

造粒烧结 WC 颗粒对选区激光熔化 18Ni300 基复合材料微观组织及冲击韧性影响研究

黎振华¹, 滕宝仁¹, 姚碧波², 刘静¹

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

(2. 昆明理工大学 机电工程学院, 云南 昆明 650500)

摘要: 为明确低成本 WC 颗粒增强钢基复合材料的组织演变过程和使用安全性, 以造粒烧结球形 WC 颗粒为增强相, 通过选区激光熔化制备了颗粒增强 18Ni300 钢基复合材料, 研究了增强体体积分数对材料组织和冲击性能的影响。结果表明, WC 颗粒加入量是影响材料致密度、成形质量和冲击韧性的主要因素, WC 颗粒部分溶解导致基体中 W、C 含量增加, α -Fe 相转变被抑制, 晶粒尺寸发生改变。随着 WC 含量的增加, 基体组织逐渐转变为 γ -Fe 相, 晶粒尺寸增大。WC 质量分数从 0% 增加到 20% 时, 试样平均冲击值从 49.25 J 下降为 8.50 J, 断口逐渐转变为脆性断裂形貌。

关键词: 选区激光熔化; 造粒烧结 WC; 18Ni300; 微观组织; 冲击力学性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0283-08

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 是根据成形件三维模型的分层切片信息, 以激光为热源, 逐层熔化金属粉末直接累积成形金属零件的 3D 打印方法^[1]。它无需模具就能够实现复杂结构零件的近净成形, 具有铸造、切削等传统加工方式无可比拟的优势。近年来, 除了在各种合金复杂零件成形中得到应用外, 也开始被应用于金属基复合材料的制备与成形^[2-10]。

18Ni300 马氏体钢因综合性能优良而广泛应用于航空、航天和高性能工模具等领域^[11-12]。马氏体钢在 SLM 成形过程中能够获得细晶马氏体组织, 近年来在选区激光熔化模具领域也受到了广泛关注^[3-4, 13-16]。然而, 在挤出模具等高应力、高耐磨工况条件下, 18Ni300 的硬度和耐磨性能仍然不足^[4-5], 应用受限。WC 颗粒硬度高、与铁基金属间润湿性良好, 容易与铁基体形成结合良好的界面, 获得耐磨性优良的复合材料, 为解决这一问题提供了可能^[4-5, 17-18]。一些研究者试图通过添加 WC 等高硬度增强相, 进一步提高材料性能。Kang 等^[3-4]的研究表明, 选区激光熔化 18Ni300 成形组织为单一的马氏体组织, 添加 WC 颗粒后成形组织中出现奥氏体但材料硬度提高。Yan 等^[6]的研究结果表明, WC 加入能够细化 18Ni300 基体晶粒, 提高材料硬度。这些研究

证实, 选区激光熔化条件下, 通过粉末预混添加 WC 颗粒, 能够制备出 WC 颗粒增强的 18Ni300 基复合材料, 并提高 18Ni300 钢的硬度。然而, 球形 WC 颗粒制备较为困难, 成本较高, 限制了这种复合材料的应用。此外, 有关 WC 颗粒形貌、添加量对选区激光熔化条件下成形组织和性能尤其是冲击韧性等方面的影响还不明确, 影响复合材料安全应用的基础研究有待进一步开展^[3, 5]。

选区激光熔化需要使用具有较好流动性和一定粒径的球形粉末作为原材料^[9]。WC 熔点较高, 球形颗粒制备较为困难。造粒球化法是一种低成本球形粉末的方法, 它以成本低廉的多角形颗粒为原材料, 通过浆料雾化造粒、烧结脱氧后获得球形粉末^[19], 成为球形 WC 粉末生产的主要方式。但是, 这种低成本的造粒烧结 WC 粉末与已有研究使用的单颗粒球形 WC 粉末不同, 它由大量更小尺寸多角形 WC 颗粒烧结而成, 其对选区激光熔化复合材料的组织性能的影响鲜见报道。

为此, 本研究以低成本造粒烧结 WC 颗粒和气雾化 18Ni300 钢球形粉末为原材料, 通过粉末预混实现不同质量分数 WC 颗粒的添加, 考察选区激光熔化条件下 WC 颗粒对复合材料组织和冲击韧性的影响, 为材料安全应用奠定基础。

收稿日期: 2022-01-02

基金项目: 国家自然科学基金(51961017); 云南省重点研发计划(202103AN080001-002); 昆明理工大学人才培养项目(KKSY201901012); 云南省基础研究计划(202101AS070017, 202101AU070014)

作者简介: 黎振华, 男, 1976 年生, 博士, 教授, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, 电话: 0871-65933119, E-mail: lzhkust@sina.com

1 实验

本实验采用粒径为 15~53 μm 的造粒烧结 WC 球形粉末和 18Ni300 钢球形粉末，其化学成分分别如表 1、表 2 所示，利用扫描电子显微镜（TESCAN VEGA 3）观察成形所用粉末形貌如图 1a、1b 所示。其中，造粒烧结球形 WC 颗粒表面粗糙，由多个微小的多角形颗粒松散烧结而成，具有典型的造粒烧结颗粒的结构特征^[19]；球形 18Ni300 颗粒表面较为光滑，部分颗粒呈现不规则近球形或表面有卫星球粘附，具有气雾法球形粉末的特征^[19]。

将上述 WC 与 18Ni300 钢粉末分别按 WC 质量分数 5%、10%、15%、20%、25% 5 种比例进行机械混合，混合转速 30 r/min，时间 2 h；将混好的粉末在 100 °C，保温 1 h 条件下烘干处理，获得混合粉末。20% WC/18Ni300 混合粉末形貌如图 1c、1d 所示，WC 粉末较为均匀地分布在混合粉末中，基本上为球形粉末，有利于粉末的铺展，少部分破碎的 WC 粉末粘附在 18Ni300 粉末颗粒上。

使用 EOS M290 选区激光熔化设备对上述混合粉末进行 SLM 成形，成形过程以氮气作为保护气体，基板预热温度 40 °C，成形工艺参数如表 3 所示。制备获得

表 1 WC 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of WC powder (ω/%)

W	Co	Cr	F	Si	Ni	Fe	C
82.27	9.81	1.52	0.76	0.13	0.06	0.06	Bal.

表 2 18Ni300 钢粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of 18Ni300 powder (ω/%)

Ni	Co	Mo	Ti	C	Si, Mn	S, P	Fe
18.53	8.98	4.88	0.66	0.03	0.1	0.01	Bal.

10 mm×10 mm×10 mm 金相试样和 55 mm×10 mm×2.5 mm 无缺口冲击试样。

成形完成后从基板上切割下实验所用的样品，利用阿基米德排水法测量不同 WC 含量的复合材料密度与相对密度。金相试样抛光后用 4% 硝酸乙醇腐蚀，使用 TESCAN VEGA 3 和 ZEISS EVO 18 扫描电子显微镜、MA200 金相显微镜（上海千欣仪器有限公司）观察试样的微观组织；将背散射电子衍射（EBSD）样品机械抛光后，再利用离子刻蚀仪（Leica RES101）进行离子刻蚀，通过 SEM 上配置的 OXFORD 公司 NordlysNano

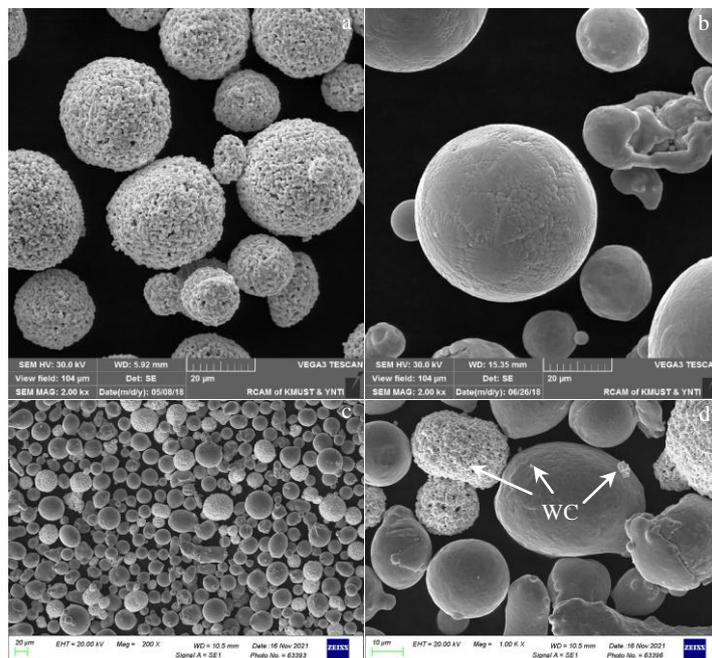


图 1 球形粉末形貌

Fig.1 Morphologies of powders: (a) WC, (b) 18Ni300, and (c, d) 20%WC/18Ni300 mixed powders

表 3 SLM 成形工艺参数

Table 3 Processing parameters of SLM

Laser power/W	Scan speed/mm s ⁻¹	Layer thickness/mm	Scan spacing/mm	Scan width/mm
285	960	0.04	0.11	10

EBSD 探测器进行扫描, 并经 HKL-Channel 5 软件处理获得晶粒取向及尺寸分布; 使用 JBT-50 冲击试验机进行冲击试验, 不同 WC 含量的材料重复 3 次实验, 然后使用 ZEISS EVO18 扫描电镜观察冲击试样断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 相对密度

图 2 为 18Ni300 和不同 WC 含量的复合材料相对密度, 它是衡量试样是否致密的指标。可见, 除添加的 WC 质量分数 25% 的试样外, 所有试样的相对密度均与不添加 WC 的 18Ni300 的相对密度相当, 超过 99.0%, 致密度良好。当 WC 含量增加到 25% 时, 如作者前期发表的结果可知^[20], WC 导热性能差, 含量过高时复合材料内部出现较大的温度梯度, 使得制备的复合材料产生较大残余应力从而使复合材料开裂, 从而导致其相对密度下降到 96.9%。这一结果表明, WC 加入量是影响试样相对密度的关键因素, 当加入的 WC 颗粒质量分数超过 25% 后, 材料无法在激光功率 285 W、扫描速度 960 mm/s、扫描间距 0.11 mm、铺粉层厚度 0.04 mm 的条件下获得致密度高的试样。

2.2 物相及微观结构

WC 的添加量显著影响成形后的 18Ni300 物相组成, 作者前期的研究结果^[20]已指出, 选区激光熔化 18Ni300 钢试样仅包含 α -Fe 相, 添加 5% WC 的复合材料中 α -Fe 相逐渐减少, 而出现大量的 γ -Fe 相和 WC_{1-x} 相。随着 WC 含量的增加, γ -Fe 逐渐增加, α -Fe 逐渐减少。当 WC 含量增大到 10% 时, 复合材料内仅存在 WC 和 γ -Fe, α -Fe 已基本消失, 随着 WC 增加, γ -Fe 含量进一步增加。出现这一现象的原因, 是成形过程中, 部分 WC 颗粒会发生溶解, 使得基体中的 W、C 含量提高, 而 W、C 是促进和稳定 γ -Fe 相转变的元素, 阻止 γ -Fe 相向 α -Fe 相转变^[5]。随着 WC 加入量增加, 溶入基体中的 W、C 含量增加, 基体中的 γ -Fe 随之增加^[20]。

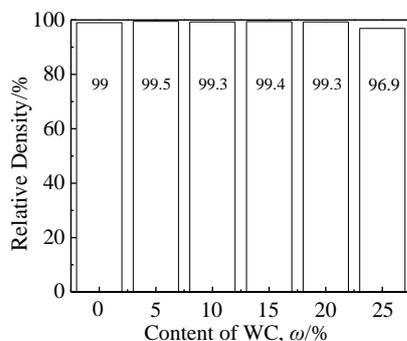


图 2 不同 WC 含量的复合材料相对密度

Fig.2 Relative density of WC reinforced 18Ni300 composites

成形后的 18Ni300 和不同 WC 添加量的复合材料的凝固组织如图 3 所示。选区激光熔化的特殊性会导致非平衡凝固组织的形成, 未添加 WC 颗粒的 18Ni300 熔池边界明显, 垂直于成形方向的水平截面上相邻两层之间带状熔池形成夹角 67° 的交叉叠加, 单一熔道的宽度变化较小, 且相互平行, 与 Tan 等^[21]、Song 等^[16]观察到的形貌类似; 而平行于成形方向的竖直截面上熔池截面鱼鳞状分布, 也较为规则, Kučerov á 等^[22]同样观察到类似形貌。随着 WC 添加量的增加, 熔池边界逐渐变得不清晰, 由此说明 WC 的加入导致主要元素扩散速率增大。在垂直于成形方向的水平截面上, 同一熔道的宽度变化明显, WC 添加量超过 15% 的试样中熔道已基本退变为不连续熔池。在平行于成形方向的竖直截面上, 熔池边界杂乱不清表现更为明显, 如图 3f、3g 所示 18Ni300 和 5% WC/18Ni300 复合材料熔池边界较为明显, 随着 WC 含量的增加, 熔池边界逐渐变得模糊, 如图 3i、3j 所示。这表明, 加入的 WC 分解后溶入基体的 W 和 C 改变了 18Ni300 基体的熔点、表面张力等熔覆特性, 同时也表明, W 和 C 在基体中分布不均匀, 使得同一熔道不同位置宽度明显不同。

图 3 还表明, 随着 WC 添加量的增加, 试样中出现了少量黑色孔洞, 是相对密度逐渐降低的原因。在选区激光熔化过程中难以避免的气体溢出及粉末飞溅而使 SLM 成形试样形成少量孔洞缺陷^[21,23-24]; WC 颗粒在基体中分布较为均匀, WC 颗粒的添加没有导致成形后试样中孔洞等缺陷的明显增加, 这与相对密度的结果一致。部分造粒烧结球形 WC 颗粒溃散成细小的多角形颗粒, 在基体中出现大小及形状不同的残余 WC 颗粒。

平行于成形方向截面的 18Ni300、5%WC/18Ni300 与 15%WC/18Ni300 复合材料 EBSD 分析结果如图 4 所示, 从图 4a、4c、4e 反极图 (IPF) 可看出, 晶粒取向没有明显的优先方向, WC 颗粒添加后, 仍然没有明显的优先晶粒取向, 添加 5%WC 后, 组织由随机分布的细小等轴晶逐渐变为较为粗大的等轴晶, 添加 15%WC 后变为较为粗大柱状晶。18Ni300 的晶粒尺寸主要分布在 $2.5\sim 17.5\ \mu\text{m}$ 之间 (图 4b), 5%WC/18Ni300 复合材料的晶粒尺寸主要分布在 $8.5\sim 62\ \mu\text{m}$ 之间 (图 4d), 而 15%WC/18Ni300 复合材料的晶粒尺寸主要分布在 $8.5\sim 64.5\ \mu\text{m}$ 之间 (图 4f)。这是由于沿成形方向温度梯度高, 容易形成细小晶粒; WC 颗粒具有较高的导热系数, 在选区激光成形过程中, 颗粒附近的熔体冷却速度快、更易异物形核、晶粒易沿着导热速度快的方向优先生长成柱状晶^[3]。同时, WC 作为第二相粒子能够阻碍晶界迁移而使复合材料晶粒没有异常长大。

18Ni300、WC 添加质量分数 5% 的复合材料的微观

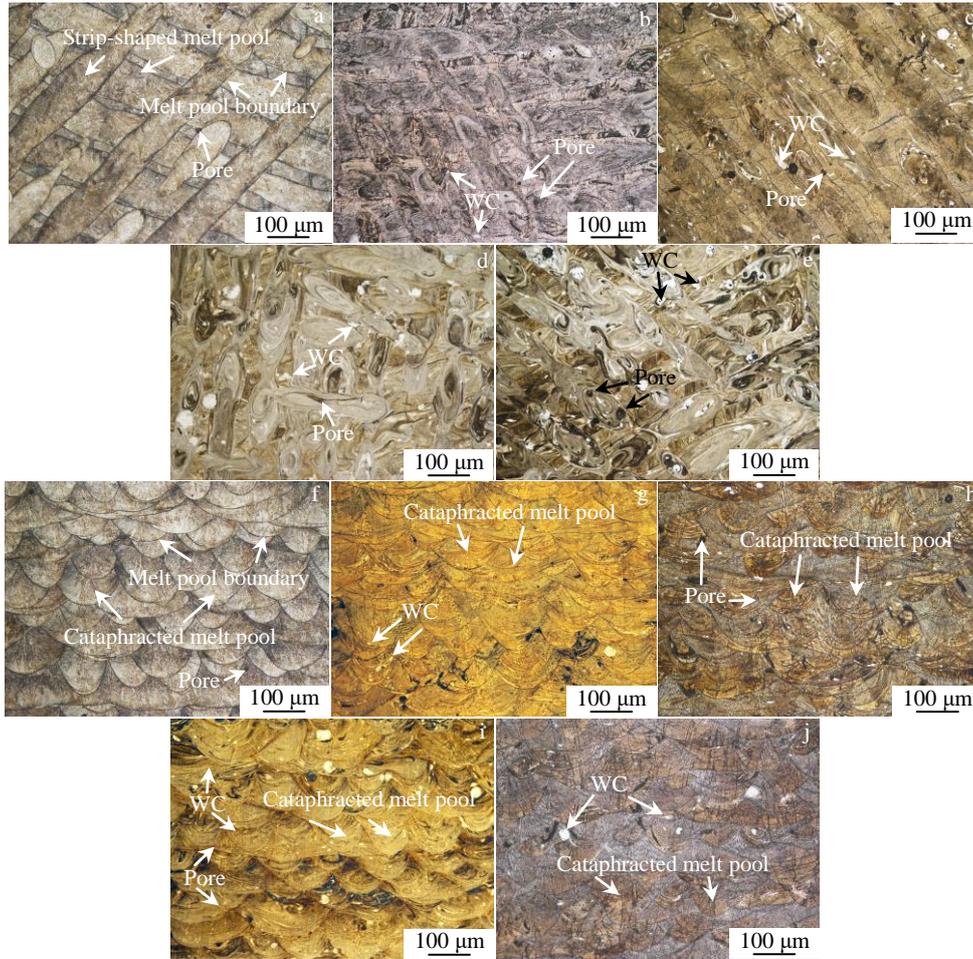


图 3 垂直于成形方向和平行于成形方向截面的金相组织

Fig.3 Metallographic structures of the cross-section perpendicular (a-e) and parallel (f-j) to building direction: (a, f) 18Ni300, (b, g) 5% WC/18Ni300, (c, h) 10% WC/18Ni300, (d, i) 15% WC/18Ni300, and (e, j) 20% WC/18Ni300

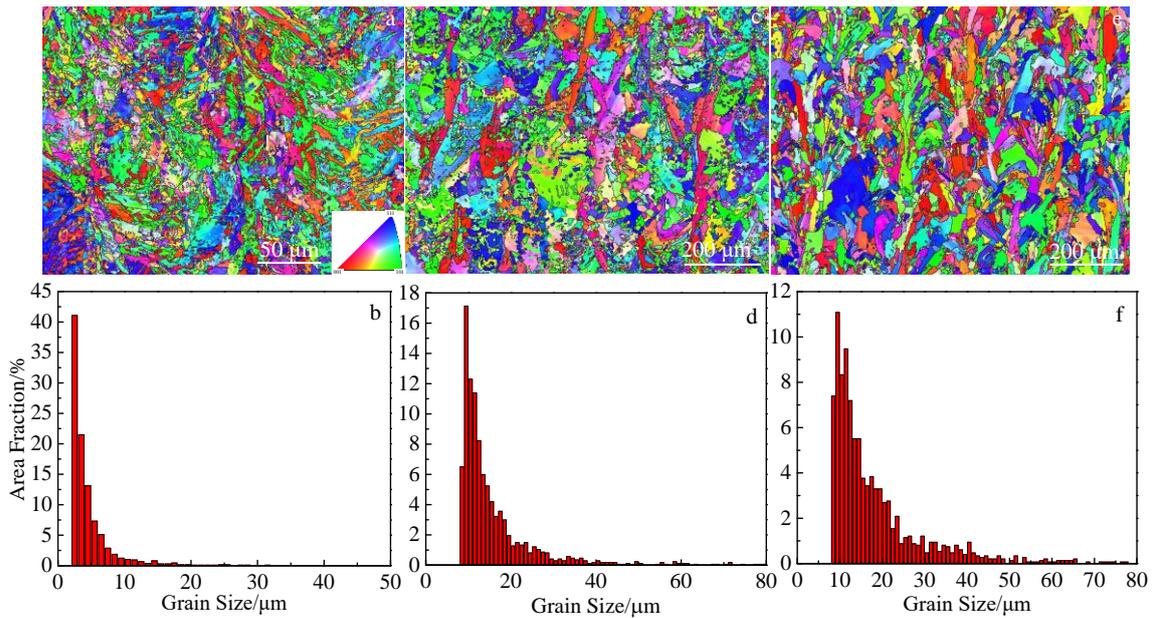


图 4 18Ni300、5% WC/18Ni300 和 15% WC/18Ni300 复合材料的反极图和晶粒尺寸分布

Fig.4 IPF maps (a, c, e) and grain size distribution (b, d, f) of 18Ni300 (a, b), 5% WC/18Ni300 (c, d), and 15% WC/18Ni300 (e, f) composites

形貌及颗粒-基体界面 EDS 线扫描如图 5 所示。可见熔池边界明显，18Ni300 截面上会出现针状及呈蜂窝排列的胞状马氏体组织，并且成形过程中热量散失具有方向性，针状组织与熔池边界垂直，如图 5a 所示，由于熔池内冷却速度的不同，胞状马氏体的形成主要是由于极快的凝固速度和大的过冷度及固/液界面振荡、失稳^[21,24-26]。WC 颗粒与 18Ni300 基体间形成了厚度约为 1 μm 的晕圈状界面层，界面层包覆在 WC 颗粒表面，与基体结合良好。造粒烧结球形 WC 颗粒溃散成细小的多角形颗粒，大量 WC 颗粒溶解在基体中，出现大小及形状不同的残余 WC 颗粒。WC 颗粒附近的元素分布扫描曲线结果表明，界面层处 Fe、W 元素分布发生较大变化，但并没有突变，如图 5c 所示，证明明显的元素扩散形成了界面层。基体的电子探针分析结果表明，基体中 W、C 有所提高，如图 5d 所示。这表明，成形过程中 WC 颗粒发生了部分溶解，颗粒与基体形成了冶金结合，W、C 等元素扩散到基体中，使得凝固过程中 α-Fe 相转变被

抑制^[3-4,6]。

2.3 冲击韧性

不同 WC 含量的复合材料冲击吸收能量如图 6 所示，可以看出，随着 WC 含量的增加，复合材料吸收的能量呈线性逐渐降低，冲击韧性逐渐减小。18Ni300 的平均冲击能量为 49.25 J，WC 添加量为 5% 时复合材料的平均冲击能量下降到 40.4 J，而添加量为 20% 时材料的平均冲击能量仅为 8.5 J，冲击能量下降超过 82%。这表明，WC 添加量是影响复合材料冲击韧性的主要因素，虽然部分 WC 颗粒在成形过程中溶解导致基体中 W 和 C 元素含量增加，促进基体组织中 γ-Fe 增加有利于塑性的增加，但造粒烧结 WC 颗粒的低塑性、复合材料晶粒尺寸的增大，使得 WC 颗粒添加量增加时，复合材料韧性逐渐减小。但 WC 加入能够有效提高材料的强度和硬度，已为大量研究所证实^[3-4,6]。图 6 表明，添加 5% WC 获得的复合材料冲击韧性下降较小，可应用于韧性要求高、强度硬度要求较高的应用场合；添加 15% WC 和

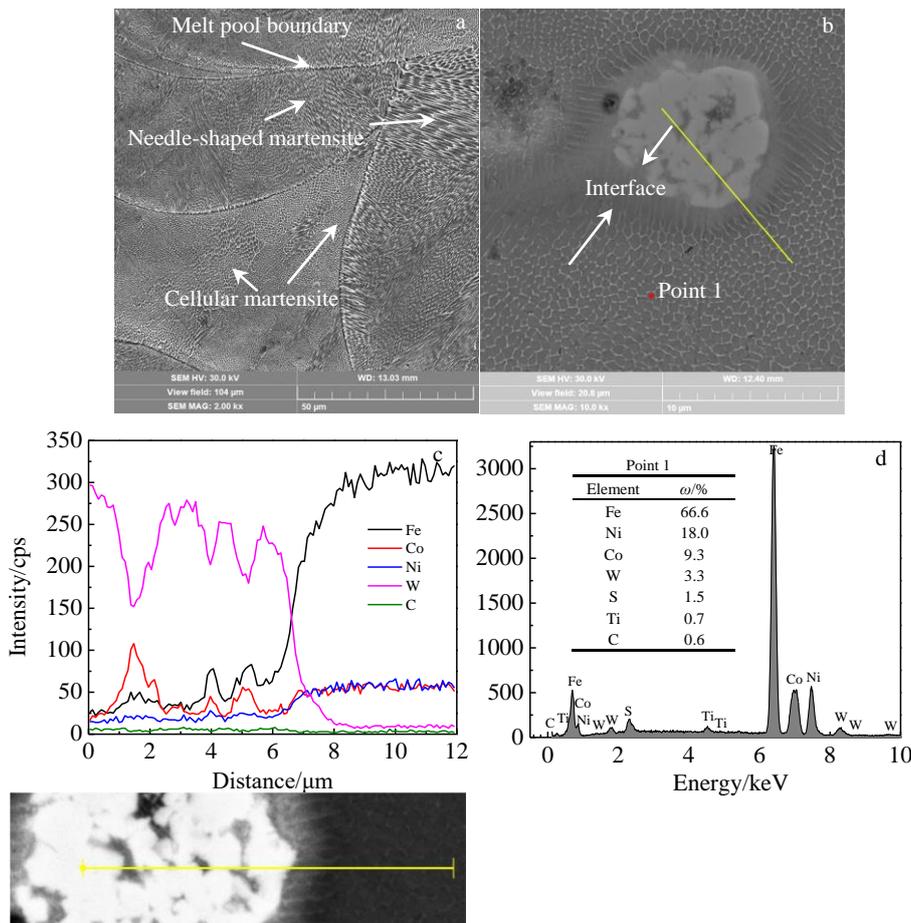


图 5 18Ni300 截面 SEM 形貌及 5% WC/18Ni300 复合材料截面的 SEM 形貌，EDS 线扫描和能谱

Fig.5 SEM morphologies of the cross-section of 18Ni300 (a) and SLMed 5% WC/18Ni300 composite (b); EDS element line scanning along the yellow arrow (c) and spectrum of point 1 (d) marked in Fig.5b (axis of abscissa of Fig.5c refers to the yellow line below, and the length of the yellow line is 12 μm)

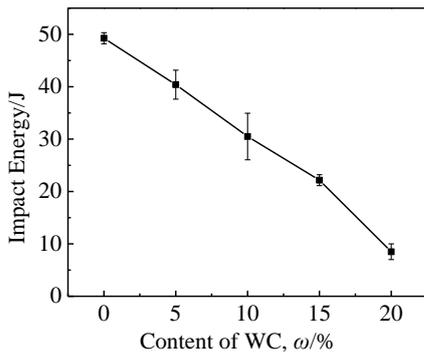


图 6 不同 WC 含量的复合材料冲击韧性

Fig.6 Impact toughness of WC/18Ni300 composites with different WC contents

20%WC 制备的复合材料, 韧性下降较大, 可应用于硬度和强度要求高, 而韧性要求较低的情况。

2.4 冲击断口

不同 WC 含量的材料冲击断口形貌如图 7 所示。球形 WC 颗粒溶解成为了不同的多边形小颗粒, 不同于 Kang 等^[3]观察到的 WC 颗粒破碎特征。添加不同 WC 含量后获得的复合材料的断口形貌存在一定区别。从图 7a~7c 可以看出, 18Ni300 断口凹凸不平并且出现大量大小不同的韧窝, 表现出塑性断裂特征^[7,26]。添加不同含量 WC 颗粒的复合材料的断口均可见 WC 颗粒和裂纹, 断口宏观上较平, 整体上表现出脆性断裂特征, 整个断口凹凸随着 WC 含量的增加逐渐减弱。当 WC 添加量为 5% 时, 断口凹凸不平, 并伴随着一定的韧窝, 如图 7d~7f 所示, 呈现韧脆混合型断口形貌。随着 WC 增加, 断口

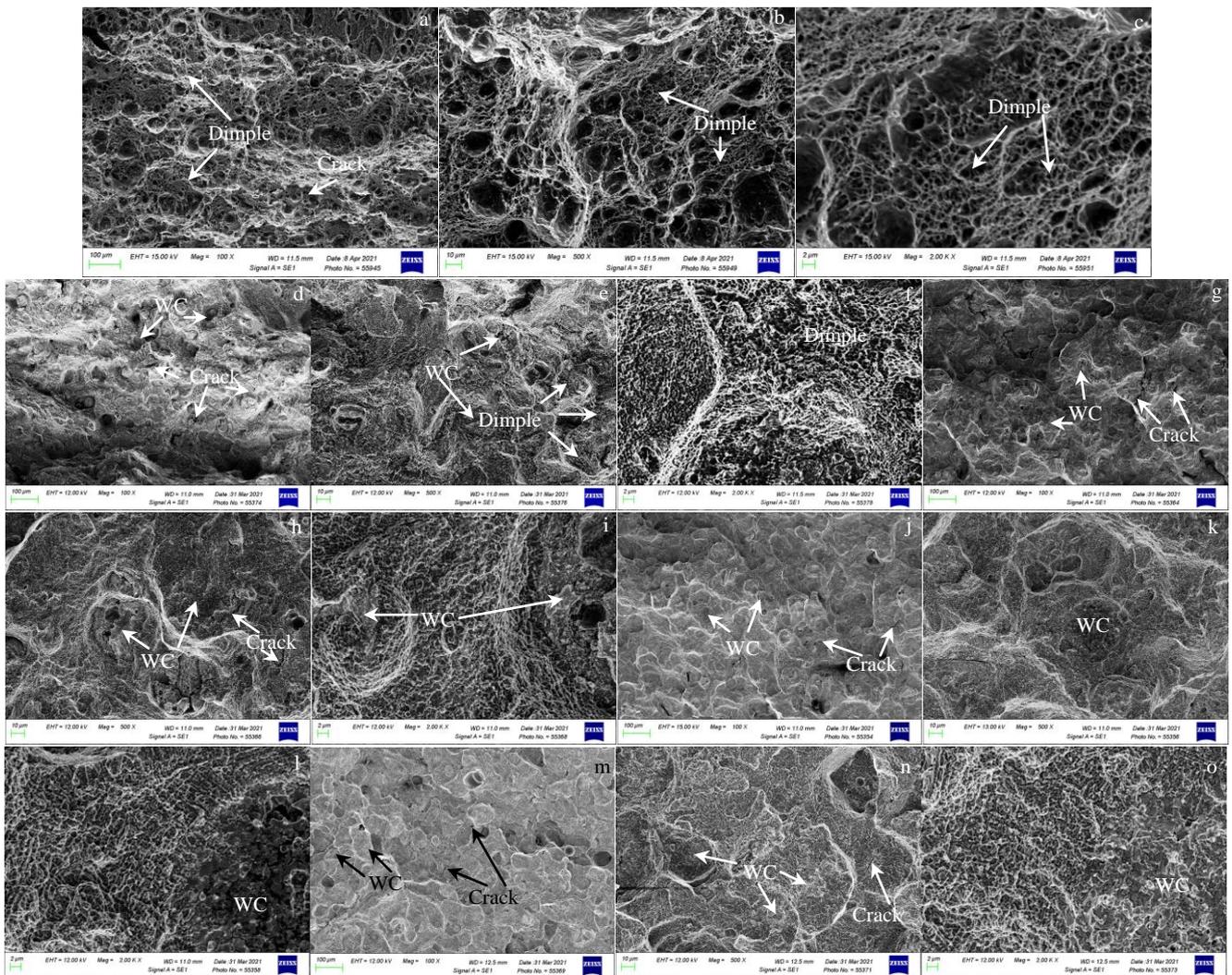


图 7 不同 WC 含量的复合材料的冲击断口形貌

Fig.7 Impact fracture morphologies of WC/18Ni300 composites with different WC contents: (a-c) 18Ni300, (d-f) 5%WC/18Ni300, (g-i) 10%WC/18Ni300, (j-l) 15% WC/18Ni300, and (m-o) 20%WC/18Ni300

上河流花样和裂纹增加, 断口逐渐变平, 脆性逐渐增加。WC 添加量达到 10% 后, 断口初窝基本消失, 表面出现解理脆性断裂特征, 如图 7g~7i 所示, 整体上表现出脆性断裂特征, 断口凹凸不平逐渐减弱, 塑性逐渐降低。WC 含量增加到 20% 后, 断口形貌如图 7m~7o 所示, 复合材料断口更为平整, 分布的 WC 颗粒更多, 表面解理脆性断裂特征明显^[24]。这表明, 随着 WC 加入量的增加, 复合材料断口形貌逐渐向脆性断裂形貌转变。

3 结 论

1) 使用低成本造粒烧结 WC 颗粒, 通过粉末预混, 可以在选区激光熔化条件下制备出 WC 颗粒增强 18Ni300 钢基复合材料。

2) 烧结 WC 颗粒的加入量是影响复合材料致密度和冲击韧性的主要因素。在激光功率 285 W、扫描速度 960 mm/s、扫描间距 0.11 mm、铺粉层厚度 0.04 mm 的条件下, 添加的 WC 颗粒质量分数在 20% 及以下时, 可以获得相对密度超过 99% 的致密复合材料。当 WC 添加质量分数超过 25% 后, 无法获得致密无缺陷的复合材料。WC 添加质量分量从 0% 增加到 20% 时, 试样平均冲击值从为 49.25 J 下降为 8.5 J, 材料断口形貌由 18Ni300 的韧性断裂型转变为复合材料的韧脆混合型, 最终转变为完全脆性断裂形貌。

3) 造粒烧结 WC 颗粒成形过程中会发生部分溃散和溶解, W、C 等元素扩散进入基体后, WC 颗粒与基体间形成界面层和冶金结合, 同时导致基体组织逐渐转变为 γ -Fe 相, 晶粒粗化。

参考文献 References

- [1] Li Zhenhua(黎振华), Shen Jibiao(申继标), Li Huaiyang(李淮阳) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2021, 48(3): 315 001
- [2] Zhang Guoquan(张国全), Gu Dongdong(顾冬冬). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(4): 1017
- [3] Kang N, Ma W Y, Heraud L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 104
- [4] Kang N, Ma W Y, Li F H *et al. Vacuum*[J], 2018, 154: 69
- [5] Yan X C, Chen C Y, Zhao R X *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 371: 355
- [6] Yan X C, Huang C J, Chen C Y *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 371: 161
- [7] Zhang Minli(章敏立), Wu Yi(吴一), Lian Qing(廉清) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报)*[J], 2018, 35(11): 3114
- [8] Shi Qimin(石齐民), Gu Dongdong(顾冬冬), Gu Ronghai(顾荣海) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(6): 1543
- [9] Zhang J L, Song B, Wei Q S *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 270
- [10] Yang Guang(杨光), Wang Bingyu(王冰钰), Zhao Shuo(赵朔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(7): 2641
- [11] Tan Chaolin(谭超林), Zhou Kesong(周克崧), Ma Wenyong(马文有) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(1): 36
- [12] Hermann B T, Dimitrov D. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2016, 22(3): 487
- [13] Azizi H, Ghiaasiaan R, Prager R *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 27: 389
- [14] Li J N, Wang X L, Qi W J *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 153: 69
- [15] Zhang Jiaqi(张佳琪), Wang Minjie(王敏杰), Liu Jianye(刘建业) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2020, 48(10): 105
- [16] Song J, Tang Q, Feng Q X *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 120: 105 725
- [17] Gu D D, Ma J, Chen H Y *et al. Composite Structures*[J], 2018, 192: 387
- [18] Alvarez E A, Oliver C G, Soldera F *et al. Procedia Materials Science*[J], 2015, 8: 406
- [19] Sun P, Fang Z G Z, Zhang Y *et al. JOM*[J], 2017, 69(10): 1853
- [20] Li Z H, Teng B R, Yao B *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 180: 111 406
- [21] Tan C L, Zhou K S, Kuang M *et al. Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2018, 19(1): 746
- [22] Kučerová L, Zetková I, Jenček Š *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 101 108
- [23] Yin S, Chen C Y, Yan X C *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 592
- [24] Bai Y C, Yang Y Q, Wang D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 703: 116
- [25] Yu Chenfan(余晨帆), Zhao Congcong(赵聪聪), Zhang Zhefeng(张哲峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(5): 683
- [26] Yao Y Z, Huang Y H, Chen B *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2018, 105: 171

Effect of Granulation-Sintering-Deoxygenation WC Particle on the Microstructure and Impact Properties of 18Ni300 Matrix Composites Produced by Selective Laser Melting

Li Zhenhua¹, Teng Baoren¹, Yao Bibo², Liu Jing¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, China)

Abstract: In order to study the influence of WC addition on the microstructure evolution and use security of selective laser melted metal, economical spherical WC powders produced by granulation-sintering-deoxygenation (GSD) method were chosen as reinforcements to manufacture powder reinforced 18Ni300 steel matrix composites via selective laser melting under the given forming parameters after powder mixtures in this study. The effects of reinforcement contents on the microstructures and impact properties were analyzed. The results reveal that the WC powder contents are the key factor of determining relative density, quality of forming, and impact toughness of the composites. The W and C elements content in the matrix of the composites increase due to partial fusion of WC particles. α -Fe phase formation is restrained, and the grain size changes. With increasing WC contents, α -Fe phase gradually transforms into γ -Fe phase, and grain size increases. The average impact energy of the sample decreases from 49.25 J to 8.5 J with WC contents increasing from 0wt% to 20wt%. And the fracture characterization gradually transforms to brittle fracture characterization.

Key words: selective laser melting; granulation-sintering-deoxygenation WC; 18Ni300; microstructure; impact properties

Corresponding author: Yao Bibo, Ph. D., Lecturer, Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, P. R. China, Tel: 0086-871-65933119, E-mail: 20190039@kust.edu.cn