

Si 含量对 316L 不锈钢激光熔覆层凝固行为和显微组织的影响

古青¹, 包海斌¹, 王永强¹, 冯敏敏¹, 董刚^{2,3*},
尤涵潇^{2,3}, 杨高林^{2,3}, 姚建华^{2,3}

(1. 国能浙江北仑第一发电有限公司, 浙江 宁波 315800; 2. 特种装备制造与先进
加工技术教育部/浙江省重点实验室, 杭州 310023; 3. 浙江工业大学
a. 机械工程学院 b. 激光先进制造研究院, 杭州 310023)

摘要: **目的** 研究 Si 元素含量对 316L 不锈钢激光熔覆层凝固行为和显微组织的影响。**方法** 利用 LDF400-2000 光纤耦合半导体激光器和 ABB 机械手组成的激光熔覆系统, 在 316L 不锈钢基体上制备 Si 元素的质量分数分别为 0.8%、1.6% 的 316L 激光熔覆层。使用金相显微镜、扫描电镜 (SEM)、电子背散射衍射 (EBSD)、透射电镜 (TEM) 和维氏硬度计, 分别从激光束扫描方向 (SD) 和切向 (TD) 分析熔覆层的微观组织、晶粒取向、织构和显微硬度。**结果** 在 SD 方向, 0.8%-Si 熔覆层的中下部晶粒呈垂直于底部界面的柱状生长趋势, 而顶部晶粒则呈胞状, 1.6%-Si 熔覆层晶粒的生长模式与 0.8%-Si 熔覆层类似, 但取向更随机。在 TD 方向, 0.8%-Si 熔覆层晶粒呈外延状, 取向为<100>方向, 而 1.6%-Si 熔覆层则为<111>方向。与 0.8%-Si 熔覆层相比, 1.6%-Si 熔覆层内小角度晶界占比更高, 超过了 50%, 在晶粒内部可见被位错缠绕的亚微米颗粒, 其硬度也从 0.8%-Si 熔覆层的 199.7HV0.3 提升到 212.2HV0.3。**结论** Si 元素的含量对激光熔覆 316L 凝固行为和组织有着显著影响, 改变了熔覆层的凝固模式, 使组织结构由粗大外延生长的树枝晶转变为沿温度梯度方向生长的细小晶粒。

关键词: 激光熔覆; Si 元素; 316L; 凝固组织; 晶粒细化

中图分类号: TG174.4; TG665 文献标志码: A 文章编号: 1001-3660(2025)05-0167-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2025.05.013

Effects of Si Content on Solidification Behavior and Microstructure of 316L SS Laser Cladding Layer

GU Qing¹, BAO Haibin¹, WANG Yongqiang¹, FENG Minmin¹, DONG Gang^{2,3*},
YOU Hanxiao^{2,3}, YANG Gaolin^{2,3}, YAO Jianhua^{2,3}

(1. Guoneng Zhejiang Beilun First Power Generation Co., Ltd., Zhejiang Ningbo 315800, China; 2. Key Laboratory of Special Purpose Equipment and Advanced Processing Technology, Ministry of Education and Zhejiang Province, Hangzhou 310023, China; 3. a. College of Mechanical Engineering, b. Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, China)

收稿日期: 2024-05-17; 修订日期: 2024-11-06

Received: 2024-05-17; Revised: 2024-11-06

基金项目: 国家自然科学基金 (52035014); 浙江省公益技术应用研究项目 (LGG22E050036); 舟山科技计划 (2023C13011)

Fund: National Natural Science Foundation of China (52035014); Public Welfare Project of Zhejiang Province (LGG22E050036); Zhoushan Science and Technology Plan Project (2023C13011)

引文格式: 古青, 包海斌, 王永强, 等. Si 含量对 316L 不锈钢激光熔覆层凝固行为和显微组织的影响[J]. 表面技术, 2025, 54(5): 167-175.
GU Qing, BAO Haibin, WANG Yongqiang, et al. Effects of Si Content on Solidification Behavior and Microstructure of 316L SS Laser Cladding Layer[J]. Surface Technology, 2025, 54(5): 167-175.

*通信作者 (Corresponding author)

ABSTRACT: In this study, the influence of different mass fractions of silicon (Si) on the solidification microstructure of 316L stainless steel during laser cladding process was investigated in details. A laser cladding system consisting of a LDF400-2000 fiber-coupled semiconductor laser and an ABB manipulator was utilized to deposit a cladding layer containing 0.8% and 1.6% Si on an 316L substrate. Multiple characterization techniques, such as optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), electron backscatter diffraction (EBSD), transmission electron microscopy (TEM), and Vickers hardness testing were employed to assess the microstructure, formation mechanism, grain orientation, texture, and microhardness of the cladding layer both in the scanning direction (SD) and the tangential direction (TD).

The results revealed clear differences in grain growth patterns depending on the Si content. In the SD direction, the cladding layer with 0.8%-Si displayed a columnar grain structure, with grains growing perpendicularly from the interface between the substrate and the cladding layer. The top regions of these grains exhibited a cellular morphology. For the 1.6%-Si cladding layer, although the grain growth pattern was still columnar at the bottom parts, the crystal orientation became more random, particularly in the top regions of the cladding. This indicated that higher Si content tended to reduce the alignment of grains, leading to more isotropic properties. In the TD direction, grain orientation was more strongly affected by the Si content. For the 0.8%-Si cladding layer, grain growth followed an epitaxial growth pattern with a strong $\langle 100 \rangle$ preferential orientation, meaning the grains continued growing in alignment with the crystallographic orientation of the substrate. This epitaxial growth was less prominent in the 1.6%-Si cladding layer, where the grains were influenced more by the thermal gradient created during solidification, resulting in a $\langle 111 \rangle$ preferential growth direction. This shift in grain orientation was significant because it suggested that higher Si content changed the way heat dissipated through the material during solidification, leading to a different grain nucleation mechanism.

Another significant difference between the two Si content levels was in the proportion of low-angle grain boundaries (LAGBs). For the 1.6%-Si cladding layer, more than 50% of the grain boundaries were low-angle boundaries, which indicated that higher Si content favored the formation of grains that were more closely aligned in orientation but had subtle misalignments. This resulted in an overall more textured microstructure compared with the 0.8%-Si cladding layer. Low-angle grain boundaries were important because they could impede dislocation motion, contributing to increased strength. Moreover, submicro particles were observed within the grains of the 1.6%-Si cladding layer, especially in the grain interior. TEM observations confirmed that a large number of dislocations presented within the central regions of grains, which further supported the increase in strength observed with increasing Si content. Microhardness testing results demonstrated a significant increase in hardness with increasing Si content. The 0.8%-Si cladding layer had a hardness of 199.7HV0.3, while the 1.6%-Si cladding layer exhibited a higher hardness of 212.2HV0.3. This hardness increase could be attributed to the refinement of the grain structure and the change in the solidification mode. As the Si content increased, the nucleation rate also increased, which promoted the formation of finer grains. The solidification structure transitioned from coarse columnar dendrites to finer cellular grains, which helped improve the mechanical properties, especially hardness.

In summary, the addition of Si to 316L stainless steel during laser cladding significantly affects the solidification behavior and microstructure. These microstructural changes result in improved mechanical properties, particularly in terms of hardness and strength.

KEY WORDS: laser cladding; Si element; 316L; solidification structure; grain refinement

与传统铸锻造工艺相比,采用激光熔覆技术制备的材料具有更丰富的层次和独特的微观结构^[1]。这种结构的改变将对局部的变形机制产生影响,进而引起宏观尺度范围内力学性能的变化^[2-3]。有研究表明,采用激光熔覆技术制造的 316L 不锈钢样品的屈服强度和伸长率均超过了传统铸锻的 316L^[4-6]。蒋华臻等^[7]总结了采用激光熔覆技术制备的 316L 不锈钢的力学性能,并与传统方法制备的 316L 不锈钢进行对比发现,采用激光熔覆技术制备的 316L 不锈钢具有独特的微观结构,其拉伸性能更优。Zhong 等^[8]采用激光熔覆技术制备 316L 不锈钢,从宏观到微观纳米级

别详细分析了其组织结构层级,发现在熔覆层内部形成了熔池、晶粒、胞状结构及胞内纳米氧化物颗粒的非均匀层级结构。有研究表明,在拉伸过程中,采用激光熔覆技术制备的 316L 不锈钢中存在纳米氧化硅颗粒对位错的钉扎效应,以及胞状结构和纳米氧化硅颗粒对韧窝的尺寸限制,这些都对裂纹的扩展具有阻碍作用,这种独特的微观结构有效提升了激光熔覆 316L 不锈钢的力学性能^[9-11]。

激光熔覆 316L 不锈钢的组织结构不稳定,目前主要通过工艺参数和扫描策略进行调控^[12-14],但效果并不理想。已有研究人员尝试利用 Si 元素对激光熔

覆 316L 不锈钢的组织结构进行调控,但有关 Si 元素含量对 316L 熔覆层凝固行为和组织结构的影响的报道较少。基于此,本文在 316L 不锈钢标准成分基础上进一步提高 Si 元素的含量,并对其凝固组织结构和形成机理进行深入分析,力求获得 Si 元素含量对 316L 激光熔覆层结构形态的影响机理。

1 实验

1.1 材料

基体材料为标准牌号的 316L 不锈钢。在激光熔覆前,将基板加工至合适尺寸,并打磨待处理面,去除其氧化层,再使用无水乙醇进行清洗,待干燥后备用。

采用 Si 的质量分数分别为 0.8%、1.6%的 316L 不锈钢定制化合金粉末为激光熔覆材料,利用真空气雾化方法制备。在制粉原材料冶炼前,按设定含量加入硅铁,以调控 Si 元素的含量。所用硅铁含 Si 的质量分数为 90%,其形状为不规则块状,粒度大小不一。依据 GB/T 20878—2007《不锈钢和耐热钢牌号及化学成分》规定的 316L 不锈钢的化学成分,基于 Si 元素对 316L 不锈钢激光熔覆层的成形质量影响规律进行分析,选择成形质量较好的 Si 的质量

分数为 1.6%的 316L 不锈钢。将配制完成的原材料置于真空气雾化制粉设备的电磁感应熔炼炉中冶炼,利用电磁搅拌和合金元素在钢水中的扩散作用,使得熔化后硅铁中的 Si 元素在钢水中混合均匀。钢水在高压高速氮气作用下快速雾化,并冷却成微米级的合金粉末,可使合金粉末中 Si 元素的分布均匀性得以保留。

定制合金粉末的粒径为 53~150 μm,为了后续描述方便,将 Si 的质量分数分别为 0.8%、1.6%的 316L 不锈钢分别记为 0.8%-Si 和 1.6%-Si。除了 Si 和作为余量的 Fe 元素外,其余合金元素的含量均与常规 316L 不锈钢合金相近。2 种合金粉末的化学成分见表 1。

1.2 试样的制备和表征方法

本文所用激光器为德国 Laser line 公司生产的 LDF400-2000 光纤耦合半导体激光器,其功率范围为 0~2 kW,波长为 900~1 070 nm,工作方式为连续方式,同轴环形送粉熔覆头,圆形光斑直径为 4 mm,运动系统为 ABB 五轴机械手。激光熔覆工艺参数:送粉率为 12 g/min,激光扫描速度为 6 mm/s,激光功率为 1 600 W,道间搭接率为 50%,激光扫描方式为单向平行扫描,垂直向上空间堆垛成形。制备的激光熔覆层的宏观形貌如图 1a~b 所示,可以看出 1.6%-Si

表 1 不同 Si 含量的 316L 不锈钢粉末的化学成分
Tab.1 Chemical composition of 316LSS powder with different Si contents

Powder	Mass fraction/%						
	C	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
0.8%-Si	≤0.03	0.80	16.00-18.00	10.00-14.00	2.5	1.5	Bal.
1.6%-Si	≤0.03	1.60	16.00-18.00	10.00-14.00	2.5	1.5	Bal.

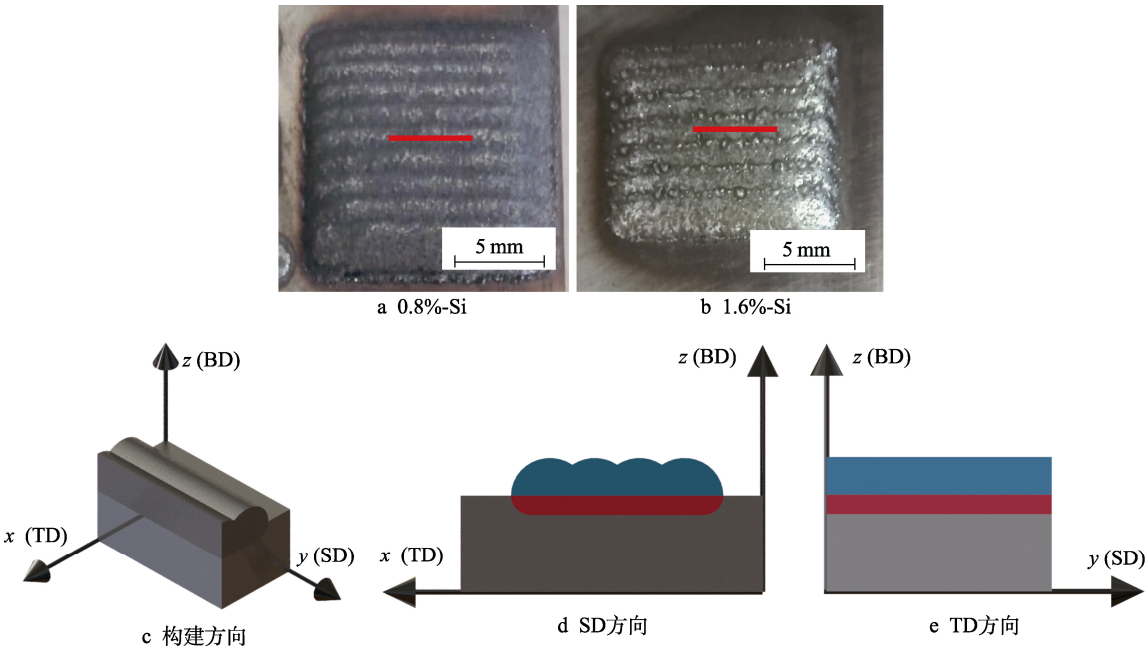


图 1 316L 激光熔覆层的宏观形貌及取样示意图
Fig.1 Macroscopic morphology and sampling diagram of 316L laser cladding layer: a) 0.8%-Si; b) 1.6%-Si; c) construction direction; d) SD direction; e) TD direction

激光熔覆表面呈现光亮的金属色,基本无黑色氧化皮,成形质量较佳。这里将几何空间 z 轴方向规定为激光熔覆316L样品的构建方向(Building direction, BD), y 轴(Scanning direction, SD)为激光扫描方向, x 轴为切向(Tangential direction, TD),如图1c所示。在激光熔覆层制备完成后,用电火花切割SD、TD方向试样,其尺寸为10 mm×15 mm×5 mm,取样方式如图1d~e所示。

分别使用400#、800#、1200#、1500#碳化硅水砂纸对金相试样进行打磨,抛光布采用粗呢,抛光时间为3~5 min。将抛光后的表面在放大200倍的金相显微镜下观察,基本无磨痕和凹坑则认为合格。采用正立式数字金相显微镜,其放大倍数为50、100、200、500、1000。

更微观的表征采用扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM),其工作距离为8~10 mm,工作电压为20 kV。另外,该设备还配置了电子背散射(Electron back scattering diffraction, EBSD)探头,可以分析样品的相组成和晶粒取向。EBSD试样的制备按照金相试样制备方式取样、镶嵌和磨抛,在磨抛完成后去除镶嵌料。在测试前,采用电解抛光方式再次进行抛光,抛光试剂为高氯酸(HClO_4 , 5%)与乙醇($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 95%)按一定体积比混合的溶液,抛光电压为20 V,抛光时间为23 s。在抛光后,使用无水乙醇超声清洗。EBSD总分布图的分辨率选择1024像素×768像素,EBSP的分辨率为320像素×240像素。工作电压选择20 kV,曝光时间为5 ms,步长选择4.98 μm 。此外,工作距离一般选择10~11 mm。测试结果使用Oxford的HKL Channel 5结合取向成像(Orientation imaging microscopy, OIM)软件进行分析处理。

透射电子显微镜(Transmission Electron Microscope, TEM)样品利用线切割机从熔覆层上切取厚度为0.5 mm的薄片,将薄片粘贴在钢块上,用1000#砂纸双面粗磨至100 μm 左右,再用1500#砂纸研磨至30 μm ,用圆片冲孔机制备直径为3 mm的圆片。用精密离子减薄仪对经过手动研磨和高精度凹坑研磨后得到的厚度小于5 μm 的圆片再离子减薄至试样中心部分穿孔。

采用Hv-1000型维氏硬度计测定试样的显微硬度,硬度测试区域在单道熔覆层横截面中部,平行于熔覆层与基体结合面的水平方向,如图2所示。实验

过程依据GB/T 4340.1—2009《金属维氏硬度试验第1部分:试验方法》,试验压力为2.94 N(300 gf),点距为0.15 mm,保载时间为10 s。

2 结果与分析

2.1 Si含量对熔覆层凝固行为的影响

2.1.1 SD方向

激光熔覆层的凝固组织结构不均匀,主要由温度梯度和凝固速度的比值决定。顶部主要为等轴晶,中部区域则为等轴晶、胞状晶和柱状晶的混合组织,熔覆层下部的组织具有明显的外延式生长取向,底部为垂直于熔合线生长的柱状晶并混有胞状晶,紧邻熔合线的熔覆层组织则为一层平面晶^[15-16]。试样的截取方式不同,观察到的组织结构也不同。 x (TD)方向或 y (SD)方向晶粒为外延生长的柱状晶,而 z (BD)方向呈现出“棋盘”分布的等轴晶。晶粒总是沿着熔池内温度梯度最大的方向生长。虽然通过改变扫描策略和工艺参数可以影响熔覆层晶粒的择优取向^[17],但是根据凝固动力学和热力学,沿最大温度梯度方向外延生长为主要的凝固方式^[18-19]。

0.8%-Si、1.6%-Si在SD方向上的EBSD取向成像图(Orientation imaging microscopy, OIM)如图3a~b所示,其中不同颜色表示不同取向的晶粒,在黑色虚线轮廓内为熔覆层晶粒,基本都是柱状晶和胞状晶,中部和底部区域为柱状晶,顶部为胞状晶。

从图3a、c可以看出,0.8%-Si熔覆层的底部为垂直于熔覆层和基体熔合界面的柱状晶粒。由于基体温度较低,熔池底部的凝固速度较快,导致溶质元素来不及充分扩散,从而在此位置形成了显著的成分过冷区。液态金属在熔池底部最先凝固形核,并沿着温度梯度最大的方向生长,即垂直于熔合界面的方向,如图3c中Ⅱ区所示。在熔覆层顶部,晶粒则呈现胞状形式,如图3c中Ⅰ区所示。顶部区域有可能存在枝晶转向情况,因此顶部的胞状晶也可能是被截断的转向柱状晶。

1.6%-Si熔覆层的组织结构如图3b所示。1.6%-Si熔覆层晶粒的生长模式与0.8%-Si熔覆层类似,但是其晶粒的取向更随机。在1.6%-Si熔覆层顶部区域,晶粒仍然呈胞状,但在底部区域晶粒的生长大致沿着垂直于熔合边界的方向生长,只是晶粒更加碎片化,像是柱状晶在生长过程中被打断,进而演变为细小的胞状晶。随着Si含量的提升,熔覆层晶粒细化,由柱状晶转变为等轴晶,熔覆层中原位生成的纳米氧化物颗粒打断了长条状柱状晶粒的生长,使得熔覆层内部晶粒细化^[20]。此结果与本文中观察到的1.6%-Si柱状晶在生长过程中被打断、晶粒更加碎片化的分析结果一致。结合图3d中熔覆层的金相和扫描电镜图像可知,在Ⅲ区,熔覆层组织以胞状结构为主,这是由于顶部的液态金属在凝固时未出现过大的温度梯度,

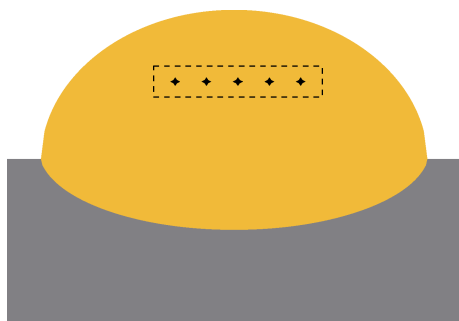


图2 显微硬度测试示意图
Fig.2 Microhardness test diagram

凝固得较充分, 因此生成的组织为胞状结构。Ⅳ区为组织分界区域, 其下方Ⅴ区为散乱分布的细晶结构。上述结构的形成原因可能是 1.6%-Si 熔池内部晶粒的形核不像 0.8%-Si 那样从底部开始形核, 外延生长为柱状晶, 而是在多点同时形核, 然后共同沿着最大温度梯度的方向生长, 晶粒在生长过程中受到来自其他方向晶粒的压迫, 其长大受限, 从而得到生长方向呈一致性的细化凝固组织结构。

2.1.2 TD 方向

如图 4 所示, 试样的测试面所在位置为图 1a、b 中红色线段标记处。0.8%-Si、1.6%-Si 在 TD 方向上的 EBSD 取向成像图如图 4a、b 所示, 可以看出, 0.8%-Si 熔覆层外延生长主导了晶粒的生长方式, 而 1.6%-Si 中, 温度梯度的影响更大。TD 方向熔池的凝固组织形貌与 SD 方向不同, 从图 4d 可以看出, 熔

池的凝固是分步进行的, 并且这一凝固过程会留下明显痕迹, 即随着激光热源的推移, 熔池的固-液线慢慢地推移。图 4d 中带有箭头的黄色直线表示晶粒的生长方向, 不带箭头的黄色曲线表示熔池的凝固痕迹。从 TD 方向看, 激光的扫描从右至左进行。在这个过程中, 熔池的凝固界面随着激光的远离而不断朝左侧推进。可以明显发现, 圆弧痕迹存在于熔覆层底部, 这些圆弧痕迹即为熔池的固-液界面。在这个方向上, 熔池的凝固方向统一, 即黄色箭头所指, 从右下方向左上方凝固, 而在图 3 所示的 SD 方向, 熔池的凝固由熔池底部沿着圆弧指向熔池中心。叶四友等^[21]在研究激光熔覆 316L 不锈钢多道搭接时也发现, 第 2 道熔覆层以第 1 道熔覆层的一部分为界面, 呈外延式生长, 在搭接区域产生了大量的柱状晶, 且柱状晶的取向垂直于搭接区的界面, 向熔池内部生长。

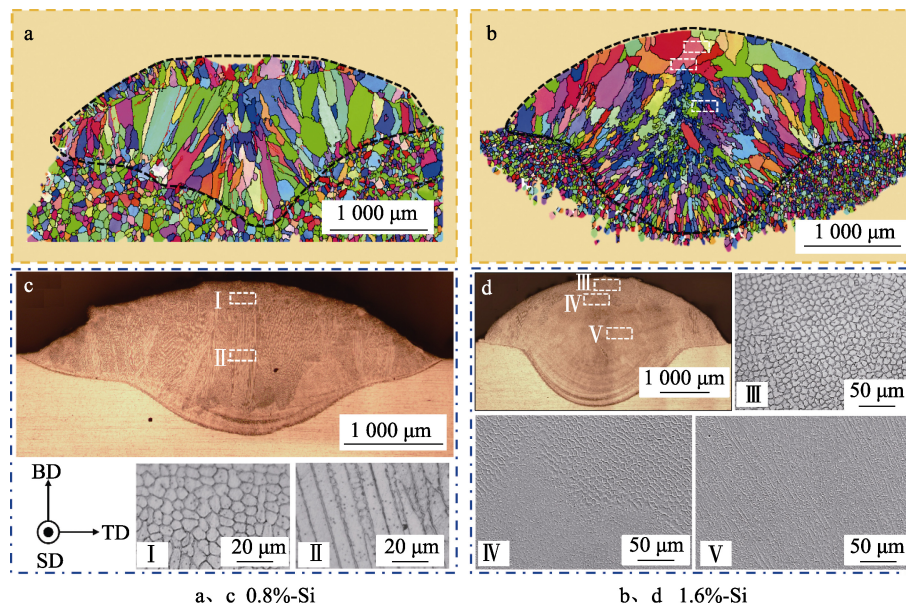


图 3 SD 方向晶粒取向和微观组织
Fig.3 Microstructure and grain orientation in SD direction

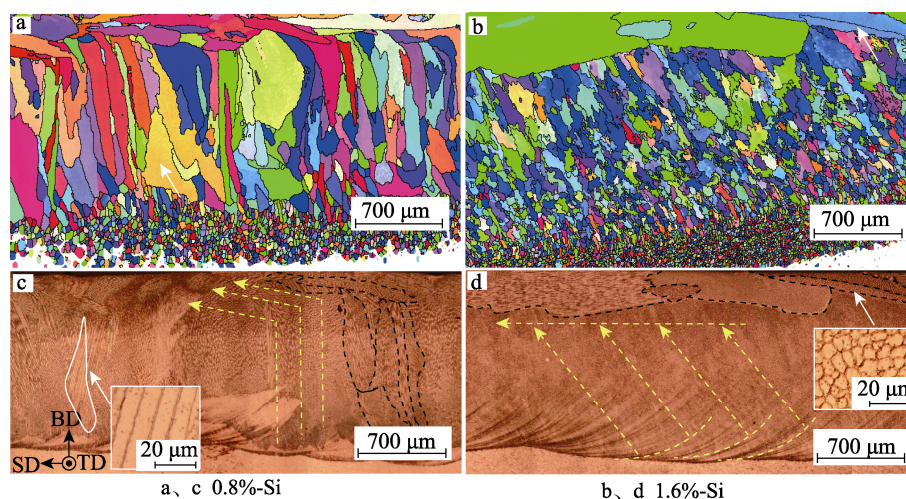


图 4 TD 方向晶粒取向和微观组织
Fig.4 Microstructure and grain orientation in TD direction

从 TD 方向看, 0.8%-Si 晶粒从熔池底部开始竖直向上生长, 而 1.6%-Si 晶粒则沿着最大温度梯度方向生长。0.8%-Si 晶粒的生长从底部开始形核, 在竖直向上的温度梯度的影响下, 晶粒在初期向上生长。尽管随后的温度梯度最大方向为略向左倾斜的方向 (图 4c), 但外延生长方向仍然是最有竞争力的生长方向。在温度梯度作用下, 晶粒仅发生了向左的倾斜偏转。一直到顶部区域, 温度梯度方向发生大的偏转后, 外延方向与温度梯度方向在晶粒的择优生长中产生了竞争, 部分晶粒生长, 发生了近 90° 的横向偏转。如图 4a 所示, 虽然 0.8%-Si 顶部存在完全横向生长的柱状晶粒, 但是仍有不少晶粒连续地弯曲生长, 其生长趋势并未被打断, 可见外延生长方向在晶粒的生长中极具竞争力。

如图 4b 所示, 大部分晶粒沿着倾斜温度梯度方向生长。与 0.8%-Si 一样, 在 1.6%-Si 的熔池底部, 其晶粒的生长方向向上。由于底部形核点众多, 所以晶粒尺寸较小。在这种情况下外延生长的趋势极易受到倾斜温度梯度的影响, 使得晶粒的生长方向发生偏转, 故熔覆层底部晶粒出现弯曲。在熔覆层中部, 晶粒凝固初始方向即为倾斜的温度梯度方向, 未发生偏转。在熔覆层顶部, 由于温度梯度较小, 凝固速度较慢, 因此随机取向的小晶粒无法形成如图 4a 所示的 0.8%-Si 倾斜生长形式。

2.2 Si 元素对晶粒择优取向的影响

2.2.1 SD 方向

在 SD 方向上, 0.8%-Si、1.6%-Si 熔覆层晶粒极

图 (Pole figure, PF) 和反极图 (Inverse pole figure, IPF) 如图 5 所示。从图 5a、b 可知, 在 SD 方向上 0.8%-Si、1.6%-Si 晶粒出现了一定程度的择优取向, 但 0.8%-Si 的晶粒取向较混乱, 强度峰值不集中, 而 1.6%-Si 织构区域分布集中。如图 5c、d 所示, 两者产生织构的方向明显不同, 0.8%-Si 晶粒主要集中在 $\langle 101 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 方向, 而 1.6%-Si 晶粒主要在 $\langle 111 \rangle$ 方向。

2.2.2 TD 方向

在 TD 方向, 0.8%-Si、1.6%-Si 熔覆层晶粒极图和反极图如图 6 所示。从图 6a、b 可以看出, 0.8%-Si 和 1.6%-Si 熔覆层内均存在明显的织构。在图 6c 的反极图中可以发现, 0.8%-Si 晶粒的择优取向为 $\langle 001 \rangle$ 方向, 而 1.6%-Si 晶粒朝激光移动的方向倾斜生长, 具有强烈的 $\langle 111 \rangle$ 倾向, 如图 6d 所示。

2.3 熔覆层晶界与硬度分析

0.8%-Si 和 1.6%-Si 的晶界角度分布如图 7 所示, 其中蓝色线条为高角度晶界 (晶界角度大于 15°), 红色线条为小角度晶界 (晶界角度为 $2^\circ \sim 15^\circ$)。从图 7a、b 可以看出, 1.6%-Si 熔覆层的小角度晶界更多, 主要分布在中部区域。从处理后的数据图 (图 7c) 中也可看出, 1.6%-Si 熔覆层的小角度晶界占比约为 50%, 而 0.8%-Si 熔覆层的仅为 20%。结合图 8 可知, 小角度晶界分布较多的区域与核平均取向差 KAM (Kernel average misorientation) 较高的区域有重合部分。KAM 理论上可以定量计算几何必要位错密度, 反映塑性变形的均匀化程度, 数值较高的地方表示塑

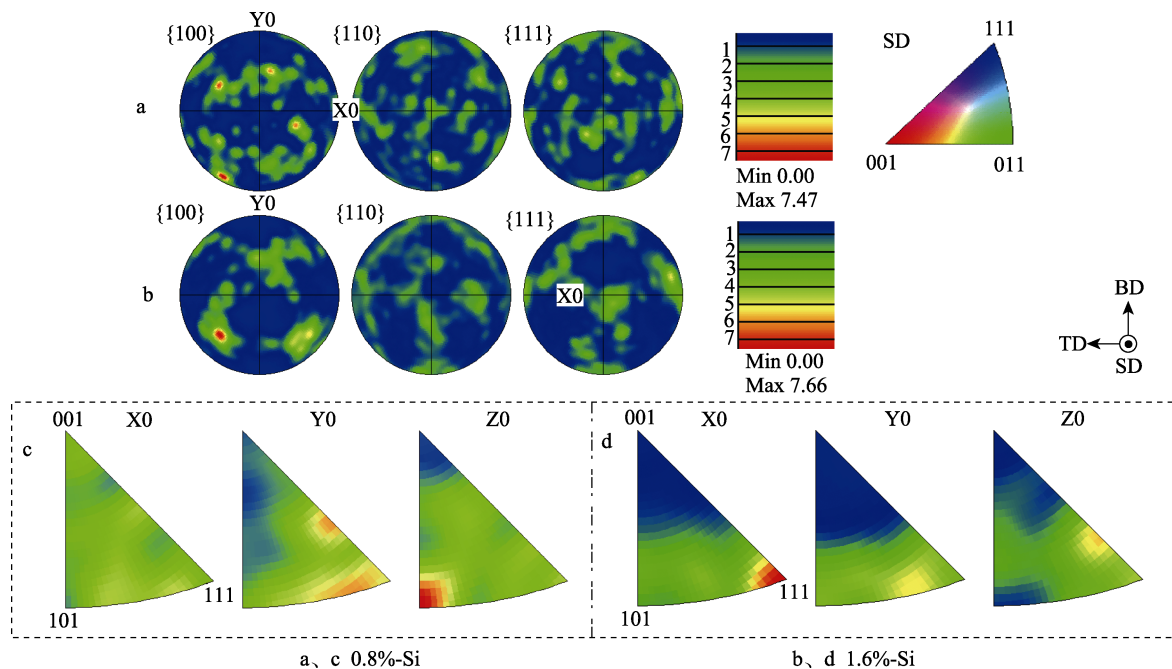


图 5 SD 方向的极图和反极图
Fig.5 PF and IPF in SD direction

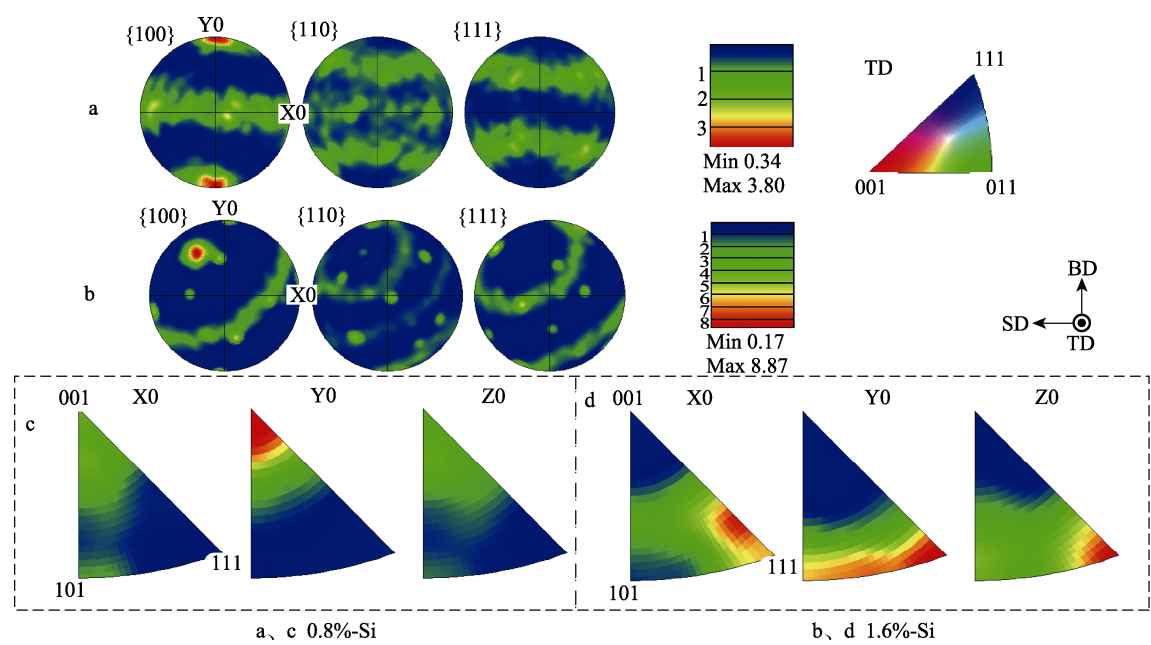


图 6 TD 方向的极图和反极图
Fig.6 PF and IPF in TD direction

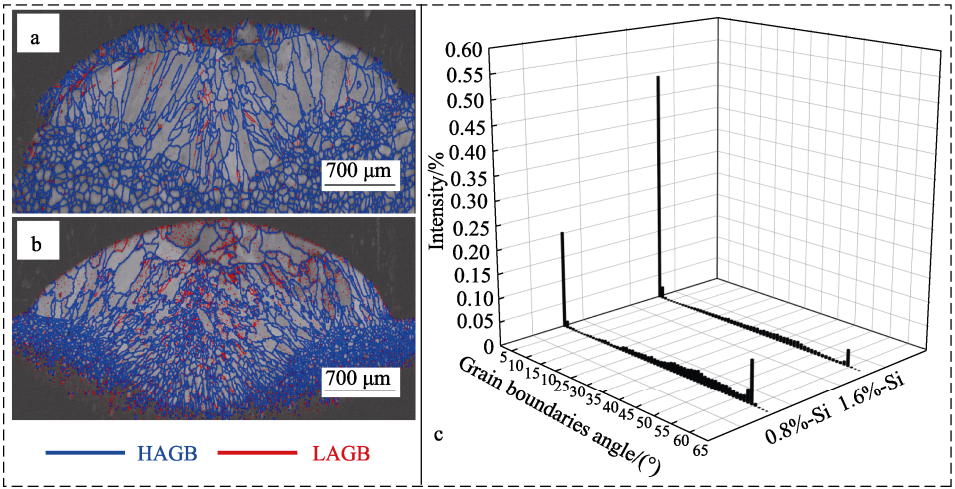


图 7 0.8%-Si (a)、1.6%-Si (b) 的晶界角度及晶界角度分布对比 (c)
Fig.7 Grain boundary angle of 0.8%-Si (a), 1.6%-Si (b) and comparison of grain boundary angle distribution (c)

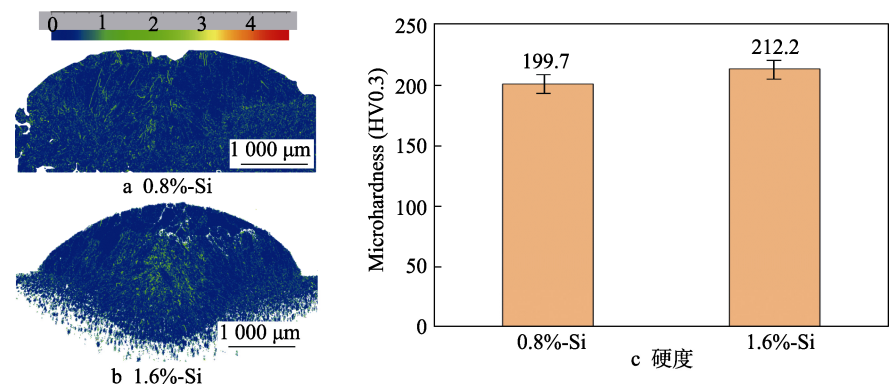


图 8 KAM 图和硬度
Fig.8 KAM diagrams and hardness: a) 0.8%-Si; b) 1.6%-Si; c) hardness

性变形程度较大或位错缺陷密度较高。这也可以用来解释为什么取向差高的区域,其小角度晶界也多。通过对比图 8a、b 可以发现 1.6%-Si 的取向差更高,因此位错密度更高,导致 1.6%-Si 的硬度从 0.8%-Si 的 199.7HV0.3 提升至 212.2HV0.3,如图 8c 所示。彭兰等^[22]采用 KAM 值来描述超声处理前后选区激光熔化 316L 晶粒的局部取向差变化情况,用以定性反映塑性变形的均匀化程度。研究表明,KAM 值与塑性变形程度和缺陷密度呈正相关。由于晶界处缺陷的密度更大,因此晶界处的 KAM 值也更大。经超声纳米晶表面改性处理后,试样近表面区域的 KAM 值显著增大,表明试样表面出现严重的塑性变形,表面硬度从 230HV0.3 增至 461HV0.3。

2.4 Si 元素对晶粒亚结构的影响

1.6%-Si 熔覆层中部区域晶粒的 TEM 图像如图 9 所示。白色箭头指晶粒两侧的晶界,晶粒呈细长形,短边长度不足 5 μm ,且内部含有亚微米级球形颗粒。这种亚微米级球形颗粒有可能是氧化硅颗粒,是激光熔覆中特有的存在形式,在锻态 316L 组织中极难观察到,这与纳米氧化硅颗粒的形成条件有关。这种氧化物的形成需要的氧来源众多,尽管在激光加工过程中有惰性气氛保护,然而氧化不可避免。当激光沿着其扫描路径远离当前熔池时,熔体冷却,氧溶解度降低,固体氧化物核开始形成。氧化物最终被前进的固体界面包裹在熔池的最冷区域,成为固体中的夹杂物。由于熔池中的强对流混合作用会在较冷区域和较热区域之间传输氧化物,因此熔池中氧化物的形成和生长更为复杂。

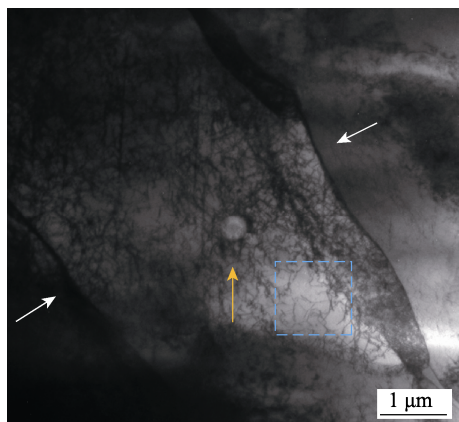


图 9 1.6%-Si 中部晶粒内部结构 TEM 图像
Fig.9 TEM image for inner structure of middle grain of 1.6%-Si

晶粒尺寸较小的原因可能是熔池中存在大量弥散的亚微米级颗粒,这些颗粒作为异质形核点促进了新晶粒的形核和生长。新晶粒在生长过程中受到周围晶粒的挤压,导致其长大受限,从而形成了细小的晶粒结构。球形颗粒富集在熔池内部,为晶粒的生长提

供了形核点。同时,这些颗粒的存在也会打断已有柱状晶粒的生长,使得熔覆层晶粒细化。随着 Si 元素含量的提升,这些纳米颗粒的数量也会相应提升,熔覆层组织结构更细化。由此可以看出,Si 元素含量的提高使 316L 熔覆层晶粒得到细化,且细化的晶粒内含有亚微米级球形颗粒和大量位错。

3 结论

针对不同 Si 元素含量的 316L 激光熔覆层,从 SD、TD 方向对其内部微观结构及形成机理进行了对比分析,得出如下结论。

1) 在 SD 方向,0.8%-Si 熔覆层的中下部晶粒呈柱状,生长方向垂直于基体与熔覆层的熔合界面,顶部晶粒呈胞状;1.6%-Si 熔覆层的晶粒与 0.8%-Si 类似,但其取向更随机,晶粒更细化。在 TD 方向,0.8%-Si 晶粒外延生长占主导,而 1.6%-Si 的大部分晶粒均沿着向左倾斜的温度梯度方向生长。

2) 熔覆层晶粒在 SD、TD 方向上均出现了一定程度的择优取向。在 SD 方向,0.8%-Si 晶粒主要集中在 $\langle 101 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 方向,而 1.6%-Si 晶粒主要在 $\langle 111 \rangle$ 方向。在 TD 方向,0.8%-Si 晶粒表现为 $\langle 100 \rangle$ 择优取向,而 1.6%-Si 则为 $\langle 111 \rangle$ 方向。

3) 1.6%-Si 熔覆层的小角度晶界占比超过了 50%,而 0.8%-Si 熔覆层的小角度晶界占比仅为 20%。0.8%-Si 熔覆层的硬度为 199.7HV0.3,而 1.6%-Si 熔覆层的硬度为 212.2HV0.3。1.6%-Si 熔覆层的硬度更高是因为其晶粒尺寸更细,且内含亚微米颗粒,并充斥着大量位错。

参考文献:

- [1] SMITH T R, SUGAR J D, SAN MARCHI C, et al. Microstructural Development in DED Stainless Steels: Applying Welding Models to Elucidate the Impact of Processing and Alloy Composition[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(1): 762-780.
- [2] YADOLLAHI A, SHAMSAEI N, THOMPSON S M, et al. Effects of Process Time Interval and Heat Treatment on the Mechanical and Microstructural Properties of Direct Laser Deposited 316L Stainless Steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 644: 171-183.
- [3] WANG Z Q, PALMER T A, BEESE A M. Effect of Processing Parameters on Microstructure and Tensile Properties of Austenitic Stainless Steel 304L Made by Directed Energy Deposition Additive Manufacturing [J]. Acta Materialia, 2016, 110: 226-235.
- [4] MARYA M, SINGH V, MARYA S, et al. Microstructural Development and Technical Challenges in Laser Additive Manufacturing: Case Study with a 316L Industrial Part[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2015,

- 46(4): 1654-1665.
- [5] BAHL S, MISHRA S, YAZAR K U, et al. Non-Equilibrium Microstructure, Crystallographic Texture and Morphological Texture Synergistically Result in Unusual Mechanical Properties of 3D Printed 316L Stainless Steel[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 65-77.
- [6] QIU C L, KINDI M A, ALADAWI A S, et al. A Comprehensive Study on Microstructure and Tensile Behaviour of a Selectively Laser Melted Stainless Steel[J]. Scientific Reports, 2018, 8(1): 7785.
- [7] 蒋华臻, 房佳汇钰, 陈启生, 等. 激光选区熔化成形316L不锈钢工艺、微观组织、力学性能的研究现状[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402804.
- JIANG H Z, FANG J H J, CHEN Q S, et al. State of the Art of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel: Process, Microstructure, and Mechanical Properties[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402804.
- [8] ZHONG Y, LIU L F, WIKMAN S, et al. Intragranular Cellular Segregation Network Structure Strengthening 316L Stainless Steel Prepared by Selective Laser Melting[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 470: 170-178.
- [9] SAXENA P, GAJERA H, SHAH D, et al. Effect of SLM Process Parameters on Hardness and Microstructure of Stainless Steel 316 Material[J]. Materials Today: Proceedings, 2022, 50: 1653-1659.
- [10] CHEN H Y, LI W S, HUANG Y Y, et al. Molten Pool Effect on Mechanical Properties in a Selective Laser Melting 316 L Stainless Steel at High-Velocity Deformation[J]. Materials Characterization, 2022, 194: 112409.
- [11] 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: 63-71.
- [12] SUN S H, ISHIMOTO T, HAGIHARA K, et al. Excellent Mechanical and Corrosion Properties of Austenitic Stainless Steel with a Unique Crystallographic Lamellar Microstructure via Selective Laser Melting[J]. Scripta Materialia, 2019, 159: 89-93.
- [13] WANNI J, MICHPOULOS J G, ACHUTHAN A. Influence of Cellular Subgrain Feature on Mechanical Deformation and Properties of Directed Energy Deposited Stainless Steel 316 L[J]. Additive Manufacturing, 2022, 51: 102603.
- [14] YANG H O, LIU B, NIU P D, et al. Effect of Laser Scanning Angle on Shear Slip Behavior along Melt Track of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel during Tensile Failure[J]. Materials Characterization, 2022, 193: 112297.
- [15] ZHOU Sheng-feng, DAI Xiao-qin, ZHENG Hai-zhong. Microstructure and Wear Resistance of Fe-Based WCCoating by Multi-Track Overlapping Laser Induction Hybrid Rapid Cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2012, 44(1): 190-197.
- [16] 周勇, 徐龙, 周爽, 等. 激光熔覆316L涂层晶粒生长取向与形貌对其耐蚀性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(5): 378-387.
- ZHOU Y, XU L, ZHOU S, et al. Effect of Grain Growth Orientation and Morphology of Laser-Cladded 316L Coating on Its Corrosion Resistance[J]. Surface Technology, 2023, 52(5): 378-387.
- [17] ZORINA M A, ZHILYAKOV A Y, KARABANALOV M S. Crystallographic Textures of Strain and Recrystallization in a Superalloy of the Ni-Cr-Mo System[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2020, 62(7): 469-474.
- [18] SUN S H, HAGIHARA K, NAKANO T. Effect of Scanning Strategy on Texture Formation in Ni-25at.%Mo Alloys Fabricated by Selective Laser Melting[J]. Materials & Design, 2018, 140: 307-316.
- [19] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Texture Control during Laser Deposition of Nickel-Based Superalloy[J]. Scripta Materialia, 2012, 67(5): 503-506.
- [20] 董刚, 尤涵潇, 毛凯军, 等. Si含量对激光熔覆316L工艺及腐蚀性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(3): 179-190.
- DONG G, YOU H X, MAO K J, et al. Effect of Si Element Content on the Manufacturing Process and Corrosion Performance of Laser Clad 316L[J]. Surface Technology, 2024, 53(3): 179-190.
- [21] 叶四友, 刘建永, 杨伟. 激光熔覆316L不锈钢涂层组织和性能的研究[J]. 表面技术, 2018, 47(3): 48-53.
- YE S Y, LIU J Y, YANG W. Microstructure and Properties of Laser Cladded 316L Stainless Steel Layer[J]. Surface Technology, 2018, 47(3): 48-53.
- [22] 彭兰, 张宇, 高乐, 等. 超声纳米晶表面改性对选区激光熔化316L不锈钢微观结构和力学性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(5): 137-148.
- PENG L, ZHANG Y, GAO L, et al. Effect of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification on Microstructure and Mechanical Properties of SLM 316L Stainless Steel[J]. Surface Technology, 2024, 53(5): 137-148.