E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 10, Number 2, 2025



Dissolution kinetics of γ′ precipitate in IN738LC nickel base superalloy using arc heat treatment

E. Ranjbarnodeh[1*], P. Raissi[2], A. Kolagar[2], M. Cheraghzadeh[2]
1-Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology.
2-Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group.

Received 12 November 2024 ; Accepted 25 December 2024

Abstract

Nickel base superalloy IN738LC is widely used in power plant industry and gas turbine blade manufacturing. The main strengthening mechanism of this alloy is the precipitation hardness caused by γ′ precipitates. These precipitates play an important role in determining the mechanical properties of this alloy and their amount and morphology changes under heat treatment. In this research, in order to investigate the evolution of γ' precipitates during heat treatment, a number of solution annealed samples were subjected to arc heat treatment. In this heat treatment, by applying heat caused by a static arc, a temperature ranges from the ambient temperature to above the melting point is created in the sample. Using this process, samples with 100 amp currents were heat treated for 1, 2 and 15 minutes. Electron microscope, image processing and transient heat transfer model with axial symmetry were used for experimental and mathematical investigations. In the following, using the experimental and numerical results simultaneously, a mathematical model for the dissolution kinetics of γ' precipitates in the heat-affected zone of these welds was presented. The results of electron microscopy showed that the dissolution rate and shape of γ′ precipitates are strongly influenced by the distance from the heat source. The activation energy of dissolution of γ′ precipitates increased with increasing time and its value was between 40 and 80 kJ/mol.

Keywords:Superalloy IN738LC, arc heat treatment, dissolution kinetics of γ′, finite element model.

*Corresponding Author E. Ranjbarnodeh, islam_ranjbar@aut.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403



سینتیک انحلال رسوب 'γ در سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC با استفاده از عملیات حرارتی قوسی

اسلام رنجبرنوده[1*]، پوریا رئیسی[2]، علی‌محمد کلاگر[2]، محمد چراغزاده[2]

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

2- شرکت مهندسی موادکاران، گروه مپنا، کرج، ایران.

دریافت مقاله: 1403/08/22 ؛ پذیرش مقاله: 1403/10/05

چکیده

سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC به طور گسترده در صنایع نیروگاهی و ساخت پره توربین گاز مورد استفاده قرار می‌گیرد. مکانیزم اصلی استحکام‌دهی این آلیاژ رسوب سختی ناشی از رسوبات ' γ است. این رسوبات نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی این آلیاژ دارند و تحت عملیات حرارتی، میزان و مورفولوژی آن‌ها دچار تغییر می‌شود. در این پژوهش، جهت بررسی نحوه تکامل رسوبات ' γ حین عملیات حرارتی، تعدادی نمونه‌های آنیل محلولی شده، تحت عملیات حرارتی قوسی قرار گرفتند. در این عملیات حرارتی با استفاده از اعمال حرارت ناشی از قوس ساکن، محدوده دمایی از دمای محیط تا بالای نقطه ذوب در نمونه ایجاد می‌شود. با استفاده از این فرایند، نمونه‌هایی با شدت جریان‌های 100 آمپر به مدت زمان 1 و 2 و 15 دقیقه عملیات حرارتی شدند. برای بررسی‌های تجربی و ریاضی از میکروسکوپ الکترونی، پردازش تصویر و مدل انتقال حرارت گذرا با تقارن محوری استفاده شد. در ادامه با استفاده هم‌زمان از نتایج تجربی و عددی، یک مدل ریاضی برای سینتیک انحلال رسوبات ' γ در منطقه متأثر از حرارت این جوش‌ها ارائه شد. نتایج میکروسکوپ الکترونی نشان دادند که میزان انحلال و شکل رسوبات ' γ به شدت تحت تأثیر فاصله از منبع حرارتی است. میزان انرژی اکتیواسیون انحلال رسوبات ' γ با افزایش زمان، افزایشی بوده و مقدار آن نیز بین 40 تا 80 کیلوژول بر مول به دست آمد.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژIN738LC ، عملیات حرارتی قوسی، سینتیک انحلال رسوب'γ، مدل المان محدود.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: اسلام رنجبر نوده، k_ranjbar@scu.ac.ir

1- مقدمه

سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC به دلیل استحکام دما بالای عالی و مقاومت به خوردگی بالا به طور وسیع برای کاربردهای دما بالا، نظیر بخش‌های داغ موتورهای هوایی و توربین‌های گازی زمینی جهت تولید برق، استفاده می‌شود. شرایط کاری پره‌های توربین گاز (تنش، دما و محیط خورنده) اغلب باعث شکل‌های مختلف تخریب این پره‌ها، نظیر ترک خستگی و فرسایش سطح می‌شود. قطعات تخریب‌شده، یکپارچگی سازه و بازده کاری را کاهش می‌دهند که تعمیر یا جایگزین‌کردن کامل قطعات توربین را سبب خواهند شد. با توجه به هزینه ساخت بالا برای قطعات جدید، از نظر اقتصادی توسعه فرایندهای کم هزینه‌تر نظیر جوشکاری تعمیری برای قطعات آسیب‌دیده از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. IN738LC یک سوپرآلیاژ پیرسخت‌شونده است که از طریق رسوبات ′γ در زمینه آستنیتی، سخت‌گردانی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

می‌شود. در این آلیاژ، رسوبات γ' باعث ایجاد خواص مکانیکی مطلوب مانند مقاومت به خزش در دمای بالا می‌شود. اندازه، شکل و کسر حجمی این رسوبات و در نتیجه خواص مکانیکی آلیاژ به شدت تحت تاثیر عملیات حرارتی است. عملیات حرارتی استاندارد این آلیاژ شامل آنیل انحلالی در دمای 1120°C به مدت 2 ساعت برای انحلال تمام رسوبات γ' در زمینه آستنیتی، کافی نیست و در برخی مراجع دما و زمان مناسب این کار 1235°C به مدت 4 ساعت ذکر شده است. لازم به ذکر است که در مراجع مختلف برای عملیات آنیل انحلالی دمای بین 1090°C تا 1235°C به مدت 1 تا 4 ساعت ذکر شده است. معمولاً بعد از عملیات آنیل انحلالی، پیرسازی در دمای 845°C به مدت 24 ساعت صورت می‌گیرد[1]. تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص این آلیاژ توسط محققان بسیاری بررسی و مطالعه شده است که در این بخش به تعدادی از این پژوهش‌ها اشاره می‌شود. البغوری و همکاران[2] تاثیر شرایط مختلف عملیات حرارتی بر ریزساختار IN738LC را بررسی کردند. نتیجه بررسی آنان نشان داد که سرمایش سریع با هوای فشرده در مقایسه با آب، باعث افزایش کسر حجمی و تجمع رسوبات γ' می‌شود. بالیخچی و رامان[3] انحلال رسوبات γ' را در در سوپرآلیاژ IN738LC مورد مطالعه قرار دادند. از نتایج مهم آنان می‌توان به این نکته اشاره نمود که محلول جامد تک‌فاز بدون رسوب در دمای محلول‌سازی بالاتر از 1235°C قابل حصول است. پولسیلاپا و همکاران[4] به بررسی رفتار رشد رسوبات γ' در 900°C پرداختند. نتایج تحقیق آنان نشان داد که بعد از قرارگیری در این دما برای مدت زمان طولانی، رسوبات شروع به گردشدن و تجمع می‌کنند.

نکته شایان توجه این است که اکثر روش‌های مرسوم عملیات حرارتی در مورد بررسی استحاله‌های متالورژیکی، بسیار زمان‌بر و هزینه‌بر هستند. این روش‌ها شامل تعداد زیادی نمونه و طراحی آزمایش جهت پوشش بیشتر نقاط دمایی و زمانی هستند. پوشش تمام این نقاط با استفاده از روش‌های متداول بسیار دشوار است و نیازمند تعداد بالایی از آزمایش‌ها است.

حسینی و همکاران[5] در سال 2017 یک روش جدید عملیات حرارتی برای تولید ریزساختار مرتبه‌ای با قابلیت استخراج اطلاعات برای نمودارهای TTT مورد استفاده در سینتیک استحاله‌های متالورژیکی با تعداد نمونه‌های آزمایشی کم را ابداع نمودند. در این روش، دما از دمای اتاق تا دمای ذوب روی یک نمونه اعمال می‌شود و ریزساختار منحصر بفردی برای هر دما ایجاد می‌شود. در مقایسه با روش‌های متداول عملیات حرارتی، این روش، زمان مطالعه مواد را به شدت کاهش می‌دهد. در پژوهشی دیگر، کومارا و همکاران[6] مدلی برای توزیع دما حین عملیات حرارتی به این روش، روی فولاد زنگ نزن سوپردوبلکس ارائه نمودند. بررسی آن‌ها نشان داد که مدل توسعه یافته قادر به پیش‌بینی دما در منطقه متاثر از حرارت است با این حال، بین نتایج دمایی مدل سازی شده و تجربی در مکان های خاصی در منطقه متاثر از حرارت، عدم تطابق وجود دارد. مشخص شد که این عدم تطابق عمدتاً به دلیل اثر تغییر فاز در این منطقه است که در مدل مذکور مورد توجه قرار نگرفته است. واتاپارا و همکاران[7] با استفاده از روش توسعه داده شده توسط حسینی به بررسی تاثیر دما و زمان بر رشد رسوبات γ' در سوپرآلیاژ Haynes 282 پرداختند. با توجه به نکات مذکور به‌رغم کاربرد فراوان سوپرآلیاژ IN738LC مدل مناسبی برای پیش‌بینی رسوب γ' در منطقه متأثر از حرارت این آلیاژ توسعه نیافته است. لازم به ذکر است که نتایج این تحقیق می‌تواند برای قرارگیری آلیاژ در معرض در دمای بسیار بالا به مدت زمان کم مورد استفاده قرار گیرد. بنابراین در پژوهش با استفاده از روابط سینتیکی، نحوه توزیع این رسوبات در منطقه متأثر از حرارت جوش مورد بررسی قرار گرفت. در پژوهش حاضر علاوه برساخت دستگاه عملیات حرارتی قوسی، مدل المان محدود دو بعدی برای پیش‌بینی توزیع دما و استفاده از آن در مدل سینتیکی، توسعه یافت.

2- مدل‌سازی عددی

معادله حاکم بر انتقال حرارت و شرایط مرزی آن در حالت گذرا در ذیل فهرست شده است. رابطه انرژی، شرایط مرزی و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

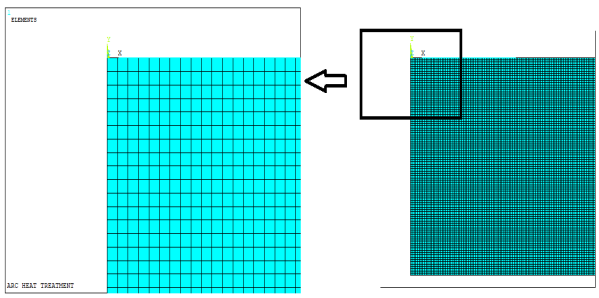
اولیه در یک سیستم مختصاتی ساکن از روابط 1 الی 3 محاسبه می‌شوند:

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

$$k\frac{\partial T}{\partial n}+(h_c-h_r)(T-T_\infty)+q_s=0 \quad (2)$$

$$T(x;y;z;0)=T_0\,(x;y;z) \quad (3)$$

در این روابط ρ دانسیته، C_p گرمای ویژه، t زمان، v_x سرعت در راستای خط جوش، T دما، K هدایت حرارتی وابسته به دما و h ضریب همرفتی است. در مورد هندسه و مش بندی مدل مورد استفاده، ذکر نکات ذیل، لازم است. در این پژوهش، نمونه دیسکی به ضخامت 4/8 میلی‌متر و به قطر80 میلی‌متر مورد استفاده قرار گرفت. با توجه به تقارن هندسی و بارگذاری حرارتی اعمال شده، کل تحلیل مورد نظر در حالت تقارن محوری بررسی شد. برای تحلیل حرارتی دوبعدی از المان Plane55 و برای اعمال شار سطحی روی این المان از المان سطحی Surf151 استفاده شد. چون در نزدیکی خط جوش شیب حرارتی بالایی وجود دارد، از مش‌بندی ریزتری در آن ناحیه استفاده شد (شکل 1). در مدل نهایی از، 51507 گره و 50940 المان مورد استفاده قرار گرفت.



شکل1- مش‌بندی مورداستفاده در شبیه‌سازی المان محدود.

شرایط مرزی حاکم حین جوشکاری عموماً به‌صورت فلاکس حرارتی و همرفت در نظر گرفته می‌شود[8]. 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 مقادیری بین 20 W/m^2k تا 50 گزارش شده است. در انتقال حرارت زیر قوس و در حوضچه مذاب که دمای بالایی دارد، تابش نقش مهمی دارد. این در حالی است که در دماهای پایین و در اطراف حوضچه، رسانش عامل مهمی در انتقال حرارت است[9]. در این پژوهش، دو مقدار برای ضریب انتقال حرارت در نظر گرفته شده است. برای بخش زیرین که قطعه با آب در حال سردشدن قرار دارد، مقدار 1000W/m^2k [10] و برای سایر سطوح مقدار20 W/m^2k در نظر گرفته شده است. دمای پیرامون قطعه نیز 25°C در نظر گرفته شده است. میزان حرارت ورودی به قطعه کار در واحد زمان مطابق رابطه 4 برابر با حاصل ضرب ولتاژ و جریان در مقدار راندمان قوس است[11]:

$$Q=\eta VI \quad (4)$$

در این پژوهش مقدار ولتاژ 12 ولت و میزان 0/6 برای η یعنی راندمان منبع حرارتی در نظر گرفته شد. از معادله 5 می‌توان 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 می‌توان با توزیع گاوسی تقریب زد:

$$q_s(r)=\frac{3Q}{\pi r'^2}\exp\left(-3\left(\frac{r}{r'}\right)^2\right) \quad (5)$$

Q انرژی حرارتی در واحد زمان و r فاصله از مرکز منبع حرارتی است.r' پارامتر توزیع گاوسی است که شعاعی از قطعه است که تقریباً 95% قوس به آن وارد می‌شود. در این پژوهش، مقدارr' برابر 2/5 میلی‌متر(حدود نصف عرض حوضچه جوش) در نظر گرفته شد. جدول‌های(1 و 2) خواص هدایت حرارتی و ظرفیت گرمایی این آلیاژ در دماهای مختلف نشان می‌دهد[12]. مقدار چگالی آلیاژ، در کل تحلیل به صورت مستقل از دما و 8110 کیلوگرم بر متر مکعب فرض شد. لازم به ذکر است که دماهای سالیدوس و لیکوییدوس این ماده به ترتیب 1255°C و 1355°C است که در این مدل به طور تقریبی دمای ذوب آن 1300 درجه فرض شد.

3- بررسی تجربی

برای تهیه فلزپایه مورد استفاده در آزمون‌های تجربی، ابتدا یک پلیت به ابعاد 100×260×10 میلی‌متر مکعب ریخته‌گری، تحت

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

فشار ایزواستاتیک داغ و سپس تحت عملیات حرارتی آنیل محلولی قرار گرفت. سپس دیسک‌هایی به قطر 80 میلی‌متری از آن به‌وسیله برش جت آب تهیه شدند. در شکل(2) نمونه‌های حاصل از برش وایرکات نشان داده شده‌اند. آنالیز شیمیایی فلزپایه به روش کوانتومتری تعیین شد که در جدول(3) ارائه شده است. طرح کلی ساخت این دستگاه از دستگاه ساخته شده توسط حسینی و همکاران[5] گرفته شده است. شمایی از ستاپ آزمایش عملی مورد استفاده در عملیات حرارتی قوسی در شکل(3) نشان داده شده است.

جدول1- گرمای ویژه وابسته به دما برای آلیاژ اینکونل 738 [10].

T (°C)	21	93	204	315	426	537
C (J/Kg K)	419	461	502	523	544	565
T(°C)	648	760	871	983	1200	1300
C (J/Kg K)	586	628	670	712	712	712

جدول2- هدایت حرارتی وابسته به دما برای آلیاژ اینکونل 738 [10].

T (°C)	204	316	427	538	649	760
K (W/m°C)	12	315	16	18	20	22
T (°C)	871	14	1200	1300	1800	
K (W/m°C)	24	982	29	30	90	

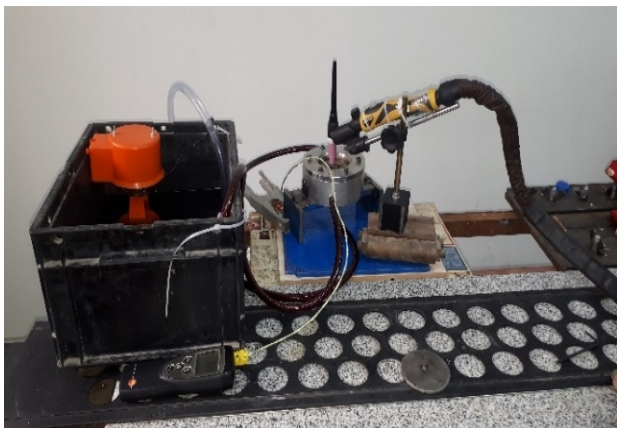
جدول3-ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ اینکونل 738 مورد استفاده.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	Co
0.12	<0.05	<0.005	0.0003	0.0003	15.7	1.7	2.5	8.4
Nb	**Fe**	**Ti**	**Al**	**Al+Ti**	**B**	**Ta**	Zr	**Ni**
0.9	0.08	3.4	3.5	6.9	0.01	1.7	0.02	Bal.



شکل2-نمونه‌های دیسکی شکل مورداستفاده در عملیات حرارتی قوسی به قطر 80 میلی‌متر.

یک تورچ تیگ برای تولید قوس با منبع قدرت DC مورد استفاده قرار گرفت. قطر الکترود 3/2 میلی‌متر و طول قوس 2 میلی‌متر در نظر گرفته شد. شدت جریان مورد استفاده 100 و 120 آمپر، زمان عملیات 1 دقیقه و ولتاژ 12 ولت ثابت در نظر گرفته شدند. اندازه‌گیری‌های حرارتی با استفاده از ترموکوپل‌های نوع K که به نمونه نقطه جوش شده بودند در مدت زمان عملیات حرارتی انجام گرفت (شکل 4).



شکل3-ستاپ آزمایش عملیات حرارتی قوسی روی نمونه‌ها.

در مرحله بعد در شدت جریان ثابت 100 آمپر، عملیات حرارتی در زمان‌های 2 و 15 دقیقه نیز انجام شد. یکی از نکات مهم حین آزمون عملی اطمینان از پایدار شدن توزیع دما بود که جهت بررسی این امر، ترموکوپلی در فاصله حدود 15 میلی‌متری مرکز قوس نصب شد و تاریخچه دمایی این نقطه به صورت وابسته به زمان به دست آمد. بعد از انجام عملیات جوشکاری روی دو نمونه با شدت جریان‌های 100 و 120 آمپر (مطابق شکل5) برای تهیه مقاطع متالوگرافی، میکروسکوپ الکترونی و میکرو سختی از دو نمونه به روش وایرکات نمونه‌هایی مطابق شکل(6) تهیه شدند.

در قدم بعد برای استفاده در مرحله صحت سنجی مدل از دو نمونه جوشکاری شده، مقاطع اچ ماکرو تهیه شد. برای تهیه این مقاطع از محلول ماربل مورد استفاده قرار گرفت و سپس الکترواچ با محلول $12ml\ H_3PO_4+40ml\ HNO_3+48ml\ H_2SO_4$ و ولتاژ 6 ولت به مدت 5 ثانیه انجام شد[11]. بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی با ولتاژ 20 کیلوولت و میکروسختی ویکرز با بار 100 گرم آماده شدند. در بخش بعدی با استفاده از

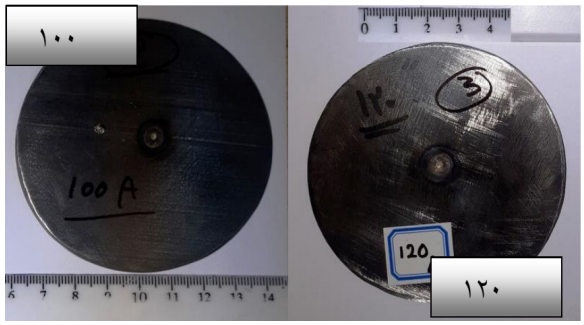
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

نرم‌افزار Image J تصاویر میکروسکوپ الکترونی مورد پردازش تصویری قرار گرفتند.



شکل4-اتصال ترموکوپل‌ها به نمونه‌های دیسکی برای اندازه‌گیری نمودار دما-زمان.



شکل5-نمونه‌های جوشکاری شده با شدت جریان‌های 100 و 120 آمپر.

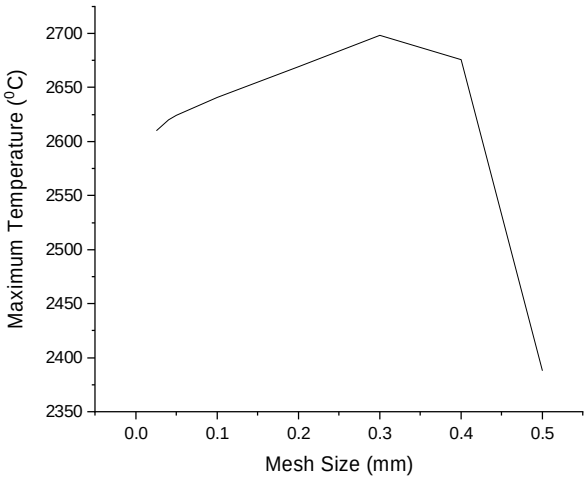


شکل6-نمونه‌های جوشکاری شده پس از برش وایرکات.

4- نتایج و بحث

4-1- تحلیل حرارتی

یکی از نکات مهم و اساسی در هر تحلیل المان محدود، آنالیز حساسیت به مش است. اندازه مش اطراف منطقه اعمال قوس بعنوان متغیر در نظر گرفته شد و تغییرات حداکثر دمای به دست‌آمده از تحلیل با آن مورد بررسی قرار گرفت. در شکل(7) این تغییرات ارائه شده و همان‌طور که دیده می‌شود بعد از اندازه مش در حدود چهارصدم میلی‌متر (40 میکرومتر)، با تغییر اندازه مش، حداکثر دما تغییرات چندانی ندارد.



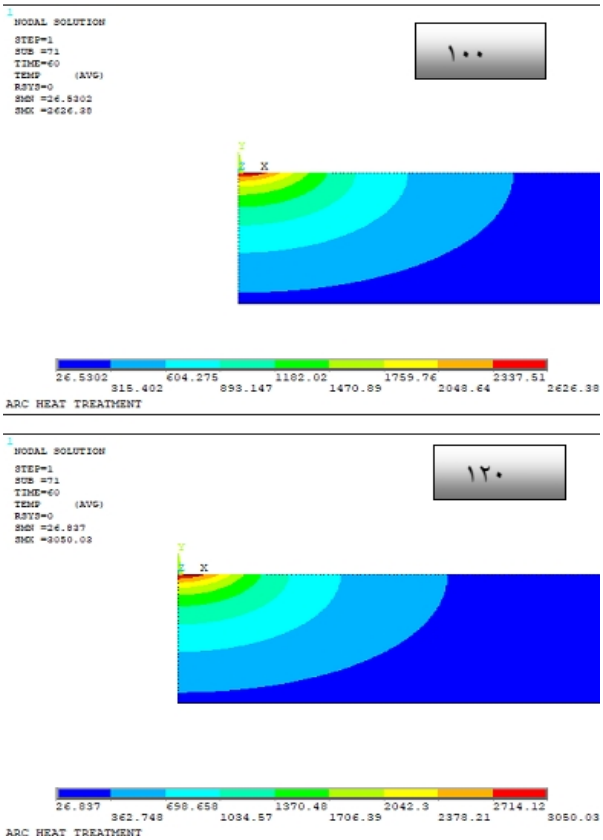
شکل7-نتایج تحلیل حساسیت به مش.

در این بخش از پژوهش، صحت مدل عددی مورداستفاده بررسی می‌شود. برای انجام این امر، توزیع دما در دو نمونه با شدت جریان‌های 100 و 120 در شکل(8) ارائه و در شکل(9) شکل حوضچه به‌دست‌آمده از آزمایش‌های عملی با مدل مورد استفاده، مقایسه شده است. در جدول(4) میزان عرض و عمق حوضچه جوش در دو حالت تئوری و عملی، با یکدیگر مقایسه شده‌اند. همان‌طوریکه نتایج این جدول نشان می‌دهند، تطابق خوبی بین این دودسته مشاهدات دیده می‌شود. بدیهی است که با افزایش شدت جریان مورد استفاده، حداکثر دمای قطعه، عرض و عمق حوضچه افزایش خواهد یافت که چنین روندی در دو نمونه دیده می‌شود. نکته دیگری که در نتایج آزمون‌های تجربی و مدل تئوری دیده می‌شود، شکل خاص حوضچه (نسبت بالای پهنا به عمق) است که به دو دلیل انتقال شدید حرارت در راستای ضخامت و منفی بودن شیب کشش سطحی با دما است که در اغلب فلزات در غیاب عناصر فعال سطحی دیده می‌شود. هنگامی‌که ضریب کشش سطحی منفی است، حوضچه جوش به سمت بیرون کشیده می‌شود. این

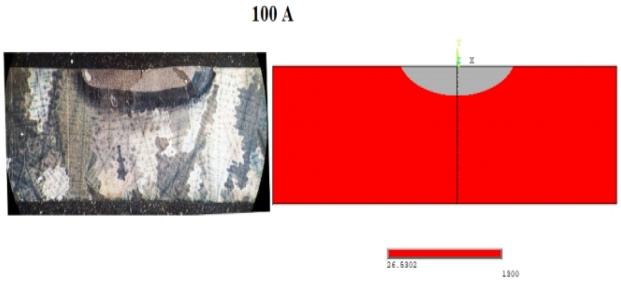
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

اثر به خصوص در مورد فلزاتی مانند نیکل که دارای عدد پرانتل (نسبت نرخ نفوذ ویسکوز به نفوذ حرارتی) پایینی هستند، بیشتر محسوس است[12].



شکل8-توزیع دما در نمونه‌های با شدت جریان الف- 100 و ب- 120 آمپر.

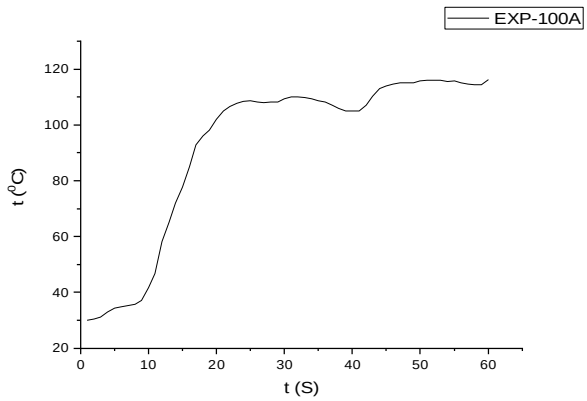


شکل9- مقایسه شکل حوضچه جوش به‌دست‌آمده از آزمایش‌های مدل عددی(سمت راست) و عملی(سمت چپ).

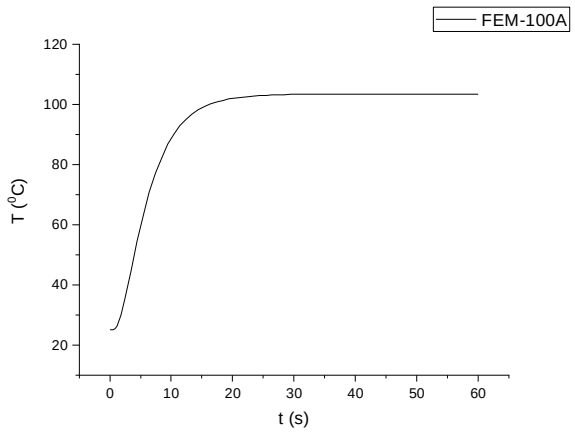
جدول4- مقایسه عرض و عمق حوضچه جوش در دو حالت عملی و تئوری (میلی‌متر).

نمونه	عرض تئوری	عرض عملی	درصد اختلاف	عمق تئوری	عمق عملی	درصد اختلاف
100 آمپر	5/3	5/5	4	1	0/85	17
120 آمپر	5/9	6/5	9	1/3	1/16	12

همان‌طوری‌که در بخش آزمون‌های عملی ذکر شد برای بررسی پایداری توزیع دما در فاصله حدود 15 میلی‌متری از مرکز دیسک، ترموکوپلی نصب شد که نتایج حاصل از آن برای نمونه 100 آمپری مطابق شکل(10) به دست آمد. در این شکل مشاهده می‌شود که نمودار دما-زمان برای این نقطه بعد از طی مدت زمانی در حدود 20 ثانیه به دمایی تقریبی 120°C می‌رسد. برای اطمینان بیشتر نمودار دما - زمان از شبیه‌سازی نیز استخراج شد که در شکل(11) ارائه شده است. در این شکل نیز می‌توان دید که بعد از طی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت 105 درجه (15 درجه اختلاف با مقدار واقعی) می‌رسد که نمایانگر رسیدن به انتقال حرارت پایدار است. لازم به ذکر است که زمان لازم برای رسیدن به حالت پایا توسط حسینی و همکاران در همین فاصله و برای نمونه با ضخامت 6 میلی‌متر از جنس فولاد زنگ‌نزن آستینتی حدود 18 ثانیه ذکر شده است[5].



شکل10- نمودار تجربی دما-زمان برای نقطه‌ای روی سطح با فاصله 15میلی‌متر از مرکز فلزجوش برای نمونه 100 آمپری.



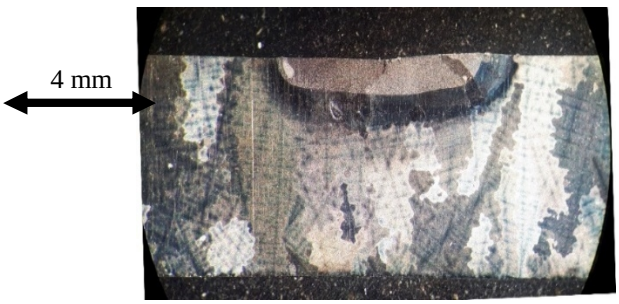
شکل11-نمودار تئوری دما-زمان برای نقطه‌ای روی سطح با فاصله 15میلی‌متر از مرکز فلزجوش برای نمونه 100 آمپری.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

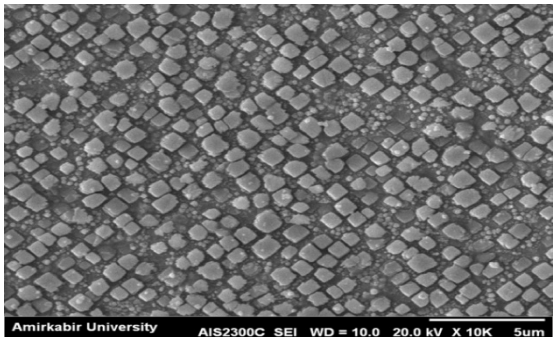
4-2- ارتباط بین دما و توزیع رسوبات γ' و در منطقه متـأثر از حرارت

در این بخش ابتدا بخش‌های فلزپایـه و فلزجـوش بـه صـورت اجمالی، بررسی شده و سپس منطقه متأثر از حرارت با تفضـیل بیشتری مورد بررسی قرار می‌گیرد. در شکل(12) فلزپایه سوپر آلیاژ IN738LC مشاهده می‌شود. این شکل نشان مـی‌دهـد کـه ساختار انجمادی فلزپایه در این آلیاژ، ستونی است که می‌توانـد نشانی از انجماد جهت‌دار آن هنگام ریخته‌گری باشد. دانه‌هـا در فلزپایه، بسیار بزرگ (در حد سانتی‌متر) و تقریباً موازی هسـتند. در مورد فلز جوش، در دو جوش انجام شده بازمانند فلـز پایـه، ساختاری ستونی دیده می‌شود که ناشی از گرادیان حرارتی این منطقه نسبت به مرز ذوب است.

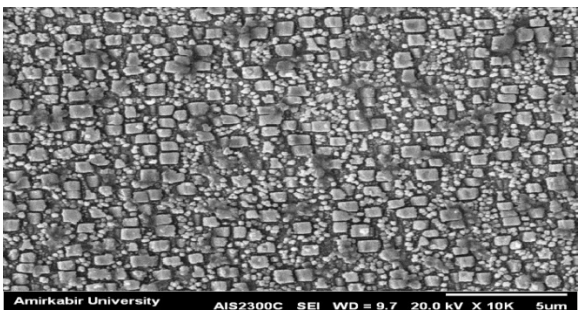


شکل12- ساختار ماکروسکوپی منطقه جوش با شدت جریان 100 آمپر با زمان عملیات حرارتی یک دقیقه.

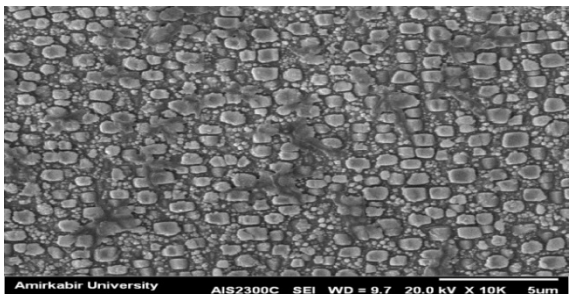
هنگام جوشکاری یکی از رویـدادهای مهـم در منطقـه متـأثر از حرارت سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده، انحـلال رسوبات γ' است. برای بررسی این مورد، توزیع رسوبات γ' در فلزپایه و مناطق مختلف HAZ مورد بررسـی قـرار گرفـت کـه نتایج آن به شرح زیر است. در شکل(13) توزیع رسوبات γ' در فلز پایه ارائه شده است کـه نشـانگر توزیـع رسـوبات درشـت مکعبی همراه با رسوبات ریز کروی است. در شکل‌های(14 تـا 16) توزیع رسوبات γ' در نمونه‌های عملیات حرارتی شـده بـا زمان‌های 1، 2 و 15 دقیقه در نقاط نزدیـک بـه فلزپایـه، وسـط منطقه متأثر از حرارت و خیلی نزدیک به فلزجوش ارائـه شـده است. نکته مشهود در این دو دسته شکل این است که با حرکت از فلزپایه به سمت فلز جـوش، بـه‌مـرور از میـزان γ' درشـت، کاسته شده و شکل رسوب از مکعبی بـه کـروی، تغییـر شـکل یافته است که این امـر بـه دلیـل رقابـت بـین دو انـرژی فصـل مشترک و الاستیک است. چنین رفتاری به وسیله سایر محققـان نیز گزارش شده است[9].



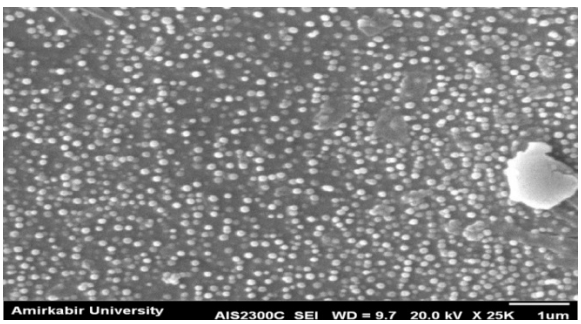
شکل13- توزیع رسوبات γ' در فلزپایه.



الف



ب



ج

شکل14- توزیع رسوبات γ' در نمونه 100 آمپری و 1 دقیقه در نقاط مختلف منطقه متأثر از حرارت: الف- نزدیک فلز پایه، ب- وسط منطقه متأثر از حرارت و ج- بسیار نزدیک به فلز جوش.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

در توضیح این پدیده لازم به ذکر است که انرژی فصل مشترک، با مساحت فصل مشترک متناسب است و تمایل به تشکیل رسوبات همسانگرد(کروی) دارد در حالی‌که انرژی الاستیک با حجم متناسب است و با تشکیل رسوبات ناهمسانگرد(مانند رسوبات مکعبی) افزایش می‌یابد.

با حرکت از سمت فلزپایه به سمت فلزجوش، دما افزایش و به طبع آن مقدار نفوذ افزایش می‌یابد. این افزایش نفوذ باعث افزایش همگنی ساختار و در نتیجه کاهش عدم انطباق بین فاز زمینه یعنی گاما و رسوبات γ' می‌شود و این کاهش منجر به تمایل رسوبات برای تغییر شکل از مکعبی به کروی، شده است. در مرحله بعدی، با استفاده از پردازش تصویر، درصد رسوبات γ' اولیه در فلزپایه و سه نمونه جوشکاری برحسب فاصله تقریبی، شده مورد بررسی قرار گرفت. دمای متوسط مناطق مختلف در ناحیه متاثر از حرارت و درصد رسوبات γ'، f_v در جداول 5 و 6 ارائه شده است.

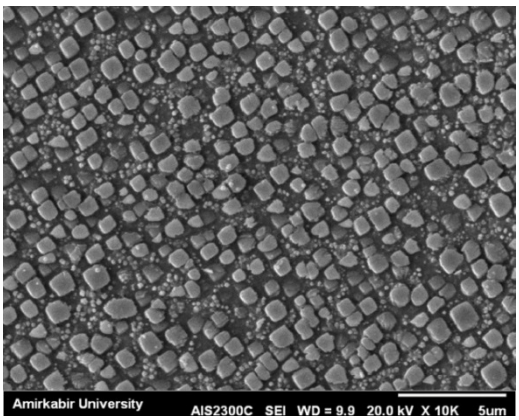
جدول5-دمای مناطق مختلف منطقه متأثر از حرارت.

منطقه	نزدیک به فلز جوش	منطقه میانی	منطقه نزدیک به فلز پایه
دمای متوسط (درجه سانتی‌گراد)	1222	1079	920

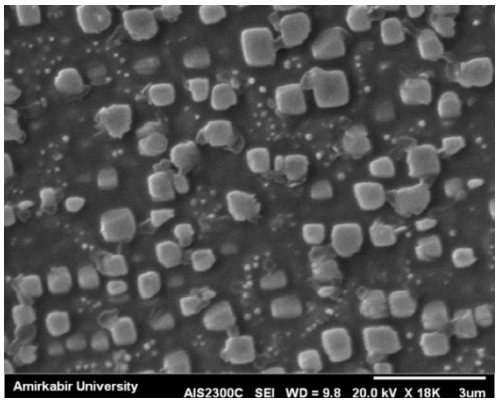
جدول6- کسر حجمی رسوبات γ' اولیه در منطقه متأثر از حرارت در نمونه‌های مختلف.

زمان ماند (دقیقه)	نزدیک به فلز جوش (1222°C)	منطقه میانی (1079°C)	منطقه نزدیک به فلز پایه (920°C)
0	42	42	42
1	30	32	36
2	25	29	35
15	10	18	29

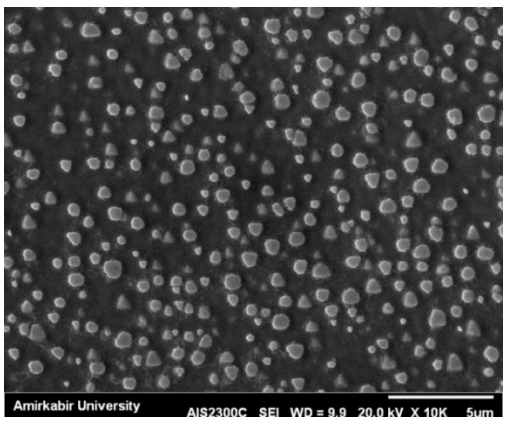
جدول اخیر نشان می‌دهد که میزان انحلال رسوبات γ' به دما و زمان حرارت‌دهی وابسته است و اثر دما به دلیل تأثیر شدیدتر آن بر فرایند نفوذ، بسیار ملموس‌تر است.



الف



ب



ج

شکل15- توزیع رسوبات γ' در نمونه 100 آمپری و 2 دقیقه در نقاط مختلف منطقه متأثر: الف- نزدیک فلز پایه، ب- وسط منطقه متأثر از حرارت و ج- بسیار نزدیک به فلز جوش.

جدول اخیر نشان می‌دهد که میزان انحلال رسوبات γ' به دما و زمان حرارت‌دهی وابسته است و اثر دما به دلیل تأثیر شدیدتر آن بر فرایند نفوذ، بسیار ملموس‌تر است. با فرض یک مقدار تعادلی برای کسر حجمی γ' در زمان ماند بینهایت، رفتار انحلال

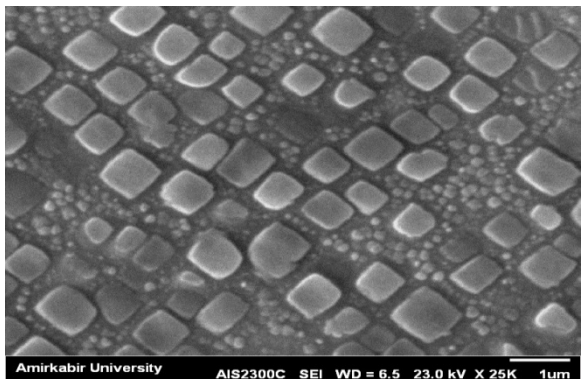
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

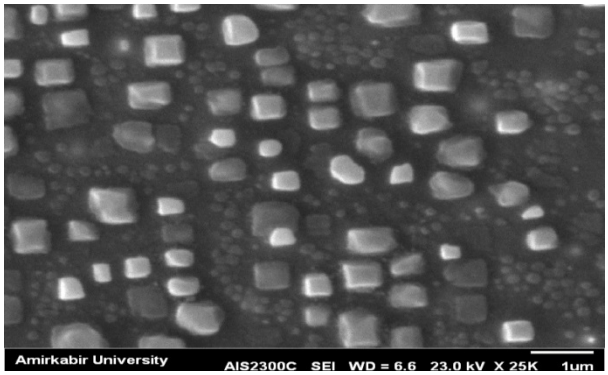
در هر دمای مشخص را می‌توان با رابطه توانی کاهشی، مدل کرد (رابطه 6):

$$f_v = f_{vlim} + f_1 \exp(-\frac{t}{t_1}) \quad (6)$$

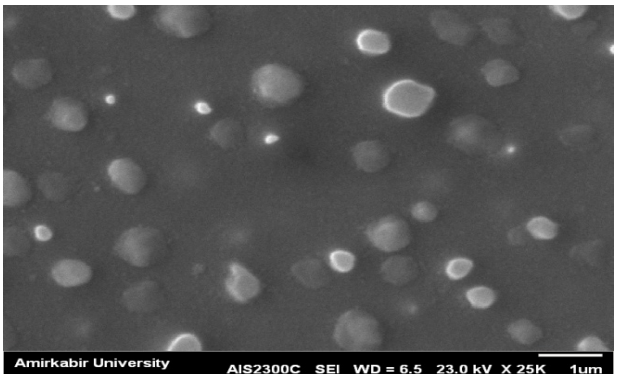
در این رابطه، f_v میزان کسر حجمی رسوبات γ'، f_{vlim} کسر حجمی رسوبات γ' در حالت تعادل ترمودینامیکی، f_1 ثابت وابسته به دما و t_1 زمان مشخصه انحلال است[13].



الف



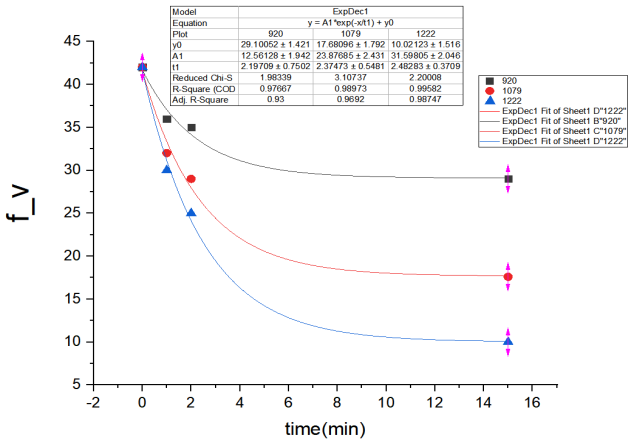
ب



ج

شکل16- توزیع رسوبات γ' در نمونه 100 آمپری و 15 دقیقه در نقاط مختلف منطقه متأثر: الف- نزدیک فلز پایه، ب- وسط منطقه متأثر از حرارت و ج- بسیار نزدیک به فلز جوش.

ثوابت این معادله به وسیله اعداد جدول(6) قابل محاسبه هستند. با برازش داده‌ها، شکل(17) بدست آمد و با استفاده از آن، ثوابت در دماها و زمان‌های مختلف بدست آمدند که در جدول(7) ارائه شده‌اند. روند مشابهی در مورد سوپر آلیاژ MC2 توسط کورمیه و همکاران [14] مشاهده شده است. این جدول به خوبی نشان می‌دهد که با افزایش دما، میزان f_1 یعنی ثابت وابسته به دما افزایش یافته است.



شکل17- نمودارهای برازش شده درصد γ' (f_v) در دماها و زمان‌های مختلف.

جدول7- مقدار ثوابت رابطه 6 برحسب دما.

دما (درجه سانتی‌گراد)	f_{vlim}	f_1	t_1
1222	10,02	31,59	2,48
1079	17,68	23,87	2,37
920	29,10	12,56	2,19

از آنجایی‌که انحلال به وسیله نفوذ کنترل می‌شود، می‌توان فرض کرد که سینتیک آن به وسیله رابطه آرنیوس (رابطه 7) قابل توصیف است[13]:

$$k = A \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad (7)$$

که در این رابطه Q انرژی اکتیواسیون انحلال(kJ/mol)، R ثابت جهانی گازها (8.314 J/mol.K) و T دمای مطلق(کلوین) است. از طرفی سینتیک انحلال در هر دمایی قابل بیان با رابطه (8) نیز هست[13]:

$$k = -\frac{df_v}{dt} = \frac{f_1}{t_1} \exp(-\frac{t}{t_1}) \quad (8)$$

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

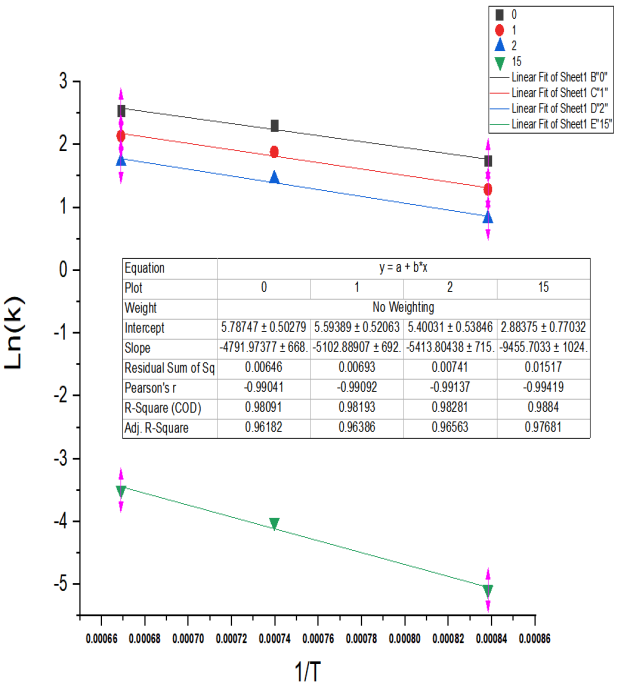
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

در جدول(8) مقدار ثابت سینتیکی k در دماها و زمان‌های مختلف ارائه شده است. همانطوری‌که مشاهده می‌شود در زمان ماند ثابت، با افزایش دما، ثابت سینتیکی به شدت افزایش‌یافته و در دمای ثابت با افزایش زمان ماند، ثابت سینتیکی اندکی افت داشته است که نشانگر تأثیر اساسی دما بر فرایند انحلال به دلیل ماهیت نفوذی آن است. روند مشابهی توسط وانگ و همکاران [13] گزارش شده است.

جدول8-مقدار ثابت سینتیکی k در دماها و زمان‌های مختلف.

ثابت سینتیکی	دما (درجه سانتی‌گراد)	زمان ماند (دقیقه)
5,72	920	0
10,06	1079	
12,73	1222	
3,63	920	1
6,60	1079	
8,51	1222	
2,30	920	2
4,33	1079	
5,69	1222	
0,01	920	15
0,02	1079	
0,03	1222	

در گام بعدی محاسبات، مقدار lnk برحسب $1/T$ رسم شد تا با استفاده از شیب آن خط ($-Q/R$) مقدار انرژی اکتیواسیون انحلال محاسبه شود که نمودارهای مربوطه در شکل(18) ارائه شده‌اند. مقدار انرژی اکتیواسیون انحلال در زمان‌های مختلف در جدول(9) آمده است که نشان می‌دهد که این انرژی با افزایش زمان ماند، افزایش‌یافته است. این روند نشانگر این است که در زمان‌های کمتر، فرایند انحلال فرایند ساده‌تر پیش می‌رود ولی با افزایش زمان، سیستم به سمت تعادل ترمودینامیکی می‌رود و انحلال بیشتر به‌سختی روی می‌دهد. هوانگ و همکاران [15] نیز به روندی مشابه در سینتیک انحلال γ' در سوپرآلیاژ FGH98 رسیدند. برای اطمینان از صحت نتایج مدل، میزان انرژی اکتیواسیون انحلال به دست‌آمده با نتایج محققین دیگر مقایسه شد. بالیخچی و همکاران[16] مقدار این انرژی را 110 کیلوژول بر مول بدست آوردند که بسیار نزدیک به نتایج پژوهش حاضر، است. در محکی دیگر، مقدار کسر حجمی رسوبات γ' در حالت تعادل ترمودینامیکی در دمای 1079°C (حاصل مدل سینتیکی) با مقدار تجربی آن در دمای 1050°C با هم مقایسه شدند که میزان ایندو به ترتیب 29 و 27 درصد بدست آمدند که تطابق بسیار خوبی با هم نشان می‌دهند. این اعداد بدست آمده برای انرژی اکتیواسیون انحلال در مقایسه با مقادیر نفوذ در خود نیکل(285 KJ/mol) و نفوذ آلومینیوم در نیکل(249 KJ/mol) خیلی کوچک است که نشانگر دوربودن ماده از حالت تعادل است[14]. با گذشت زمان سیستم به سمت تعادل ترمودینامیکی پیش می‌رود و همین سبب افزایش انرژی لازم برای انحلال می‌شود.



شکل 18-نمودار Ln(K) برحسب معکوس دما.

جدول9-انرژی اکتیواسیون انحلال در زمان‌های مختلف.

انرژی اکتیواسیون انحلال (kJ/mol) γ'	زمان ماند (دقیقه)
40	0
42	1
45	2
80	15

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

5- نتیجه‌گیری

در این پژوهش ابتدا دستگاه شبیه‌ساز جوشکاری یا همان عملیات حرارتی با جوشکاری تیگ ساخته شد. در گام بعد نمونه‌هایی از سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC ریخته‌گری، فشار ایزواستاتیک داغ(هیپ) و سپس تحت عملیات حرارتی آنیل محلولی شده بودند، تحت عملیات حرارتی با قوس تیگ قرار گرفتند تا تأثیر عملیات حرارتی بر میزان رسوبات γ' بررسی شود.

در همین راستا ابتدا یک مدل المان محدود برای بررسی نحوه انتقال حرارت در نمونه توسعه یافت و سپس با استفاده همزمان از نتایج تجربی و عددی، مدل ریاضی برای سینتیک انحلال رسوبات γ' در منطقه متأثر از حرارت این جوش‌ها ارائه شد. اهم نتایج این پژوهش عبارت‌اند از:

- مدل المان محدود ارائه‌شده در پیش‌بینی توزیع دما تطابق خوبی با واقعیت دارد و شکل حوضچه جوش به دلیل انتقال حرارت شدید در جهت ضخامت ناشی از سرمایش از کف و منفی بودن شیب کشش سطحی با دما، دارای نسبت بالایی از پهنا به عمق است.

- مدت‌زمان رسیدن به حالت پایا در فرایند انتقال حرارت با افزایش میزان فاصله از منبع افزایش می‌یابد ولی میزان شدت جریان تأثیر چندانی بر آن ندارد.

- میزان انحلال رسوبات γ' به شدت تحت تأثیر فاصله از منبع حرارتی است و با کاهش فاصله از منبع علاوه بر افزایش میزان انحلال، شکل رسوبات از مکعبی به سمت کروی، میل می‌کند.

-فرایند انحلال رسوبات γ' به دلیل نفوذی بودن، قابل مدل‌سازی با مدل آرنیوسی است و ثابت سینتیکی به شدت تحت تأثیر دماست.

- میزان انرژی اکتیواسیون انحلال رسوبات γ' با افزایش زمان، روند افزایشی نشان می‌دهد که نشانگر حرکت سیستم به سمت تعادل ترمودینامیکی با افزایش زمان ماند است. مقدار انرژی اکتیواسیون انحلال رسوبات γ' بین 40 تا 80 کیلوژول بر مول به دست آمد.

6- تقدیر و تشکر

نویسندگان این مقاله برخود واجب می‌دانند که از حمایت‌های مادی و معنوی شرکت مهندسی موادکاران در زمینه انجام این پروژه کمال تقدیر و تشکر را ابراز نمایند.

منابع

1-M. T. Boyraz, "IN 738 LC microstructure optimization with heat treatment and simulation to improve mechanical properties of turbine blades," Master of Science, Middle East Technical University, 2018.
2-N. El-Bagoury, M. Waly, and A. Nofal, "Effect of various heat treatment conditions on microstructure of cast polycrystalline IN738LC alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 487, no. 1-2, pp. 152-161, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.10.004.
3-E. Balikci and A. Raman, *Journal of Materials Science*, vol. 35, no. 14, pp. 3593-3597, 2000, doi: 10.1023/a:1004869714854.
4-S. S. Polsilapa, P; Panich, N; Chuankrerkkul, N; and Thueploy, A, "Reheat treated microstructures and gamma prime particle coarsening behaviour at 900˚C of cast nickel based superalloy IN-738," *Journal of Metals, Materials and Minerals*, vol. 16, pp. 7-13, 2006.
5-V. A. Hosseini, L. Karlsson, K. Hurtig, I. Choquet, D. Engelberg, M. J. Roy, and C. Kumara, "A novel arc heat treatment technique for producing graded microstructures through controlled temperature gradients," *Materials & Design*, vol. 121, pp. 11-23, 2017, doi: DOI: 10.1016/j.matdes.2017.02.042.
6-C. Kumara, "Modelling of the temperature field in TIG arc heat treated super duplex stainless steel samples," Master of Science, Department of Engineering Science, University West, Trollhättan, SWEDEN, 2016.
7-K. Vattappara, "Understanding the effect of temperature and time on Gamma prime coarsening for Nickel-base superalloy Haynes 282," SCHOOL OF INDUSTRIAL ENGINEERING AND MANAGEMENT, KTH Royal Institue of Technology, Stockholm, Sweden 2019.
8-T. F. Božidar Liščić, "Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants," *Materials Engineering - Materialove inzinierstvo*, vol. 19, pp. 52-63, 2012.
9-S. Kou, *Welding Metallurgy*. 2002.
10-Y. Danis, E. Lacoste, and C. Arvieu, "Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding: Prediction of residual stress induced cracking," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 14, pp. 2053-2061, 2010.
DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.027.
11-R. K. Sidhu, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, "Post-weld heat treatment cracking in autogenous GTA welded cast Inconel 738LC superalloy," *Materials Science and Technology*, vol. 23, no. 2, pp. 203-213, 2007, doi: 10.1179/174328406x131055.
12-S. Safdar, A. J. Pinkerton, L. Li, M. A. Sheikh, and P. J. Withers, "An anisotropic enhanced thermal conductivity approach for modelling laser melt pools for

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]

Ni-base super alloys," *Applied Mathematical Modelling*, vol. 37, no. 3, pp. 1187-1195, 2013, doi: 10.1016/j.apm.2012.03.028.
13-T. Wang, X. Wang, Z. Zhao, and Z. Zhang, "Dissolution behaviour of the γ′ precipitates in two kinds of Ni-based superalloys," *Materials at High Temperatures*, vol. 33, no. 1, pp. 51-57, 2016, doi: 10.1179/1878641315y.0000000006.
14-J. Cormier, X. Milhet, and J. Mendez, "Effect of very high temperature short exposures on the dissolution of the γ′ phase in single crystal MC2 superalloy," *Journal of Materials Science*, vol. 42, no. 18, pp. 7780-7786, 2007, doi: 10.1007/s10853-007-1645-3.
15-H. Huang, G. Liu, H. Wang, A. Ullah, and B. Hu, "Dissolution Behavior and Kinetics of γ′ Phase During Solution Treatment in Powder Metallurgy Nickel-Based Superalloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 51, no. 3, pp. 1075-1084, 2019, doi: 10.1007/s11661-019-05581-7.
16-E. Balikci, "Microstructure Evolution and Its Influence on Thermal Expansion and Tensile Properties of the Superalloy IN738LC at High Temperatures," Ph.D, Louisiana State UniversityLouisiana State University, 1998.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.12]