

过配粉末激光选区熔化制备高氮不锈钢研究

任建彪, 赵定国, 孙 鑫, 王书桓, 倪国龙, 柳 昆

(华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210)

摘 要:常压下高氮不锈钢粉末激光选区熔化法制备高氮不锈钢的过程存在氮逸出现象, 不能有效制备出合格高氮不锈钢。采用过配粉末法配制了含氮量 1.472% 的不锈钢粉末, 在激光选区熔化设备上开展了过配粉末打印成形实验, 研究了激光工艺参数对高氮不锈钢氮含量、显微组织和力学性能的影响。实验结果表明, 过配粉末法可制备出含氮量超 0.9% 且具有一定力学性能的高氮不锈钢; 成形试样的氮含量与激光功率成反比, 在扫描速度为 1 000 mm/s 时, 激光功率由 200 W 增至 300 W, 氮含量由 0.991% 降至 0.956%; 当激光功率为 225 W 时, 扫描速度由 700 mm/s 增至 1 000 mm/s, 氮含量由 0.823% 增至 0.985%, 与扫描速度成正比; 当激光功率为 250 W 时, 扫描速度由 700 mm/s 增至 1 000 mm/s, 氮含量由 0.817% 增至 0.970%, 扫描速度对氮含量的影响更为显著。当扫描速度为 1 000 mm/s 时, 200~300 W 范围内, 随激光功率的增大, 成形试样的内部缺陷逐渐减少, 成形质量变好, 抗拉强度呈先增加后降低趋势。优化结果表明, 扫描速度 1 000 mm/s、激光功率 275 W 为最优成形工艺参数, 在保证氮含量高于 0.9% 的同时, 高氮不锈钢成形质量最好, 内部缺陷数量最少, 综合拉伸性能好, 抗拉强度和屈服强度分别为 1 001.7 MPa 和 363.8 MPa。

关键词:过配粉末; 激光选区熔化; 高氮不锈钢; 氮含量; 力学性能

文献标志码:A **文章编号:**1006-6543(2023)03-0013-10

Manufacturing of high nitrogen stainless steel by Selective Laser Melting with overmixed powders

REN Jianbiao, ZHAO Dingguo, SUN Xin, WANG Shuhuan, NI Guolong, LIU Kun

(School of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

Abstract: Nitrogen evolution exists in the process of Selective Laser Melting of high nitrogen stainless steel powder under atmospheric pressure, and qualified high nitrogen stainless steel cannot be effectively made. Stainless steel powder with nitrogen content of 1.472% was prepared by overmixing powder method, and the printing forming experiment of overmixed powders were carried out on Selective Laser Melting equipment. The effect of laser processing parameters on the nitrogen content, microstructure and mechanical properties of high nitrogen stainless steel was studied. The experimental results show that high nitrogen stainless steel with more than 0.9% nitrogen content and certain mechanical properties can be prepared by overmixed powders method. The nitrogen content of the formed sample is inversely proportional to the laser power, at a scan speed of 1 000 mm/s, laser power is increased from 200 W to 300 W, nitrogen content decreases from 0.991% to 0.956%. Being directly proportional to the scan speed, at 225 W laser power, Scan speed is increased from 700 mm/s to 1 000 mm/s, nitrogen content increases from 0.823% to 0.985%. At 250 W laser power, Scan speed is increased from 700 mm/s to 1 000 mm/s,

基金项目:河北省自然科学基金资助项目(E2020209014、E2021209146); 河北省教育厅科研项目(JYG2021004)

作者简介:任建彪(1998—), 男, 硕士, 主要研究方向为炼钢新技术及品种钢冶炼。

通讯作者:赵定国(1981—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为炼钢新技术及品种钢冶炼。

收稿日期:2022-07-28

nitrogen content is increased from 0.817% to 0.970%. The scanning speed has more significant effects on the nitrogen content. At a scan speed of 1 000 mm/s, ranging from 200 to 300 W, with the increase of laser power, the internal defects of the sample gradually reduce, the forming quality becomes better, and the tensile strength increases first and then decreases. The optimization results show that the scanning speed of 1 000 mm/s and laser power of 275 W are the optimal parameters. The forming quality of high nitrogen stainless steel is the best, the number of internal defects is the least, and the comprehensive tensile properties are good, the tensile strength and yield strength are 1 001.7 MPa and 363.8 MPa, respectively, while the nitrogen content is higher than 0.9%.

Key words: overmixed powder; selective laser melting; high nitrogen stainless steel; nitrogen content; mechanical property

高氮不锈钢在多种腐蚀介质中具有优异的耐腐蚀性能、良好的综合力学性能和优良的加工性能^[1-5],被认为是具有发展前景的特种工程材料,在生物能源行业、航空航天、石油化工行业、海洋工程、生物医用等多个领域获得了广泛的应用^[6-10]。常压下氮在液态钢中的溶解度很低,高氮钢是指钢中氮含量超过常压下钢中饱和溶解度的特种钢,铁素体基体中氮含量超过0.08%(质量分数,下同)或奥氏体基体中氮含量超过0.4%以上的钢称为高氮钢^[11-12]。高氮钢的传统冶炼渗氮及铸锭质量偏低,目前,国内外用于制备高氮钢的主要制备工艺可分为氮气加压熔炼法和粉末冶金法^[13-16],氮气加压熔炼法是制备高氮钢的有效方法,但因其较高的设备成本和复杂工艺等受到限制。

金属增材制造技术(Metal Additive Manufacturing, MAM)是一种以数字化模型为基础,通过高能热源作用于粉末材料的快速成形制备技术,是近30多年来世界制造技术领域的一次重大突破^[17-19]。激光选区熔化技术(Selective Laser Melting, SLM)是金属增材制造的一个分支,是高功率激光对金属粉末快速熔化和凝固的逐层选区叠加作用的过程^[20]。高压SLM工艺采用无氮不锈钢粉可制备出高氮不锈钢,正在开展工艺研发和基础研究^[21-24]。国内缺乏在常压条件下SLM制备高氮不锈钢的研究,因此,通过实验研究了常压下过配粉末激光选区熔化法制备高氮不锈钢技术,解决了常压下SLM无法制备高氮不锈钢的问题,具有广阔的应用前景。

1 过配粉末工艺

1.1 粉末组成

选用粒度15~53 μm,纯度不低于99.0%(质量分数)的铁粉、氮化铬、铬粉、锰粉和钼粉作为原料,其

中Fe、Cr、Mo为球形粉末,CrN、Mn为不规则粉末。将各种纯金属粉末按高氮不锈钢目标成分进行配比称重,每100克中Fe:CrN:Mn:Cr:Mo=66:10:11:10:3。实验高氮不锈钢目标成分如表1所示。

表1 高氮不锈钢目标成分(质量分数) /%

成分	Cr	Mn	Mo	N	Fe
含量	18.0~19.0	9.0~12.0	3.0~3.5	1.45~1.50	余

1.2 过配粉末方法及粉末性能

粉末氮含量远高于常压下钢中的极限氮含量0.4%时,称其为过配粉末。将配比称重好的各种粉末先进行初步混合,再使用行星式球磨机对其充分混匀,时长为3 h,球磨机转速为400 r/min,每100 g粉末加入10个φ7 mm的淬火钢球作为搅动因子。为避免混粉过程中发生氧化,将球磨罐密封好并对其抽真空10 min后再进行混粉。过配粉末宏观形貌如图1所示,球磨混匀后粉末成分见表2,混匀后粉末的主要元素成分均在目标成分范围内,过配前后粉末性质如表3所示。

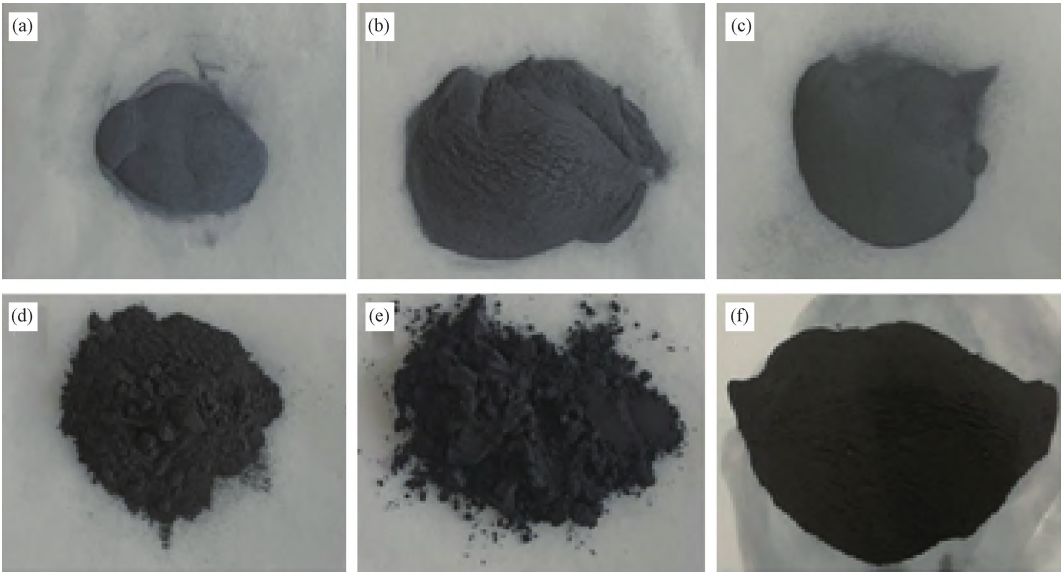
2 过配粉末激光选区熔化实验

2.1 实验设备及方法

选区激光实验设备采用EOS M290,该设备主要系统由铺粉系统、激光器、控制系统、成形系统及气体循环系统组成,主要进行不锈钢、钛合金、铜合金、铁镍合金和铝合金等材料,技术指标如表4所示。

过配粉末激光选区熔化工艺成形过程:首先根据要成形零件的尺寸进行建模、切片,与此同时设置好零件成形所需的工艺参数,将建立好的模型传输到成形设备。将预处理好的过配粉末放入设备的储粉槽中,安装基板,再进行刮粉找平;关闭仓门抽真空充入惰性气体,将成形仓环境更换成实验所

需的气氛环境;准备完成后,激光束按设定好的成形工艺参数开始打印,层层堆积,最终形成具有一定结构的三维实体零件。使用线切割将打印成形的零件与基板分离。



(a) Cr; (b) Fe; (c) Mo; (d) Mn; (e) CrN; (f) 混合粉末。

图1 过配粉末宏观形貌

表2 高氮无镍不锈钢粉末化学成分(质量分数) /%

成分	Si	Cr	N	Mn	Mo	Ni	C	O	S	P	Fe
含量	0.04	18.64	1.472	9.06	3.23	0.006	0.069	0.002	0.005	0.03	余

表3 过配前后粉末性能

粉末构成	粒度/ μm	流动性/ $(\text{s}\cdot(50\text{g})^{-1})$	松装密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	振实密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$
Fe	15~53	21.15	4.06	4.65
Cr	15~53	23.25	3.76	4.26
Mn	15~53		非球形粉末	
Mo	15~53	11.15	5.82	6.32
CrN	15~53		非球形粉末	
混合粉末	15~53	40.35	3.15	3.55

2.2 实验方案及结果

激光选区熔化设备的基板预热温度设置为150℃,成形仓的保护气氛为氮气,可抑制成形件中氮的逸出。基于课题组已有的实验^[25],选择块体和拉伸件成形工艺参数如表5所示,块体成形尺寸为5 mm×5 mm×5 mm。

实验打印样品形貌如图2所示,成形样品表面较平滑,无明显的凹凸现象。室温拉伸试验执行标准参照《GB/T228.1-2010》。

表4 激光选区熔化设备参数

激光器类型	激光波长/nm	扫描层厚/ μm	扫描速度/ $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	最大输出功率/W	最大成形尺寸/mm	光斑直径/ μm
光纤激光器	1 060~1 080	20~100	0~7 000	400	250×250×325	80

表5 激光选区熔化块体成形参数

工艺参数	参数选取
激光功率/W	200、225、250、275、300
扫描速度/ $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	700、800、900、1 000
扫描间隔/mm	0.08
铺粉厚度/mm	0.03

3 结果及讨论

3.1 高氮不锈钢氮含量

不同激光功率成形试样的氮含量如图3所示,过配粉末氮含量为1.472%(质量分数,下同),当激光功率200 W时,SLM试样的氮含量为0.991%,氮损失量为0.481%,氮损失率为32.7%;当激光功率

300 W时,SLM 试样的氮含量为0.956%,氮损失量为0.516%,氮损失率为35.1%;当激光功率每增加25 W时,SLM 试样氮含量都将进一步减少,平均每25 W氮损失量增加0.009%。试样中氮损失量随着激光功率的增加而增加,在激光功率200~300 W范围内增加趋势较为平缓,损失量增加了0.035%;试样中氮损失率随激光功率的增加而增加,在激光功率200~300 W范围内增加趋势较明显,损失率增加了2.4%。



图2 激光选区熔化的成形样品

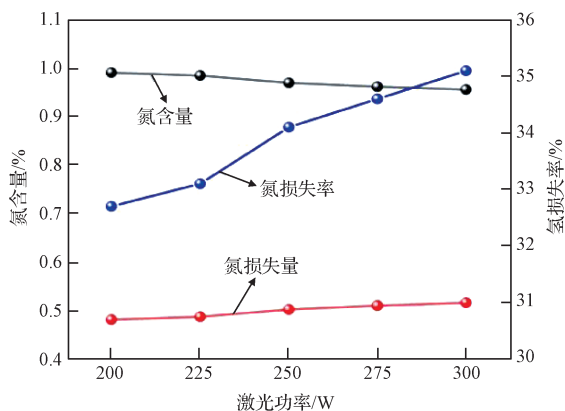


图3 不同激光功率成形试样的氮含量及损失率

不同扫描速度成形试样的氮含量如图4所示,过配粉末氮含量1.472%。在激光功率225 W下,当扫描速度700 mm/s时,SLM 试样的氮含量为0.823%,氮损失量为0.649%,氮损失率为44.1%;当扫描速度每增加100 mm/s时,SLM 试样的氮含量都进一步增加;当扫描速度1 000 mm/s时,SLM 试样的氮含量为0.985%,氮损失量为0.487%,氮损失率为33.1%。试样中氮损失量随扫描速度的增加而减少,在扫描速度700~1 000 mm/s范围内减少趋势较明显,损失量减少了0.162%;试样中氮损失率随扫描速度的增加而减少,在扫描速度700~1 000 mm/s

范围内增加趋势较明显,损失率减少了11%。

在激光功率250 W的条件下,当扫描速度为700 mm/s时,SLM 试样氮含量为0.817%,氮损失量为0.655%,氮损失率为44.5%;扫描速度每增加100 mm/s,SLM 试样的氮含量都将进一步增加;当扫描速度1 000 mm/s时,SLM 试样氮含量为0.970%,氮损失量为0.502%,氮损失率为34.1%。试样中氮损失量随扫描速度增加而减少,在扫描速度700~1 000 mm/s范围内减少趋势较明显,损失量减少了0.153%;试样中氮损失率随扫描速度的增加而减少,在扫描速度700~1 000 mm/s范围内增加趋势较为明显,损失率减少了10.4%。

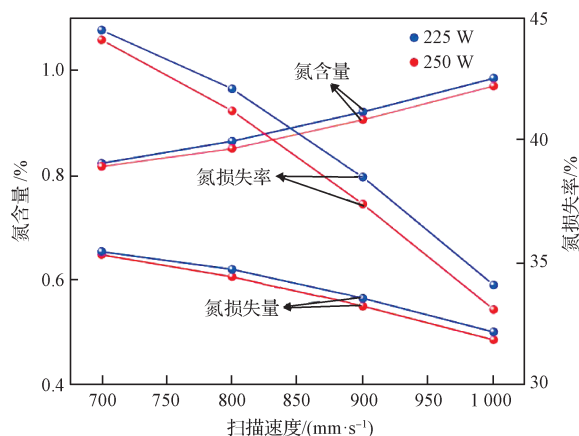


图4 不同扫描速度成形试样的氮含量及损失率

对比不同激光功率及扫描速度试样的氮含量可知,激光功率较高导致氮损失严重,扫描速度较快可降低氮损失,原因一是常压下SLM 成形过程中,微熔池氮含量已超其饱和溶解度,本身存在氮逸出行为,导致了氮损失;二是在相同扫描速度下,随激光功率的增加,粉末吸收的能量也增加,熔池相对存在时间增长,激光束对熔池的扰动作用也增强,均有利于氮气泡在熔池内形成与逸出破裂,加剧了氮损失;三是在相同激光功率下,随扫描速度的增加,激光与粉末的交互时间变短,粉末吸收的能量变少,熔池相对存在时间减少,激光束对熔池的扰动作用降低,均可抑制氮气泡的形成与逸出行为,因此降低了氮损失。

综合考虑激光功率与扫描速度对试样中氮含量的影响,激光体能量密度E的表达式如式(1)所示。

$$E_v = \frac{P}{v \cdot h \cdot d} \quad (1)$$

式中:P为激光功率,W;v为激光扫描速度,

mm/s; h 为激光扫描间距, mm; d 为粉末层厚度, mm。

不同激光能量密度试样氮含量如图5所示。由图可知, 不同激光能量密度试样氮含量为0.817%~0.991%, 当激光能量密度为83.3 J/mm³时, 试样中氮含量最高为0.991%; 激光能量密度为148.8 J/mm³时, 试样中氮含量为最低值为0.817%。对氮含量散点进行线性拟合, 拟合之后试样氮含量整体变化趋势是随激光能量密度的增加而降低。这是由于随着激光能量密度增加, 激光束作用在粉末时所形成的微熔池的温度升高、流动性增强以及金属蒸汽增多, 供给氮逸出的动力增大, 促进了氮的逸出, 这导致最终试样的氮含量越来越低。

3.2 钢的组织形貌分析

图6为1 000 mm/s扫描速度下不同功率试样的表面形貌。由图6可知, 扫描速度为1 000 mm/s时, 激光功率275 W的高氮不锈钢试样内未熔物和缺陷较少, 成形效果好。相同扫描速度下, 随激光功率

的增加, 作用于金属粉末单位区域面积内的激光能量增大, 粉末熔化更加充分, 试样成形内部未熔物减少; 在相同扫描速度下, 随激光功率增加, 激光能量密度增大, 使微熔池内液体的流动性增强, 扩散能力增强的金属溶液填充逸出气体的空位, 从而试样内孔隙较少。

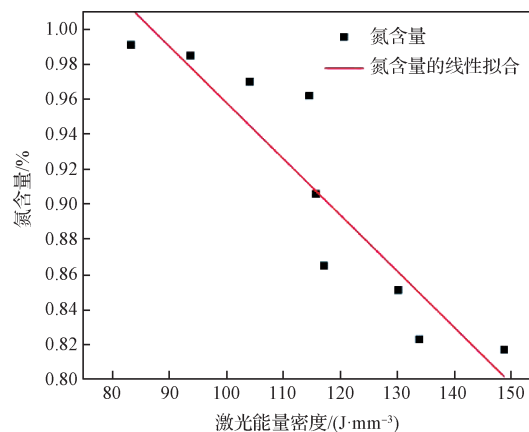
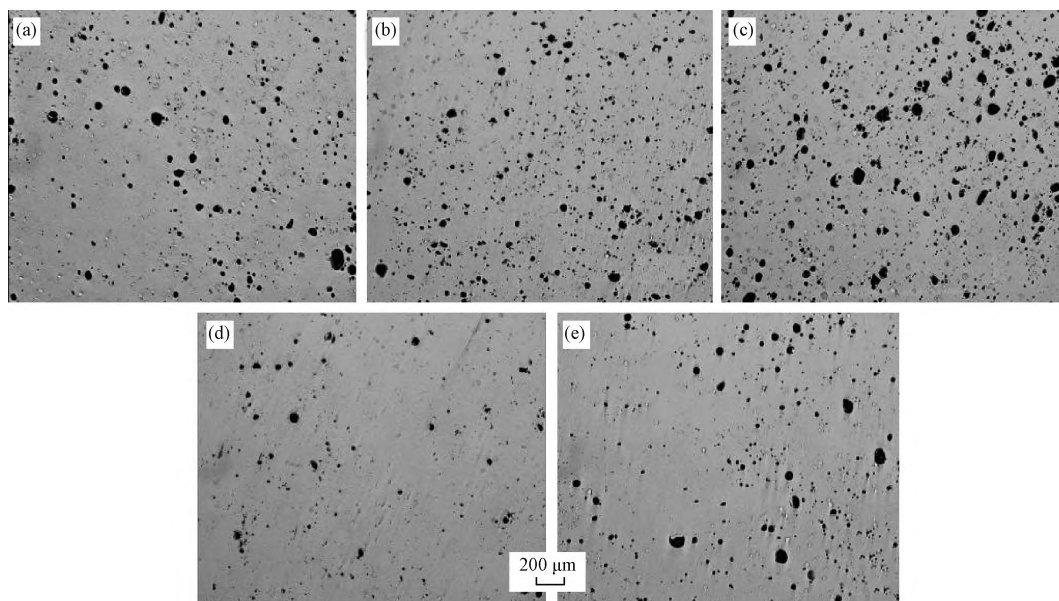


图5 不同激光能量密度试样氮含量分析



(a) 200 W; (b) 225 W; (c) 250 W; (d) 275 W; (e) 300 W。

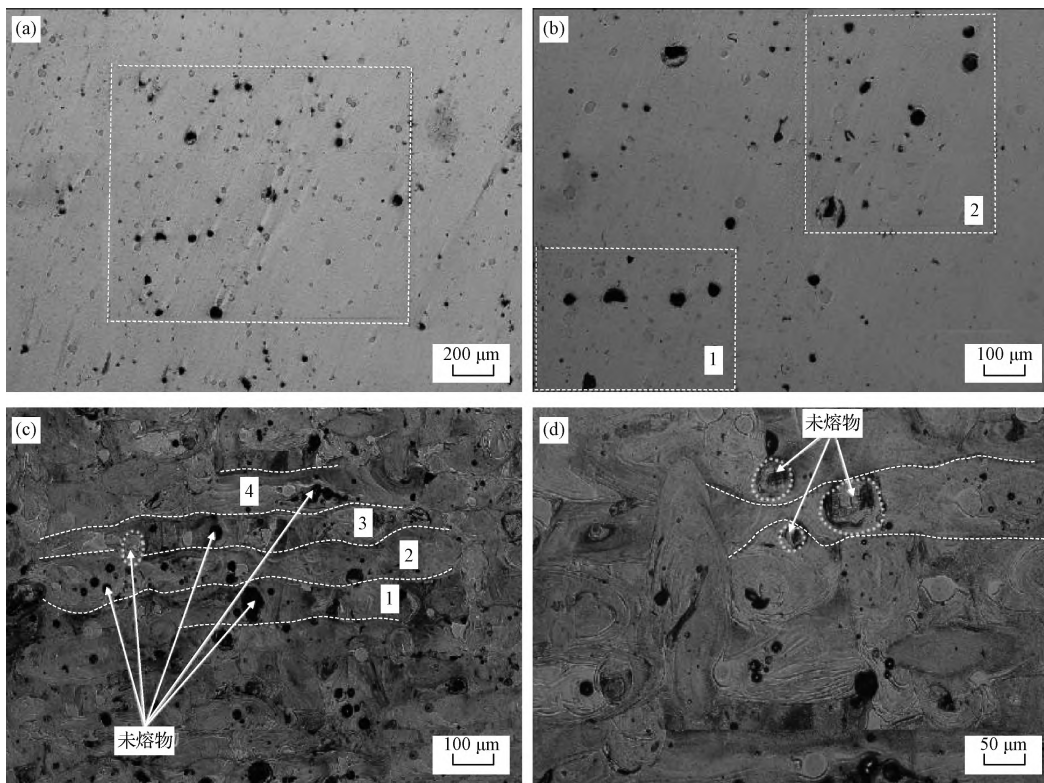
图6 1 000 mm/s扫描速度下不同功率试样的表面形貌

图7为过配粉末在275 W、1 000 mm/s工艺参数下成形试样的宏观形貌, 图7(a)、(b)为打磨抛光后试样未经腐蚀在光镜下拍摄的表面形貌, 由图7(a)红色虚线区域内可知, 试样的表面存在一些未熔颗粒和缺陷; 图7(b)为图7(a)中红色虚线区域放大图, 图7(b)中1号红色虚线区域的未熔物以不规则形状存在, 2号红色区域的未熔物则为球形和近球形。图7(c)、(d)为试样在打磨抛光腐蚀后的表面

形貌, 由图7(c)中的1、2、3、4的四条熔道可知, 未熔物大多存在于熔道中心部位, 1号熔道内纵向长度70 μm、横向长度30 μm的较大未熔颗粒物阻断了熔道延续, 2、3号两条熔道相邻边界的黄色虚线是与基体颜色相近的纵向长度65 μm、横向长度28 μm的较大未熔颗粒, 同时挤压2、3号两条熔道致使熔道经过该未熔物时宽度变小; 图7(d)中红色熔道中直径约60 μm的较大未熔颗粒物使熔道不能延续下

去,熔道两侧直径40 μm 和20 μm 的未熔颗粒物同

时压缩熔道两个边界,使熔道变得较为狭窄。



(a) 未腐蚀低倍图; (b) 未腐蚀高倍图; (c) 已腐蚀低倍图; (d) 已腐蚀高倍图。

图7 275 W、1 000 mm/s成形试样宏观形貌

试样中较大直径的20~70 μm 球形未熔物和纵向长度50~70 μm 、横向长度20~40 μm 非球形未熔物破坏了熔道延续性,较小直径的5~20 μm 球形未熔物和纵向长度30~40 μm 、横向长度5~20 μm 非球形未熔物存在于熔道内部对熔道推进产生阻碍。熔道中一部分较小未熔颗粒物的熔点较高,吸收的激光能量不足以使其熔化,从而以未熔物形式存在;另一部分较小的未熔颗粒物的形成,是由于大颗粒粉末吸收的激光能量仅熔化了粉末外层,粉末中心部位以未熔物形式存在。通过能谱对组织内部的未熔物进行检测,分别为Mo、Cr和Fe、Cr、Mn的化合物,其中Fe、Cr、Mn的化合物存在可能是由于熔化中会产生飞溅物。试样内部的显微气孔是氮气逸出和细小粉末吸收过多能量气化导致的。成形试样并无裂纹、翘曲变形、层间结合不良等缺陷。

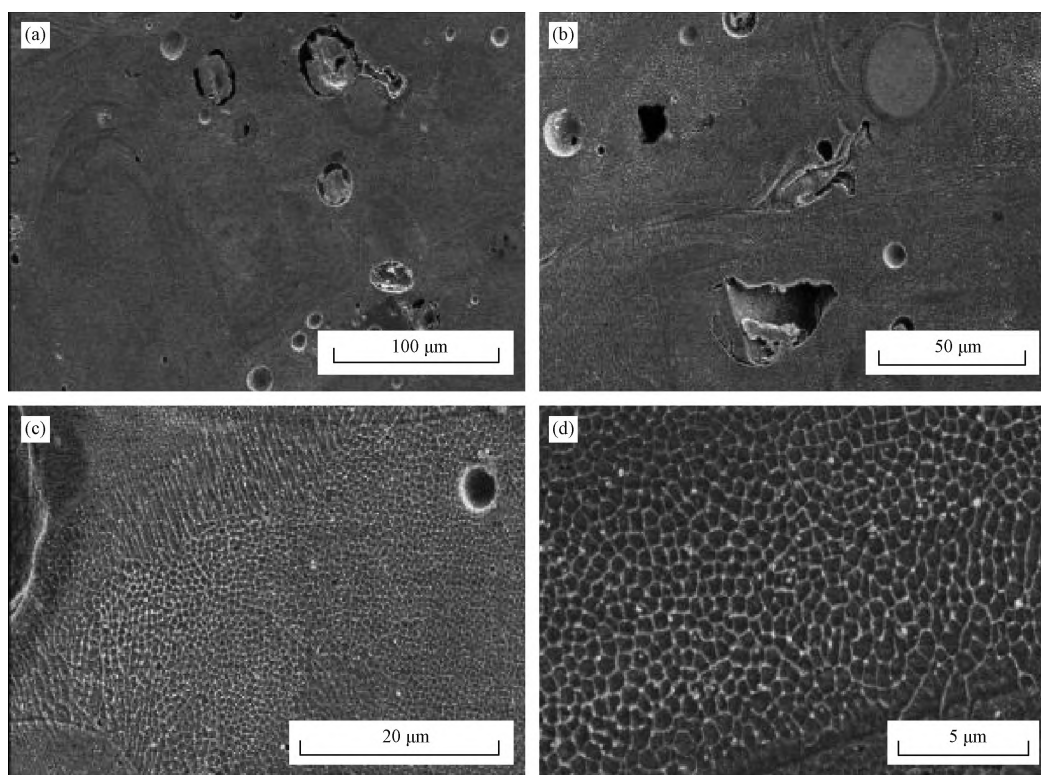
缺陷形成的原因较复杂,过配粉末中存在少量不规则及破碎状的Mn、CrN非球形粉末,导致粉末整体流动性和铺展性变差,粉末的松装密度也较小。Mn、CrN非球形粉也降低了粉末整体的球形度,

致使流动性变差,粒径分布的均匀性和松装密度降低,铺粉时导致粉层平整性变差,直接影响成形件的致密度。粉末的有效热传导系数降低,容易使粉末中的热量聚集,不利于SLM过程中的冶金结合,最终影响成形的质量和力学性能。

如图8所示,组织内部存在显微气孔和未熔颗粒等缺陷,缺陷之外的部分为等轴晶区和沿热流方向生成的柱状晶区。柱状晶形成是由于该区域温度梯度较大,晶粒沿与温度梯度方向平行的方向择优生长形成;等轴晶形成是由于温度梯度相对较小,快速凝固后形成。

3.3 高氮不锈钢力学性能

采用过配粉末激光选区熔化制备成形拉伸试样,在1 000 mm/s的扫描速度下不同激光功率拉伸试样的应力应变曲线如图9所示。由图可知,1 000 mm/s扫描速度下不同激光功率拉伸件的力学性能有所差异。过配粉末试样200、225、250、275、300 W的抗拉强度分别为927.9、976.3、992.1、1 001.7、961.2 MPa,屈服强度分别为322.9、300.9、364.4、363.8、269.5 MPa。



(a) 100倍; (b) 200倍; (c) 500倍; (d) 2 000倍。

图8 275 W、1 000 mm/s试样的微观组织形貌

图10为1 000 mm/s的扫描速度下,200、225、250、275、300 W激光功率成形拉伸试样的抗拉强度及屈服强度,由图可知,拉伸试样的抗拉强度和屈服强度最高分别为1 001.7 MPa和364.4 MPa,当激光功率为200~275 W时,随着激光功率的增加试样的抗拉强度呈上升趋势,超过275 W时抗拉强度开始呈下降趋势。

由图11拉伸件断口形貌可知,拉伸断裂表现为脆性断裂、韧性断裂及缺陷断裂3种形式。断口中只有少许的韧窝,断裂形式以脆性断裂和缺陷断裂为主,这就导致成形件的塑性差一些。由图可知,当激光功率为275 W、扫描速度为1 000 mm/s的拉伸件断口形貌较好,缺陷最少,其抗拉强度也最强。由图12可知,在扫描速度为1 000 mm/s时,激光功率300 W的拉伸件伸长率最好为13.1%,激光功率200 W的伸长率最低为9.1%,由图可知,随着激光功率的增大,试样伸长率逐渐增大。

由上述分析可知,扫描速度为1 000 mm/s,激光功率为200 W的样品强度和塑性都最差,扫描速度为1 000 mm/s,激光功率为275 W的样品综合强度和塑性较好。由图13可知,激光功率为275 W的样品

比激光功率为200 W的样品的球化物和孔隙缺陷要少很多,且激光功率为275 W样品的基体组织也更为均匀;球化物和孔隙缺陷过多,基体组织不均匀,造成激光功率200 W样品的强度和塑性较差。导致这些缺陷产生的主要原因是激光功率较低,粉末所能吸收能量不足以使粉末完全熔化,从而出现球化物;较低激光功率下熔池内的液体流动性较差,扩散能力较弱,导致样品内部出现孔隙和基体组织不均匀。由于SLM过程中的冷凝速率较高,所以激光功率275 W样品和激光功率200 W样品的晶粒都较细。

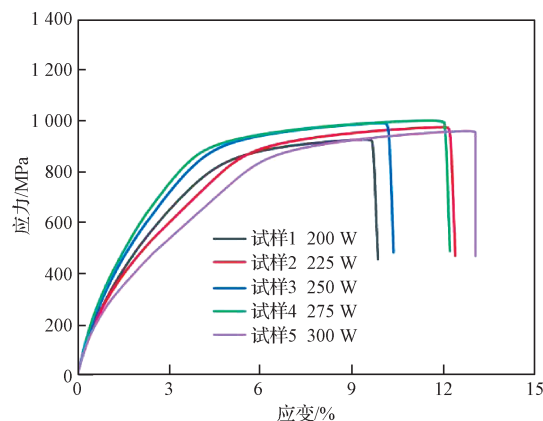


图9 不同功率下实验钢的应力应变曲线

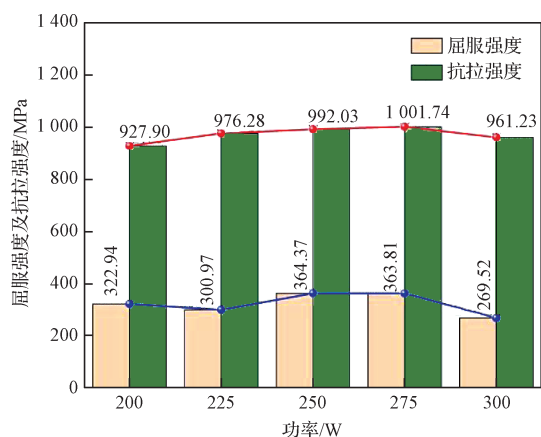
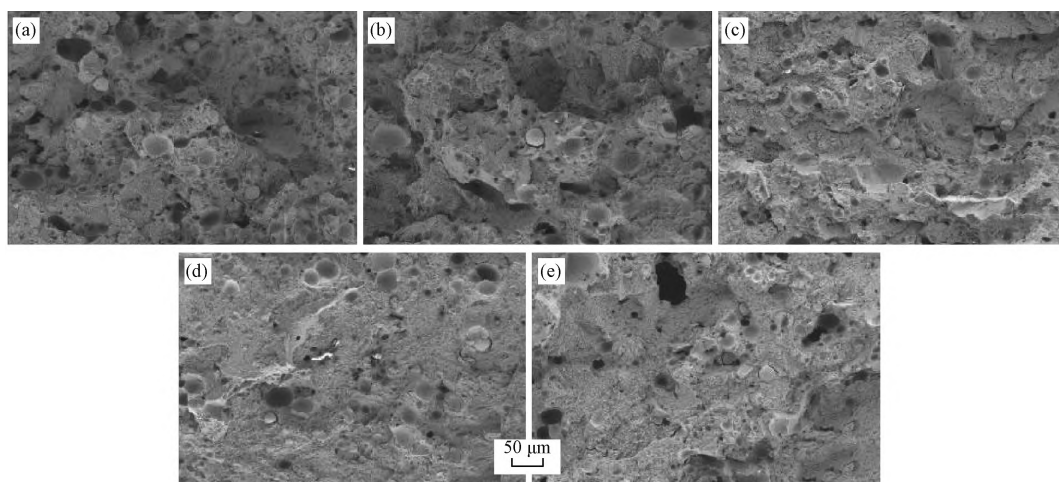


图10 不同功率下的屈服强度及抗拉强度

实验表明,在实验工艺条件下过配粉末激光选区熔化可以制备具有一定力学性能的高氮不锈钢,

证明了过配粉末法的可行性。后续可通过改良粉末本身的性质来提高高氮不锈钢的性能。根据粉末本身性质对成形的高氮不锈钢产生球化未熔物和气孔缺陷的影响,提出两种优化方法:方法一是粉末本身含有较多的不规则形状的粉末,导致其粉末流动较差,打印过程中熔池扩散不够充分容易形成孔隙;可以通过预合金粉配置含氮过配粉末,减少非球形粉的占比,提高流动性,进而降低孔隙率。方法二是实验粉末内含有熔点较高的单质Mo,打印过程较难熔化,极易球化形成未熔物夹杂物;高氮不锈钢中加入Mo是因为其易与氮结合,可提高钢中氮含量,但采用过配粉末时,在氮含量满足需求时,可降低Mo元素用量,进而减少球化的难熔夹杂物。



(a) 200 W; (b) 225 W; (c) 250 W; (d) 275 W; (e) 300 W。

图11 1000 mm/s扫描速度下不同功率拉伸件断口形貌

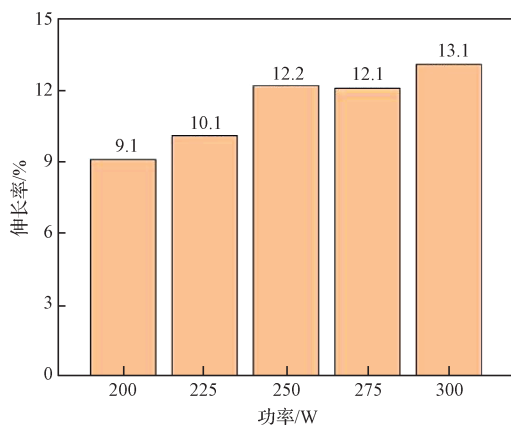


图12 1000 mm/s下不同功率样品的伸长率

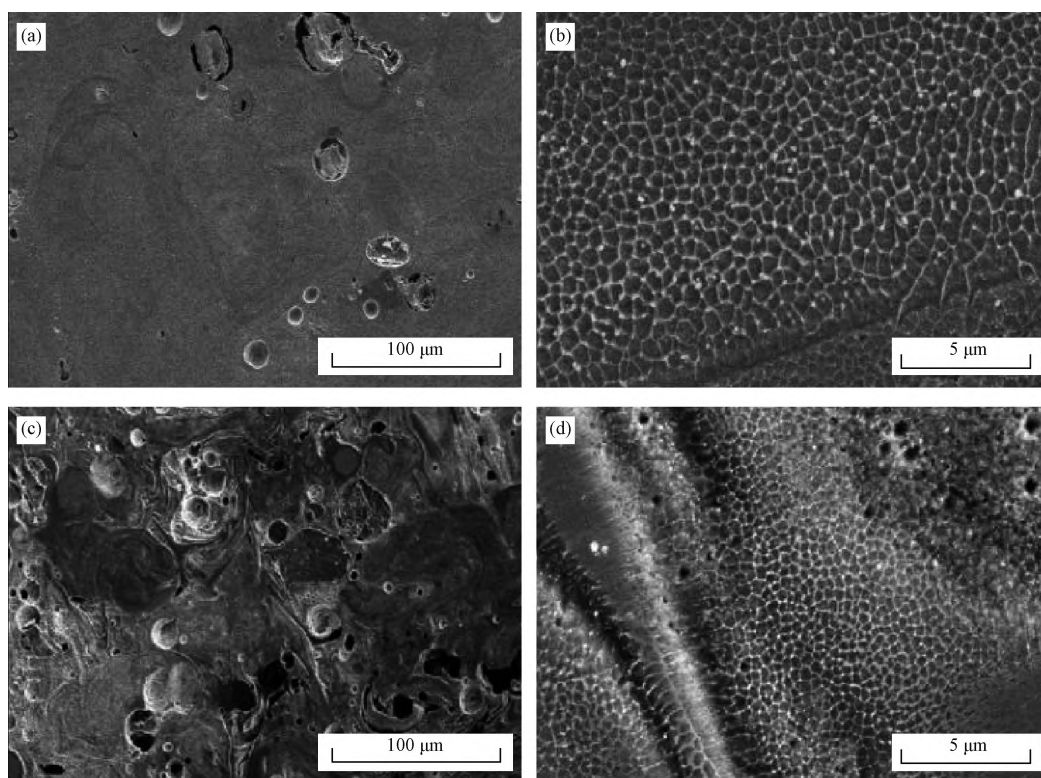
4 结论

(1)高氮不锈钢试样的氮含量与激光功率成反

比,与扫描速度成正比,与激光能量密度成反比。在激光功率为225 W、扫描速度为1000 mm/s、扫描间隔为0.08 mm、粉层厚度为0.03 mm的工艺参数下氮含量最高为0.99%

(2)采用过配粉末法制备高氮不锈钢可行,但存在内部少量缺陷,在一定扫描速度条件下内部缺陷数量呈先减少后增加趋势,在扫描速度为1000 mm/s、激光功率为275 W的条件下,高氮不锈钢的成形质量最好。

(3)在扫描速度为1000 mm/s、激光功率为200~300 W的条件下,抗拉强度呈先增加后降低趋势,激光功率为275 W样品抗拉强度最好,为1001.7 MPa,激光功率为250 W样品屈服强度最好,为363.8 MPa;伸长率随激光功率增大而增加,激光功率为300 W样品的伸长率最好为13.1%。



(a)、(b) 275 W; (c)、(d) 200 W。

图13 275、200 W功率样品的微观组织形貌

参考文献

- [1] Mullner P, Uggowitzer P, Solenthaler C, et al. On the effect of nitrogen on the dislocation structure of austenitic stainless steel [J]. Materials Science & Engineering A, 1993, 164(1-2): 164.
- [2] REN Y, ZHAO H, YANG K, et al. Biomechanical compatibility of high strength nickel free stainless steel bone plate under lightweight design[J]. Materials Science and Engineering C, 2019, 101:415.
- [3] Simmons J W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 207(2): 159.
- [4] LI H B, JIANG Z H, FENG H, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of friction stir welded high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel[J]. Materials & Design, 2015, 84(5): 291.
- [5] 向红亮, 顾兴. 含氮不锈钢研究概况[J]. 金属世界, 2013(01): 30.
- [6] XU Z, JIA C, KUANG C, et al. Spark plasma sintering of nitrogen-containing nickel-free stainless steel powders and effect of sintering temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 484(1-2): 924.
- [7] Frechard S, Redjaemia A, Lach E, et al. Mechanical behaviour of nitrogen-alloyed austenitic stainless steel hardened by warm rolling[J]. Materials Science & Engineering A, 2006, 415(1-2): 219.
- [8] Garcia-Cabezon C, Blanco Y, Rodriguez-Mendez M L, et al. Characterization of porous nickel-free austenitic stainless steel prepared by mechanical alloying[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 716: 46.
- [9] DONG F Y, ZHANG P, PANG J C, et al. Microstructure and mechanical properties of high-nitrogen austenitic stainless steels subjected to equal-channel angular pressing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 29(2): 140.
- [10] 卢福康, 徐晓卫, 孙永庆, 等. 一种高强度不锈钢螺旋弹簧断裂失效分析[J]. 金属功能材料, 2022, 29(3): 36.
- [11] Speidel H J, Peidel M O. Nickel and chromium-based high nitrogen steels[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2004, 19(1): 95.
- [12] 徐海峰, 曹文全, 俞峰, 等. 国内外高氮马氏体不锈钢轴承钢研究现状与发展[J]. 钢铁, 2017, 52(01): 53.
- [13] 崔大伟, 曲选辉, 李科. 高氮低镍奥氏体不锈钢的研究进展[J]. 材料导报, 2005, 19(12): 65.
- [14] 钟海林, 况春江, 匡星, 等. 常压熔炼-氮气雾化法制备高氮不锈钢粉末[J]. 粉末冶金技术, 2008, 26(3): 201.
- [15] 李花兵, 姜周华, 申明辉, 等. 氮气加压熔炼高氮钢技术的研究进展[J]. 中国冶金, 2006(10): 9.
- [16] 刘花, 郭胜惠, 张利波, 等. 雾化制粉原料中低碳铬铁的制备研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2019, 29(2): 60.
- [17] 杨全占, 魏彦鹏, 高鹏, 等. 金属增材制造技术及其专用材料研究进展[J]. 材料导报-纳米与新材料专辑, 2016, 30(1): 107.
- [18] 张家莲, 李发亮, 张海军. 选区激光熔化技术制备金属材料研

- 究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(10): 1.
- [19] 冯凌冰, 刘丰刚. 增材制造高强钢的研究进展及应用[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(3): 23.
- [20] 许世娇, 权纯逸, 杨堃, 等. 金属增材制造技术在航空领域的应用现状及前景展望[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(3): 9.
- [21] 赵定国, 陈洋, 支保宁, 等. 选区激光熔化过程金属微熔池流动行为研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(11): 1240.
- [22] CUI X J, XUE Y K, ZHAO D G, et al. Physical modeling of bubble behaviors in molten steel under high pressure[J]. High Temperature Materials and Processes, 2021, 40(1): 471.
- [23] 苏新磊, 赵定国, 陈洋, 等. 凝固过程微熔池温度场数值模拟及分析[J]. 铸造, 2022, 71(03): 340.
- [24] 赵定国, 孙鑫, 王书恒, 等. 一种高压选区激光熔化制备含氮合金的方法: 中国, CN110142409A[P]. 2019-08-20.
- [25] 崔小杰, 王亚超, 任建彪, 等. 能量密度对高氮不锈钢选区激光熔化成形质量的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 1-6.

(上接第6页)

- [5] 牛雨萌, 赖奕坚, 赵斌元, 等. 微纳米铜粉的制备工艺与应用特性[J]. 功能材料, 2018, 49(5): 05041.
- [6] Misudome T, Mikami Y, Ebata K, et al. Copper nanoparticles on hydrotalcite as a heterogeneous catalyst for oxidant-free dehydrogenation of alcohols[J]. Chemical Communications, 2008, 40(39): 4804.
- [7] 赵德强, 马立斌, 杨君, 等. 银粉及电子浆料产品的现状及趋势[J]. 电子元件与材料, 2005, 06(6): 54.
- [8] 詹益增, 邓九京, 吴世俊. 铝电极对 PTC 陶瓷老化的影响[J]. 现代技术陶瓷, 2003, 3: 12.
- [9] WANG Y P, FU R D, LI Y J, et al. A high strength and high electrical conductivity Cu-Cr-Zr alloy fabricated by cryorolling and intermediate aging treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 680: 108.
- [10] 张俊兵, 樊自栓, 孙冬柏, 等. 厚膜镍导电浆料研究[J]. 电子元件与材料, 2004, 7(7): 28.
- [11] 冯清福, 孟宪伟, 李世鸿, 等. 导电填料对电子浆料性能影响的研究进展[J]. 贵金属, 2017, 38(2): 79.
- [12] 陆广广, 宣天鹏. 电子浆料的研究进展与发展趋势[J]. 金属功能材料, 2008, 15(1): 48.
- [13] 孙鹏. MLCC 技术趋势及行业应用[C]//2023 年第五届高端片式多层陶瓷电容器(MLCC)产业高峰论坛, 深圳, 2023.
- [14] 李凤生, 刘宏英, 刘雪东, 等. 微纳米粉体制备与改性设备[M]. 北京: 国防工业出版社, 2004.
- [15] C. 赛利克, 清水史幸, 前川雅之, 等. 金属粉末制造用等离子体装置及金属粉末的制造方法: 中国, 201410424659X[P]. 2012-06-25.
- [16] Addona T, Auger P, Celik C, et al. Nickel and copper powders for high-capacitance MLCC manufacture[J]. Passive Component Industry, 1999, 1(2): 14.
- [17] 刘学峰, 杨秀金. 高压水雾化法制备镍粉技术[J]. 表面工程资讯, 2011, 11(01): 15.
- [18] 韩凤麟. 金属手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1992.
- [19] 菊川, 真利. Ag 系金属粉末及 Cu 系金属粉末及其制造方法: 日本, 2005-278180[P]. 2005-09-26.
- [20] 孙鹏. MLCC 技术趋势及行业应用[C]//粉末冶金产业技术创新战略联盟暨 2012 年第二届中国粉末冶金产业发展论坛, 上海, 2012.
- [21] 上郡山洋一. 铜粒子制造方法: 日本, 2020-152019[P]. 2020-09-10.
- [22] 横山俊. 铜纳米线制造方法: 日本, 2018-154657[P]. 2018-08-21.
- [23] 吉武正義. 一种铜超细粉末制备方法: 日本, 2003-270922[P]. 2007.07.04.
- [24] 陈大鹏, 刘强, 付承华, 等. 一种类球形银粉的制备方法: 中国, 201810577966X[P]. 2018-06-07.
- [25] 代化, 朱刚, 田文增, 等. 一种超细铜粉的制备方法: 中国, 201210490026X[P]. 2012-11-27.
- [26] 胡继文, 邹海良, 于发猛, 等. 一种线状纳米银及其制备方法与应用: 中国, 2012104372358[P]. 2012-11-05.
- [27] 徐锐, 周康根, 胡敏艺. 水合肼液相还原法制备银包覆超细铜粉反应机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 262(5): 905.
- [28] Hong S H, Lee D W, Kim B K. Manufacturing of aluminum flake powder from foil scrap by dry ball milling process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 100: 105.
- [29] 叶红齐, 苏周, 周永华, 等. 片状金属粉体在颜料及电子浆料中的应用[J]. 中国粉体技术, 2004(1): 34.
- [30] Tyran L W. Flake silver powders with chemisorbed monolayer of dispersant: US, 4273583[P]. 1981-06-16.
- [31] 李玉虎, 刘志宏, 刘付朋. 一种水性体系下制备片状铜粉的方法: 中国, 2014102009551[P]. 2014-05-13.

告读者书: 本刊已被《中国知网》独家收录, 作者著作权使用费与本稿酬一次性给付, 不再另行发放。作者如不同意将文章入编, 投稿时敬请说明, 谢谢合作!