

选区激光熔化 FeCoNiCr 系高熵合金 机械性能实验研究

温雪龙, 赵正豪, 宋林原, 王承宝

(东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 通过对选区激光熔化法制备的 FeCoNiCrAl_{0.5}, FeCoNiCrTi_{0.5} 高熵合金成形试件进行机械性能影响因素实验研究, 探寻高熵合金致密度与硬度随激光功率、扫描速度、扫描间距的变化规律以及粉末种类和元素类型对拉伸性能的影响, 并对高熵合金试件拉伸断口形貌进行分析. 实验结果表明: 随着激光功率、扫描速度、扫描间距的增大, 试件的致密度与硬度先升高后下降. 采用合金化粉末制备的 FeCoNiCrAl_{0.5} 试件相较于混合粉末拉伸性能更优越, FeCoNiCrTi_{0.5} 高熵合金与 FeCoNiCrAl_{0.5} 高熵合金相比抗拉强度更大, 韧性更强. 采用混合粉末与合金化粉末制备的 FeCoNiCrAl_{0.5} 成形试件的拉伸断裂方式以脆性与韧性断裂为主, 而采用混合粉末制备的 FeCoNiCrTi_{0.5} 成形试件则以塑性断裂为主.

关键词: 高熵合金; 选区激光熔化; 致密度; 硬度; 拉伸性能

中图分类号: TH 161 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2025)06-0076-10

Experimental Study on Mechanical Properties of FeCoNiCr High-Entropy Alloy by Selective Laser Melting

WEN Xue-long, ZHAO Zheng-hao, SONG Lin-yuan, WANG Cheng-bao

(School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: WEN Xue-long, E-mail: wenxl@me.neu.edu.cn)

Abstract: Through experimental research on the influencing factors of mechanical properties of FeCoNiCrAl_{0.5} and FeCoNiCrTi_{0.5} high-entropy alloy formed specimens prepared by the selective laser melting method, the changes of density and hardness of the high-entropy alloy with laser power, scanning speed and scanning spacing, as well as the effects of powder type and element type on the tensile properties were investigated, and the tensile fracture morphology of the high-entropy alloy specimens was analyzed. The experimental results showed that the density and hardness of the specimens increase at first and then decrease with the increase of laser power, scanning speed and scanning spacing. Compared with the mixed powder, the tensile properties of FeCoNiCrAl_{0.5} specimen prepared by alloyed powder are better, FeCoNiCrTi_{0.5} high-entropy alloy has higher tensile strength and stronger toughness than FeCoNiCrAl_{0.5} high-entropy alloy. The tensile fracture of FeCoNiCrAl_{0.5} formed specimen prepared by mixed powder and alloyed powder is mostly brittle and ductile fracture, while the FeCoNiCrTi_{0.5} formed specimen prepared by mixed powder are mainly plastic fracture.

Key words: high-entropy alloy; selective laser melting; density; hardness; tensile property

高熵合金具有相对较多的组元, 且各组元物质的量比接近, 其组织往往包含简单的 fcc, bcc 和 hcp 固溶体相. 除组成成分设计外, 添加特定元素或调节元素含量对高熵合金的性能也有重要

影响^[1-2].

Ma 等^[3]采用真空电弧熔炼法制备了 CoCrFeNiHf_x 高熵合金, 发现随着 Hf 含量的增加, 合金的维氏硬度和压缩屈服强度升高, 塑性应变

减小,最终转变为Laves+fcc相.Zhang等^[4]发现AlCoCrFeNi高熵合金由无序面心立方(fcc)相与有序双体心立方(bcc)结构(由无序和有序的bcc相组成)组成,并通过对其拉伸性能检测发现,bcc和fcc相的有效结合可以提高其力学性能.Zhang等^[5]发现退火合金的力学性能与析出行为有着显著的对应关系,在800 °C下退火72 h的CoCrFeNiMo_{0.2}高熵合金表现出最优的机械性能.Vida等^[6]发现NiCoFeCr高熵合金的基本结构为完全fcc结构,但在添加Al,Ga,Ge以及Sn等元素后,其结构转变为含fcc和bcc组分的多相结构,同时合金的强度得到显著提高.Shen等^[7]通过PPA-AM技术制备CoCrFeNiW_x,在此过程中发现W含量的增加使 μ 相与bcc相的体积分数增加,fcc柱状晶粒尺寸明显减小,fcc相的固溶强化与第二相固溶强化使合金的显微硬度与屈服强度提高,塑性降低.Ma等^[8]采用激光熔覆法制备AlCoCrFeNi,CoCrFeNiTi_{0.5}和AlCoCrFeNiTi_{0.5}高熵合金涂层,通过对比3种涂层发现具有双相bcc结构的AlCoCrFeNiTi_{0.5}涂层的力学性能和腐蚀性能优于AlCoCrFeNi和CoCrFeNiTi_{0.5}涂层.Ye等^[9]采用非耗材真空熔炼法制备一系列新型[FeNi]_{75-x}Cr₁₅Mn₁₀Al_x高熵合金,并研究合金凝固组织演变与力学性能,结果表明:随着Al含量的逐渐增加,合金的强度增大,塑性降低,其中Al-20与Al-25合金的抗压强度分别为1 590,1 660 MPa,断裂应变分别为45%和42%.Kim等^[10]研究了碳含量对选择性激光熔化制备的C_x(Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀)_{100-x}(x=0.5,1.0,1.5)显微组织演变、拉伸性能和变形机制的影响,实验结果表明:随着碳含量的增加,材料的强度、加工硬化率和伸长率均有所提高.Ma等^[11]采用选择性激光熔化(SLM)技术,通过将CoCrFeNiMn加入AlCoCrFeNi中,制备新型的复合材料,并对其成形性能、显微组织和力学性能进行了分析,结果表明:随着铝含量的减少,SLM成形性能得到提高,且新材料bcc相的体积分数和硬度降低。

目前针对高熵合金机械性能的研究集中在采用真空电弧熔炼、激光熔覆等方法制备的高熵合金,通过添加特定元素或调节元素含量,改变高熵合金的相结构,从而提高机械性能.然而对于选区激光熔化法制备的高熵合金块体的成形工艺以及粉末类型等对其机械性能影响的相关研究较少.通过选区激光熔合金粉末可以直接

合成致密度高、组织性能好、机械性能优异的高熵合金,在工业制造领域有着广泛的应用.因此探究采用SLM制备高熵合金过程中不同影响因素对其机械性能的影响规律,优化制备工艺以获得高质量高熵合金样块,具有实际工程价值.本文通过选区激光熔化技术制备FeCoNiCr系高熵合金,设计正交实验,观测实验后高熵合金的致密度、硬度、拉伸性能以及微观形貌,探究高熵合金致密度与硬度随激光功率、扫描速度、扫描间距的变化规律以及粉末种类和元素类型对拉伸性能的影响,并对高熵合金试件拉伸断口形貌进行分析,为高熵合金的实际工程应用提供有力的数据支撑.

1 选区激光熔化机理分析

1.1 选区激光熔化过程

在采用SLM技术进行试件成形的过程中,金属粉末在激光照射下获得能量,达到熔点后由固相转变为液相熔池,在温度下降后又快速凝固,其中包含熔化、传质、相变等一连串复杂物质变化活动.SLM就是先将基板表面需要熔覆的金属粉末提前铺覆好,设置单层的厚度,然后以瞬时高能的激光束进行照射,熔化基板的表面熔覆层,待激光束移开后,基板表面熔覆部分可快速冷却并与基板形成牢固的冶金结合,原理图如图1所示.

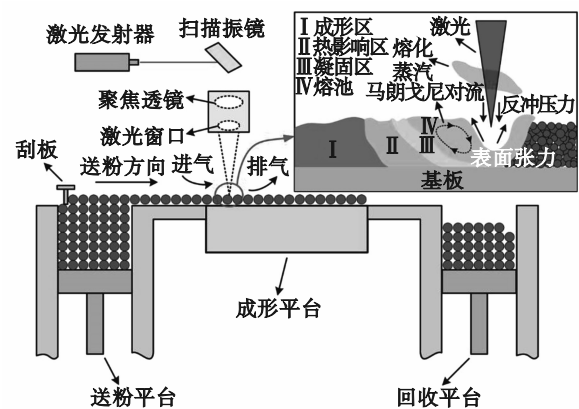


图1 SLM原理示意图

Fig. 1 SLM principle diagram

高熵合金粉末的SLM成形是一个动态传热过程,粉末将高能激光束大部分能量转化为自身热能,当温度升至粉末熔点后便熔化形成熔池,随着高能激光束移动,已熔化部分迅速冷却凝固为致密的熔覆层组织,已成形熔覆层会重新熔化

和凝固,进而实现粉层与粉层、粉层与基体的高质量紧密结合和均匀化高熵合金试件内部组织^[12].

1.2 能量传递方程

选区激光熔化是激光束与金属粉末和基体材料相互作用的过程,在此过程中,激光的能量主要传递给金属粉末与基体材料,其余少部分能量散失到外界环境中,当熔池达到稳定状态,激光能量传递处于平衡,忽略熔覆过程中保护气体造成的对流能量损失,此时选区激光熔化过程能量传递方程为

$$E_i + E_j + E_k = E(1 - \gamma), \quad (1)$$

$$E = \frac{P}{Dv}. \quad (2)$$

式中: E_i, E_j 分别表示单位面积上激光传递到金属粉末与基体材料的能量; E_k 表示单位面积散失到外界环境的辐射能; E 表示单位面积上的激光束能量; γ 代表激光能量损失率; P 代表激光束功率; D 为照射光斑直径; v 代表扫描速度. E_i 与 E_k 可分别表示为

$$E_i = \frac{[c_{is}(T - T_s) + c_{il}(T_l - T) + Lm]}{Dv}, \quad (3)$$

$$E_k = \frac{\sigma(T_b - T_a)}{Dv}. \quad (4)$$

式中: c_{is} 是粉末的固态比热容; L 是熔化潜热; m 为粉末质量; c_{il} 是粉末的液态比热容; T 为金属粉末熔化温度; T_s 与 T_l 分别为粉末处于固态与熔融液态时的参考温度; σ 为热辐射系数; T_b 与 T_a 分别为熔池与外界环境的参考温度.

对于选区激光熔化过程,激光束功率在很大程度上影响着金属粉末的受热与熔化程度,其次与扫描速度、光斑尺寸、粉末与基体材料的热学性能、环境温度等也有直接关系.

1.3 选区激光熔化过程的传热方式

高能激光束在聚焦透镜的作用下照射基体材料上的铺粉层,粉末温度由外向内迅速升高并熔化形成液相熔池,熔池中的金属在液态张力的作用下产生对流,液相内部温度逐渐分布均匀.SLM熔化传热过程包含传导、对流和辐射3种基本传热方式,总的能量结构满足能量守恒定律.

热传导理论主要描述物体内部温度随时间的变化规律.若工件内部组织密度相对均匀,在单位时间内,一定的温度范围内,通过横截面的热量^[13]为

$$\left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} n_x + \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} n_y + \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} n_z \right) \Big|_S = q_s, \quad (5)$$

式中: λ 代表热导率; x, y, z 为方向坐标; n 为边界与法线方向余弦; q_s 为横截面积 S 的热流密度.

液体边界与周围液态或气态介质之间进行热交换,计算公式为

$$\left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} n_x + \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} n_y + \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} n_z \right) \Big|_S = h(T_f - T_0). \quad (6)$$

式中: h 为对流换热系数; T_0 为合金粉末熔融液态初始温度; T_f 为传热流体温度.

熔池与外界环境的热辐射能可表示为

$$W = \delta \sigma_0 (T_m^4 - T_{out}^4). \quad (7)$$

式中: δ 表示表面发射率; σ_0 表示斯蒂芬-玻尔兹曼常数; T_m 为熔池温度; T_{out} 为外界环境温度.

2 实验条件与方案

2.1 实验条件

采用选区激光熔化设备(图2a)进行实验.使用阿基米德排水法检测致密度,并利用超景深显微镜(图2b)观测试件的表面形貌.采用万能电子试验机(图2c)进行拉伸性能检测.采用电子维氏硬度计(图2d)检测试件硬度.

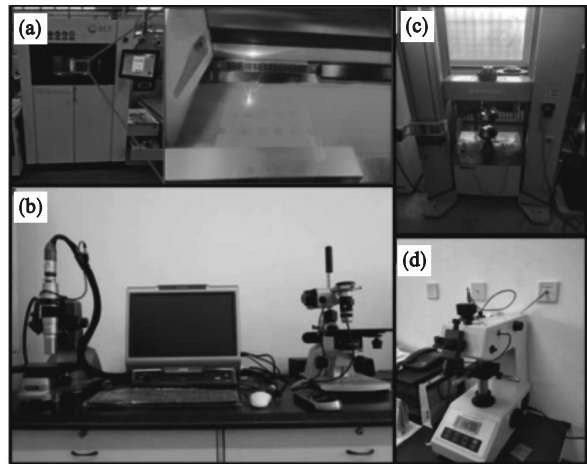


图2 实验设备

Fig. 2 Experimental equipment

(a)—激光熔化设备;(b)—超景深显微镜;
(c)—万能电子试验机;(d)—电子维氏硬度计.

实验材料选用 $\text{FeCoNiCrAl}_{0.5}$ 合金粉与混合粉、 $\text{FeCoNiCrTi}_{0.5}$ 混合粉.混合粉是将多种单一元素粉末物理混合后得到的粉末,而合金粉是先将多种元素粉末预合金化,后经破碎细化后得到的粉末.与混合粉相比,合金粉颗粒包含多种元素,粉末成分较为均匀.3种粉末粒径统计结果如表1所示.

实验所用的基板尺寸为 $130 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$,材料为316不锈钢.拉伸试件根据

GB/T 2652—2008《焊缝及熔敷金属拉伸试验方法》设计试件尺寸,具体尺寸如图 3 所示.

表 1 粉末粒径统计表(质量分数)

Table 1 Statistical table of powder particle size (mass fraction)

粒径/ μm	FeCoNiCrAl _{0.5} (混合粉)	FeCoNiCrAl _{0.5} (合金粉)	FeCoNiCrTi _{0.5} (混合粉)
10~20	63.90	37.4	31.2
>20~30	23.90	39.8	36.4
>30~40	8.90	13.5	17.8
>40~50	3.15	6.9	8.4
>50~60	0.10	1.8	4.4
>70~110	0.05	0.6	1.8
总计	100	100	100

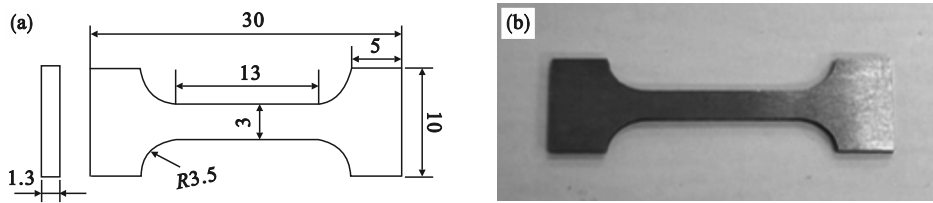


图 3 拉伸试件(单位:mm)

Fig. 3 Tensile specimen (unit:mm)

(a)—拉伸试件尺寸;(b)—实际拉伸试件.

拉伸性能试验在拉伸试验机上进行,拉伸速度为 0.5 mm/min,试验前使用砂纸打磨试件表面的毛刺.

2.2 实验方案

在实验材料准备齐全并检测粉末性能满足要求后,进行选区激光熔化高熵合金的正交实验.正交实验采用三因素四水平,共计 16 组,具体实验参数如表 2 所示.

表 2 正交实验参数

Table 2 Orthogonal experiment parameters

激光工艺参数	水平			
	1	2	3	4
激光功率/W	250	300	350	400
扫描速度/(mm·s ⁻¹)	600	700	800	900
扫描间距/ μm	50	60	70	80

3 实验结果与分析

3.1 激光工艺参数对致密度的影响

根据极差分析结果,成形件的致密度受激光功率的影响最大.图 4 为不同激光功率对试件致密度的影响,激光功率由 250 W 逐渐加载到 400 W,试件致密度的变化规律为先增大后减小.随着激光功率加载到 300 W,FeCoNiCrAl_{0.5} 试件的致密度达到 97.66%.当激光功率加载到 350 W 时,FeCoNiCrTi_{0.5} 试件的致密度达到 98.55%.

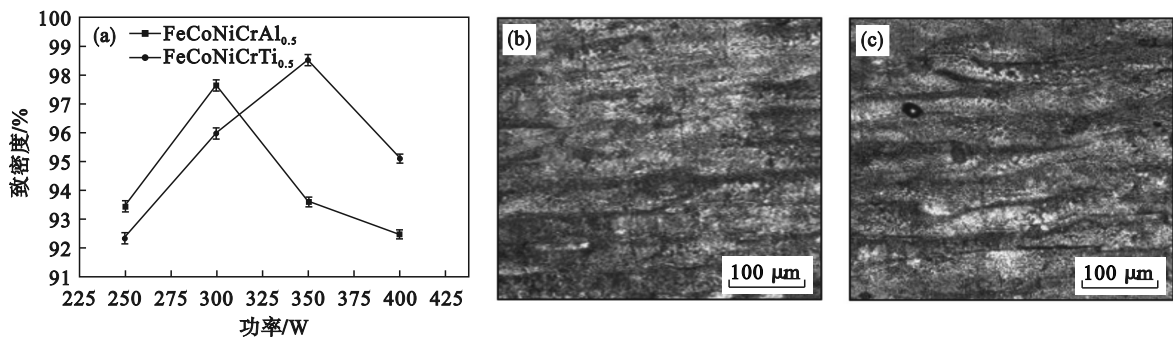


图 4 激光功率对致密度的影响

Fig. 4 Effect of laser power on density

(a)—激光功率对致密度的影响;(b)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最大时的表面形貌(表面无球化);
(c)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最小时的表面形貌(表面球化).

当加载的激光功率过低时,此时扫描层粉末获取的能量偏低,无法使其自身充分熔化,熔池中的熔融态金属总量过少而无法润湿粉末,固相与液相粉末颗粒会彼此结合,导致试件的致密度减小.当激光功率达到 300 W 时,更多的固相粉末变为液相,液相黏度降低,最终致密度逐渐提高.当激光功率过高时,激光能量会使粉末向外飞溅,一部分未熔与微熔粉末或液滴会在重力作用下回落到粉末上表面并逐渐凝固形成金属球,从而导致下一层粉末受热成形时产生缺陷.同时飞溅还会使激光照射熔化范围内的粉末量减少,试件表面凸起与凹坑等缺陷增多,试件的致密度降低. FeCoNiCrTi_{0.5} 高熵合金的熔点较高,需要更高的激光能量才能熔化合金粉末形成熔池,因此致密度较高.

由图 5 可知,当扫描速度较低时,FeCoNiCrAl_{0.5} 成形试件致密度同样也处于较低值,约为 95.41%;当扫描速度达到 700 mm/s 附近时,FeCoNiCrAl_{0.5} 试件与 FeCoNiCrTi_{0.5} 试件致密度分别达到 96.44%

与 96.61%;当扫描速度继续增大时,试件致密度开始降低.

当扫描速度较低时,高能激光束停留在铺粉层粉末表面的时间相对延长,金属粉末吸取的能量偏多,温度较高,此时熔池中的液相粉末总量保持在一个较高的水平,同时相邻熔覆层的粉末被吸附而形成新的液相,进而影响下一层铺粉表面的均匀性.随着扫描速度提高,粉末在短时间内吸收的热量足够使其熔化,熔化后的粉末实现了在成形层均匀铺展并随着热量散失而快速冷凝,试件致密度也相应提高.当扫描速度较高时,激光束以较快的速度从粉末上表面扫过,粉末无法获取足够的能量,难以形成具备大规模熔融液相金属的高温熔池,不仅使扫描熔道变得不连续,而且相邻熔道的搭接也不完整,成形表面平整度下降,凹陷和凸点等缺陷会增多,同时在试件成形过程中不断累积,最终会造成试件致密度下降.

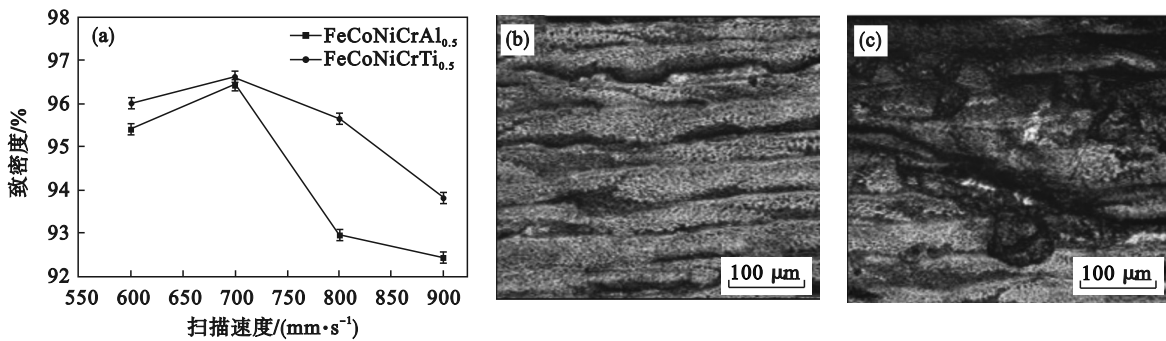


图 5 扫描速度对致密度的影响

Fig. 5 Effect of scanning speed on density

(a)—扫描速度对致密度的影响; (b)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最大时的表面形貌(表面平整);
(c)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最小时的表面形貌(表面凹凸不平).

图 6 为致密度随扫描间距的变化曲线,当扫描间距在 70 μm 时, FeCoNiCrAl_{0.5} 试件与 FeCoNiCrTi_{0.5} 试件的致密度达到最大值,分别为 96.28% 与 96.53%;而当扫描间距过小或过大时,试件的致密度都会降低.

当扫描间距处于较低值时,粉末在相邻熔道之间被激光反复照射熔化的区域扩大,不仅使熔池整体尺寸过大,造成激光能量的浪费,还经常出现飞溅球化现象.当扫描间距开始增大,被激光束反复照射熔化的区域面积缩小,熔道间的球化颗粒等缺陷明显减少,成形面更加平整,因此试件致密度有明显提高.当扫描间距继续增大时,熔道之间未熔与微熔粉末颗粒数量增多,在铺粉过程中会在粉末层形成明显的凸起与凹陷,

在层层累积叠加下,试件表面平整度不断降低,因此试件致密度下降.

3.2 激光工艺参数对硬度的影响

通过极差分析得知,激光功率对试件硬度(HV)的影响较大,而激光扫描速度和激光扫描间距对试件硬度的影响相对较小.图 7 为不同激光功率对硬度的影响曲线,由图可知,高熵合金成形件的硬度值都先随激光加载功率增大而增大,当激光功率分别为 300 与 350 W 时,试件硬度值分别达到最大,随后激光加载功率继续增大,而试件的硬度开始逐渐减小,但硬度值仍高于 210 MPa.

当加载的激光功率过低时,激光能量转化的热能不足以令金属粉末自身温度达到理想熔化温度,产生的液相金属粉末难以有效填补未熔粉

末颗粒留下的空隙,在粉末冷凝成形后其内部会有大量气孔.当激光功率增大,粉末熔化速率加快并在温度下降后快速冷却凝固,形成大量细小且相对致密的内部组织,晶粒细化带来的增强作用提高了试件的硬度,同时由于熔池温度升高,

液相金属流动加快,粉末熔化产生的蒸汽快速排出,降低缺陷产生的频率.当激光功率过大时,溅射导致的球形化未熔颗粒数量增多,以及熔池内部熔体流动剧烈,大量的保护气进入熔池形成气孔,致使试件硬度降低.

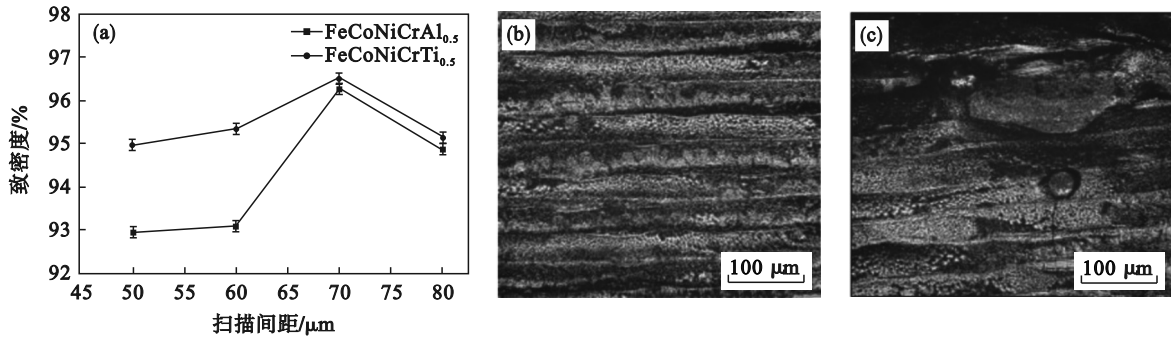


图 6 扫描间距对致密度的影响

Fig. 6 Effect of scanning spacing on density

(a)扫描间距对致密度的影响;(b)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最大时的表面形貌(搭接完整);
(c)—FeCoNiCrAl_{0.5}致密度最小时的表面形貌(表面孔洞与裂纹).

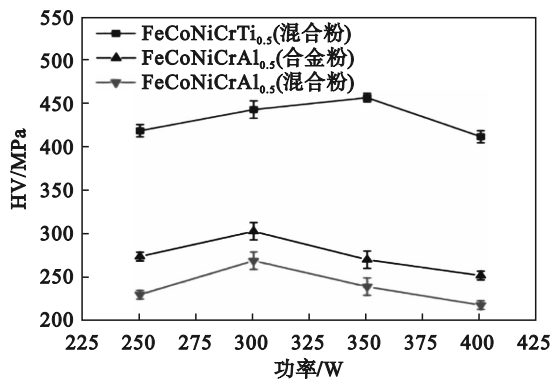


图 7 激光功率对硬度的影响

Fig. 7 Effect of laser power on hardness

图 8 为不同扫描速度对硬度的影响曲线,随着扫描速度增加,3种高熵合金试件硬度总体符合先增后降的变化趋势,但整体硬度值的变化程度不大,且都保持在 230 MPa 以上.

扫描速度影响粉末的熔化与冷凝、熔池状态.当扫描速度较小时,熔池从激光束吸收的能量过高从而发生球化现象,且因溅射而令气孔、裂纹等缺陷在成形试件内部或表面出现的概率增大.当扫描速度增加时,熔池内部热量减少,平均温度降低,熔融金属粉末的冷凝速率加快,内部晶粒形态停止变化并形成致密的组织结构,试件的硬度提高.当扫描速度继续增大,激光束在铺粉层不同位置的停留时间减少,与粉末的接触时间缩短,导致熔化状态较差的粉末数量增多,试件的硬度降低.

图 9 为不同扫描间距对硬度的影响曲线,扫描间距的增加令试件硬度呈现先小幅度升高后下降的趋势.当扫描间距 70 μm 时,硬度达到最高.而当扫描间距处于较小或者较大时,试件的硬度都较低.

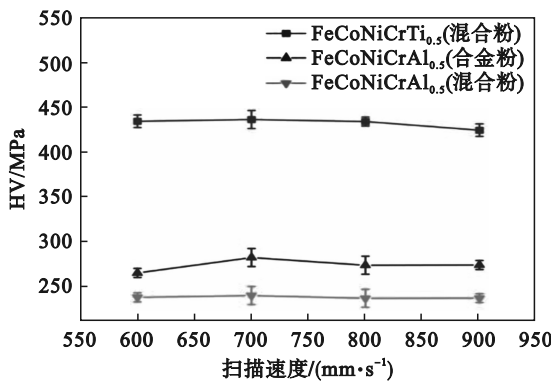


图 8 扫描速度对硬度的影响

Fig. 8 Effect of scanning speed on hardness

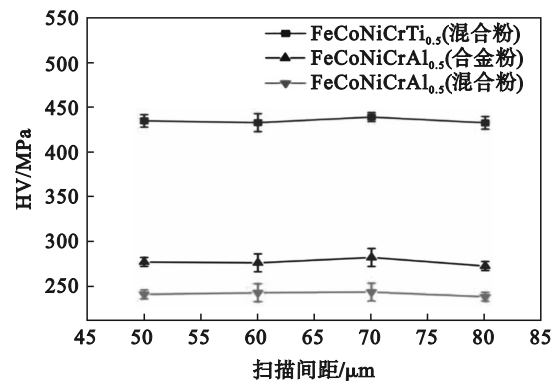


图 9 扫描间距对硬度的影响

Fig. 9 Effect of scanning spacing on hardness

过小的扫描间距会令熔道之间已成形部分被激光束重复熔化,进而导致熔池尺寸过大,易造成球化现象,熔道间熔化程度不佳的金属球的数量增多,试件表面凸起与凹坑等缺陷变多,并在成形过程中不断积聚,最终令试件的成形质量变差.随着扫描间距的继续增大,相邻熔道间被重复加热熔化的区域减少,激光能量得到有效利用,成形面较为平整,试件硬度升高.当扫描间距过大时,相邻熔道间熔化状况较差的粉末数量增多,在每一轮铺粉结束后,粉层表面的气孔与凹坑等缺陷增多,在层层叠加累积后,对最终成形

试件的硬度造成影响.

3.3 不同粉末类型对拉伸性能的影响

图 10 为 FeCoNiCrAl_{0.5} 不同粉末类型制备得到的高熵合金试件拉伸性能对比.从图 10a 中可以发现,FeCoNiCrAl_{0.5} (合金粉) 拉伸件的应力-应变曲线均经历了弹性、屈服、强化与断裂 4 个阶段,说明试件具有一定的韧性特征.而 FeCoNiCrAl_{0.5} (混合粉) 呈现出一个平缓、快速上升、然后垂直下落的趋势,说明其在拉伸过程中没有明显的颈缩和屈服强化的阶段,而在达到断裂极限载荷后,立刻发生了断裂.

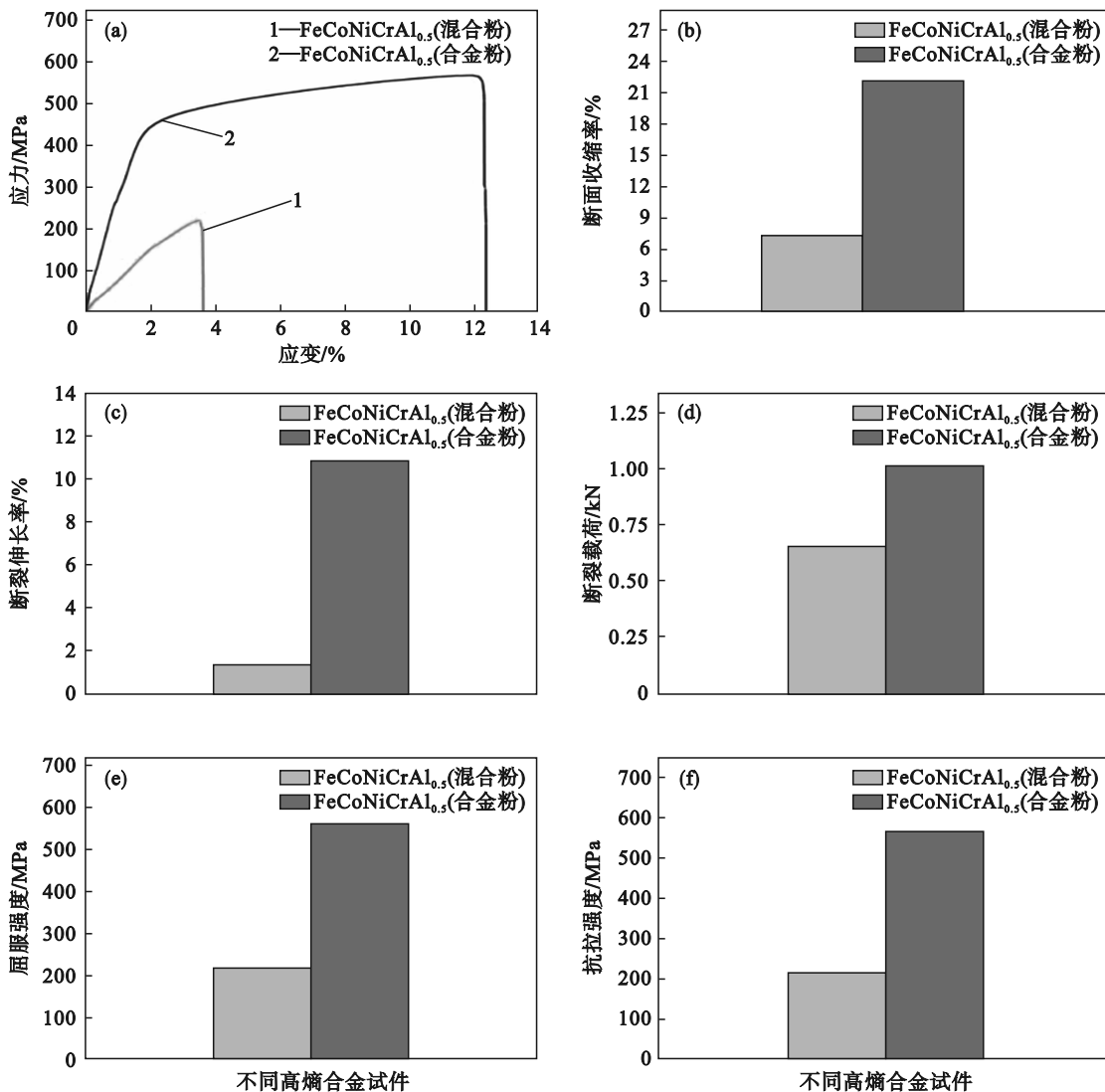


图 10 FeCoNiCrAl_{0.5} 粉末类型对拉伸性能的影响

Fig. 10 Effect of FeCoNiCrAl_{0.5} powder type on tensile properties

(a)—应力-应变; (b)—断面收缩率; (c)—伸长率; (d)—断裂载荷; (e)—屈服强度; (f)—抗拉强度.

从图中还可以看出,FeCoNiCrAl_{0.5} (合金粉) 的拉伸性能较优,其断面收缩率、断裂伸长率、断裂载荷与抗拉强度分别为 22.22%, 10.76%, 1.01 kN

与 564.81 MPa. 这是因为合金粉末粒径更均匀,球形度较混合粉末更高,形成的熔池更加稳定,产生的缺陷少,且硬脆性较低,加上合金粉末制

备的试件位于底部,凝固时间长,部分晶粒粗化,使得试件在拉伸的过程中晶界滑移和变形量较大;利用混合粉末制备的 FeCoNiCrAl_{0.5} 高熵合金的拉伸性能较差,其断裂载荷只有 0.65 kN,抗拉强度为 218.23 MPa.这是因为使用混合粉末制备高熵合金时,由于金属粉末粒径的差异性和粉末的球形度较差,影响熔池液相的流动,产生内部缺陷,这些微观组织缺陷会成为应力集中的部位,在拉伸力作用下产生裂纹,从而降低了试件的拉伸性能.

3.4 不同元素种类对拉伸性能的影响

图 11 为不同元素种类制备的高熵合金试件拉伸性能对比.从图 11a 可以发现,FeCoNiCrTi_{0.5} (混合粉)拉伸件的应力-应变曲线均经历了弹性屈服到断裂的阶段,说明试件具有一定的韧性特征.FeCoNiCrAl_{0.5} (混合粉)呈现出一个平缓、快速上升、然后垂直下落的趋势,其在拉伸过程中没有明显的颈缩和屈服强化的阶段,而在达到断裂极限载荷后,立刻发生了断裂.

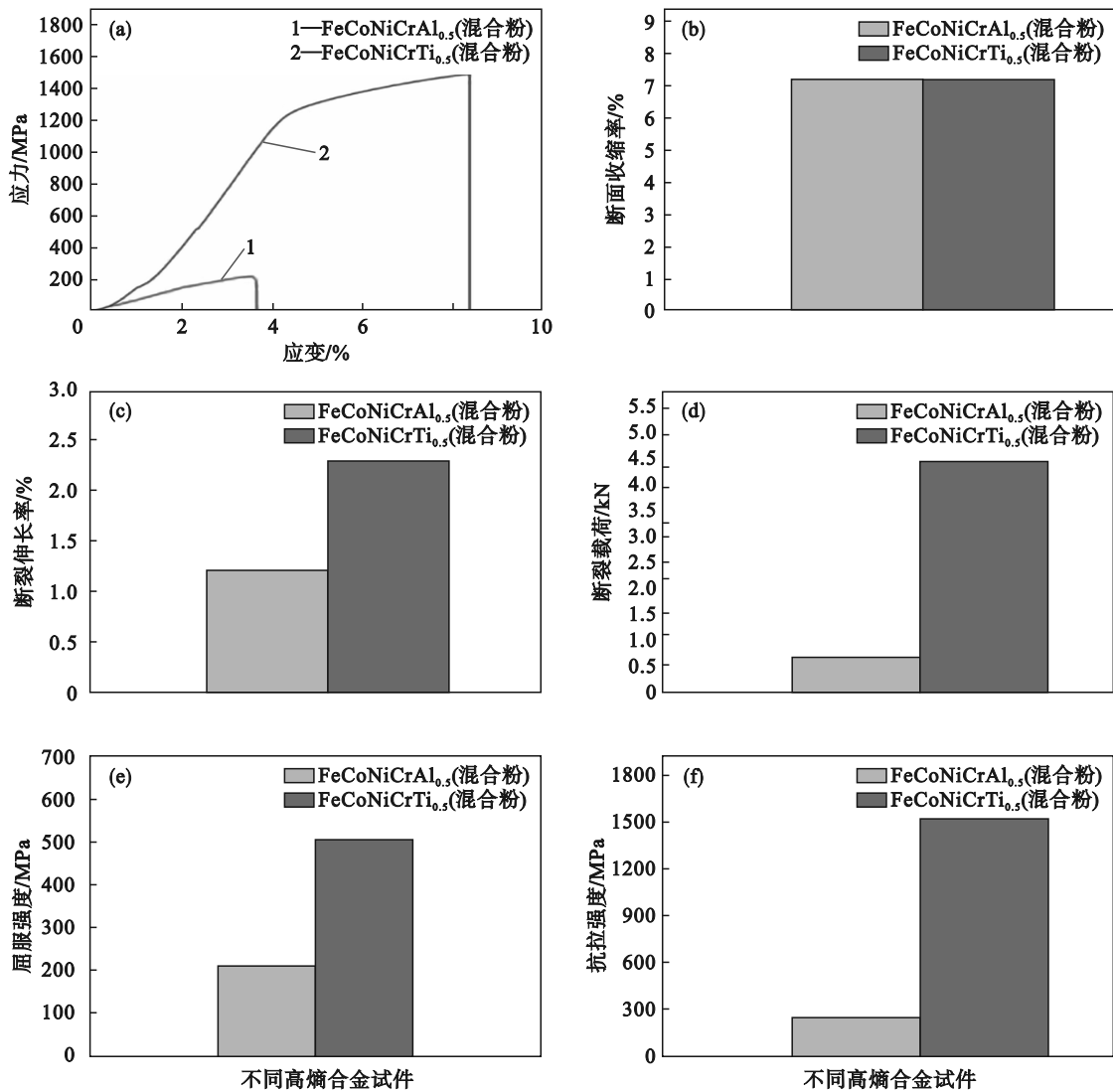


图 11 元素种类对拉伸性能的影响

Fig. 11 Influence of elements on tensile properties

(a)—应力-应变; (b)—断面收缩率; (c)—断裂伸长率; (d)—断裂载荷; (e)—屈服强度; (f)—抗拉强度.

从图中可以明显看出 FeCoNiCrTi_{0.5} (混合粉) 的拉伸性能优于 FeCoNiCrAl_{0.5} (混合粉),其抗拉强度、屈服强度、断裂载荷、断裂伸长率与断面收缩率分别为 1 481.73 MPa, 515.15 MPa, 4.44 kN, 2.31% 与 7.25%.这是因为 Ti 原子半径大于 Al 的原子半径,产生的晶格畸变效应更强,使合金组

织趋于细化和组织排列均匀化,加上 Ti 元素的熔点较高,在激光能量密度高的工艺参数下 FeCoNiCrTi_{0.5} 试件产生的气孔等缺陷较少,粉末在熔化过程中形成的熔池更加稳定,产生的粒子飞溅、气孔等缺陷更少,因此试件致密度高,拉伸性能更优越.

3.5 高熵合金试件拉伸断口形貌分析

图 12 为在功率 300 W、速度 700 mm/s、扫描间距 70 μm 的激光参数下利用选区激光熔化制备 FeCoNiCrAl_{0.5} (混合粉) 成形试件的拉伸断口形貌。

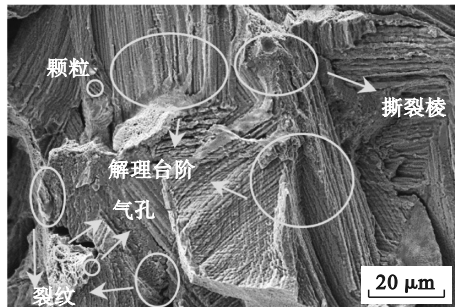


图 12 FeCoNiCrAl_{0.5} (混合粉) 断口形貌
Fig. 12 Fracture morphology of FeCoNiCrAl_{0.5} (mixed powder)

从图 12 中可以看出, 试件断口面上存在孔洞, 尺寸在 10~80 μm 之间, 在受到拉伸载荷作用时, 这些孔洞成为裂纹源扩展形成贯穿试件的裂纹而形成断裂面. 断裂面存在一些颗粒, 来自于粉末成形过程中的飞溅, 颗粒周围易形成孔洞, 在受力变形时, 裂纹在孔洞处形核与扩展, 试件的拉伸性能变差. 断口呈现解理面, 清晰并呈现规则的解理台阶, 导致断裂伸长率较低, 试件断裂以脆性断裂为主要特征.

图 13 为在功率 300 W、速度 700 mm/s、扫描间距 70 μm 的激光参数下利用选区激光熔化技术制备 FeCoNiCrAl_{0.5} (合金粉) 成形试件的拉伸断口形貌。

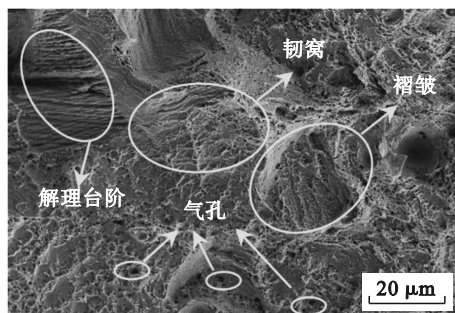


图 13 FeCoNiCrAl_{0.5} (合金粉) 断口形貌
Fig. 13 Fracture morphology of FeCoNiCrAl_{0.5} (alloyed powder)

断口同时呈现解理面及韧窝, 断口表面存在一些小孔, 裂纹将从孔洞处产生, 材料的延性变差, 最终发生断裂. 在孔的内壁周围分布着一些褶皱形态的拉伸变形痕迹, 表明试件在拉伸过程

中产生了塑性变形, 试件的韧窝尺寸在 1~40 μm 之间, 分布均匀, 高强度样品的韧窝较小而浅, 而高塑性样品的韧窝较大而深. 解理面呈现河流状解理花纹和规则的解理台阶, 韧窝分布均匀且有一定的深度, 因此, 该试件的失效方式为包含脆性与韧性断裂的混合型断裂.

图 14 为在功率 350 W、速度 700 mm/s、扫描间距 70 μm 的激光参数下利用选区激光熔化技术制备 FeCoNiCrTi_{0.5} (混合粉) 成形试件的拉伸断口形貌。

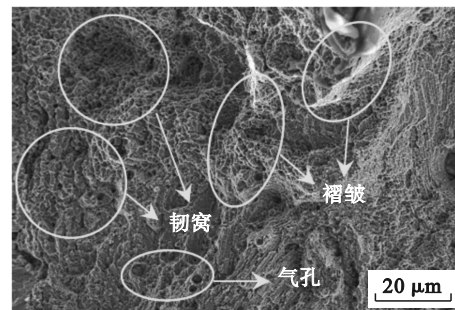


图 14 FeCoNiCrTi_{0.5} (混合粉) 断口形貌
Fig. 14 Fracture morphology of FeCoNiCrTi_{0.5} (mixed powder)

从图 14 中可以发现, 断口表面存在起伏, 此外断口表面还分布着一些气孔, 且具有分布均匀且尺寸细小的韧窝特征, 尺寸在 1~5 μm 之间, 韧窝尺寸越小, 在拉伸断裂时产生的表面能越多, 则试件的强度越高. 这主要是由于枝晶间区域具有弥散细小的 Laves 强化相, 在变形过程中位错运动由于受到强化相与位错的相互作用而受到阻滞, 从而令合金试件具备较高的强度. 在韧窝结构中观察到一些气孔缺陷, 这种气孔缺陷可能会对材料性能产生不利的影响. 根据断口形貌可以判断试件的失效形式为塑性断裂.

4 结 论

1) 随着激光功率、扫描速度与扫描间距的增加, FeCoNiCrAl_{0.5} 和 FeCoNiCrTi_{0.5} 高熵合金试件致密度均呈现先增大后减小的趋势. 且 FeCoNiCrTi_{0.5} 高熵合金致密度较高. 试件表面在激光功率过高时会出现球化现象. 当扫描速度过快与扫描间距过低时, 试件表面凹坑、孔洞与裂纹等缺陷增多, 表面平整度下降.

2) 随着激光工艺参数的增加, FeCoNiCrTi_{0.5} (混合粉)、FeCoNiCrAl_{0.5} (合金粉) 和 FeCoNiCrAl_{0.5}

(混合粉)3种高熵合金试件的硬度总体上呈现先增大后减小的趋势,硬度均高于210 MPa,且FeCoNiCrTi_{0.5}高熵合金硬度最高。

3) 在激光工艺参数相同的条件下,利用合金化粉末制备的FeCoNiCrAl_{0.5}试件相较于混合粉末拉伸性能更优。FeCoNiCrTi_{0.5}高熵合金与FeCoNiCrAl_{0.5}高熵合金相比,抗拉强度更大,韧性更强。

4) FeCoNiCrAl_{0.5}(混合粉)成形试件的拉伸断裂方式以脆性断裂为主,FeCoNiCrAl_{0.5}(合金粉)试件主要表现为脆性与韧性断裂的混合断裂特征,而FeCoNiCrTi_{0.5}(混合粉)试件则以塑性断裂为主。

参考文献:

- [1] 韩金灿. BCC/B2共格析出强化的难熔高熵合金微观组织与力学性能研究[D].大连:大连理工大学,2021.
(Han Jin-can. Study on microstructure and mechanical properties of refractory high entropy alloy strengthened by BCC/B2 coherent precipitation [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.)
- [2] 闫德隆. 三种特殊高熵合金的微观结构和性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2020.
(Yan De-long. Study on microstructure and properties of three special high-entropy alloys [D]. Jinan: Shandong University, 2020.)
- [3] Ma H, Shek C H. Effects of Hf on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 827:154159.
- [4] Zhang A J, Han J S, Meng J H, et al. Rapid preparation of AlCoCrFeNi high entropy alloy by spark plasma sintering from elemental powder mixture [J]. *Materials Letters*, 2016, 181:82-85.
- [5] Zhang C, Liu B, Liu Y, et al. Effects of annealing on microstructure and mechanical properties of metastable powder metallurgy CoCrFeNiMo_{0.2} high entropy alloy [J]. *Entropy*, 2019, 21(5):448-457.
- [6] Vida A, Varga L K, Chinh N Q, et al. Effects of the sp element additions on the microstructure and mechanical properties of NiCoFeCr based high entropy alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 669:14-19.
- [7] Shen Q K, Xue J X, Yu X Y, et al. Powder plasma arc additive manufacturing of CoCrFeNiW_x high-entropy alloys: microstructure evolution and mechanical properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 922:166245.
- [8] Ma G L, Zhao Y, Cui H Z, et al. Addition Al and/or Ti induced modifications of microstructures, mechanical properties, and corrosion properties in CoCrFeNi high-entropy alloy coatings [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2021, 34(8):1087-1102.
- [9] Ye X C, Xu W Q, Li Z, et al. Microstructures and mechanical properties of FeNiCrMnAl high-entropy alloys [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(10):7820-7829.
- [10] 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.
- [11] Ma P, Fang Y C, Wei S M, 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.
- [12] Bai Q F, Ouyang C Y, Wang R, et al. Effects of power spinning on the microstructure and mechanical properties of Fe-based alloy coating fabricated by laser cladding [J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, 75(6):1451-1459.
- [13] Zhang L, Wang C S, Han L Y, et al. Influence of laser power on microstructure and properties of laser clad Co-based amorphous composite coatings [J]. *Surfaces and Interfaces*, 2017, 6:18-23.