

激光与光电子学进展

Cr 元素含量对激光粉末床熔融 FeCr 合金组织与性能的影响

张浩^{1,2,3}, 侯雅青², 何亚洲^{1,2}, 孔豪豪^{1,2}, 李发发², 苏航^{2*}¹钢铁研究总院, 北京 100081;²中国钢研科技集团有限公司数字化研发中心, 北京 100081;³安德伦(重庆)材料科技有限公司, 重庆 401329

摘要 采用 Fe 和 Cr 元素混合粉末作为激光粉末床熔融的原材料, 以原位合金化的方式制备了从纯 Fe 到 Fe20Cr (质量分数, %) 的成分梯度样品。研究了不同 Cr 元素含量下试样的成分均匀性、相结构、微观组织形貌和显微硬度的变化规律。结果表明: 样品的合金化程度良好, 所有成分梯度的成分最大平均偏差仅为 0.35%。X 射线衍射仪显示所有的成分梯度均为 BCC 结构。纯 Fe 的微观组织为等轴晶, 随着 Cr 元素含量的增加, 在 Fe10Cr 和 Fe12Cr 之间发生了由等轴晶向柱状晶的微观组织转变。等轴晶的细晶强化效果可以有效提升样品的显微硬度, Fe10Cr 的显微硬度为 181 HV_{0.5}, 在所有成分梯度中最高。

关键词 激光粉末床熔融; 原位合金化; FeCr 合金; 等轴晶; 柱状晶

中图分类号 TG142

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP230764

Influence of Cr Content on the Microstructure and Properties of Laser Powder Bed Fusion FeCr Alloy

Zhang Hao^{1,2,3}, Hou Yaqing², He Yazhou^{1,2}, Kong Haohao^{1,2}, Li Fafa², Su Hang^{2*}¹Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China;²Material Digital R & D Center, CISRI Group, Beijing 100081, China;³Andron (Chongqing) Material Technology Co., Ltd., Chongqing 401329, China

Abstract Compositionally graded samples were fabricated from pure Fe to Fe20Cr (mass fraction, %) through laser powder bed fusion and in-situ alloying using a blend of Fe and Cr elemental powders as feedstock. The compositional homogeneity, phase structure, microstructure morphology, and microhardness of the component area with different Cr contents were investigated. The results revealed that the gradient composition sample was well alloyed, and the maximum average deviation of all the composition gradients was 0.35%. X-ray diffraction analysis revealed that the composition gradients had a body-centered cubic structure. The microstructure of pure Fe consisted equiaxed grains, and with the increase of Cr content, the transformation from equiaxed to columnar grains occurred between Fe10Cr and Fe12Cr. Furthermore, the grain-boundary strengthening effect of equiaxed grains can effectively enhance the microhardness of the samples, with Fe10Cr having the highest microhardness among all composition gradients at 181 HV_{0.5}.

Key words laser powder bed fusion; in-situ alloying; FeCr alloys; equiaxed grain; columnar grain

1 引言

作为最具发展前景的增材制造(AM)技术之一, 激光粉末床熔融(LPBF)技术在制造具有复杂几何形状、精细微观结构和优异机械性能的部件方面显示出

了巨大的优势^[1-4]。在 LPBF 过程中, 高速移动的激光将金属粉末瞬间熔化, 以逐层堆叠的方式生产零部件。作为一种快速非平衡凝固技术, LPBF 过程中的冷却速率可达 $10^5 \sim 10^7$ K/s, 可以极大地抑制合金元素在微观尺度上的扩散, 有望克服金属材料在强度-塑性之间

收稿日期: 2023-03-02; 修回日期: 2023-04-02; 录用日期: 2023-04-10; 网络首发日期: 2023-04-20

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3702500)

通信作者: *hangsu@vip.sina.com

的本征矛盾^[5-6]。然而,与传统材料领域超过 5000 种的成熟材料牌号相比,目前已经开发出的 LPBF 专用材料牌号的数量十分有限^[7-8]。

将两种以上的异质混合粉末作为 LPBF 原材料,利用 LPBF 的高能激光束将异质混合粉末原位合金化,可以快速制备不同成分的合金块体,是一种高效并且低成本的新材料制备手段,能极大加快 LPBF 新材料的开发速度。近年来,原位合金化技术逐渐成为 LPBF 新材料研究的热点,相关的研究涵盖了钛合金^[9-14]、高熵合金^[15-18]、铝合金^[19-20]和钢铁^[21-23]等材料。Wang 等^[14]以纯 Ti 和纯 Cu 的混合粉末为原料,采用 LPBF 原位制备了 Ti-1.25Cu、Ti-2.5Cu 和 Ti-5Cu(质量分数,%)合金,研究结果表明:Ti-Cu 合金的微观结构为马氏体组织,随着 Cu 含量的增加,马氏体形态由板条状向针状转变,在细晶强化、位错强化等多种强化机制的协同作用下,样品的显微硬度、屈服强度和极限抗拉强度随着铜含量的增加而增强。Hou 等^[18]以 Fe、Co、Cr 和 Ni 元素粉末为原料,通过 LPBF 原位制备了 FeCoCrNi 高熵合金,试验结果表明,原位合金化制备的试样力学性能与预合金粉末制备的试样相当,远高于传统电弧熔炼制备的试样。Bosio 等^[19]研究了 AlSi10Mg 和 Cu 的混合粉末在 LPBF 后的元素分布情况,通过结合均质化热处理,富集的铜元素和 Al₂Cu 金属间化合物完全溶解到了铝基体中,使样品实现了有效的均质化。本团队之前也开展了不锈钢材料的 LPBF 原位合金化工艺研究^[21],采用 Fe、Cr 和 Ni 单质元素混合粉末原位制备了 304L 不锈钢,通过优化 LPBF 工艺,样品的致密度可达 99.05%,试样的成分均匀性随着激光能量密度增大而逐渐提升,当激光能量密度为 242 J/mm³时,试样的成分实现了均匀化。

梯度成分材料由两种以上的材料合成,其化学成分或微观结构随着位置的变化而改变,其性能也在一个或多个维度上产生相应变化^[24]。梯度成分材料除了可应用于一些特殊的工作环境之外,还可以应用于材料的性能演变的研究,便于快速筛选性能优异的成分。Nie 等^[25]采用定向能量沉积的方法制备了 SS316L~

SS431 不锈钢梯度成分样品,随着 SS316L 含量的增加, γ -Fe 相的相对含量增加,显微硬度从 578 HV 下降到 205 HV,微观结构从等轴晶转变为柱状晶,材料的耐蚀性能也得到了提升,通过这种梯度成分筛选的方法可以快速寻找符合应用需求的耐腐蚀和耐磨性优异的材料成分。Teh 等^[26]以元素混合粉末为原料,通过激光增材制造制备出了具有梯度成分的 Fe-Co-Ni 合金样品,并对材料的微观结构、磁性、力学和电学性能进行了评价,快速识别出了具有高硬度、高饱和磁化强度(M_s)、低矫顽力(H_c)以及适中的电阻率(ρ)的新型 Co-Fe-Ni 磁性材料。余满江等^[27]采用激光沉积工艺制备了材料成分呈梯度变化的 316L~IN625 梯度材料,梯度材料不同区域的显微组织随着 316L 成分的减少依次呈现为胞状枝晶、柱状晶、粗糙枝晶与近等轴晶,样品的显微硬度在固溶强化与析出强化的作用下也沿沉积建造方向逐渐升高。

钢铁材料被广泛应用于建筑、汽车、船舶、电子等行业中,是人类最重要的工业材料之一。Cr 元素在钢铁材料中起到抗氧化性和耐腐蚀性的作用,还可以提高钢铁的硬度和耐磨性。然而,目前关于采用 LPBF 制备 FeCr 合金方面的研究较少,探索 Cr 元素含量对 Fe 基合金微观组织与性能的影响对开发适用于 LPBF 的新型钢铁材料至关重要。本研究以 FeCr 合金为研究对象,采用原位合金化的方式制备了成分梯度材料,研究了不同 Cr 含量下样品的化学成分、物相结构、微观组织以及性能的变化规律。

2 试验过程

本试验以纯 Fe 和纯 Cr 粉末为原材料,粉末的纯度均在 99.5% 以上,粉末形貌如图 1 所示,粉末的粒径分布如表 1 所示。采用中国钢研科技集团有限公司自主研发的高通量制备平台 DLM-120ht 制备得到了 FeCr 梯度成分样品,该平台的结构示意图如图 2 所示,平台配备了 4 个原料粉瓶(本研究仅使用了其中的 2 个,分别存储 Fe 粉和 Cr 粉),在制备开始之前,原料粉瓶内的粉末会按照设定的质量比例通过惰性气体输

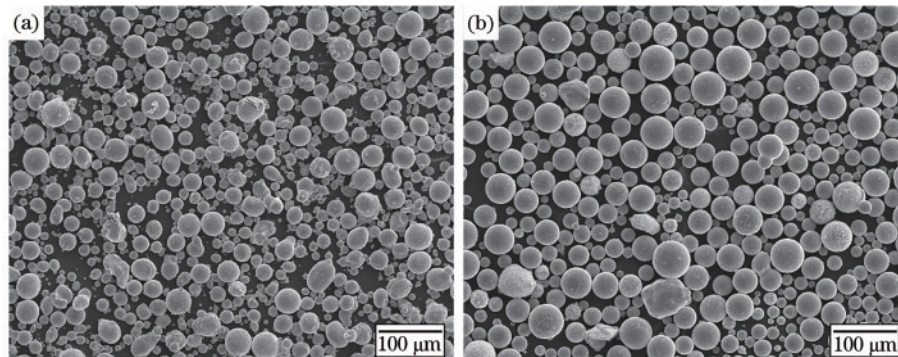


图 1 粉末的 SEM 形貌。(a)Fe 粉;(b)Cr 粉

Fig. 1 SEM morphologies of powders. (a) Fe powder; (b) Cr powder

表 1 粉末粒径分布

Table 1 Powder particle size distribution

Material	D10 / μm	D50 / μm	D90 / μm	Average powder size / μm
Fe	11.99	28.48	51.10	26.82
Cr	24.42	39.36	65.53	38.09

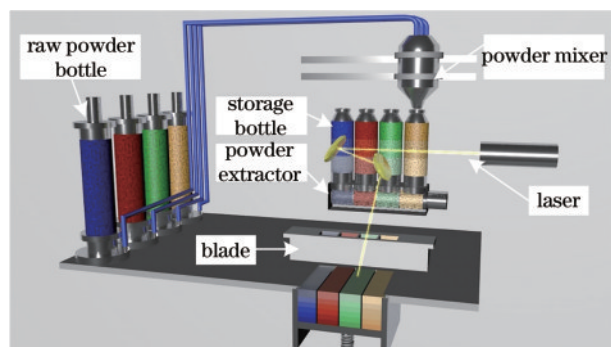


图 2 高通量制备平台的结构示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the high throughput synthesis platform

送到粉末混合器中进行混合。混合器与滑轨相连可以

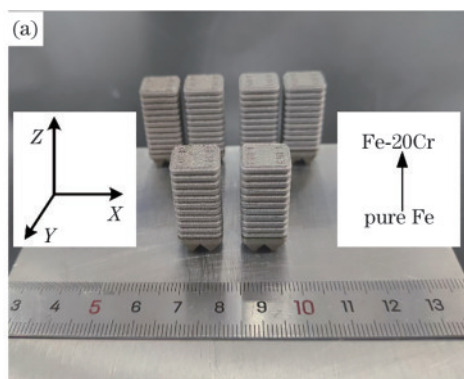


图 3 Fe-Cr 合金样品。(a) FeCr 梯度成分试样照片；(b) 激光扫描策略

Fig. 3 Fe-Cr alloy samples. (a) Photo of FeCr gradient composition sample; (b) laser scanning strategy time

对试样的纵截面(YZ平面)进行打磨和抛光,采用 Rigaku Smartlab 微区 X 射线衍射仪(μ -XRD)分析样品的物相结构,测试条件如下:Cu 靶,管电流为 40 mA,管电压为 40 kV,束斑直径为 100 μm ,扫描角度为 30°~120°,步长为 0.02°,扫描速度为 30 (°)/min。采用 Bruker M4 TORNADO 微束荧光光谱检测仪(μ -XRF)表征试样的元素成分,束斑直径为 20 μm 。随后对样品进行金相腐蚀,腐蚀剂为 CuSO_4 5 g+HCl 25 mL+ H_2O 25 mL,腐蚀时间为 30 s。使用 Olympus BX53 光学显微镜(OM)观察样品腐蚀后的微观组织形貌。使用 EM500-2A 硬度计测试样品的显微硬度,每个成分梯度共测试 6 个点,载荷为 4.9 N,加载时间为 15 s。

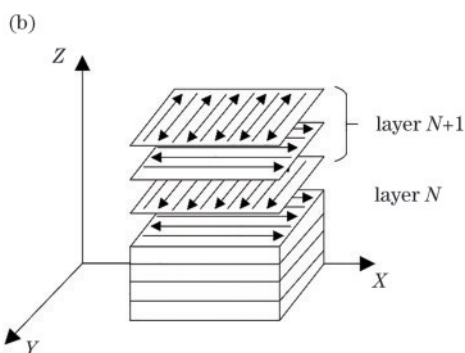
3 结果与讨论

3.1 化学成分

采用 μ -XRF 分析 FeCr 梯度成分样品的成分和偏

左右移动,混合后的粉末被依次释放到下方的储粉瓶中。在逐层打印的过程中,位于储粉瓶下方的取粉器将混合粉末取出并释放到铺粉刮刀的前方,随后刮刀将这些混合粉末铺展到打印平台上进行激光选区熔化。该平台配备了波长为 1064 nm 的 500 W 连续光纤激光器和动态变焦系统,最大成形尺寸为 120 mm \times 120 mm \times 150 mm(XYZ)。

本研究制备的 Fe-Cr 合金样品共包括 11 个成分梯度,样品的最底部为纯 Fe,由下到上的 Cr 含量依次增加,每个梯度的 Cr 元素质量分数分别为 0%、2%、4%、6%、8%、10%、12%、14%、16%、18%、20%,每个成分梯度的尺寸为 10 mm \times 12 mm \times 3 mm,打印基板采用 316L 不锈钢,制备完成的试样如图 3(a)所示。样品在制备过程中所采用的工艺参数如下:激光功率为 220 W、扫描速度为 700 mm/s、光斑直径为 60 μm 、层厚为 25 μm 、填充间距为 100 μm 、层间旋转角为 90°。为了使元素粉末在打印过程中充分扩散,采用了激光重熔的扫描策略,制备过程中的每一层均采用上述工艺参数重复扫描 3 次,相邻重熔次数之间的激光旋转角为 90°,激光重熔策略的示意图如图 3(b)所示。



差,在每个成分梯度上随机进行了 16 次点扫描,图 4 为测试结果。从图 4(a)可以看出,每个梯度的实测 Cr 元素质量分数与初始设计值较为吻合,成分波动基本在 1% 以内,说明样品的合金化程度良好,元素粉末在 LPBF 过程中进行了充分的互扩散。图 4(b)显示了每个成分梯度上的点扫描平均值减去初始设计值所得的成分偏差,可以看出梯度成分样品的成分偏差非常小,最大偏差仅为 0.35%,说明本研究使用的高通量制备平台在粉末成分控制上具有较高的精度。

在 LPBF 原位合金化过程中,成分扩散不均匀是一种常见的缺陷。这是因为异质粉末需要熔池具有足够高的温度和足够长的熔融态时间才能互扩散均匀^[28]。而由于元素粉末之间存在熔点、扩散系数等物理特性的差异,其在 LPBF 过程中所产生的相变和扩散历程不同,特别是当混合粉末中存在高熔点元素粉末时(例如本研究中的 Cr 元素熔点为 1857 $^{\circ}\text{C}$,高于 Fe

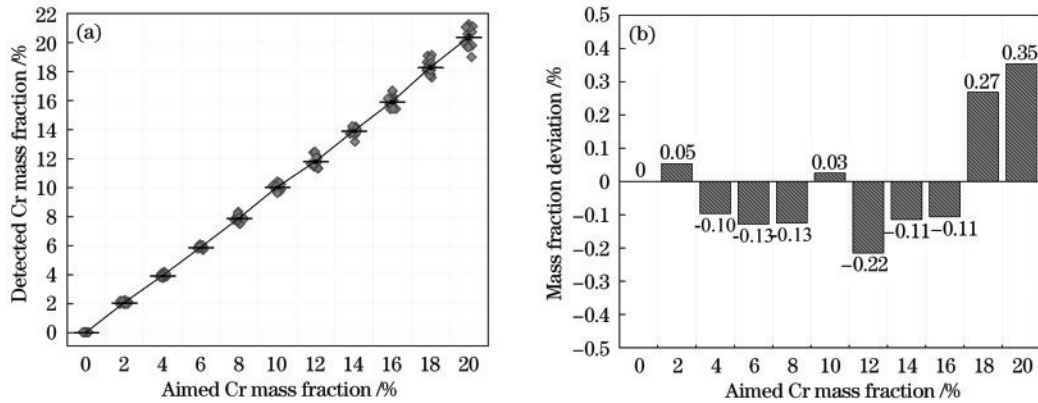


图 4 FeCr 梯度成分试样的 μ -XRF 成分分析结果。(a) Cr 元素质量分数; (b) Cr 元素质量分数偏差

Fig. 4 μ -XRF results of FeCr gradient composition samples. (a) Cr element mass fraction; (b) deviation of Cr element mass fraction

元素的 1535 $^{\circ}\text{C}$), 需要采用足够高的激光能量输入来确保所有种类的粉末都能够熔化并且扩散均匀^[9]。针对这一问题, 本研究采用了较高的激光能量 (220 W) 和较小的光斑直径 (60 μm) 来提高熔池温度, 采用了较慢的激光扫描速度 (700 mm/s) 来延长熔池处于熔融状态的时间, 除此之外, 较小的粉层厚度 (25 μm) 和多次重熔策略也会使样品的单个位置在 LPBF 过程中经历更多的反复熔凝, 反冲压力和马兰戈尼对流等引起的物理混合效果得到加强, 会进一步促进元素扩散^[29-30], 从而保证了样品具有较高的成分均匀性。

3.2 物相结构与微观组织

图 5 为 FeCr 梯度成分样品的 XRD 图谱, 所有的成分梯度均表现出体心立方 BCC 单相结构。LPBF 纯铁在室温下是 BCC 单相结构, 而 Cr 元素是铁素体稳定元素, 会促进 BCC 相形成, 因此随着 Cr 含量的增加, 各成分梯度依然为 BCC 单相结构。值得注意的是, 从纯铁到 Fe10Cr 的各个衍射峰分布强度基本相同, 其中, (110) 峰的强度最高, (211) 峰次之, 这与标准 PDF 卡片的衍射峰强度分布一致。然而, 当 Cr 元素含量增加到 12% 以后, 衍射峰分布强度开始发生变化。例如, Fe20Cr 的 (211) 峰的强度几乎为 0, 而其 (200) 峰

的强度则明显高于其他样品。这是因为 X 射线衍射峰的强度与晶体中原子的排列方式和取向有关。当晶体存在择优取向时, 某晶面将会按某一特定方向有规则排列, 能更有效地衍射入射的 X 射线, 从而使得该方向上的衍射峰强度比其他方向更高。从 XRD 检测结果上可以初步判断, 当 Cr 元素含量达到 12% 以后, 样品内晶粒的生长取向或形态开始发生变化。

图 6 为 FeCr 梯度成分样品每个成分区间的 OM 形貌。可以看出, 从纯 Fe 到 Fe10Cr 均由细小的等轴晶组成, 在 Fe10Cr 到 Fe12Cr 之间发生了等轴晶到柱状晶的转变, Fe12Cr 到 Fe20Cr 均由粗大的柱状晶组成。柱状晶沿着打印方向由下向上生长, 其尺寸可以贯穿整个观察视场。图 7 为等轴晶在高倍下的 OM 形貌, 晶粒尺寸随着 Cr 元素质量分数的增加略有减小。从图 6 和图 7 中观察到的 OM 微观形貌变化与 XRD 推测的规律一致。

Fe12Cr 到 Fe20Cr 中观察到的柱状晶是在 LPBF 中非常常见的一种组织形貌。在成形开始时, 高斯分布的激光束照射到粉末床上并迅速形成一个微小熔池, 当光束移动时, 熔池中的大部分热量通过基板区域迅速释放。由于熔池尺寸小, 激光扫描速度快, 冷却速度可以达到 $10^5 \sim 10^7$ K/s, 在这种冷却速度下会形成定向生长的柱状晶^[5]。凝固过程中在熔池底部的区域首先形核, 晶粒在高冷却速度下沿热流方向生长。在后续逐层制造的过程中, 已经凝固的区域会被部分重熔, 前一层的残余晶粒可以作为后续的形核点, 新晶粒通过外延生长形成跨越多层的粗大、有择优取向的柱状晶粒, 通常沿打印的高度方向具有 $\langle 001 \rangle$ 的织构^[31-32]。

与柱状晶相比, 纯 Fe 到 Fe10Cr 内产生的等轴晶粒是比较反常的, 由于金属材料的凝固组织一方面与晶体的生长形态与结晶参数密切相关, 在相同工艺参数下凝固特性又会随合金成分的变化而改变, 即合金成分变化会导致熔体的物性参数发生相应变化, 进而影响到熔池的温度梯度和凝固速率, 从而导致晶体生长形态的变化。导热系数是影响材料凝固温度最重要

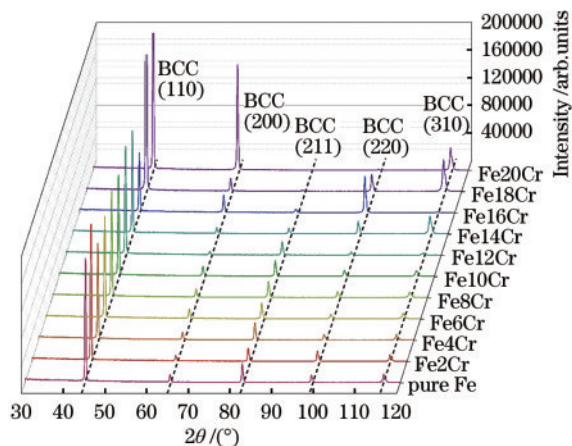


图 5 FeCr 梯度成分试样的 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of FeCr gradient composition specimens

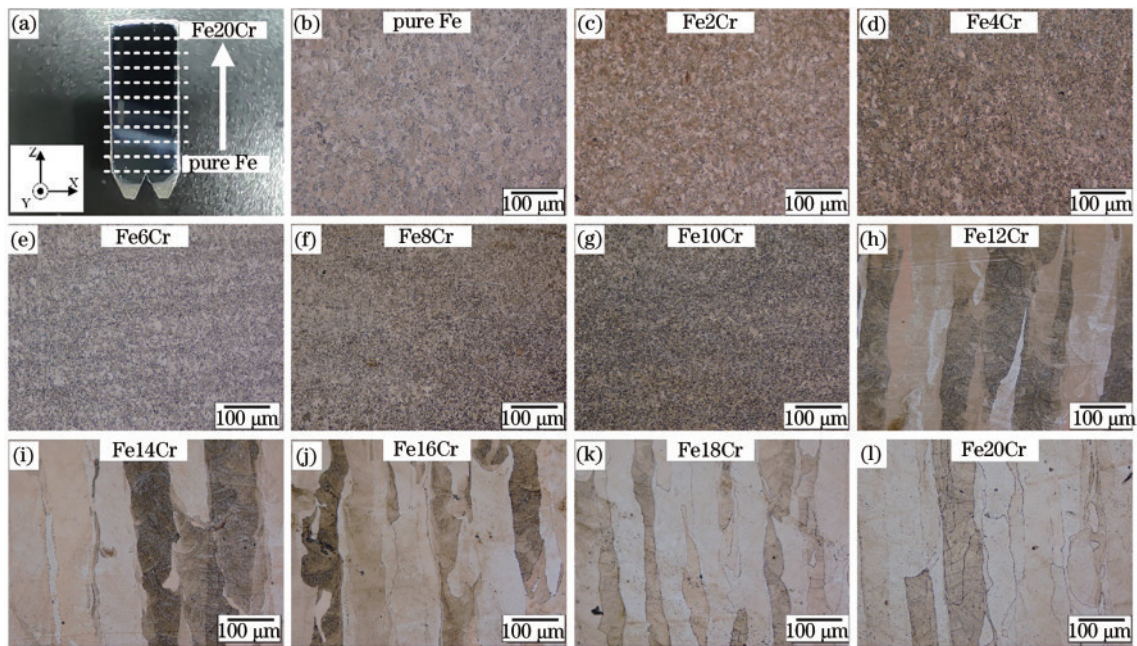


图6 FeCr 梯度成分试样的 OM 形貌。(a) 样品截面; (b) 纯 Fe; (c) Fe2Cr; (d) Fe4Cr; (e) Fe6Cr; (f) Fe8Cr; (g) Fe10Cr; (h) Fe12Cr; (i) Fe14Cr; (j) Fe16Cr; (k) Fe18Cr; (l) Fe20Cr

Fig. 6 OM morphology of FeCr gradient composition specimens. (a) Sample cross section; (b) pure iron; (c) Fe2Cr; (d) Fe4Cr; (e) Fe6Cr; (f) Fe8Cr; (g) Fe10Cr; (h) Fe12Cr; (i) Fe14Cr; (j) Fe16Cr; (k) Fe18Cr; (l) Fe20Cr

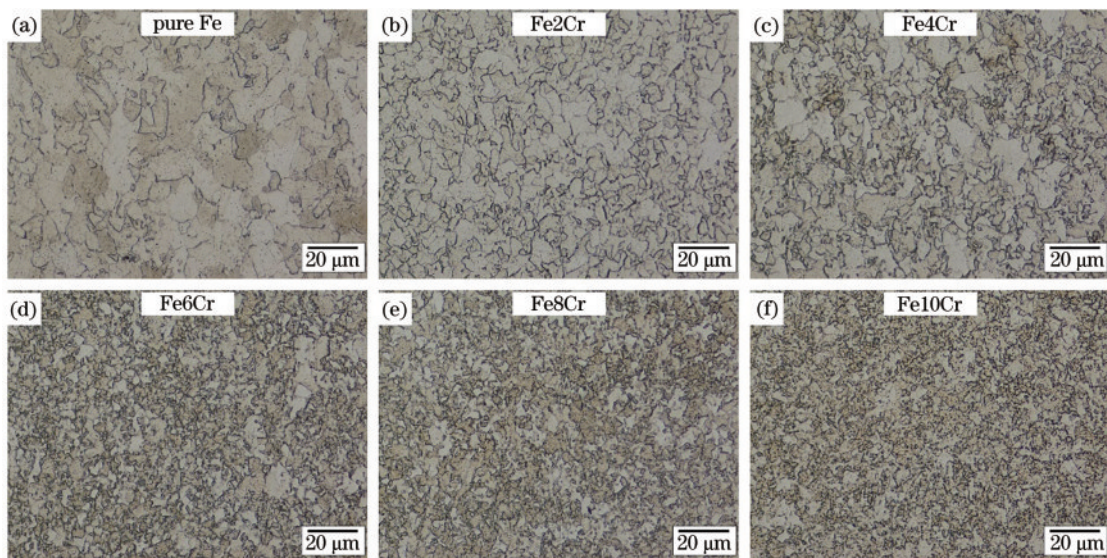


图7 纯 Fe 到 Fe10Cr 的高倍 OM 形貌。(a) 纯 Fe; (b) Fe2Cr; (c) Fe4Cr; (d) Fe6Cr; (e) Fe8Cr; (f) Fe10Cr

Fig. 7 OM morphology at high magnification from pure Fe to Fe10Cr. (a) Pure Fe; (b) Fe2Cr; (c) Fe4Cr; (d) Fe6Cr; (e) Fe8Cr; (f) Fe10Cr

的物性参数之一,采用 JMatPro 计算了 Fe10Cr 和 Fe12Cr 合金在不同温度下的导热系数,结果如图 8 所示,研究其是否能够定性诠释晶体形态变化的原因。在 800 °C 以下时,Fe10Cr 合金体系的导热系数比 Fe12Cr 略高,但在 800~1500 °C 区间,两者的导热系数几乎相同,并未发生较大程度的突变。本研究中所有成分样品的激光工艺参数相同,因此可以推测出 Fe10Cr 到 Fe12Cr 之间的等轴晶-柱状晶转变并不是材料的导热系数发生较大变化而导致的。

由于铁是一种在不同温度下表现出复杂 BCC↔FCC 相变的金属,这种特殊的等轴晶组织形貌可能与其在凝固过程中经历的相变有关。图 9 为使用 Thermo-Calc 计算得到的 FeCr 合金热力学相图,结合微观组织分析可以发现,所有具有等轴晶的成分从液相到室温均会经历一个完全的 BCC→FCC→BCC 的相区。因此,可以推断这一相变会对等轴晶的形成起到重要作用。Lejček 等^[33]也在 LPBF 制备的纯铁中发现了完全的等轴晶组织,他们提出了一个基于热循环

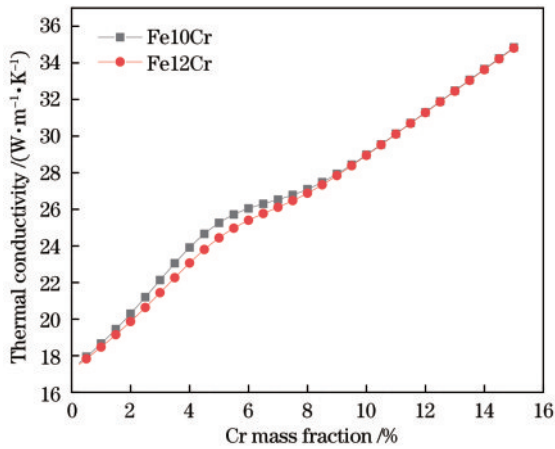


图 8 不同 Cr 元素质量分数下的 FeCr 合金导热系数

Fig. 8 Thermal conductivity of FeCr alloy with different Cr element mass fractions

诱导晶粒分解的模型来解释这种微观结构的形成原因。根据 Lejček 等的研究, 纯铁在 LPBF 凝固过程中首先会在熔池边界形成向熔池中心生长的 BCC 柱状晶粒, 初始状态下的柱状晶粒是随机取向的, 在竞相生长的机制下, 沿着热流方向的部分柱状晶生长速度最快, 最后占据整个熔池。由于整个凝固过程速度极快, 预计 BCC 结构会直接保持到室温, 过程中不会发生相变。然后, 由后续激光道次所产生的热循环使先前凝固的柱状晶发生 BCC→FCC→BCC 的转变, 初生的柱状晶粒发生再结晶, 被分解成细小的多边形等轴晶。根据这个模型, LPBF 过程的热循环是促进等轴晶形成的主要原因。然而, Zafari 等^[34]的试验证明了上述模型并不准确, 他们在 LPBF 制备的纯铁表面进行了单道激光扫描, 从单道熔池截面上发现晶粒均为细小的等轴晶, 这就排除了热循环导致的再结晶晶粒细化机制。由于 LPBF 是一个强烈的非平衡凝固过程, 并且熔池尺度微小, 相变速度快, 难以用常规的手段进行观察, 因此, 目前并未有学者提出更加准确的等轴晶形成原因, 相关的形核机制仍有待进一步探索。

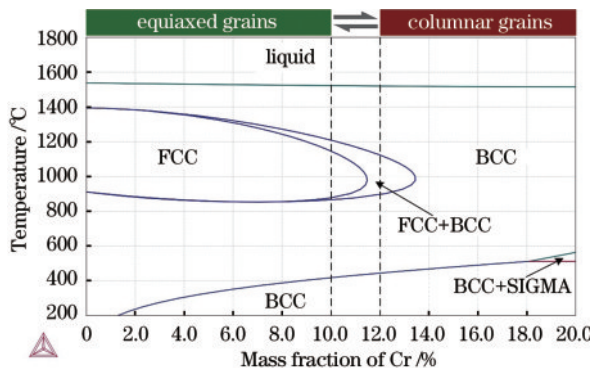


图 9 FeCr 二元合金相图

Fig. 9 Phase diagram of FeCr binary alloy

3.3 显微硬度

图 10 为 FeCr 梯度成分样品每个成分区间的显微硬度。纯 Fe 的显微硬度为 119 HV_{0.5}, 随着 Cr 含量的增加, 样品的显微硬度在固溶强化的作用下得到提高, Fe10Cr 的显微硬度达到了 181 HV_{0.5}。然而, Fe12Cr 的显微硬度急剧下降到 153 HV_{0.5}。这主要由于其微观组织从等轴晶转变为了粗大的柱状晶。根据图 6 中的 OM 形貌可知, Fe12Cr 的晶粒尺寸远大于 Fe10Cr, 晶粒尺寸的增加导致晶界数量减少, 根据 Hall-Petch 原理^[35], 由晶界产生的细晶强化效应减弱, 导致材料的抗变形能力降低。Fe12Cr 到 Fe20Cr 均为柱状晶组织, 在固溶强化的效果下, 显微硬度逐渐增加到 177 HV_{0.5}。

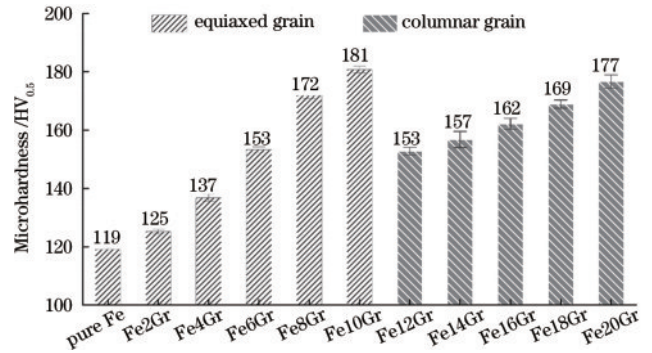


图 10 FeCr 梯度成分试样显微硬度

Fig. 10 Microhardness of specimens with FeCr gradient composition

硬度是材料抵抗划痕、磨损、压缩等力作用的能力, 材料的硬度越高, 其耐磨损性能越好。除此之外, 材料的硬度和其屈服强度之间也存在正相关关系, 材料的硬度越高, 其屈服强度也会越高, 屈服强度的数值通常为硬度的 3 倍左右。FeCr 合金常被用于制造不锈钢、耐火材料、磁性材料、耐热合金材料等, 根据应用环境不同, 对材料的耐磨性以及强度的要求也有所变化。本研究探索了不同成分下的 FeCr 合金的硬度变化规律, 可以为相关材料的应用提供合金成分优化的参考依据。

4 结 论

以纯 Fe 和纯 Cr 粉末为原材料, 通过 LPBF 原位合金化技术制备了 FeCr 梯度成分试样, 研究了不同 Cr 元素成分梯度的化学成分、相组成、微观组织形貌和显微硬度变化规律。

梯度成分样品的成分均匀性良好, 单个梯度的成分波动基本在 1% 以内, 最大偏差仅为 0.35%。XRD 显示所有的成分梯度均为 BCC 结构。纯 Fe 到 Fe10Cr 均由等轴晶组成, 在 Fe10Cr 和 Fe12Cr 之间发生了由等轴晶向柱状晶粒的转变。等轴晶的细晶强化效果可以有效提升样品的显微硬度, Fe10Cr 的显微硬度为

181 HV_{0.5}, 在所有成分梯度中最高。本研究中采用的方法和得到的结果可应用于新型铁基合金的设计与制备。

参 考 文 献

- [1] Boes J, Röttger A, Becker L, et al. Processing of gas-nitrided AISI 316L steel powder by laser powder bed fusion-microstructure and properties[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100836.
- [2] Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility[J]. Nature Materials, 2018, 17(1): 63-71.
- [3] 房立家, 孙兵兵, 张强, 等. 激光选区熔化成形零件结构设计与分析[J]. 激光与光电子学进展, 2023, 60(5): 0514010.
Fang L J, Sun B B, Zhang Q, et al. Structural design and analysis of selective laser melting forming parts[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2023, 60(5): 0514010.
- [4] 陈润平, 张冬云, 胡松涛, 等. 激光粉末床熔融成形多孔结构的压缩性能及数值模拟研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(17): 1714006.
Chen R P, Zhang D Y, Hu S T, et al. Compressive properties and numerical simulation of porous structure fabricated by laser powder bed fusion[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(17): 1714006.
- [5] DebRoy T, Mukherjee T, Milewski J O, et al. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions[J]. Nature Materials, 2019, 18(10): 1026-1032.
- [6] Lindström T, Ewest D, Simonsson K, et al. Constitutive model of an additively manufactured ductile nickel-based superalloy undergoing cyclic plasticity[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 132: 102752.
- [7] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. Nature, 2017, 549(7672): 365-369.
- [8] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [9] Brodie E G, Medvedev A E, Frith J E, et al. Remelt processing and microstructure of selective laser melted Ti25Ta[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 820: 153082.
- [10] Dong Y P, Li Y L, Zhou S Y, et al. Cost-affordable Ti-6Al-4V for additive manufacturing: powder modification, compositional modulation and laser *in situ* alloying[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101699.
- [11] Duan R X, Li S, Cai B, et al. *In situ* alloying based laser powder bed fusion processing of β Ti-Mo alloy to fabricate functionally graded composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 222: 109059.
- [12] Huang S, Narayan R L, Tan J H K, et al. Resolving the porosity-unmelted inclusion dilemma during *in-situ* alloying of Ti34Nb via laser powder bed fusion[J]. Acta Materialia, 2021, 204: 116522.
- [13] Wang H, Luo H L, Chen J Q, et al. Cost-affordable, biomedical Ti-5Fe alloy developed using elemental powders and laser *in situ* alloying additive manufacturing[J]. Materials Characterization, 2021, 182: 111526.
- [14] Wang J C, Liu Y J, Liang S X, et al. Comparison of microstructure and mechanical behavior of Ti-35Nb manufactured by laser powder bed fusion from elemental powder mixture and prealloyed powder[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 105: 1-16.
- [15] Ewald S, Kies F, Hermsen S, et al. Rapid alloy development of extremely high-alloyed metals using powder blends in laser powder bed fusion[J]. Materials, 2019, 12(10): 1706.
- [16] Chen P, Li S, Zhou Y H, et al. Fabricating CoCrFeMnNi high entropy alloy via selective laser melting *in situ* alloying[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 43: 40-43.
- [17] Lin D Y, Xu L Y, Li X J, et al. A Si-containing FeCoCrNi high-entropy alloy with high strength and ductility synthesized *in situ* via selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101340.
- [18] Hou Y Q, Su H, Zhang H, et al. Fabricating homogeneous FeCoCrNi high-entropy alloys via SLM *in situ* alloying[J]. Metals, 2021, 11(6): 942.
- [19] Bosio F, Manfredi D, Lombardi M. Homogenization of an Al alloy processed by laser powder bed fusion *in situ* alloying[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 904: 164079.
- [20] Skelton J M, Sullivan E J, Fitz-Gerald J M, et al. Efficacy of elemental mixing of *in situ* alloyed Al-33wt% Cu during laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 299: 117379.
- [21] 张浩, 侯雅青, 王炫东, 等. 304L 不锈钢的激光粉末床熔融原位合金化[J]. 中国激光, 2023, 50(4): 0402001.
Zhang H, Hou Y Q, Wang X D, et al. *In-situ* alloying of 304L stainless steel by laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(4): 0402001.
- [22] Shoji Aota L, Bajaj P, Zschommer Sandim H R, et al. Laser Powder-bed fusion as an alloy development tool: parameter selection for *in-situ* alloying using elemental powders[J]. Materials, 2020, 13(18): 3922.
- [23] He Y Z, Zhang H, Su H, et al. *In situ* alloying of Fe-Cr-Co permanent magnet by selective laser melting of elemental iron, chromium and cobalt mixed powders[J]. Metals, 2022, 12(10): 1634.
- [24] 鹿荣贵, 张馨月, 程序, 等. 基于成分梯度的激光快速熔炼镍基合金显微组织形成及演化机理研究[J]. 中国激光, 2023, 50(4): 0402019.
Lu R G, Zhang X Y, Cheng X, et al. Microstructure formation and evolution mechanism of laser rapid melted nickel based alloy based on composition gradient[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(4): 0402019.
- [25] Nie J J, Wei L, Li D L, et al. High-throughput characterization of microstructure and corrosion behavior of additively manufactured SS316L-SS431 graded material[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101295.
- [26] Teh W H, Chaudhary V, Chen S L, et al. High

- throughput multi-property evaluation of additively manufactured Co-Fe-Ni materials libraries[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 102983.
- [27] 余满江, 吴成萌, 冯爱新, 等. 激光沉积制备 316L-IN625 梯度材料的组织与力学性能[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 0802007.
- Yu M J, Wu C M, Feng A X, et al. Microstructure and mechanical properties of 316L-IN625 gradient material prepared via laser deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 0802007.
- [28] Wang J, Wang Y C, Su Y T, et al. Evaluation of *in-situ* alloyed Inconel 625 from elemental powders by laser directed energy deposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 830: 142296.
- [29] 李宸庆, 侯雅青, 苏航, 等. 铁/镍元素粉末的选区激光熔化过程扩散动力学研究[J]. 材料导报, 2020, 34(S1): 370-374.
- Li C Q, Hou Y Q, Su H, et al. Diffusion dynamic analysis on selective laser melting process of Fe/Ni Powder[J]. Materials Reports, 2020, 34(S1): 370-374.
- [30] Ly S, Rubenchik A M, Khairallah S A, et al. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Scientific Reports, 2017, 7(1): 1-12.
- [31] Yan F Y, Xiong W, Faierson E. Grain structure control of additively manufactured metallic materials[J]. Materials, 2017, 10(11): 1260.
- [32] Nagase T, Hori T, Todai M, et al. Additive manufacturing of dense components in beta-titanium alloys with crystallographic texture from a mixture of pure metallic element powders[J]. Materials & Design, 2019, 173: 107771.
- [33] Lejček P, Roudnická M, Čapek J, et al. Selective laser melting of pure iron: multiscale characterization of hierarchical microstructure[J]. Materials Characterization, 2019, 154(3): 222-232.
- [34] Zafari A, Xia K. Nano/ultrafine grained immiscible Fe-Cu alloy with ultrahigh strength produced by selective laser melting[J]. Materials Research Letters, 2021, 9(6): 247-254.
- [35] Hansen N. Hall-Petch relation and boundary strengthening [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801-806.