

激光熔覆 TiN/GH4169 复合材料的微观组织和力学性能

叶锡涛¹ 周志强^{1,2} 李纪红³ 冯建成⁴ 符立波^{1,2} 谢盼^{1,2}

(1. 海南大学微米电子显微学海南省重点实验室,海口 570228;2. 海南大学热带海洋工程材料及评价全国重点实验室海洋材料表征技术创新研究院,海口 570228;3. 海南大学材料科学与工程学院,海口 570228;4. 海南大学化学化工学院,海口 570228)

摘要 通过激光熔覆成功制备了 TiN/GH4169 镍基高温合金复合材料,系统研究了激光功率与扫描速率对成形质量的影响。结果表明,当激光功率为 1 600 W,扫描速率为 13 mm/s 时,试样孔隙率可降至约 0.23%。TiN 颗粒与 GH4169 基体形成无缺陷的冶金结合界面,并通过异质形核效应促使柱状晶沿[001]方向择优生长,形成强烈的织构。TiN/GH4169 复合材料的显微硬度(HV)达到 394.12 ± 10.76 ,650 °C 时伸长率达到 25.56%(提高约 128%)。这主要源于 TiN 颗粒与基体的热膨胀失配增韧和 TiN 颗粒诱发裂纹桥联增韧两种机制。

关键词 激光熔覆;GH4169 高温合金;镍基复合材料

中图分类号 TG132.3⁺2;TB333

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.T20250095

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Cladded TiN/GH4169 Composites

YE Xitao¹, ZHOU Zhiqiang^{1,2}, LI Jihong³, FENG Jiancheng⁴, FU Libo^{1,2}, XIE Pan^{1,2}

(1. Key Laboratory of Pico Electron Microscopy of Hainan Province, Hainan University, Haikou 570228; 2. Innovation Institute for Ocean Materials Characterization Technology, State Key Laboratory of Tropic Ocean Engineering Materials and Materials Evaluation, Haikou 570228; 3. School of Materials Science and Engineering, Hainan University, Haikou 570228; 4. School of Chemistry and Chemical Engineering, Hainan University, Haikou 570228)

Abstract: TiN/GH4169 nickel-based superalloy composites was successfully fabricated by laser cladding, and the influence of laser power and scanning speed on the forming quality was systematically investigated. The results reveal that the porosity of specimens can be reduced to approximately 0.23% with laser power of 1 600 W and scanning speed of 13 mm/s. Defect-free metallurgical bonded interfaces are formed between TiN particles and GH4169 matrix, which promotes preferential columnar grain growth along [001] orientation through heterogeneous nucleation effect, resulting in a strong texture. TiN/GH4169 composites achieve a microhardness of (394.12 ± 10.76) HV, and exhibit an elongation of 25.56% at 650 °C, which is increased by 128%. The enhancements are primarily attributed to the synergistic mechanisms of thermal expansion mismatch toughening between TiN particles and matrix coupled with TiN particle-induced crack bridging toughening.

Key Words: Laser Cladding, GH4169 Superalloy, Nickel-based Composites

激光熔覆是一种激光定向能量沉积(Direct energy deposition, DED)增材制造技术,粉料或丝材被送入激光聚焦在目标表面而形成的小熔池中,当热源移动就能实现原料的迅速熔化和部件的快速凝固,最终完成部件的逐行逐层成形^[1-3]。这种精细的堆焊方式不仅能制备具有特定性能的涂层,还能高效地制造和维修部件,并节省部件的二次加工成本。大量研究表明,DED 成形的 GH4169 合金(美国相近牌号 Inco-

nel 718)的性能优于传统的铸/锻造合金^[4-7]。GH4169 合金因其优异的高温性能和良好的抗腐蚀性,广泛应用于航空、能源、交通等领域,是应用最广泛的镍基高温合金^[4]。航空发动机中的热端部件常面临高温和高应力等恶劣条件,对材料的高温强度和韧性提出了严峻的挑战。随着 DED 技术的发展及其能灵活选择和原料的特点,大量研究者关注添加物增强的 GH4169 合金上,如引入合金化元素改变晶粒形态和

收稿日期:2025-03-01;修订日期:2025-04-11

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52361005,12474006,12304008);海南省自然科学基金资助项目(223MS008,524QN220);海南省高等学校教育教学改革研究资助项目(HNJG2022-5)

第一作者:叶锡涛,男,1999 年出生,硕士研究生,E-mail: 756892090@qq.com

引用格式:叶锡涛,周志强,李纪红,等. 激光熔覆 TiN/GH4169 复合材料的微观组织和力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2026,46(5):729-736.

YE X T, ZHOU Z Q, LI J H, et al. Microstructure and mechanical properties of laser cladded TiN/GH4169 composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(5): 729-736.

析出相,实现组织与性能调控^[6,8];添加硬质陶瓷颗粒以制备高强度的镍基复合材料,通过纳米级弥散强化、细晶强化、减少有害相析出和促进位错钉扎等机制改善性能,研究以金属碳化物居多^[7,9-13],也涉及金属硼化物^[5]、氧化物^[14-15]。

通过增材制造成形的硬质陶瓷颗粒强化镍基高温合金比传统方法高效且较为新颖,但在其制备过程中,成形质量不仅受激光功率、扫描速度、送粉速率、层间冷却时间等影响^[16-17],还与颗粒的激光吸收率、熔池中增强体和基体之间的热反应、热膨胀差异等相关,是较为复杂的物理过程^[18-19],因此有必要系统研究和优化DED制备镍基复合材料的制备工艺。TiN具有高温稳定性(熔点为2 950 ℃)、较强的近红外波长激光吸收率(约87%)、与基体同数量级的热膨胀系数(TiN为 $9.4\times10^{-6}/\text{K}$,GH4169基体为 $13.3\sim16.7\times10^{-6}/\text{K}$)、与基体同为稳定的FCC(面心立方)结构以及相近的晶格常数(TiN为0.424 nm、 γ -Ni基体为0.345 nm),因此容易与GH4169基体形成稳定、良好的结合。然而,目前TiN/GH4169复合材料的研究多以选区激光熔化(Selective laser melting, SLM)成形为主^[20-21],DED成形下陶瓷颗粒对镍基复合材料微观组织和力学性能影响机制的研究报道很少。

本研究采用球磨方式将初始尺寸为15~53 μm 的TiN颗粒(质量分数为2.0%)与GH4169粉末中均匀混合,探索TiN/GH4169复合材料的最优DED参数。通过扫描电镜(SEM)和电子背散射衍射(EBSD)分析

GH4169合金和TiN/GH4169复合材料的微观组织,采用透射电镜(TEM)进一步揭示TiN/GH4169复合材料的界面特征,并对比GH4169合金和TiN/GH4169复合材料的力学性能,包括显微硬度和高温力学性能(650 ℃),探讨TiN颗粒对拉伸断裂过程的影响,旨在为后续设计DED成形硬质陶瓷颗粒强化镍基复合高温合金提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试样制备所用GH4169球形粉末成分见表1。图1为粉末原料SEM形貌及EDS元素面分布。可以看出, GH4169合金粉末的尺寸为53~100 μm ,TiN颗粒的尺寸为15~53 μm 。采用YXQM-2L行星式球磨机,将质量分数为2.0%的TiN颗粒与98.0%的GH4169粉末在不锈钢真空罐中球磨8 h后获得TiN/GH4169合金粉末(见图1c),球磨转速为250 r/min,球粉比为4:1,尺寸为50~90 μm 。球磨后的粉末仍保留原有的形状尺寸特征,EDS结果表明TiN颗粒被打碎并覆盖于GH4169合金粉末表面。

表1 GH4169合金成分

Tab.1 Chemical composition of GH4169 alloy %									
含量	w_{B}								%
	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	C	
最大值	55.00	21.00	5.50	3.30	1.15	0.80	1.00	0.08	余量
最小值	50.00	17.00	4.75	2.80	0.65	0.20	—	—	余量

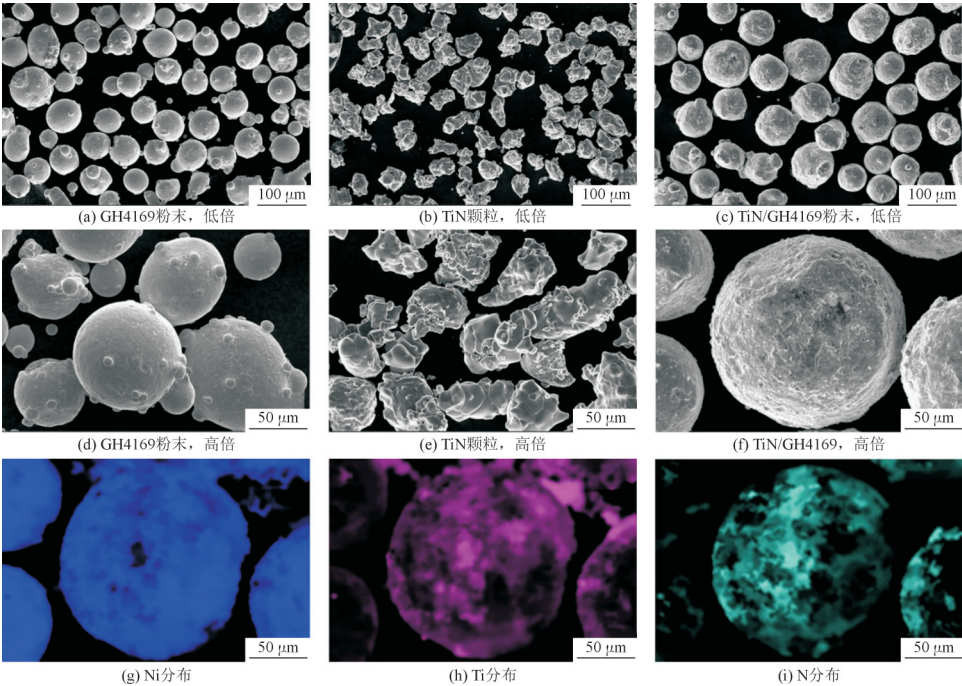


图1 粉末原料的SEM形貌及EDS结果

Fig.1 SEM morphologies and EDS results of raw powders

1.2 试验方法

试样的制备过程见图 2。球磨后获得的 TiN/GH4169 粉末用于 DED。采用 HLC-30 激光熔覆系统,激光器额定功率为 3 kW,试验在氩气、水氧含量低于 $10^{-3}\%$ 的 Etelux Lab 单面手套箱中进行,采用逐层旋转 90° 的扫描策略在 304 不锈钢基板上进行沉积,取构建方向(Building direction,BD)为 Z 轴方向,扫描方向为 X、Y 轴方向。通过 SYJ-7712 电火花线切割机从基板上截取试样,用 180 目 SiC 砂纸打磨除去热影响区,随后依次经 500~5 000 目 SiC 砂纸依次打磨后,用粒度为 $2.5\text{ }\mu\text{m}$ 金刚石研磨膏在科晶 UNIPOL-1210 金相研磨机进行机械抛光获得镜面,经过丙酮超声清洗和无水乙醇脱水后,采用体积分数为 1:1:1 的 H_2O 、 HCl 、 H_2O_2 混合液腐蚀,

采用 Axia Chemi SEM 观察试样微观组织。图 3 为纵截面和横截面下观察到的典型柱状枝晶组织。试样的直接时效处理在 GSL-1700X 管式炉中进行,分别为 $720\text{ }^\circ\text{C}$ 保持 8 h, $620\text{ }^\circ\text{C}$ 保持 8 h,空冷。EBSD 分析在搭载了 EDAX EBSD 探头的 Quattro S SEM 中进行,电压为 30 kV,束斑直径为 7.0 nm ,步距为 $3.0\text{ }\mu\text{m}$ 。在常温下电解抛光 $10\sim 30\text{ s}$,电压为 5 V,抛光液采用体积分数为 1:9 的 H_3PO_4 、 H_2O 混合液。用 Talos F200X G2 TEM 对试样进行表征。TEM 试样通过 Helios 5 聚焦离子束(Focused ion beam,FIB)电镜加工获得。试样的高温拉伸测试在 Instron 45582 电子万能试验机进行,温度为 $650\text{ }^\circ\text{C}$,应变速率为 10^{-3} s^{-1} 。用 T-VICTORY 1000 Pro 维氏硬度机对试样各个部分进行多次测试,载荷为 5 N,加载 10 s,获得显微硬度平均值。

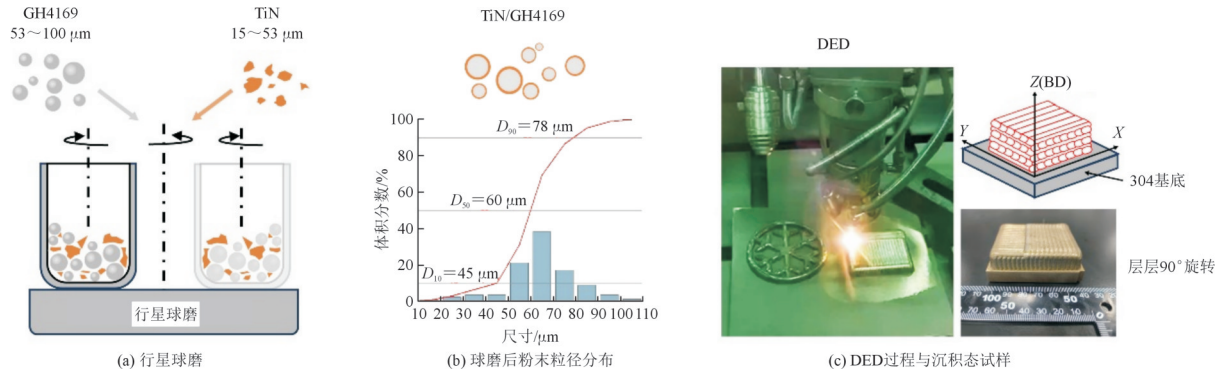


图 2 试样制备过程及展示

Fig.2 Preparation process and display of specimen

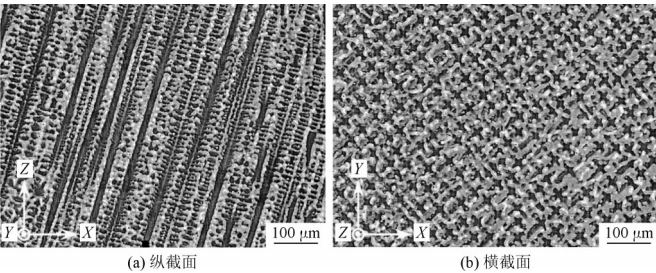


图 3 GH4169 合金典型微观形貌

Fig.3 Typical microstructure of GH4169 alloy

2 试验结果与分析

2.1 工艺参数优化及沉积态组织

在 TiN/GH4169 合金的 DED 过程中,陶瓷颗粒与

基体存在热反应或热膨胀失配,因此不恰当的工艺会导致试样出现孔隙、未熔合或分层等缺陷^[16]。影响 DED 成形质量的主要因素是激光功率 P 和扫描速度 v 。图 4 为不同参数下 TiN/GH4169 的背散射图像。可以看出, P 低于 $1\text{ }000\text{ W}$ 时,试样会出现较多 $10\sim 100\text{ }\mu\text{m}$ 的球状气孔及未熔合缺陷。研究发现,线能量密度 P/v 恒定为 $123\text{ W}/(\text{mm}/\text{s})$ 时,等比例增大 P 和 v ,试样的缺陷随之减少。

通过 Image J 软件统计横截面/纵截面金相照片中孔隙的面积分数,以获得不同参数下的平均孔隙率(P 为 $1\text{ }000\sim 2\text{ }000\text{ W}$, v 为 $8\sim 16\text{ mm}/\text{s}$),见图 5。可以看出, P 对 TiN/GH4169 孔隙率的影响更大,当 v 恒定不变而增大 P 时,孔隙率将先减小后增大。恒定 $v=$

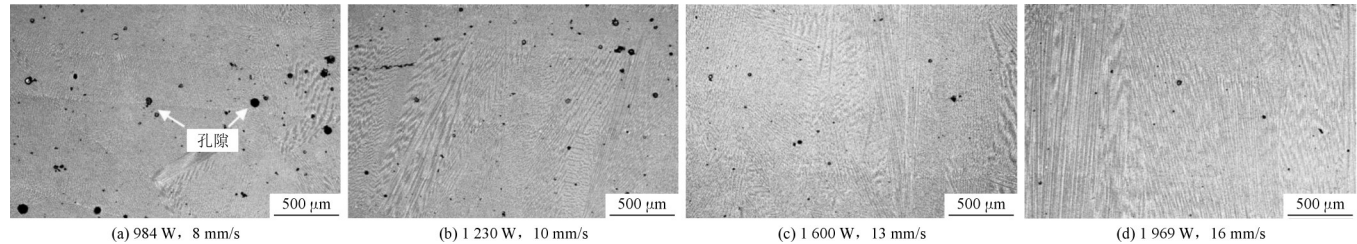


图 4 不同参数下 TiN/GH4169 的背散射图像

Fig.4 BSE images of TiN/GH4169 fabricated with different process parameters

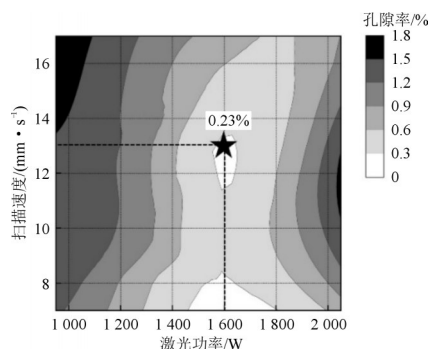


图5 TiN/GH4169的孔隙率统计

Fig.5 Porosity statistics of TiN/GH4169

13 mm/s, P 为 1 000、1 200、1 600 和 2 000 W 时,孔隙率分别为 1.43%、1.20%、0.23% 和 1.24%。结果表明,当

P 为 1 600 W 时,孔隙率基本保持在 0.30% 左右,在优化参数下(1 600 W、13 mm/s)制备的试样具有最小孔隙率,约为 0.23%。

图 6 为不同参数下 TiN/GH4169 的枝晶形貌。恒定 $v=13 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, P 逐渐增加时(1 000、1 200 和 2 000 W),一次枝晶臂间距逐渐增加(6.98、8.60 和 $13.57 \mu\text{m}$);当 $P=1 600 \text{ W}$,逐渐增加 v (8、10 和 16 mm/s),一次枝晶臂间距逐渐减小(11.78 、 9.26 和 $7.99 \mu\text{m}$);当 $P/v=123 \text{ W}/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$,同时增大 P 和 v 时($984 \text{ W}/8 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、 $1 230 \text{ W}/10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、 $1 969 \text{ W}/16 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$),一次枝晶臂间距逐渐减小(11.58 、 10.50 和 $8.16 \mu\text{m}$)。因此,高扫描速度 v 或低激光功率 P 有助于细化枝晶, v 对一次枝晶臂间距的影响起主导作用^[22]。

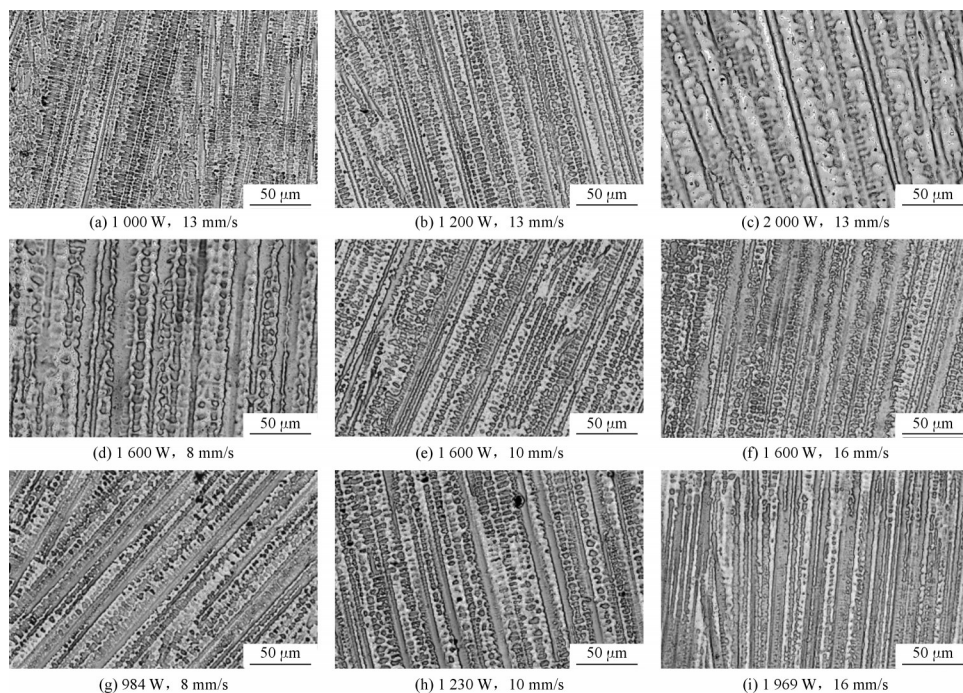


图6 不同参数下 TiN/GH4169 的枝晶形貌

Fig.6 Dendritic morphologies of TiN/GH4169 under different process parameters

2.2 TiN 颗粒对组织及性能的影响

图 7 为 GH4169 和 TiN/GH4169 的纵截面背散射电子图像和 EDS 扫描图。可以观察到 GH4169 和 TiN/GH4169 的基体(灰色部分)中析出了链条状的相(亮白色部分),图 7c~图 7f 证明了沿枝晶生长方向分布的链条状析出相为富 Nb 元素的 Laves 相(Ni_2Nb)。TiN/GH4169 基体和 Laves 相中存在大量亚微米级($0.1\sim1.0 \mu\text{m}$)和微米级的细小颗粒(黑色),图 7g 和图 7h 证明了图 7b 中黑色细小颗粒为 TiN 颗粒。在部分 TiN 颗粒上还存在 Nb 元素的富集,由于 Ti 和 Nb 的原子半径相近,基体中的部分 Nb 原子会将 TiN 中的 Ti 原子取代^[23],有利于抑制 Laves 相的析出。研究发现,SLM

成形的 TiN/IN718 合金中可观察到 TiN 与基体存在成分接近 Laves 相的过渡层^[21]。LI Y 等^[20]也发现 Ni、Cr、Mo、Ti、Nb 等元素在 TiN 和 IN718 基体间形成了均匀的过渡层(最厚部分有 243 nm),除 Laves 相外,过渡层中还形成 Ti_2N 。过渡层的产生是因为 TiN 和 IN718 基体两相界面上的温度梯度差异以及元素浓度变化引起表面张力梯度,产生界面对流现象,即马兰戈尼效应(Marangoni effect),因此 TiN 与基体能良好结合^[20]。由图 7c 可见, TiN 颗粒与 GH4169 基体结合良好,无裂纹及明显缺陷, TiN 颗粒以微米级和亚微米级的尺寸均匀分布在 GH4169 合金中,能够有效防止加载过程中的局部塑性失稳,使得材料力学性能有效提高。

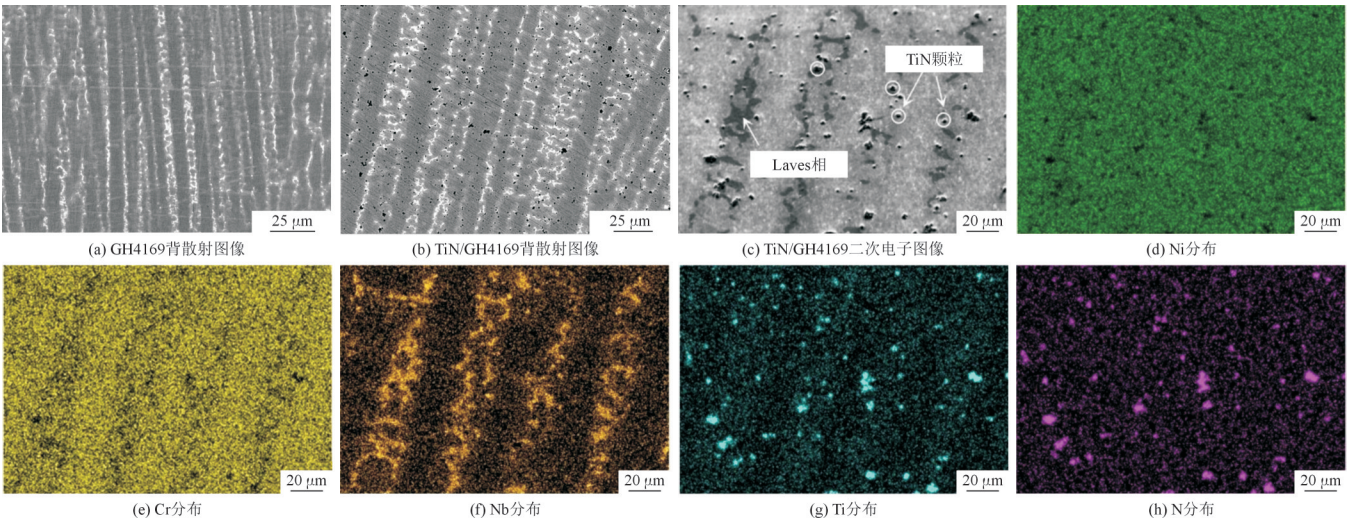


图7 GH4169和TiN/GH4169的纵截面SEM图像及EDS元素面分布图

Fig.7 Longitudinal sectional SEM images and EDS mappings of GH4169 and TiN/GH4169

用透射电镜(TEM)对直接时效态 TiN/GH4169 复合材料进行表征,见图8。图8a中灰色区域为GH4169基体(γ 相),黑色颗粒为TiN,下方黑色层状部分为FIB铣削时沉积的碳保护层。在基体与TiN颗粒之间未观察到裂纹或界面缺陷,TiN颗粒与GH4169基体间具有良好的界面结合特性。从图8d可以看出,界面处无明显扩散层或微裂纹,且过渡平滑,进一步证实了TiN颗

粒与基体之间的良好结合。为明确两相的晶体结构及取向关系,对图8a中B(基体)、C(TiN)处进行选区电子衍射分析,图8b为GH4169基体沿[001]晶带轴的衍射图样,衍射斑点对应FCC(面心立方)结构的 γ 相。图8c为TiN沿[011]晶带轴的衍射图样,衍射斑点同样对应FCC结构。图8e和图8f中测得晶格间距分别为0.250和0.286 nm。

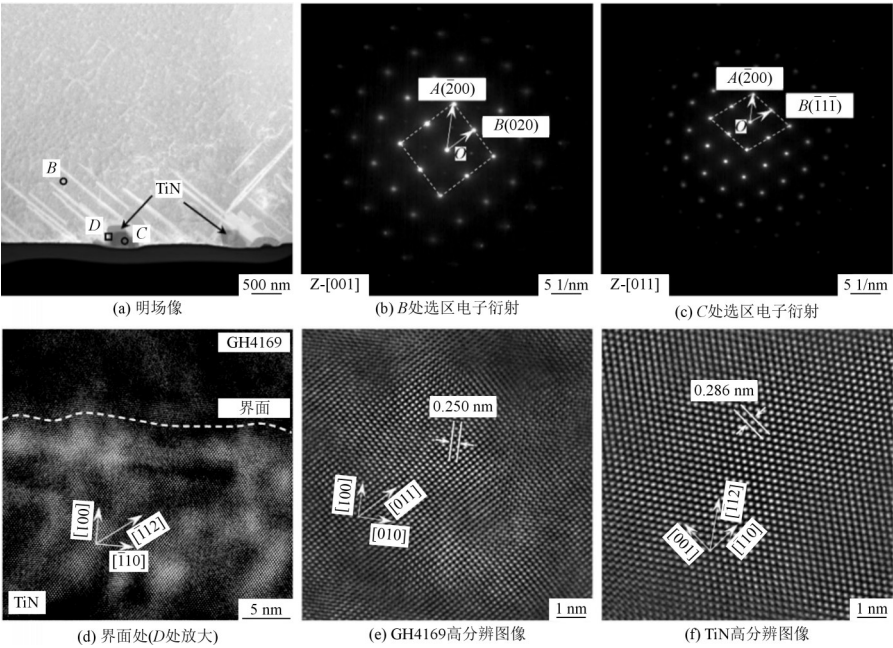


图8 TiN/GH4169复合材料的TEM分析

Fig.8 TEM analysis of TiN/GH4169 composites

图9为直接时效态 GH4169 和 TiN/GH4169 的EBSD分析。可以看出,TiN颗粒的添加会显著影响GH4169合金的晶粒形态,从反极图(Inverse pole figure, IPF)取向图中观察到GH4169试样中以细小的柱状晶为主(图9a),而TiN/GH4169试样中以更长的柱

状晶为主(图9c)。此外,TiN颗粒的添加导致合金中的小角度晶界(Low angle grain boundaries,LAGBs)占比增大,GH4169中 $2^{\circ}\sim 15^{\circ}$ 的LAGBs占43.0%(图9b中红线),而TiN/GH4169中的LAGBs占66.5%(图9d),LAGBs占比越高,晶粒间相对取向差异越小,取

向更趋于一致。TiN 颗粒作为与基体热膨胀系数失配的异质形核源,在温度骤降过程中(冷却速率可达 10^4 K/s)因热收缩约束产生残余应力场,引发局部塑性变形,导致位错密度增加和 LAGBs 形成^[20,24]。同时,小尺寸颗粒通过 Zener 钉扎效应阻碍了晶界迁移,稳定了这种亚晶结构^[25-26]。高密度的 LAGBs 能有效

抑制位错运动,当位错穿过晶界时,晶界能阻碍位错,导致位错在晶界附近聚集,从而阻止位错传播^[20]。极图显示 GH4169 和 TiN/GH4169 试样的晶粒取向均以 [001] 方向为主,最大织构强度分别为 11.661、19.602, TiN 颗粒促进了晶粒的定向生长,从而形成明显的优选织构。

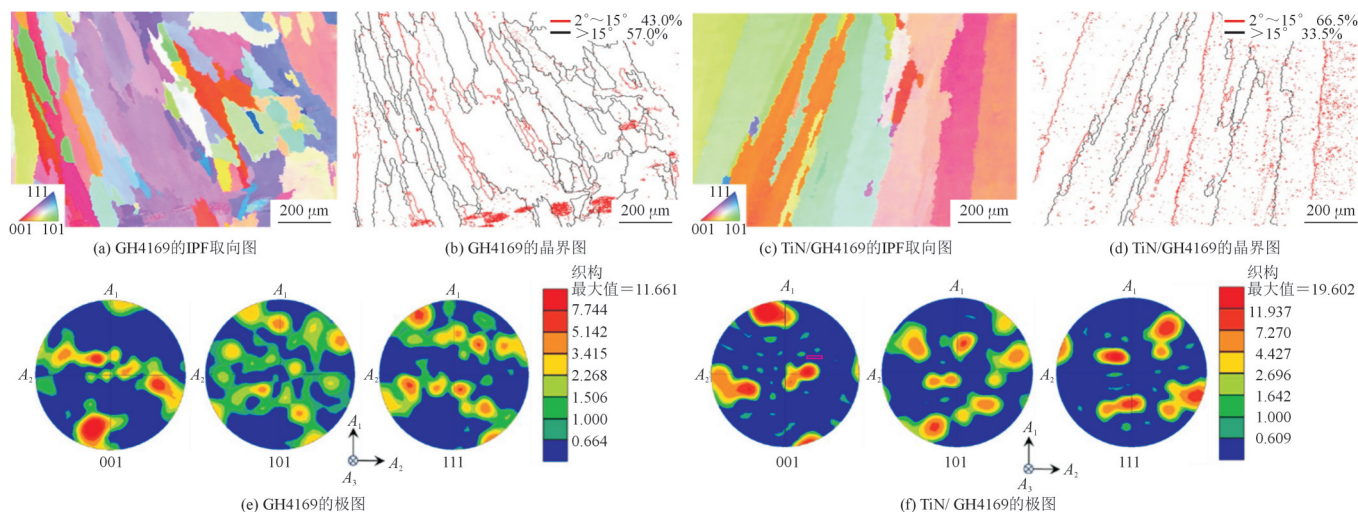


图 9 直接时效态 GH4169 和 TiN/GH4169 的 EBSD 分析

Fig.9 EBSD analysis of direct-aged GH4169 and TiN/GH4169

2.3 TiN/GH4169 合金的力学性能与断裂特性

对沉积态和直接时效态 GH4169 和 TiN/GH4169 试样进行硬度测试,结果见图 10。和沉积态试样相比,直接时效处理后的显微硬度均有提升,GH4169 的显微硬度 ($HV_{0.2}$) 从 (267.11 ± 12.14) 增加到 (367.75 ± 3.22) ,提升了约 38%,TiN/GH4169 的显微硬度从 (281.41 ± 9.68) 增加到 (394.12 ± 10.76) ,提升了约 40%。TiN 颗粒的添加进一步提升了显微硬度,对比 GH4169 试样,沉积态 TiN/GH4169 的显微硬度提高了 14.3,直接时效态 TiN/GH4169 的显微硬度提高了 26.37。直接时效处理会促进 GH4169 合金中 γ'/γ'' 纳米强化相的析出, γ'/γ'' 纳米强化相和细小的 TiN 颗粒在基体中弥散分布会导致颗粒周围产生较大的晶格畸变,形成不规则的局部应力场,有效地阻碍了变形时的位错运动,从而提高合金的显微硬度^[27-28]。

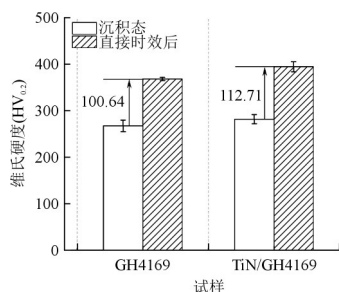


图 10 沉积态和直接时效态试样的显微硬度

Fig.10 Microhardness of as-deposited and direct-aged specimens

直接时效态 GH4169 和 TiN/GH4169 的 650°C 拉伸试验结果见图 11。和 GH4169 相比,2.0% TiN/GH4169 的抗拉强度略有降低,降低了约 4.47%,但伸长率提高了约 128%,说明 TiN/GH4169 具有更优异的高温力学性能。TiN 作为高熔点、硬度大的陶瓷材料,能改变 GH4169 合金的微观结构和应力分布,起到抑制微裂纹扩展的作用,从而增强材料的韧性。

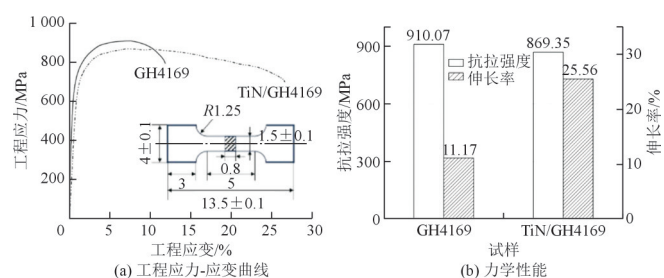


图 11 650°C 下直接时效态 GH4169 和 TiN/GH4169 的应力-应变曲线及力学性能

Fig.11 Stress-strain curves and mechanical properties of direct-aged GH4169 and TiN/GH4169 at 650°C

图 12 为 GH4169 和 TiN/GH4169 试样的 SEM 断口形貌。可以明显观察到 GH4169 试样的断口较为平整,起伏不大。断口上分布着沿柱状晶方向扩展的撕裂棱和大量的韧窝,但韧窝较浅,尺寸较小。相比之下,TiN/GH4169 试样显示出不同的断裂特征,断口起伏变化较大,存在较多的滑移台阶,见图 12c 和图 12d。断口可以观察到大量韧窝,韧窝较深,尺寸较大,且大

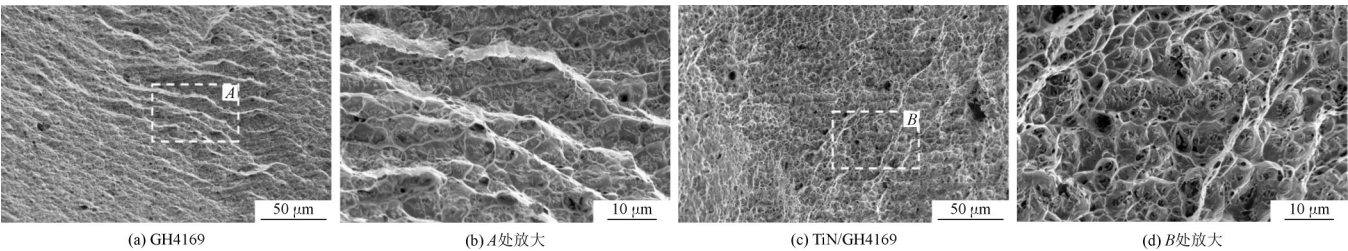


图 12 GH4169 和 TiN/GH4169 的断口形貌

Fig.12 Fracture morphologies of GH4169 and TiN/GH4169

部分韧窝呈拉长的抛物状,由切应力作用导致。同时,还可观察到撕裂棱沿着柱状晶方向分布,但撕裂棱尺寸相比 GH4169 更细长。

图 13 为 TiN/GH4169 拉伸断口中 TiN 颗粒形貌。可以发现,断裂的大尺寸(20~40 μm)TiN 颗粒。在高温下施加载荷时,热应力作用使位错增多,大量位错堆积在 TiN 颗粒周围,导致应力集中从而在 TiN 颗粒处产生裂纹。虽然这些颗粒呈脆性断裂特征,但其在基体中引发热膨胀失配和裂纹桥联,在双机制协同作用下提高了 GH4169 合金的韧性。一方面,由于 TiN 颗粒与基体间热膨胀系数失配,在 DED 工艺的快速冷却过程中,引起界面处大量位错环堆积^[23],在合金变形过程中,位错受颗粒排斥作用与应力场驱动形成“锚固”效应,显著强化了 TiN 颗粒与基体间的结合力,提高了合

金的抗变形能力,从而实现增韧。另一方面,裂纹桥联机制表现为多尺度协同阻裂。图 14 为 TiN 颗粒裂纹桥联模型。可以看出,当微裂纹扩展至大尺寸 TiN 颗粒时,首先引发穿晶断裂消耗能量,后续颗粒通过沿晶断裂与桥联作用产生裂纹闭合力。桥联颗粒在拔出过程中产生的摩擦剪应力有效延缓裂纹扩展,且粒径越大增韧效果越显著^[29]。同时,基体中弥散分布的亚微米级 TiN 颗粒通过应力分散效应抑制微裂纹尖端应力集中,阻碍裂纹快速扩展。多尺度颗粒的协同作用显著提高裂纹扩展所需能量阈值,使 TiN/GH4169 复合材料在高温高应力条件下仍保持优异的塑性变形能力。这种多级增韧体系通过宏观-介观-微观多尺度耦合作用,实现裂纹扩展路径复杂化、能量耗散最大化,最终获得强韧协同提升效果。

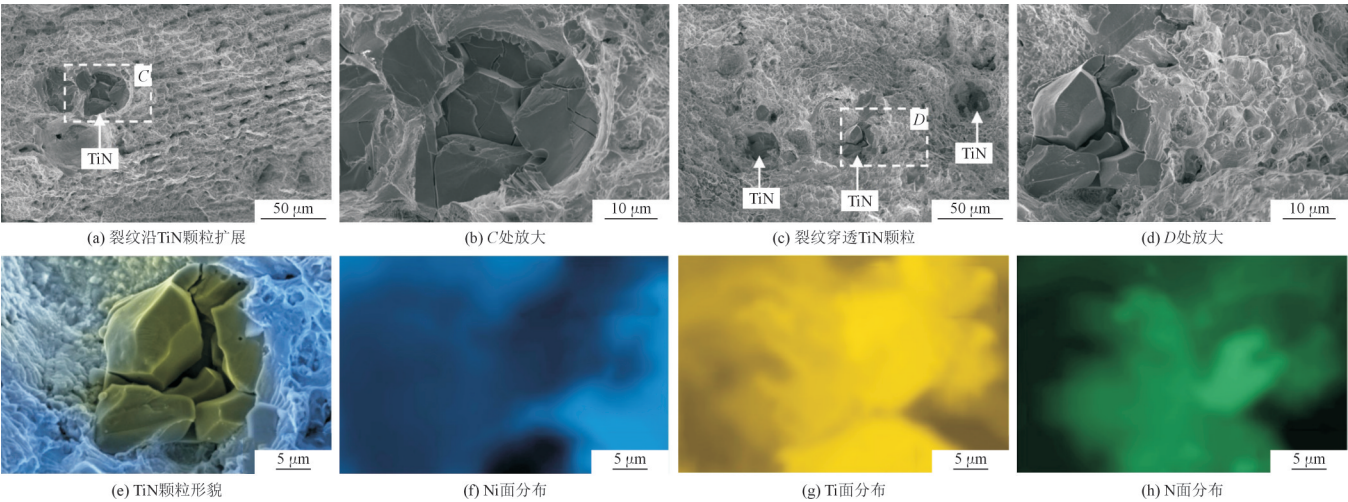


图 13 TiN/GH4169 拉伸断口中 TiN 颗粒形貌及其元素分布

Fig.13 TiN particles and element distribution in tensile fracture of TiN/GH4169

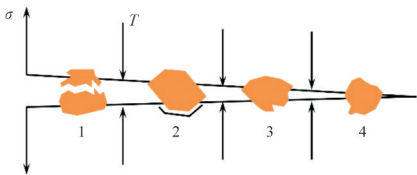


图 14 TiN 颗粒裂纹桥联模型

Fig.14 Bridging model for TiN particle cracks
1. 穿晶断裂 2. 沿晶断裂 3,4. 桥联颗粒阻裂

3 结 论

(1)高扫描速度或低激光功率有利于细化 TiN/GH4169 的枝晶组织,扫描速度对一次枝晶臂间距起主导作用。保持扫描速度恒定,增大激光功率时, TiN/GH4169 试样的孔隙率呈先减小后增大趋势,当激光功率为 1 600 W、扫描速率为 13 mm/s 时, TiN/

GH4169的孔隙率最小,约为0.23%。

(2)激光熔覆制备的GH4169和TiN/GH4169试样均有外延生长的柱状晶组织,TiN颗粒的加入使GH4169细小的柱状晶变长,并在[001]方向表现出更强的织构。TiN颗粒的弥散分布整体提高了显微硬度,与GH4169相比,直接时效态TiN/GH4169的显微硬度(HV_{0.2})提高了26.37。

(3)TiN颗粒影响了GH4169试样拉伸断裂过程中裂纹的扩展,TiN颗粒通过与基体的热膨胀失配增韧和裂纹桥联增韧机制限制了GH4169的脆性断裂。直接时效态2.0% TiN/GH4169的高温力学性能最优,抗拉强度为869.35 MPa,与GH4169试样相比,伸长率提升了约128%,为25.56%。

参 考 文 献

- [1] HOSSEINI E, POPOVICH V A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100 877.
- [2] HERZOG D, SEYDA V, WYCISK E, et al. Additive manufacturing of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [3] CLARE A T, MISHRA R S, MERKLEIN M, et al. Alloy design and adaptation for additive manufacture[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 299: 117 358.
- [4] LALEH M, SADEGHI E, REVILLA R I, et al. Heat treatment for metal additive manufacturing[J]. Progress in Materials Science, 2023, 133: 101 051.
- [5] SARKAR R, CHEN B, FITZPATRICK M E, et al. Blown-powder direct-energy-deposition of titanium-diboride-strengthened IN718 Ni-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering, 2023, A885: 145 617.
- [6] SUN P F, YAN N, WEI S, et al. Microstructural evolution and strengthening mechanisms of Inconel 718 alloy with different W addition fabricated by laser cladding[J]. Materials Science and Engineering, 2023, A868: 144 535.
- [7] KONG Y, PENG K Y, HUANG H L. Additive manufacturing of high-strength Inconel 718 alloy through the addition of Ti₂AlC MAX particles[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2023, 158: 180-193.
- [8] LIU H Q, GUO K, SUN J, et al. Effect of Nb addition on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by laser directed energy deposition[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111 601.
- [9] QI X X, LI Y L, LI F Y, et al. Regulating strength and ductility of additively manufactured Inconel 718 alloy via adding nano-TiC and deep cryogenic treatment[J]. Materials Science and Engineering, 2024, A910: 146 852.
- [10] TEKOGULU E, BRIEN A D O, LIU J, et al. Strengthening additively manufactured Inconel 718 through in-situ formation of nanocarbides and silicides[J]. Additive Manufacturing, 2023, 67: 103 478.
- [11] NGUYEN Q B, ZHU Z, CHUA B W, et al. Development of WC-Inconel composites using selective laser melting[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2018, 18: 1 410-1 420.
- [12] ZHANG H M, WU Y J, WANG Y, et al. In-situ nanoscale precipitation behavior and strengthening mechanism of WC/IN718 composites manufactured by laser powder bed fusion[J]. Composites, 2024, B284: 111 727.
- [13] KONG Y, PENG K Y, HUANG H L. Highly controllable additive manufacturing of heterostructured nickel-based composites[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2024, 195: 104 112.
- [14] YANG J L, LI C W, SHU N, et al. Nano Y₂O₃ particle enhanced IN718 nickel-based superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering, 2024, A913: 147 067.
- [15] LUU D N, ZHOU W, NAI S M L. Influence of nano-Y₂O₃ addition on the mechanical properties of selective laser melted Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A845: 143 233.
- [16] DUTTA B. Directed Energy Deposition (DED) Technology[M]. Amsterdam: Elsevier, 2022.
- [17] MOSTAFAEI A, GHIAASIAAN R, HO I T, et al. Additive manufacturing of nickel-based superalloys: A state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship[J]. Progress in Materials Science, 2023, 136: 101 108.
- [18] 李春蕾, 米国发, 李雷. 合金成分对激光熔覆镍基合金熔覆层的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(12): 1 678-1 686.
- [19] 邓澄, 蒋梦龙, 周圣丰. 激光增材制造纯钨及钨铜复合材料的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(7): 804-809.
- [20] LI Y, YAN H, ZHANG B, et al. Investigating the influence of TiN on microstructural, mechanical, and tribological properties in selective laser melting of Inconel 718-based composites[J]. Materials Today Communications, 2024, 40: 110 075.
- [21] 陈飞. 选区激光熔化成形 TiN/Inconel 718 复合材料组织及力学性能研究[D]. 长春: 吉林大学, 2020.
- [22] 肖辉. 激光增材制造 Inconel 718 合金凝固组织调控及机理研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2017.
- [23] WANG R, WANG W, ZHU G L, et al. Microstructure and mechanical properties of the TiN particles reinforced IN718C composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 762: 237-245.
- [24] LIM K H, RYOU K, CHOI J H, et al. Effect of titanium nitride inclusions on the mechanical properties of direct laser deposited Inconel 718[J]. Extreme Mechanics Letters, 2023, 61: 102 009.
- [25] LIU L, WU Y, AHMAD A S. A novel simulation of continuous dynamic recrystallization process for 2219 aluminium alloy using cellular automata technique[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A815: 141 256.
- [26] GAO C, WU W, SHI J, et al. Simultaneous enhancement of strength, ductility, and hardness of TiN/AlSi10Mg nanocomposites via selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101 378.
- [27] GHAEMIFAR S, MIRZADEH H. Precipitation kinetics of gamma double prime phase during direct aging treatment of Inconel 718 superalloy additively manufactured by selective laser melting[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 4 248-4 255.
- [28] THAM N Y S, TAY G R S, YAO B Q, et al. Effect of aging parameters on Inconel 718 fabricated by laser directed energy deposition[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2023, 2(4): 100 101.
- [29] 朱和国, 王天驰, 李建亮, 等. 复合材料原理(第三版)[M]. 北京: 清华大学出版社, 2021.

(编辑: 彭瑾)