

时效热处理对增材制造 FeCoNi 中熵合金 微观组织与力学性能的影响

夏忠虎^{1, 2}, 张友昭¹, 任延杰², 李昱彤², 李相伟¹, 张书彦¹

(1. 东莞材料基因高等理工研究院, 广东东莞 523808; 2. 长沙理工大学 能源与动力工程学院, 湖南长沙 410014)

摘要: 采用激光选区熔化 (SLM) 技术制备了一种新型高强FeCoNi中熵合金, 通过SEM、TEM、EBSD和XRD分析了时效热处理对FeCoNi合金微观组织与力学性能的影响。结果表明: 沉积态样品为单相的BCC固溶体, 平均晶粒尺寸为4.29 μm , 显微硬度为HV 336, 抗拉强度1 010 MPa, 伸长率约4%。经过470 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后, 在晶界与晶内析出白色颗粒状沉淀相, TEM分析为富Ni的 Ni_3Fe 金属间化合物。 Ni_3Fe 相含量随热处理时间的延长逐渐增加, 时效4 h后析出相含量最多为13%, 合金平均硬度增至HV 535, 与沉积态相比硬度提升了59%, 抗拉强度提高到1 514 MPa。470 $^{\circ}\text{C}$ 低温时效热处理使合金组织中产生了纳米级 Ni_3Fe 析出相, 同时细化晶粒, 且析出相与基体呈现共格关系, 显著提高合金强度。

关键词: 中熵合金; 激光选区熔化; 析出强化; 微观组织; 力学性能

作者简介:

夏忠虎 (1998-), 男, 硕士生, 研究方向为增材制造中熵合金力学性能调控。
E-mail: xia_zh503@163.com

通讯作者:

李相伟, 副研究员, 博士。
E-mail: xiangwei.li@ceamat.com

中图分类号: TG156

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2023) 12-1577-08

基金项目:

广东省基础与应用基础研究重大项目 (2020B0301030001); 广东省引进创新创业团队项目 (2016ZT06G025)。

收稿日期:

2023-03-02 收到初稿,
2023-04-03 收到修订稿。

中熵合金是指由3~4种元素以等原子比或非等原子比混合而成的单相固溶体, 合金混合熵在 $1R\sim 1.5R$ 之间^[1] [R 是气体常数 $8.314\text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$]。其由多种元素所引起的高熵效应、晶格畸变、迟滞扩散和“鸡尾酒效应”, 使得中熵合金相比传统合金具有更优异的力学性能、耐腐蚀性以及耐磨性, 因此受到研究人员的广泛关注^[2-4]。其中CrCoNi中熵合金室温抗拉强度高达800 MPa, 伸长率70%, 且在液氮温度下强度和延展性同步提高, 力学性能显著优于CrMnFeCoNi高熵合金^[5]。然而, 具有优异磁性能、耐腐蚀和导热性能^[6]的FCC结构FeCoNi中熵合金强度较低, 抗拉强度为320 MPa^[7], 限制了其作为结构材料的实际应用。

为了提高FeCoNi中熵合金的强度, 前期研究发现细化晶粒、析出强化相或引入纳米孪晶是改善合金性能的有效方式。激光选区熔化 (SLM) 技术作为一种增材制造方式, 成形中熵合金可以避免合金化学成分偏析和枝晶组织粗大等缺点, 同时SLM工艺固有的高冷却速率和高温度梯度通常可以显著细化晶粒^[8]。Mu等^[9]通过SLM成功制备了晶粒尺寸为13 μm 的 (FeCoNi) AlTi合金, 并且沉积态组织中具有高密度位错, 细晶和位错减少了变形过程中晶界的应力集中, 从而避免晶间裂纹的扩展, 显示出优异的强度和韧性。

另外, 通过热处理调控合金组织也可以提高合金强度。如AN等^[10]通过退火工艺获得了晶粒尺寸约为7 μm 的FeCoNi合金, 退火过程中晶粒细化和大量退火孪晶的形成, 使材料强度显著提高 (590 MPa), 同时改善了材料加工硬化能力。除此之外, 一些研究者以FeCoNi合金为基础合金, 添加不同含量的Ti、Al和V等合金元素^[11-12], 形成高密度金属间化合物沉淀相, 提升合金强度。但是由于以上元素的添加会导致合金导热性能明显降低^[13]。因此, 在保证FeCoNi合金高导热的前提下, 如何通过合适的热处理制度提升材料强度成为关键。而目前关于热处理对激光选区熔化成形FeCoNi合金微观组织和力学的影响尚未报道。综上, 本文首先采用激光选区熔化成形单相FeCoNi合金, 然后通过调整热处理工艺控制其微观结构演变, 改善合金硬度和强度, 探索新型析出强化FeCoNi中熵合金的强化机制。

1 试验材料与方法

试验材料为雾化制备的FeCoNi中熵合金粉末，粉末平均粒径为 $34.8\ \mu\text{m}$ ，化学成分为：40Fe-15Ni-45Co（质量分数）。试验前，将粉末置于真空干燥箱中 $80\ \text{℃}$ 保温24 h，以提高铺粉过程中粉末的流动性。

采用HBD150型激光选区熔化成形设备制备FeCoNi合金试样，该设备激光光斑直径为 $30\ \mu\text{m}$ 。制备过程中通入氩气保护，氧含量控制在 200×10^{-6} 以下，基板选用304L不锈钢，基板预热 $90\ \text{℃}$ 。利用优化后的成形工艺参数：激光功率200 W，扫描速度700 mm/s，扫描间距 $100\ \mu\text{m}$ ，层厚 $30\ \mu\text{m}$ ，扫描策略采用相邻层间旋转 67° ，拉伸试样尺寸如图1所示。对沉积态试样进行 $470\ \text{℃}$ 保温不同时间（0.5 h、1 h、2 h和4 h，空冷）的时效热处理。

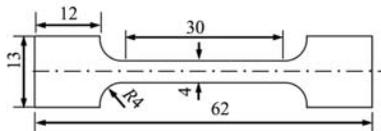


图1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 Sample sizes for tensile tests

经磨抛处理后，采用Ultima VI型X射线衍射仪（XRD）测试沉积态试样与热处理态试样的物相结构，扫描角度 $20^\circ \sim 100^\circ$ ，扫描速度 $4^\circ/\text{min}$ ，靶材为Cu靶；试样磨抛后采用10% H_3PO_4 电解腐蚀，使用蔡司Axio Scope5型光学显微镜（OM）和JSM-IT800扫描电子显微镜（SEM）观察微观组织；用Gatan PIPS-695离子减薄仪对透射电镜试样进行减薄制样后，使用FEI Talos F200透射电子显微镜（TEM）观察试样高倍组织、高分辨形貌以及元素分布；标准磨抛后振动抛光4 h，对试样进行电子背散射衍射（EBSD）测试分析晶粒形貌及晶粒尺寸；利用Duramin-40A1型维氏硬度计测量试样不同时效处理后的显微硬度，5点取平均值；采用Instron8802型材料试验机进行室温拉伸试验，每个参数下测试三个拉伸试验，并采用SEM对拉伸试样进行断口形貌观察。

2 试验结果与讨论

2.1 沉积态组织

图2是沉积态FeCoNi试样横截面与纵截面显微组织形貌。试样横截面上存在相互交错的条状熔池，相

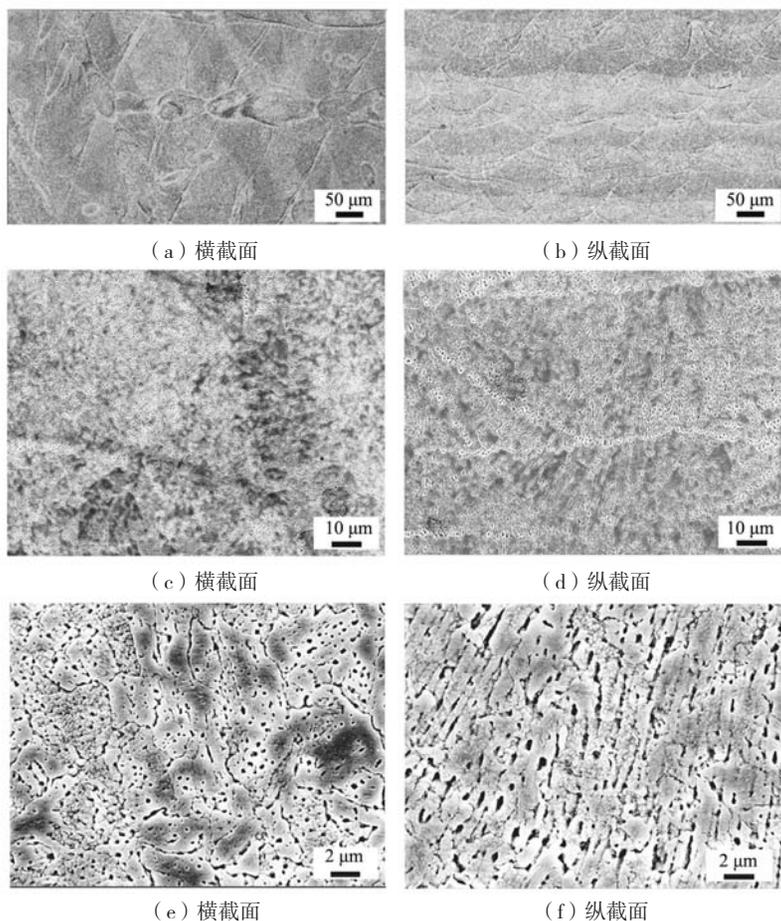


图2 沉积态微观组织形貌

Fig. 2 Microstructures of the as-deposited alloy

邻沉积层间熔池取向差接近层间扫描旋转角 67° ，搭接效果良好，表面基本无孔洞和搭接缺陷（图2a）。SLM试样沿沉积方向上存在半椭圆状熔池，呈“鱼鳞状”分布（图2b），熔池搭接区未发现微裂纹，层与层之间冶金结合良好。进一步观察熔池内部微观组织发现，组织中存在不同方向的柱状亚结构，纵截面的柱状晶沿成形方向生长，具有定向凝固组织特点，这是由于熔池内部温度场整体热流方向近似平行于成形方向，使不同区域晶粒沿外延方向生长所导致^[14]。观察SLM试样高倍照片，未发现沉积态中有明显的析出相，呈现为单相组织（图2e），纵截面存在明显的胞晶组织形貌（图2f）。

2.2 热处理态组织

图3为沉积态和热处理态FeCoNi合金的EBSD晶粒取向图。由图3a可知，沉积态合金由等轴晶组成，合金中晶粒取向随机分布，平均晶粒尺寸为 $4.29\ \mu\text{m}$ 。470 °C不同时间热处理后，晶粒仍为等轴晶，无择优取向，但细晶数量相对沉积态要多。可以发现随着时效时间的延长，对大小晶粒数量存在显著影响，热处理前后晶粒尺寸如表1所示。时效0.5 h平均晶粒减小为 $2.29\ \mu\text{m}$ ；进一步延长时效时间1 h时整体晶粒尺寸没有较大变化，但合金中小晶粒数量增加；热处理4 h后细晶比例更高，平均晶粒尺寸降低为 $1.44\ \mu\text{m}$ 。热处理使合金晶粒尺寸变化的主要原因为合金在时效过程中发

表1 热处理前后FeCoNi合金的晶粒尺寸
Table 1 Grain size of FeCoNi alloy before and after heat treatment

项目	沉积态	470 °C/0.5 h	470 °C/1 h	470 °C/4 h
晶粒尺寸/ μm	4.29	2.29	2.19	1.44

生了动态再结晶行为，晶界作为形核的首选位置，较小晶粒优先在晶界位置形核，导致晶界上出现很多细小晶粒。

图4为470 °C不同时效时间的SEM微观组织。时效0.5 h后，晶界上形成大量白色颗粒状沉淀相，如图4a所示。时效处理1 h后，析出相的数量不断增多，进一步延长热处理时间至4 h，在晶粒内部也形成细小的白色链状析出相。随着时效时间的延长，晶界和晶内析出相数量缓慢增加（图4b~d），这表明470 °C长时间时效使析出相得到了充分的沉淀析出。

采用XRD研究沉积态及不同时效时间下合金的物相结构，如图5所示。结果可见，沉积态为BCC单相结构。时效处理后出现（111）衍射峰，经过Jade6软件分析可知470 °C保温0.5 h后组织中析出 Ni_3Fe 相（PDF卡片号#88-1715），而且随着保温时间的延长，（111）和（200）晶面衍射峰的相对强度逐渐增强，表明 Ni_3Fe 相含量增多。基于BCC相（110）晶面和FCC相（111）晶面的衍射强度来表示各相所占百分比^[15]，用 $I(111)/I(110)$ 估计FCC结构 Ni_3Fe 析出相的相对含量，计

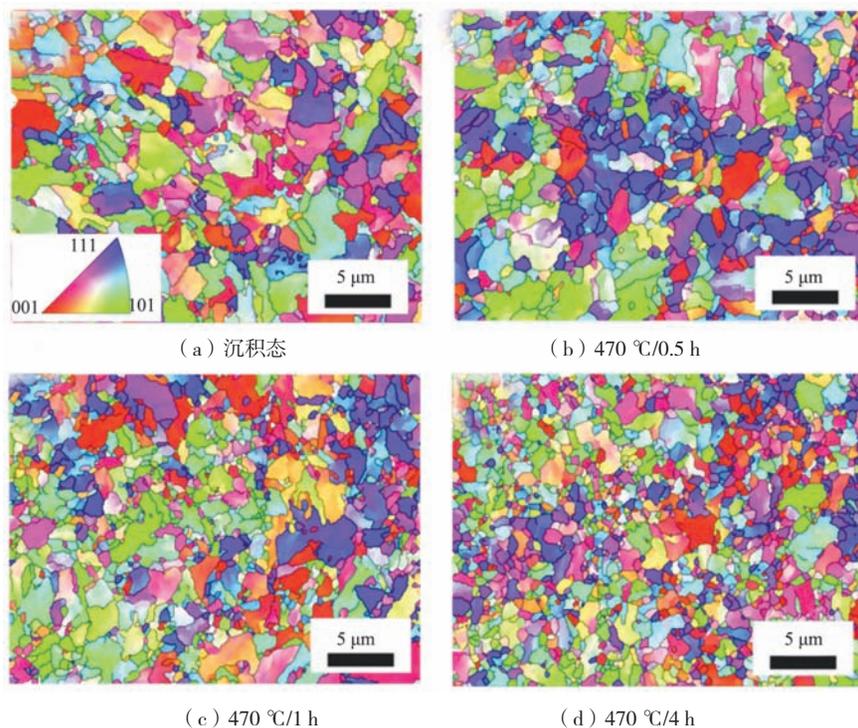


图3 热处理前后FeCoNi合金的EBSD晶粒取向图

Fig. 3 EBSD orientation maps of FeCoNi specimens before and after heat treatment

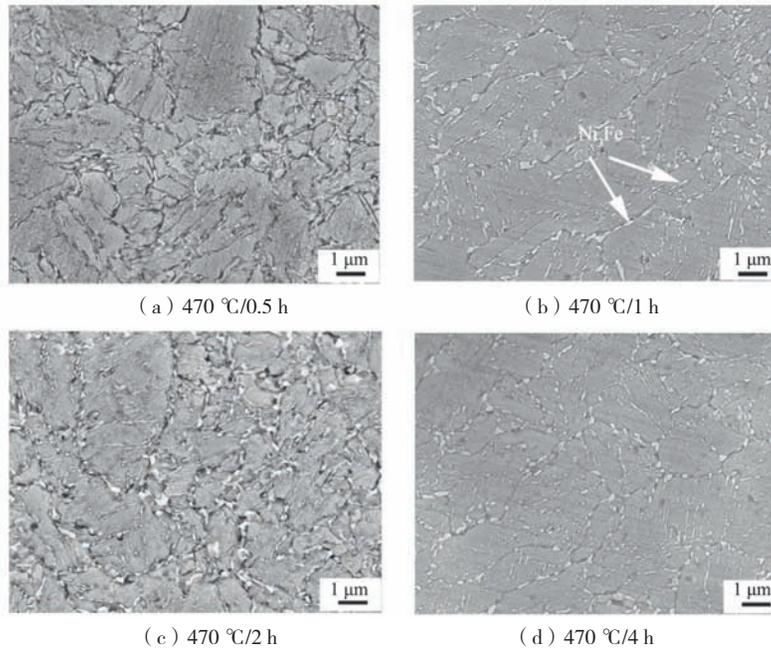


图4 时效不同时间合金的显微组织形貌

Fig. 4 Microstructure morphologies of alloys with different time aging

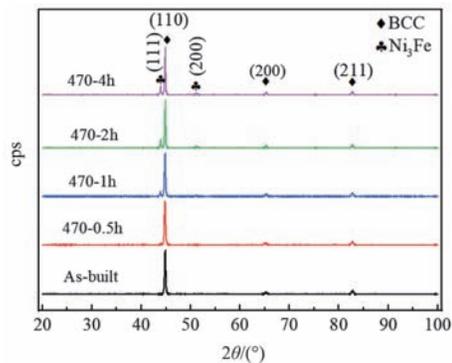


图5 沉积态和热处理态FeCoNi合金试样的XRD图谱

Fig. 5 XRD patterns of as-built and heat-treated FeCoNi alloy samples

算得出470 °C时效0.5、1、2、4 h后 Ni_3Fe 的含量分别为2%、5%、8%和13%。

图6为470 °C保温1 h后样品的TEM观察结果。470 °C/1 h热处理后晶界处析出的不连续颗粒状析出相，主要富含Ni元素（图6a）。另外在晶粒内部发现大量更加细小弥散的针状纳米相，析出相的尺寸约为50 nm，弥散分布于基体中，EDS结果可知该纳米析出相同样富含Ni元素（图6b）。

图7为FeCoNi合金470 °C热处理后富Ni相的TEM图像。图7a、b显示了晶界析出物的形貌及其沿[101]轴的选区衍射花样，对该相进行标定，并结合图6析出

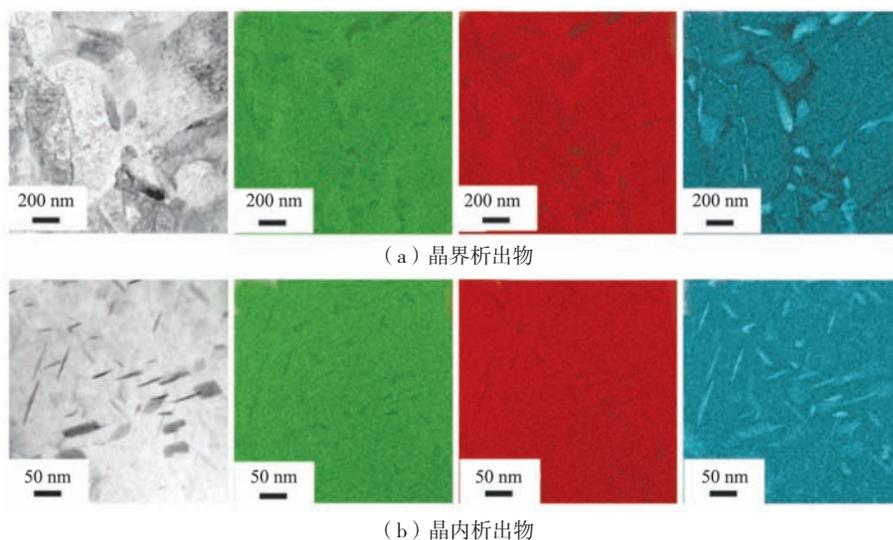


图6 470 °C热处理后不同位置析出物的明场像和元素分布图

Fig. 6 Bright field images and EDS mapping of precipitates at different positions after 470 °C heat treatment

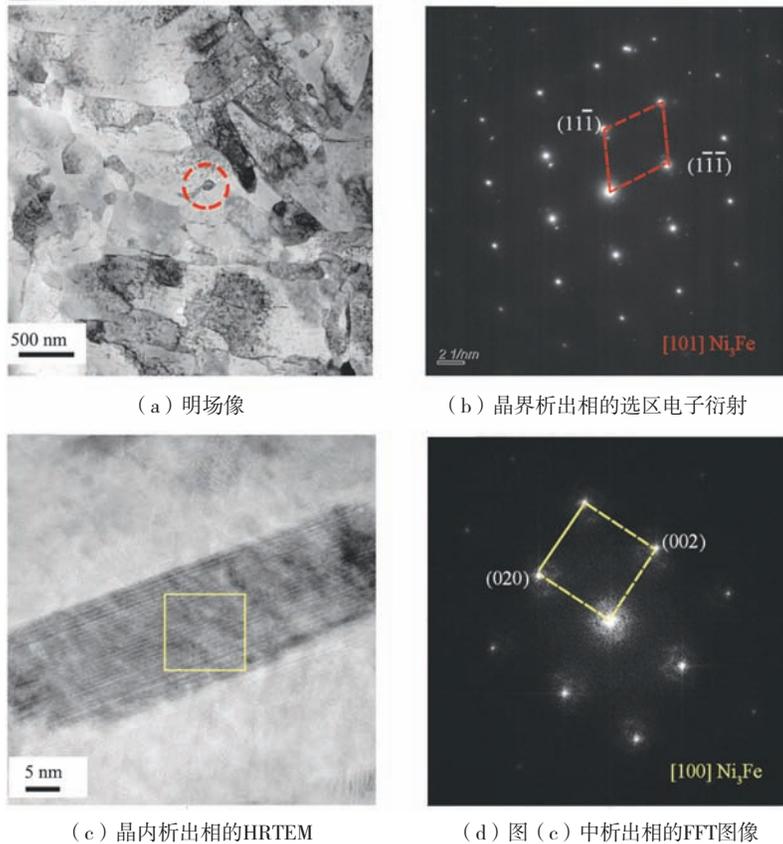


图7 FeCoNi合金在470 °C热处理后的TEM 组织

Fig. 7 TEM structures of FeCoNi alloys after heat treatment at 470 °C

物元素分析，结果为FCC结构的Ni₃Fe相。晶内析出相的高分辨图像（HRTEM）及对应的快速傅里叶变换图（FFT），如图7c、d所示。经测量析出相（002）晶面间距为0.177 nm，晶内析出相同样为Ni₃Fe相，不同的是析出相尺寸更加细小。通过HRTEM以及FFT分析，计算析出相与基体的错配度为：

$$\delta = \frac{d_{(111) Ni_3Fe} - d_{(110) CoFe}}{d_{(111) Ni_3Fe}} = \frac{2.085 - 2.057}{2.085} = 0.012 \quad (1)$$

极低的错配度降低了析出相的形核势垒，错配度小于0.05，Ni₃Fe析出相与基体呈共格关系。

2.3 硬度和拉伸性能

时效热处理对FeCoNi合金显微硬度的影响如表2所示。结果发现沉积态硬度为HV336，随着保温时间的延长合金硬度逐渐增大，470 °C保温0.5 h合金硬度大幅提升至HV490，进一步延长保温时间至4 h后硬度增加

表2 热处理前后FeCoNi合金的显微硬度
Table 2 Microhardnesses of FeCoNi alloys before and after heat treatment

项目	沉积态	470 °C/0.5 h	470 °C/1 h	470 °C/4 h
硬度HV	336 ± 6	490 ± 15	494 ± 13	535 ± 10

到HV535。

图8为不同时效时间对FeCoNi合金室温拉伸性能的影响。由图可知，合金通过不同时间等温时效处理后，试样强度得到不同程度的提升。沉积态样品表现出高强度（抗拉强度为1 010 MPa）和有限的塑性变形能力（伸长率为4%）；时效0.5 h合金屈服强度为1 000 MPa，抗拉强度为1 075 MPa；时效1 h后强度显著提高，屈服强度1 312 MPa，抗拉强度1 413 MPa；时效时间延长至4 h时抗拉强度由1 413 MPa增加到

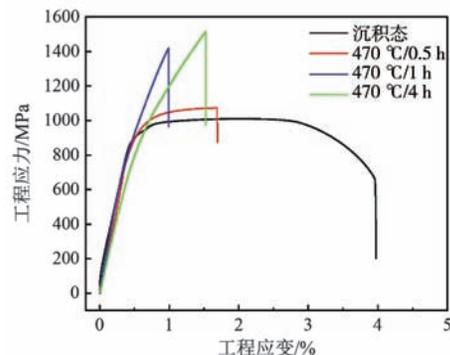


图8 热处理前后FeCoNi合金的拉伸性能

Fig. 8 Tensile properties of FeCoNi alloy before and after heat treatment

1 514 MPa, 而屈服强度由1 312 MPa降低到1 093 MPa。然而, 伴随着合金硬度和强度的增加, 伸长率明显下降。

进一步对沉积态和热处理态拉伸试样的断口进行SEM观察, 如图9所示。可以看出沉积态试样的拉伸

断口有大量的韧窝沿断裂面分布, 但韧窝尺寸非常细小, 平均直径小于1 μm , 深度较浅, 分布不均匀(图9a)。时效处理后合金拉伸断口中存在少量微裂纹和小的解离平台(图9b~d), 没有观察到韧窝, 表明为脆性断裂。

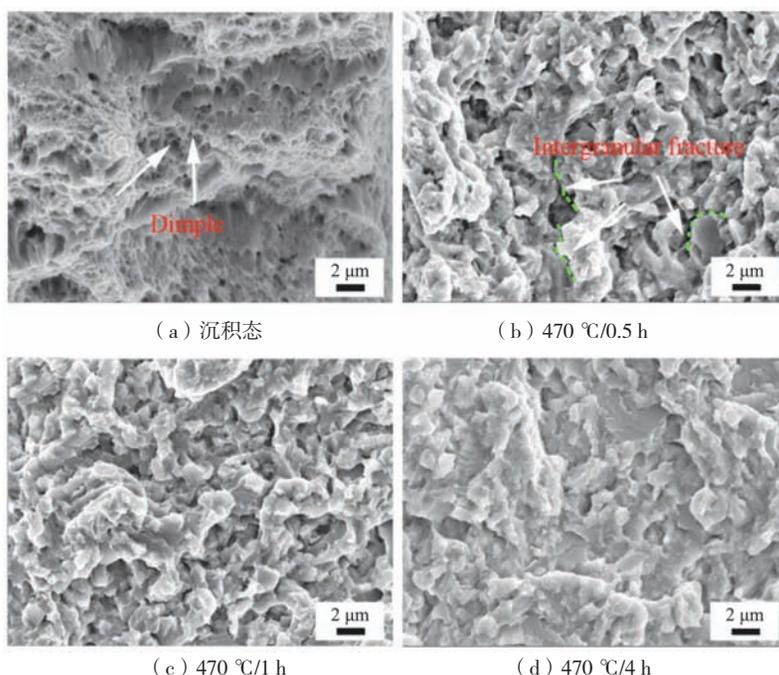


图9 沉积态和热处理态FeCoNi拉伸试样的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of FeCoNi tensile specimens as deposited and heat treated

根据上述研究结果, 我们发现SLM成形FeCoNi中熵合金的强化机制为细晶强化和第二相强化。相比传统制造方式, 采用SLM成形的BCC单相FeCoNi合金抗拉强度提高约80%^[16], 沉积态高强度主要来源于合金为BCC单相结构以及组织中晶粒尺寸细小, 晶界密度高, 能够有效阻碍变形过程中位错滑移。

根据Fe-Co-Ni三元合金相图^[17], FeCoNi中熵合金的晶体结构与合金成分密切相关。而本试验材料为40Fe-15Ni-45Co, 基体主要为BCC结构。合金在470 $^{\circ}\text{C}$ 时效热处理过程中晶体结构由BCC单相转变为BCC+FCC双相结构。FCC析出相的形成主要是由于470 $^{\circ}\text{C}$ 时效温度正好处于 Ni_3Fe 相沉淀析出的温度区间(400~500 $^{\circ}\text{C}$), 在孙伟等^[18]的研究中也发现了类似现象, Ni_3Fe 相在517 $^{\circ}\text{C}$ 左右开始发生相变, 超过550 $^{\circ}\text{C}$ 时效后 Ni_3Fe 相会溶解消失。此外晶界处位错密度一般相对晶内高, 晶粒的质点排列取向有一定的差异, 积累了大量的畸变能, 为析出相形核提供足够的驱动力, 导致析出相优先在晶界处形核, 表现为晶界析出相尺寸较大。合金经470 $^{\circ}\text{C}$ 不同时间热处理后, 在晶界和晶内形成不同含量和尺寸的析出相, 这会提高

合金强度。通常析出强化有切过机制和Orowan绕过机制, 由于 Ni_3Fe 析出相与基体呈共格关系并且为纳米级尺寸, 所以析出强化中切过机制被激活^[19]。析出强化中切过机制的应力(σ_{sh})计算公式如下:

$$\sigma_{\text{sh}}=0.81M \frac{r_{\text{APB}}}{2b} \left(\frac{3\pi f}{8} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

式中: M 为泰勒因子, r_{APB} 为反相畴界能量, f 为析出相含量。根据上公式(2)可知, 随着热处理时间的延长, 析出相的体积分数大幅提高, 析出相对位错的阻碍作用逐渐增加, 导致470 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后样品的应力(σ_{sh})急剧增加, 合金强度逐渐提升。另外随着时效时间延长至4 h后, Ni_3Fe 析出相尺寸变大, 体积分数从5%显著增加到13%(图5)。根据Orowan绕过机制, 析出相尺寸粗化长大, 合金屈服强度降低。对于共格 Ni_3Fe 析出相, 其晶格常数与基体不同, 为了保持界面共格关系通常析出相周围的基体会发生晶格畸变, 从而产生共格应变场, 当位错在析出相的共格内应力场中运动时, 因弹性交互作用产生强化作用。在文献[20]中, 作者采用冷变形和时效处理在AlCrFeNiV合金中引入高含量共格纳米相L12也显著提高合金强度。然而

由于时效过程中在晶界和晶内形成不连续的 Ni_3Fe 脆性相,析出相本身的硬脆性对合金塑性产生消极影响,导致热处态合金伸长率下降。

此外,晶粒尺寸对合金强度的影响可以通过Hall-Petch公式表示,由于激光选区熔化凝固过程中,温度梯度高,冷却速率快,形成较大残余应力^[21]。在时效热处理过程中残余应力释放,发生动态再结晶,使平均晶粒尺寸有所减小,晶粒细化导致晶界含量增加,从而使位错滑移所需应力增加,提升合金强度。然而时效过程中位错密度减小,会降低位错强化,但是本试验中时效处理可大幅提高合金强度,因此高强度是来自于以 Ni_3Fe 相析出强化为主,其它强化机制为辅的综合表现,所以470℃热处理试样具有比沉积态更高的硬度和强度。除此之外,中高熵合金的长程无序、短程有序和点阵畸变会改变层错能和相稳定性,从而影响合金的力学性能。因此,后续可对SLM成形FeCoNi中熵合金韧性提升和短程有序方面开展相关的研究。

综上所述,热处理工艺能够有效地改善合金的组织与性能,470℃/4h时效热处理对SLM制备FeCoNi合

金的硬度和强度改善效果最好。经时效处理后,合金硬度与抗拉强度由HV 336、1 010 MPa提升至HV 535、1 514 MPa。第二相 Ni_3Fe 的析出是提高FeCoNi中熵合金力学性能的主要原因之一。

3 结论

(1) 沉积态FeCoNi合金为单相BCC固溶体结构,内部有熔池形貌和沿沉积方向外延生长的柱状晶,其硬度为HV336,屈服强度980 MPa,抗拉强度1 010 MPa,伸长率4%。

(2) 经470℃不同时间时效处理后晶界与晶内析出双尺寸共格 Ni_3Fe 金属间化合物。时效0.5、1、2、4 h后 Ni_3Fe 的含量分别为2%、5%、8%和13%。

(3) 随着热处理时间的增加,FeCoNi合金的强度和硬度呈现出逐渐升高的趋势。在保温4 h时合金的强度达到最大1 514 MPa,力学性能的改善机理主要为析出强化和细晶强化。

参考文献:

- [1] 刘广,陈鹏,姚锡禹,等. CrMoTi中熵合金的性能及其原位合金化增材制造[J]. 金属学报, 2022, 58(8): 1055-1064.
- [2] 曲明洋,李廷取,颜丙辉,等. $\text{Al}_x\text{CoFeNiMo}$ 高熵合金的结构演变及力学性能[J]. 铸造, 2020, 69(1): 11-15.
- [3] YAN X H, ZHANG Y. Functional properties and promising applications of high entropy alloys [J]. Scripta Materialia, 2020, 187: 188-193.
- [4] 齐兆鑫,梁卉,赵延周,等. Al含量对CoFeNi2V0.5高熵合金微观组织和力学性能的影响[J]. 铸造, 2021, 70(9): 1047-1053.
- [5] BERND G, ANTON H, KELI V T, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures [J]. Nature Communications, 2016, 7(1): 10602.
- [6] 刘庆冬,张依潇,王利军,等. 一种模具用高导热高强Co-Fe-Ni合金及其增材制造方法: CN112301255A [P]. 2021-02-02.
- [7] CHEN Y, DENG H W, XIE Z M, et al. Tailoring microstructures and tensile properties of a precipitation-strengthened (FeCoNi) 94Ti6 medium-entropy alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 828: 154457.
- [8] LIU T, ZHU Z, ZHANG S, et al. Effect of processing parameters on formability, microstructure, and micro-hardness of a novel laser additive manufactured Ti-6.38Al-3.87V-2.43Mo alloy [J]. China Foundry, 2022, 19(2): 158-168.
- [9] MU Y, HE L, DENG S, et al. A high-entropy alloy with dislocation-precipitate skeleton for ultrastrength and ductility [J]. Acta Materialia, 2022, 232: 117975.
- [10] AN X L, ZHAO H, DAI T, et al. Effects of heat treatment on the microstructure and properties of cold-forged CoNiFe medium entropy alloy [J]. Intermetallics, 2019, 110: 106477.
- [11] YANG T, ZHAO Y L, TONG Y, et al. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys [J]. Science, 2018, 362: 933-937.
- [12] WANG L, WU X, SU H, et al. Microstructure and mechanical property of novel L12 nanoparticles-strengthened CoFeNi-based medium entropy alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 840: 142917.
- [13] YOSHIHIRO T, KENJI O, TETSUO M, et al. Effects of alloying additions on thermal conductivity of ferritic iron [J]. ISIJ International, 2002, 42(3): 322-324.
- [14] 罗浩,何鹏江,潘超梅,等. 热处理对选区激光熔化In718合金微观组织及拉伸性能的影响[J]. 热加工工艺, 2021, 50(14): 131-134.
- [15] SINGH S, WANDERKA N, MURTY B S, et al. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy [J]. Acta Materialia, 2011, 59(1): 182-190.

- [16] WU Z, BEI H, PHARR G M, et al. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures [J]. *Acta Materialia*, 2014, 81: 428–441.
- [17] YOO Y K, XUE Q Z, CHU Y S, et al. Identification of amorphous phases in the Fe-Ni-Co ternary alloy system using continuous phase diagram material chips [J]. *Intermetallics*, 2006, 14 (3): 241–247.
- [18] 孙伟, 李晓娜, 程肖甜, 等. $Cu_x[Ni_3Fe]_{(x=4\sim 12)}$ 合金的组织演变 [J]. *真空科学与技术学报*, 2018, 38 (7): 636–641.
- [19] 孙士杰, 田艳中, 张哲峰. 析出强化Fe53Mn15Ni15Cr10Al4Ti2C1高熵合金强韧化机制 [J]. *金属学报*, 2022, 58 (1): 54–66.
- [20] WANG L, WANG L, ZHOU S, et al. Precipitation and micromechanical behavior of the coherent ordered nanoprecipitation strengthened Al-Cr-Fe-Ni-V high entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2021, 216 (5): 117121.
- [21] ZE C F, ZHI L W, CHEN G H, et al. Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts [J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 129: 106283.

Effect of Aging Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of FeCoNi Medium Entropy Alloys Fabricated by Additive Manufacturing

XIA Zhong-hu^{1,2}, ZHANG You-zhao¹, REN Yan-jie², LI Yu-tong², LI Xiang-wei¹, ZHANG Shu-yan¹

(1. Centre of Excellence for Advanced Materials, Dongguan 523808, Guangdong, China; 2. College of Energy and Power Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410014, Hunan, China)

Abstract:

A novel high strength FeCoNi medium entropy alloy fabricated by selective laser melting technology (SLM). The effects of aging heat treatment on the microstructure and mechanical properties of FeCoNi alloy were investigated by SEM, TEM, EBSD and XRD. The results showed that the as-deposited sample was a single-phase BCC solid solution with an average grain size of 4.29 μm , microhardness of HV336, ultimate tensile strength of 1 010 MPa and elongation of about 4%. After heat treatment at 470 $^{\circ}\text{C}$, white granular precipitates were produced at grain boundaries and within grains, which was analyzed by TEM as Ni-rich Ni_3Fe intermetallic compound. The content of Ni_3Fe phase gradually increased with the extension of heat treatment time, and the maximum precipitated phase content was 13% after aging for 4 h. The average microhardness of the alloy increased to HV535, the microhardness increases by 59% compared with the as-deposited alloy, and the tensile strength increased to 1 514 MPa. The low-temperature aging heat treatment at 470 $^{\circ}\text{C}$ produced nanoscale Ni_3Fe precipitated phases in the alloy structure and refined the grains, and the precipitated phases showed a coherent relationship with the matrix, which significantly improved the alloy strength.

Key words:

medium entropy alloy; selective laser melting; precipitation strengthening; microstructure; mechanical properties