

不同预热温度下电子束粉末床熔融GH3536组织演变与力学性能研究

宋林彪, 罗 振, 武文迪, 李春杰, 张智胜, 郭 顺*

南京理工大学材料科学与工程学院, 江苏 南京

收稿日期: 2025年11月7日; 录用日期: 2025年12月1日; 发布日期: 2025年12月10日

摘 要

本文探究了电子束粉末床熔融工艺中预热温度对GH3536合金显微组织与力学性能的影响机制, 选择了850℃和1000℃两种预热条件。结果显示, 较低的预热温度容易在增材过程中产生较高的热梯度和较快的冷却速率, 导致形成更细小的蜂窝亚颗粒和更高的位错密度。力学性能表明, 850℃预热样品展现出更高的屈服强度(293.4 MPa)和抗拉强度(564.8 MPa), 以及更高的显微硬度(205.6 HV), 这主要归因于细化的晶粒结构、较高的位错密度及细小碳化物的复合强化作用。相比之下, 1000℃预热样品虽强度较低(屈服强度275.4 MPa, 抗拉强度517.8 MPa), 但表现出更优异的塑性, 断口表面发现大量相互连接的韧窝特征, 这主要归因于高温预热促进了碳化物的粗化与元素再分布, 削弱了强化效果但改善了塑性; 同时 σ 相的析出导致基体软化、应力集中和晶界脆化。本研究阐明了预热温度-显微组织-力学性能之间的内在关联, 为GH3536合金构件的EB-PBF工艺优化提供了理论依据。

关键词

GH3536, 电子束粉末床熔融, 预热温度, 显微组织, 力学性能

Study on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Electron Beam Powder Bed Fusion GH3536 at Different Preheating Temperatures

Linbiao Song, Zhen Luo, Wendi Wu, Chunjie Li, Zhisheng Zhang, Shun Guo*

School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing Jiangsu

Received: November 7, 2025; accepted: December 1, 2025; published: December 10, 2025

*通讯作者。

文章引用: 宋林彪, 罗振, 武文迪, 李春杰, 张智胜, 郭顺. 不同预热温度下电子束粉末床熔融 GH3536 组织演变与力学性能研究[J]. 材料科学, 2025, 15(12): 2131-2138. DOI: 10.12677/ms.2025.1512226

Abstract

This study investigates the influence mechanism of preheating temperature on the microstructure and mechanical properties of GH3536 alloy in the electron beam powder bed fusion process, selecting two preheating conditions: 850°C and 1000°C. Results indicate that lower preheating temperatures tend to generate higher thermal gradients and faster cooling rates during the additive process, leading to the formation of finer honeycomb subgrains and higher dislocation density. Mechanical testing revealed that the 850°C preheated specimens exhibited higher yield strength (293.4 MPa) and tensile strength (564.8 MPa), along with increased microhardness (205.6 HV). This performance improvement is primarily attributed to the refined grain structure, elevated dislocation density, and composite strengthening effect of fine carbides. In contrast, the 1000°C preheated specimens exhibited lower strength (yield strength 275.4 MPa, tensile strength 517.8 MPa) but superior ductility, with fracture surfaces displaying numerous interconnected ductile dimples. This was primarily attributed to high-temperature preheating promoting carbide coarsening and element redistribution, which weakened strengthening effects but improved ductility; simultaneously, σ -phase precipitation led to matrix softening, stress concentration, and grain boundary embrittlement. This study elucidates the intrinsic relationship between preheating temperature, microstructure, and mechanical properties, providing a theoretical basis for optimizing the EB-PBF process for GH3536 alloy components.

Keywords

GH3536, Electron Beam Powder Bed Fusion, Preheating Temperature, Microstructure, Mechanical Properties

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

高温镍基合金因其优异的高温强度、抗氧化性及组织稳定性,成为航空航天发动机燃烧室、涡轮导向叶片等极端部件的核心材料[1]。GH3536 合金作为一种固溶强化型镍基高温合金,凭借其在 700°C~900°C 区间优异的抗蠕变性能和抗氧化能力,成为新一代航空发动机关键部件的理想候选材料[2]。

传统制造工艺(如铸造、锻造)在成形复杂几何结构时面临成本高、周期长、材料利用率低等瓶颈[3]。增材制造(Additive Manufacturing, AM)技术作为一种基于逐层堆积材料的数字化成形技术,具有设计自由度高、材料利用率高、支持复杂结构与轻量化一体化成形、适用于小批量定制化及快速原型开发等显著优势[4]。不仅提升了制造效率与产品性能,还推动了绿色制造、分布式生产及供应链模式的创新,已成为高端制造领域的重要技术支撑[5]。

粉末床熔融(Powder Bed Fusion, PBF),具有成形精度高、力学性能优异、材料适用性广、可制造复杂内部结构等优势,能够在近净成形条件下实现高致密度金属零件的可靠制造,是当前金属增材制造中技术成熟度高、应用广泛的核心工艺[6]。最常用的粉末床熔融技术有两种,分别为激光粉末床熔融(Laser Powder Bed Fusion, L-PBF)和电子束粉末床熔融(Electron Beam Powder Bed Fusion, EB-PBF)。GH3536 在增材过程中极易因高热裂敏感性产生微裂纹[7],尤其在 L-PBF 工艺中表现突出[8]。而 EB-PBF 技术在熔化前对整个粉末床进行高温预热可显著降低热梯度,从而减轻残余应力并降低裂纹敏感性,被证明是抑

制 GH3536 成形开裂的关键策略[9]。现有研究表明，预热温度的提升可显著细化晶粒、减少微孔隙，并调控 γ' 相析出行为[10]，但针对 GH3536 的系统性研究仍存在显著空白，多数工作聚焦于工艺可行性验证，或仅考察单一预热温度下的组织性能，缺乏对预热温度如何协同调控其显微组织演化(如枝晶形态、 M_6C 碳化物分布、再结晶行为)及室温/高温力学性能的定量关联分析。

本研究以 GH3536 合金粉末为原料，研究了 EB-PBF 工艺中 850℃与 1000℃两组预热温度对成形件显微组织及力学性能(拉伸、显微硬度、断裂行为)的影响规律。通过各种表征手段，揭示预热温度 - 组织 - 性能的内在关联机制，为 GH3536 构件在极端服役环境下的 EB-PBF 工艺优化提供理论依据与数据支撑，推动高性能耐热合金增材制造在航空航天领域的工程化应用。

2. 试验材料及方法

试验材料为 GH3536 球形粉末，粉末质量分数占比前十的元素如表 1 所示。用中国航空工业制造技术研究院自主开发的 EB-PBF 设备(见图 1)完成打印。采用尺寸为 $100 \times 100 \times 10 \text{ mm}^3$ 的 304 不锈钢板作为基板。预热温度分别设定为 850℃和 1000℃。电子束电流为 10 mA，加速电压为 60 kV。粉末层厚度为 0.09 mm，舱口距离为 0.09 mm，扫描速度为 750 mm/s。使用 Fluke RSE60H 红外相机进行红外热监测。处理过程中腔室压力保持在 $2 \times 10^{-2} \text{ Pa}$ 。

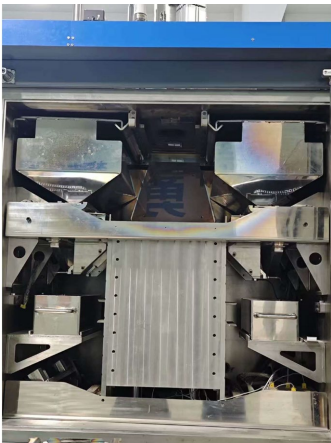


Figure 1. EB-PBF equipment
图 1. EB-PBF 设备

Table 1. Chemical composition of GH3536 alloy (wt%)
表 1. GH3536 合金化学成分(wt%)

Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	Si	Al	Ti	C
49.99	21.92	18.6	8.49	1.53	0.64	0.15	0.08	0.04	0.03

3. 结果与讨论

3.1. 不同预热下的微观组织

图 2 显示了在不同预热条件下制备的 GH3536 合金的扫描电镜(Scanning Electron Microscope, SEM)微观结构。如图 2(a)、图 2(b)所示，当预热温度设置为 850℃时，合金微观结构以沿 EB-PBF 构建方向择优取向的柱状晶粒为主，局部区域可观察到细长的胞状亚晶粒结构。这种柱状晶形貌的形成，主要源于 EB-PBF 加工过程中显著的固液界面温度梯度与其本身高冷却速率的协同作用。根据凝固理论，高的温度

梯度/冷却速率比值易诱导柱状晶择优生长, 而快速冷却抑制了晶粒的横向长大。此时胞状亚晶粒形态并不太明显, 这是由于预热温度远小于 GH3536 合金的熔点(约为 1350℃)导致。进一步观察, 沿着 γ 基体晶界处细散分布着碳化物, 这些析出的碳化物被确定为 M_6C 和 $M_{23}C_6$ [11]。高倍率 SEM 图像显示, 晶粒内部虽有少量弥散碳化物, 但大部分碳化物沿晶界呈细链状连续分布, 这一特征与低温下碳元素及合金元素扩散速率较低密切相关, 碳化物难以突破晶界向晶内迁移, 进而在晶界处聚集形成链状结构。

当预热温度增加到 1000℃时, 碳化物析出相的形貌发生显著转变。析出相的形态从在 850℃下观察到的细的链状结构转变为不连续且较粗的结构, 如图 2(c)、图 2(d)所示。尽管部分沿晶界分布的碳化物仍保留局部链状形态, 但 γ 基体中碳化物的数量密度较 850℃条件下显著降低。这一现象的本质是, 较高的预热温度显著提升了 Cr、Mo 等合金元素的原子扩散系数, 加速了晶界处碳化物的扩散与聚集长大; 同时, 在高温预热后的 EB-PBF 成形阶段, 固液界面处的高温环境为细小组织晶内碳化物的重新溶解提供了热力学条件, 部分尺寸较小的晶内析出物因界面能较高而溶解进入 γ 基体, 导致整体碳化物数量密度下降。IN718 在 EB-PBF 中同样表现出强烈的柱状晶倾向, 但其主要强化相为 γ'' (Ni_3Nb)和 γ' ($Ni_3(Al,Ti)$), 在高温预热(>1000℃)下会发生溶解, 导致强度下降[12]。GH3536 虽无 γ'/γ'' 强化, 但碳化物($M_{23}C_6$ 、 M_6C)在高温下的粗化与再溶解行为与之类似, 说明 EB-PBF 中预热温度对第二相稳定性具有普适性影响。

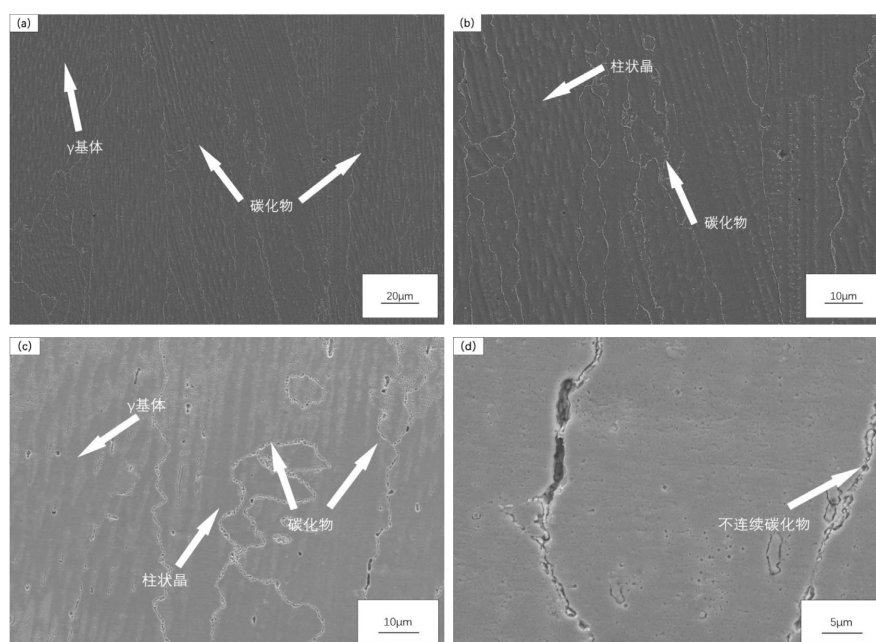


Figure 2. SEM micrographs of GH3536 at different preheating temperatures: (a) (b) Preheated at 850℃, (c) (d) Preheated at 1000℃
图 2. 不同预热温度下 GH3536 的 SEM 显微结构: (a) (b) 850℃预热; (c) (d) 1000℃下预热

为了进一步研究 GH3536 合金中析出物的微观结构特征, 对 1000℃预热的试样进行了透射电镜 (Transmission Electron Microscope, TEM) 分析, 如图 3 所示。图 3(a) 中的明场图像显示 γ -Ni 基体中存在尺寸约为 80~100 nm 的块状晶内析出物, 用绿色箭头表示。在这些碳化物周围观察到高密度的位错缠结和堆积, 表明在沉淀过程中在晶内碳化物周围存在局部应力场。同时, 这些晶内碳化物充当有效的钉扎位点, 阻碍位错运动, 从而有助于合金的强化。高分辨率透射电子显微镜和选区电子衍射分析, 在图 3(b) 中有红色矩形标记的区域上进行。晶带轴证实了析出物为 $M_{23}C_6$ 。EDS 扫描分析确定了沉淀物的化学组成, 表明 Cr、Mo 和 C 的显著富集, 在沉淀区内观察到主要基体元素 Ni、Fe 和 Co 的耗尽[13]。

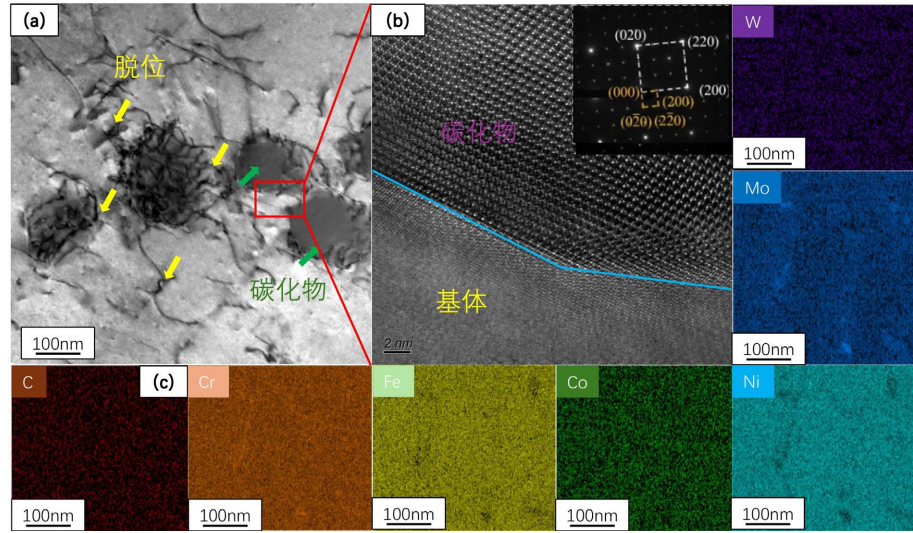


Figure 3. TEM characterization of an intragranular carbide precipitate in the GH3536 alloy
图 3. GH3536 合金中晶内碳化物沉淀的 TEM 表征

3.2. 拉伸性能测试

图 4 显示了在两种不同预热温度下制造的 GH3536 合金的室温拉伸性能。如图所示，在 850℃ 下预热的 GH3536 屈服强度为 293.4 MPa，抗拉强度为 564.8 MPa。而在 1000℃ 下预热加工的试样屈服强度为 275.4 MPa，抗拉强度为 517.8 MPa。850℃ 的样本显示出更高的峰值应力，但断后延伸率更低。850℃ 下强度的增强可归因于细化的晶粒结构和增加的错位密度，从而促进了颗粒边界和错位强化。晶界是错位运动的有效障碍，导致错位堆积。只有当堆积前沿的应力集中足以激活邻近晶粒中的滑动时，塑性变形才能进行。边界强化的贡献遵循 Hall-Petch 关系。错位强化源于塑性变形期间产生的错位之间的相互作用，这一作用遵循 Bailey-Hirsch 关系。相反，较高的预热温度(1000℃)有利于颗粒粗化和溶解物重新分布，从而降低强化效果，同时提高塑性，这与 EB-PBF 增材 Haynes 282 行为高度一致[14]。这种强度 - 塑性的权衡凸显了预热温度在调节 GH3536 合金 EB-PBF 加工过程中微观组织演变和机械响应方面的关键作用。

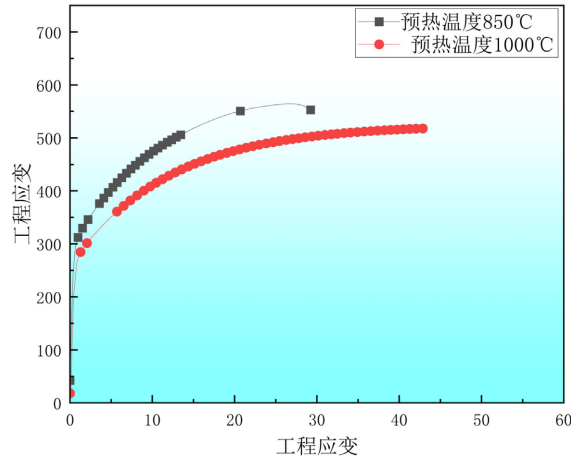


Figure 4. Mechanical properties of GH3536 at different preheating temperatures
图 4. 在不同预热温度下 GH3536 的力学性能

使用扫描电镜对拉伸样品的断裂形态进行分析, 结果如图 5(a)~(c)所示。预热于 850℃ 的合金的断裂面表现出混合断裂模式的特征。局部区域包含细而浅的韧窝以及微裂纹和解离面。如图所示, 在更高的放大倍数下, 在断裂表面上观察到颗粒状碳化物。相对较低的预热温度促进了细小且密集分布的碳化物的形成, 这是位错运动的有效障碍, 从而提供了强大的沉淀强化。然而, 这些细碳化物倾向于沿着晶粒和胞状亚晶界形成半连续网络。在拉伸载荷期间, 这种脆性网络充当裂纹萌生的优先位置, 并促进裂纹沿着互连边界快速扩展, 最终导致过早失效。

相比之下, 在 1000℃ 下预热的样本的断裂面显示出主要的塑性特征, 表面上观察到不同尺寸的韧窝, 如图 5(d)~(f)所示。这些韧窝通过撕裂棱相互连接, 这是微孔洞合并的特征。EB-PBF 期间长时间暴露在高温预热下促进了碳化物的原位粗化。具体而言, 1000℃ 试样中的碳化物表现出较高的碳化物形成元素浓度, 以及较低的 Ni 含量。这表明, 延长的高温预热增强了元素的扩散和再分布, 使碳化物通过排出 Ni 元素而向更热稳定的成分演变。此外, 碳化物的不连续分布迫使微裂纹在聚结之前先通过韧性更好的基体扩展, 从而有效地延缓裂纹扩展, 提高抗断裂性能。

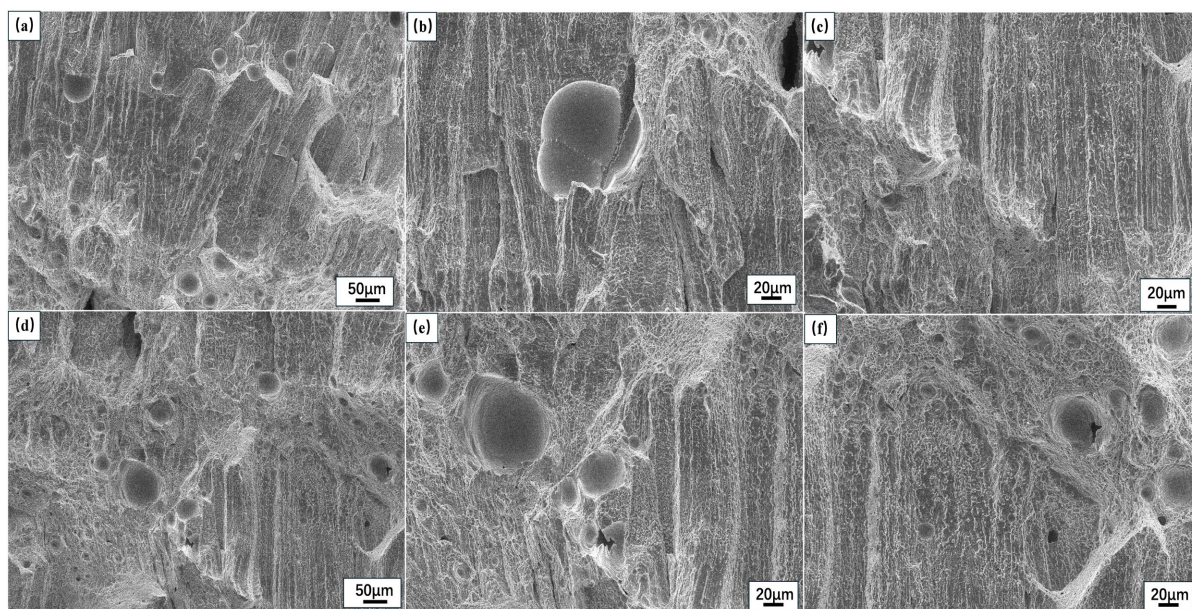


Figure 5. SEM images of the fracture morphology of the tensile samples prepared at different preheating temperatures: (a)~(c) Samples preheated at 850°C; (d)~(f) Samples preheated at 1000°C

图 5. 不同预热温度下制备的拉伸样品的断裂形态的 SEM 图像: (a)~(c) 在 850℃ 下预热的样品; (d)~(f) 在 1000℃ 下预热的样品

3.3. 显微硬度测试

采用显微硬度计对不同预热温度的 GH3536 进行显微硬度测试, 每个点之间的距离为 0.25 mm, 进行测试并计算平均值, 同一直线上硬度分布情况如图 6 所示。从图中可知, 850℃ 预热合金的平均硬度为 205.6 HV, 明显高于 1000℃ 预热的平均硬度 178.3 HV, 这是因为 850℃ 预热制造的合金具有较高的位错密度与细小碳化物, 提供了复合强化作用。而 1000℃ 预热制造的合金触发了 σ 相析出, 导致基体软化、应力集中和晶界脆化这三种弱化效应, 从而使硬度降低。该现象在 Hastelloy X 及 IN939 合金中均有报道: 当预热温度位于 700℃~950℃ 变化时, σ 相与 $M_{23}C_6$ 竞争析出, 引起硬度下降与冲击韧性恶化[15] [16]。

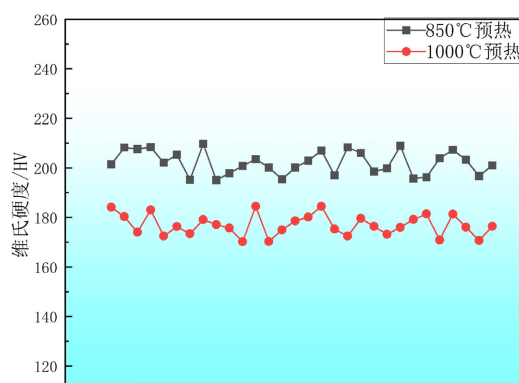


Figure 6. Hardness of GH3536 at different preheating temperatures

图 6. 不同预热温度下 GH3536 的硬度

4. 结论

本文研究了 EB-PBF 工艺中预热温度对 GH3536 合金显微组织与力学性能的影响机制。研究表明，将预热温度从 850℃ 提高到 1000℃，在随后的增材过程中降低了冷却速度，导致 γ 矩阵从蜂窝状颗粒转变为圆柱状颗粒，并促进碳化物从半连续网络粗化为不连续的块状形态。850℃ 预热条件下制备的样品展现出更优异的强度特性，其屈服强度和抗拉强度显著高于 1000℃ 预热样品，这源于细晶强化、高密度位错与细小碳化物的协同强化作用。相反，1000℃ 预热样品虽强度降低，但塑性和断裂韧性明显提升，断口呈现相互连接的韧窝特征。本研究为 GH3536 合金 EB-PBF 工艺参数优化提供了科学依据。

基金项目

本文的研究工作得到了国家重点研发计划(2023YFB4605000)资助。

参考文献

- [1] Zhou, Z.Q., Ye, Y.J., Zhang, P., Yan, J.B., Liu, P., Li, L.M., *et al.* (2025) Yield Strength Anomaly and Microstructural Evolution of Solution-Treated Ni-Fe-Based Superalloy Deformed by High-Temperature Tension. *Materials Science and Engineering: A*, **935**, Article ID: 148366. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148366>
- [2] Wu, J., Wang, J., Zhao, Z., Guan, X., Wu, Y., Qin, X., *et al.* (2025) Primary Carbide Evolution and Homogenization Behavior of a Novel Fe-Ni-Based Superalloy for Advanced Nuclear Reactor. *Materials Characterization*, **221**, Article ID: 114706. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114706>
- [3] Zhang, W., Liu, F., Liu, F., Huang, C., Liu, L., Zheng, Y., *et al.* (2022) Effect of Al Content on Microstructure and Microhardness of Inconel 718 Superalloy Fabricated by Laser Additive Manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*, **16**, 1832-1845. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.12.127>
- [4] Wang, M., Kong, W., Zhang, C., Li, H. and Zhu, R. (2025) External Radiative Heat Transfer Corrections for Film-Cooled Turbine Blades in Hot Environments. *Applied Thermal Engineering*, **278**, Article ID: 127377. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2025.127377>
- [5] 卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D 打印)技术发展[J]. 机械制造与自动化, 2013, 42(4): 1-4.
- [6] Lu, J., Liu, X., Zhu, Y., Chen, J., Cheng, X., Huang, S., *et al.* (2025) Thermal-Mechanical Behavior of LPBF GH3536 Superalloy Using In-Situ SEM Tensile. *Engineering Failure Analysis*, **173**, Article ID: 109423. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2025.109423>
- [7] Zhang, Y., Guo, B., Li, J., Wang, Z., He, F., Wang, L., *et al.* (2025) Solidification Cracking Suppression in Additively Manufactured Hastelloy-X via Carbon Control. *International Journal of Mechanical Sciences*, **293**, Article ID: 110163. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2025.110163>
- [8] Guo, B., Zhang, Y., Yang, Z., Cui, D., He, F., Li, J., *et al.* (2022) Cracking Mechanism of Hastelloy X Superalloy during Directed Energy Deposition Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing*, **55**, Article ID: 102792. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102792>

-
- [9] Li, Y., Long, H., Wei, B., Zhou, J. and Lin, F. (2024) Multiple Preheating Processes for Suppressing Liquefaction Cracks in IN738LC Superalloy Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion (EB-PBF). *Materials*, **17**, Article No. 5667. <https://doi.org/10.3390/ma17225667>
- [10] 明春, 张锴, 郑百林. 选区激光熔化成形 GH3536 拉伸力学性能分析[J]. 河北工程大学学报(自然科学版), 2025, 42(2): 94-100, 112.
- [11] 夏楠, 安春香, 王煜. 激光选区熔化 GH3536 合金的显微组织及力学性能[J]. 理化检验(物理分册), 2025, 61(3): 7-13.
- [12] Gotterbarm, M.R., Seifi, M., Melzer, D., Džugan, J., Salem, A.A., Liu, Z.H., *et al.* (2020) Small Scale Testing of IN718 Single Crystals Manufactured by EB-PBF. *Additive Manufacturing*, **36**, Article ID: 101449. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101449>
- [13] Gan, K., Huang, W., Zhang, W., Li, R., Zhang, Y., Wu, W., *et al.* (2024) Local Element Segregation-Induced Cellular Structures and Dominant Dislocation Planar Slip Enable Exceptional Strength-Ductility Synergy in an Additively-Manufactured CoNiV Multicomponent Alloy with Ageing Treatment. *International Journal of Plasticity*, **182**, Article ID: 104112. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2024.104112>
- [14] 宋晓庆, 唐丽英, 陈铮. 新型镍基高温合金 Haynes 282 的特点及应用[J]. 材料导报, 2016, 30(11): 116-120.
- [15] 李鑫, 程向, 胡鹏飞, 等. 激光粉末床熔融镍基高温合金开裂行为研究[J]. 铸造技术, 2024, 45(8): 763-771.
- [16] 李雅莉, 雷力明, 侯慧鹏, 等. 热工艺对激光选区熔化 Hastelloy X 合金组织及拉伸性能的影响[J]. 材料工程, 2019, 47(5): 100-106.