

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

Science and Technology of

Volume 10, Number 2, 2025

Dissolution kinetics of γ' precipitate in IN738LC 6 nickel base superalloy using arc heat treatment

E. Ranjbarnodeh^{1*}, P. Raissi², A. Kolagar², M. Cheraghzadeh²

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. \sim *Corresponding Author E. Ranjbarnodeh, <u>islam ranjbar@aut.ac.ir</u>



نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

iwsti.iut.ac.ir



سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403

سینتیک انحلال رسوب' γ در سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC با استفاده از عمليات حرارتي قوسي

اسلام رنجبرنوده^{*1}، پوریا رئیسی²، علی محمد کلاگر²، محمد چراغزاده² 1- دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران. 2- شركت مهندسي موادكاران، گروه مينا، كرج، ايران.

دريافت مقاله: 1403/08/22 ؛ پذيرش مقاله: 1403/10/05

حكىدە

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 عمليات حرارتي، ميزان و مورفولوژي آنها دچار تغيير مي شود. در اين پژوهش، جهت بررسي نحوه تكامل رسوبات ' γ حين عمليات حرارتي، 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 می شود. با استفاده از این فرایند، نمونه هایی با شدت جریان های 100 أمپر به مدت زمان 1 و 2 و 15 دقیقه عملیات حرارتی شدند. برای بررسی های 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 جوش ها ارائه شد. نتایج میکروسکوپ الکترونی نشان دادند که میزان انحلال و شکل رسوبات ' γ به شدت تحت تأثير فاصله از منبع حرارتی است. میزان انرژی اکتیواسیون انحلال رسوبات ' γ با افزایش زمان، افزایشی بوده و مقدار آن نيز بين 40 تا 80 كيلوژول بر مول به دست آمد.

> **کلمات کلیدی**: سوپرآلیاژ IN738LC ، عملیات حرارتی قوسی، سینتیک انحلال رسوب'γ، مدل المان محدود. <u>k ranjbar@scu.ac.ir</u> نويسنده مسئول، يست الكترونيكي: اسلام رنجبر نوده، <u>k ranjbar@scu.ac.ir</u>

1- م*قد*مه

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 می شود. شرایط کاری پره های توربین گاز (تنش، دما و محیط خورنده) اغلب باعث شکلهای مختلف تخريب اين پرهها، نظير ترک خستگي و فرسايش سطح

می شود. قطعات تخریب شده، یکیار چگی سازه و بازده کاری را

کاهش میدهند که تعمیر یا جایگزین کردن کامل قطعات توربین

را سبب خواهند شد. با توجه به هزينه ساخت بالا براي قطعات

جدید، از نظر اقتصادی توسعه فراینـدهای کـم هزینـهتـر نظیـر

جوشکاری تعمیری برای قطعات آسیبدیده از اهمیت ویـژهای

برخوردار است. IN738LC يک سوپرآلياژ پيرسختشونده است

که از طریق رسوبات ' ۷ در زمینه آستنیتی، سخت گردانی

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-07-04

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 می شود و ریزساختار منحصر بفردی برای هر دما ایجاد می شود. در مقایسه با روش های متداول عملیات حرارتی، این روش، زمان مطالعه مواد را به شـدت کـاهش مـیدهـد. در پژوهشی دیگر، کومارا و همکاران[6] مدلی برای توزیع دما حین عملیات حرارتی به ایـن روش، روی فـولاد زنـگ نـزن سوپردوبلکس ارائه نمودند. بررسی آن، انشان 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 توجـه قـرار 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 نكات مذكور بەرغم كاربرد فراوان سوپرآلياژ IN738LC مدل مناسبی برای پیش بینی رسوب ۲۷ در منطقه متأثر از حرارت ایس آلیاژ توسعه نیافته است. لازم به ذکر است که نتایج این تحقیق می تواند برای قرار گیری آلیاژ در معرض در دمای بسیار بالا به مدت زمان کم مورد استفاده قرار گیرد. بنابراین در پـژوهش بـا 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 سينتيكي، توسعه يافت.

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

می شود. در این آلیاژ، رسوبات ۲ 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 انحـلال تمـام رسـوبات γ در زمینه آستنیتی، کافی نیست و در برخی مراجع دما و زمان مناسب این کار C°1235 به مدت 4 ساعت ذکر شده است. لازم به ذکر است که در مراجع مختلف برای عملیات آنیل انحلالی دمای بین C[°]1090 تا C[°]1235 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 می گیرد[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 می شود. 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 / میشود. بالیخچی و رامان[3] انحلال رسوبات 'γ را در در سوپرآلیاژ IN738LC مورد مطالعـه قـرار دادند. از نتایج مهم آنان می توان به ایـن نکتـه اشـاره نمـود كـه محلول جامد تکفاز بدون رسوب در دمای محلولسازی بالاتر از C°1235 قابل حصول است. پولسيلاپا و همكاران[4] بـ ه بررسی رفتار رشد رسوبات γ در C[°]900 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 روش های مرسوم عملیات حرارتی در مورد بررسی استحالههای متالورژیکی، بسیار زمانبر و هزینهبر هستند. این روش هـا شـامل تعـداد زیـادی نمونـه و طراحـــى أزمــايش جهــت پوشــش بيشــتر نقــاط دمــايي و زمانی هستند. پوشش تمام این نقاط با استفاده از روشهای متداول بسیار دشوار است و نیازمند تعداد بالایی از آزمایش هـ است.

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 x100 [10] و برای سایر سطوح مقدار 20 W/m²k در نظر گرفته شده است. دمای پیرامون قطعه نیز $2^{\circ}25$ 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]: (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 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 p را می توان با توزیع گاوسی تقریب زد:

$$q_s(r) = \frac{3Q}{\pi r'^2} \exp\left(-3\left(\frac{r}{r'}\right)^2\right)$$
(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 می شود. در این پژوهش، مقدار 'r برابر 2/5 میلی متر (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 می دهد [12]. مقدار چگالی آلیاژ، در کل تحلیل به صورت مستقل از دما و مقدار چگالی آلیاژ، در کل تحلیل به صورت مستقل از دما و دماهای سالیدوس و لیکوییدوس این ماده به ترتیب 2°255 و دماهای سالیدوس و لیکوییدوس این ماده به ترتیب 2005 و 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 ریخته گری، تحت

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

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

$$I(x; y; z; 0) = I_0(x; y; z)$$
(3)

در این روابط ρ دانسیته، C_p گرمای ویژه، t زمان، v_x سرعت در راستای خط جوش، T دما، X 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 8/4 میلیمتر و به قطر 80 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 مورد نظر در حالت تقارن محوری براسی شد. برای تحلیل مورد نظر در حالت تقارن معوری براسی شد. برای تحلیل مرارتی دوبعدی از المان معوری براتی اعمال شار سطحی روی این المان از المان سطحی 1511 استفاده شد. چون در نزدیکی خط جوش شیب حرارتی بالایی وجود دارد، از مش بندی ریزتری در آن ناحیه استفاده شد (شکل 1). در مدل نهایی از، 50507 گره و ناحیه 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 می شود [8]. اندازه گیری 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/m²k تا 50 گزارش شده است. در انتقال حرارت زیر قوس و در حوضچه مذاب که دمای بالایی دارد،

فشار ایزواستاتیک داغ و سپس تحت عملیات حرارتی آنیل محلولی قرار گرفت. سپس دیسکهایی به قطر 80 میلیمتری از آن به وسیله برش جت آب تهیه شدند. در شکل (2) نمونه های حاصل از برش وایرکات نشان داده شده اند. 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- هدايت حرارتي وابسته به دما براي آلياژ اينكونل 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-تركيب شيميايي سوپر آلياژ اينكونل 738 مورد استفاده.

С	Si	Mn	Р	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	В	Та	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. اندازه گیری های حرارتی با استفاده از ترموکوپل های نوع K که به نمونه نقطه جوش شده بودند در مدت زمان عملیات حرارتی انجام گرفت (شکل 4).



شکل3-ستاب آزمایش عملیات حرارتی قوسی روی نمونه ها. در مرحله بعد در شدت جریان ثابت 100 آمپر، عملیات حرارتی در زمان های 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 میلی متری 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 جریان های 100 و 120 آمپر (مطابق شکل5) برای تهیه مقاطع متالوگرافی، میکروسکوپ نمونه هایی 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 48ml H₂SO₄ +40ml HNO₃ + 48ml l 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

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



شکل4-اتصال ترموکوپل،ها به نمونههای دیسکی برای اندازهگیری نمودار دما-زمان.



شكل5-نمونههای جوشكاری شده با شدت جریانهای 100 و 120 آمپر.



شکل6-نمونههای جوشکاری شده پس از برش وایرکات.

4- نتايج و بحث

1-4- تحليل حرارتي

یکی از نکات مهم و اساسی در هر تحلیل المان محدود، آنالیز حساسیت به مش است. اندازه مش اطراف منطقه اعمال قـوس

بعنوان متغیر در نظر گرفته شد و تغییرات حداکثر دمای به دست آمده از تحلیل با آن مورد بررسی قرار گرفت. در شکل (7) این تغییرات ارائه شده و همان طور که دیده می شود بعد از اندازه مش در حدود چهار صدم میلی متر (40 میکرومتر)، با تغییر اندازه مش، حداکثر دما تغییرات چندانی ندارد.



در این بخش از یژوهش، صحت مدل عددی مورداستفاده بررسی میشود. برای انجام این امر، توزیع دما در دو نمونه با شدت جريانهاي 100 و 120 در شکل (8) ارائه و در شکل (9) شکل حوضچه بهدست آمده از آزمایش های عملی با مدل مورد استفاده، مقایسـه شـده اسـت. در جـدول(4) میـزان عرض و عمق حوضچه جوش در دو حالت تئوری و عملی، بـا يكديگر مقايسه شدهاند. همانطوريكه نتايج ايـن جـدول نشـان مىدهند، تطابق خوبى بين اين دودسته مشاهدات ديده مى شود. 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 سطحي ديده مي شود. هنگامي كه ضريب كشش سطحي منفى است، حوضچه جوش به سمت بيرون كشيده مى شود. اين همان طوری که در بخش آزمون های عملی ذکر شد برای بررسی پایداری توزیع دما در فاصله حدود 15 میلی متری 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 می شود که نمودار دما-زمان برای این نقطه بعد از طی مدت زمانی در حدود 20 ثانیه به دمایی تقریبی 2°20 می رسد. برای اطمینان بیشتر نمودار دما - زمان از شبیه سازی نیز استخراج شد که در شکل (11) ارائه شده است. در این شکل نیز می توان دید که بعد از طی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از طی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از طی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه، نمودار به دمای ثابت می توان دید که بعد از حلی حدود 20 ثانیه دکر است که زمان لازم برای رسیدن به حالت پایا توسط حسینی و می توان در همین فاصله و برای نمونه با ضخامت 6 میلی متر از جنس فولاد زنگ زن آستینتی حدود 18 ثانیه ذکر شده است[3].



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



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].



26.837 عدم 271.412 عدى 2714 12 2378 2042.3 عدى 2042.5 1370.48 1370.48 2042.3 عدى 2714.12 3050.03 عد العدم المحمد المعالي المحمد المعالي المحمد المحمد المحمد المحمد عدى 2014 مربر. شكل 8-توزيع دما در نمونه هاى با شدت جريان الف - 100 و ب - 120 آمپر.





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



			-			
411	عرض	عرض	درصد	عمق	عمق	درصد
تموته	تئورى	عملى	اختلاف	تئورى	عملى	اختلاف
100 آمپر	5/3	5/5	4	1	0/85	17
120 أمپر	5/9	6/5	9	1/3	1/16	12

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

در این بخش ابتدا بخش های فلزپایه و فلزجوش به صورت اجمالی، بررسی شده و سپس منطقه متأثر از حرارت با تفضیل بیشتری مورد بررسی قرار می گیرد. در شکل (12) فلزپایه سوپر آلیاژ IN738LC مشاهده می شود. این شکل نشان می دهد که ساختار انجمادی فلزپایه در این آلیاژ، ستونی است که می تواند نشانی از انجماد جهتدار آن هنگام ریخته گری باشد. دانه ها در فلزپایه، بسیار بزرگ (در حد سانتی متر) و تقریباً موازی هستند. در مورد فلز جوش، در دو جوش انجام شده بازمانند فلز پایه، ساختاری ستونی دیده می شود که ناشی از گرادیان حرارتی این منطقه نسبت به مرز ذوب است.



شكل12- ساختار ماكروسكوپی منطقه جوش با شدت جریان 100 أمپر با زمان عملیات حرارتی یک دقیقه.

هنگام جوشکاری یکی از رویدادهای مهم در منطقه متأثر از حرارت سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده، انحلال رسوبات ' ۲ است. برای بررسی این مورد، توزیع رسوبات ' ۲ در فلزپایه و مناطق مختلف HAZ مورد بررسی قرار گرفت که نتایج آن به شرح زیر است. در شکل (13) توزیع رسوبات ' ۲ در فلز پایه ارائه شده است که نشانگر توزیع رسوبات درشت مکعبی همراه با رسوبات ریز کروی است. در شکل های (14 تا مکعبی همراه با رسوبات ریز کروی است. در شکل های (14 تا زمانهای 1، 2 و 15 دقیقه در نقاط نزدیک به فلزپایه، وسط منطقه متأثر از حرارت و خیلی نزدیک به فلزجوش ارائه شده است. نکته مشهود در این دو دسته شکل این است که با حرکت از فلزپایه به سمت فلز جوش، به مرور از میزان ' ۲ درشت، کاسته شده و شکل رسوب از مکعبی به کروی، تغییر شکل

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].



شكل13- توزيع رسوبات 'γ در فلزپايه.







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.

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 می شود 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 ، در جداول 5 و 6 ارائه شده است.

جدول5-دمای مناطق مختلف منطقه متأثر از حرارت.

منطقه	نزدیک به	منطقه	منطقه نزدیک به
	فلز حوش	مىانى	فلز یایه
دمای متوسط (درجه سانتی گراد)	1222	1079	920

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

زمان ماند (دقيقه)	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 ^۷ به دما و زمان حرارتدهی وابسته است و اثر دما به دلیل تـأثیر شـدیدتر آن بر فرایند نفوذ، بسیار ملموستر است.



الف





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 ^۷ به دما و زمان حرارتدهی وابسته است و اثر دما به دلیل تـأثیر شـدیدتر آن بر فرایند نفوذ، بسیار ملموستر است. با فـرض یـک مقـدار تعادلی برای کسر حجمی ^۷ در زمان ماند بینهایت، رفتار انحلال

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

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

در این رابطه، f_v میزان کسر حجمی رسوبات ' r ، f_{vlim} کسر حجمی رسوبات ' r در حالت تعادل ترمودینامیکی، f₁ ثابت وابسته به دما و t₁ زمان مشخصه انحلال است[13].







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 می دهد که با افزایش دما، میزان f₁ یعنی ثابت وابسته به دما افزایش یافته است.



شکل17- نمودارهای برازش شده درصد '۲((f)در دماها و زمانهای مختلف.

جدول/- مقدار ثوابت رابطه 6 برحسب دما.			
دما (درجه سانتی گراد)	$\mathbf{f}_{\mathrm{vlim}}$	\mathbf{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 آنجایی که انحلال به وسیله نفوذ کنترل می شود، می توان فرض کرد که سینتیک آن به وسیله رابطه آرنیوس (رابطه 7) قابل توصیف است[13]: $\mathbf{k} = \mathbf{A} \exp(-\frac{\mathbf{Q}}{\mathbf{PT}})$ (7)

که در این رابطه Q انرژی اکتیواسیون انحلال (kJ/mol) ، R ثابت حهانی گازها (8.314 J/mol.K) و T دمای مطلق (کلوین) است.

جهانی گازها (X. J/mol.K) و T دمای مطلق(کلوین) است. از طرفی سینتیک انحلال در هر دمایی قابل بیان با رابطه (8) نیز هست[13]:

$$k = -\frac{df_{v}}{dt} = \frac{f_{1}}{t_{1}} \exp(-\frac{t}{t_{1}})$$
(8)

در جدول(8) مقدار ثابت سینتیکی k در دماها و زمانهای مختلف ارائه شده است. همانطوری که مشاهده می شود 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.

زمان ماند	دما	
(دقيقه)	(درجه سانتی گراد)	نابت سينتيكي
	920	5,72
0	1079	10,06
	1222	12,73
	920	3,63
1	1079	6,60
	1222	8,51
	920	2,30
2	1079	4,33
	1222	5,69
	920	0,01
15	1079	0,02
	1222	0,03

در گام بعدی محاسبات، مقدار Ink بر حسب *I/T رسم* شد تا با استفاده از شیب آن خط (*P*/*P*-) مقدار انرژی اکتیواسیون انحلال محاسبه شود که نمودارهای مربوطه در شکل (18) ارائه شدهاند. مقدار انرژی اکتیواسیون انحلال در زمانهای مختلف در جدول(*P*) آمده است که نشان می دهد که این انرژی با افزایش زمان ماند، افزایش یافته است. این روند نشانگر این است که در زمانهای کمتر، فرایند انحلال فرایند سادهتر پیش می رود ولی ابا افزایش زمان، سیستم به سمت تعادل ترمودینامیکی می رود و نیز به روندی مشابه در سینتیک انحلال 'γ در سوپر آلیاژ FGH98 انیز به روندی مشابه در سینتیک انحلال 'γ در سوپر آلیاژ IS

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 C°1079 (حاصل مدل سینتیکی) با مقدار تجربی آن در دمای C°1050 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 (KJ/mol) و نفوذ آلومینیوم در نیکل (KJ/mol) 249 نیکل 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



جدول9-انرژی اکتیواسیون انحلال در زمانهای مختلف.

زمان ماند	انرژى اكتيواسيون انحلال
(دقيقه)	(kJ/mol) γ'
0	40
1	42
2	45
15	80

5- نتېجەگېرى

در اين پژوهش ابتدا دستگاه شبيهساز جوشكاري يا همان عملیات حرارتی با جوشکاری تیگ ساخته شد. در گام بعد نمونههایی از سویرآلیاژ یایه نیکل IN738LC ریختهگری، فشار ایزواستاتیک داغ(هیپ) و سیس تحت عملیات حرارتی آنیل محلولی شده بودند، تحت عملیات حرارتی با قوس تیگ قـرار گرفتند تا تأثیر عملیات حرارتی بر میےزان رسوبات / بررسے شود.

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

- مدل المان محدود ارائهشده در پیش بینی توزیع دما تط ابق 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 يهنا به عمق است.

- مدتزمان رسیدن به حالت پایا در فرایند انتقال حرارت با افزایش میزان فاصله از منبع افزایش می یابد ولی میزان شدت جريان تأثير چنداني بر آن ندارد.

- ميزان انحلال رسوبات 'γ به شدت تحت تأثير 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 / ۲ به دلیل نفوذی بودن، قابل مدلسازی با مدل آرنیوسی است و ثابت سینتیکی به شدت تحت تأثير دماست.

- ميزان انرژى اكتيواسيون انحلال رسوبات / با افزايش 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- تقدير و تشكر نویسندگان این مقاله برخود واجب میدانند که از حمایت های مادی و معنوی شرکت مهندسی موادکاران در زمینه انجام این يروژه کمال تقدير و تشکر را ايراز نمايند.

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 producing treatment technique for 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 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. Ni-base super alloys," *Applied Mathematical Modelling*, vol. 37, no. 3, pp. 1187-1195, 2013, doi: 10.1016/j.apm.2012.03.028.

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.