工程科学学报
Chinese Journal of Engineering

Y_2O_3弥散强化高速钢的激光选区熔化制备及性能

刘岩 赵定国 李月 崔小杰 王书桓 薛月凯

Research of selective laser melting process and properties of Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel

LIU Yan, ZHAO Dingguo, LI Yue, CUI Xiaojie, WANG Shuhuan, XUE Yuekai

引用本文:
刘岩, 赵定国, 李月, 崔小杰, 王书桓, 薛月凯. Y_2O_3弥散强化高速钢的激光选区熔化制备及性能[J]. 北科大：工程科学学报, 2025, 47(1): 33–43. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2023.09.25.002
LIU Yan, ZHAO Dingguo, LI Yue, CUI Xiaojie, WANG Shuhuan, XUE Yuekai. Research of selective laser melting process and properties of Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2025, 47(1): 33–43. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2023.09.25.002

在线阅读 View online: https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2023.09.25.002

您可能感兴趣的其他文章
Articles you may be interested in

铜锡合金激光选区熔化非平衡凝固组织与性能
Nonequilibrium solidification microstructures and mechanical properties of selective laser–melted CuSn alloy
工程科学学报. 2021, 43(8): 1100 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2020.10.29.006

15Ni15Cr ODS钢的微观结构与力学性能
Microstructure and mechanical properties of 15Ni15Cr oxide dispersion strengthened austenitic steel
工程科学学报. 2023, 45(1): 107 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2021.07.28.001

固溶处理对选区激光融化316L不锈钢晶间腐蚀性能行为的影响机制
Effect of solution treatment on the intergranular corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting
工程科学学报. 2024, 46(6): 1077 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2023.08.25.001

1800 MPa热成形钢与CR340LA低合金高强钢激光焊接性能
Laser welding properties of 1800 MPa press hardening steel and low–alloy high–strength steel CR340LA
工程科学学报. 2020, 42(6): 755 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2019.06.24.005

热处理对SLM–316L不锈钢组织结构及钝化行为的影响机制
Effect of heat treatment on the microstructure and passive behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting
工程科学学报. 2023, 45(4): 560 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2022.01.26.002

N_2对增材制造钛基复合材料组织和性能的影响
Effect of N_2 on microstructure and mechanical properties of additive manufactured titanium matrix composites
工程科学学报. 2023, 45(9): 1509 https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2022.11.04.001

工程科学学报, 第 47 卷, 第 1 期: 33−43, 2025 年 1 月
Chinese Journal of Engineering, Vol. 47, No. 1: 33−43, January 2025
https://doi.org/10.13374/j.issn2095-9389.2023.09.25.002; http://cje.ustb.edu.cn

Y_2O_3 弥散强化高速钢的激光选区熔化制备及性能

刘　岩，赵定国，李　月，崔小杰，王书桓，薛月凯✉

华北理工大学冶金与能源学院, 唐山 063210
✉通信作者，E-mail: gyyzhao@163.com

摘　要　为提高高速钢的综合性能, 利用行星式球磨机将 M2 高速钢 ($W_6Mo_5Cr_4V_2$) 粉体与纳米尺寸的 Y_2O_3 颗粒进行低能球磨混合, 并采用激光选区熔化制备 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢. 实验结果表明, 球磨后的 M2 高速钢粉体基本呈球形, 未发生严重变形, 表面嵌布大量纳米级 Y_2O_3 颗粒. 激光选区熔化成形的 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的致密度为 98.3%, 纵向微观组织主要为等轴晶和柱状枝晶, 横向微观组织为等轴晶, 平均晶粒尺寸为 900 nm. X 射线衍射结果显示 Y_2O_3 颗粒的加入对 M2 高速钢物相种类影响不大, 仍由马氏体相、残余奥氏体相和碳化物组成. 其抗拉强度达到了 943 MPa, 与未添加 Y_2O_3 颗粒的高速钢相比, 强度提高了 36%.

关键词　激光选区熔化; M2 高速钢; 氧化物弥散强化; 激光电冶金; 力学性能
分类号　TG142.71

Research of selective laser melting process and properties of Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel

LIU Yan, *ZHAO Dingguo*, *LI Yue*, *CUI Xiaojie*, *WANG Shuhuan*, *XUE Yuekai*✉

School of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China
✉Corresponding author, E-mail: gyyzhao@163.com

ABSTRACT　M2 high speed steel ($W_6Mo_5Cr_4V_2$) is an important engineering material, and with modern industry progressing, increased requirements are put forward for improved performance of high speed steel. To improve its comprehensive properties, M2 high speed steel powder is mixed with nano-sized Y_2O_3 particles through mechanical alloying. This mixture is then used to create Y_2O_3 dispersion strengthened M2 high speed steel by selective laser melting (SLM) electrometallurgy technology. The process parameters for SLM are as follows: laser power of 220 W, scanning speed of 800 mm·s^{-1}, powder layer thickness of 0.03 mm, scanning spacing of 0.1 mm, and a substrate preheating temperature of 200 ℃. The effects of Y_2O_3 particles on the microstructure and mechanical properties of the prepared high speed steel were investigated using various techniques, including optical microscopy, scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, transmission electron microscopy, and mechanical property tests. Experimental results show that after low-energy ball milling, the M2 high speed steel powder remains mostly spherical with minimal deformation, preventing uneven spreading during the powder laying process. The surface of M2 high speed steel powder is coated with a large number of nanometer-sized Y_2O_3 particles. The relative density of Y_2O_3 dispersion strengthened samples formed by SLM is 98.3%. These samples exhibit a relatively smooth surface without obvious cracks, and the quality of the top surface quality is better than that of the side surfaces. The material's basic structure and morphology are influenced by the molten pool and channel. Hexagonal honeycomb grains are evident in the molten channel, with fine grains distributed at the edges and slightly larger grains inside. The molten pool consists mainly of equiaxed crystals at the center and columnar dendrites at the boundaries, with grains growing epitaxially along the molten pool

收稿日期: 2023−09−25
基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52074128); 中央引导地方科技发展资金资助项目(226Z1008G)

boundary. EDS (energy dispersive spectrometer) results show that elements Y and O are evenly distributed within the matrix, with no significant segregation. Subsequently, phase analysis reveals that adding Y_2O_3 particles has little effect on the phase composition of M2 high speed steel, which remains mainly martensite, residual austenite, and carbides. Owing to the small amount of Y_2O_3 added, no diffraction peaks of Y_2O_3 were found in the detection range. TEM results show that Y_2O_3 particles are larger at grain boundaries, reaching up to 90 nm, while smaller nanoparticles are diffusely distributed within the grains. Mechanical testing indicates that Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel samples fabricated by SLM exhibit good mechanical properties, with tensile strength reaching 943 MPa, a 36% increase compared to M2 high speed steel without Y_2O_3 particles. Its fracture surface is flat with a few cleavage steps and columnar crystals, indicating brittle fracture behavior. The addition of Y_2O_3 particles produces a larger number of nucleation sites, refines grain size, and hinders dislocation movement, preventing crack propagation along grain boundaries, thereby enhancing the mechanical properties of M2 high speed steel.

KEY WORDS　selective laser melting; M2 high speed steel; oxide dispersion strengthened; laser electrometallurgy; mechanical property

高速钢 (HSS) 是一种高碳高合金钢, 具有良好的力学性能和耐磨性能, 已经广泛应用于各种切削刀具、模具、轴承以及特殊耐热耐磨零件[1−3]. 其中, M2 高速钢 ($W_6Mo_5Cr_4V_2$) 被认为是高速钢中最具代表性的钢种. 目前, M2 高速钢的制备工艺有熔铸成形、喷射成形和粉体冶金[4−6]. 由于 M2 高速钢的碳和合金元素较高, 在使用传统加工方法时, 凝固过程中不可避免地会出现碳化物粗大和成分偏析等问题, 这就限制了它的使用范围[7−8]. 由于传统方法中, 高速钢的冷却速率较小, 易产生气孔、夹杂物等疏松缺陷, 严重影响了高速钢的力学性能和疲劳寿命; 高速钢中粗大的碳化物导致晶体结构不稳定, 降低高速钢的硬度和耐磨性能; 传统工艺下生产的高速钢容易形成非均匀组织, 导致高速钢性能不稳定. 现代工业和科学技术的高速发展, 对高速钢的红硬性、韧性和耐磨性也提出了更高要求. 氧化物弥散强化 (ODS) 是提高各种金属材料性能的策略, 大量弥散分布的第二相粒子可以钉扎位错和晶界, 抑制位错运动, 显著提高材料的强度[9−11]. 由于 Y_2O_3 颗粒具有高硬度、高熔点, 热稳定性和化学惰性, 以及成本较低等特点, 能够在材料中形成硬质的弥散相, 在高温下保持稳定, 同时可以抑制材料的晶粒长大并稳定晶界, 常被用作增强相加入到材料中. 而传统熔铸高速钢的制备方法很难用于生产 ODS 材料.

激光选区熔化 (SLM) 法是利用高能激光热源选择性地对金属粉体进行逐层闪速熔凝, 直至零件成形. 多年来, 笔者针对 SLM 法制备特殊钢工艺, 深入研究了微熔池熔化与凝固原理及过程控制. 在此基础上, 分析认为激光选区熔化不仅是一种将电能转化为光能、光能转化为热能的激光成形制造工艺, 同时包含了金属微熔池快速熔化、凝固、冷却以及循环热处理的冶金工艺, 因此提出了激光电冶金 (LEM) 这一更宏观的概念. SLM 法能够实现无模增材制造[12−14], 因其高设计自由度、易制造复杂结构的能力以及制造零件的优异性能, 近年来已成为激光电冶金研究的焦点[15]. 由于 SLM 技术具有微熔池、凝固速度快等特点, 不仅可以细化碳化物和晶粒, 还可以抑制合金成分的偏析; 同时, 使氧化物纳米颗粒能均匀分布在金属基体中, 避免产生团聚的现象, 从而提高基体材料的性能. Ghayoor 等[16] 采用 SLM 工艺制备出了几乎完全致密的 304L ODS 钢. Ni 等[17] 通过激光粉末床熔融 (LPBF) 制备的 ODS IN718 合金强度显著提升. 因此, SLM 技术可能是制造氧化物弥散强化 M2 高速钢的有效方法.

采用 SLM 技术针对氧化物弥散强化 M2 高速钢的研究较少, 其熔凝过程和成形机理比较复杂. 本文采用 SLM 技术制备 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢, 研究 Y_2O_3 颗粒对材料的显微组织、力学性能的影响, 研究成果为 SLM 技术制备高性能高速钢构件奠定了基础.

1　实验原料和方法

1.1　纳米 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢粉体的制备与表征

实验选取的是气雾化制备的 $W_6Mo_5Cr_4V_2$ 高速钢粉体和纯度为 99.5% 的纳米 Y_2O_3 粉体. M2 高速钢 ($W_6Mo_5Cr_4V_2$) 粉体化学成分如表 1 所示. 其中, 粉末的氧质量分数为 0.0351%, 氮质量分数为 0.0491%. Y_2O_3 颗粒为形状不规则的白色粉末, 平均粒径为 60 nm, 纯度在 99.9% 以上. 图 1 是 M2 高速钢的形貌及粒径分布, 可以看出, 粉体的球形度较好, 表面光滑, 部分粉末带有卫星球, 粉末的

表 1　M2 高速钢粉体的化学成分(质量分数)

Table 1　Chemical composition of M2 high speed steel powder (mass fraction)　%

W	Mo	Cr	V	C	Si	Mn	Fe
5.88	4.96	3.89	1.86	0.819	0.376	0.27	Bal.

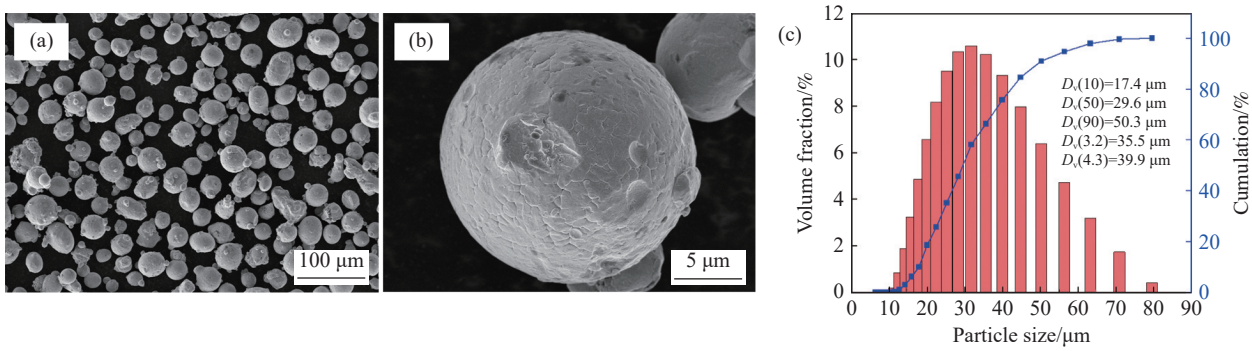


图 1　高速钢粉末 SEM 图像及粒径分布. (a) 高速钢粉末; (b) 单个粉末; (c) 粒径分布

Fig.1　SEM images and particle size distribution of high speed steel powder: (a) high speed steel powder; (b) single powder; (c) particle size distribution

粒径分布为 15 ~ 53 μm, 满足 SLM 工艺的最佳粉体粒度分布[18]. 图 1(c)左侧纵轴是不同粒度范围粉体所占总体积百分比, 右侧纵轴是不同粒度粉体所占百分比的求和. 通过图 1(c)可知粉末粒度分布为 D_V(10)=17.4 μm(表示: 粒径在 17.4 μm 内的粉末占全部粉末的 10%, 后文同理), D_V(50)=29.6 μm, D_V(90)=50.3 μm, 粒径符合正态分布. 粉末的松装密度为 4.34 g·cm^{-3}, 霍尔流速为 18 s·(50 g)$^{-1}$, 良好的流动性可以避免在铺粉过程中产生铺粉不均匀等问题.

将 Y_2O_3 纳米颗粒添加到 M2 高速钢基体中, 研究纳米颗粒的添加对 M2 高速钢性能的影响. 首先, 通过机械合金化法进行金属粉体原料的制备. 如图 2 所示, 利用行星式球磨机在室温下对两种粉体进行低能球磨, 其中, Y_2O_3 的质量分数为 0.5%, 转速为 150 r·min^{-1}, 球料比为 3∶1, 球磨时间为 3 h, 每转 30 min 停机 5 min, 氩气保护气氛. 将球磨后的氧化物弥散高速钢粉体在 323 K 真空干燥 24 h, 过筛(53 μm)以减少团聚.

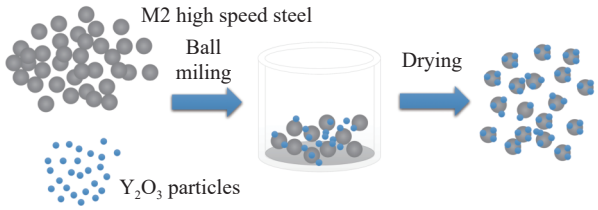


图 2　球磨工艺示意图

Fig.2　Ball milling process diagram

1.2　SLM 过程

实验室采用激光选区熔化 3D 打印装置(易加三维 EP-M260 型设备)开展实验, 该设备配有基板预热功能, 基板材质是不锈钢, 在高纯 Ar 气体保护下进行打印. SLM 试验中激光扫描方式如图 3 所示, 打印过程中激光扫描方向逐层偏转一个固定的角度, 第 n 层的扫描方向与第 n+1 层的扫描方向的夹角为 67°. 现在的 SLM 加工过程中通常将粉层厚度设置为粉体最大粒度的一半, 因此, 将粉层厚度设置为 30 μm, 激光功率分别取 160、220 和 280 W, 扫描速度取 600、800、1000 mm·s^{-1}, 进行了 9 组实验, 选择出最优的工艺参数. 在优化后的 SLM 成形工艺参数条件下对高速钢粉末和 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢粉末进行打印成形, 具体工艺参数如下: 激光功率 P 为 220 W, 扫描速度 v 为 800 mm·s^{-1}, 粉层厚度 S 为 0.03 mm, 扫描间距 H 为 0.1 mm, 基板预热温度为 200 ℃.

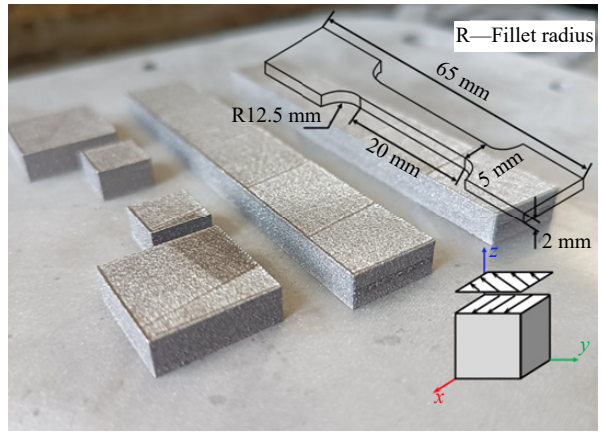


图 3　SLM 成形试样

Fig.3　Samples prepared by SLM

1.3　微观表征和性能测试

根据阿基米德排水法测量试样的致密度. 金相试样经过砂纸打磨、抛光和乙醇清洗后, 用 5 mL HNO_3+15 mL HCL+20 mL 乙醇试剂腐蚀 15 s, 然后用光学显微镜(OM)观察腐蚀后试样的金相组织. 使用配有能谱仪(EDS)的 s-4800 扫描电子显微镜(SEM)对样品的微观组织形貌及元素分布进行分析, 使用 X 射线衍射仪(XRD)对未腐蚀的样品进行物相检测. 使用 FEI Tecnai F20 型透射电镜(TEM)对 Y_2O_3 弥散强化高速钢样品进行微观结构检测. 在室温下进行拉伸试验, 为了获得更加准确结果, 每组试验重复三次, 并且实验前用砂纸将拉伸试样表面打磨光滑, 消除线切割的痕迹和毛刺, 避免应力集中. 使用 SEM 观察拉伸试样的断口微观形貌.

2　实验结果及分析

2.1　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢显微组织表征

球磨后的 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢粉体及粒度分布如图 4 所示, 可以看出 M2 高速钢粉体基本呈球形, 没有观察到严重的变形. 这是由于球磨过程中球料比较小、球磨机转速较低、时间较短. M2 高速钢粉体颗粒表面嵌布着 Y_2O_3 颗粒, 对这些纳米颗粒进行 EDS 分析, 可知这些颗粒是由 Y 和 O 组成. 但高速钢表面因 Y_2O_3 颗粒的嵌入而变得粗糙, 局部因球磨珠的碰撞与摩擦产生了轻微的开裂和变形. 由于 Y_2O_3 颗粒尺寸较小, 导致部分 Y_2O_3 颗粒在球磨过程中发生轻微团聚. 由图 4(b)可知经过球磨后粉体的粒度范围与纯 M2 高速钢粉体粒度范围接近.

Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的相对致密度为 98.3%, 接近材料的理论致密度. 在光学显微镜下观察试样的微观组织形貌如图 5 所示, 腐蚀前, 试样的组织致密, 表面相对光滑, 存在少量的微型气孔, 但是并无裂纹等缺陷. 如图 5(a) 所示, 由于微熔池反应剧烈, 会裹挟一部分氮气进入微熔池, 凝固时保留在基体的内部[19], 从而产生了缺陷. 图 5(b) ~ 5(d) 为试样腐蚀后的形貌, 可以看出熔道的宽度约为 100 μm, 且上下两层熔道夹角为 67°, 这与激光的光斑直径和扫描路径相吻合. 而试样的侧面(*x*–*z* 面和 *y*–*z* 面)组织表现出相同的微观结构特征, 但微熔池的深度存在明显的差异.

SLM 成形工艺与传统焊接工艺在凝固方式上存在相似之处, 因为传统焊接凝固过程中温度梯度 *G* 和冷却速率 *R* 影响着显微组织的生长, 该过程对于理解 SLM 成形工艺的凝固方式和组织结构形成具有同一指导意义[20]. 传统工艺认为, 固液界面的稳定性和凝固方式主要取决于温度梯度 *G* 和冷却速率 *R* 的比值(*G*/*R*). 随着 *G*/*R* 的减小, 凝固方式经历从平面生长、胞状生长、柱状枝晶生长再到等轴枝晶生长的一系列转变.

图 6 为腐蚀前后 M2 高速钢的 OM 图和 SEM 图, 从金相图可以看出, 样品中存在较多的缺陷, 除圆形孔隙外还有部分未熔合缺陷. 将腐蚀后的试样置于电镜下观察, 熔道组织为典型的胞状晶, 尺寸处于 1 ~ 2 μm 之间; 对 M2 高速钢的微熔池进行观察, 发现微熔池边界形成了等轴晶, 沿着微熔

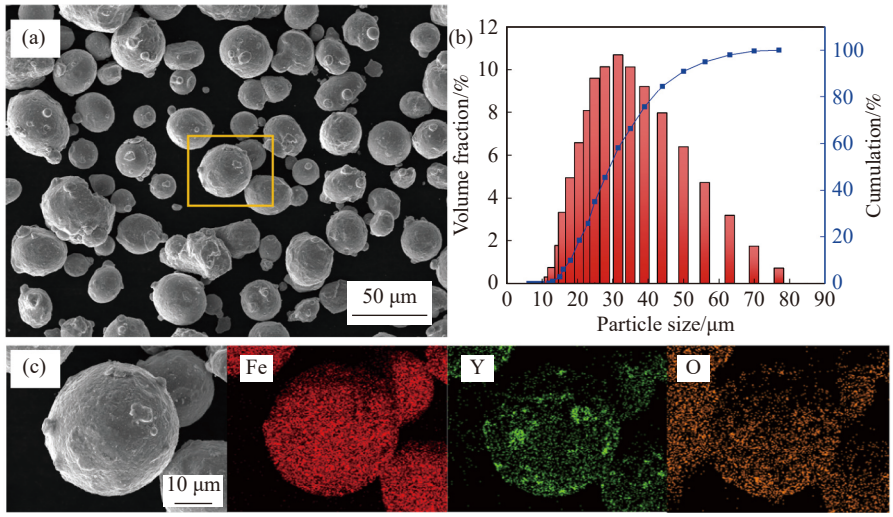


图 4　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢粉末 SEM 图像及粒径分布. (a) 混合后的粉末形貌; (b) 混合后粉末的粒径分布; (c) 图 4(a) 中选定粉末形貌和 EDS 分析

Fig.4　SEM images and particle size distribution of Y_2O_3 dispersion strengthened M2 high speed steel powder: (a) powder morphology after mixing; (b) particle size distribution of the mixed powder; (c) morphology and EDS analysis of the powder selected in Figure 4(a)

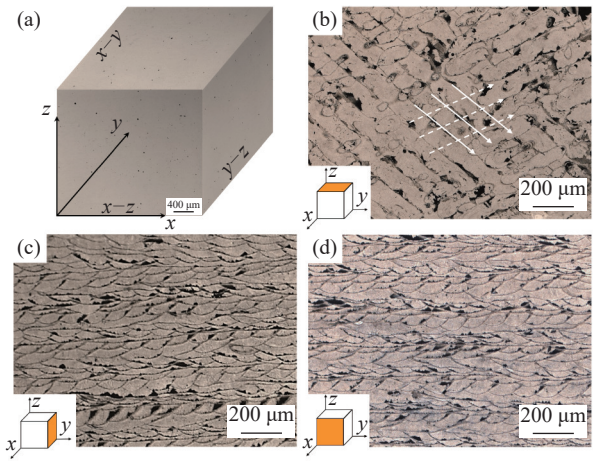


图 5　SLM 成形 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样腐蚀前后的微观形貌. (a) 腐蚀前高速钢样品三维光镜形貌; (b) 腐蚀后高速钢 *x*–*y* 面金相组织; (c) 腐蚀后高速钢 *x*–*z* 面金相组织; (d) 腐蚀后高速钢 *y*–*z* 面金相组织

Fig.5　Y_2O_3 dispersion strengthened M2 high speed steel samples by SLM: (a) morphology of high-speed steel samples before corrosion under a three-dimensional light microscope; (b) metallographic structure of corroded high-speed steel on the *x*–*y* plane; (c) metallographic structure of corroded high-speed steel *x*–*z* surface; (d) metallographic structure of corroded high-speed steel *y*–*z* plane

池边界向内生长出大量的树枝晶组织.

为了进一步了解 Y_2O_3 颗粒在 M2 高速钢基体中的分布情况, 采用扫描电镜中自带的能谱仪对 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样中的元素分布进行了分析, 结果如图 7 所示. 由于 Y_2O_3 颗粒尺寸较小, 发现 Y 元素和 O 元素均匀分布在基体中, 未发生明显偏析. 而晶界处存在着由 W、Mo、V 和 C 元素形成的碳化物.

图 8(a)、8(b) 为 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢在 *x*–*y* 面的 SEM 图. 首先, 由于同一轨迹内不同区域的热量不同, 晶粒尺寸和形貌也有所不同. 可以看出试样的 *x*–*y* 面形成了典型的细晶区、粗晶区和热影响区, 晶粒尺寸细小. 由于熔道中心的温度梯度小, 溶质分布较均匀, 形成大量的晶核; 同时快速凝固又抑制晶粒的长大, 进而在熔道中心形成细小的胞状晶. 而熔道边界的搭接处, 由于激光扫描时对凝固区域进行重熔, 发生再结晶, 晶粒再次形核长大, 形成尺寸偏大的晶粒. 相比于纯高速钢试样 (晶粒尺寸为 1 ~ 2 μm) 来说, 晶粒得到了明显的细化效果. 这是由于 SLM 过程的快速凝固结合第二相粒子和基体的低润湿性, 使得部分氧化物颗粒被推到了晶界上, 提供了更多的形核位点, 从而阻碍了晶粒的长大.

图 8(c) 为 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢沿构建方向的 *y*–*z* 面 SEM 图, 可以清楚地看到微熔池的边界. 其中, 大多数晶粒沿着微熔池的边界外延生长, 这是 SLM 构件微观结构的典型特征. 如图 8(d)、8(e) 所示, 在样品中可以观察到两种主要的微观组织. 微熔池中心的晶粒为细胞状的等轴晶, 尺寸在 800 nm 左右; 而微熔池的底部多为柱状枝晶, 垂直于熔池底部成长, 这种形态的柱状晶粒通常是在独特的热力学环境中产生的, 即微熔池底部靠近基体, 具有很大的温度梯度 *G*.

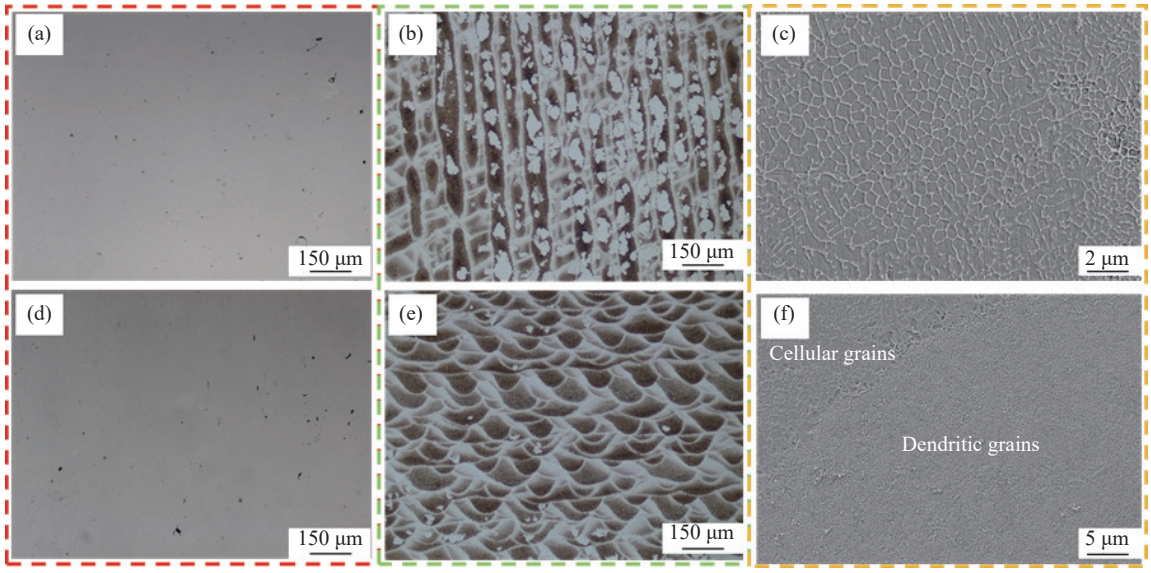


图 6　M2 高速钢 *x*–*y* 面和 *y*–*z* 面腐蚀前后 OM 图和 SEM 图. (a)腐蚀前 *x*–*y* 面的 OM 图; (b)腐蚀后 *x*–*y* 面的 OM 图; (c)腐蚀后 *x*–*y* 面 SEM 图; (d)腐蚀前 *y*–*z* 面; (e)腐蚀后 *y*–*z* 面的 OM 图; (f)腐蚀后的 *y*–*z* 面的 SEM 图

Fig.6　OM and SEM images of M2 high speed steel before and after corrosion on *x*–*y* planes and *y*–*z* planes: (a) OM diagram of *x*–*y* plane before corrosion; (b) OM diagram of the *x*–*y* surface after corrosion; (c) SEM image of the *x*–*y* surface after corrosion; (d) *y*–*z* surface before corrosion; (e) OM diagram of *y*–*z* plane after corrosion; (f) SEM image of corroded *y*–*z* plane

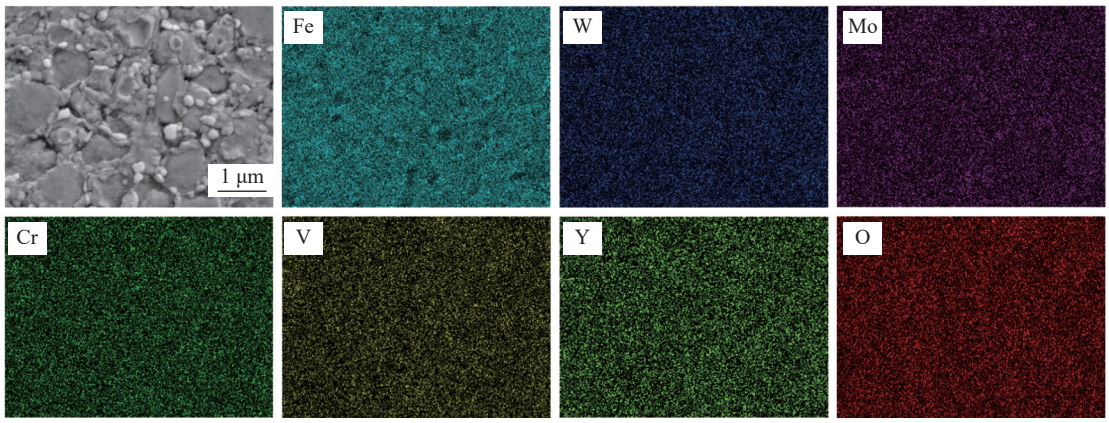


图 7　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的能谱分析结果

Fig.7　Energy dispersive spectrometer analysis results of Y_2O_3 dispersion strengthened M2 high speed steel samples

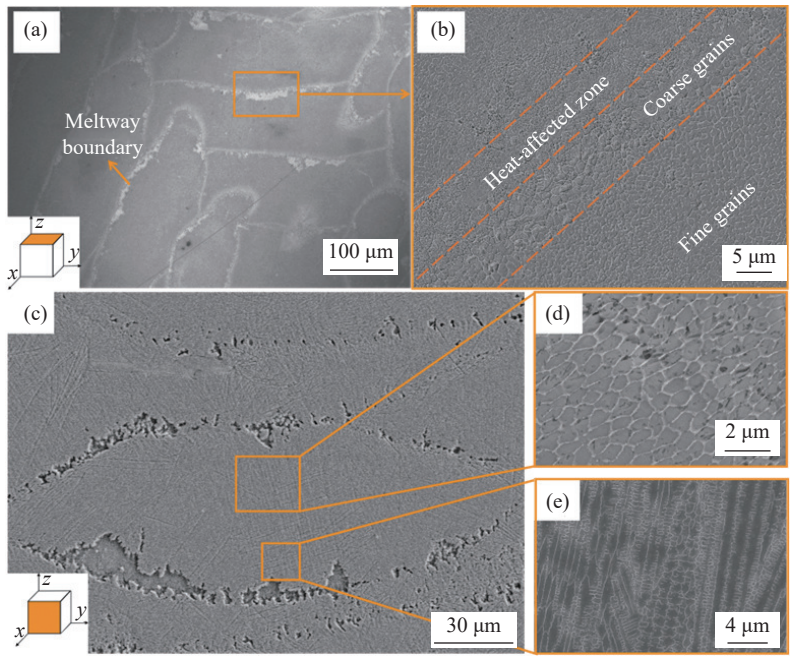


图 8　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的 SEM 图. (a) 低倍下熔道的 SEM 图; (b) 放大后的熔道边界; (c) 低倍下熔池的 SEM 图; (d) 放大后的熔池中心; (e) 放大后的熔池底部

Fig.8　SEM images of Y_2O_3 dispersion strengthened M2 high speed steel samples: (a) SEM image of melt channel at low magnification; (b) enlarged melt channel boundary; (c) SEM image of the melt pool at low magnification; (d) the center of the melt pool after amplification; (e) the bottom of the melt pool after magnification

2.2　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢物相分析

图 9 为 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢粉体和纯 M2 高速钢粉体的 X 射线衍射图谱. 由图可见, 两种粉体均检测到体心立方 (BCC) 结构和面心立方 (FCC) 结构的尖峰, 这与先前的研究一致[21−22]. 然而, 由于添加的 Y_2O_3 含量相对较低 (质量分数为 0.5%), 导致检测到的信噪比较低, 因此未发现来自 Y_2O_3 的峰. 通过 SLM 成形后的试样中, BCC 结构和 FCC 结构的峰仍然存在, 并且与检测粉体 XRD 图谱之间没有明显差异. 这意味着在 XRD 的检测范围内, 通过 SLM 成形的试样并没有形成新的物相. 此外, 在奥氏体化过程中, 高速钢的一些合金元素(W、Mo、Cr、V)和 C 溶解到基体中. SLM 过程中的高冷却速率不能使它们从基体中析出, 导致奥氏体在冷却过程中无法转变成马氏体, 造成了少量残余奥氏体留存.

缩放角度到 2θ=40° ~ 47°, 可见与 SLM 制备的纯 M2 高速钢相比, Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样中 α-Fe 所对应的衍射峰向右发生了偏移. 根据 X 射线衍射基本理论, 用布拉格公式说明峰所对应的衍射角度以及相应的晶面间距之间的关系.

$$2d\sin\theta = n\lambda \tag{1}$$

其中, d 为晶面间距; θ 为衍射角; λ 为 X 射线波长;

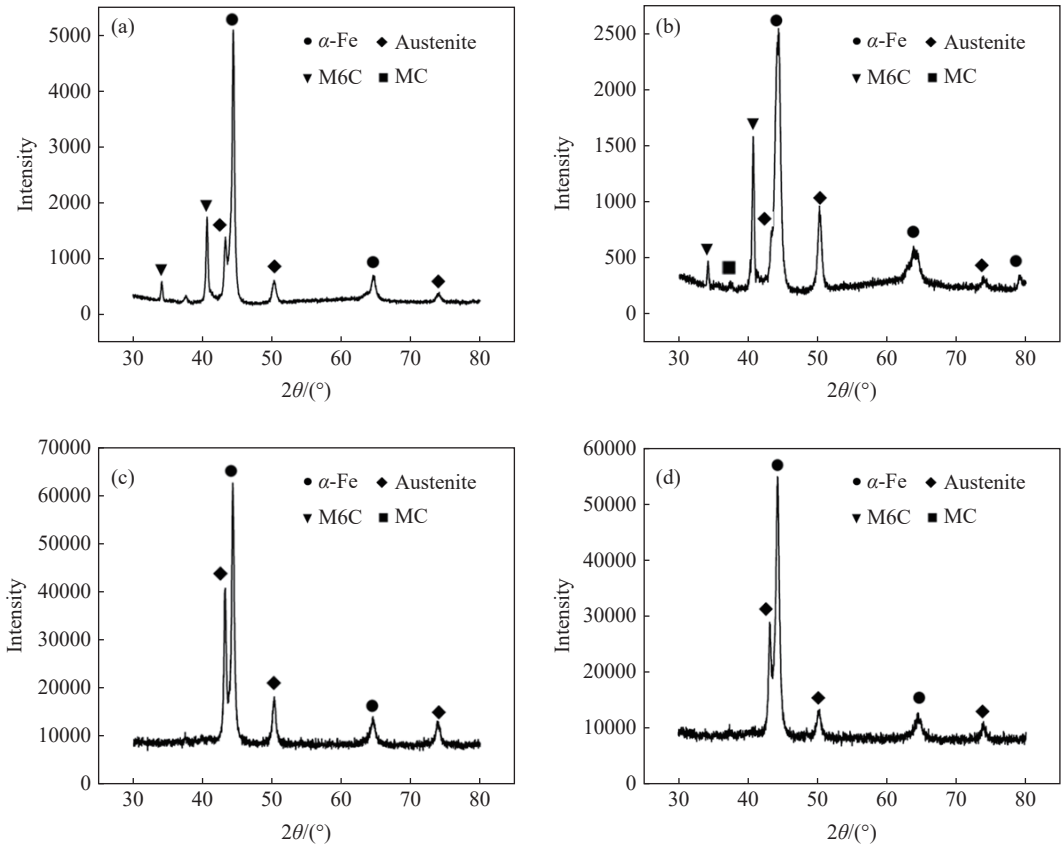


图 9　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢及 M2 高速钢块体和粉体的 XRD 图. (a) M2 高速钢块体; (b) Y_2O_3–M2 高速钢块体; (c) Y_2O_3–M2 高速钢粉体; (d) Y_2O_3–M2 高速钢粉体

Fig.9　XRD patterns of Y_2O_3 dispersion-strengthened M2 high-speed steel and bulk and powder forms of M2 high-speed steel:(a) M2 high-speed steel bulk; (b) Y_2O_3–M2 high-speed steel bulk; (c) Y_2O_3–M2 high-speed steel powder; (d) Y_2O_3–M2 high-speed steel powder

n 为常数. α-Fe(110) 为体心立方结构, 其晶面间距和晶格常数的关系满足如式(2)所示:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \tag{2}$$

其中, a 为晶格常数, h、k、l 为晶面指数. 加入 Y_2O_3 颗粒后, 马氏体(α-Fe)衍射峰明显宽化, 表明晶格畸变严重. 同时, SLM 成形的 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的衍射峰向右移动, 2θ 增加, 导致 d 减小, 由公式 (2) 可知, α-Fe(110) 的晶格常数 a 也会减小.

随着 Y_2O_3 颗粒的加入, SLM 成形试样的衍射峰强度发生了改变. 在 75° ~ 80°之间出现了马氏体衍射峰, 而在 40° ~ 45°、70° ~ 75°之间的残余奥氏体峰强度逐渐减弱, 但 50° ~ 55°之间的残余奥氏体峰强度却有所增加. 由于 W、Mo、Cr、V 等元素与 C 元素形成的碳化物具有较为类似的晶体结构, 其主要形成立方结构的 MC 碳化物和六方结构的 M6C 碳化物 , 其中 M 是金属(Metal)的缩写, 由图中可以看出相应地, 碳化物的衍射峰降低.

2.3　Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢力学性能分析

激光选区熔化成形的试样在不同方向上的力学性能表现出各向异性[23], 主要是由于 SLM 过程中的激光扫描方向逐层旋转, 如图 3 所示. 开展了垂直于沉积方向上的拉伸试验, SLM 成形的 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的拉伸性能如表 2、图 10 所示, 其中随着 Y_2O_3 颗粒的加入, 抗拉强度和屈服强度都有所增加. 其抗拉强度 (UTS) 和屈服强度 (YS) 分别为 (943±6.2) 和 (569±7.4) MPa. 比纯 M2 高速钢试样的抗拉强度和屈服强度提高了 36%. 对比于丁焕等[21]的研究, 强度明显有所提升. 然而, Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样和纯 M2 高速钢试样的延伸率差别不大, 都在 1% 左右.

Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样力学性能的提升主要归因于细晶强化和弥散强化. 细晶强化主要是通过细化晶粒来提高材料的力学性能, 遵循 Hall−Petch 公式[26].

$$\sigma_S = \sigma_0 + kM^{-\frac{1}{2}} \tag{3}$$

其中, σ_0为位错的摩擦阻力, k 为与晶界有关的强化系数, M 为晶粒尺寸.

随着 Y_2O_3 颗粒的加入, 样品的晶粒尺寸 M 减小, 如图 11 所示, 平均晶粒尺寸由 1.1 μm 减小到 0.9 μm,

表 2　SLM 成形的高速钢拉伸性能

Table 2　Tensile properties of high speed steel formed by SLM

Samples	Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
M2 high speed steel #0	693	418	1.126
Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel #1	943	569	1.175

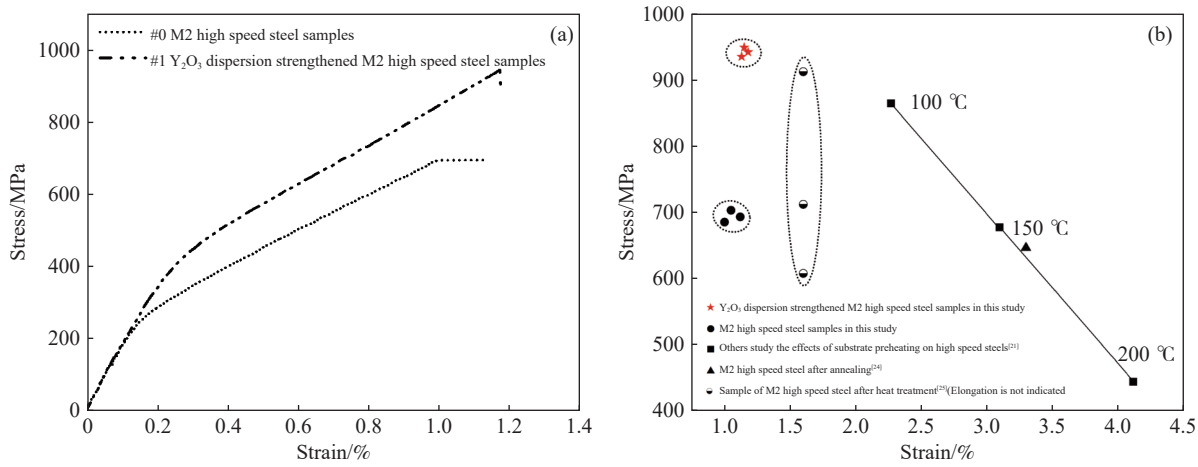


图 10　SLM 成形高速钢试样的拉伸性能. (a) 应力−应变曲线; (b) 与其他文献对比结果[21,24−25]

Fig.10　Tensile properties of SLM formed high speed steel specimens: (a) stress–strain curve; (b) comparison of results with other literature[21,24−25]

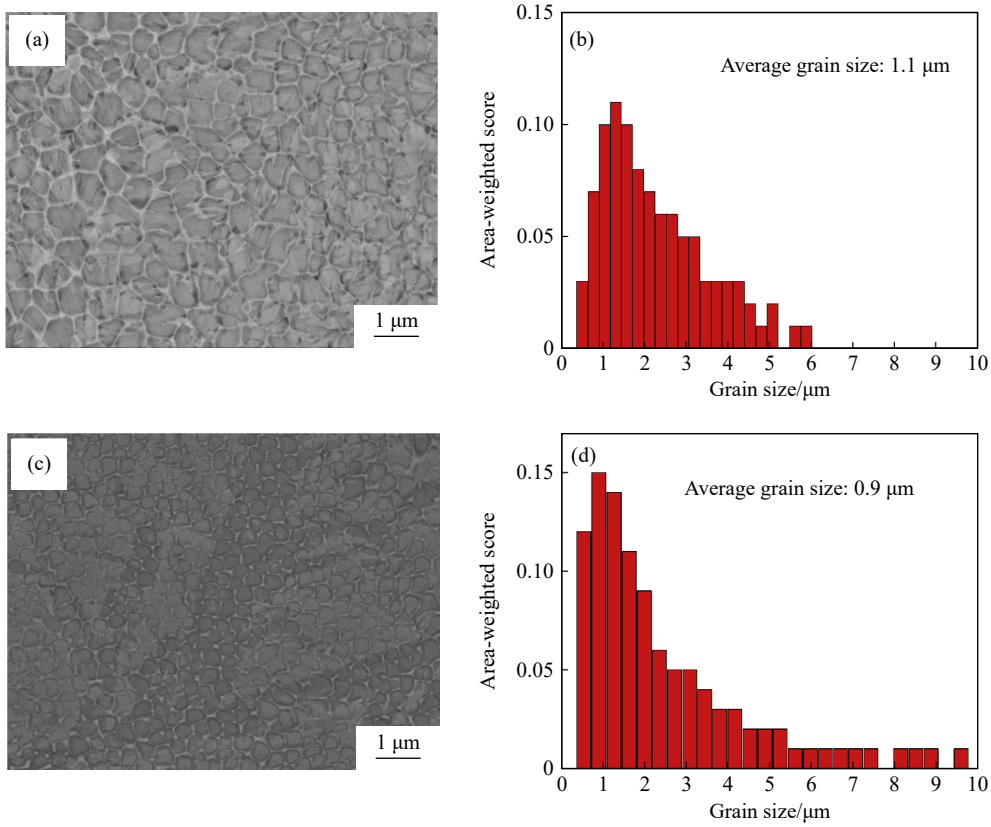


图 11　SLM 成形的 M2 高速钢试样. (a) 未添加 Y_2O_3 颗粒的 SEM 图; (b) 未添加 Y_2O_3 颗粒的晶粒尺寸分布图; (c) 添加 Y_2O_3 颗粒的 SEM 图; (d) 添加 Y_2O_3 颗粒的晶粒尺寸分布图

Fig.11　M2 high speed steel samples formed by SLM: (a) SEM image of steel sample without Y_2O_3 particles; (b) grain size distribution of particles without Y_2O_3 addition; (c) SEM image of steel sample with Y_2O_3 particles; (d) grain size distribution map of Y_2O_3 added particles

因此, 试样的屈服强度(σ_s)则增大. Y_2O_3 颗粒的加入会提供更多的形核位点, 促进异质形核, 提高形核率, 起到细化晶粒的作用, 因此提高材料的拉伸强度. 在发生塑性变形时, 变形会分散在更多的晶粒内进行, 塑性变形更加均匀, 不会造成较大的应力集中. 而且晶粒越细, 晶界越多, 裂纹就越不容易扩展; 当存在裂纹时, 将沿着晶界处发生断裂.

图 12 为 SLM 成形的 Y_2O_3 弥散强化高速钢试样的扫描透射电子显微镜 (STEM) 的高角环形暗场 (HADDF) 图像和相应的 EDS 元素图, 晶界处的 Fe 元素被耗尽, W、Mo 等元素发生富集. 晶界处的 Y_2O_3 粒子尺寸稍大, 最大有 90 nm, 而晶粒内部检测出的纳米粒子尺寸较小, 呈弥散分布. 由 Orowan 强化机制可知, 颗粒尺寸越小, 纳米粒子之间的距离越大, 位错绕过弥散相所需的临界切应力$\Delta\sigma_{\text{Orowan}}$越大, 材料的强度则越高[27].

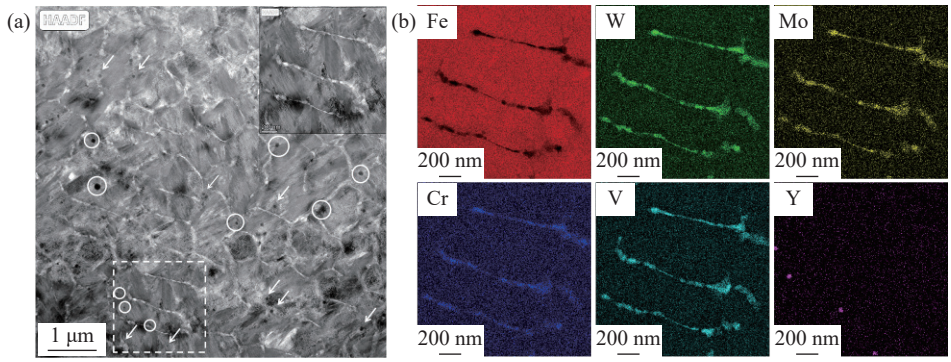


图 12　Y_2O_3 弥散强化高速钢的 STEM 图像. (a) HADDF 图; (b) 相对应的 EDS 元素图

Fig.12　STEM image of Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel: (a) HADDF diagram; (b) corresponding EDS element diagram

$$\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{Gb}{L} \tag{4}$$

其中, G 为基体剪切模量, b 为位错的柏式模量, L 为粒子间距.

图 13 显示了 SLM 成形的纯 M2 高速钢试样和 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样的拉伸断口形貌, 纯 M2 高速钢试样在断裂表面存在有解理台阶和柱状晶, 表现出明显的脆性断裂特征, 且存在小孔和裂纹等缺陷. 而 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢试样断裂表面相对平整, 但解理台阶和柱状晶明显减少, 仅有少量存在, 断裂形式仍为脆性断裂. 这是由于在快速凝固的过程中, 部分 Y_2O_3 颗粒被推到了晶界, 晶界处的纳米颗粒会阻碍位错运动, 从而抑制由颗粒断裂和界面拖黏引起的晶界裂纹, 防止裂纹沿晶界扩展, 以此提升高速钢的性能[28].

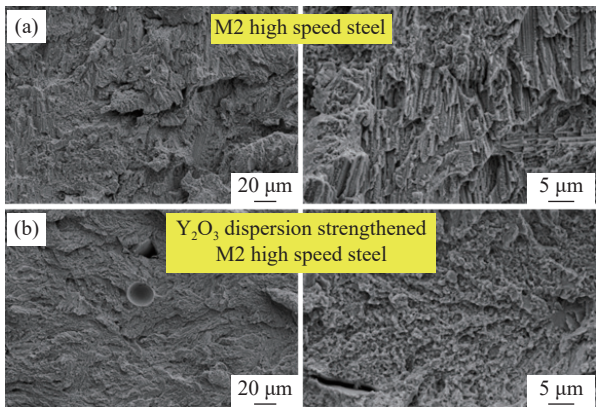


图 13　断口形貌 SEM 图像. (a) M2 高速钢试样; (b) Y_2O_3 弥散强化高速钢试样

Fig.13　SEM images of fracture morphology: (a) M2 high speed steel sample; (b) Y_2O_3 dispersion strengthened high speed steel sample

3　结论

文章阐明了添加 Y_2O_3 颗粒对 M2 高速钢致密化、显微组织和力学性能的影响, 激光选区熔化制备 Y_2O_3 弥散强化 M2 高速钢的主要研究结论总结如下:

(1) SLM 成形的 Y_2O_3 弥散强化高速钢试样无裂纹且致密, 纵向微观组织由等轴晶和柱状晶构成, 横向微观组织由等轴晶组成, 晶粒尺寸细小, 未发生明显的元素偏析.

(2) M2 高速钢的主要物相为马氏体、残余奥氏体及 MC 型碳化物, 随着 Y_2O_3 颗粒的加入, 并未发生改变.

(3) Y_2O_3 颗粒加入后, 明显提升了高速钢试样的力学性能, 其断裂表面平整, 仅存在少量的解理台阶和柱状晶, 抗拉强度达到了 943 MPa, 而力学性能的提升主要是细晶强化和弥散强化的作用.

参　考　文　献

[1]　Wu H Q, Wu X C. Research status and development of high speed

steel at home and abroad. *Die Mould Manuf*, 2017, 17(12): 93
(吴红庆, 吴晓春. 国内外高速钢的研究现状和进展. 模具制造, 2017, 17(12): 93)

[2] Wei S Z, Xu L J. Review on research progress of steel and iron wear-resistant materials. *Acta Metall Sin*, 2020, 56(4): 523
(魏世忠, 徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展. 金属学报, 2020, 56(4): 523)

[3] Zhao B Q, Zhu C H, Jiang R K, et al. Increase in service life of high speed steel twist drill. *Heat Treat*, 2020, 35(4): 32
(赵步青, 朱昌宏, 蒋荣坤, 等. 高速钢麻花钻使用寿命的提高. 热处理, 2020, 35(4): 32)

[4] Xu G L, Huang P, Sun X, et al. Research status and development trend of high-speed-steel's preparation and heat treatment process. *Mater China*, 2020, 39(1): 70
(徐桂丽, 黄鹏, 孙溪, 等. 高速钢制备和热处理工艺的研究现状及发展趋势. 中国材料进展, 2020, 39(1): 70)

[5] Yang J H, Liu R T, Xiong X, et al. Effect of milling time on the microstructure and mechanical properties of M2 powder metallurgy high speed steel. *Mater Sci Eng Powder Metall*, 2020, 25(4): 296
(杨军浩, 刘如铁, 熊翔, 等. 球磨时间对 M2 粉末冶金高速钢组织与力学性能的影响. 粉末冶金材料科学与工程, 2020, 25(4): 296)

[6] Luo T, Jiang W Q, Tong W. Powder metallurgy preparation and microstructure and properties of M2 high speed steel. *Powder Metall Ind*, 2019, 29(6): 28
(罗涛, 江文清, 童伟. 粉末冶金 M2 高速钢的制备与组织性能研究. 粉末冶金工业, 2019, 29(6): 28)

[7] Wang Q M, Cheng G G, Huang Y. Morphology and precipitation mechanism of large carbides in M2 high speed steel. *Iron Steel*, 2018, 53(1): 65
(王启明, 成国光, 黄宇. M2 高速钢大尺寸碳化物的形貌特征及析出机理. 钢铁, 2018, 53(1): 65)

[8] Gao C H, Ge S N, Li W M, et al. Research status of carbide segregation in high-speed steel. *China Metall*, 2019, 29(5): 1
(高楚寒, 葛思楠, 李万明, 等. 高速钢碳化物偏析的研究现状. 中国冶金, 2019, 29(5): 1)

[9] Fu A, Liu B, Liu B, et al. A novel cobalt-free oxide dispersion strengthened medium-entropy alloy with outstanding mechanical properties and irradiation resistance. *J Mater Sci Technol*, 2023, 152: 190

[10] Li S F, Zhou Z J, Sun Y D, et al. Microstructure and mechanical properties of 12Cr-ODS ferritic steel for advanced nuclear energy systems. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2014, 21(6): 763
(李少夫, 周张健, 孙永铎, 等. 用于先进核能系统的 12Cr-ODS 铁素体钢的显微组织和力学性能. 北京科技大学学报, 2014, 21(6): 763)

[11] Zhao D G, Li Y, Liu Y, et al. Research progress for manufacturing technology of advanced oxide dispersion strengthened steel. *China Metall*, 2023, 33(3): 1
(赵定国, 李月, 刘岩, 等. 先进氧化物弥散强化钢制备技术研究进展. 中国冶金, 2023, 33(3): 1)

[12] Xu D, Gao H B, Dong T, et al. Research progress of metal powder for additive manufacturing. *Chin J Nonferrous Met*, 2021, 31(2): 245
(许德, 高华兵, 董涛, 等. 增材制造用金属粉末研究进展. 中国有色金属学报, 2021, 31(2): 245)

[13] Zhang J L, Li F L, Zhang H J. Research progress on preparation of metallic materials by selective laser melting. *Laser Optoelectron Prog*, 2019, 56(10): 100003
(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. 激光与光电子学进展, 2019, 56(10): 100003)

[14] Li A, Liu X F, Yu B, et al. Key factors and developmental directions with regard to metal additive manufacturing. *Chin J Eng*, 2019, 41(2): 159
(李昂, 刘雪峰, 俞波, 等. 金属增材制造技术的关键因素及发展方向. 工程科学学报, 2019, 41(2): 159)

[15] Wang D, Liu L Q, Deng G W, et al. Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion. *Virtual Phys Prototyp*, 2022, 17(2): 329

[16] Ghayoor M, Lee K, He Y J, et al. Selective laser melting of austenitic oxide dispersion strengthened steel: Processing, microstructural evolution and strengthening mechanisms. *Mater Sci Eng A*, 2020, 788: 139532

[17] Ni M, Chen C, Xu R F, et al. Microstructure and mechanical properties of additive manufactured Inconel 718 alloy strengthened by oxide dispersion with 0.3wt% Sc addition. *J Alloys Compd*, 2022, 918: 165763

[18] Vock S, Klöden B, Kirchner A, et al. Powders for powder bed fusion: A review. *Prog Addit Manuf*, 2019, 4(4): 383

[19] Narasimharaju S R, Zeng W H, See T L, et al. A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends. *J Manuf Process*, 2022, 75: 375

[20] Wan H Y. *Study on Microstructure and Mechanical Behavior of Inconel 718 Alloy Formed by Selective Laser Melting* [Dissertation]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2020
(万宏远. 选区激光熔化成形 Inconel 718 合金组织结构与力学行为研究[学位论文]. 合肥: 中国科学技术大学, 2020)

[21] Ding H, Liu R T, Xiong X, et al. Effects of substrate temperature on microstructure and property of M2 high-speed steel prepared by selective laser melting. *Mater Sci Eng Powder Metall*, 2018, 23(5): 511
(丁焕, 刘如铁, 熊翔, 等. 基板温度对选择性激光熔覆法制备 M2 高速钢组织与性能的影响. 粉末冶金材料科学与工程, 2018, 23(5): 511)

[22] Liu Y, Zhao D G, Li Y, et al. Effects of nano TiC on the microhardness and friction properties of laser powder bed fusing printed M2 high speed steel. *Coatings*, 2022, 12(6): 825

[23] Qiu C Y, He B, Chen H X, et al. Room and elevated temperature

tensile properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting. *Aeronaut Manuf Technol*, 2020, 63(22): 63
(仇昌越, 何蓓, 陈昊秀, 等. 选区激光熔化 IN718 合金室温及高温拉伸性能研究. 航空制造技术, 2020, 63(22): 63)

[24] Hu H B, Zhu L H, Duan Y M, et al. In-situ study of microcrack initiation and propagation of M2 high speed steel. *Chin J Mater Res*, 2022, 36(5): 365
(胡海波, 朱丽慧, 段元满, 等. 原位研究 M2 高速钢微裂纹的萌生和扩展. 材料研究学报, 2022, 36(5): 365)

[25] Zhu L. *Research on Microstructure and Static Mechanical Properties of M2 High Speed Steel Produced by Laser Additive Manufacturing* [Dissertation]. Tianjin: Civil Aviation University of Chain, 2022
(朱磊. 激光增材 M2 高速钢显微组织与静态力学性能研究[学位论文]. 天津: 中国民航大学, 2022)

[26] Wang Y, Wang Y T, Li R D, et al. Hall-Petch relationship in selective laser melting additively manufactured metals: Using grain or cell size. *J Cent South Univ*, 2021, 28(4): 1043

[27] Mao X D, Kang S H, Kim T K, et al. Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained austenitic oxide dispersion strengthened steel. *Metall Mater Trans A*, 2016, 47(11): 5334

[28] Wang R, Wang Y L, Jiang F L, et al. Effect of rare earth oxides on the microstructure and properties of Al_2O_3–ZrO_2 laser cladding layer. *Laser Optoelectron Prog*, 2022, 59(19): 1914004
(王冉, 王玉玲, 姜芙林, 等. 稀土氧化物对 Al_2O_3–ZrO_2 激光熔覆层组织与性能影响研究. 激光与光电子学进展, 2022, 59(19): 1914004)