



Investigation of the effect of welding current intensity on the morphology and microstructure of IN738LC superalloy weld metal by GTAW method

Reza Nazari, Islam RanjbarNoodeh ^{ID} *

Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran.

ABSTRACT: Nickel-based superalloys, such as IN738LC, are widely used in high-temperature applications due to their excellent mechanical properties and corrosion resistance. However, welding these alloys presents challenges due to rapid solidification, which affects the dendritic microstructure of the weld metal. In this study, the effect of welding current intensity on the secondary dendrite arm spacing (SDAS) and cooling rate in Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) of IN738LC was investigated through numerical modeling and experimental validation. A three-dimensional finite element heat transfer model was developed to predict the thermal distribution and cooling rates in the weld pool. Experimental welding was performed at three different current levels (95 A, 120 A, and 132 A), and the resulting microstructures were analyzed using metallographic techniques. The results showed that increasing the welding current leads to a significant reduction in the cooling rate and an increase in SDAS. A mathematical relationship between SDAS and the cooling rate was established, and the model predictions were validated with experimental measurements. The distance between the secondary dendritic arms was measured in different regions of the weld metal, and the constants a and n in the mathematical relationship between the distance between the secondary dendritic arms and the cooling rate were obtained, which were equal to 34.62 and 0.3, respectively.

Review History:

Received: Oct. 07, 2024

Revised: Jan. 27, 2025

Accepted: Mar. 08, 2025

Available Online: Mar. 18, 2025

Keywords:

Secondary Dendrite Arm Spacing

Nickel-based Superalloys

Finite Element Modeling

Dendritic Microstructure

Weld Pool

1- Introduction

Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) uses a non-consumable tungsten electrode for joining materials [1], with shielding gas protecting the molten pool [2]. Nickel-based superalloys are important in industries like aerospace due to their high-temperature performance and corrosion resistance [3, 4]. However, their welding is complex due to secondary phase particles [5, 6].

Strengthening in these alloys relies on secondary-phase precipitation. IN-738LC, a nickel-based superalloy, resists creep, fatigue, and hot gas corrosion. High cooling rates in the weld metal prevent secondary phase precipitation [7], while in the heat-affected zone (HAZ), the coarsening of precipitates can reduce hardness [8].

Secondary dendrite arm spacing is a key microstructural feature in alloy solidification during welding and casting, influencing mechanical properties. Cooling rate during molten pool solidification is critical for dendrite arm spacing, but is difficult to measure directly [9], necessitating numerical prediction [10, 11].

In this study, the research focuses on understanding how the intensity of welding current affects the microstructure of IN738LC alloy welds made using the GTAW process.

To do this, the researchers created welds using different current intensities and then used a combination of numerical modeling and experimental analysis to examine the resulting microstructures. A thermal model was developed to simulate the welding process and predict cooling rates, which were then compared with measurements of secondary dendrite arm spacing in the actual welds. Ultimately, this research provides insights into the relationship between welding parameters, particularly current intensity, and the resulting microstructure of the weld.

2- Experimental procedure

The experimental procedure involved several key steps to prepare and weld the IN738LC alloy samples. Initially, reference samples were prepared with specific dimensions (80 mm length, 50 mm width, and 5 mm thickness). These samples underwent cleaning and sanding to remove surface contaminants before the welding process.

Welding was performed using the GTAW method in a filler-less configuration. The welding process was automated and conducted in a single pass. Specific welding parameters were maintained, including a voltage of 10 V, a travel speed of 3.14 mm/s, and an arc efficiency of 0.6. Argon gas was used

*Corresponding author's email: islam_ranjbar@aut.ac.ir



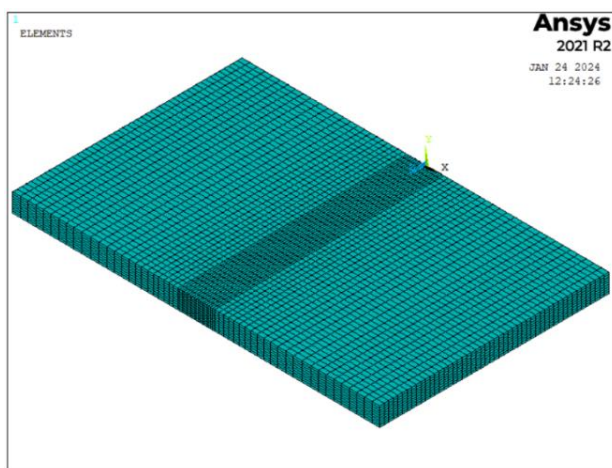


Fig. 1. Sample meshing scheme in simulation

as the shielding gas, with a flow rate of 15 Lit/min. Three samples were welded using different current intensities: 95A, 120A, and 132A.

Following the welding process, the samples were subjected to electro-etching to reveal their crystal structures. This involved using a chemical solution with a specific composition (H_2SO_4 , HNO_3 , and H_3PO_4) and applying a potential of 6V for 5 seconds. Finally, the etched samples were examined using optical microscopy to capture images of the weld microstructure, specifically focusing on the secondary dendrite arm spacing.

3- Numerical modeling

The numerical modeling in this research involved the development of a three-dimensional finite element thermal model using the ANSYS-APDL software. This model was designed to simulate the transient heat transfer phenomena occurring during the GTAW process. The governing equation for heat transfer, along with the boundary conditions, was implemented to predict the temperature distribution and cooling rates within the weldment. To account for heat losses, a combined heat transfer coefficient, incorporating both convective and radiative heat transfer, was applied to the model boundaries.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

The model geometry mirrored the dimensions of the experimental samples, and a finer mesh was used in the vicinity of the weld to capture the steep thermal gradients (Fig. 1). The heat input from the welding arc was modeled as a heat source with a specific distribution, and temperature-dependent material properties were incorporated to enhance



Fig. 2. The formation of equiaxed dendrites in the upper regions of the pool, shown in green, and the growth of columnar dendrites in regions close to the fusion line, shown in pink.

the accuracy of the simulations. The model was then used to simulate the welding process for the different current intensities used in the experiments, and the resulting temperature histories were analyzed to extract cooling rates and thermal gradients at various locations within the weld.

Eventually, by matching the cooling rate in the fusion line with the distance of SDAS in the same area, constants α and n in equation 2 were obtained.

$$d = \alpha(\epsilon)^{-n} \quad (2)$$

4- Result and discussion

Fig. 2 exhibited that dendrites near the fusion line had a columnar structure with epitaxial growth, transitioning to an equiaxed structure in regions closer to the heat source, where higher thermal gradients prevailed. This microstructural variation was directly linked to the temperature distribution within the weld pool, as confirmed by numerical simulations, which showed the highest temperatures and cooling rates in the central region of the molten pool.

Analysis of the thermal profiles obtained from the simulations demonstrated variations in cooling rates corresponding to different welding currents. Specifically, higher welding currents led to increased heat input, resulting in slower cooling rates. The region adjacent to the fusion line, characterized as a mushy zone with temperatures between the solidus and liquidus temperatures of the alloy, was identified as critical for the nucleation and growth of columnar dendrites. Cooling rates within this region were therefore considered crucial in determining the secondary dendrite arm spacing. As shown in Fig. 3, the temperature-time curves correspond to the range of images taken for each sample.

By comparing the simulated cooling rates with the measured secondary dendrite arm spacing, a quantitative relationship between these parameters is established. This relationship was expressed through a power-law equation, and the constants in this equation were determined for the IN738LC alloy, and the constants a and n in the mathematical

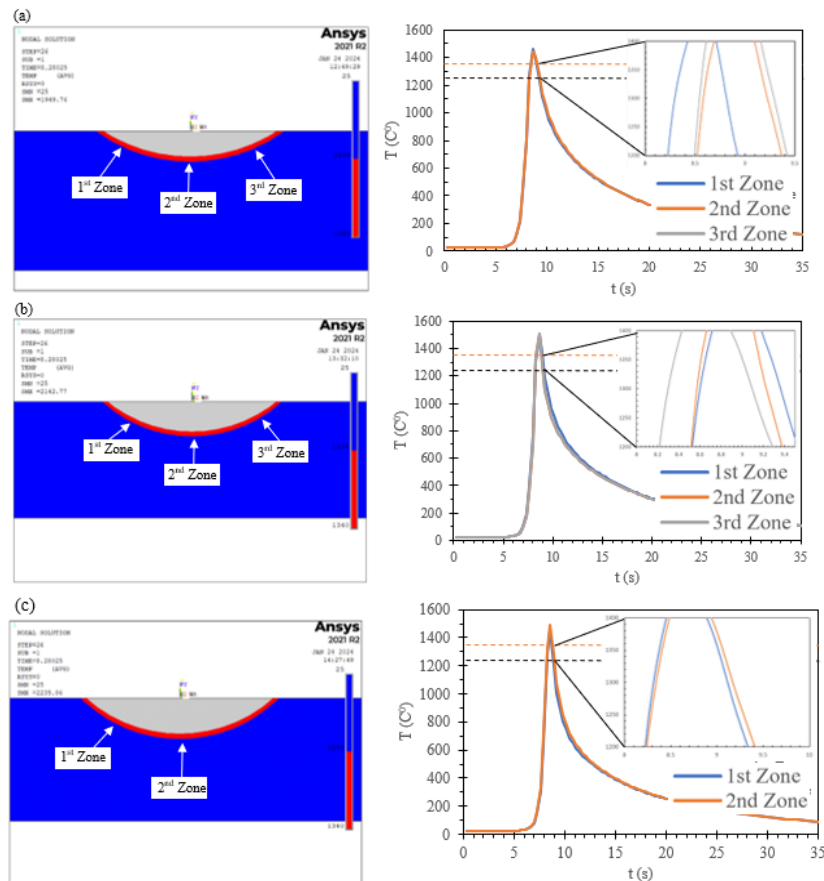


Fig. 3. Temperature-time curves proportional to the range of images taken for each sample

relationship between the distance between the secondary dendritic arms and the cooling rate were obtained, which were equal to 34.62 and 0.3, respectively (Fig. 4). The results were further compared with findings from previous studies, demonstrating a reasonable agreement despite some variations, which could be attributed to differences in experimental conditions and measurement errors.

5- Conclusion

The main objective of this study was to investigate the effect of current intensity on the microstructure of the weld metal in IN738LC and its impact on the mechanical properties of the alloy. It was observed that changing the current intensity directly influenced the heat input, which, in turn, affected the cooling rate in different regions of the weld metal. Since the microstructure of the weld pool is highly dependent on the cooling rate during solidification, variations in heat input led to significant changes in the resulting weld structure. The key findings of this study are as follows:

Increasing the heat input by increasing the welding current results in a decrease in the cooling rate. For instance, when the heat input was 181 J/mm, the cooling rate was 682 K.S⁻¹. However, when the heat input was increased to 229 J/mm, the cooling rate decreased to 522 K.S⁻¹ in the same region of the weld.

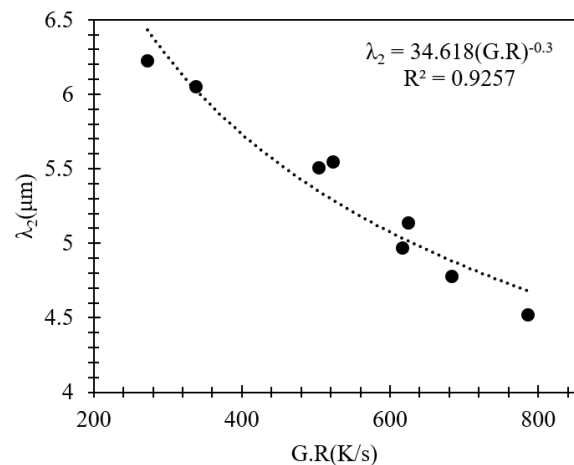


Fig. 4. Diagram of SDAS according to the cooling rate

With the increase in heat input, there is also an increase in secondary dendrite arm spacing (SDAS). For example, with a heat input of 181 J/mm, the average SDAS was 4.9 μm, while with a heat input of 230 J/mm, the average SDAS increased to 5.3 μm.

In the weld pool, the grain structure transitions from


equiaxed to columnar as one gets closer to the fusion line. This is influenced by the cooling rate; higher cooling rates near the fusion line promote the growth of columnar dendrites, while lower cooling rates in the center of the weld pool lead to equiaxed grains.

References

- [1] G.V. Ramana, B. Yelamasetti, T.V. Vardhan, Study on weldability and effect of post heat treatment on mechanical and metallurgical properties of dissimilar AA 2025, AA 5083 and AA7075 GTAW weld joints, *Materials Today: Proceedings*, 46 (2021) 878-882.
- [2] E.A. Kihara, H.L. Costa, D. Ferreira Filho, Effect of the Shielding Gas and Heat Treatment in Inconel 625 Coatings Deposited by GMAW Process, *Coatings*, 14(4) (2024) 396.
- [3] D.K. Ganji, G. Rajyalakshmi, Influence of alloying compositions on the properties of nickel-based superalloys: a review, *Recent Advances in Mechanical Engineering: Select Proceedings of NCAME 2019*, (2020) 537-555.
- [4] C. Kästner, M. Neugebauer, K. Schrickler, J.P. Bergmann, Strategies for increasing the productivity of pulsed laser cladding of hot-crack susceptible nickel-base superalloy Inconel 738 LC, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 4(3) (2020) 84.
- [5] A. International, *Metals Handbook Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM, 1990.
- [6] M. Handbook, *Welding, brazing, and soldering*, (No Title), 6 (1993) 322.
- [7] S. Kou, *Welding metallurgy*, New Jersey, USA, 431(446) (2003) 223-225.
- [8] D. Dubé, A. Couture, Y. Carboneau, M. Fiset, R. Angers, R. Tremblay, Secondary dendrite arm spacings in magnesium alloy AZ91D: from plaster moulding to laser remelting, *International Journal of Cast Metals Research*, 11(3) (1998) 139-144.
- [9] E. Bonifaz, Submodeling simulations in fusion welds, *Journal of Multiscale Modelling*, 4(04) (2012) 1250014.
- [10] L. Chen, Y. Wei, S. Qiu, W. Zhao, Macro–micro scale modeling and simulation of columnar grain evolution during gas tungsten arc welding of nickel-based alloy GH3039, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51 (2020) 887-896.
- [11] M.C. Flemings, Solidification processing, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 5 (1974) 2121-2134.



بررسی تأثیر شدت جریان جوشکاری بر مورفولوژی و ریزساختار فلز جوش آلیاژ IN738LC به روش جوشکاری قوسی گاز تنگستن

رضا نظری، اسلام رنجبر نوده* 

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران.

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۴۰۳/۰۷/۱۶
بازنگری: ۱۴۰۳/۱۱/۰۸
پذیرش: ۱۴۰۳/۱۲/۱۸
ارائه آنلاین: ۱۴۰۳/۱۲/۲۸

کلمات کلیدی:

فاصله بازوهای ثانویه دندریتی
آلیاژ پایه نیکل
مدل سازی المان محدود
انجماد دندریتی
حوضچه مذاب

خلاصه: فاصله بازوهای ثانویه دندریتی یکی از مهم‌ترین ویژگی‌های ریزساختاری در انجماد دندریتی آلیاژها، حین فرایندهای ریخته‌گری و جوشکاری است و تأثیر قابل توجهی بر سختی و استحکام کششی آلیاژ دارد. آلیاژ دارد. عامل اساسی مؤثر بر فاصله بازوی دندریت ثانویه، سرعت سرمایش حین انجماد حوضچه مذاب است و اندازه‌گیری عملی سرعت سرمایش فلز جوش در حین فرایند جوشکاری کاری بسیار دشوار است. از این رو باید از روش‌های عددی برای پیش‌بینی آن، استفاده نمود. در این پژوهش، ابتدا سه نمونه سوپرآلیاژ IN738-LC با جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۳ آمپر تولید و یک مدل حرارتی المان محدود سه‌بعدی برای تحلیل جریان گرمای گذرا و محاسبه نرخ سرمایش در نقاط مختلف فلز جوش توسعه یافت. نتایج مدل با آزمایش‌های تجربی صحنه‌گذاری شد. نتایج نشان داد که نرخ سرمایش در نمونه ۹۵ آمپر در نزدیکی خط ذوب بین ۶۵۰ تا ۸۰۰ کلوین بر ثانیه و در نمونه ۱۳۳ آمپر بین ۲۷۰ تا ۳۵۰ کلوین بر ثانیه است. سپس با استفاده از تصاویر میکروسکوپی، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی در مناطق مختلف فلز جوش اندازه‌گیری و ثوابت a و n در رابطه ریاضی بین فاصله بازوهای ثانویه دندریتی و سرعت سرمایش به دست آمد که به ترتیب برابر با $۳۴/۶۲$ و $۰/۳$ شد. این مدل، ابزاری کارآمد برای پیش‌بینی ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری ارائه می‌دهد و می‌تواند در بهینه‌سازی فرایندهای جوشکاری مورد استفاده قرار گیرد.

۱- مقدمه

همچنین چقرمگی و مقاومت در برابر خوردگی گاز داغ را تا ۹۰٪ دمای ذوب خود حفظ کند [۴]. فاز ثانویه در فلز جوش، به دلیل نرخ سرمایش بالا حین انجماد، فرصتی برای رسوب‌دهی ندارد. اندازه این فاز در فلز جوش در مقیاس نانومتر است. از سوی دیگر، در ناحیه متأثر از حرارت، ممکن است فرایند پیرسازی ادامه یابد و رسوب‌های از قبل تشکیل شده در فلز پایه، درشت‌تر شوند و سختی این ناحیه کاهش یابد [۹].

فاصله بازوهای ثانویه دندریتی یکی از مهمترین ویژگی‌های ریزساختاری در انجماد دندریتی آلیاژها، حین فرایندهای ریخته‌گری و جوشکاری است و تأثیر قابل توجهی بر خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام کششی آلیاژ دارد. عامل اساسی مؤثر بر فاصله بازوی دندریت ثانویه، سرعت سرمایش در زمان انجماد حوضچه مذاب است [۱۰]، از طرفی اندازه‌گیری دقیق سرعت سرمایش نقاط مختلف فلز جوش به صورت عملی در حین فرایند جوشکاری به دلیل ماهیت گذرا فرایند و اندازه کوچک حوضچه مذاب کاری بسیار دشوار است. همچنین، بهینه‌سازی تجربی متغیرهای فرایند جوشکاری

جوشکاری قوسی گاز تنگستن یک فرایند جوشکاری قوسی و ذوبی است که در این فرایند از یک الکتروود تنگستن غیرمصرفی به منظور ایجاد اتصال استفاده می‌شود [۱]. در این فرایند، گاز محافظ آرگون خالص یا ترکیبی از گازهای آرگون، CO_۲ و He، حوضچه مذاب را در برابر آلودگی‌های جوی و اکسید شدن محافظت می‌کند [۲].

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل عملکرد عالی در دمای کاری بالا و حفظ خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی [۳] به طور گسترده در صنایع هوافضا، انرژی، دریا و هسته‌ای [۴-۶] مورد استفاده قرار می‌گیرند. جوشکاری این آلیاژ، به دلیل حضور ذرات فاز ثانویه در ریزساختار، فرآیندی پیچیده و دشوار است که نیازمند ملاحظات خاصی می‌باشد [۷، ۸]. مکانیزم اصلی استحکام دهی این آلیاژها فرایند رسوب دهی فاز ثانویه می‌باشد [۶، ۹]. IN738-LC نیز به عنوان یک سوپرآلیاژ پایه نیکل می‌تواند مقاومت در برابر خزش و خستگی و

* نویسنده عهده‌دار مکاتبات: islam_ranjbar@aut.ac.ir

ساختارهای انجماد، در مراحل بعدی پژوهش به کار گرفته شدند. پس از اتمام شبیه‌سازی حرارتی، تصاویر میکروسکوپ نوری برای نمونه‌های تولید شده به دست آمد و مورد بررسی قرار گرفت. در این مرحله، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی در مناطق مختلف فلز جوش سنجیده شد. همچنین ارتباط میان نتایج عددی و تجربی در مناطق مختلف فلز جوش بررسی شد.

۲- الگوسازی نظری و تجربی

۲-۱- ساخت نمونه

آزمایش تجربی با نمونه‌های مشخص شده و یکسانی از سوپرآلیاژ IN738-LC صورت گرفت. نمونه‌های مرجع در ابعادی به طول ۸۰ mm و عرض ۵۰ mm و با ضخامت ۴ mm آماده گردید و قبل از جوشکاری نمونه‌ها تمیزکاری و سنباده‌زنی شد تا آلودگی‌های سطحی رفع شود. از روش جوشکاری قوسی تنگستن گاز با جریان متناوب^۲ در حالت بدون فیلر برای تهیه نمونه‌های جوشکاری استفاده شد.

جوشکاری بدون فیلر در دانشگاه امیرکبیر به طور خودکار با یک پاس انجام شده است. در جدول ۱ متغیرهای مورد استفاده در جوشکاری بدون فیلر نمونه‌ها ارائه شده است. در آزمایش‌ها، ولتاژ ۱۰ ولت، سرعت mm/s ۳/۱۴ و بازده قوس ۰/۶ در نظر گرفته شد. همچنین گاز محافظ آرگون با دبی ۱۲ Lit/min و دمای ۱۰ درجه سانتی‌گراد مورد استفاده قرار گرفت.

۲-۲- دستگاه جوشکاری خودکار

شکل ۱ دستگاه جوشکاری خودکار بدون فیلر و قید و بندی که جهت انجام آزمایش‌های عملی، استفاده شده است را در حین اجرای آزمایش نشان می‌دهد. لازم بذکر است که قید و بند به گونه‌ای طراحی شده که قطعه مورد نظر با سطح زیرین تماس نداشته باشد و فقط ۵ میلی‌متر از کناره‌ی قطعه با قید و بند درگیر است.

۲-۳- فرایند الکترواچ نمونه‌ها

انجام فرایند الکترواچ برای نمایان کردن ساختار کریستالی نمونه‌ها انجام شد. برای انجام این فرایند از محلول با ترکیب شیمیایی ۱۲٪ H_3PO_4 و ۴۰٪ HNO_3 و ۴۸٪ H_2SO_4 استفاده شد، همچنین فرایند الکترواچ با مقدار پتانسیل ۶ ولت و مدت‌زمان ۵ ثانیه صورت گرفت [۱۶].

مستلزم نمونه‌سازی و اندازه‌گیری‌هایی است که بسیار پرهزینه و زمان‌بر هستند [۱۱]، از این رو باید از روش‌های عددی برای پیش‌بینی آن استفاده نمود. مدل‌های عددی به گونه‌ای توسعه می‌یابند که رفتار مواد را پیش‌بینی کنند. با این حال، این مدل‌ها ابتدا باید اعتبار سنجی شوند. از این رو نتایج آزمایشات تجربی برای تأیید مدل‌سازی عددی مورد استفاده قرار می‌گیرد.

به عنوان نمونه بونیفاز و همکاران [۵، ۱۲] یک مدل حرارتی المان محدود سه بعدی برای تولید پروفیل‌های جوش و تحلیل جریان گرمای گذرا، گرادیان‌های حرارتی در جوش قوسی گاز تنگستن سوپرآلیاژ ریخته‌گری IN-738 ایجاد کردند. خروجی‌های شبیه‌سازی شامل نرخ سرمایش، گرادیان حرارتی بود که برای توصیف ساختارهای انجماد به کار گرفته شد. در پژوهشی دیگر چن و همکاران [۱۳] با مدل‌سازی اجزای محدود انجماد حوضچه مذاب آلیاژ پایه نیکل ۳۰۳۹GH را مورد بررسی قرار دادند و نشان داد، حرارت ورودی بر ریزساختار حاصل تأثیر بسزایی دارد، در حالی که تأثیر کمی بر اندازه دانه ستونی در فلز جوش دارد. همچنین رشد رقابتی دانه‌های ستونی عمده‌تاً توسط جهت گرادیان دمایی تعیین می‌شود و ساختار دانه‌بندی فلز جوش در نهایت تمایل دارند تا بر خط ذوب عمود شوند [۱۳، ۱۴]. چودوری و همکاران [۱۵] نیز پس از بهینه‌سازی پارامترهای فرایند جوشکاری قوسی گاز تنگستن به بررسی ریز ساختار IN-825 پرداخت و نشان داد که با وجود دانه‌های هم محور در فلز پایه، امکان تشکیل دندریت‌های ستونی و هم‌محور در ناحیه خط ذوب فلز جوش وجود دارد. در این پژوهش همچنین با استفاده از مدل‌سازی شبکه عصبی مصنوعی نشان داده شد که ریزساختار فلز جوش بیشترین حساسیت را به شدت جریان جوشکاری و سپس به سرعت پیشروی فرایند دارد.

علیرغم مطالعات انجام شده بر روی متغیرهایی نظیر سرعت، در این پژوهش، اثر مستقیم متغیر شدت جریان بر مورفولوژی و ریزساختار فلز جوش مورد بررسی قرار گرفت. سه نمونه با سرعت‌های پیشروی یکسان و گرمای ورودی متفاوت در نظر گرفته شد و با بهره‌گیری از نتایج مدل صحنه‌گذاری شده، یک مدل حرارتی المان محدود سه‌بعدی در محیط برنامه‌نویسی نرم افزار انسیس^۱ طراحی و توسعه داده شد تا پروفیل‌های حرارتی جوش را تولید کرده و جریان گرمای گذرا در ساختار فلز جوش را تحلیل نماید. در این راستا، میزان سرعت سرمایش در نقاط مختلف فلز جوش در مجاورت خط ذوب با استفاده از این مدل محاسبه گردید. خروجی‌های این شبیه‌سازی، نرخ‌های سرمایش، گرادیان حرارتی (G) و نرخ رشد (R) بودند که به منظور توصیف

جدول ۱. متغیرهای مورد استفاده در جوشکاری نمونه ها

Table 1. Parameters used in welding samples

رديف	جریان (A)	ولتاژ (v)	سرعت (mm/s)	تعداد پاس	بازده	حرارت ورودی (J/mm)
۱	۹۵	۱۰	۳/۱۴	۱	۰/۶	۱۸۱
۲	۱۲۰	۱۰	۳/۱۴	۱	۰/۶	۲۳۰
۳	۱۳۲	۱۰	۳/۱۴	۱	۰/۶	۲۵۲



شکل ۱. دستگاه جوش خودکار بدون فیلر

Fig. 1. Automatic welding machine

۲-۴- رابطه فاصله بازوهای دندریتی ثانویه

با افزایش نرخ سرمایش که منجر به کاهش زمان انجماد می‌شود، ساختار سلولی ابتدا به دندریتی ستونی و در ادامه به دندریتی هم محور تغییر حالت می‌یابد. فاصله بین بازوهای دندریتی را به صورت تابعی از نرخ سرد شدن یا زمان انجماد می‌توان نشان داد [۵، ۹].

$$d = \alpha(\varepsilon)^{-n} \quad (۱)$$

که در این رابطه، d فاصله بین بازوهای دندریتی‌های ثانویه، ε نرخ سرد شدن و a و n ثوابت رابطه هستند. نرخ سرمایش را می‌توان به حاصل ضرب G و R تبدیل کرد که G برابر است با گرادیان دمایی بر حسب K/mm و R نشان دهنده سرعت انجماد یا به تعبیری سرعت پیشروی منبع حرارت بر حسب mm/s است. در نتیجه می‌توان معادله ۱ را به شکل زیر بازنویسی کرد. در برخی منابع d را نیز با λ_2 نشان می‌دهند [۱۴].

$$d = \alpha(G \times R)^{-n} \quad (۲)$$

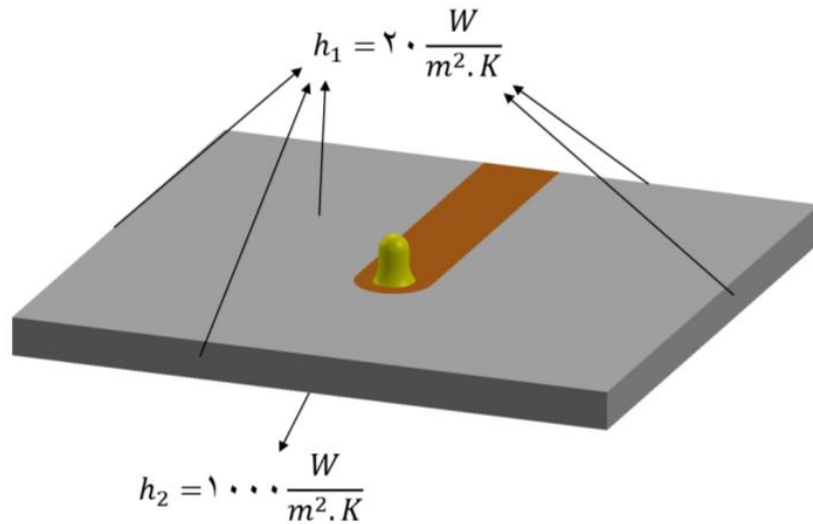
در اینجا a و n ثوابتی هستند که به سیستم آلیاژی بستگی دارند.

۲-۵- شبیه‌سازی عددی

معادله حاکم بر انتقال حرارت و شرایط مرزی آن در حالت گذرا در ذیل فهرست شده است. با این توضیح که در هنگام تحلیل ریاضی برای سادگی معادلات به جای در نظر گرفتن ضریب انتقال حرارتی تابشی (h_p) و همرفتی (h) به صورت جداگانه، از یک ضریب اتلاف حرارتی مؤثر که مجموع هر دوی آنهاست استفاده شده.

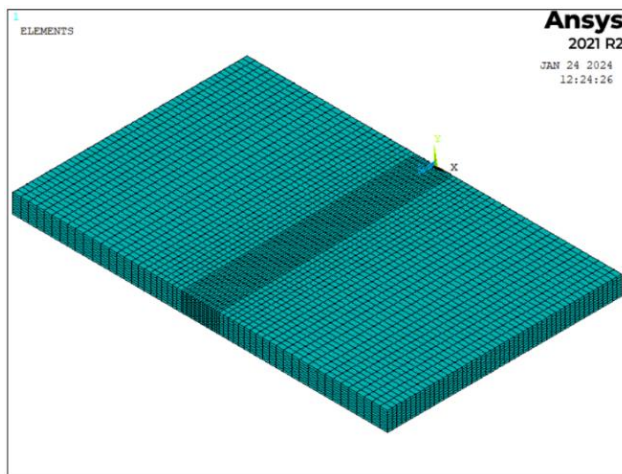
$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (۳)$$

در رابطه ۳، ρ جرم حجمی با واحد $km.m^{-3}$ ، C_p گرمای ویژه با واحد JK^{-1} ، t زمان، v_x سرعت در راستای خط جوش، T دما، K هدایت حرارتی وابسته به دما با واحد $Wm^{-1}K^{-1}$ و آهنگ داخلی تولید گرما است (X راستای عرضی عمود بر خط جوش، Y راستای ضخامت پلیت، Z راستای جوشکاری). اگر جوشکاری در امتداد محور X انجام شود، این رابطه را



شکل ۲. شماتیک مقادیر شرایط مرزی در شبیه‌سازی عددی

Fig. 2. Schematic of boundary condition values in numerical simulation



شکل ۳. شمای مش بندی نمونه در شبیه سازی

Fig. 3. Simulation meshing scheme

۲-۷- هندسه و مش‌بندی

در این پژوهش، نمونه به‌صورت صفحه‌ای با ضخامت ۵ میلی‌متر، به طول ۸۰ و عرض ۵۰ میلی‌متر مورد استفاده قرار گرفت. همان‌طور که در شکل ۳ نشان داده شده است، چون در نزدیکی خط مرکزی شیب حرارتی بالایی وجود دارد، از مش‌بندی ریزتری در آن ناحیه استفاده شد. در مدل نهایی ۱۶۰۶۵ گره و ۱۳۳۸۰ المان مورد استفاده قرار گرفت.

می‌توان بصورت رابطه ۴ نوشت [۲۱].

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \dot{Q} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

۲-۶- شرایط مرزی

اندازه‌گیری دقیق مقدار ضریب انتقال حرارت h بدلیل وابسته بودن آن به متغیرهایی مثل سرعت جریان و صافی سطح بسیار دشوار است. اما برای تبادل حرارت جوش با هوای آزاد و گاز محافظ، شرایط مرزی به صورتی در نظر گرفته شد که، ۵ سمتی از قطعه که با نگه دارنده قطعه تماسی نداشتند ضریب انتقال حرارت جابجایی به صورت آزاد مقداری برابر با $20 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ در نظر گرفته شد و برای سطح زیرین که قطعه با آن در حال سرد شدن است، مقدار ضریب انتقال حرارت جابجایی اجباری برابر با $1000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ مورد استفاده قرار گرفت. همچنین در شکل ۲ مقدار h_1 برابر با ضریب انتقال حرارت جابجایی به صورت آزاد و مقدار h_2 نیز برابر با ضریب انتقال حرارت جابجایی اجباری می‌باشد. شرایط مرزی در نمونه نیز از رابطه ۵ تبعیت می‌کند.

$$K \frac{\partial T}{\partial x} = h(T - T_\infty) \quad (5)$$

۲-۸- مدل سازی منبع حرارتی

Q انرژی حرارتی در واحد زمان و r فاصله از مرکز منبع حرارتی است. پارامتر توزیع گاوسی است که شعاعی از قطعه است که تقریباً ۹۵٪ قوس به آن وارد می شود. در این پژوهش، مقدار برابر ۱/۸ میلی متر (حدود نصف عرض حوضچه جوش) در نظر گرفته شد. در مورد خواص مواد و استفاده از خواص در شبیه سازی نیز این نکته در نظر گرفته شده است که در نرم افزار انسیس چنانچه خواص همراه با دما داده شود، آنالیز از دقت بالایی برخوردار خواهد بود. جدول ۲ خواص ظرفیت گرمایی و جدول ۳ هدایت حرارتی این آلیاژ در دماهای مختلف نشان می دهد [۲۲].

۳- نتایج و بحث

۳-۱- هندسه حوضچه

در این بخش به تحلیل تصاویر متالوگرافی نمونه های تولید شده پرداخته می شود. در ساختار دانه بندی حوضچه جوش به دلیل وجود گرادیان دمایی و نرخ سرمایش به شدت بالا، ساختار دانه بندی کاملاً دندریتی شده و در هیچ کجا از فلز جوش دانه بندی سلولی مشاهده نشد. در شکل ۴ نشان می دهد که ساختار دندریتی تشکیل شده، در مناطق نزدیک به خط ذوب به صورت ستونی و رشد اپیتکسیال داشتند و در در مناطق نزدیک به منبع حرارت به دلیل وجود گرادیان دمایی بالاتر دانه های هم محور تشکیل شده است. سه نمونه ۱، ۲ و ۳ که به ترتیب با سه شدت جریان ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ آمپر تولید شدند، توسط آزمون متالوگرافی تصویر برداری، و فاصله بازوهای

نحوه گستردگی قوس روی سطح قطعه، شیب دمایی محدوده های مختلف حوضچه و آهنگ خنک شدن نقاط مختلف جوش و منطقه متأثر از حرارت را تغییر می دهد. سه عامل لازم برای مشخص کردن منبع گرما در مدل عبارتند از: حرارت ورودی قوس، نحوه گستردگی این گرما و سرعت حرکت منبع گرمایی؛ میزان حرارت ورودی به قطعه کار در واحد زمان برابر با حاصل ضرب ولتاژ و جریان در مقدار راندمان قوس است [۹].

$$Q = \eta EI \quad (6)$$

تغییر متغیرهایی مثل گاز محافظ، هندسه الکتروود، طول قوس، جنس فلز پایه و قطبیت می تواند روی مؤثر باشد. در بیشتر منابع برای راندمان جوشکاری قوسی گاز تنگستن مقادیری بین ۰/۵ الی ۰/۸ ارائه شده است. در این پژوهش با توجه به متغیرهای فرایند مقدار برابر ۰/۶ در نظر گرفته شد. از معادله ۷ می توان برای توزیع انرژی حرارتی قوس ساکن به صورت شار حرارتی سطحی استفاده کرد. رابطه به صورت متقارن شعاعی است و در ضمن شار حرارتی سطحی q را می توان با توزیع گاوسی تقریب زد.

$$q_s(r) = \frac{3Q}{\pi r'^2} \exp(-3(\frac{r}{r'})^2) \quad (7)$$

جدول ۲. مقدار تغییرات ظرفیت گرمایی آلیاژ با دما [۲۲]

Table 2. Changes in alloy heat capacity with temperature

C (J/Kg K)	T (°C)	C (J/Kg K)	T (°C)
۵۸۶	۶۴۸/۸۹	۴۱۹	۲۱/۱۱
۵۸۶	۷۶۰	۴۶۱	۹۳/۳۳
۶۷۰	۸۷۱/۱۱	۵۰۲	۲۰۴/۴
۷۱۲	۹۸۳/۲۲	۵۲۳	۳۱۵/۵۶
۷۱۲	۱۲۰۰	۵۴۴	۴۲۶/۶۷
۷۱۲	۱۳۰۰	۵۶۵	۵۳۷/۷۸

جدول ۳. مقدار تغییرات هدایت حرارتی آلیاژ با دما [۲۲]

Table 3. Changes in alloy thermal conductivity with temperature

K (W/m ⁰ C)	T (°C)	K (W/m ⁰ C)	T (°C)
۲۳/۳۳	۸۷۱/۱۱	۱۱/۸۱	۲۰۴
۲۹	۱۲۰۰	۱۵/۵۶	۳۱۵/۵۶
۳۰	۱۳۰۰	۱۵/۵۵	۴۲۶/۶۷
۷۱۲	۱۸۰۰	۱۷/۷۱	۵۳۷/۷۸
		۱۹/۷۳	۶۴۸/۸۹
		۲۱/۴۵	۷۶۰

حوضچه مذاب است (شکل ۶)، در نتیجه بالاترین نرخ سرمایش نیز متعلق به این محدوده است. این موضوع علاوه بر اینکه در شبیه‌سازی قابل مشاهده است، ساختار دانه‌بندی و مورفولوژی حوضچه جوش در نمونه‌های تجربی نیز این موضوع را تأیید می‌کند. در مناطق نزدیک به خط ذوب که دورترین نقطه به منبع حرارتی به حساب می‌آید، پایین‌ترین دما مشاهده می‌شود که پایین‌ترین نرخ سرمایش را نیز داراست.

منطقه خمیری شکل مجاور خط ذوب که دما در آن منطقه بین خطوط سالیدوس (۱۲۳۴ درجه سلسیوس) و لیکوئیدوس (۱۳۴۰ درجه سلسیوس) آلیاژ قرار دارد، ناحیه‌ای است که تحت تبرید ترکیبی شدیدی به وجود آمده و دندریتهای ستونی در آن منطقه شروع به جوانه‌زنی و رشد می‌کنند. همچنین نرخ سرمایش در آن بازه دمایی و زمانی با فاصله بازوهای دندریتهی ثانویه در آن ناحیه ارتباط دارد.

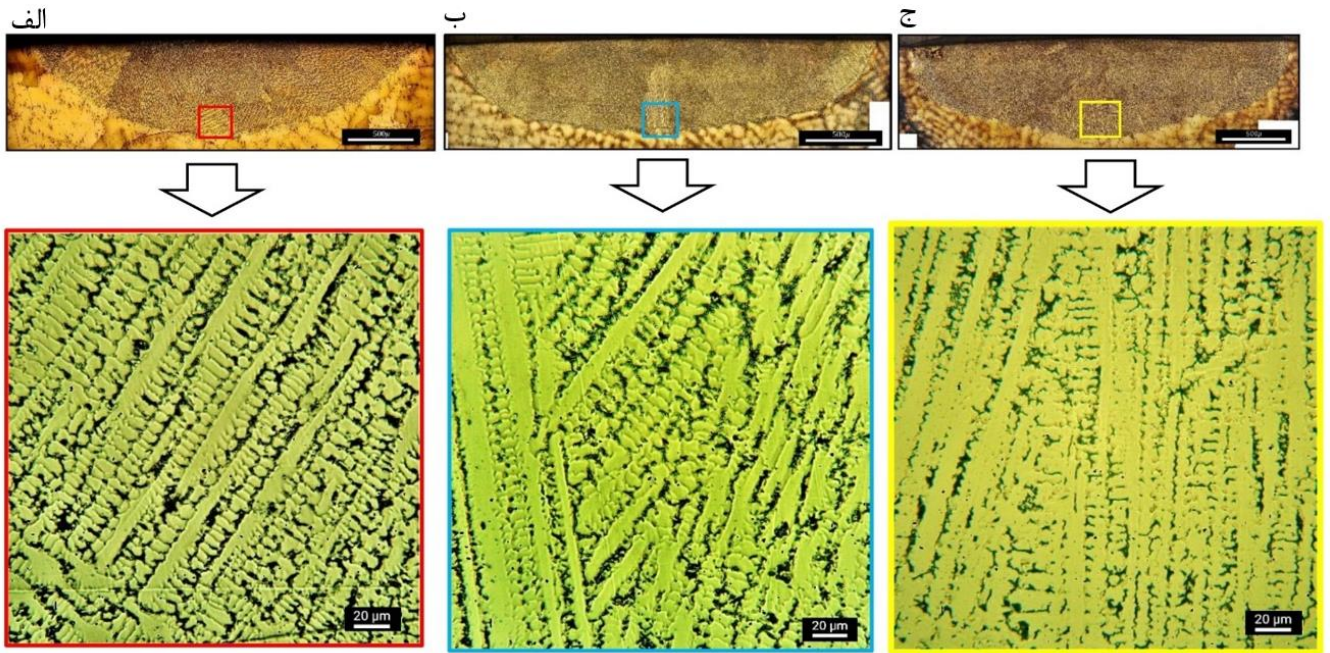
برای محاسبه نرخ سرمایش متناسب با دندریتهای ثانویه نیز، نرخ سرمایش در این بازه دمایی در نظر گرفته شده است، به این دلیل که در این آلیاژ که ساختار محلول جامد دارد از خط سالیدوس تا دمای محیط تحول فازی صورت نگرفته و ساختار ثابت است پس تنها زمانی که دما بر روی ریزساختار کریستالی نمونه تأثیر می‌گذارد، منطقه خمیری است و نرخ سرمایش آن منطقه هم بر روی ریزساختار تأثیر می‌گذارد. در شکل ۷ بخش قرمز رنگ قسمتی از حوضچه جوش را نشان می‌دهد که بازه دمایی در آن ناحیه بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس است که مقدار نفوذ جوش را نشان می‌دهد و از آن نواحی جوانه‌زنی و رشد اپیتکسیال آغاز شده.

دندریتهی ثانویه با استفاده از نرم افزار image-J اندازه‌گیری شد، شکل ۵ تصاویر دندریتهای ستونی تشکیل شده را نشان می‌دهد. در مناطقی نزدیک به خط ذوب که منطقه خمیری نام دارد، دندریتهای ستونی تشکیل شده که در آن مناطق نواحی متناسب با تصاویر گرفته شده داده‌های مربوط به شبیه‌سازی عددی استخراج شد که بتوان نرخ سرمایش را متناسب با فاصله بازوهای دندریتهی ثانویه به دست آورد. در شبیه‌سازی مشخص شد که بالاترین دما متعلق به خط مرکزی



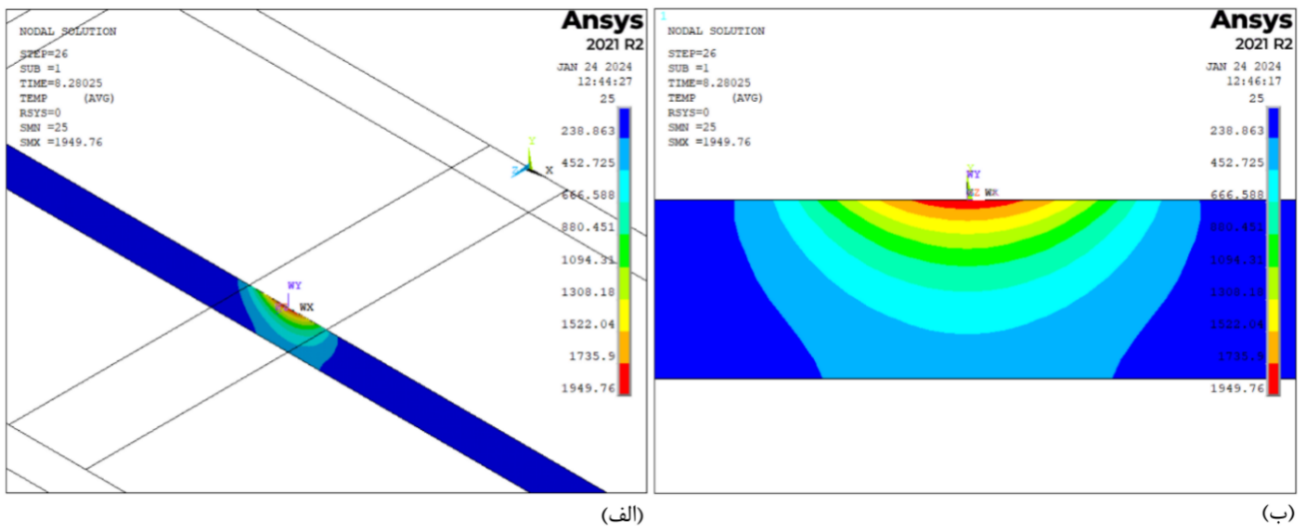
شکل ۴. تشکیل دندریتهای هم محور در مناطق بالای حوضچه که با رنگ سبز نشان داده شده اند و رشد اپیتکسیال و رقابتی دندریتهای ستونی در مناطق نزدیک به خط ذوب که با رنگ صورتی نشان داده شده اند.

Fig. 4. The formation of equiaxed dendrites in the upper regions of the pool, shown in green, and the growth of columnar dendrites in regions close to the fusion line, shown in pink.



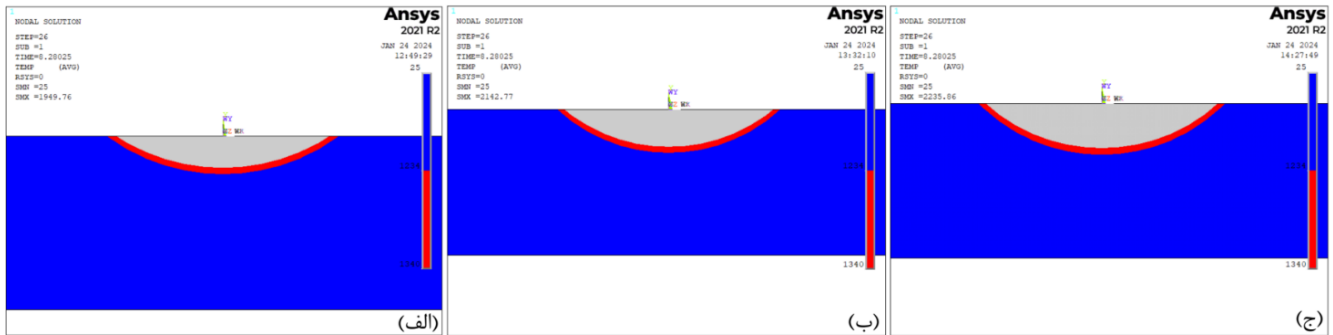
شکل ۵. ریزساختار تصویر برداری شده در آزمون متالوگرافی و تشکیل دندریت های ستونی در نزدیکی خط ذوب. (الف) نمونه ۱ با ۹۵ آمپر، (ب) نمونه ۲ با ۱۲۰ آمپر و (ج) نمونه ۳ با ۱۳۲ آمپر

Fig. 5. Microstructure imaged in metallographic test and formation of columnar dendrites near the fusion line. A) Sample 1 with 95 A, B) Sample 2 with 120 A and C) Sample 3 with 132 A



شکل ۶. پروفیل دمایی مقطع جوش نمونه اول با شدت جریان ۹۵ آمپر از (الف) نمای ایزومتریک در حالت پایا از مرکز قطعه، (ب) نمای روبرو

Fig. 6. Temperature profile of the weld section of the first sample with a current intensity of 95 amps from (a) isometric view in steady state from the center of the part, (b) front view



شکل ۷. مناطق قرمز رنگ منطقه خمیری بین سالییدوس و لیکوئیدوس را برای ۳ نمونه (الف) ۹۵، (ب) ۱۲۰ و (ج) ۱۳۲ آمپر

Fig. 7. The red areas represent the mushy zone between solidus and liquidus for the 3 samples (a) 95, (b) 120 and (c) 132 amps.

کاهش می‌یابد. هنگامی که شدت جریان افزایش داده می‌شود، اساساً مقدار انرژی که توسط قوس منتقل می‌شود بالا رفته و این افزایش انرژی منجر به انتقال گرمای ورودی بالاتر به فلز جوش می‌شود. گرمای ورودی بالاتر به این معنی است که گرمای بیشتری در منطقه جوش تولید می‌شود و این بالا رفتن دما برای سرد شدن زمان بیشتری لازم دارد. همچنین با جریان جوشکاری بالاتر، فلز پایه و حوضچه جوش برای مدت طولانی‌تری در دمای بالاتر باقی می‌ماند. در نتیجه، فلز مذاب برای کاهش دما و انجماد زمان بیشتری نیاز دارد. علاوه بر خود فلز جوش، حرارت تولید شده توسط قوس نیز بر فلز پایه مجاور تأثیر می‌گذارد. با جریان‌های جوشکاری بالاتر و قرار گرفتن در معرض حرارت به مدت طولانی، فلز جوش و ناحیه اطراف آن دارای نرخ سرمایش کمتری هستند که می‌تواند ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت را بیشتر تحت تأثیر قرار دهد. این پژوهش با تغییراتی در شرایط آزمایش توسط محققان دیگر، برای همین آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت و با در نظر گرفتن اینکه اندازه‌گیری فاصله بازوهای دندرتی ثانویه می‌تواند دارای خطای قابل توجهی باشد، ولی محاسبه ثوابت در مقایسه با پژوهش‌های پیشین مورد قبول است.

۴- نتیجه‌گیری

هدف اصلی این پژوهش بررسی تأثیر شدت جریان بر روی ریزساختار فلز جوش IN738-LC و تأثیرات آن در خواص مکانیکی این فلز بود. مشاهده شد که با تغییر شدت جریان در فرایند میزان گرمای ورودی نیز دستخوش تغییر می‌شود که این تغییر در میزان گرمای ورودی بر روی نرخ سرمایش

۳-۲- نرخ سرمایش

در شکل ۸ پس از شبیه‌سازی سه فرایند، منحنی‌های دما-زمان برای نقاط مورد نظر از حوضچه استخراج، و در بازه مورد نظر شیب خط منحنی محاسبه و نرخ سرمایش برای هر نقطه از هر نمونه محاسبه شد.

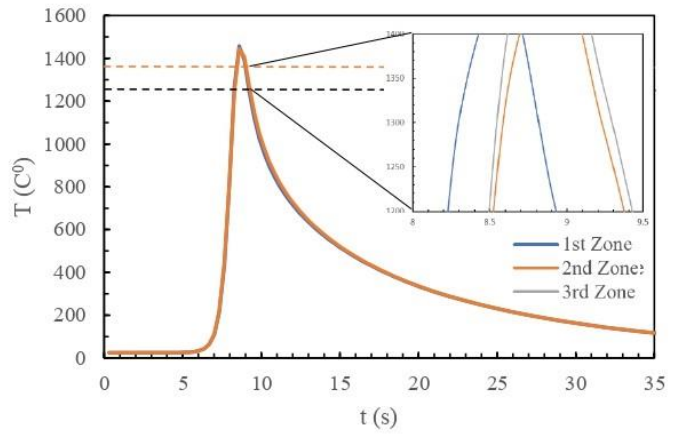
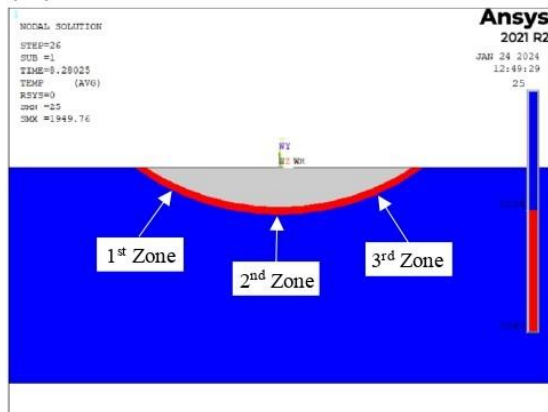
جدول ۴ نرخ‌های سرمایش محاسبه شده متناسب با فاصله بازوهای دندرتی ثانویه را نشان می‌دهد که می‌توان با داشتن مقادیر نرخ سرمایش و اندازه‌گیری فاصله بازو دندرتی‌های ثانویه می‌توان نمودار فاصله بازو دندرتی‌های ثانویه را بر حسب نرخ سرمایش به دست آورد. در نهایت با برآزش یک معادله توانی و تطبیق آن را رابطه ۱، ثوابت رابطه به دست خواهند آمد.

اکنون با داشتن داده‌های بالا می‌توان نمودار فاصله بازو دندرتی‌های ثانویه را بر حسب نرخ سرمایش رسم کرد و سپس با مماس کردن یک منحنی توانی می‌توان ثوابت این آلیاژ خاص را در داخل رابطه ۱ قرار داد.

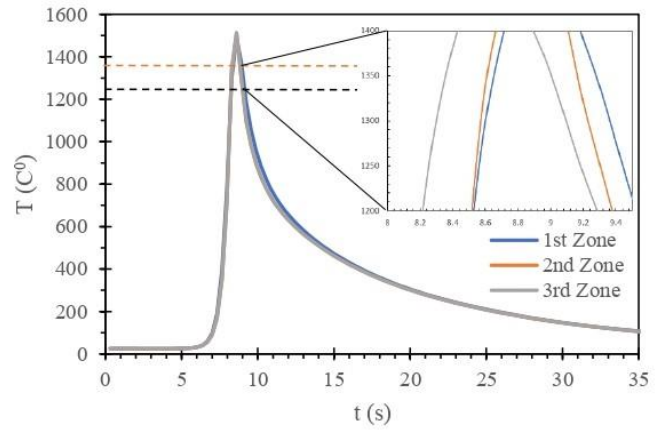
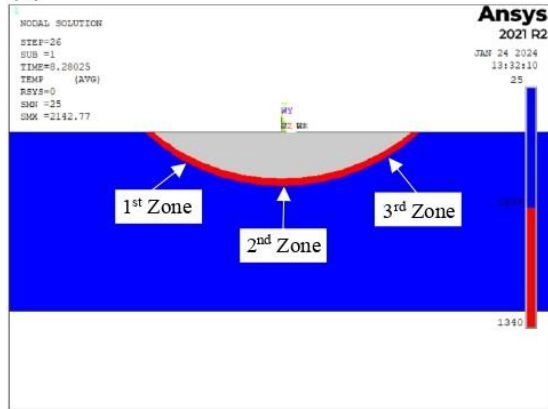
با توجه به فرم کلی رابطه ۱، برای این آلیاژ به خصوص، مقدار ثوابت a و n به ترتیب $۳۴/۶۲$ و $۰/۳$ به دست آمد. بونیفاز و همکاران برای a و n به ترتیب مقادیر $۰/۵$ و $۳۳/۷$ را به دست آوردند [۵]. و می‌توان دید که منحنی محاسبه شده با داده‌های اندازه‌گیری شده به خوبی مطابقت دارد. با این حال کرمانپور و همکاران نیز مقادیر a و n را برای ریخته‌گری IN738-LC به ترتیب $۵۵/۴۱$ و $۰/۵۶$ به دست آوردند [۱۷]. فرانک و همکاران [۱۸] نیز برای رابطه فاصله بازوهای دندرتی ثانویه ثوابت a و n را با ترتیب ۴۶ و $۰/۳۳$ محاسبه کردند. شکل ۱۰ نموداری به منظور مقایسه داده‌های پژوهش‌های پیشین آورده شده است.

مشاهده می‌شود که با افزایش شدت جریان در فرایند نرخ سرمایش

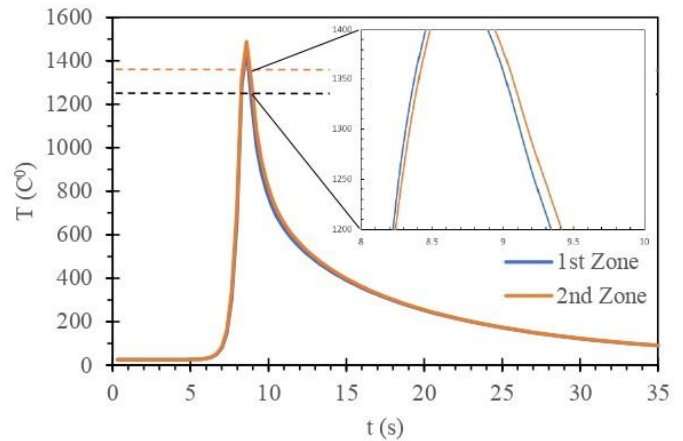
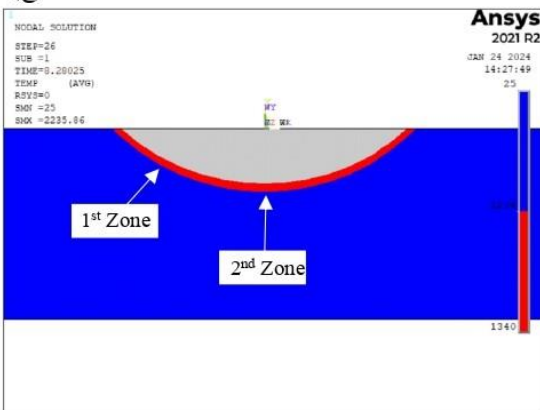
(الف)



(ب)



(ج)



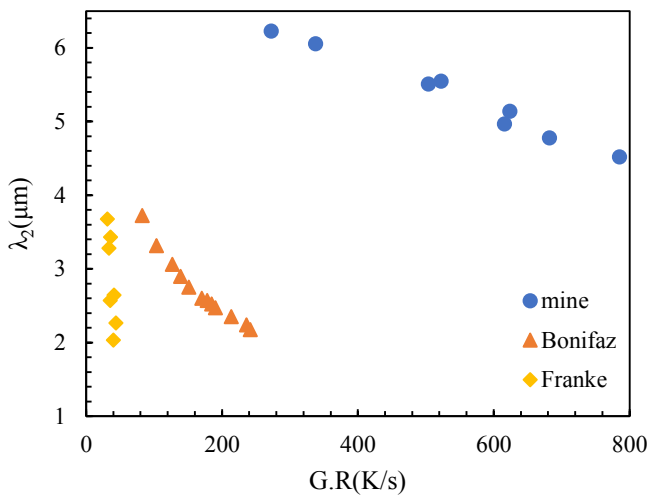
شکل ۸. منحنی های دما-زمان متناسب با محدوده تصاویر گرفته شده (الف) ۹۵ آمپر، (ب) ۱۲۰ آمپر و (ج) ۱۳۲ آمپر

Fig. 8. Temperature-time curves corresponding to the range of images taken: a) 95 amps, b) 120 amps, and c) 132 amps.

جدول ۴. نرخ های سرمایش محاسبه شده متناسب با فاصله بازوهای دندریتی ثانویه

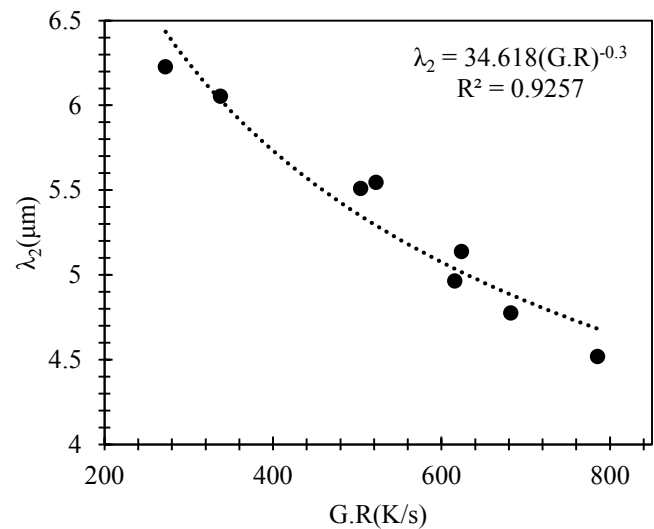
Table 4. Calculated cooling rates proportional to SDASs

۹۵ آمپر		۱۲۰ آمپر		۱۳۲ آمپر	
SDAS (μm)	G×R (K/s)	SDAS (μm)	G×R (K/s)	SDAS (μm)	G×R (K/s)
۵/۲	۶۱۵/۷۳	۵/۵	۵۰۴/۱۱	۶/۳	۲۷۲/۳۷
۵/۲	۶۸۲/۲۹	۵/۵	۵۲۲/۵۰	۶/۱	۳۳۷/۸۲
۴/۵	۷۸۵/۳۴	۵/۱	۶۲۳/۸۰		



شکل ۱۰. نمودار فاصله بازوهای دندریتی ثانویه بر حسب نرخ سرمایش در سایر پژوهشها به منظور مقایسه.

Fig. 10. Diagram of SDASs according to cooling rate in other studies for comparison.



شکل ۹. نمودار فاصله بازوهای دندریتی ثانویه بر حسب نرخ سرمایش.

Fig. 9. Diagram of SDASs as a function of cooling rate

به $682 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ رسید. اما با افزایش گرمای ورودی به $229 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ ، نرخ سرمایش در همان ناحیه از جوش دوم به $522 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ کاهش یافت.

۲- در ادامه مشاهده شد که با افزایش مقدار گرمای ورودی یا در اصل مقدار شدت جریان در فرایند، مقدار فاصله بازوهای ثانویه دندریتی نیز افزایش می‌یابد. در اصل با بالا رفتن میزان گرمای ورودی ساختار دانه‌بندی نمونه درشت‌تر خواهد شد. به عنوان مثال با مقدار گرمای ورودی 181 (J/mm) میانگین مقدار فاصله بازوهای ثانویه دندریتی برابر $(4/9 \mu\text{m})$ شد و با مقدار

نقاط مختلف فلز جوش تأثیر مستقیم می‌گذارد که ریزساختار حوضچه جوش نیز مستقیماً وابسته به نرخ سرمایش در حین انجماد است. اهم نتایج به دست آمده از این پژوهش به شرح زیر است:

۱- افزایش گرمای ورودی (Q_{in})، که ناشی از افزایش شدت جریان در فرآیند است، منجر به کاهش محسوس نرخ سرمایش می‌شود. به عبارت دیگر، هرچه میزان گرمای ورودی بیشتر باشد، نرخ سرمایش کاهش می‌یابد. برای نمونه، در شرایطی که گرمای ورودی $181 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ بود، نرخ سرمایش

the Shielding Gas and Heat Treatment in Inconel 625 Coatings Deposited by GMAW Process, Coatings, 14(4) (2024) 396.

- [3] D.K. Ganji, G. Rajyalakshmi, Influence of alloying compositions on the properties of nickel-based superalloys: a review, Recent Advances in Mechanical Engineering: Select Proceedings of NCAME 2019, (2020) 537-555.
- [4] C. Kästner, M. Neugebauer, K. Schricker, J.P. Bergmann, Strategies for increasing the productivity of pulsed laser cladding of hot-crack susceptible nickel-base superalloy Inconel 738 LC, Journal of Manufacturing and Materials Processing, 4(3) (2020) 84.
- [5] E. Bonifaz, J. Conde, A. Czekanski, Determination of secondary dendrite arm spacing for IN-738LC gas-tungsten-arc-welds, Journal of Multiscale Modelling, 10(04) (2019) 1850012.
- [6] S. Sanchez, P. Smith, Z. Xu, G. Gaspard, C.J. Hyde, W.W. Wits, I.A. Ashcroft, H. Chen, A.T. Clare, Powder Bed Fusion of nickel-based superalloys: A review, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 165 (2021) 103729.
- [7] A. International, Metals Handbook Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM, 1990.
- [8] M. Handbook, Welding, brazing, and soldering, (No Title), 6 (1993) 322.
- [9] S. Kou, Welding metallurgy, New Jersey, USA, 431(446) (2003) 223-225.
- [10] D. Dubé, A. Couture, Y. Carbonneau, M. Fiset, R. Angers, R. Tremblay, Secondary dendrite arm spacings in magnesium alloy AZ91D: from plaster moulding to laser remelting, International Journal of Cast Metals Research, 11(3) (1998) 139-144.
- [11] E. Bonifaz, Submodeling simulations in fusion welds, Journal of Multiscale Modelling, 4(04) (2012) 1250014.
- [12] E. Bonifaz, N. Richards, Modeling cast IN-738 superalloy gas tungsten arc welds, Acta Materialia, 57(6) (2009) 1785-1794.
- [13] L. Chen, Y. Wei, S. Qiu, W. Zhao, Macro-micro scale

گرمای ورودی (J/mm) 230 میانگین مقدار فاصله بازوهای ثانویه دندریتی برابر $5/3$ (μm) شد.

۳- در نمونه‌های تجربی ساخته شده نمایان شد که با نزدیک شدن به خط ذوب در حوضچه، ساختار دانه از دانه‌بندی محوری به ستونی تغییر می‌کند و بالعکس که این خود اثرپذیر از نرخ سرمایش در هندسه حوضچه است.

۵- فهرست علائم

علائم انگلیسی

C_p	گرمای ویژه، $J/kg.K$
d	فاصله بازوهای دندریتی ثانویه، μm
G	گرادیان دمایی، k/mm
h	ضریب انتقال حرارت همرفتی
h_r	ضریب انتقال حرارت تابشی
I	شدت جریان، A
K	هدایت حرارتی وابسته به دما، W/m^2K
Q	گرمای ورودی، J/mm
\dot{Q}	آهنگ داخلی تولید گرما،
R	سرعت حرکت جبهه انجماد، mm/s
t	زمان، s
T	دما، K
E	اختلاف پتانسیل، V
V_x	سرعت در راستای خط جوش، mm/s

علائم یونانی

a	ضریب تناسب
ε	نرخ سرمایش، K/s
η	راندمان
ρ	چگالی، kg/m^3

منابع

- [1] G.V. Ramana, B. Yelamasetti, T.V. Vardhan, Study on weldability and effect of post heat treatment on mechanical and metallurgical properties of dissimilar AA 2025, AA 5083 and AA7075 GTAW weld joints, Materials Today: Proceedings, 46 (2021) 878-882.
- [2] E.A. Kihara, H.L. Costa, D. Ferreira Filho, Effect of

- dendrite arm spacing for IN738LC investment castings, Metallurgical and Materials Transactions A, 42 (2011) 1847-1853.
- [19] B. Lim, H. Chen, Z. Chen, N. Haghdadi, X. Liao, S. Primig, S.S. Babu, A.J. Breen, S.P. Ringer, Microstructure-property gradients in Ni-based superalloy (Inconel 738) additively manufactured via electron beam powder bed fusion, Additive Manufacturing, 46 (2021) 102121.
- [20] A.B. Hardness, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM Committee: West Conshohocken, PA, USA, 384 (1999) 399.
- [21] "Investigation of Measurement and Calculation of Residual Stresses in Welded Structures Using the Hole-Drilling Strain Gauge Technique and Finite Element Method," Ministry of Science, Research, and Technology - Amirkabir University of Technology (Tehran Polytechnic) - Faculty of Mechanical Engineering, 2008. (in persian)
- [22] N. Tabrizi, P. Raisi, A.M. Kalagar, M. Cheraghzadeh, A. RanjbarNoodeh, Investigation of the susceptibility to strain-aging cracking in TIG-welded IN738LC superalloy without filler metal using numerical modeling, Metallurgical Engineering, 24(4) (2021) 286-297.
- modeling and simulation of columnar grain evolution during gas tungsten arc welding of nickel-based alloy GH3039, Metallurgical and Materials Transactions A, 51 (2020) 887-896.
- [14] M.C. Flemings, Solidification processing, Metallurgical and Materials Transactions B, 5 (1974) 2121-2134.
- [15] B. Choudhury, M. Chandrasekaran, D. Devarasiddappa, Development of ANN modelling for estimation of weld strength and integrated optimization for GTAW of Inconel 825 sheets used in aero engine components, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 42 (2020) 1-16.
- [16] O. Ojo, N. Richards, M. Chaturvedi, Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy, Metallurgical and materials transactions A, 37 (2006) 421-433.
- [17] A. Kermanpur, N. Varahraam, E. Engilehei, M. Mohammadzadeh, P. Davami, Directional solidification of Ni base superalloy IN738LC to improve creep properties, Materials science and technology, 16(5) (2000) 579-586.
- [18] Franke MM, Hilbinger RM, Konrad CH, Glatzel U, Singer RF, Numerical determination of secondary

چگونه به این مقاله ارجاع دهیم

R. Nazari, I. RanjbarNoodeh, Investigation of the effect of welding current intensity on the morphology and microstructure of IN738LC superalloy weld metal by GTAW method, Amirkabir J. Mech Eng., 56(12) (2025) 1593-1608.

DOI: [10.22060/mej.2025.23562.7781](https://doi.org/10.22060/mej.2025.23562.7781)

