

Investigation of the Effect of Scan Speed and Laser Power on the Microstructure and Hardness Distribution of IN625 Deposited on a Gas Turbine Blade Using the LPBF Process

Amirhossein Riazi ¹, Seyed Hossein Razavi ^{2*}, Alireza Khavandi ³, Mostafa Amirjan ⁴, Mohsen Ostad Shabani ⁵, Hossein Davarzani ⁶

¹ Ph.D. Candidate, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

² Associate Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

³ Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

⁴ Professor, Metallurgy Research Department, Niroo Research Institute (NRI), Tehran, Iran.

⁵ Assistant Professor, Department of Ceramic, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

⁶ MSc, MAPNA Group, TUGA, Tehran, Iran.

* Corresponding author: E-mail address: hrazavi@iust.ac.ir (Seyed Hossein Razavi)

Paper History:

Received: 2025-04-13

Revised: 2025-04-22

Accepted: 2025-05-21

Keywords:

Gas Turbine Blade,
Microhardness,
Cladding,
IN625,
IN738

Abstract Gas turbine components are predominantly manufactured from nickel-based superalloys. Operating under harsh conditions, these parts suffer from edge wear and reduced efficiency. Given the high cost of replacement, research into the cladding, refurbishment, and reusability of damaged components is of significant importance. While most existing studies have focused on Direct Energy Deposition (DED) techniques for cladding, Laser Powder Bed Fusion (LPBF) has received less attention. This study investigates the deposition of IN625 on a non-weldable IN738 substrate using LPBF, emphasizing its advantages over DED. The mechanisms of defect formation during manufacturing, along with their evaluation and control methods, are examined. To mitigate substrate-related defects, solution annealing and homogenization heat treatments were applied. To control defects in the deposited layer, process parameters such as scan speed and laser power were varied. Microhardness, as an indicator of mechanical performance at the cladded edges, was measured. The results revealed that microhardness is influenced not only by elemental concentration gradients but also by the cooling rate and the resulting cellular structure size. Consequently, an existing model from the literature, which correlates microhardness with elemental composition, was reassessed and modified. It was found that in dissimilar material joints, within a certain energy range, hardness becomes independent of composition and is instead governed by cell size. While the existing model from the literature fails to capture this behavior, the modified equation proposed in this study accurately predicts microhardness under such conditions.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.515817.1325>

URL: https://www.jamt.ir/article_223316.html

1. INTRODUCTION

Nickel-based superalloys in gas turbines face damage under extreme conditions, making cost-effective repair methods essential (Donachie & Donachie, 2002; Gao et al., 2008; Basak et al., 2016). While DED is commonly used for such repairs, Powder Bed Fusion (PBF) offers superior precision and lower defect rates (Bian et al., 2017). However, challenges like cracking and porosity—especially in non-weldable alloys like IN738—limit its application (Benoit et al., 2021; Ramakrishnan & Dinda, 2019). Pre-treatment and process control can reduce these defects (Henderson et al., 2004; Hojjatzadeh et al., 2019). In addition, microhardness is influenced not only by composition (DebRoy et al., 2018; Hisazawa et al., 2017) but also by cooling rate and cell size during solidification (Carter et al., 2014; Jiang et al., 2020). This study investigates the combined effects of process parameters on microstructure and hardness in IN625 layers on IN738 substrates.

2. MATERIALS AND METHODS

An IN738LC gas turbine blade was sectioned and solution-annealed at 1210 °C for 4 hours, then quenched

to reduce residual phases. The prepared substrate was polished and mounted on an SLM Noura M100 machine. IN625 powder (15–53 μm) was deposited using LPBF under varied power (100–200 W) and scan speeds (100–1000 mm/s). The build consisted of four layers with 30 μm thickness and 67° rotation. Metallographic analysis included optical and SEM imaging, EDS for composition profiling, and microhardness testing per ASTM E384-22. ImageJ and Minitab were used for phase quantification and statistical analysis.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Solution annealing of IN738LC reduced carbides and γ' phases, improving structural homogeneity and minimizing cracking risk. Defects observed in the LPBF process included spherical gas pores and irregular lack-of-fusion pores, both strongly influenced by laser power and scan speed. Cracks formed primarily at the interface or within the substrate, especially at high energy input, due to thermal gradients and brittle phases. Microhardness varied with both elemental composition and cooling rate. While the model developed by DebRoy et al. (DebRoy et al., 2018) model predicted hardness

Please cite this article as: Riazi, A., Razavi, S. H., Khavandi, A., Amirjan, M., Ostad Shabani, M., & Davarzani, H. (2025). Investigation of the Effect of Scan Speed and Laser Power on the Microstructure and Hardness Distribution of IN625 Deposited on a Gas Turbine Blade Using the LPBF Process. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 14, No. 1, 43-61. [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2025.515817.1325>.



from elemental content, it could not fully explain the experimental results. Figure 1 compares predicted and measured hardness trends, showing good correlation in trend but significant deviation in values—highlighting the importance of considering cooling rate.

Figure 2 shows that solidification cell size increased from 0.85 μm to 1.7 μm as power rose from 100 W to 150 W, then remained constant at 200 W due to changes in melt pool geometry and heat transfer. This stabilization helped explain why hardness plateaued or decreased at higher powers despite greater energy input. To improve hardness prediction, a new empirical model was developed based on both equivalent Ni content (ϕ) and solidification cell size (D).

Figure 3 demonstrates that this model fits experimental data more accurately, capturing the combined effects of chemistry and microstructure.

4. CONCLUSION

Solution annealing of IN738LC improved structural homogeneity and reduced defect formation. Process parameters significantly affected pore and crack formation, with distinct mechanisms for each. Existing models based only on composition were insufficient for predicting microhardness. By incorporating both elemental concentration and solidification cell size, a new model was proposed that reflects the observed hardness trends in dissimilar IN625/IN738 LPBF joints more accurately.

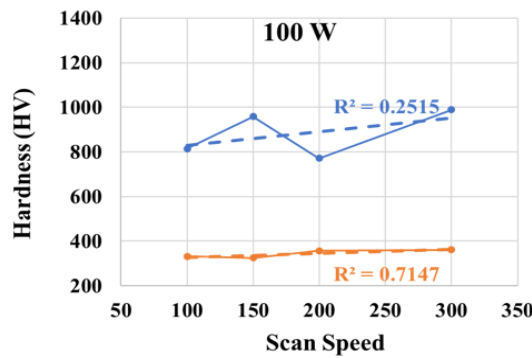


Figure 1. Variations of interfacial microhardness with scan speed and laser power

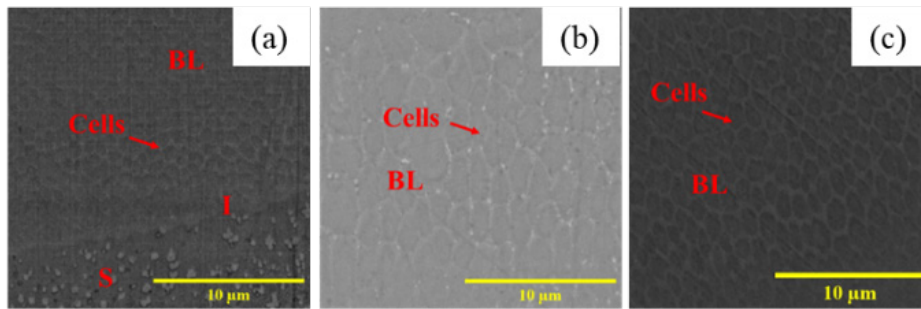


Figure 2. Dendritic cells at scan speed 100 mm/s, power: a) 100 W, b) 150 W, c) 200 W

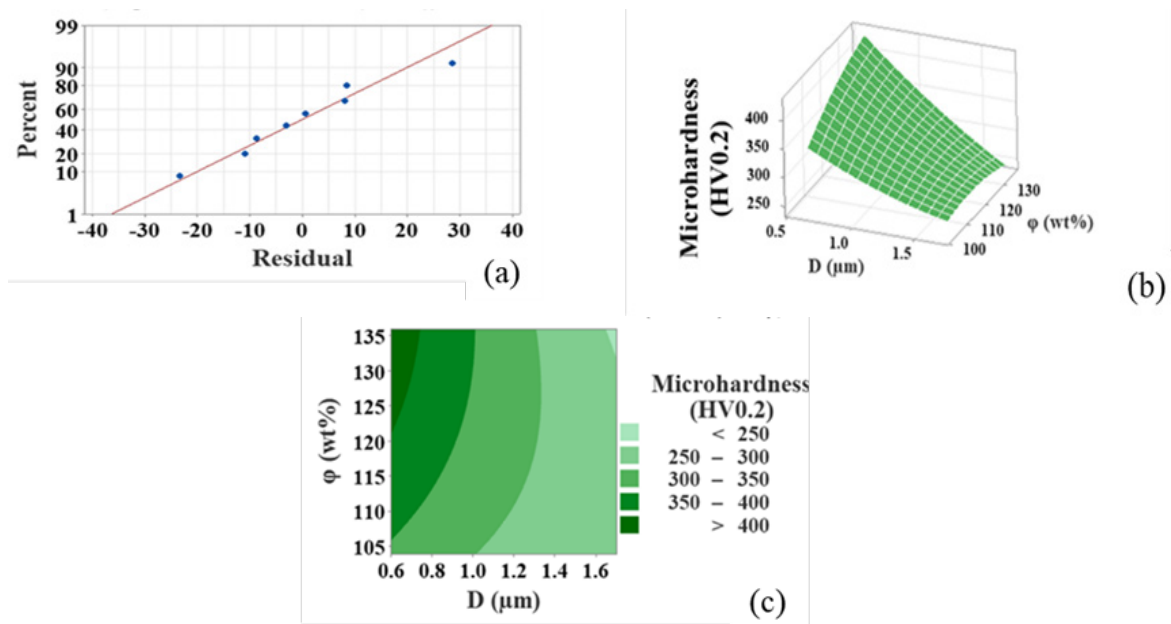


Figure 3. a) Fitting of experimental data with formula from equation 5, b) Surface plot, and c) Contour plot of microhardness variations according to the cell size and equivalent nickel concentration

REFERENCES

1. Basak, A., Acharya, R., & Das, S. (2016). Additive manufacturing of single-crystal superalloy CMSX-4 through scanning laser epitaxy: computational modeling, experimental process development, and process parameter optimization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(8), 3845-3859. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3571-y>
2. Bian, L., Shamsaei, N., & Usher, J. M. (2017). *Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimization, and control of mechanical properties*. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781315151441>
3. Carter, L. N., Martin, C., Withers, P. J., & Attallah, M. M. (2014). The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 615, 338-347. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.06.172>
4. DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O., Beese, A. M., Wilson-Heid, A. d., De, A., & Zhang, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, 112-224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
5. Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (2002). *Superalloys: a technical guide*. ASM international. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.stg2.9781627082679>
6. Henderson, M., Arrell, D., Larsson, R., Heobel, M., & Marchant, G. (2004). Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Science and technology of welding and joining*, 9(1), 13-21. <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
7. Hisazawa, H., Terada, Y., Adziman, F., Crudden, D. J., Collins, D. M., Armstrong, D. E., & Reed, R. C. (2017). The effect of Nb/Ti ratio on hardness in high-strength Ni-based superalloys. *Metals*, 7(3), 71. <https://doi.org/10.3390/met7030071>
8. Hojjatzadeh, S. M. H., Parab, N. D., Yan, W., Guo, Q., Xiong, L., Zhao, C., Qu, M., Escano, L. I., Xiao, X., & Fezzaa, K. (2019). Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals. *Nature communications*, 10(1), 1-8. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-10973-9>
9. Jiang, R., Mostafaei, A., Wu, Z., Choi, A., Guan, P.-W., Chmielus, M., & Rollett, superalloy powder on GTD-111 superalloy. *Surface and Coatings Technology*, 412, 127010. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101282>
10. Ramakrishnan, A., & Dinda, G. (2019). Direct laser metal deposition of Inconel 738. *Materials Science and Engineering: A*, 740, 1-13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.020>



مقاله کامل پژوهشی

بررسی اثر سرعت روبش و توان بر ریزساختار و توزیع سختی در لایه روکشی IN625 ایجاد شده بر پره توربین گاز در روش ذوب بستر پودر با لیزر

امیرحسین ریاضی^۱، سیدحسین رضوی^{۲*}، علیرضا خاوندی^۳، مصطفی امیرجان^۴، محسن استادشعبانی^۵، حسین داورزنی^۶

^۱ دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

^۲ دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

^۳ استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

^۴ استاد، پژوهشکده تحقیقات متالورژی، پژوهشگاه نیرو، تهران، ایران

^۵ استادیار، پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

^۶ کارشناسی ارشد، گروه مپنا، شرکت مهندسی و ساخت توربین مپنا (توگا)، تهران، ایران

چکیده قطعات توربین‌های گازی عمدتاً از سوپرآلیاژهای پایه نیکل ساخته می‌شوند. این قطعات در شرایط دشوار کاری توربین‌های گازی با آسیب‌های زیادی همچون ساییده شدن لبه‌های قطعات و کاهش بازدهی همراه هستند. با توجه به هزینه‌ی زیاد جایگزینی این قطعات مطالعات در حوزه‌ی روکشکاری، بازسازی و امکان برگشت قطعات آسیب‌دیده به چرخه‌ی کاری حائز اهمیت است. در تحقیقات عمدتاً از روش بستر سیال برای روکشکاری قطعات استفاده شده است و به روش بستر پودر پرداخته نشده است. در این مطالعه، لایه‌نشانی IN625 بر روی زیرلایه‌ی جوش‌ناپذیر IN738 به روش بستر پودر با توجه به مزایای آن نسبت به روش بستر سیال پرداخته می‌شود. مکانیزم‌های ایجاد عیوب حین ساخت، ارزیابی و روش‌های کنترل آن بررسی شد. برای کنترل ایجاد عیوب در زیرلایه از عملیات حرارتی آنیل انحلالی و همگن‌سازی زیرلایه استفاده شد. برای کنترل عیوب لایه‌ی ساخت نیز تغییر پارامترهای فرآیند (سرعت روبش و توان لیزر) به‌کارگرفته شد. میکروسختی به عنوان معیاری از خواص مکانیکی در لبه‌ی قطعات بازسازی‌شده سنجیده شد. مشخص شد میزان ریزسختی علاوه بر تغییرات غلظت عنصری به نرخ سرمایه‌ی و در پی آن اندازه‌ی سلول‌های انجمادی وابسته است. بنابراین رابطه‌ی ارائه‌شده در ادبیات که میزان ریزسختی را بر حسب غلظت عنصری پیش‌بینی می‌کند بر همین اساس بررسی و اصلاح شد. مشخص شد در اتصالات ناهمجنس تغییرات غلظت عنصری در محدوده‌ای خاص، از انرژی مستقل می‌شود. در این محدوده کنترل ریزسختی در اختیار اندازه سلول است و رابطه‌ی ارائه‌شده در ادبیات روند صحیحی ارائه نمی‌دهد؛ اما فرمول ارائه‌شده در مطالعه‌ی فعلی قابلیت پیش‌بینی صحیح ریزسختی را دارد.

تاریخچه مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۴/۰۱/۲۴

بازنگری: ۱۴۰۴/۰۲/۰۲

پذیرش قطعی: ۱۴۰۴/۰۲/۳۱

کلیدواژه‌ها:

پره توربین گاز،

ریزسختی،

روکشکاری،

IN625،

IN738



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.515817.1325>

https://www.jamt.ir/article_223316.html

۱- مقدمه

مواد در شرایط کاری دشوار مذکور است (Donachie & Donachie, 2002). اما به دلیل شرایط عملکردی و اتمسفر ایجاد شده حین احتراق داخلی توربین، قطعات مورد استفاده در توربین همچون پره‌های ثابت و متحرک همواره در معرض تخریب هستند (Gao et al., 2008). عمدتاً

قطعات توربین‌های گازی در دماهای بالا و تنش‌های زیاد استفاده می‌شوند (Keshavarz et al., 2018). این قطعات عمدتاً از سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل ساخته می‌شوند که تحملشان بالاتر از سایر

احتمال ایجاد و باقی ماندن آن‌ها در قطعه‌ی نهایی قابل‌پیش‌بینی می‌شود (Hojjatzadeh et al., 2019). حفرات با شکل هندسی نامنظم به دلیل فقدان انرژی کافی برای ذوب بستر پودر و اتصال مناسب آن به زیرلایه ایجاد می‌شوند که با افزایش گرمای ورودی قابلیت کنترل و حذف پیدا می‌کنند (Mostafaei et al., 2023). نهایتاً مقدار بهینه‌ی پارامترهای فرایند برای کنترل هر دو نوع حفره با استفاده از روش‌های تجربی (Benoit et al., 2021) و گاهی محاسباتی (DebRoy et al., 2018) تخمین زده می‌شود. در صورت قرار گرفتن تمرکز بر بازسازی قطعات، یکی از معیارهای مناسب برای سنجش و مقایسه‌ی خواص مکانیکی قطعات با یکدیگر آزمون سختی است (Adegoke et al., 2020; Yang et al., 2018). در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل، غلظت عناصر آلیاژی موجود از موارد تأثیرگذار در سختی است. گاهی، در تحقیقات، اثر حضور برخی عناصر خاص بر سختی چشمگیر تشخیص داده شده است. هیسازاوا و همکاران (Hisazawa et al., 2017) اثر عنصر نیوبیم بر افزایش سختی را ذکر کردند. همچنین، رودنکریچن و همکاران (Rodenkirchen et al., 2023) بیان کردند که ۰/۶ درصد اتمی افزایش عنصر نیوبیم به افزایش سختی به میزان ۸ درصد منجر می‌شود که این مقدار افزایش قابل‌توجه است. همچنین، اشاره کردند که به نظر می‌رسد، صرف‌نظر از کاهش وضوح نتایج ناشی از انحرافات از مقادیر استاندارد، افزودن تقویت‌کننده‌های محلول جامد (مولیبدن و تنگستن) تأثیر مثبت بر سختی دارد. به‌علاوه، افزودن مقادیر ۰/۴ درصد آلومینیم و ۹ درصد آهن تقریباً بی‌تأثیر بود. همچنین، دیرووی و همکاران (DebRoy et al., 2018) روند تغییرات سختی با استفاده از تغییرات غلظتی را پیش‌بینی کردند. از سوی دیگر، یکی از موارد مهم در خواص مکانیکی قطعات ساخت افزایشی، انرژی ورودی به حوضچه‌ی مذاب و متعاقباً اثر آن بر نرخ سرمایش است (Carter et al., 2014; Xu et al., 2021). در فرایندهای ساخت افزایشی، نرخ سرمایش در حدود 10^4-6 K/s است که، در صورت ایجاد تغییرات جزئی در پارامترهای فرایند، این نرخ تغییرات زیادی دارد (Thompson et al., 2015). در پی تغییرات نرخ سرمایش حوضچه‌ی مذاب، نحوه‌ی انجماد و اندازه‌ی سلول‌های انجمادی نیز تغییر می‌یابد. در فرایندهای ساخت افزایشی به روش بستر پودر عمدتاً سلول‌های انجمادی به‌نحوی تشکیل می‌شوند که فقط شامل بازوهای دندریت‌های اولیه هستند (Haines et al., 2022). از به هم پیوستن این بازوهای دندریتی سلول تشکیل می‌شود که اندازه‌ی این سلول‌ها با میزان سختی ارتباط معکوس دارد (Jiang et al., 2020). در تحقیقاتی که تاکنون انجام شده است، به چند مبحث پرداخته نشده است که در مطالعه‌ی فعلی به خلأ این حوزه‌ها پرداخته شده است. در این مطالعه، به‌عنوان نوآوری، به‌جای استفاده از روش بستر سیال از روش

تخریب در این قطعات به‌نحوی است که لبه‌های قطعات دچار سایش می‌شوند، اما همین تغییرشکل‌ها تا حد زیادی در بازدهی توربین اثر می‌گذارد (Bi & Gasser, 2011). به‌دلیل هزینه‌ی بالای تولید قطعات ساخته‌شده از سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل، جایگزینی این قطعات با هزینه‌های زیادی روبه‌رو است. به همین دلیل، تحقیقات حول تعمیر این قطعات بسیار مورد توجه است (Basak et al., 2016; Henderson et al., 2004). با ظهور فرایندهای ساخت افزایشی همچون بستر پودر^۱ (PBF) و بستر سیال^۲ (DED) در سال‌های اخیر، امکان تعمیر قطعات با ایجاد عیوب کمتر فراهم شد. در غالب تحقیقات، تاکنون، از روش‌های بستر سیال برای فرایندهای تعمیری استفاده شده است که به‌دلیل سهولت فنی کاربرد این روش در بازسازی است (Kang et al., 2014; Rottwinkel et al., 2014). این آسان‌تر بودن عملیاتی فرایند تعمیر به روش بستر سیال باعث شده است تا در تحقیقات به مزایای روش بستر پودر توجه چندانی نشود (Riazi et al., 2024). اهم مزایای روش بستر پودر عبارت است از دقت ابعادی بالا، کیفیت سطحی بهتر، کنترل‌پذیری فرایند بیشتر، ایجاد عیوب و تنش کمتر (Bian et al., 2017). بنابراین، روش بستر پودر، علی‌رغم داشتن مزایای زیاد و فراگیر شدن در فرایندهای ساخت افزایشی برای تولید قطعات با کیفیت بالا، همچنان در فرایندهای با اهداف تعمیراتی با خلأ تحقیقاتی مواجه شده است. علاوه بر این، تولید قطعات سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل به روش‌های ساخت افزایشی به‌دلیل احتمال ایجاد عیوب (از جمله ترک و حفره) با چالش‌هایی روبه‌رو است (Benoit et al., 2021; Carter et al., 2014). بنابراین، دستیابی به قطعات بدون عیب در این فرایندها حائز اهمیت است و لازم است قطعات پس از تولید ارزیابی شوند. در فرایندهای تعمیراتی، عیوب ترک می‌تواند در لایه یا زیرلایه ایجاد شود (Ramakrishnan & Dinda, 2019).

خصوصاً درباره‌ی قطعات به‌کاررفته در پره‌های توربین، که از سوپرآلیاژهای جوش‌ناپذیر هستند، ایجاد عیب ترک در زیرلایه حین فرایندهای تعمیری کاملاً متداول است (Osoba & Amuda, 2014; Ramakrishnan & Dinda, 2019). به همین دلیل، در این مورد، با تدابیری همچون عملیات حرارتی آئیل انحلالی زیرلایه تا حد امکان احتمال ایجاد عیب ترک در فلز پایه کاهش می‌یابد (Henderson et al., 2004). همچنین، با کنترل پارامترهای فرایند، ایجاد عیب ترک در فرایندهای ساخت افزایشی قابلیت پیش‌بینی می‌شود (Riazi et al., 2024). ایجاد حفره از جمله عیوب رایج دیگر حین فرایند ساخت است که شامل دو نوع حفرات باقاعده (کروی) و بی‌قاعده (با شکل هندسی نامنظم) می‌شود (Mostafaei et al., 2023; Yeung et al., 2022). حفرات کروی عمدتاً منشأ گازی دارند و، با کنترل پارامترهای فرایند،

1. Powder bed fusion
2. Directed energy deposition

حکاکی نمونه‌ها توسط محلول Kalling (Khodabakhshi et al., 2018) انجام شد. نمونه‌ها پس از حکاکی نیز توسط میکروسکپ نوری تصویربرداری شدند. سپس، نمونه‌ها مجدداً پولیش و توسط الکتروراش با ولتاژ ۳/۵ ولت به مدت ۵ ثانیه حکاکی شدند. نمونه‌ها توسط میکروسکپ الکترونی Quanta 200 FEG تولید FEI مجهز به طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو X تصویربرداری شدند. از بالاترین لایه‌ی ساخت IN625 تا عمق زمینه‌ی IN738 بررسی‌های نقشه‌ی عنصری و همچنین روبش خطی انجام شد. سپس، در همان مسیر روبش خطی، آزمون ریزسختی تحت بار ۲۰۰ گرم و زمان توقف ۱۵ ثانیه بر روی نمونه‌ها انجام شد (استاندارد ASTM E384-22). به منظور بررسی درصد تغییرات فازها در عملیات حرارتی از نرم‌افزار پردازش تصاویر ImageJ استفاده شد. همچنین، به منظور بررسی‌های آماری برای به دست آوردن روند تغییرات تحت اثر پارامترهای فرایند و رسم به صورت نموداری از ماژول DOE نرم‌افزار Minitab نسخه‌ی ۲۲ استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- عملیات حرارتی برای آماده‌سازی زیرلایه

زیرلایه‌ی IN738LC یک سوپرآلیاژ جوش‌ناپذیر و دارای فازهای رسوبی است. به همین دلیل، در منابع توصیه شده است تا قبل از قرار دادن زیرلایه تحت فرایندهای روکش‌کاری، عملیات حرارتی آئیل انحلالی بر روی زیرلایه انجام شد تا از ایجاد ترک جلوگیری شود (Carter et al., 2012; Henderson et al., 2004). وجود رسوبات به دلیل کاهش جوش‌پذیری زیرلایه باعث ایجاد انواع ترک از جمله ترک‌های پیرکرنتی در آن می‌شوند (قسمت ۲/۲/۳). در تحقیق جاری نیز، پیش از قرار دادن زیرلایه‌ی IN738LC در دستگاه ساخت افزایشی، عملیات آئیل انحلالی کامل به‌علاوه کوئینچ بر روی زیرلایه انجام شد (شکل ۲). طی این عملیات فازهای γ' و کاربیدها، که به‌عنوان شاخص‌ترین فازهای موجود در IN738LC شناخته می‌شوند، تحت تأثیر قرار گرفتند (شکل ۲-الف). کاربیدهای موجود در زیرلایه دو دسته هستند. کاربیدهایی که طی عملیات آئیل حل می‌شوند و دسته‌ای دیگر که غیرقابل حل هستند و، فقط در صورت ذوب شدن سوپرآلیاژ، شروع به حل می‌کنند. به همین دلیل، پس از چهار ساعت قرار گرفتن زیرلایه تحت عملیات آئیل انحلالی همچنان برخی از کاربیدها در ساختار باقی مانده است. مطابق شکل ۲-د، ۲-ه، ۲-ی و ۲-ک، بر اساس محاسبات پردازش تصویری انجام‌شده، حین عملیات آئیل مقدار کاربیدها از ۲/۶۶۸ درصد به ۰/۸ درصد کاهش یافته است. γ' ‌های موجود در زیرلایه قبل از عملیات آئیل عمدتاً به‌صورت ذرات درشت با قطر حدود ۰/۵ تا یک میکرومتر در ساختار زیرلایه قرار دارند (شکل ۲-ب و ۲-ج)، اما پس از عملیات آئیل به‌علاوه کوئینچ، γ' ‌ها عمدتاً در

بستر پودر برای تعمیر قطعات استفاده شده و زوایای گوناگون ایجاب عیوب در این قطعات بررسی شده است. در برخی تحقیقات، ارتباط سختی با غلظت عنصری و روند تغییرات بررسی شده است. در برخی مطالعات نیز، ارتباط اندازه‌ی سلول‌های انجمادی حین ساخت افزایشی با سختی مطالعه شده است. اما تاکنون هم‌زمان تأثیر پارامترهای فرایند در هر دو مورد غلظت عنصری و اندازه‌ی سلول‌های انجمادی در کنار یکدیگر بررسی نشده است. در مطالعه‌ی فعلی، این مورد در اتصال ناهمجنس بین لایه‌ی ساخت افزایشی IN625 و زیرلایه‌ی IN738 بررسی شد. تأثیر پارامترهای فرایند بر امتزاج بین لایه و زیرلایه‌ی ناهمجنس و ارتباط آن با ریزسختی به‌صورت تجربی و محاسباتی ارزیابی شد. همچنین، تأثیر پارامترهای فرایند بر اندازه‌ی سلول‌های انجمادی و، در پی آن، تغییرات گراف ریزسختی مشخص شد. نهایتاً تأثیر هم‌زمان غلظت عنصری و اندازه‌ی سلول‌های انجمادی بر ریزسختی بررسی و رابطه‌ی ریاضیاتی این تغییرات ارائه شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد

یک پره‌ی متحرک کارکرده در ردیف دوم توربین گاز برای تهیه‌ی زیرلایه‌ی IN738LC توسط ماشین تخلیه‌ی الکتریکی برش داده شد. جداسازی از قسمت ریشه‌ی پره‌ی توربین انجام شد. ابعاد قطعه‌ی IN738LC برش‌داده‌شده برابر با $5 \times 20 \times 85 \text{ mm}^3$ است. آنالیز قطعه‌ی IN738LC طبق جدول ۱ است. سپس، قطعه‌ی برش‌داده‌شده برای عملیات آئیل انحلالی با نرخ گرمایش $10^\circ\text{C}/\text{min}$ و خلأ $4 \times 10^{-4} \text{ mbar}$ به دمای 1210°C درجه‌ی سلسیوس رسید و به مدت چهار ساعت در این دما نگهداری شد. پس از باز کردن در کوره، بلافاصله قطعه در آب با دمای محیط کوئینچ شد. سپس، قطعه برای آماده‌سازی سطحی تا سناده‌ی ۲۰۰۰ سنباده‌زنی و بعد از آن پولیش شد (مطابق استاندارد ASTM E3). قطعه به صفحه‌ی ساخت دستگاه ماشین ساخت افزایشی بستر پودر SLM Noura M100¹ جوش داده شد. سطح قطعه توسط الکل ۹۶ درصد شست‌وشو داده شد. با استفاده از ماده‌ی اولیه‌ی مصرفی پودر IN625 با اندازه‌ی ذرات ۱۵ تا $53 \mu\text{m}$ ، فرایند ساخت افزایشی به تعداد چهار لایه با چرخش 67° درجه، فاصله‌ی بین پاس‌ها برابر $56 \mu\text{m}$ و ضخامت لایه‌ی $30 \mu\text{m}$ انجام شد. آنالیز پودر مصرفی و ریخت‌شناسی ذرات طبق جدول ۱ و شکل ۱-الف است. پارامترهای فرایند اعمالی و نقشه‌ی ساخت بر قطعه مطابق شکل ۱-ب و جدول ۲ است. پس از اتمام فرایند ساخت، قطعه مطابق شکل ۱-ج در راستای ساخت برش داده شد. به‌منظور بررسی‌های متالوگرافی، نمونه‌های برش‌خورده سنباده‌زنی پولیش شدند. نمونه‌ها توسط میکروسکپ نوری Axioscope 5/7/Vario تصویربرداری شدند. سپس، عملیات

بزرگ‌نمایی‌های کم یا زیر ذره‌بین قابل مشاهده هستند. به همین دلیل، ابتدا تصاویر میکروسکپ نوری قبل از فرایند حکاکی جمع‌آوری شد (شکل ۳). آنچه در این تصاویر مشاهده می‌شود روند ایجاد عیوب و حذف آن‌ها وابسته به تغییر پارامترهای سرعت روبش و توان است. دو نوع عیب حفره و ترک در این تصاویر مشهود است. حفرات به دو شکل کروی (شکل ۳-الف) یا اشکال بی‌قاعده (شکل ۳-ب) در نمونه‌ها ایجاد شده‌اند. همچنین، مشاهده می‌شود که کاربیدها تشخیص محل فصل مشترک زیرلایه IN738LC و لایه‌ی ساخت IN625 را آسان می‌سازند (شکل ۳-د).

در واقع، این محل جایی است که آخرین نقاط از زیرلایه را پرتولیزر ذوب کرده است. این فصل مشترک محل شروع بیشتر عیب‌های موجود در قطعات ساخته شده است. برای پی بردن به دلیل ایجاد عیوب و صحت روندهای مشاهده‌شده، لازم است تعداد نمونه‌های بیشتری با دقت بیشتر بررسی شوند. برای مشخص شدن بهتر فصل مشترک بین لایه و زیرلایه، تصاویر بعد از حکاکی جمع‌آوری شدند (شکل ۴).

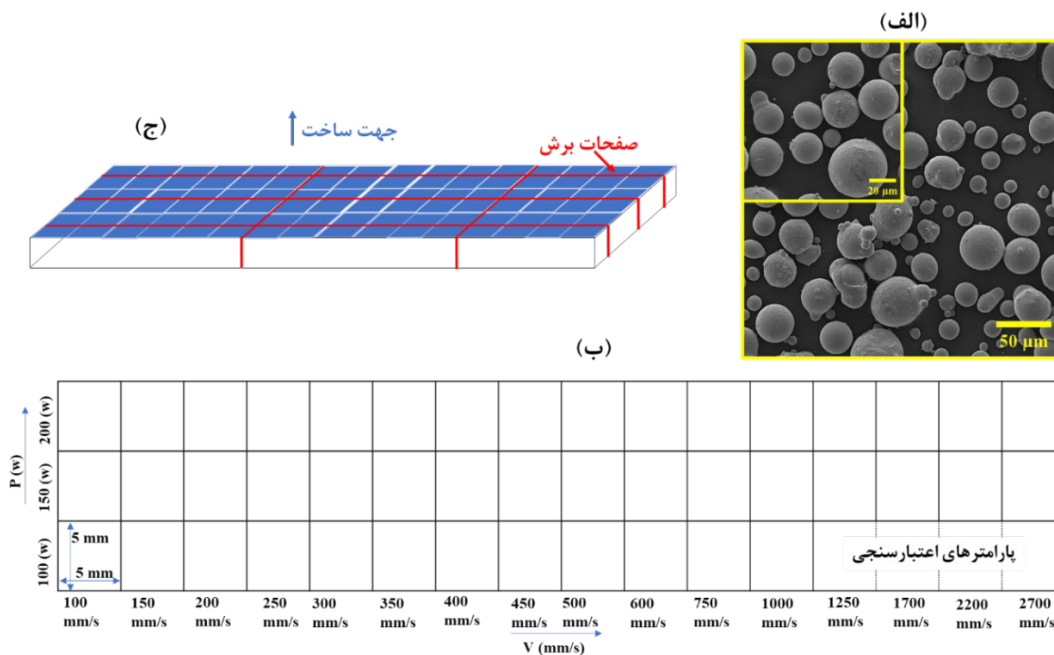
ساختار حل شده و به‌صورت ذرات ریز درون ساختار پراکنده شده‌اند (Dastgerdi et al., 2021). در حالت کلی، پس از عملیات آنیل، تمامی لایه‌ها تغییر شکل یافته‌اند. فقط لایه‌هایی که حین کارکرد پره‌ی توربین به حالت هشت‌وجهی مرحله‌ی دوم تغییر شکل یافته‌اند طی عملیات آنیل به‌علاوه‌ی کوئنچ نیز به همان شکل باقی می‌مانند (شکل ۲-ح و ۲-ط). در مرحله‌ی پس از کوئنچ، در بزرگ‌نمایی‌های بالاتر، شکل دیگری از لایه‌های ریز قابل مشاهده است (شکل ۲-و و ۲-ز). تشخیص صحیح اینکه این لایه‌های ریز بقایای لایه‌های مرحله‌ی قبل از آنیل هستند یا حین فرایند خروج از کوره‌ی آنیل تا قبل از کوئنچ تشکیل شده‌اند به‌آسانی امکان‌پذیر نیست. در حالت کلی همواره حین خروج از کوره تا رسیدن به دمای محیط، هر چقدر هم که این فرایند سریع رخ دهد، مقداری لایه در ساختارهای آنیل شده رسوب می‌کند (Shajari et al., 2021).

۳-۲- عیوب ترک و حفره

عیوب به دلیل کوچک بودن ابعادی عمدتاً در زیر میکروسکپ با

جدول ۱. ترکیب شیمیایی زیرلایه‌ی IN738LC و پودر ساخت افزایشی IN625

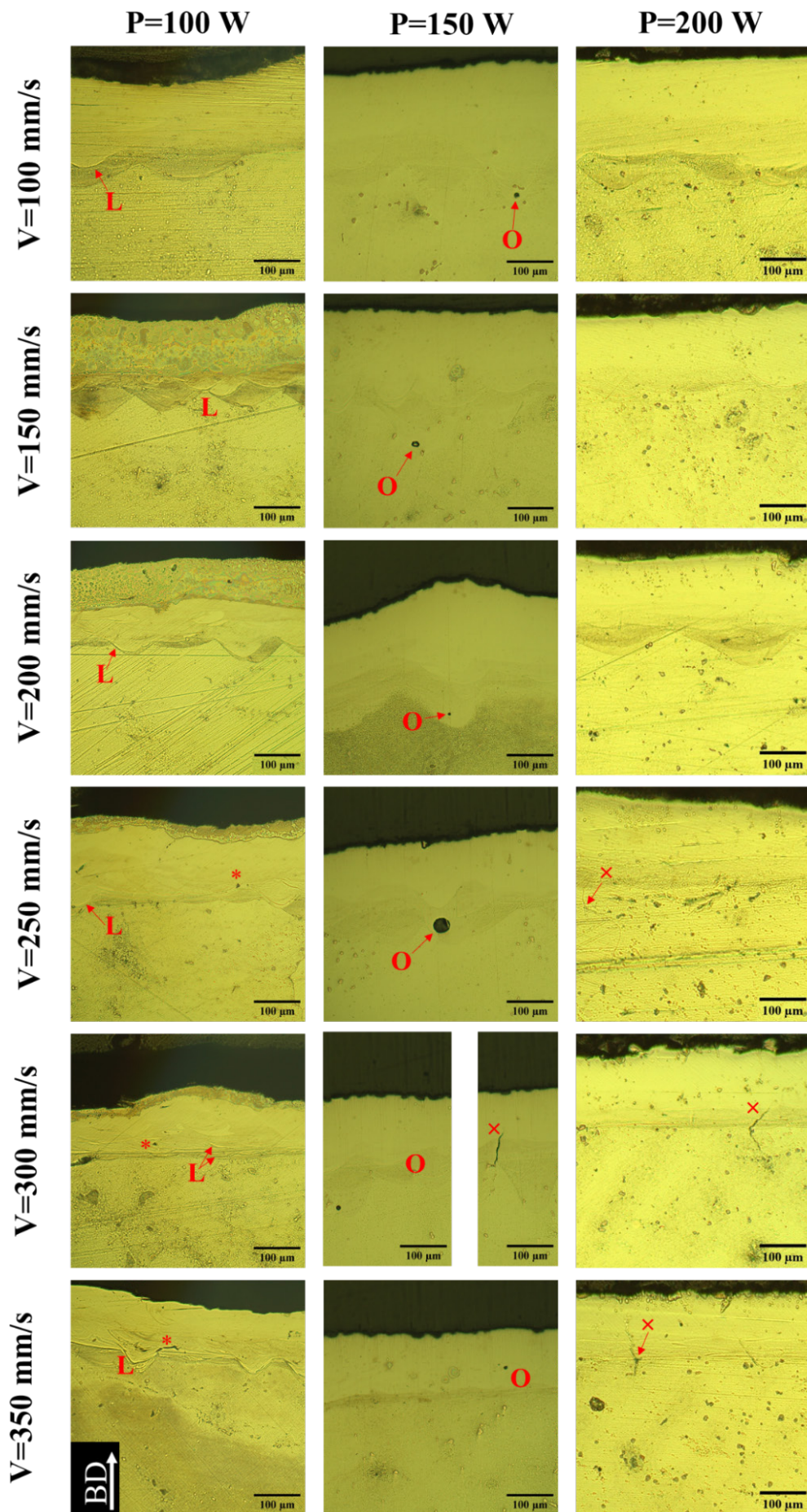
ماده	Ni	C	Cr	Mo	Co	Nb	Ti	Al	Fe	W	Ta	Zr	B
IN738LC	زمینه	۰/۱۱۰	۱۶/۱۲۰	۱/۷۵۰	۸/۹۸۰	۰/۹۵۰	۳/۱۶۰	۳/۲۸۰	-	۳/۰۶۰	۱/۵۳۰	۰/۰۸۰	۰/۰۱۵
IN625	زمینه	۰/۰۵۰	۲۱/۸۶۰	۹/۲۳۰	۱/۰۰۰	۳/۶۸۰	۰/۳۵۰	۰/۲۲۰	۴/۱۱۰	-	-	-	-



شکل ۱. الف) ریخت‌شناسی ذرات پودر IN625، ب) نقشه‌ی ساخت و پارامترهای فرایند اعمالی، ج) صفحات برش برای متالوگرافی قطعات

جدول ۲. بازه‌ی تغییرات پارامترهای فرایند اعمالی در ساخت قطعات

توان لیزر	سرعت روبش	ضخامت لایه	فاصله‌ی خطوط روبش	زاویه‌ی چرخش صفحات
۱۰۰ W	۱۰۰-۱۰۰۰ mm/s	۳۰ μm	۵۶ μm	۶۷ درجه
۱۵۰ W	۱۰۰-۲۷۰۰ mm/s			
۲۰۰ W	۱۰۰-۲۷۰۰ mm/s			



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ نوری قطعات بعد از حکاکی (O نماد حفره‌ی کروی، * حفرات بی‌قاعده، x ترک و L عدم‌امتزاج است).

۳-۲-۱- حفرات

انرژی حدود $0/15 \text{ J/mm}$ نیز همچنان قطعات بدون حفرات بی‌شکل قابلیت تولید دارند. همچنین، عیوب ناشی از عدم امتزاج در قطعات مربوط به توان پایین (۱۰۰ وات) مشاهده می‌شوند که در توان‌های بالاتر، به دلیل ایجاد امتزاج مناسب بین فصل مشترک حوضچه‌ی مذاب با زیرلایه، این عیوب حذف می‌شوند.

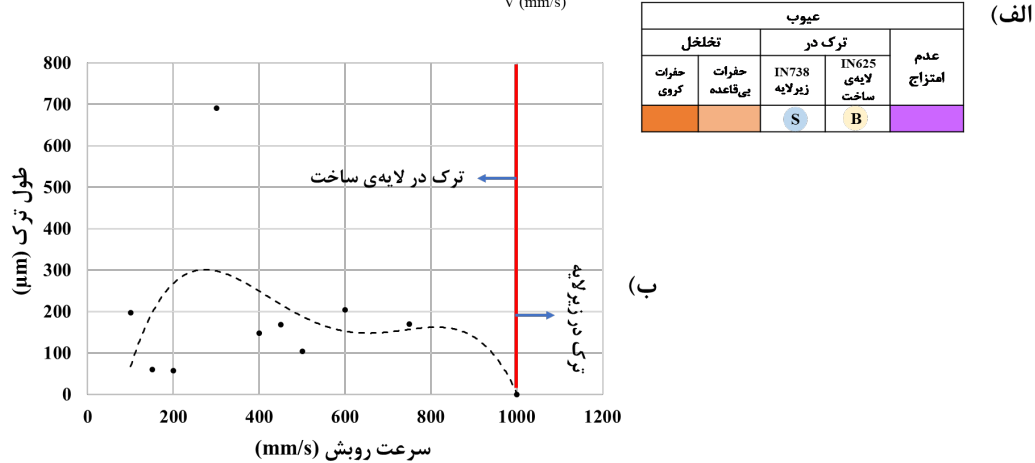
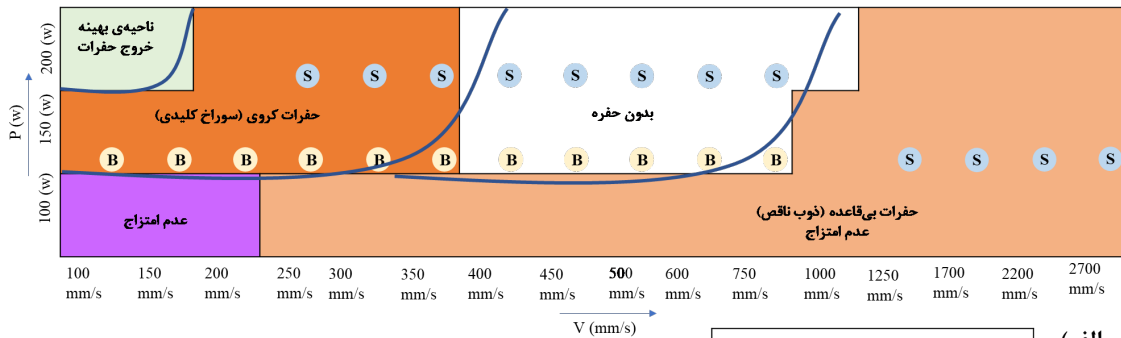
$$H=p/v \quad (2)$$

علی‌رغم انرژی ثابت یا بالاتر در توان‌های بالا و سرعت‌های پایین، حفرات کروی در این نمونه‌ها مشاهده نشد (شکل ۴ نمونه‌های توان ۲۰۰ وات و سرعت‌های ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ میلی‌متر/ثانیه). اگرچه شرایط مذکور احتمال ایجاد سوراخ کلیدی را بیشتر می‌کند، همان‌طور که حجت‌زاده و همکاران (Hojjatzadeh et al., 2019) اشاره کردند، شکل حوضچه نیز در این شرایط تغییر می‌کند. مشاهده نشدن حفرات کروی در توان بالا و سرعت پایین به دلیل پهن‌تر و کم‌عمق شدن حوضچه‌ی مذاب است. نسبت پهن‌ها به عمق حوضچه (w/d) وابسته به پارامترهای فرایند است (Montero-Sistiaga et al., 2019; Qi et al., 2017). طرحواری این تغییرات در شکل ۶ رسم شده است. کاهش نسبت پهن‌ها به عمق حوضچه بر اثر افزایش سرعت به دلیل کاهش زمان تعامل لیزر با زیرلایه است. در سرعت‌های بالاتر، به دلیل فرصت کمتر برای انتقال حرارت، مسیر انتقال گرما به سمت عمق زیرلایه است؛ زیرا عمق زیرلایه در مقایسه با سطح اطراف محل تحت تابش لیزر در دماهای پایین‌تری قرار دارد. در واقع، لبه‌های جانبی حوضچه‌ی مذاب، که با سطح جانبی زیرلایه در تماس هستند، به سرعت سرد می‌شوند، اما حرارت در عمق حوضچه‌ی مذاب همچنان باقی مانده است. در بعضی موارد نیز، فشار ریکویل و همرفت مارانگونی موجب افزایش عمق حوضچه می‌شوند. همرفت مارانگونی در سرعت‌های بالا ناشی از گرادیان حرارتی ایجادشده و در نتیجه انتقال مذاب داغ به قسمت‌های پایینی است (Ahsan & Ladani, 2020; Ur Rehman et al., 2021). بر اثر افزایش توان نیز، انرژی ورودی به حوضچه‌ی مذاب افزایش می‌یابد. از طرفی، سطح بالایی در تماس با پرتو لیزر از یک سمت با بستر پودر در تماس است و انتقال حرارت آن از فلز زیرلایه کمتر است. بنابراین، انرژی بالاتر ورودی به حوضچه‌ی مذاب موجب پهن شدن حوضچه‌ی مذاب می‌شود. پهن‌تر شدن حوضچه‌ی مذاب باعث می‌شود حفرات گازی تشکیل شده به دلیل تبخیر جزئی مذاب، پیش از انجماد لایه‌های بالایی، از حوضچه خارج شوند. در این موارد، از افزایش یا کاهش حجم حوضچه‌ی مذاب بر اثر افزایش انرژی ورودی صرف‌نظر شده است. بنابراین، منظور از پهن‌تر شدن حوضچه‌ی مذاب یا عمیق‌تر شدن آن افزایش یا کاهش نسبت w/d است که در نمای ظاهری باعث پهن یا عمیق به نظر رسیدن می‌شود (Huynh et al., 2022; Soffel et al., 2021).

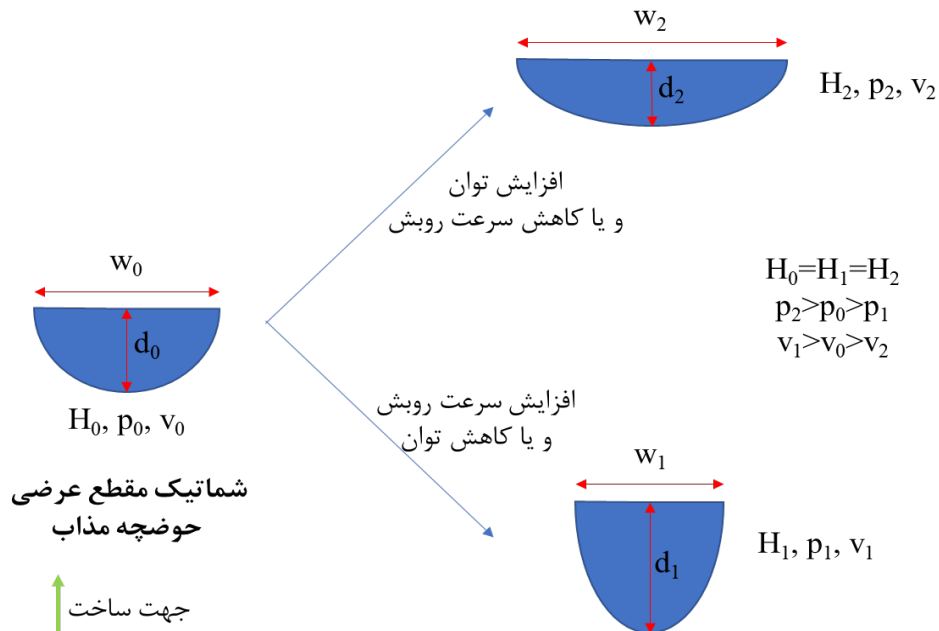
از جمله عیوب قابل مشاهده در تصاویر قبل (شکل ۳) و بعد از حکاکی (شکل ۴) حفرات هستند. حفرات به‌طور کلی به دو دسته‌ی حفرات کروی و شکل هندسی بی‌قاعده تقسیم می‌شوند. دسته‌ی اول حفرات کروی هستند که منشأ گازی دارند. این گاز ممکن است ناشی از تبخیر مذاب یا عناصر فرّار حین افزایش دمای حوضچه‌ی مذاب باشد. گفتمی است که دلایل دیگری نیز همچون انتقال هوای حبس شده از پودر تولیدشده به روش نامناسب به بستر پودر یا ناپایداری حوضچه‌ی مذاب نیز وجود داشته باشند. در تحقیق حاضر، فرایند به‌نحوی کنترل شده است که فقط افزایش دمای حوضچه و، در پی آن، تبخیر مذاب به تشکیل حفرات کروی منجر شوند. دسته‌ی دوم حفرات دارای شکل هندسی بی‌قاعده هستند که این شکل به دلیل ذوب ناقص بستر پودر و عدم اتصال کافی بین ذرات پودر به وجود آمده است. مطابق شکل ۳، حفرات با شکل باقاعده در قسمت‌های انتهایی حوضچه‌ی مذاب تشکیل می‌شوند. در منابع ذکر شده است که حفرات سوراخ کلیدی عمدتاً در انتهای حوضچه‌ی مذاب تشکیل می‌شوند. در واقع، قسمتی از حوضچه‌ی مذاب، که از محل تابش لیزر دورتر است، به دلیل انباشت حرارت در لبه‌ی فرّار، مستعد تجمع حفرات سوراخ کلیدی بیشتری است (Qi et al., 2017). همچنین، حین تشکیل این حفرات، گاهی به دلیل ایجاد فشار ریکویل، مذاب داغ به نواحی دورتری فرستاده می‌شود و باعث افزایش ناگهانی عمق حوضچه‌ی مذاب در محل ایجاد آن‌ها می‌شود. اما حفرات باشکل بی‌قاعده، که از ذوب ناقص پودر به وجود می‌آیند، می‌توانند در قسمت‌هایی که تجمع حرارتی کمتری دارد و سریع‌تر سرد می‌شود شکل گیرند. به همین دلیل، محل و شکل حفرات باقاعده و بی‌قاعده با هم تفاوت دارند. برای حذف حفرات بی‌قاعده می‌توان با ایجاد اتصال کافی در بستر پودر از طریق افزایش دمای حوضچه‌ی مذاب اقدام کرد. به همین دلیل، مشاهده می‌شود که در قطعات ساخته شده با چگالی انرژی حوضچه‌ی بالاتر این عیوب حذف می‌شود (شکل ۵). انرژی ورودی به حوضچه‌ی مذاب (E) از طریق رابطه‌ی ۱ قابل اندازه‌گیری است (Badrossamay et al., 2022).

$$E=p/vth \quad (1)$$

در این رابطه، p نماد توان لیزر بر حسب وات، v نماد سرعت روبش بر حسب میلی‌متر/ثانیه، t نماد ضخامت لایه‌ی پودر بر حسب میلی‌متر و h نماد فاصله‌ی بین خطوط روبش بر حسب میلی‌متر است. از آنجاکه در تحقیق حاضر پارامترهای t و h ثابت هستند، برای ساده‌تر شدن محاسبات طبق رابطه‌ی ۱ از گرمای ورودی خطی (H) بر حسب J/mm استفاده شد (DebRoy et al., 2018). در نمونه‌های به‌دست آمده مشاهده شد که، در انرژی‌های H بالاتر از حدود $0/2 \text{ J/mm}$ ، حفرات ذوب ناقص ایجاد نمی‌شود. شایان ذکر است که در توان‌های بالاتر تا



شکل ۵. الف) محدوده‌ی تشکیل عیوب و محل نموداری انواع حفرات، ب) محل تغییرات طول ترک در واحد سطح (سطح تمام نمونه‌ها برابر با $۵ \times ۱۲ \text{ mm}^2$)، طول ترک در زیرلایه وابسته به اندازه‌ی زیرلایه است و به همین دلیل نمودار آن رسم نشد.



شکل ۶. طرحواره‌ی تغییر شکل حوضچه‌ی مذاب تحت اثر افزایش سرعت روبش یا کاهش توان، که هر دو به افزایش نسبت عمق به پهنای حوضچه‌ی مذاب (w/d) منجر می‌شوند (P نماد توان لیزر، v نماد سرعت روبش و H نماد گرمای ورودی خطی است).

فازها بر اثر تابش باریکه‌ی پرتو لیزر سریع‌تر از ساختار ماده ذوب می‌شوند. به دلیل بیشتر بودن عناصر فرّار این فازها نسبت به فاز زمینه، در صورت افزایش ناگهانی دمای حوضچه‌ی مذاب، احتمال ایجاد حفرات ناشی از تبخیر افزایش می‌یابد.

تأثیر دیگر عملیات حرارتی زیرلایه (زیرعنوان ۳-۱) در همگن‌سازی ساختار است. افزایش میزان رسوبات با دمای ذوب پایین همچون آنها باعث افزایش موضعی عناصر زودذوب و فرار همچون آلومینیم در محل حضور رسوبات می‌شوند (Ramakrishnan & Dinda, 2019). این

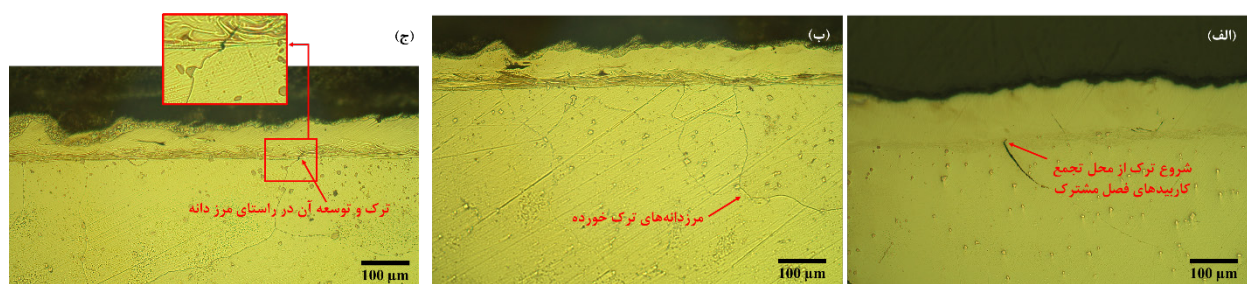
۳-۲-۲- عیب ترک

ذکر شد، در سرعت‌های بالا حوضچه‌ی مذاب عمیق‌تر و باریک‌تر می‌شود. بنابراین، عمق حوضچه‌ی مذاب بیشتر شده است و نوعی گرادیان حرارتی در آن شکل می‌گیرد. زیرلایه در این مطالعه همواره در فاز جامد قرار دارد و، از میان دو سازوکار ممکن ترک در فاز جامد، ترک شیب مومسانی احتمال بیشتری دارد؛ زیرا ترک شیب مومسانی به دلیل کاهش تحمل تغییر شکل پلاستیک در محدوده‌ی دمایی نزدیک به زیر ۹۰ درصد دمای منحنی انجماد^۱ رخ می‌دهد. درحالی‌که ترک پیرکرنتی در محدوده‌ی دمایی تشکیل فاز ۷ شکل می‌گیرد که دمای پایین‌تری از محدوده‌ی دمایی ترک‌های شیب مومسانی دارد. دمای شکل‌گیری ترک مومسانی در دماهای نزدیک به دمای منحنی انجماد است که این شرایط در اطراف منطقه‌ی تحت‌تأثیر حرارت (HAZ) فراهم است. همچنین، سازوکار اولیه در ترک‌های شیب مومسانی سازوکار لغزش مرزخانه است (Caruso & Frame, 2024) که موجب امتداد این ترک‌ها در راستای جوش‌ناپذیر در حالت کلی مطابق موارد زیر است:

• گرادیان شدید حرارتی و تنش پسماند ایجادشده

بر اثر تابش لیزر، گرمایش و سرمایش‌های شدید و موضعی درون زیرلایه شکل می‌گیرد که به ایجاد شیب تند حرارتی منجر می‌شود. این پدیده به تشکیل تنش پسماند شدید در قسمت ذوب و HAZ منجر می‌شود. در ادامه، تنش پسماند ایجادشده به تغییر شکل موضعی درون زیرلایه منجر می‌شود که از تنش و کرنش قابل‌تحمل برای زیرلایه بیشتر است و به ایجاد ترک منجر می‌شود. به همین دلیل، برخی منابع ادبیات حاضر ساخت افزایشی امکان ساخت بدون ترک برای سوپرآلیاژهای جوش‌ناپذیر همچون IN738 را فقط در صورت ایجاد پیش‌گرم و پس‌گرم عملی می‌دانند. برای ایجاد پیش‌گرم و پس‌گرم، هم زیرلایه و هم محفظه‌ی پودر و تجهیزات ماشین ساخت افزایشی، بسته به قابلیت و توانایی‌های ممکن تعبیه‌شده در سیستم گرم می‌شوند (Bian et al., 2017). کرنش‌های ایجادشده در پی گرادیان‌های متعدد حرارتی شرایط را برای ایجاد ترک‌های شیب مومسانی فراهم می‌سازند (Frame, 2024).

در تصاویر بعد از حکاکی (شکل‌های ۴ و ۷) مشاهده شد که محل شکل‌گیری اولیه‌ی عیب ترک در حوضچه‌های مذاب یا نواحی مماس بر حوضچه است. از کنار هم قرار دادن تصاویر قطعات، مشاهده شد روند ایجاد شکل‌گیری ترک‌ها قابل‌پیش‌بینی است. در واقع، ایجاد ترک‌ها به پارامترهای فرایند وابسته است. به‌نحوی که در توان پایین (۱۰۰ وات) در هیچ‌یک از نمونه‌ها ترکی ایجاد نشد. اما با افزایش توان به ۱۵۰ و ۲۰۰ وات برخی نمونه‌ها دچار ترک شدند. در توان ۱۵۰ وات، به‌جز نمونه‌ی مربوط به سرعت ۱۰۰۰ متری/ثانیه، باقی نمونه‌ها در فصل مشترک دچار ترک شده و ترک در لایه‌ی ساخت یا زیرلایه توسعه یافته است. انواع ترک در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل از لحاظ سازوکار تشکیل به دو دسته تقسیم می‌شوند. یک دسته ترک‌هایی هستند که در حضور فاز مذاب تشکیل می‌شوند و خود شامل دو نوع ترک انجمادی و ترک مایع می‌شوند. دسته‌ی دیگر ترک‌هایی هستند که در حالت جامد تشکیل می‌شوند و خود شامل دو نوع ترک شیب مومسانی و ترک پیرکرنتی می‌شوند (Chauvet et al., 2018). در سرعت‌های روبش پایین‌تر از ۱۰۰۰ متری/ثانیه، ترک در لایه‌ی ساخت رخ داده است. از میان دو سازوکار ذکرشده ترک‌های ممکن در حضور فاز مذاب، ترک انجمادی احتمال بالاتری دارد. ترک مایع عمدتاً در فرایندهای گرمایش و به‌دلیل ذوب شدن سریع فازهایی همچون یوتکتیک است، که در شرایط این مطالعه چندان فرصت تشکیل ندارند. اما ترک انجمادی حین منجمد شدن و عدم ذوب‌رسانی مناسب به قسمت‌های جامدشده تشکیل می‌شود که با شرایط این مطالعه همخوانی دارد. از سرعت روبش ۱۰۰۰ متری/ثانیه به بالاتر، دیگر در لایه‌ی ساخت ترکی وجود ندارد (شکل ۵). این نبود ترک‌های وابسته به فاز مایع (ترک‌های انجمادی) در سرعت‌های روبش بالا می‌تواند به دلیل افزایش سرعت انجماد در این شرایط باشد. در واقع، زیرلایه به‌صورت مبرد انجمادی عمل می‌کند و باعث می‌شود مذاب در بالاترین قسمت قرار گیرد و قسمت‌های متصل به زیرلایه بلافاصله با مذاب موجود و در دسترس بالایی تغذیه شوند. در توان ۱۵۰ وات در سرعت‌های بالاتر از ۱۲۵۰ متری/ثانیه و در توان ۲۰۰ وات در سرعت‌های بالاتر از ۲۵۰ متری/ثانیه، ترک در زیرلایه IN738LC توسعه می‌یابد. آن‌طور که قبلاً



• وجود فازهای ترد و رسوبات

$$\phi = \text{Ni} + 0.65\text{Cr} + 0.98\text{Mo} + 1.05\text{Mn} + 0.35\text{Si} + 12.6\text{C} - 6.36\text{Al} + 3.80\text{B} + 0.01\text{Co} + 0.26\text{Fe} + 7.06\text{Hf} + 1.20\text{Nb} + 4.95\text{Ta} + 5.78\text{Ti} + 2.88\text{W} \quad (3)$$

در این رابطه، ϕ نماد درصد وزنی نیکل معادل است. اطلاعات سایر عناصر نیز بر حسب درصد وزنی است.

با قرار دادن مقدار ϕ از رابطه‌ی ۳، مقدار ریزسختی بر حسب ویکرز (HV) طبق رابطه‌ی ۴ به دست می‌آید. تطابق داده‌ها در این مورد با نمودار آزمایش‌های انجام‌شده دارای $R^2 = 0.8951$ گزارش شده است.

$$\text{HV} = 14.93 \phi - 860.2 \quad (4)$$

برای بررسی صحت رابطه‌های ۳ و ۴، تغییرات غلظت عنصری هر نمونه از سطح لایه‌ی ساخت افزایشی IN625 به سمت عمق زیرلایه IN738LC مطابق شکل ۸ ارزیابی شد. اطلاعات تغییرات غلظت عناصر Ni، Cr، Mo، Al، Nb، Ti و W در فصل مشترک برای پارامترهای توان و سرعت مختلف توسط EDS جمع‌آوری شد. اطلاعات سایر عناصر ثابت در نظر گرفته شد. با قرار دادن این تغییرات در رابطه‌های ۳ و ۴، اطلاعات مقادیر ریزسختی مطابق نمودارهای آبی رسم‌شده در شکل ۹ است. میزان ریزسختی از سطح لایه‌ی IN625 به سمت عمق زیرلایه‌ی IN738LC طبق آزمایش سختی سنجی به دست آمد (جدول ۳). ریزسختی تجربی در فصل مشترک بین لایه و زیرلایه (اردیف مشخص شده با ستاره در جدول ۳) مطابق نمودارهای نارنجی در شکل ۹ است.

اگرچه پراکندگی داده‌های تخمینی حاصل از تغییرات غلظت عنصری زیاد است و موجب کاهش مقدار R^2 شده است، مطابقت خوبی بین روند تغییرات در خطوط برازش‌شده با داده‌های تجربی وجود دارد. پراکندگی داده‌ها و فاصله‌ی زیاد آن‌ها از خط برازش‌شده بر اثر تغییرات غلظت عنصری در نقاط مختلف به دلیل جدایش‌های عنصری برخی عناصر خاص است. این امر به تغییرات داده‌های حاصل از EDS در نقطه‌ی روبش منجر شده است. آنچه از مقایسه‌ی نمودارهای سه توان مشاهده می‌شود افزایش سرعت روبش به افزایش ϕ در محل فصل مشترک منجر در واقع، افزایش سرعت روبش به افزایش ϕ در محل فصل مشترک شده است. دلایل افزایش غلظت عناصر (متعاقباً افزایش ϕ) در فصل مشترک تحت‌تأثیر افزایش سرعت روبش در مطالعه‌ی دیگری از نویسندگان حاضر گزارش شده است (Riazi et al., 2025).

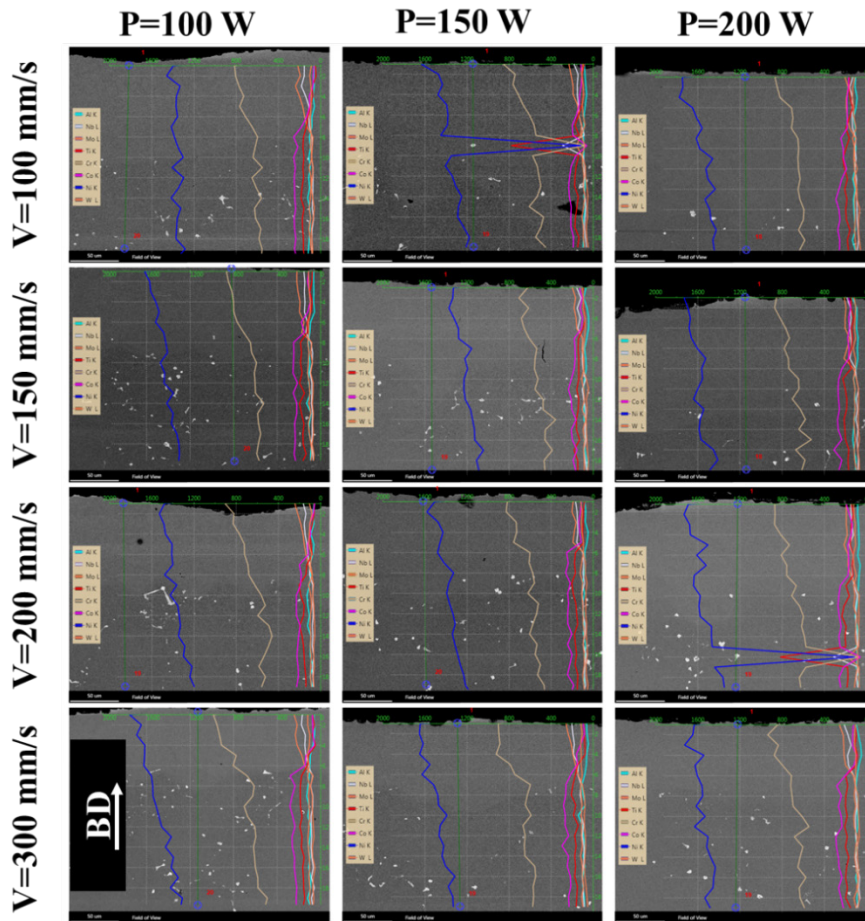
در نمودارهای شکل ۹ مشاهده می‌شود که مطابقت خوبی بین روند تغییرات ریزسختی طبق پیش‌بینی محاسبات و داده‌های آزمون تجربی وجود دارد. مقادیر تجربی به‌دست‌آمده در این مطالعه با سایر مطالعات و آزمون‌های تجربی همچون مطالعه‌ی فنگ و همکاران (Feng et al., 2017) نزدیکی و مطابقت دارد. اگرچه روند تغییرات تطابق خوبی دارد، مقادیر داده‌های تجربی و محاسباتی با یکدیگر اختلاف زیادی دارند.

در عمل، وجود فازهای ثانویه شامل کاربیدها و γ' ها در ساختار IN738LC برای حفظ خواص دمای بالا الزامی است. اگرچه کاربیدها موجب استحکام‌بخشی به IN738LC در دماهای بالا می‌شوند، در فرایندهای ذوب موضعی با لیزر می‌توانند به‌عنوان محل ترک عمل کنند. این فازها به دلیل نداشتن توان تغییرشکل در هنگام مواجهه با تنش به‌عنوان محل تمرکز تنش‌ها عمل می‌کنند. این فازهای بین‌فلزی همچون فلزات قابلیت انبساط ندارند و، به همین دلیل، فصل مشترک فاز و زمینه در تغییرات حرارتی و انبساطی به‌عنوان منشأ ترک عمل می‌کنند (Bridges & Shingledecker, 2025; Danis et al., 2010).

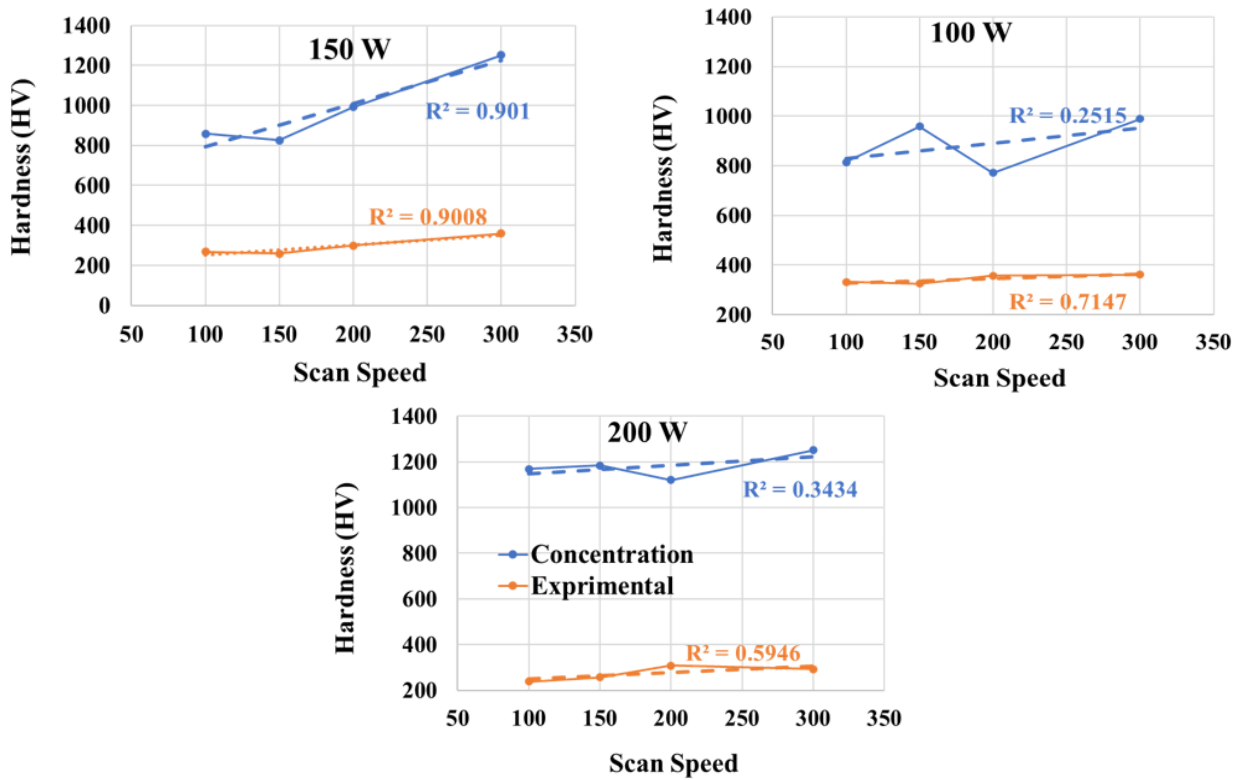
همچنین، در بسیاری از موارد، این فازها به‌صورت بلوکی و لوزی درون ساختار قرار دارند که زاویه‌های تند رئوس لوزی موجب افزایش تمرکز تنش در اطراف آن‌ها می‌شود (Riazi et al., 2024). حین فرایند تماس با لیزر، تنش‌های وارده در ساختار ناشی از دو نوع تنش حرارتی و تنش پسماند ناشی از آن است. تنش‌های حرارتی در ابتدا ناشی از گرادیان حرارتی ایجادشده در نقاط مختلف ساختار هستند (Weng & Tsai, 2014; Zhou et al., 2023). در ادامه، ایجاد تنش‌های باقی‌مانده در قطعه به دلیل انقباض و انبساط‌های پی‌درپی موجب ایجاد تنش در ساختار می‌شود. در فرایندهای ساخت افزایشی لیزری معمولاً، به دلیل سرعت بالای انجام، کاربیدهای جدید فرصت رشد نمی‌یابند. این مورد در بعضی مواقع از مزایای ساخت افزایشی نیز در نظر گرفته می‌شود (Bian et al., 2017). اما وجود کاربیدهای موجود در زیرلایه همچنان احتمال ایجاد ترک را بالا می‌برد (Carter et al., 2012; Henderson et al., 2004). بنابراین، استفاده از زیرلایه‌ی آنبیل‌شده که تا حد ممکن کاربیدهای قابل‌انحلال را کاهش داده است توصیه می‌شود. همچنین، γ' ها نیز اگرچه به حفظ استحکام ساختار در دماهای بالا کمک می‌کنند، داکتیلیته‌ی ساختار را کاهش می‌دهند. به همین دلیل، با سازوکار مشابه آنچه در باره‌ی کاربیدها ذکر شد، در مواجهه با تنش‌های وارده به‌عنوان محل جوانه‌زنی ترک‌ها عمل می‌کنند. همچنین، با توجه به سرعت بیشتر ذوب شدن γ' ها از فاز زمینه‌ی γ ، مشکلاتی حین گرمایش سریع این فازها در منطقه‌ی HAZ ایجاد می‌شود (Ramakrishnan & Dinda, 2019).

۳-۳- خواص مکانیکی متأثر از غلظت عنصری و اندازه‌ی سلول‌های انجمادی

غلظت عناصر در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل بر خواص ریزسختی اثر می‌گذارد. رابطه‌ی ۳ را دیروی و همکاران (DebRoy et al., 2018) در این خصوص ارائه کرده‌اند.



شکل ۸. تغییرات غلظت عنصری با استفاده از روبش خطی نمونه‌های ساخته‌شده با توان و سرعت روبش متفاوت



شکل ۹. تغییرات میکروسختی فصل مشترک در سرعت روبش و توان لیزر، نمودار آزمایش تجربی (نارنجی-خط پایین)، محاسبات حاصل از تغییرات غلظت عنصری (آبی)

جدول ۳. سختی اندازه‌گیری شده به صورت تجربی، ردیف مشخص شده با * یا رنگ زرد مربوط به اطلاعات سختی فصل مشترک است.

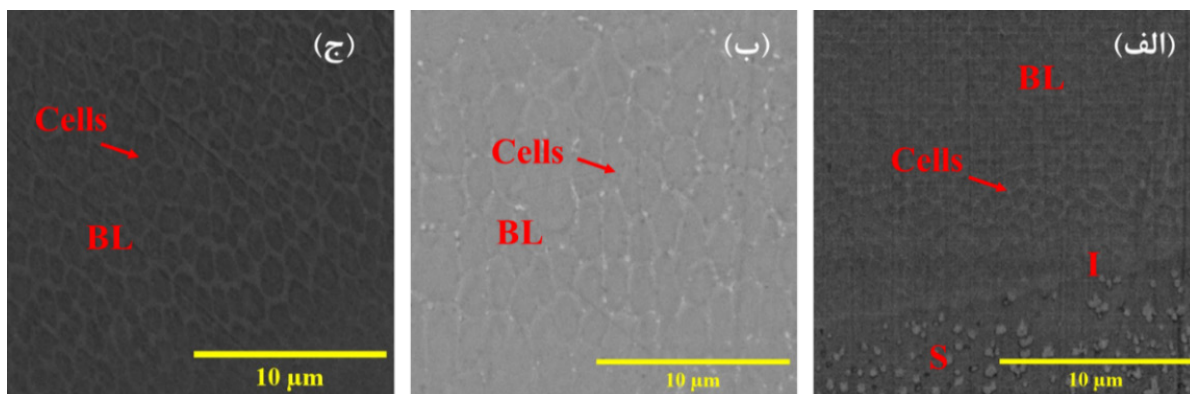
p = ۲۰۰ W				p = ۱۵۰ W				p = ۱۰۰ W				ریزسختی (HV0.2)
۳۰۰ mm/s	۲۰۰ mm/s	۱۵۰ mm/s	۱۰۰ mm/s	۳۰۰ mm/s	۲۰۰ mm/s	۱۵۰ mm/s	۱۰۰ mm/s	۳۰۰ mm/s	۲۰۰ mm/s	۱۵۰ mm/s	۱۰۰ mm/s	سرعت رویش عمق (µm)
۲۷۲	۲۸۹	۲۱۲	۳۱۲	۳۰۲	۲۷۱	۲۹۰	۲۶۶	۳۲۵	۳۴۸	۳۰۰	۲۸۲	۵۰
۲۷۶	۲۳۲	۲۱۵	۳۲۸	۲۷۳	۳۰۳	۲۹۰	۲۵۵	۳۳۹	۳۶۲	۳۰۸	۳۲۰	۸۰
۲۹۳	۳۰۸	۲۵۶	۲۳۸	۳۵۹	۲۹۹	۲۶۰	۲۶۸	۳۶۲	۳۵۷	۳۲۵	۳۳۲	۱۲۰
۳۰۷*	۴۱۱*	۳۸۷*	۴۲۳*	۳۵۲*	۳۳۵*	۲۷۴*	۳۳۲*	۴۴۱*	۳۶۱*	۲۷۱*	۳۹۶*	۱۷۰*
۴۰۷	۳۸۰	۲۹۳	۳۳۲	۴۱۹	۳۵۹	۴۰۳	۳۱۸	۴۲۵	۳۳۳	۳۱۳	۳۷۲	۲۲۰
۴۱۳	۴۶۳	۴۰۱	۳۴۳	۴۲۳	۳۷۲	۳۶۸	۳۳۲	۴۲۴	۴۰۵	۳۶۸	۳۹۲	۲۷۰
۴۱۳	۴۱۸	۴۲۴	۳۴۵	۴۲۵	۳۱۸	۳۷۰	۳۶۴	۴۹۰	۳۸۷	۴۰۳	۳۴۱	۳۲۰
۴۱۵	۴۱۸	۴۱۱	۳۹۸	۴۲۳	۳۱۱	۳۲۶	۴۱۵	۴۱۳	۳۸۷	۳۸۴	۳۸۷	۳۹۰

افزایش توان از ۱۰۰ به ۱۵۰ وات، اندازه‌ی سلول‌ها تغییر دوبرابری داشته است، اما در تغییرات توان بین ۱۵۰ تا ۲۰۰ وات این اندازه تقریباً ثابت است. انتظار می‌رود، همان‌طور که توچو و همکاران (Tucho et al., 2017) ذکر کردند، با کاهش اندازه‌ی سلول‌ها، میزان ریزسختی افزایش یابد. افزایش اندازه‌ی سلول‌ها هنگام افزایش توان از ۱۰۰ به ۱۵۰ وات بر اثر افزایش انرژی حوضچه‌ی مذاب به دلیل دریافت حرارت ورودی ۱/۵ برابری است. باین‌حال، اگرچه در تغییر توان از ۱۵۰ به ۲۰۰ وات نیز حرارت حوضچه‌ی مذاب به میزان ۱/۳۳ برابر افزایش یافته است، اندازه‌ی سلول‌ها ثابت باقی مانده است. این ثابت ماندن اندازه‌ی سلول‌ها به دلیل افزایش سرعت انتقال حرارت در توان ۲۰۰ وات است. حین افزایش توان از ۱۵۰ به ۲۰۰ وات، حوضچه‌ی مذاب از حالت اشکی شکل به حالت بیضوی تبدیل می‌شود (Benoit et al., 2021). طی این تغییر شکل، حوضچه‌ی مذاب پهن‌تر و کم‌عمق‌تر می‌شود (زیرعنوان ۳-۲-۱). این تغییر شکل حوضچه‌ی مذاب باعث تسریع انتقال حرارت در فصل مشترک بین حوضچه و زیرلایه می‌شود و موجب می‌شود حرارت ورودی به حوضچه‌ی مذاب با سرعت بیشتری خارج شود. بنابراین، علی‌رغم افزایش انرژی ورودی به حوضچه‌ی مذاب، همچنان نرخ سرمایش تقریباً ثابت باقی مانده است و به ثابت ماندن اندازه‌ی سلول‌های انجمادی منجر شده است. در واقع، می‌توان بیان کرد که روند تغییرات ریزسختی بر اثر افزایش سرعت با روند حاصل از محاسبات رابطه‌ی ۴ مطابقت دارد. اما این مطابقت در توان ثابت برقرار است و، در صورت افزایش توان، لازم است ضریب اصلاحی برای کاهش مقادیر به دلیل تغییرات اندازه‌ی سلول‌های انجمادی لحاظ شود.

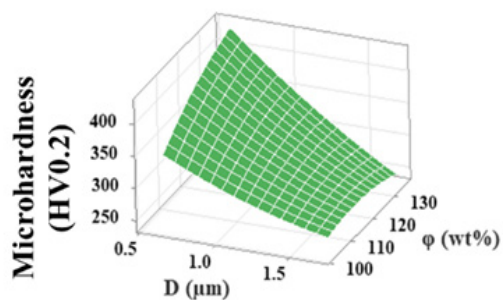
همان‌طور که دیروی و همکاران (DebRoy et al., 2018) پس از ذکر رابطه‌ی ۴ در مطالعه‌ی خود اشاره کردند، پیش‌بینی سختی بر حسب غلظت صرف‌نظر از لحاظ کردن نرخ سرمایش ارائه شده است. بنابراین، در مطالعه‌ی فعلی به این موضوع توجه شد و هر دو متغیر غلظت عنصری و نرخ سرمایش هم‌زمان ارزیابی شدند. در این خصوص، اثر افزایش توان بر غلظت عنصری و نرخ سرمایش بررسی شد. طبق داده‌های غلظت عنصری با افزایش توان ریزسختی افزایش می‌یابد. اما طبق داده‌های تجربی مشاهده می‌شود که ریزسختی با افزایش توان کاهش می‌یابد یا ثابت می‌ماند. این امر نشان می‌دهد که، هنگام افزایش توان کنترل‌کننده، میزان سختی عاملی غیر از غلظت عنصری است. بر این اساس، آنچه در تصاویر SEM مشاهده می‌شود تشکیل سلول‌های انجمادی در حوضچه‌ی مذاب است (شکل ۱۰). این نوع رشد سلولی به دلیل سرعت انجماد بالا در حوضچه‌ی مذاب رخ می‌دهد (Kreitzberg & Brailovski, 2022). مشاهده می‌شود که در این سلول‌ها فقط بازوهای دندردیته‌های اولیه هستند که اضلاع سلول‌ها را می‌سازند و بازوهای دندردیته ثانویه وجود ندارند. درباره‌ی این نوع رشد سلولی با دندردیته‌های اولیه محمدپور و همکاران (Mohammadpour et al., 2024) نیز بحث کرده‌اند. در مطالعه‌ی آن‌ها، جدایش عناصر مولیبدن و نایبوم در اضلاع مشهود است. در تحقیق حاضر نیز، علاوه بر تشکیل بازوهای اولیه، مشاهده می‌شود که حداکثر تجمع در رئوس سلول‌های چندضلعی رخ داده است. در شکل ۱۰، متوسط اندازه‌ی سلول‌های انجمادی در توان‌های ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ وات به ترتیب برابر ۰/۸۵، ۱/۷۰ و ۱/۷۰ میکرومتر است. بنابراین، با

(μm) وابسته است که خود تابعی از پارامترهای فرایند هستند. تطابق داده‌های تجربی با این رابطه، نمودار سطح و کانتور حاصل مطابق شکل ۱۱-الف است. همان‌طور که در شکل ۱۱-ب و ۱۱-ج مشاهده می‌شود، رسیدن به حدود بالایی از ریزسختی از لحاظ نظری زمانی میسر می‌شود که اندازه‌ی سلول‌های انجمادی در حداقل مقدار ممکن و از طرفی غلظت عنصری نیکل معادل در حداکثر مقدار ممکن باشد.

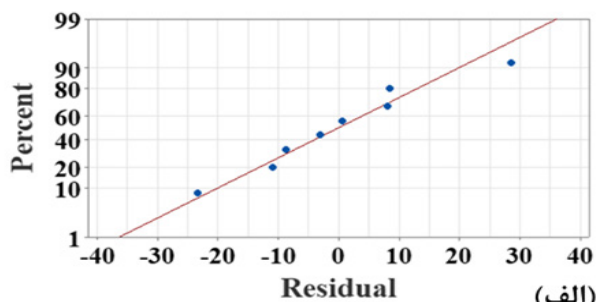
به همین دلیل، اندازه‌ی سلول با استفاده از محاسبات نرم‌افزاری ImageJ و غلظت عنصری نیکل معادل با استفاده از داده‌های EDS و رابطه‌ی ۳ مطابق جدول ۴ استخراج شد. با استفاده از داده‌های جدول‌های ۳ و ۴، میزان ریزسختی بر حسب مؤلفه‌های قطر سلول و غلظت عنصری معادل طبق رابطه‌ی ۵ به دست می‌آید. این رابطه تنها به دو مؤلفه‌ی غلظت عنصری نیکل معادل (ϕ) بر حسب (wt%) و قطر سلول (D) بر حسب



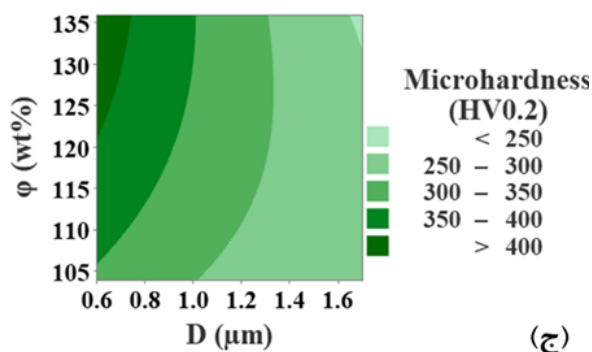
شکل ۱۰. سلول‌های انجمادی در سرعت ۱۰۰ میلی‌متر/ثانیه، توان الف) ۱۰۰ وات، ب) ۱۵۰ وات، ج) ۲۰۰ وات



(ب)



(الف)



(ج)

شکل ۱۱. الف) تطابق داده‌های تجربی با فرمول رابطه‌ی ۵، نمودار ب) سطح و ج) کانتور تغییرات ریزسختی بر حسب اندازه‌ی سلول و غلظت نیکل معادل

جدول ۴. اندازه‌ی سلول و غلظت نیکل معادل (ϕ) هر نمونه‌ی ساخته‌شده با سرعت و توان‌های مختلف

ϕ	قطر سلول (μm)	سرعت	توان
۱۱۲/۱۷	۰/۸۵	۱۰۰	۱۰۰
۱۱۵/۱۵	۱/۷۰	۱۰۰	۱۵۰
۱۱۲/۸۷	۱/۶۰	۱۵۰	۱۵۰
۱۱۸/۷	۱/۰۰	۴۵۰	۱۵۰
۱۰۳/۸۶	۰/۶۰	۶۰۰	۱۵۰
۱۳۵/۹۳	۱/۷۰	۱۰۰	۲۰۰

تشخیص داده شد. سازوکارهای حذف حفرات کروی با تغییر شکل حوضچه‌ی مذاب تحت اثر پارامترهای فرایند بررسی شد. محدوده‌ی انرژی تشکیل عیوب حفرات با شکل بی‌قاعده و همچنین عیوب عدم‌امتزاج در پارامترهای فرایند با گرمای ورودی پایین به حوضچه‌ی مذاب بررسی شد.

تغییرات سختی در سوپرآلیاژها ناشی از تغییرات غلظت عنصری بررسی شد. رابطه‌ی ارائه‌شده در ادبیات منابع ساخت افزایشی برای ارتباط بین غلظت عنصری و سختی با استفاده از بررسی‌های تجربی غلظت عنصری و آزمون‌های ریزسختی صحت‌سنجی شد. مشخص شد، با توجه به اهمیت زیاد نرخ سرمایش در فرایندهای ساخت افزایشی، لازم است تأثیر این مؤلفه در فرمول تغییرات ریزسختی لحاظ شود. نرخ سرمایش نهایتاً در اندازه‌ی سلول‌های انجمادی اثر می‌گذارد. به همین دلیل، با رویکردی نوآورانه، رابطه‌ی اصلاح‌شده در این زمینه، وابسته به هر دو متغیر غلظت عنصری نیکل، معادل و اندازه‌ی سلول‌های انجمادی ارائه شد. همچنین، مشخص شد در محدوده‌ای خاص از پارامترهای فرایند در اتصالات ناهمجنس، با افزایش سرعت روبش، علی‌رغم کاهش انرژی، غلظت عنصری افزایش می‌یابد. در این محدوده، پیش‌بینی روند تغییرات ریزسختی با استفاده از رابطه‌ی تغییرات غلظت عنصری ادبیات مطالعه‌ی حاضر امکان‌پذیر نیست و می‌توان از رابطه‌ی ارائه‌شده در این مطالعه استفاده کرد. بنابراین، استفاده از رابطه‌ی ریاضیاتی ارائه‌شده در این مطالعه دستاورد و نوآوری پژوهشی به شمار می‌رود. این رابطه به‌عنوان رویکردی جدید در برقراری ارتباط بین ریزسختی به‌عنوان تابعی از متغیرهای غلظت عنصری و اندازه‌ی سلول عمل می‌کند.

۵- سپاسگزاری

تشکر و قدردانی خود را از زحمات دکتر یزدان شجری بابت تحلیل برخی مفاهیم و همچنین شرکت مهندسی و ساخت توربین مپنا (نوگا) برای ارائه‌ی خدمات آزمایشگاهی و دستگاه ساخت افزایشی اعلام می‌داریم.

مراجع

- Adegoke, O., Andersson, J., Brodin, H., & Pederson, R. (2020). Influence of Laser Powder Bed Fusion Process Parameters on Voids, Cracks, and Microhardness of Nickel-Based Superalloy Alloy 247LC. *Materials (Basel)*, 13(17), 3770. <https://doi.org/10.3390/ma13173770>
- Ahsan, F., & Ladani, L. (2020). Temperature profile, bead geometry, and elemental evaporation in laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Jom*, 72(1), 429-439. <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03872-3>
- Badrossamay, M., Rezaei, A., Foroozmehr, E., Maleki, A., & Foroozmehr, A. (2022). Effects of increasing powder layer thickness on the microstructure, mechanical properties, and failure mechanism of IN718 superalloy fabricated by laser powder bed fusion. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1-15. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07719-7>

در فرایندهای ساخت افزایشی اتصالات ناهمجنس با افزایش توان نفوذ عنصری از قسمت غنی به قسمت فقیر افزایش می‌یابد. اما از طرفی با افزایش توان عموماً اندازه‌ی سلول نیز افزایش و به همین دلیل ریزسختی کاهش می‌یابد. این افزایش ریزسختی، اگرچه ممکن است خواص مکانیکی را کاهش می‌دهد، در مواردی، به دلیل کاهش احتمال ترک در ساختارهای نرم‌تر احتمال دارد در فرایند کلی مفید واقع شود (Pohl et al., 2021). بنابراین، لازم است در تحقیقات، دو عامل افزایش ریزسختی و ایجاد ترک در ساختار هم‌زمان بررسی شوند. همچنین، شایان ذکر است که افزایش غلظت عنصری نیز می‌تواند به تشدید ترک خوردن حین ساخت منجر شود (Cao et al., 2021; Fan et al., 2023). بنابراین، در اتصالات ناهمجنس که با تجمعات عنصری در محدوده‌ی فصل مشترک مواجه هستند (Cao et al., 2021) باید رخداد افزایش غلظت عنصری نیز در ایجاد ترک‌ها لحاظ و بررسی شود. همچنین، همان‌طور که قبلاً ذکر شد در محدوده‌هایی خاص از پارامترهای فرایند، به‌رغم افزایش سرعت و در پی آن کاهش انرژی ورودی، غلظت و انباشت عنصری در فصل مشترک افزایش می‌یابد. در این موارد، پیش‌بینی ریزسختی با پارامترهای فرایند (سرعت روبش) امکان‌پذیر نیست و به‌جای آن می‌توان از فرمول به‌دست‌آمده در رابطه‌ی ۵ استفاده کرد که به غلظت عنصری و اندازه‌ی سلول وابسته است.

$$\text{Microhardness (HV0.2)} = -697 + 137 D + 16 \varphi + 32D \times D - 0.047 \varphi \times \varphi - 2.8 D \times \varphi \quad (5)$$

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، نحوه‌ی بازسازی زیرلایه‌ی جوش‌ناپذیر سوپرآلیاژ پایه‌ی نیکل بررسی شد. طی این مطالعه، نتایج کلی زیر حاصل شد: مشخص شد عملیات حرارتی آنیل انحلالی در کاهش تعداد و اندازه‌ی فازهای رسوبی زیرلایه از جمله کاربید و γ' مؤثر است و باعث همگن‌سازی ساختار می‌شود. کاهش اندازه و تعداد فازهای رسوبی باعث کاهش احتمال ایجاد عیب ترک در ساختار می‌شود. همچنین، همگن‌سازی ساختار از تجمع برخی عناصر فزّار با دمای ذوب پایین در محدوده‌ای خاص جلوگیری می‌کند و احتمال ایجاد عیوب حفرات ناشی از تبخیر را کاهش می‌دهد.

انواع عیوب ایجادشده حین فرایند لایه‌نشانی ناهمجنس IN625 بر روی زیرلایه‌ی جوش‌ناپذیر IN738LC بررسی شد. شرایط ایجاد عیب ترک بررسی شد و مشخص شد دلایل شکل‌گیری ترک در زیرلایه‌ی جوش‌ناپذیر با لایه‌ی ساخت افزایشی جوش‌پذیر متفاوت است. سازوکارهای ایجاد ترک در زیرلایه با عملیات حرارتی و همگن‌سازی آن کنترل شد. سازوکارهای حذف ترک لایه‌ی ساخت نیز با تغییر پارامترهای فرایند کنترل شد. مشخص شد انواع عیوب حفرات به دو دسته‌ی حفرات کروی و با شکل هندسی بی‌قاعده تقسیم‌بندی می‌شوند. شرایط ایجاد حفرات کروی ناشی از افزایش دمای حوضچه‌ی مذاب و منشأهای گازی

4. Basak, A., Acharya, R., & Das, S. (2016). Additive manufacturing of single-crystal superalloy CMSX-4 through scanning laser epitaxy: computational modeling, experimental process development, and process parameter optimization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(8), 3845-3859. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3571-y>
5. Benoit, M. J., Mazur, M., Easton, M. A., & Brandt, M. (2021). Effect of alloy composition and laser powder bed fusion parameters on the defect formation and mechanical properties of Inconel 625. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 114, 915-927. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-06957-z>
6. Bi, G., & Gasser, A. (2011). Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing. *Physics Procedia*, 12, 402-409. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.051>
7. Bian, L., Shamsaei, N., & Usher, J. M. (2017). *Laser-based additive manufacturing of metal parts: modeling, optimization, and control of mechanical properties*. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781315151441>
8. Bridges, A., & Shingledecker, J. (2025). Creep Deformation and Damage Mechanisms in an Advanced High-Temperature Additively Manufactured Nickel-Base Superalloy. *Jom*, 1-22. <https://doi.org/10.1007/s11837-025-07326-x>
9. Cao, Y., Farouk, N., Taheri, M., Yumashev, A. V., Bozorg, S. F. K., & Ojo, O. O. (2021). Evolution of solidification and microstructure in laser-clad IN625 superalloy powder on GTD-111 superalloy. *Surface and Coatings Technology*, 412, 127010. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127010>
10. Carter, L. N., Attallah, M. M., & Reed, R. C. (2012). Laser powder bed fabrication of nickel-base superalloys: influence of parameters; characterisation, quantification and mitigation of cracking. *Superalloys*, 2012(6), 2826-2834. <https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch64>
11. Carter, L. N., Martin, C., Withers, P. J., & Attallah, M. M. (2014). The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 615, 338-347. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.06.172>
12. Caruso, M., & Frame, L. (2024). Ductility dip cracking mechanisms and characterization: a review. *Journal of Materials Science*, 59(36), 16789-16814. <https://doi.org/10.1007/s10853-024-10112-w>
13. Chauvet, E., Kontis, P., Jägler, E. A., Gault, B., Raabe, D., Tassin, C., Blandin, J.-J., Dendievel, R., Vayre, B., & Abed, S. (2018). Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron Beam Melting. *Acta Materialia*, 142, 82-94. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.047>
14. Danis, Y., Lacoste, E., & Arvieu, C. (2010). Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding: Prediction of residual stress induced cracking. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(14), 2053-2061. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.027>
15. Dastgerdi, H. Z., Habib Shabani, A., Shajari Yazdan, Y., & Samiei. (2021). Effect of cooling rate on complete dissolution and aging time on microstructure and hardness of IN718 superalloy produced by selective laser melting (SLM). *Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT)*, 10(2), 1-11. [In Persian] <https://doi.org/10.30501/jamt.2020.224723.1080>
16. DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O., Beese, A. M., Wilson-Heid, A. d., De, A., & Zhang, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, 112-224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
17. Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (2002). *Superalloys: a technical guide*. ASM international. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.stg2.9781627082679>
18. Fan, H., Shi, Q., Wang, C., Tian, Y., Zhou, K., & Yang, S. (2023). Laser powder bed fusion of bimetallic stainless steel/Nickel-based superalloy: Interface and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 877, 145193. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145193>
19. Feng, K., Chen, Y., Deng, P., Li, Y., Zhao, H., Lu, F., Li, R., Huang, J., & Li, Z. (2017). Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel 625 coatings fabricated by laser cladding. *Journal of Materials Processing Technology*, 243, 82-91. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.12.001>
20. Gao, J., Chen, X., Yilmaz, O., & Gindy, N. (2008). An integrated adaptive repair solution for complex aerospace components through geometry reconstruction. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 36, 1170-1179. <https://doi.org/10.1007/s00170-006-0923-6>
21. Haines, M. P., Rielli, V. V., Primig, S., & Haghdadi, N. (2022). Powder bed fusion additive manufacturing of Ni-based superalloys: a review of the main microstructural constituents and characterization techniques. *Journal of Materials Science*, 57(30), 14135-14187. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07501-4>
22. Henderson, M., Arrell, D., Larsson, R., Heobel, M., & Marchant, G. (2004). Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Science and technology of welding and joining*, 9(1), 13-21. <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
23. Hisazawa, H., Terada, Y., Adziman, F., Crudden, D. J., Collins, D. M., Armstrong, D. E., & Reed, R. C. (2017). The effect of Nb/Ti ratio on hardness in high-strength Ni-based superalloys. *Metals*, 7(3), 71. <https://doi.org/10.3390/met7030071>
24. Hojjatzadeh, S. M. H., Parab, N. D., Yan, W., Guo, Q., Xiong, L., Zhao, C., Qu, M., Escano, L. I., Xiao, X., & Fezzaa, K. (2019). Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals. *Nature communications*, 10(1), 1-8. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-10973-9>
25. Huynh, T., Mehta, A., Graydon, K., Woo, J., Park, S., Hyer, H., Zhou, L., Imholte, D. D., Woolstenhulme, N. E., & Wachs, D. M. (2022). Microstructural development in Inconel 718 nickel-based superalloy additively manufactured by laser powder bed fusion. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 1-20. <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00811-0>
26. Jiang, R., Mostafaei, A., Wu, Z., Choi, A., Guan, P. W., Chmielus, M., & Rollett, A. D. (2020). Effect of heat treatment on microstructural evolution and hardness homogeneity in laser powder bed fusion of alloy 718. *Additive Manufacturing*, 35, 101282. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101282>
27. Kang, H. S., Gwak, M., Kim, B. J., Park, K., Son, Y., Seo, S. M., Kim, S., Lee, H., & Kim, J. G. (2024). Repairing weld for directly solidified Ni-based superalloy substrates using directed energy deposition of Inconel 625. *Materials Science and Engineering: A*, 913, 147083. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147083>
28. Keshavarz, M. K., Turenne, S., & Bonakdar, A. (2018). Solidification behavior of inconel 713LC gas turbine blades during electron beam welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 31, 232-239. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.11.021>
29. Khodabakhshi, A., Mashreghi, A., Shajari, Y., & Razavi, S. H. (2018). Investigation of microstructure properties and quantitative metallography by different etchants in the service-exposed nickel-based superalloy turbine blade. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(4), 849-859. <https://doi.org/10.1007/s12666-017-1217-4>

30. Kreitberg, A., & Brailovski, V. (2022). Effect of Fe and C contents on the microstructure and high-temperature mechanical properties of IN625 alloy processed by laser powder bed fusion. *Materials*, 15(19), 6606. <https://doi.org/10.3390/ma15196606>
31. Mohammadpour, P., Yuan, H., Li, Z., & Phillion, A. (2024). Evaluation of microstructure heterogeneity in INCONEL 625 thin-wall fabricated by Laser Powder Bed Fusion additive manufacturing. *Materialia*, 35, 102126. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2024.102126>
32. Montero-Sistiaga, M. L., Pourbabak, S., Van Humbeeck, J., Schryvers, D., & Vanmeensel, K. (2019). Microstructure and mechanical properties of Hastelloy X produced by HP-SLM (high power selective laser melting). *Materials & Design*, 165, 107598. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107598>
33. Mostafaei, A., Ghiaasiaan, R., Ho, I.-T., Strayer, S., Chang, K.-C., Shamsaei, N., Shao, S., Paul, S., Yeh, A.-C., & Tin, S. (2023). Additive Manufacturing of Nickel-based superalloys: a state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship. *Progress in Materials Science*, 101108. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101108>
34. Osoba, L., & Amuda, M. (2014). Tracking heat-affected zone cracking susceptibility in standard and modified heat treated IN 738 superalloy welds. *High Performance and Optimum Design of Structures and Materials*, 137, 37. <http://dx.doi.org/10.2495/HPSM140041>
35. Pohl, P. M., Kümmel, F., Schunk, C., Serrano-Munoz, I., Markötter, H., Göken, M., & Höppel, H. W. (2021). About the role of interfaces on the fatigue crack propagation in laminated metallic composites. *Materials*, 14(10), 2564. <https://doi.org/10.3390/ma14102564>
36. Qi, T., Zhu, H., Zhang, H., Yin, J., Ke, L., & Zeng, X. (2017). Selective laser melting of Al7050 powder: Melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode. *Materials & Design*, 135, 257-266. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.09.014>
37. Ramakrishnan, A., & Dinda, G. (2019). Direct laser metal deposition of Inconel 738. *Materials Science and Engineering: A*, 740, 1-13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.020>
38. Riazi, A., Razavi, S. H., Khavandi, A., Amirjan, M., Shabani, M. O., & Davarzani, H. (2024). A New Approach to the Reasons for Dependency of Defects Formation to the Process Parameters in Laser Powder Bed Fusion of IN625 on the IN738LC Substrate. *Journal of Advanced Joining Processes*, 100273. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100273>
39. Riazi, A., Razavi, S. H., Khavandi, A., Amirjan, M., Shabani, M. O., & Davarzani, H. (2025). Influence of Process Parameters on Melt Pool Morphology and Elemental Diffusion in LPBF of IN625 on IN738 Substrate. *Results in Surfaces and Interfaces*, 100553. <https://doi.org/10.1016/j.rsurfi.2025.100553>
40. Rodenkirchen, C., Ackerman, A., Mignanelli, P., Cliff, A., Wise, G., Breul, P., Douglas, J., Bagot, P., Moody, M., & Appleton, M. (2023). Effect of alloying on the microstructure, phase stability, hardness, and partitioning behavior of a new dual-superlattice nickel-based superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 54(5), 1902-1923. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-06972-7>
41. Rottwinkel, B., Nölke, C., Kaieler, S., & Wesling, V. (2014). Crack repair of single crystal turbine blades using laser cladding technology. *Procedia Cirp*, 22, 263-267. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2014.06.151>
42. Shajari, Y., Razavi, S. H., Seyedraoufi, Z. S., & Samiee, M. (2021). The effect of time and temperature of solutionizing heat treatment on γ' characterization in a Ni-base superalloy. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 10(4), 441-447. <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00760-8>
43. Soffel, F., Lin, Y., Keller, D., Egorov, S., & Wegener, K. (2021). Laser remelting process simulation and optimization for additive manufacturing of Nickel-based super alloys. *Materials*, 15(1), 177. <https://doi.org/10.3390/ma15010177>
44. Thompson, S. M., Bian, L., Shamsaei, N., & Yadollahi, A. (2015). An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. *Additive Manufacturing*, 8, 36-62. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.07.001>
45. Tucho, W. M., Cuvillier, P., Sjolyst-Kverneland, A., & Hansen, V. (2017). Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 689, 220-232. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.062>
46. Ur Rehman, A., Pitir, F., & Salamci, M. U. (2021). Laser powder bed fusion (LPBF) of In718 and the impact of pre-heating at 500 and 1000°C: Operando Study. *Materials*, 14(21), 6683. <https://doi.org/10.3390/ma14216683>
47. Weng, T. S., & Tsai, C. H. (2014). Laser-induced backside wet cleaning technique for glass substrates. *Applied Physics A*, 116, 597-604. <https://doi.org/10.1007/s00339-013-8182-5>
48. Xu, J., Ding, Y., Gao, Y., Wang, H., Hu, Y., & Zhang, D. (2021). Grain refinement and crack inhibition of hard-to-weld Inconel 738 alloy by altering the scanning strategy during selective laser melting. *Materials & Design*, 209, 109940. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109940>
49. Yang, H., Yang, J., Huang, W., Wang, Z., & Zeng, X. (2018). The printability, microstructure, crystallographic features and microhardness of selective laser melted Inconel 718 thin wall. *Materials & Design*, 156, 407-418. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.007>
50. Yeung, H., Kim, F., Donmez, M., & Neira, J. (2022). Keyhole pores reduction in laser powder bed fusion additive manufacturing of nickel alloy 625. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 183, 103957. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2022.103957>
51. Zhou, Z., Sun, W., Wu, J., Chen, H., Zhang, F., & Wang, S. (2023). The fundamental mechanisms of laser cleaning technology and its typical applications in industry. *Processes*, 11(5), 1445. <https://doi.org/10.3390/pr11051445>