18]</sup>。研究表明，与传统铸造工艺相比，L-DED制备的高熵合金表现出更优异的性能。CHEW等<sup>[19]</sup>研究了L-DED制造CoCrFeNiMn高熵合金，发现其屈服强度（518MPa）和极限抗拉强度（660MPa）均显著高于传统铸造合金，强化机制主要归因于晶界强化作用。然而，SLM与L-DED在热输入、温度梯度和凝固速率方面存在显著差异，其中SLM的冷却速率（ $10^5 \sim 10^6 \text{K/s}$ ）比L-DED（ $10^3 \sim 10^4 \text{K/s}$ ）高2~3个数量级。高冷却速率使得SLM制备的高熵合金具有更精细的位错晶胞结构和更高的强度<sup>[20]</sup>。REN等<sup>[21]</sup>通过SLM和L-DED制备了AlCoCuFeNi高熵合金，并对其微观结构和纳米力学性能进行了研究。结果表明，由于SLM冷却速率较高，其制备的合金由细小柱状颗粒（约为 $90 \mu\text{m}$ ）的体心立方相（BCC）基体组成，相比之下，L-DED制备的合金由晶粒较粗（约为 $150 \mu\text{m}$ ）的BCC基体组成。此外，SLM制备合金的硬度（761HV）高于L-DED制备，同时弹性

模量更低（143GPa），因此表现出更优越的耐磨性能。这些优势使SLM成为增材制造中应用最广泛的技术。

近年来，关于SLM制备高熵合金的研究日益增多，成为高熵合金和增材制造领域的重要研究方向。本文首先介绍了SLM技术的基本原理及高熵合金粉末的制备方法，通过梳理国内外近年来在该领域的研究成果，系统总结了SLM制备高熵合金的缺陷、工艺参数、合金成分和后处理方式对其微观组织与力学性能的影响，为该领域进一步的研究提供了参考。

## 2 SLM技术与粉末制备

### 2.1 SLM工作原理

SLM是一种基于粉末床的增材制造工艺，其通过使用高能激光束对金属粉末薄层进行选择性地熔化和凝固，以逐层堆积方式制造三维部件。典型的SLM设备（见图1）<sup>[22]</sup>，主要包括光纤激光器、光束系统扩展器、屏蔽气室和铺粉刮板等关键部件。SLM工艺的基本流程可分为以下几个主要步骤<sup>[23]</sup>。

- 1) 模型转换：将三维计算机辅助设计（CAD）模型转换为标准三角化语言（STL）文件。
- 2) 制造方向调整：根据Z轴高度、表面粗糙度及支撑结构的最小化需求，调整最佳制造方向，并生成支撑结构。
- 3) 切片处理：将模型文件按照设定的厚度切片成等厚层，并将切片数据传输至SLM设备。
- 4) 预热及铺粉：对基板进行预热（以减少不均匀热膨胀引起的翘曲），随后在基板上均匀铺设一层预定厚度的金属粉末。

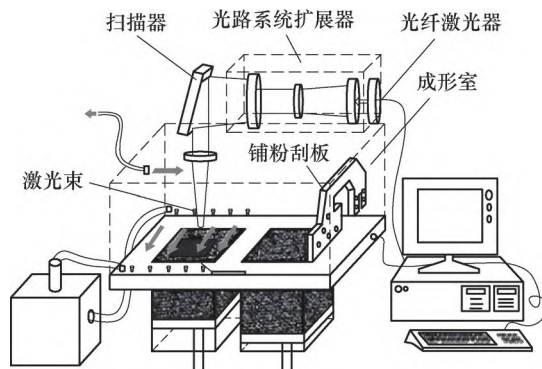


图1 SLM工作原理示意

5) 选择性熔化: 高能量密度激光束按照路径规划数据在 $x$ - $y$ 平面内选择性熔化金属粉末。

6) 重复铺粉与熔化: 铺粉刮板在加工完成的层上再铺设一层金属粉末, 激光束根据下一层的切片数据进行选择性熔化。上述步骤循环进行, 直至整个零件制造完成。

## 2.2 高熵合金粉末的制备

不同的粉末制备方法会显著影响粉末特性, 例如颗粒形态、粒径分布和化学成分。在增材制造工艺中, 粉末需要具有优异的流动性, 以确保加工过程中粉末的均匀铺展和高堆积密度<sup>[24]</sup>。目前, 高熵合金粉末制备方法主要包括机械合金化法和雾化法。

(1) 机械合金化法 通过高性能球磨机的长期激烈冲击与碰撞, 使金属或合金粉末反复产生冷焊和断裂, 最终实现粉末颗粒的合金化<sup>[25]</sup>。该方法的优点在于粉末成分均匀、晶粒尺寸细小, 可有效细化微观结构, 同时具有成本较低和工艺相对简单的特点。然而, 其缺点使其难以满足增材制造对粉末形态和性能的严格要求, 因此不适用于制备增材制造的块体材料。

(2) 雾化法 目前, 雾化法是应用最广泛的生产金属球形粉末技术。根据雾化介质的不同分为气雾化或水雾化。

1) 水雾化: 利用高压水流快速冷却并破碎液态金属, 形成细小液滴, 这些液滴在凝固过程中生成粉末。该工艺具有简单、成本低的优势, 但由于水的冷却能力较强, 所得粉末通常纯度较低、氧含量较高, 形状多为不规则的“土豆状”颗粒。这些形状缺陷不仅降低了粉末的流动性, 还会显著恶化打印部件的力学性能<sup>[26]</sup>。

2) 气雾化: 利用高速高压惰性气体(如氩气)冲击液态金属, 将其分解为细小液滴, 并在气流中快速冷却凝固形成粉末<sup>[27]</sup>。气雾化法制备的粉末具有粒径细小(通常粒径 $<150\mu\text{m}$ )、球形度高、纯度优良和氧含量低等特点, 能够满足增材制造对粉末性能的严格要求。TONG等<sup>[28]</sup>利用气雾化技术制备了高熵合金球形粉末(见图2)。研究表明, 与电弧熔化制备方法相比, 通过气雾化制备的粉末在激光增材制造中表现出更加均匀的微观结构和优异的力学性能。

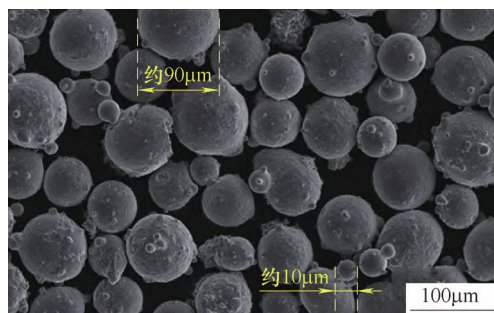


图2 气雾化制备的高熵合金粉末图像

## 3 SLM制备高熵合金的成形缺陷

### 3.1 孔洞形缺陷

未熔合颗粒和孔隙是SLM中最常见的缺陷。作为一种成分复杂的新材料, 高熵合金很容易出现孔隙缺陷。孔隙缺陷的存在是样品相对密度降低的主要原因, 研究表明, 体积能量密度 $VED$ 对SLM制备样品的孔隙缺陷有重要影响。

体积能量密度 $VED$ 可表示为

$$VED = P / (vht)$$

式中  $VED$ ——体积能量密度( $\text{J}/\text{mm}^3$ );

$P$ ——激光功率( $\text{W}$ );

$v$ ——扫描速度( $\text{mm}/\text{s}$ );

$h$ ——扫描间距( $\text{mm}$ );

$t$ ——层厚( $\text{mm}$ )。

根据以往的研究, 当能量密度输入过低时, 会导致未熔化的粉末颗粒存在, 形成不规则的空隙, 从而降低样品相对密度; 当能量密度输入过高时, 会导致熔池不稳定, 产生飞溅并导致熔池中低沸点元素部分蒸发, 使熔池中形成球状气孔, 从而降低样品密度<sup>[29]</sup>。

LUO等<sup>[30]</sup>在激光功率为 $300\text{W}$ 、层厚固定为 $40\mu\text{m}$ 、扫描间距为 $0.08\text{mm}$ 时, 研究不同扫描速度对材料表面形貌的影响。研究表明, 能量密度低于 $117.19\text{J}/\text{mm}^3$ 时( $v > 800\text{mm}/\text{s}$ ), 形成不规则的孔隙, 这是由于在高扫描速度下能量密度输入不足而导致粉末熔化不完全; 当能量密度为 $156.25\text{J}/\text{mm}^3$ 时( $v = 600\text{mm}/\text{s}$ ), 块状样品显示出良好的冶金结合, 样品致密度最高; 当能量密度增加到 $234.38\text{J}/\text{mm}^3$ ( $v > 400\text{mm}/\text{s}$ )时, 形成球形气孔, 从而降低样品相对密度。

魏水森等<sup>[31]</sup>对SLM制备 $\text{AlCoCrFeNi}$ 高熵合金块体的工艺参数进行了探索, 不同参数下的典型缺

陷主要分为3种类型：熔合不足、气孔和匙孔（见图3），俯视图（ $X$ - $Y$ 平面，见图3a~d），侧视图（ $X$ - $Z$ 平面，见图3e~h）。尺寸 $>50\mu\text{m}$ 的缺陷（见图3a、e）和小尺寸的缺陷（见图3b、f）是因热输入不足，粉末不完全熔化或者局部热输入不足而导致

致液相的球化。尺寸较小且形状不规则的匙孔（见图3c、g）是因过多的局部热输入导致液相蒸发并在熔池底部凝固而形成的。球形气孔（见图3d、h）是在制备过程中捕获空气或粉末中的气体熔入熔池，因冷却速度太快，气体来不及逸出而形成的。

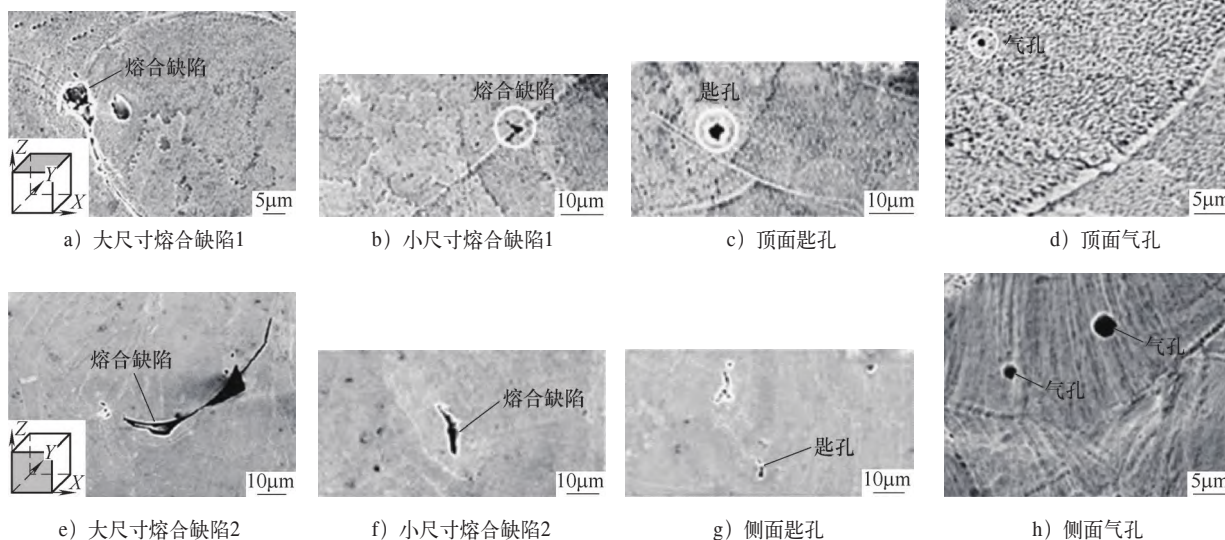


图3 SLM制备AlCoCrFeNi高熵合金的典型缺陷

通常SLM制备高致密度（ $>99.5\%$ ）打印态样品是保证样品具有优异力学性能的首要选择，可以通过优化工艺参数和采用适当的后处理技术来实现，如优化激光功率和扫描速度、控制能量密度。在最佳工艺参数下制备高致密度样品，还可以通过热处理（如热等静压）来减少孔隙大小和数量，提高样品的致密度。

### 3.2 残余应力与裂纹

SLM过程中，底层凝固层通过高能量强度热源重新加热并部分重熔，同时沉积后续层，熔池中反复快速加热、冷却和高冷却速率的动态热循环会导致凝固层中残余热应力的累积<sup>[32]</sup>。不均匀分布的残余应力可能会导致样品发生变形或产生裂纹，从而降低样品的性能。KARLSSON等<sup>[33]</sup>研究了SLM加工的AlCoCrFeNi高熵合金在较宽的工艺参数内的开裂情况。结果表明，尽管进行了大量的打印试验，但由于残余应力的存在，因此未能获得无裂纹的样品（见图4）。

LI等<sup>[34]</sup>对气体雾化法制备的等原子CoCrFeMnNi粉末进行选择激光熔化制备，打印态样品表面存在许多微裂纹和微孔，热等静压后的样

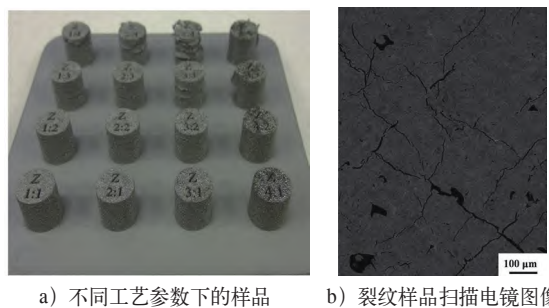


图4 不同工艺参数下的打印样品与裂纹样品扫描电镜图像

品表面大部分微孔闭合，微裂纹消失，使用菊池图案的图像质量（IQ）作为残余应力的敏感参数，结果表明，打印态样品比热等静压处理的样品具有更高的残余应力。PARK等<sup>[35]</sup>证明了提高SLM过程中的扫描速度可以降低1% $\text{C-CoCrFeMnNi}$ 高熵合金的热残余应力。目前，优化工艺参数（激光功率、扫描速度、扫描策略）和热处理是降低残余应力的有效方法，然而关于降低残余应力抑制裂纹的相关研究仍然有限。

## 4 SLM制备高熵合金的微观组织结构

SLM制备高熵合金的微观组织结构受到多种因素的影响，这些因素包括工艺参数、合金成分、

热处理工艺等。每个因素在一定条件下都会显著影响合金的晶粒尺寸、相组成、晶界特性以及其他微观组织特征。工艺参数,如激光功率、扫描速度、层厚等,对熔池的形状、冷却速率和热梯度起着决定性作用。较高的激光功率和较低的扫描速度通常会导致较大的熔池,较慢的冷却速率,从而可能造成晶粒的粗大或成分偏析。而较高的冷却速率则有助于晶粒的细化和更均匀的组织分布。合金成分是决定微观组织结构的关键因素之一。由于高熵合金通常由多种主元素组成,不同元素之间的相互作用决定了合金的相组成和组织特征。例如,高熵合金的元素比通常偏向固溶体形成,而在某些成分组合下,可能会析出其他亚稳相或过渡相,这影响着样品最终的力学性能。此外,合金元素的密度差异也会影响其在SLM过程中熔化和固化行为,进而影响晶粒的长大和偏析行为。热处理工艺在SLM制备后的后处理过程中也起着重要作用。合金的热处理可以通过调节温度和冷却速度,来进一步细化晶粒、改善相结构、消除残余应力等。例如,适当的退火或固溶处理可以促进合金成分的均匀分布,减小热处理过程中可能出现的微观缺陷,并优化力学性能。SLM制备高熵合金的微观组织结构是多种因素交互作用的结果,其中工艺参数、合金成分和热处理是最为关键的影响因素。通过合理优化这些因素,可以有效地控制合金的微观结构,从而实现高熵合金性能的进一步提升。

#### 4.1 工艺参数对微观组织结构的影响

SLM的工艺参数如激光功率、扫描速度、层厚和扫描间距的改变对微观组织结构具有显著的影响。LI等<sup>[36]</sup>通过保持层厚为0.06mm、扫描间距为0.1mm,在激光功率330W、扫描速度600mm/s下制备了1<sup>#</sup>样品,在激光功率330W、扫描速度800mm/s下制备了2<sup>#</sup>样品,在激光功率400W、扫描速度600mm/s下制备了3<sup>#</sup>样品。在不同工艺参数下,1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>样品都由两种结构类型晶粒(细胞结构和柱状结构)组成,但平均晶粒大小约为22.1 $\mu\text{m}$ 、21.4 $\mu\text{m}$ 和22.4 $\mu\text{m}$ ,且不同样品中细胞状晶粒内部的蜂窝状结构大小约为500.9nm、483.6nm和529.5nm。

ZHOU等<sup>[37]</sup>采用SLM制备了FeCoCrNiC<sub>0.05</sub>高熵合金,研究了激光功率和扫描速度对微观结构演变

的影响。结果表明,不同工艺参数对晶粒形状和晶粒大小具有一定影响,当激光功率为400W、扫描速度为800mm/s时,样品中的等轴晶粒最多(见图5a);当扫描速度为1200mm/s时,晶粒的形状变得不规则(见图5b)。当扫描速度为800mm/s时,随着激光功率的降低,晶粒形状逐渐变得不规则(见图5a、c、d)。

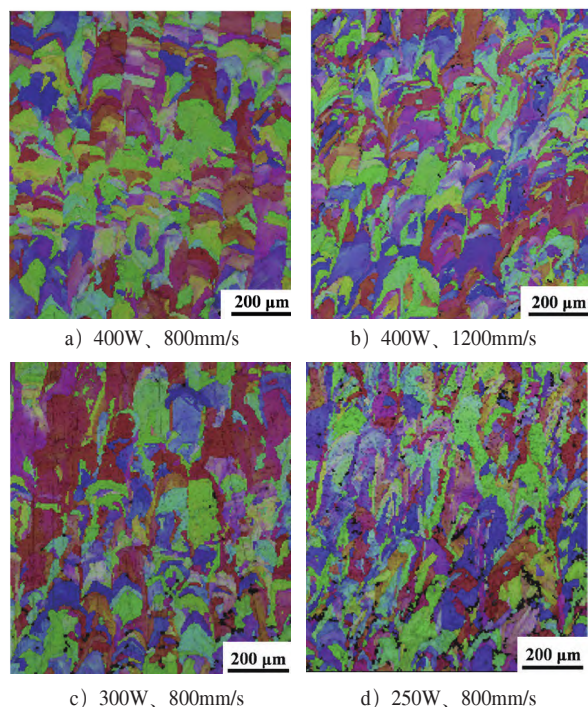
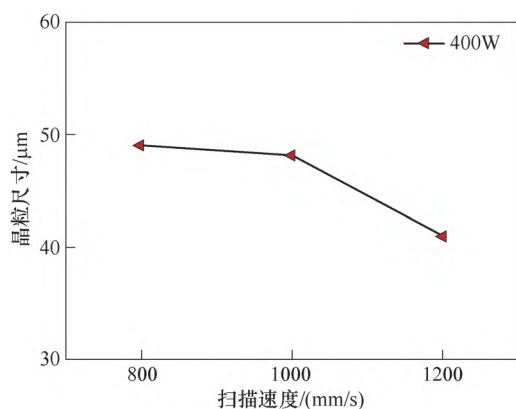


图5 不同激光功率、扫描速度下FeCoCrNiC<sub>0.05</sub>合金的EBSD分析

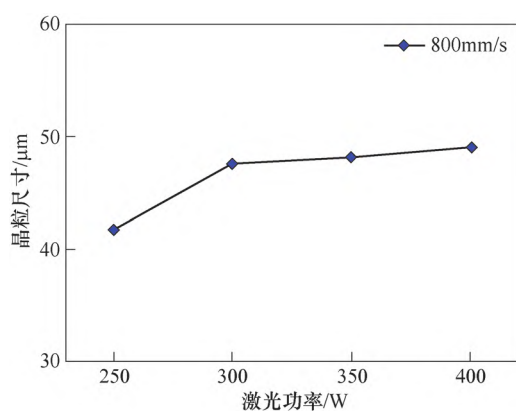
研究还发现,晶粒大小与激光功率和扫描速度有关,保持激光功率为400W时,随扫描速度从800mm/s增加到1200mm/s时,晶粒尺寸从49 $\mu\text{m}$ 减小到41 $\mu\text{m}$ (见图6a),当保持扫描速度不变时,随着激光功率从250W增加到400W时,晶粒尺寸从42 $\mu\text{m}$ 增加到50 $\mu\text{m}$ (见图6b)。

#### 4.2 合金成分对微观组织结构的影响

调整高熵合金的元素组成与含量同样显著影响高熵合金的微观组织结构。KIM等<sup>[38]</sup>研究了不同碳含量C<sub>x</sub>(Co<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>)<sub>100-x</sub>(C原子分数分别为0.5%、1.0%、1.5%)下高熵合金的微观结构演变,结果表明,0.5C-HEAs、1.0C-HEAs和1.5C-HEAs样品在TD平面表现为外延生长和异质晶粒结构,但与0.5C-HEAs样品相比,1.0C-HEAs和1.5C-HEAs样品的晶粒取向和晶粒大小有所不同,不同碳含量的样品平均晶粒大小分别约为15.1 $\mu\text{m}$ 、



a) 晶粒尺寸与扫描速度的关系



b) 晶粒尺寸与激光功率的关系

图6 FeCoCrNi0.05合金的晶粒尺寸与扫描速度和激光功率的关系

21.9 μm、22.1 μm (见图7)。

OSMAN等<sup>[39]</sup>研究了TiC颗粒含量对FeCoCrNiMn高熵合金微观结构的影响。XRD图谱表明,  $w_{\text{TiC}}=0$ 时, 样品为FCC单相结构,  $w_{\text{TiC}}=2.5\%$ 、 $w_{\text{TiC}}=5\%$ 和 $w_{\text{TiC}}=7.5\%$ 的样品为FCC+TiC双

相复合结构(见图8)。

对不同TiC含量的样品顶部表面进行SEM分析,  $w_{\text{TiC}}=0$ 的样品出现蜂窝状亚结构(见图9a),  $w_{\text{TiC}}=2.5\%$ 和 $w_{\text{TiC}}=5\%$ 的样品(见图9b、c), 蜂窝结构仍然存在, TiC颗粒体积分数分别为4.1%和7.8%, 当 $w_{\text{TiC}}=7.5\%$ 时, 样品蜂窝结构变得不突出, 体积分数增加到12.3%(见图9d), 这一现象可归因于过量的TiC颗粒在SLM过程中提供了大量成核点并促进了成核<sup>[40]</sup>。

SU等<sup>[41]</sup>研究了Al含量(A10、A10.5、A10.75、A11.0)对SLM制备的 $\text{Al}_x\text{CrCuFeNi}_2$ 高熵合金微观组织演变的影响, A10时的高熵合金表现为粗柱状晶粒, 随着Al含量的增加, 晶体结构从面心立方(FCC)发生向体心立方(BCC)/有序BCC(B2)的转变, 粗柱状晶粒发生向等轴晶粒的转变, 在A10.75和A11.0合金中形成了层状/蜂窝状FCC基体和嵌入球形BCC纳米沉淀物的树枝状B2基体组成的共晶微观结构。

#### 4.3 后处理对微观组织结构的影响

热处理可以显著改变SLM制备的高熵合金的微观结构。DU等<sup>[42]</sup>对SLM制备的 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金进行温度(1073~1673K)的热处理, 光学显微图像显示了未处理的样品存在明显的熔池边界(见图10a), 当温度为1073K时, 经处理后的样品仅存在少量的熔池边界, 随着温度的增加(见图10b), 在1173K时, 晶粒内部出现许多细小的沉淀相(见图10c), 在1373K时, 晶粒内部出现少量等轴晶粒(见图10e), 当温度为1673K时, 出现了大尺寸等

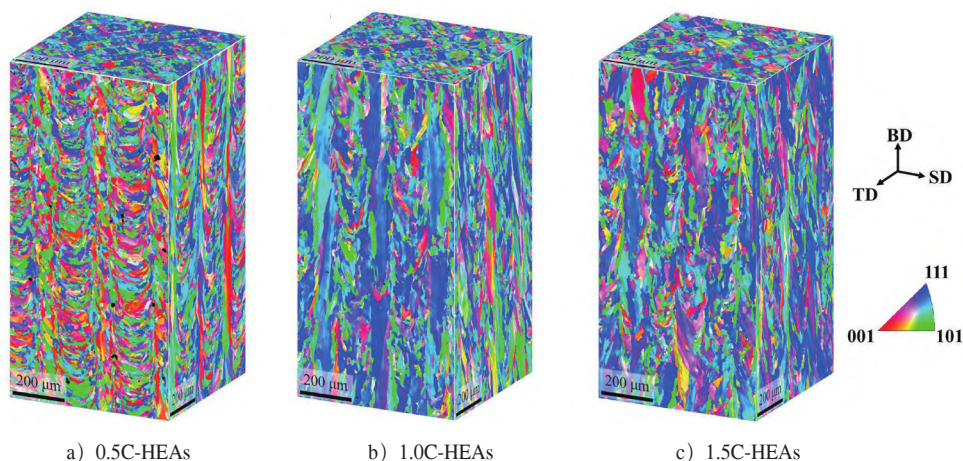


图7 SLM制备的C-HEAs样品EBSD IPF图

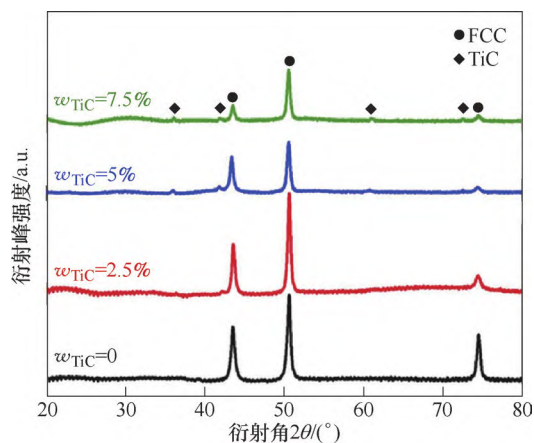


图8 不同TiC含量高熵合金XRD图谱

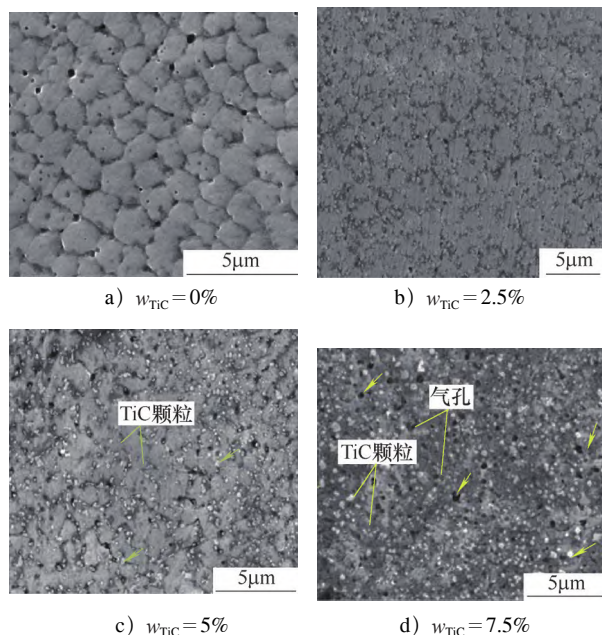


图9 不同含量TiC样品SEM图像

轴晶粒 (见图10f)。

LIN等<sup>[43]</sup>研究了退火温度对SLM制备的FeCoCrNi高熵合金微观组织结构的影响,在1173K以上退火2h,FeCoCrNi高熵合金从柱状晶粒转变为等轴晶粒且晶界由弯曲变为直线,这些主要归因于再结晶和退火孪晶的形成。ZHANG等<sup>[44]</sup>对SLM制备的AlCoCuFeNi高熵合金进行了900℃和1000℃的热处理,保温时间为10h时,结果表明,未处理的样品由单一有序的BCC相固溶体组成,热处理后富含Cu的FCC相从富含Al和Ni的亚稳态BCC基体中析出,形成BCC+FCC双相结构,XRD图谱证实了这一点(见图11)。当热处理温度从900℃增加到1000℃时,FCC相的体积分数从28.85%增加到33.58%。

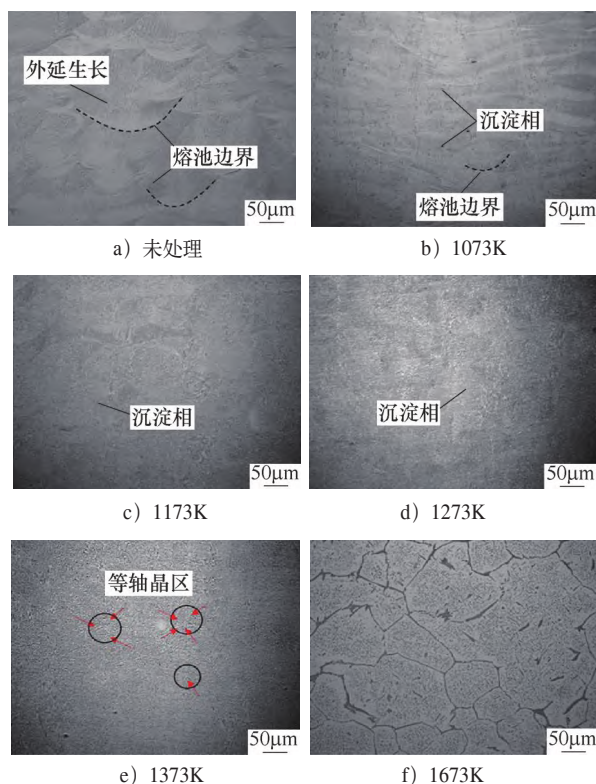


图10 未处理和不同温度处理后的HEA光学显微组织形貌

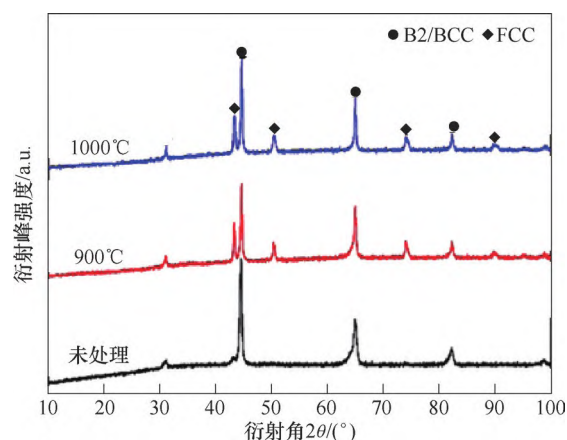


图11 未处理样品和热处理样品的X射线衍射图

## 5 SLM制备高熵合金的力学性能

### 5.1 工艺参数对力学性能的影响

SLM工艺参数(如激光功率、扫描速度、扫描间距和层厚等)对高熵合金的相对密度和微观组织结构具有显著影响。一般来说,样品的密度与微观结构直接决定了高熵合金最终的力学性能。

王震<sup>[45]</sup>研究了不同工艺参数对Ni<sub>10</sub>Cr<sub>6</sub>W<sub>1</sub>Fe<sub>9</sub>Ti<sub>1</sub>高熵合金拉伸性能的影响。研究结果表明,当激光功率为265W,扫描速度为2200mm/s,扫描间距为0.07mm,层厚为0.03mm、扫描角度为67°时,制

备的块状高熵合金的致密度最高，晶粒尺寸最小，表现出抗拉强度961.65MPa，屈服强度739.77MPa和伸长率26.5%的最佳拉伸性能。在SLM工艺中，优化工艺参数至关重要，在最佳工艺参数下制备的高熵合金通常展现出优异的拉伸性能，见表1。

除了研究了SLM工艺参数对拉伸性能的影响，同时也研究了SLM工艺参数对压缩性能的影响，见表2。

综上所述，通过正交试验，探索出最佳工艺参数，在该参数下制备出样品的致密度高，力学性能（强度、硬度、塑性）具有较高的水平。

5.2 合金成分对力学性能的影响

在SLM工艺中，调整合金元素及其含量对高熵合金的力学性能具有重要影响。MA等<sup>[53]</sup>采用SLM工艺制备了3种不同Al含量的AlCoCrFeNiMn高熵合金，分别记为Al0.7、Al0.6、Al0.5。随着Al含量的降低，合金内部FCC相逐渐增多，导致合金的硬度和弹性模量逐渐减小（见图12a），同时随着Al含量的降低，蠕变变形逐渐增大，抗蠕变性能降低（见图12b）。这一现象可归因于Al含量的减少导致BCC相的体积分数逐渐减小，从而影响了合金的蠕变性能。

表1 不同体系高熵合金在最佳工艺参数下的拉伸性能

| 高熵合金                                                      | 激光功率 /W | 扫描速度 / (mm/s) | 能量密度 / (J/mm <sup>3</sup> ) | 屈服强度/MPa | 抗拉强度/MPa | 伸长率 (%) | 硬度HV   |
|-----------------------------------------------------------|---------|---------------|-----------------------------|----------|----------|---------|--------|
| FeCoCrNiC <sub>0.05</sub> <sup>[37]</sup>                 | 400     | 800           | 90.91                       | 638.00   | 797.00   | 13.50   | —      |
| CoCrFeNiMn <sup>[46]</sup>                                | 225     | 1300          | 82.41                       | 418.62   | 641.65   | 16.70   | 284.07 |
| CoCrFeMnNi <sup>[34]</sup>                                | 400     | 830           | 185.18                      | 519.00   | 601.00   | 35.00   | —      |
| AlCoCrFeNi <sub>2.1</sub> <sup>[47]</sup>                 | 350     | 850           | 137.25                      | 1349.40  | 1529.50  | 2.65    | —      |
| CoCrFeNiTi <sup>[48]</sup>                                | 160     | 650           | 61.53                       | 773.00   | 1178.00  | 25.80   | —      |
| (CoCrFeMnNi) <sub>99</sub> C <sub>1</sub> <sup>[35]</sup> | 90      | 200           | 225.00                      | 900.00   | 1000.00  | 20.00   | —      |
| Al <sub>0.3</sub> CoCrFeNi <sup>[49]</sup>                | 160     | 1100          | 129.29                      | 730.00   | 896.00   | 29.00   | —      |

表2 不同体系高熵合金在最佳工艺参数下的压缩性能

| 高熵合金                                                                                       | 激光功率 /W | 扫描速度 / (mm/s) | 能量密度 / (J/mm <sup>3</sup> ) | 屈服强度/MPa | 压缩强度/MPa | 应变 (%) | 硬度HV   |
|--------------------------------------------------------------------------------------------|---------|---------------|-----------------------------|----------|----------|--------|--------|
| AlCoCuFeNi <sup>[44]</sup>                                                                 | 205     | 1000          | 170.83                      | 1342.00  | 1471.00  | 5.97   | 541.00 |
| Al <sub>1.8</sub> CrCuFeNi <sub>2</sub> <sup>[50]</sup>                                    | 275     | 1300          | 128.87                      | —        | 1069.00  | 3.30   | 905.00 |
| AlCrCuFeNi <sup>[30]</sup>                                                                 | 300     | 600           | 156.25                      | —        | 2052.80  | 6.80   | —      |
| Al <sub>0.3</sub> CoFeCr <sub>0.8</sub> Ni <sub>2.5</sub> V <sub>0.2</sub> <sup>[51]</sup> | 250     | 960           | 81.38                       | 668.00   | 2107.00  | 40.00  | 286.00 |
| FeCoNiCrMo <sub>0.2</sub> <sup>[52]</sup>                                                  | 330     | 800           | 68.75                       | 775.60   | 2212.00  | 22.50  | —      |

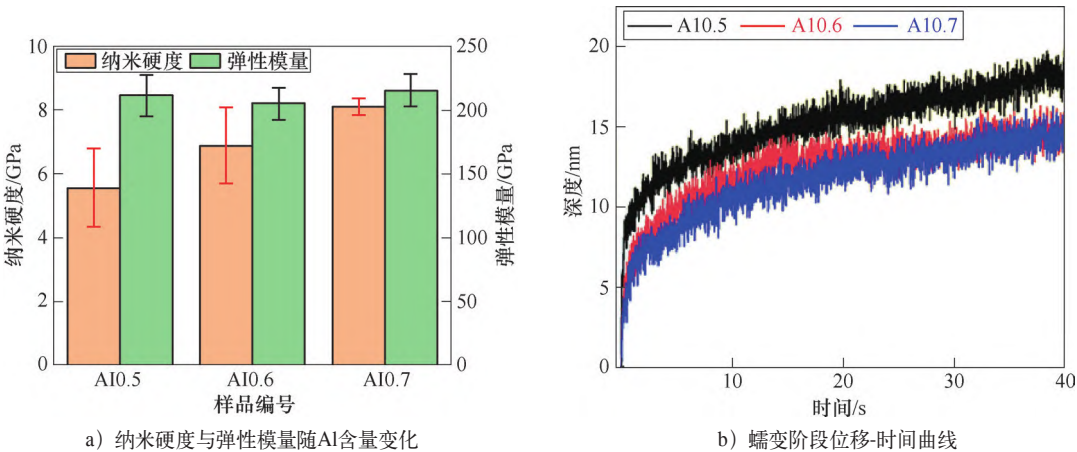


图12 不同Al含量合金蠕变阶段位移-时间曲线和纳米硬度曲线

宋凌峰<sup>[54]</sup>研究了在最佳工艺参数下制备的不同Al含量（原子分数分别为0%、13%、15%和20%）FeCoCrNiAl高熵合金的室温拉伸性能。研究结果表明，Al含量为13%的拉伸试样展现了最佳室温拉伸性能组合。该结果主要归因于Al含量在13%以下的样品为FCC相，在13%以上的样品为BCC相，而Al含量为13%时样品为FCC+BCC双相结构。断口形貌分析显示样品发生了脆性-韧性复合断裂，实现了强度-塑性的平衡。

LI<sup>[55]</sup>通过SLM制备了CoCrFeNi (AlTi)<sub>x</sub> (x = 0、0.5、1.0、1.5) 高熵合金。随着Al和Ti的添加，合金的屈服强度从512.64MPa增加至901.72MPa，极限抗拉强度从790.83MPa增加至941.03MPa，但塑性从27.63%降低至2.28%。显微硬度也从222HV增加到326HV。这一变化可归因于Al和Ti的加入导致晶格畸变，显著增加了位错运动的阻力，从而增加了显微硬度<sup>[56]</sup>。

### 5.3 后处理对力学性能的影响

在SLM工艺中，由于非平衡凝固的特点，最终制备的样品容易出现孔洞、裂纹等缺陷，从而影响其力学性能。然而通过后处理（如热处理、热等静压以及深冷处理）可以显著改善样品的力学性能。

LAN等<sup>[57]</sup>对SLM制备的AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub>共晶高熵合金进行了不同温度（800℃、1000℃和1200℃）的热处理，保温时间2h。未经处理的合金表现出极限抗拉强度高达1175MPa但伸长率较低仅为6.42%。热处理后，合金的塑性逐渐提升，其中在1200℃热处理2h后，合金的极限抗拉强度达到1065MPa的，伸长率增至21.97%，实现了强度和塑性的良好平衡。LUO等<sup>[58]</sup>对SLM制备的AlCrCuFeNi<sub>3.0</sub>高熵合金采用了900℃×1h的固溶退火和500℃×4h的时效处理，所得合金的力学性能表现为抗压强度2952.5MPa，断裂应变45.2%，展现出优异的强度与塑性组合。DU等<sup>[42]</sup>对SLM制备的Al<sub>0.5</sub>CoCrFeNi高熵合金在1073~1673K内进行了不同温度的热处理，保温时间4h。与打印态样品相比，热处理后的样品整体强度显著提高，其中在1373K热处理4h的样品具有最高的伸长率，这主要归因于细小等轴晶的形成和再结晶的发生。

热等静压处理同样是一种有效的后处理方法，可显著提高材料相对密度和塑性。GAN等<sup>[59]</sup>

对CoCrFeNiMn高熵合金进行了退火和热等静压处理，结果表明处理后的样品密度显著提高，结构更加紧密。与打印态样品相比，退火处理后的样品伸长率提高了55.2%，而经热等静压后的样品伸长率提升高达78.6%。这是因为在热等静压过程中，高压气体可以修复材料中的缺陷（如孔洞、微孔和热裂纹）<sup>[60]</sup>。

此外，深冷处理也被证明可用于改善SLM高熵合金的力学性能。张泽希<sup>[61]</sup>对SLM制备的CrCoNi中熵合金在-190℃进行4h、12h、24h的深冷处理。研究结果显示，经过深冷处理12h的合金，其横纵截面硬度分别提高了7.5%和4.9%，磨损量分别降低了10.6%和12.4%。此外，该合金的塑性相比未处理样品提升了41.3%，同时保持了较高的屈服强度（638.46MPa）和极限抗拉强度（961.98MPa）。这一性能提升归因于深冷处理能够细化晶粒、降低残余应力并引入多种晶体缺陷，从而显著提高材料的强度和塑性。

## 6 总结与展望

高熵合金凭借其多主元成分和独特的性能优势，近年来已成为材料科学领域的研究热点。与传统合金相比，高熵合金通过多种主要元素的协同作用，实现了优异的综合性能，包括高强度、高延展性、良好的耐腐蚀性以及卓越的热稳定性。这些特性使高熵合金在航空航天、能源、化工等高技术领域展现出巨大的应用潜力。然而，传统的高熵合金制备方法，如真空电弧熔炼和粉末冶金，往往受到诸多工艺局限性限制，例如成分偏析严重、晶粒粗大以及难以满足复杂几何结构的成形需求。SLM技术作为一种先进的增材制造方法，为高熵合金的制备提供了新的思路。SLM技术通过高能激光束逐层熔化金属粉末，能够直接制造复杂形状的零部件，其独特的高冷却速率特性显著提升了成形材料的微观组织均匀性和力学性能。通过SLM成形的高熵合金不仅表现出较高的屈服强度和抗拉强度，还能在保持良好伸长率的同时提供优异的耐磨性和抗腐蚀性能。

尽管SLM技术在高熵合金的制备中展现了诸多优势，但其发展仍面临一定挑战。其中，残余应力的累积和孔隙率问题是限制SLM成形零部件性能的

主要因素。残余应力会导致材料内部产生微裂纹,从而降低结构的完整性和使用寿命,而较高的孔隙率则会削弱材料的密度和力学性能。针对这些问题,目前的研究集中在工艺优化和后处理技术的开发上。例如,通过调节激光功率、扫描速度和层厚等参数,可以在一定程度上缓解应力集中,而后续的热处理和热等静压处理则能够显著改善材料的致密性和均匀性。此外,对SLM工艺过程中的热-流体动力学进行数值模拟,也是提升制备质量的重要研究方向。SLM技术在高熵合金领域的发展仍有广阔空间。首先,需要进一步突破大尺寸零部件的成形技术瓶颈,解决因构件尺寸增加而导致的内部缺陷和应力分布问题。其次,结合SLM的高冷却速率特点,开展原位合金化研究,将多主元元素的精确配比与增材制造过程相结合,以实现更均匀的化学成分分布和细小的晶粒结构。此外,高熵合金在特殊服役环境(如高温、强腐蚀或极寒条件)下的行为尚需系统评估,这要求开发更加复杂的工艺流程和创新设计,以满足不同应用场景的需求。综上所述,通过SLM技术制备高熵合金在材料科学和制造工程领域展现出独特优势,显著克服了传统方法的缺点。未来随着SLM工艺的不断优化和应用场景的扩展,高熵合金的性能潜力将进一步释放,为高端制造领域提供更多突破性解决方案。

#### 参考文献:

- [1] YE H 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] YE H J W, CHANG S Y, HONG Y D, et al. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu-Ni-Al-Co-Cr-Fe-Si alloy systems with multi-principal elements[J]. Materials Chemistry and Physics, 2007, 103 (1) : 41-46.
- [3] ZHANG Y, ZUO T T, TANG Z, et al. Microstructures and properties of high-entropy alloys[J]. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.
- [4] TSAI K Y, TSAI M H, YE H J W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61 (13) : 4887-4897.
- [5] RANGANATHAN S. Alloyed pleasures: Multimetalllic cocktails[J]. Current Science, 2003, 85 (5) : 1404-1406.
- [6] WAN H, SONG D, SHI X, et al. Corrosion behavior of Al<sub>0.4</sub>CoCu<sub>0.6</sub>NiSi<sub>0.2</sub>Ti<sub>0.25</sub> high-entropy alloy coating via 3D printing laser cladding in a sulphur environment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 60: 197-205.
- [7] THAPLIYAL S, NENE S S, AGRAWAL P, et al. Damage-tolerant, corrosion-resistant high entropy alloy with high strength and ductility by laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101455.
- [8] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of Al<sub>x</sub>CoCrFeNi high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2012, 26: 44-51.
- [9] 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.
- [10] HU Z, ZHAN Y, ZHANG G, et al. Effect of rare earth Y addition on the microstructure and mechanical properties of high entropy AlCoCrCuNiTi alloys[J]. Materials & Design, 2010, 31 (3) : 1599-1602.
- [11] ZHANG Z, ZHANG H, TANG Y, et al. Microstructure, mechanical properties and energetic characteristics of a novel high-entropy alloy HfZrTiTa<sub>0.53</sub>[J]. Materials & Design, 2017, 133: 435-443.
- [12] LI Y, ZHANG P, ZHANG J, et al. Oxidation behavior of AlCoCrFeNiSix high-entropy alloys at 1100℃[J]. Corrosion Science, 2021, 190: 109633.
- [13] QIN G, WANG S, CHEN R, et al. Microstructures and mechanical properties of Nb-alloyed CoCrCuFeNi high-entropy alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34 (2) : 365-369.
- [14] LI Z, PRADEEP K G, DENG Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the

- strength-ductility trade-off[J]. *Nature*, 2016, 534 (7606) : 227-230.
- [15] RAZA A, RYU H J, HONG S H. Strength enhancement and density reduction by the addition of Al in CrFeMoV based high-entropy alloy fabricated through powder metallurgy[J]. *Materials & Design*, 2018, 157: 97-104.
- [16] KANG B, KONG T, RYU H J, et al. Superior mechanical properties and strengthening mechanisms of lightweight AlxCrNbVMo refractory high-entropy alloys ( $x=0, 0.5, 1.0$ ) fabricated by the powder metallurgy process[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 69: 32-41.
- [17] 李涤尘, 张航, 蔡江龙. 难熔高熵合金激光增材制造的发展: 材料性能与制造工艺调控技术(特邀)[J]. *中国激光*, 2024, 51 (1) : 153-168.
- [18] 刘伟军, 张凯, 王慧儒, 等. 激光定向能量沉积技术的研究现状与应用进展[J]. *沈阳工业大学学报*, 2024, 46 (5) : 631-645.
- [19] CHEW Y, BI G J, ZHU Z G, et al. Microstructure and enhanced strength of laser aided additive manufactured CoCrFeNiMn high entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 744: 137-144.
- [20] LIU Y, REN J, GUAN S, et al. Microstructure and mechanical behavior of additively manufactured CoCrFeMnNi high-entropy alloys: Laser directed energy deposition versus powder bed fusion[J]. *Acta Materialia*, 2023, 250: 118884.
- [21] REN Y, WU H, LIU B, et al. A comparative study on microstructure, nanomechanical and corrosion behaviors of AlCoCuFeNi high entropy alloys fabricated by selective laser melting and laser metal deposition[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 131: 221-230.
- [22] 姜海燕, 林卫凯, 吴世彪, 等. 激光选区熔化技术的应用现状及发展趋势[J]. *机械工程与自动化*, 2019, (5) : 223-226.
- [23] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, et al. 3D printing of Aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 106: 100578.
- [24] HERZOG D, SEYDA V, WYCISK E, et al. Additive manufacturing of metals[J]. *Acta Materialia*, 2016, 117: 371-392.
- [25] 曹炜鹏, 李杰, 孙小斌, 等. CoCrFeMnNi系高熵合金制备技术研究现状[J]. *材料导报*, 2024, 38 (11) : 188-199.
- [26] HEBERT R J. Metallurgical aspects of powder bed metal additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51: 1165-1175.
- [27] 许德, 高华兵, 董涛, 等. 增材制造用金属粉末研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31 (2) : 245-257.
- [28] TONG Z, REN X, JIAO J, et al. Laser additive manufacturing of FeCrCoMnNi high-entropy alloy: Effect of heat treatment on microstructure, residual stress and mechanical property[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 785: 1144-1159.
- [29] CHENG H, LUO H, PAN Z, et al. Effects of laser powder bed fusion process parameters on microstructure and hydrogen embrittlement of high-entropy alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 155: 211-226.
- [30] LUO S, GAO P, YU H, et al. Selective laser melting of an equiatomic AlCrCuFeNi high-entropy alloy: Processability, non-equilibrium microstructure and mechanical behavior[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 771: 387-397.
- [31] 魏水森, 马盼, 张志宇, 等. 选区激光熔化制备 AlCoCrFeNi高熵合金的成形性能[J]. *金属热处理*, 2022, 47 (12) : 28-35.
- [32] ZHANG W, CHABOK A, KOOI B J, et al. Additive manufactured high entropy alloys: A review of the microstructure and properties[J]. *Materials & Design*, 2022, 220: 110875.
- [33] KARLSSON D, MARSHAL A, JOHANSSON F, et al. Elemental segregation in an AlCoCrFeNi high-entropy alloy—A comparison between selective laser melting and induction melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 784: 195-203.
- [34] LI R, NIU P, YUAN T, et al. Selective laser melting of an equiatomic CoCrFeMnNi high-

- entropy alloy: Processability, non-equilibrium microstructure and mechanical property[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 746: 125-134.
- [35] PARK J M, CHOE J, KIM J G, et al. Superior tensile properties of 1% C-CoCrFeMnNi high-entropy alloy additively manufactured by selective laser melting[J]. Materials Research Letters, 2020, 8 (1) : 1-7.
- [36] LI W, HUANG Y Y, XIE Z H, et al. Mechanical property and cellular structure of an additive manufactured FeCoNiCrMo0.2 high-entropy alloy at high-velocity deformation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 139: 156-166.
- [37] ZHOU R, LIU Y, ZHOU C, et al. Microstructures and mechanical properties of C-containing FeCoCrNi high-entropy alloy fabricated by selective laser melting[J]. Intermetallics, 2018, 94: 165-171.
- [38] KIM Y K, YU J H, KIM H S, et al. In-situ carbide-reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy matrix nanocomposites manufactured by selective laser melting: carbon content effects on microstructure, mechanical properties, and deformation mechanism[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 210: 108638.
- [39] OSMAN H, LIU L, PAN J, et al. Effect of TiC addition on the microstructure and mechanical properties of FeCoCrNiMn high entropy alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 982: 173583.
- [40] ZHUANG D D, TAO W W, DU B, et al. Microstructure and properties of TiC-enhanced CrMnFeCoNi high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. Tribology International, 2023, 180: 108246.
- [41] SU Y, LUO S, WANG Z. Microstructure evolution and cracking behaviors of additively manufactured AlxCrCuFeNi2 high entropy alloys via selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 842: 155823.
- [42] DU Y, GUO C, JIANG F, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of Al0.5CoCrFeNi high entropy alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 882: 145466.
- [43] LIN D, XU L, JING H, et al. Effects of annealing on the structure and mechanical properties of FeCoCrNi high-entropy alloy fabricated via selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101058.
- [44] ZHANG M, ZHOU X, WANG D, et al. AlCoCuFeNi high-entropy alloy with tailored microstructure and outstanding compressive properties fabricated via selective laser melting with heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 743: 773-784.
- [45] 王震. 选区激光熔化Ni10Cr6W1Fe9Ti1高熵合金组织和性能研究[D]. 西安: 西安工业大学, 2023.
- [46] 王福超. 激光选区熔化CoCrFeNiMn高熵合金成形工艺优化及性能表征[D]. 武汉: 华中科技大学, 2019.
- [47] SUN W, FU Y, MA H, et al. High-strength AlCoCrFeNi2.1 eutectic high entropy alloy skeleton with hollow brick wall structures by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 887: 145757.
- [48] FUJIEDA T, CHEN M, SHIRATORI H, et al. Mechanical and corrosion properties of CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy additive manufactured using selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2019, 25: 412-420.
- [49] PEYROUZET F, HACHET D, SOULAS R, et al. Selective laser melting of Al0.3CoCrFeNi high-entropy alloy: printability, microstructure, and mechanical properties[J]. JOM, 2019, 71: 3443-3451.
- [50] 孔丹. 选区激光熔化成形Al1.8CrCuFeNi2高熵合金组织和性能研究[D]. 泰安: 山东农业大学, 2020.
- [51] 颜瑶. 选区激光熔化技术制备富镍高熵合金的微观组织和性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2023.
- [52] LI W, HUANG Y Y, XIE Z H, et al. Mechanical property and cellular structure of an additive manufactured FeCoNiCrMo0.2 high-entropy alloy at high-velocity deformation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 139: 156-166.

(下转第26页)

- Validation with high-speed imaging and lack of fusion defects prediction[J]. *Materials & Design*, 2018, 156: 143-153.
- [5] NING J, MIRKOOHI E, DONG Y, et al. Analytical modeling of 3D temperature distribution in selective laser melting of Ti-6Al-4V considering part boundary conditions[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 44: 319-326.
- [6] LEE S H, KIM E S, PARK J Y, et al. Numerical analysis of thermal deformation and residual stress in automotive muffler by MIG welding[J]. *Journal of Computational Design and Engineering*, 2018, 5 (4) : 382-390.
- [7] FACHINOTTI V D, ANCA A A, CARDONA A. Analytical solutions of the thermal field induced by moving double-ellipsoidal and double-elliptical heat sources in a semi-infinite body[J]. *International Journal for Numerical Methods in Biomedical Engineering*, 2011, 27 (4) : 595-607.
- [8] 王佳琛. Inconel 718合金选区激光熔化温度场及微熔池传热研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [9] 周秋雨. 选区激光熔化成形过程瞬态温度场计算方法研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2017.
- [10] 沈以赴, 顾冬冬, 余承业, 等. 直接金属粉末激光烧结成形过程温度场模拟[J]. *中国机械工程*, 2005, 16 (1) : 67-73.
- [11] ZHENG L, ZHANG Q, CAO H, et al. Melt pool boundary extraction and its width prediction from infrared images in selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2019, 183: 108110.
- [12] GU D, YUAN P. Thermal evolution behavior and fluid dynamics during laser additive manufacturing of Al-based nanocomposites: Underlying role of reinforcement weight fraction[J]. *Journal of Applied Physics*, 2015, 118 (23) : 233109.
- [13] CHENG B, LOEBER L, WILLECK H, et al. Computational investigation of melt pool process dynamics and pore formation in laser powder bed fusion[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, 28 (11) : 6565-6578.

MW 20241202

(上接第12页)

- [53] MA P, FANG Y, WEI S, et al. Microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeMnNi HEAs fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 7090-7100.
- [54] 宋凌峰. 激光选区熔化FeCoCrNi系高熵合金显微组织与力学性能研究[D]. 南京: 南京农业大学, 2021.
- [55] LI Z, WANG S, HU L. Microstructure evolution in 3D-printed CoCrFeNi (AlTi)<sub>x</sub>wt% ( $x=0, 2.5, 5$  and  $7.5$ ) high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2024, 175: 108541.
- [56] LI YZ S. Microhardness, wear resistance, and corrosion resistance of Al<sub>x</sub>CrFeCoNiCu high-entropy alloy coatings on aluminum by laser cladding[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 134: 106632.
- [57] LAN L, ZHANG H, YANG Z, et al. Significant transitions of microstructure and mechanical properties in laser additive manufacturing AlCoCrFeNi<sub>2</sub>. 1 eutectic high-entropy alloy under heat treatment[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 6250-6262.
- [58] LUO S, WANG Z, NAGAUMI H, et al. Tailoring the microstructure and mechanical property of additively manufactured AlCrCuFeNi<sub>3.0</sub> high-entropy alloy through heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 844: 143192.
- [59] GAN G, YANG B, ZHANG X, et al. Tuning the mechanical properties of powder bed fusion printed CoCrFeNiMn high-entropy alloys by annealing and hot isostatic pressing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 946: 169376.
- [60] JOSEPH J, HODGSON P, JARVIS T, et al. Effect of hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of additive manufactured Al<sub>x</sub>CoCrFeNi high entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 733: 59-70.
- [61] 张泽希. CrCoNi中熵合金选区激光熔化成型及后处理工艺研究[D]. 泰安: 山东农业大学, 2022.

MW 20241027