

## Investigation of strain aging cracking susceptibility in IN738LC superalloy welded by autogenous TIG welding using numerical modeling

Narges Tabrizi<sup>1</sup>, Pouria Raissi<sup>2</sup>, \*Ali Mohammad Kolagar<sup>3</sup>, Mohmmad Cheraghzadeh<sup>4</sup>, Eslam Ranjbarnodeh<sup>5</sup>

1. PhD, Materials Science & Engineering, Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.
2. MSc., Mechanical Engineering, Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.
3. MSc., Material Science & Engineering, Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.
4. MSc., Material Science & Engineering, Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.
5. Assistant Professor, Materials Science & Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran.

**Citation:** Tabrizi N, Raissi P, Kolagar A.M, Cheraghzadeh M, Ranjbarnodeh E. Investigation of strain aging cracking susceptibility in IN738LC superalloy welded by autogenous TIG welding using numerical modeling. Metallurgical Engineering 2022; 24(4): 286-297 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2023.540857.1333>

**doi:** <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2023.540857.1333>

### ABSTRACT

The nickel-based superalloys high sensitivity to various types of cracks during fusion welding and post welding heat treatment, leads to limitations in the repair welding of damaged parts of this material. Strain aging crack is a type of prevalent crack in the IN738LC superalloys that occurs during the post-weld heat treatment, which was investigated in few studies. In this study, using numerical modeling, the susceptibility to strain aging cracking in IN738LC superalloy welded by TIG method without filler metal was investigated. The results of thermal-mechanical modeling as well as experimental evaluation of cross-section of the autogenous welded samples after post-heat treatment showed that the transverse plastic strain of (rather than longitudinal) plastic is a suitable preliminary criterion for evaluating the susceptibility of superalloy to the strain aging cracking and it seems that if the plastic transverse strain is more than 4.6%, the probability of this crack occurring after post weld heat treatment will be very high.

**Keywords:** Strain aging crack, IN738LC Superalloy, finite element modeling.

Received: 14 October 2021 | Accepted: 8 January 2023

■ ..... ■

\* *Corresponding Author:*

Ali Mohammad Kolagar, MSc

Address: Mavad Karan Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 44613778

E-mail: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

## بررسی حساسیت به ترک پیرکرنشی در سوپرآلیاژ IN738LC جوشکاری شده به روش TIG بدون فلز پرکننده به کمک مدل سازی عددی

نرگس تبریزی<sup>۱</sup>، پوریا ریسی<sup>۲</sup>، \*علی محمد کلاگر<sup>۳</sup>، محمد چراغزاده<sup>۴</sup>، اسلام رنجبرنوده<sup>۵</sup>

۱- دکترا مواد، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مینا، تهران، ایران.

۲- کارشناس ارشد مهندسی مکانیک، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مینا، تهران، ایران.

۳- کارشناس ارشد مهندسی مواد و متالورژی، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مینا، تهران، ایران.

۴- کارشناس ارشد مهندسی مواد و متالورژی، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مینا، تهران، ایران.

۵- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه صنعتی امیر کبیر، تهران، ایران.

### چکیده

حساسیت بالای سوپرآلیاژهای پایه نیکل به انواع ترک حین جوشکاری ذوبی و عملیات حرارتی پس از آن، منجر به محدودیت جوشکاری تعمیراتی قطعات آسیب دیده از این جنس می‌شود. ترک پیرکرنشی، یکی از انواع ترک‌های شایع در سوپرآلیاژ IN738LC در عملیات حرارتی پس از جوشکاری است که در کارهای محدودی مورد مطالعه قرار گرفته است. در این پژوهش به کمک مدل‌سازی عددی، حساسیت به ترک پیرکرنشی در سوپرآلیاژ IN738LC جوشکاری شده به روش TIG بدون فلز پرکننده، بررسی شد. نتایج مربوط به مدل‌سازی حرارتی- مکانیکی و همچنین ارزیابی تجربی مقطع عرضی نمونه‌های جوش بدون فلز پرکننده پس از عملیات حرارتی پس گرم، نشان داد تنش و کرنش پلاستیک عرضی (و نه طولی) معیار اولیه مناسبی برای ارزیابی حساسیت سوپرآلیاژ به ترک پیرکرنشی است و به نظر می‌رسد در صورتی که کرنش پلاستیک عرضی بیش از ۴/۶% باشد، احتمال وقوع این ترک پس از عملیات حرارتی پس گرم، بسیار بالا خواهد بود.

واژه‌های کلیدی: ترک پیرکرنشی، سوپرآلیاژ IN738LC، جوشکاری تعمیراتی، مدل‌سازی المان محدود.

دریافت: ۱۴۰۱/۱۰/۱۸ | پذیرش: ۱۴۰۰/۰۷/۲۲

### ۱. مقدمه

است. به طور کلی جوشکاری ذوبی برای تعمیر قطعات موتور از جنس سوپر آلیاژ جذاب است، با این حال، استفاده از آن در تعمیر سوپرآلیاژ IN738LC به دلیل حساسیت بالای آن به ترک خوردگی منطقه متأثر از حرارت<sup>۱</sup> (HAZ) حین جوشکاری و عملیات حرارتی پس از جوش، محدود شده است [۱]. به تجربه ثابت شده است که ترک خوردگی ناشی از رقابت بین نیروی محرکه مکانیکی برای ترک خوردگی (ایجاد تنش یا کرنش) و مقاومت ذاتی مواد در برابر ترک است. ترک خوردگی HAZ که در حین جوشکاری و پس از عملیات حرارتی این آلیاژ رخ می‌دهد، به طور عمده به کرنش‌های بزرگ ناشی از رسوب سریع ذرات  $\gamma'$  حین سرد شدن از دمای

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 توربین‌های گاز زمینی جهت تولید برق، استفاده می‌شود. شرایط بحرانی کاری پره‌های توربین گاز (تنش و دمای بالا و محیط خورنده) اغلب باعث شکل‌های مختلف تخریب این پره‌ها، نظیر خزش، خوردگی، ترک خستگی و فرسایش سطح می‌شوند. قطعات تخریب شده یکپارچگی سازه و بازده کاری را کاهش می‌دهند که تعمیرات یا جایگزین کردن کامل قطعات توربین را سبب خواهند شد. با توجه به هزینه ساخت بالا برای قطعات جدید، از نظر اقتصادی توسعه فرآیندهای کم هزینه‌تر نظیر جوشکاری تعمیراتی برای قطعات آسیب دیده از اهمیت ویژه‌ای برخوردار

1. Heat Affected Zone

\* نویسنده مسئول:

مهندس علی محمد کلاگر

نشانی: تهران، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مینا.

تلفن: ۴۴۶۱۳۷۷۸ (۲۱) ۰۹۸+

پست الکترونیکی: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

آمده از مدل سازی عددی و مقاومت ماده در برابر ترک خوردگی، در شرایط جوشکاری روی آزمون‌هایی از پره‌های توربین گاز، ارائه شدند.

آتیروج<sup>۷</sup> و همکاران [۱۷]، امکان‌پذیری تولید جوش عاری از ترک، بدون عملیات حرارتی پیش از جوشکاری و تنها با کنترل مناسب متغیرهای جوشکاری TIG و استفاده از فلز پرکننده IN625 را در دو حالت بلافاصله پس از جوشکاری<sup>۸</sup> و بعد از PWHT<sup>۹</sup> مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها نشان دادند، با کنترل مناسب متغیرهای جوشکاری TIG، بدون عملیات پیشگرم نیز امکان تولید جوش عاری از ترک (حتی پس از PWHT) وجود دارد. با این وجود، در اغلب مطالعات انجام شده معیاری مناسب برای حساسیت به ترک پیرکرنشی<sup>۱۰</sup> در سوپرآلیاژ IN738LC به ویژه به کمک مدل سازی عددی ارائه نشده است.

بنابراین، در پژوهش حاضر حساسیت به ترک پیرکرنشی در سوپرآلیاژ IN738LC جوشکاری شده به روش TIG و تعیین معیار مناسب برای جلوگیری از وقوع آن پس از عملیات حرارتی رسوب سختی<sup>۱۱</sup>، با دو رویکرد تجربی و مدل سازی عددی مورد بررسی قرار گرفت. در این مطالعه، ابتدا جهت تعیین معیار اولیه برای ارزیابی مقاومت ماده جوشکاری شده به ترک پیرکرنشی، برای فرآیند جوشکاری بدون فلز پرکننده و تحت شدت جریان‌های مختلف، مدل سازی حرارتی و مکانیکی انجام و سپس به صورت تجربی صحت‌گذاری شد. با توجه به شرایط مشابه عملیات حرارتی رسوب سختی برای تمام نمونه‌ها، از اعمال در مدل سازی عددی صرف نظر شد. با مقایسه‌ی نتایج مربوط به تنش‌های پسماند و کرنش‌های پلاستیک با نتایج پژوهش‌های پیشین، معیاری اولیه برای ارزیابی حساسیت ماده مورد بررسی به ترک پیشنهاد شد.

## ۲. مدل سازی عددی

### مدل حرارتی

معادله حاکم بر انتقال حرارت و شرایط مرزی آن در حالت گذرا در ذیل فهرست شده است که برای حل این مسئله از نرم‌افزار المان محدود ANSYS کمک گرفته شد. رابطه انرژی در یک سیستم مختصاتی متحرک از رابطه (۱) محاسبه می‌شود:

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

در این رابطه  $\rho$  دانسیته،  $C_p$  گرمای ویژه،  $t$  زمان،  $v_x$  سرعت در راستای خط جوش،  $T$  دما،  $k$  هدایت حرارتی وابسته

جوشکاری [۲ و ۳] و ذوب جزئی فازهای مختلف در آلیاژ زمینه نسبت داده شده است [۴ و ۶]. آجو<sup>۲</sup> و همکاران [۵]، نیز نشان دادند ذوب جزئی فاز استحکام بخش اصلی آلیاژ (γ')، که در حجم قابل توجهی پس از عملیات حرارتی قبل از جوشکاری باقی می‌ماند، به طور مؤثری در ذوب مرزدانه و ترک خوردگی آن در HAZ نقش دارد. اگبواند<sup>۳</sup> و همکاران [۱۴] نشان دادند، عملیات حرارتی قبل از جوشکاری که حداقل مقدار ذوب مرز دانه‌ای را منجر شود، در مقایسه با آنهایی که باعث ذوب بین‌دانه‌ای بیشتر می‌شوند، حساسیت به ترک خوردگی HAZ را افزایش می‌دهد. کاهش توانایی آلیاژ پایه برای وفق دادن و سازگاری با تنش‌های کششی ناشی از جوشکاری با به حداقل رسیدن ذوب مرزدانه‌ای، دلیل این نتیجه‌ی خلاف انتظار بیان شده است. بونیفاز<sup>۴</sup> و همکاران [۱۵]، یک مدل حرارتی المان محدود سه بعدی برای ایجاد پروفیل‌های جوش توسعه دادند و از آن برای تجزیه و تحلیل جریان گرما، شیب حرارتی و چرخه‌های حرارتی در جوش‌های قوس تنگستن گاز سوپرآلیاژ IN738LC استفاده نمودند.

به ترک خوردگی بعد از عملیات حرارتی قطعه جوشکاری شده، ترک پیرکرنشی گفته می‌شود. علل ترک پیرکرنشی سوپرآلیاژ IN738LC، به طور واضح در اسناد موجود بحث نشده است. مطالعات قبلی در مورد مکانیزم ترک خوردگی ناشی از پس‌گرم در چندین آلیاژ پایه نیکل دیگر توسط محققان [۹-۷] نشان داد، این ترک هنگامی اتفاق می‌افتد که تنش‌های ایجاد شده حین پس‌گرم در ناحیه HAZ (که قبلاً توسط انواع مختلف استحاله‌های متالورژیکی هنگام جوشکاری، ترد شده است) به طور ترجیحی آزاد شوند. گفته می‌شود، تنش‌های عمده مربوط به ترک پیرکرنشی شامل تنش‌های پسماند جوشکاری و تنش‌های انقباضی ناشی از پیرسازی آلیاژ هستند [۱۲-۹].

سیدو<sup>۵</sup> و همکاران [۱۳]، ترک پیرکرنشی در سوپرآلیاژ IN738LC جوشکاری شده به روش TIG بدون فلز پرکننده، تحت دو نوع عملیات حرارتی متفاوت پیش از جوشکاری، مورد مطالعه قرار دادند. ارزیابی ریزساختاری از هر دو مورد نشان داد، ترک خوردگی بین‌دانه‌ای حین جوشکاری فقط در HAZ همراه با مقداری ترک توسعه یافته به فلز پایه مجاور رخ می‌دهد، در حالیکه بعد از پس‌گرم ترک‌ها در منطقه‌ی ذوب، HAZ و فلز پایه قابل رؤیت هستند. دنیس<sup>۶</sup> و همکاران [۱۶] نیز به منظور تعیین شرایط مناسب برای جوشکاری سوپرآلیاژ IN738LC از مدل سازی عددی استفاده کردند. در این مطالعه، معیارهای ترک خوردگی مربوط به پدیده ذوب جزئی و پیرکرنشی با تکیه بر مقایسه بین تنش‌های پسماند بدست

7. Athiroj

8. As-welded

9. Post Weld Heat Treatment

10. Strain-Age Cracking (SAC)

11. Precipitation hardening heat treatment

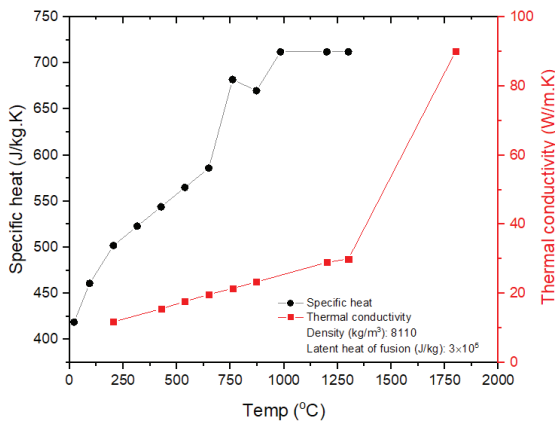
2. Ojo

3. Egbewande

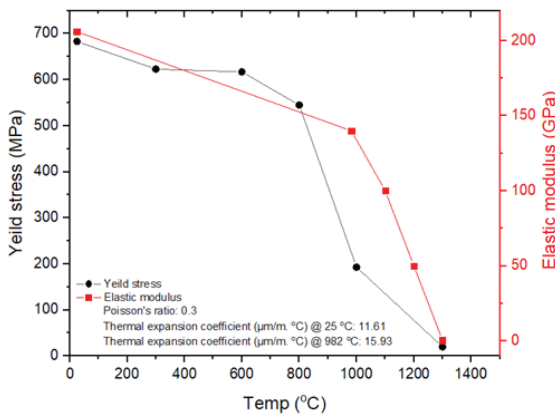
4. Bonifaz

5. Sidhu

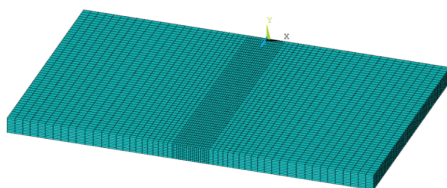
6. Danis



شکل ۱. خواص حرارتی فلز پایه (IN738LC) [۲۲].



شکل ۲. خواص مکانیکی فلز پایه (IN738LC) [۲۲].



شکل ۳. سیستم مش‌بندی مورد استفاده در مدل المان محدود

$$\sigma_{i,j,j} + b_i = 0 \quad (7)$$

که  $\sigma_{ij}$  تانسور تنش کوشی<sup>۱۴</sup> و  $b_i$  بردار نیروی حجمی<sup>۱۵</sup> (حاصل از تحلیل حرارتی) هستند. همچنین معادلات ساختاری ترمو-الاستیک-پلاستیک<sup>۱۶</sup> بر مبنای معیار تسلیم فون میزس<sup>۱۷</sup> و قانون کرنش سختی همسانگرد<sup>۱۸</sup> در تحلیل مدل مکانیکی لحاظ شده است [۲۰]. همچنین از آنجا که

14. Cauchy stress tensor
15. Body force vector
16. The thermo-elastic-plastic constitutive equations
17. Von Mises yield criterion
18. Isotropic strain hardening rule

به دما و  $\dot{Q}$  آهنگ داخلی تولید گرما (در اینجا برابر صفر در نظر گرفته شد)،  $x$  راستای عرضی عمود بر خط جوش،  $y$  راستای ضخامت ورق و  $z$  راستای جوشکاری هستند. شرایط اولیه مطابق رابطه (۲) و شرایط مرزی انتقال حرارت مطابق رابطه (۳) برای ناحیه تحت قوس جوشکاری و رابطه (۴) برای سایر سطوح عبارتند از:

$$(2)$$

$$T(x, y, z, 0) = T_{\infty}$$

$$(3)$$

$$k \frac{\partial T}{\partial n} + h(T - T_{\infty}) + q_s = 0$$

$$(4)$$

$$k \frac{\partial T}{\partial n} + h(T - T_{\infty}) = 0$$

که  $T_{\infty}$  دمای پیرامون قطعه کار ( $25^\circ\text{C}$ )،  $n$  جهت عمود بر سطح،  $h$  ضریب انتقال حرارت همرفت و  $q_s$  شار حرارتی سطحی ناشی از جوشکاری هستند. در این پژوهش، دو مقدار برای ضریب انتقال حرارت همرفت در نظر گرفته شده برای بخشی از قطعه که در زیر قید و بند قرار دارد (با فاصله ۵ میلی‌متر از هر دو لبه طولی قطعه کار)، مقدار  $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$  و برای سایر سطوح آزاد مقدار  $15 \text{ W/m}^2\text{K}$  لحاظ شده است [۱۸]. دمای  $25^\circ\text{C}$  برای محیط فرض شد. حرارت ورودی قوس جوشکاری بر اساس رابطه (۵) قابل محاسبه است که در مدل حرارتی، به عنوان یک شار حرارتی سطحی متحرک با توزیع گاوسی مطابق رابطه (۶)، به کمک زبان طراحی پارامتری انسیس<sup>۱۲</sup> تعریف شد:

$$(5)$$

$$Q = \eta VI$$

$$(6)$$

$$q_s(r) = (Q/2\pi r'^2) \exp(-1/2(r/r')^2)$$

که  $Q$  حرارت ورودی قوس جوشکاری بر واحد زمان،  $\eta$  راندمان قوس (که در اینجا مقدار  $0/6$  در نظر گرفته شد [۱۸])،  $V$  ولتاژ،  $I$  آمپراژ،  $r$  فاصله از مرکز منبع حرارتی و  $r'$  نیز پارامتر گاوسی و در واقع شعاعی است که قریب به ۹۵٪ حرارت قوس به آن وارد می‌شود [۱۹]. در این پژوهش، مقدار  $r'$  برابر  $1/8$  میلی‌متر فرض شد [۱۸].

### مدل مکانیکی

در مدل مکانیکی، به منظور محاسبه و تحلیل اعوجاج، کرنش‌ها و تنش‌های پسماند جوش<sup>۱۳</sup>، از معادلات تعادل (رابطه (۷)) استفاده شد:

12. Ansys Parametric Design Language (APDL)
13. Weldment

ترکیب شیمیایی فلز پایه در جداول (۲) ارائه شده است. همچنین گاز محافظ آرگون با دبی ورودی Lit/min12 و دمای °C ۱۰ مورد استفاده قرار گرفت.

جدول ۱. متغیرهای استفاده شده در جوشکاری نمونه‌ها

شدت جریان (آمپر)	حرارت ورودی (J/mm)
۹۵	۱۸۲
۱۲۰	۲۳۰
۱۳۲	۲۵۲

جدول ۲. ترکیب شیمیایی فلز پایه (IN738LC)

عنصر	C	Cr	Co	W	Ti	Al	Mo	Ta	Nb	B	Zr	Ni
باقی مانده	۰.۰۶	۱۵.۶	۸.۵	۲.۷	۳.۲	۳.۲	۱.۵	۱.۷	۰.۸	۰.۰۱	۰.۰۵	۰.۰۵
درصد وزنی												

شکل (۴) دستگاه جوشکاری خودکار در حالت بدون فلز پرکننده، به همراه قید و بندی که جهت انجام آزمایش‌های عملی استفاده شده است را نشان می‌دهد. همچنین ترموکوپل مورد استفاده جهت اندازه‌گیری دما در موقعیت میانه عرض نمونه و با فاصله از خط جوش به کار گرفته شد، در این شکل نشان داده شده است. لازم به ذکر است که نمونه‌ها قبل از جوشکاری تحت عملیات آنیل انحلالی و پس از جوشکاری دوباره آنیل انحلالی و پیرسازی شدند. سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده برای آنیل انحلالی و پیرسازی به ترتیب عبارتند از دمای °C ۱۱۲۰ برای مدت ۲ ساعت و دمای °C ۸۵۰ به مدت ۲۴ ساعت [۲۲]. در مرحله بعد، از نمونه‌های جوشکاری شده مقطع عرضی تهیه و پس از متالوگرافی، توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند.



شکل ۴. تجهیزات مورد استفاده برای جوشکاری خودکار بدون فلز پرکننده.

#### ۴. نتایج و بحث

##### تحلیل حرارتی

ابتدا، نتایج شبیه‌سازی حرارتی با نتایج حاصل از متالوگرافی نمونه‌های جوشکاری شده (بدون فلز پرکننده) مقایسه شده تا

آنالیز ترمو-الاستو-پلاستیک یک مسئله غیرخطی<sup>۱۹</sup> و وابسته به مسیر<sup>۲۰</sup> است، محاسبات افزایشی<sup>۲۱</sup> به همراه تکنیک‌های حل تکرار شونده<sup>۲۲</sup> در مدل استفاده شد. لازم به ذکر است که حین حل مکانیکی قیدگذاری روی لبه‌های ورق انجام و پس از رفع فیکسچر صرفاً جهت جلوگیری از حرکت جسم صلب، قیدگذاری اعمال شد.

##### هندسه، خواص مواد و مش بندی مدل

هندسه قطعه‌کار به صورت ورق به ضخامت ۴، طول ۸۰ و عرض ۵۰ mm در مدل حرارتی و مکانیکی جوشکاری بدون و با فلز پرکننده مورد استفاده قرار گرفت. برای تحلیل حرارتی سه بعدی از المان SOLID70 و برای اعمال شار سطحی از المان سطحی SURF152 و برای تحلیل مکانیکی نیز از المان SOLID705 و CONTAC52 استفاده شدند. شکل‌های (۱) و (۲) به ترتیب، خواص حرارتی و مکانیکی وابسته به دما را برای فلز پایه نشان می‌دهند [۱۶ و ۲۱]. این نکته قابل ذکر است که برای تعیین تنش تسلیم فلز پایه، آزمون کشش در دماهای مختلف انجام شد. همچنین جهت در نظر گرفتن نقش مهم همرفت در حوضچه جوش در همگن کردن دمای آن، فرض شد هدایت حرارتی فلز پایه و فلز پرکننده در بالای نقطه ذوب آنها به صورت خطی با یک ضریب (در اینجا تقریباً ۳) افزایش می‌یابد [۲۳]. برای اعمال مش، از آنجا که در نزدیکی خط جوش گرادیان حرارتی بالایی وجود دارد، مطابق شکل (۳) از مش‌بندی ریزتری در آن ناحیه، استفاده شد. در مدل نهایی برای جوشکاری بدون فلز پرکننده ۳۴۱۷۰ گره و ۳۰۶۰۰ المان (شکل ۳) مورد استفاده قرار گرفت.

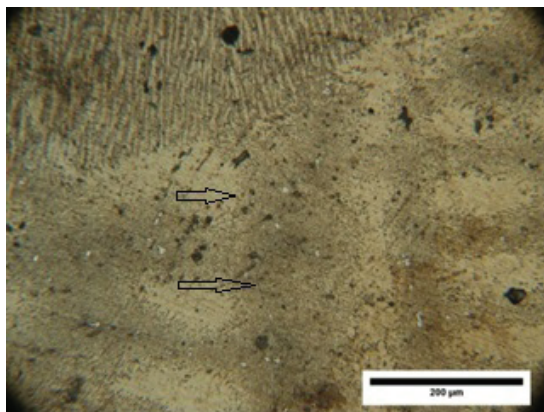
##### ۳. مواد و روش تحقیق

نمونه‌هایی از سوپرآلیاژ IN738LC در ابعاد ۴×۵۰×۸۰ میلی‌متر تهیه و قبل از جوشکاری نمونه‌ها تمیزکاری و سمباده‌زنی شدند تا آلودگی‌های سطحی رفع شوند. از روش TIG در حالت بدون فلز پرکننده تحت متغیرهای اشاره شده در جدول (۱)، برای ایجاد نمونه‌های جوشکاری استفاده شد. مطابق گزارش سازنده دستگاه جوش، بازده جوشکاری ۰/۶ و ولتاژ جوشکاری ۱۰ ولت در نظر گرفته شده است. مقدار سرعت مناسب به صورت آزمون و خطا ۳،۱۴ میلی‌متر بر ثانیه به دست آمد. مقدار حرارت ورودی مطابق رابطه (۸) محاسبه شده است.

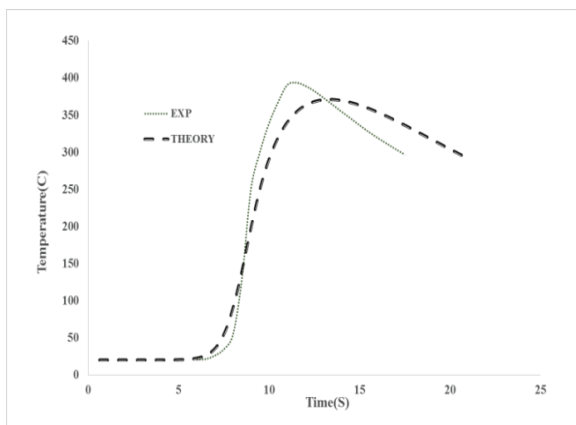
(۸)

$$Q_{(J/mm)} = (Volt_{(V)} \times I_{(A)}) / v_{(mm/s)}$$

19. Non-linear
20. Path dependent
21. Incremental calculations
22. Iterative solution



شکل ۶. تصویر ترک ایجاد شده در HAZ

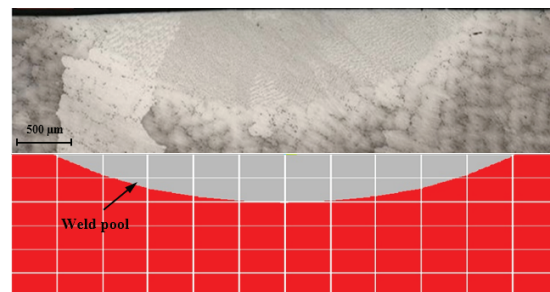


شکل ۷. منحنی‌های چرخه حرارتی تجربی و تئوری در موقعیت میانه عرض قطعه کار و با فاصله ۷ mm از خط جوش در حین جوشکاری بدون فلز پرکننده و با جریان ۱۲۰ آمپر

شکل (۸)، کانتورهای توزیع دمایی در جوشکاری با جریان ۹۰ آمپر در مرحله ۱، ۲۵ و ۵۰ جوشکاری را نشان می‌دهد (در شبیه‌سازی، اعمال قوس جوشکاری در ۵۰ مرحله تعریف شده است). ماکزیمم دما در موقعیت‌های  $z = 0$  و  $z = 25$  mm و  $z = 50$  mm به ترتیب حدود ۲۱۷۸، ۱۹۴۹ و ۱۹۷۴ درجه سانتیگراد است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت، ماکزیمم دمای جوش با حرکت در راستای جوشکاری ابتدا کاهش یافته و سپس به مقدار ثابتی رسیده و نهایتاً در انتهای جوشکاری دوباره افزایش می‌یابد. در واقع، در ابتدای جوشکاری به دلیل اعمال شار حرارتی بالا در حجم کوچکی از ماده، دما در ابتدا کمی بیشتر افزایش می‌یابد. با جلو رفتن منبع حرارت، قوس الکتریکی با بخش بزرگتری از ماده و در جهات مختلف در حال انتقال حرارت است و بنابراین مقدار دمای حداکثر نسبت به مراحل اولیه جوشکاری، افت کرده و حالت پایدار توزیع دمایی ایجاد می‌شود. اما در انتهای جوشکاری و با منتهی شدن یک طرف قوس به سطح آزاد و

23. Step

مدل حرارتی صحت‌سنجی شود. نزدیک بودن این دو خروجی، دلیلی بر صحت شبیه‌سازی انجام شده است. در شکل (۵) مقایسه هندسه حوضچه جوش حاصل از متالوگرافی نمونه جوشکاری شده با جریان ۹۵ آمپر و پروفیل دما شبیه‌سازی ارائه شده است. در پروفیل دما ناحیه ذوب شده به رنگ خاکستری (دماهای بالاتر از ۱۳۴۰ درجه سانتیگراد) نشان داده شده است. البته این نکته قابل ذکر است که مقیاس مدل شبیه‌سازی شده با تصویر میکروسکوپی همخوانی ندارد. لذا در جدول (۳) نتایج شبیه‌سازی و اندازه‌گیری تجربی مقایسه شده است.



شکل ۵. مقایسه هندسه حوضچه جوش حاصل از متالوگرافی نمونه جوشکاری شده با پروفیل دمای شبیه‌سازی برای جریان ۹۵ آمپر.

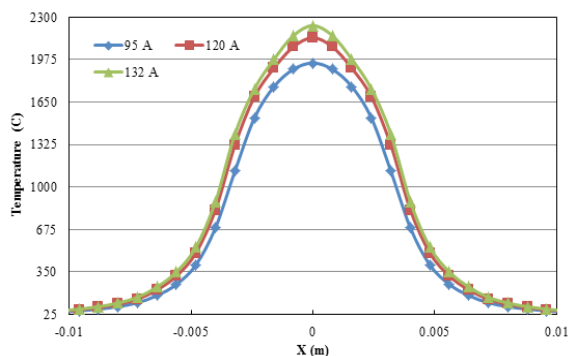
جدول ۳. مقایسه ابعاد حوضچه جوش حاصل از شبیه‌سازی و اندازه‌گیری تجربی

جریان (A)	پهنای بالایی حوضچه جوش، $w$ (mm)		درصد اختلاف	عمق حوضچه جوش، $h$ (mm)		درصد اختلاف
	شبیه‌سازی	تجربی		شبیه‌سازی	تجربی	
۹۵	۳/۶	۳/۳۸	۶/۵	۰/۹۳	۰/۸۵	۹/۴
۱۲۰	۵/۵	۵/۱۶	۶/۶	۱/۲۰	۱/۱۰	۹/۱
۱۳۲	۵/۸	۵/۵۲	۵/۱	۱/۴۵	۱/۳۳	۹/۰

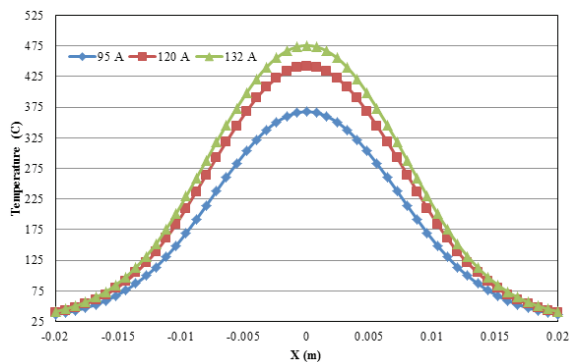
مقایسه نتایج حاصل نشان می‌دهد که مدل بکار رفته، قابلیت خوبی را در پیش‌بینی حوضچه جوش از خود نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود حداکثر اختلاف نتایج تئوری و تجربی حدود ۱۰٪ است که حاکی از صحت و مدل مورد استفاده در پیش‌بینی رفتار حرارتی سیستم است. این نکته قابل ذکر است که در ارزیابی تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع عرضی جوش‌ها، در نمونه جوشکاری شده بدون فلز پرکننده و با جریان ۱۳۲ آمپر، مطابق شکل (۶) ترک مشاهده شد. در شکل (۷) مقایسه اندازه‌گیری دما به صورت تجربی (با استفاده از ترموکوپل) و تئوری (به کمک شبیه‌سازی) در موقعیت میانه عرض قطعه کار و با فاصله ۷ mm از خط جوش در حین جوشکاری در حالت بدون فلز پرکننده و با جریان ۱۲۰ آمپر نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود، تطابق مناسبی میان مقادیر بدست آمده از دو روش اندازه‌گیری حاصل شده است.

یافته و به عنوان مثال، به ازای جریان ۹۵ آمپر، ماکزیمم دما از ۱۹۵۰ به ۳۶۸ درجه سانتیگراد کاهش می یابد. این افت دمایی شدید در مدت زمان کوتاه جوشکاری سبب ایجاد گردایان دمایی و تغییر ناگهانی در ساختار جوش می شود.

کاهش سطح مقطع انتقال حرارت، دما مجدداً افزایش خواهد کرد. به همین علت نیز نمونه های متالوگرافی از وسط مسیر جوشکاری تهیه شدند.



(الف)



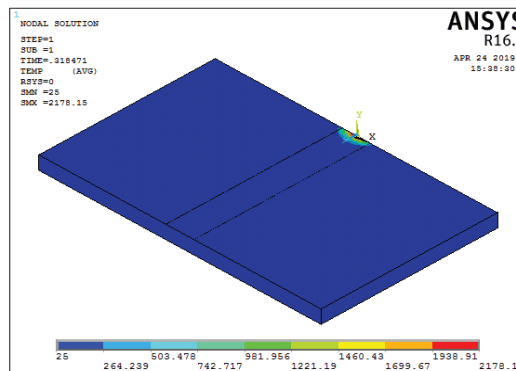
(ب)

شکل ۹. منحنی های توزیع دما در راستای عمود بر نصف طول جوش در مرحله الف (۲۵ و ب) ۵۰ جوشکاری، به ازای شدت جریان های مختلف.

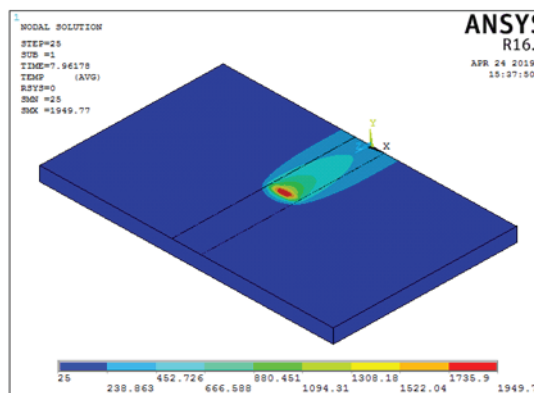
### تحلیل مکانیکی

شکل ۱۰-الف تا ج کانتورهای اعوجاج<sup>۲۴</sup> در راستای ۷ برای نمونه های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده و تحت شدت جریان مختلف را نشان می دهد. از آنجا که اعوجاج های در راستای x و z بسیار کم بوده و اعوجاج در راستای ۷ بسیار نزدیک به اعوجاج کلی است (مقایسه شکل ۱۰-الف و د)، لذا برای نمونه های جوشکاری شده، فقط کانتورهای اعوجاج در راستای ۷ نشان داده شده است. مقدار اعوجاج های اندازه گیری شده توسط شبیه سازی و به صورت تجربی به ازای هر سه شدت جریان، در جدول (۴) نشان داده شده است. همانطور که انتظار می رفت با افزایش شدت جریان به دلیل افزایش گرمای ورودی به قطعه کار، مقدار اعوجاج ایجاد شده بیشتر شده است. همچنین میزان خطای شبیه سازی در محاسبه اعوجاج کمتر از ۱۰٪ است که نشان می دهد که مدل سازه ای مورد استفاده قابل اطمینان است.

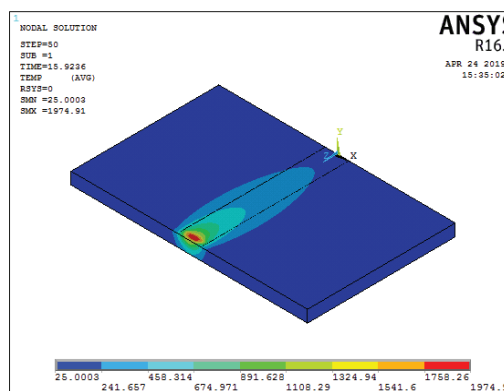
24. Distortion



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۸. کانتورهای توزیع دمایی در جوشکاری با جریان ۹۰ آمپر در مرحله ی الف (۱، ب) ۲۵ و ج) ۵۰ جوشکاری.

شکل (۹)، منحنی های توزیع دما در راستای عرضی در صفحه میانی طول جوش ( $z = 25 \text{ mm}$ ) در مرحله ۲۵ و ۵۰ جوشکاری و به ازای شدت جریان های مختلف را نشان می دهد. با مقایسه این شکل ها می توان نتیجه گرفت که بعد از مرحله ۵۰ در تمام نمونه های جوش دما به شدت کاهش

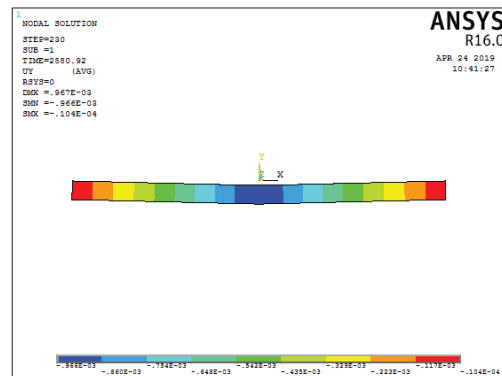
**جدول ۴.** مقایسه اعوجاج‌های راستای  $\gamma$  اندازه‌گیری شده توسط شبیه‌سازی و به صورت تجربی برای نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده.

شدت جریان (A)	اعوجاج عملی (mm)	اعوجاج تئوری (mm)	اختلاف (%)
۹۵	۰/۹	۰/۹۷	۸
۱۲۰	۱/۱۷	۱/۱۵	۲
۱۳۲	۱/۰۴	۱/۱۶	۱۱

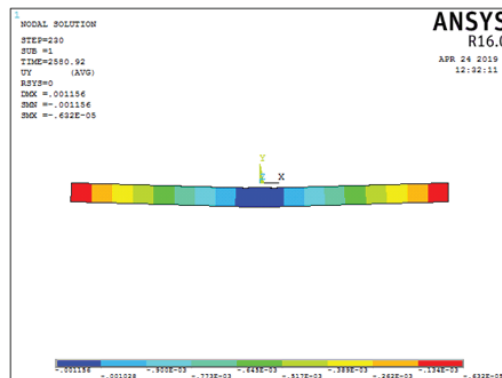
در شکل (۱۱)، کانتورهای تنش پسماند طولی (در راستای جوش) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ نشان داده شده است. این نکته قابل ذکر است که این کانتورها بعد از سرد شدن قطعه (۱۰ دقیقه پس از اتمام جوشکاری) مورد بررسی قرار گرفت. همانطور که مشاهده می‌شود، مقدار حداکثر تنش پسماند طولی با افزایش شدت جریان تغییرات جزئی داشته است، به طوری که برای نمونه‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ آمپر، حداکثر تنش پسماند طولی به ترتیب ۷۸۴، ۷۹۹ و ۸۱۹ مگاپاسکال محاسبه شده است. بعلاوه کانتور تنش پسماند هر سه نمونه، با وجود مقداری تغییر روی سطح، مشابه یکدیگر بوده است (تنش کششی در وسط حوضچه و تنش فشاری در لبه‌ها). در سطح نمونه میزان تنش‌های پسماند به دلیل میزان درجه آزادی بیشتر، تنش کمتری از خود نشان می‌دهد. با افزایش شدت جریان، مقدار خمشی ناشی از بارگذاری حرارتی بیشتر و به تبع آن تنش خمشی فشاری در این منطقه افزایش یافته است. بنابراین میزان افت بیشتری در پسماند دیده می‌شود.

اولسون<sup>۲۵</sup> و همکاران نیز روند مشابهی در پژوهش خود انجام داده که نتایج مربوط آن گزارش شده است [۲۴]. همانطور که در این گزارش آمده، توزیع تنش پسماند طولی اندازه‌گیری شده به روش تجربی (روش کانتور) و روش محاسبات عددی در پژوهش آن‌ها، شباهت بسیار زیادی با نتایج بدست آمده در پژوهش حاضر داشته (شکل ۱۱) و صحت مدل در نظر گرفته شده را تایید می‌کند.

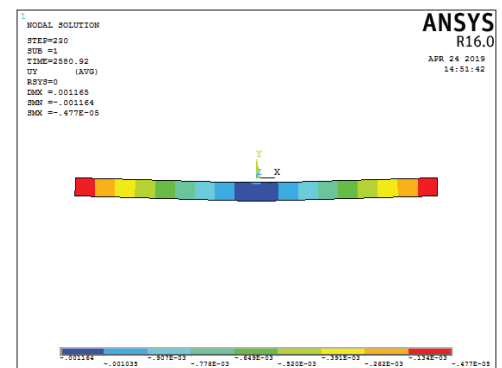
طبق پژوهش دنیس و همکاران [۱۶]، اگر تنش پسماند کششی طولی (تنش پسماند در راستای طول جوش) از MPa660 بیشتر شود، ترکیدگی روی خواهد داد. با مقایسه نتایج پژوهش حاضر با نتایج گزارش شده، در این مرجع، چنین به نظر می‌رسد که معیار تنش کششی طولی حداکثر، معیار چندان مناسبی برای ارزیابی نیست چون با توجه به شکل (۱۱)، در عمل برای دو نمونه با شدت جریان‌های ۹۵ و ۱۲۰ آمپر، مقدار تنش پسماند طولی بیشتر از MPa660 بدست آمده ولی در هیچکدام از نمونه‌ها پس از عملیات پس‌گرم، ترکی مشاهده نشد. مضافاً اینکه ترک مشاهده شده



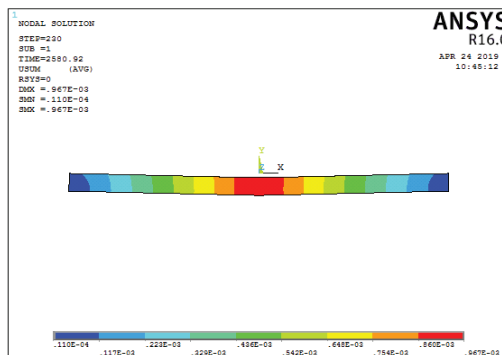
(الف)



(ب)



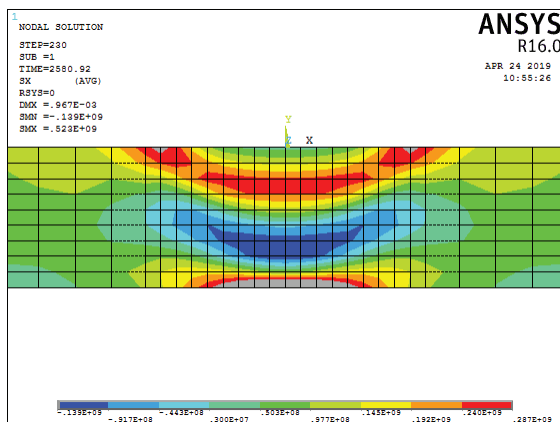
(ج)



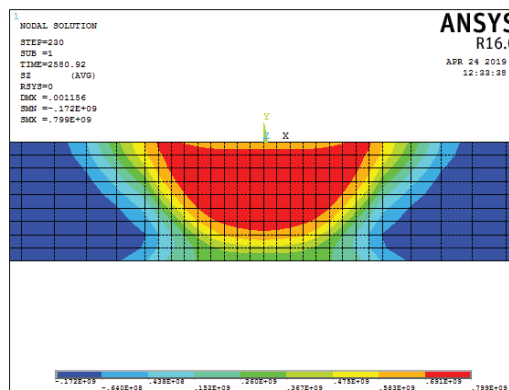
(د)

شکل ۱۰. الف تا ج) کانتورهای اعوجاج در راستای  $\gamma$  حاصل از جوشکاری بدون فلز پرکننده به ترتیب با جریان ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ آمپر. د) اعوجاج کلی حاصل از جوشکاری بدون فلز پرکننده با جریان ۹۵ آمپر.

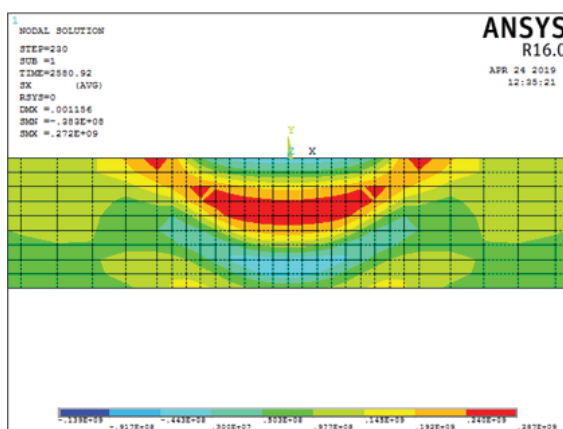




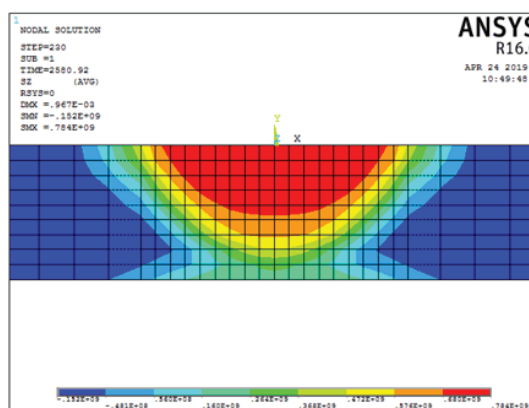
(الف)



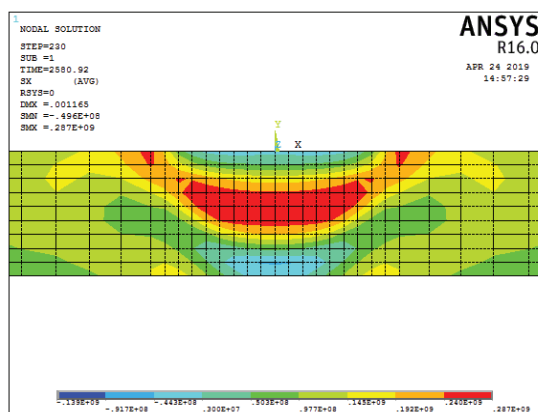
(ب)



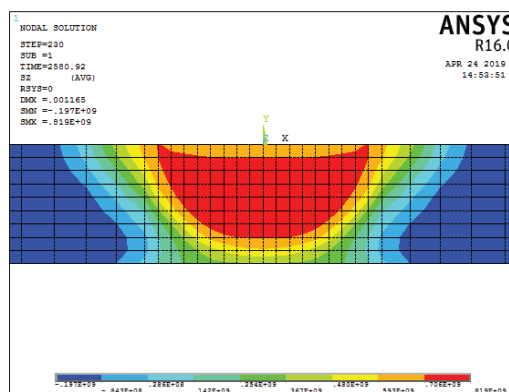
(ج)



(د)



(ه)



(و)

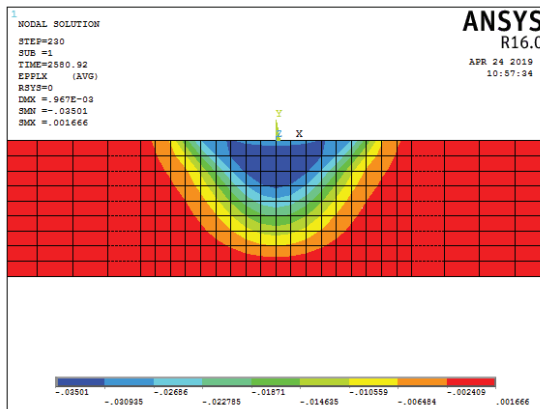
شکل ۱۲. کانتورهای تنش پسماند عرضی (در راستای X) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان (الف) ۹۵، (ب) ۱۲۰ و (ج) ۱۳۲ آمپر. پیکان‌ها محدوده‌ی تقریبی منطقه متأثر از حرارت.

۵۲۳، ۲۷۲ و ۲۸۷ Mpa به ترتیب برای نمونه‌های جوشکاری شده با جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ آمپر محاسبه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در راستای خط  $x=0$  در هر سه جریان به ترتیب ناحیه فشاری، کششی، فشاری و کششی ایجاد شده است. اگرچه با افزایش شدت جریان جوشکاری، منطقه کششی HAZ بزرگتر شده و در راستای ضخامت ادامه

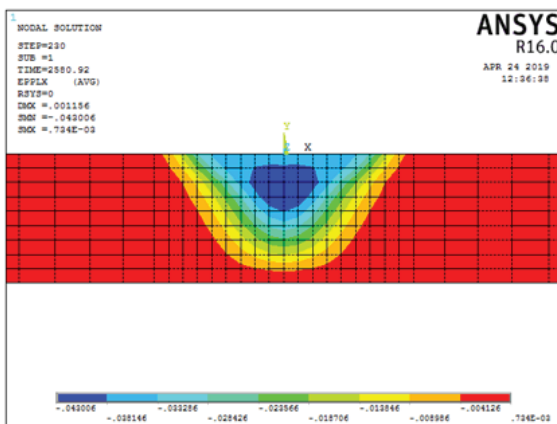
شکل ۱۱. کانتورهای تنش پسماند طولی (در راستای Z) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان (الف) ۹۵، (ب) ۱۲۰ و (ج) ۱۳۲ آمپر.

در نمونه با شدت جریان ۱۳۲ آمپر، ترکی در راستای ضخامت جوش است که به احتمال زیاد عامل آن تنش و کرنش عرضی است و نه طولی.

در شکل (۱۲) کانتورهای تنش پسماند عرضی (عمود بر جهت جوشکاری) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ نشان داده شده است. مقدار حداکثر تنش پسماند عرضی



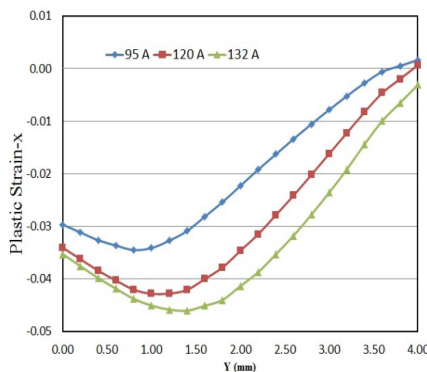
(الف)



(ب)

شکل ۱۴. کانتورهای کرنش پلاستیک عرضی (در راستای X) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان (الف) ۹۵، (ب) ۱۲۰ آمپر.

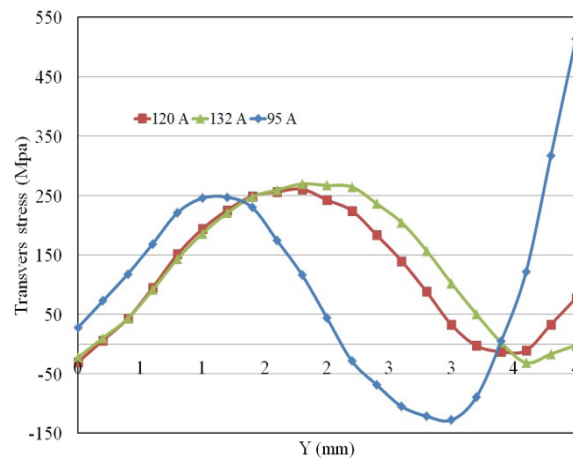
شکل‌های (۱۵) و (۱۶) به ترتیب منحنی‌های توزیع کرنش پلاستیک عرضی و ون میز در مقطع عرضی میانی و روی مسیر  $x=0$  به ازای سه جریان جوشکاری نشان می‌دهند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ماکسیم قدر مطلق کرنش پلاستیک در هر جریان جوشکاری در محدوده انتهای HAZ است، جایی که تنش پسماند عرضی نیز ماکزیمم است.



شکل ۱۶. منحنی‌های توزیع کرنش پلاستیک عرضی در مقطع عرضی میانی.

می‌باید، طوری که در شدت جریان ۱۲۰ آمپر، عملاً منطقه کششی دوم از بین می‌رود.

در شکل (۱۳) منحنی‌های توزیع تنش پسماند عرضی در مقطع عرضی میانی در جهت ضخامت به ازای سه جریان جوشکاری نشان داده شده است. حداکثر مقدار تنش پسماند عرضی در منطقه متأثر از حرارت در جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ آمپر به ترتیب ۲۴۷، ۲۵۶ و ۲۷۰ مگاپاسکل (تنش کششی) ثبت شده است. لذا با توجه به مشاهده ترک عرضی در نمونه ۱۳۲ آمپری، به نظر می‌رسد در صورتی که تنش پسماند عرضی از ۲۷۰ MPA بیشتر باشد، احتمال وقوع ترک بسیار بالا خواهد بود. همچنین مقدار تنش پسماند عرضی در انتهای مسیر معین شده به ازای جریان‌های جوشکاری ۹۵، ۱۲۰ و ۱۳۲ به ترتیب ۵۱۳ MPA (تنش کششی)، ۷۷ MPA (تنش کششی) و ۲ MPA (تنش فشاری) است که علت تفاوت فاحش تنش پسماند عرضی در انتهای ورق برای نمونه ۹۵ آمپری، تغییر شکل پلاستیک کمتر این نمونه، ناشی از حرارت ورودی کمتر، در مقایسه با دیگر نمونه‌ها است. روند مشابهی برای توزیع تنش پسماند عرضی در منابع مختلف ارائه شده است. به عنوان مثال ماسوبوچی<sup>۲۶</sup> چنین روندی را گزارش کرده است [۲۵].



شکل ۱۳. منحنی‌های توزیع تنش پسماند عرضی در مقطع عرضی میانی و روی مسیر  $x=0$  به ازای جریان‌های مختلف جوشکاری.

همان‌طور که گفته شد با توجه به عرضی بودن ترک مشاهده شده، تنش و کرنش عرضی از اهمیت بیشتری برای قضاوت در مورد مقاومت به ترک خوردگی ماده برخوردارند. لذا در شکل (۱۴)، تنها کانتورهای کرنش پلاستیک عرضی (در جهت X) در مقطع عرضی میانی نمونه‌های جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با جریان‌های ۹۵، ۱۲۰ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش شدت جریان بدلیل افزایش نفوذ حرارتی، کرنش پلاستیک بیشتری رخ داده است.

## ۵. نتیجه گیری

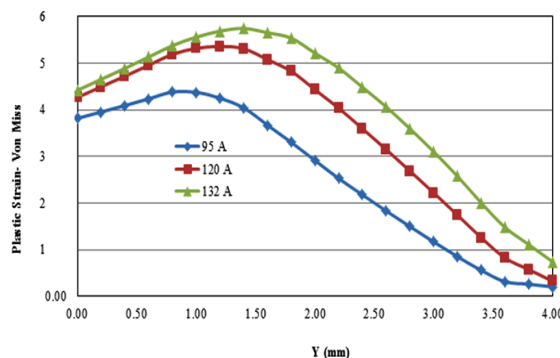
در این پژوهش، حساسیت به ترک پیرکرنشی در سوپرآلیاژ IN738LC ناشی از جوشکاری TIG در دو حالت بدون و با فلز پرکننده جهت تعیین معیار مناسب برای جلوگیری از وقوع آن، به کمک مدل سازی المان محدود و همچنین صحت گذاری تجربی مورد بررسی قرار گرفت که اهم نتایج بدست آمده به قرار زیر بیان می شود:

۱. نتایج مربوط به توزیع تنش های پسماند طولی و مقایسه ای آن ها با نتایج پژوهش های پیشین، نشان داد که معیار تنش پسماند کششی طولی حداکثر، معیار چندان مناسبی برای ارزیابی مقاومت سوپرآلیاژ به ترک نیست چرا که در عمل برای دو نمونه جوشکاری شده بدون فلز پرکننده با شدت جریان های ۹۵ و ۱۲۰ آمپر، مقدار تنش پسماند طولی بیشتر از ۶۶۰ MPa بدست آمده ولی در هیچکدام از نمونه ها پس از عملیات پس گرم، ترکی مشاهده نشد. مضافاً اینکه ترک مشاهده شده در نمونه با شدت جریان ۱۳۲ آمپر، ترک در راستای عرض جوش است که به احتمال قریب به یقین عامل آن تنش و کرنش عرضی (و نه طولی) است.

۲. با توجه به اینکه نمونه جوشکاری شده با شدت جریان ۱۳۲ آمپر، در عمل پس از عملیات رسوب رسختی، دچار ترک در راستای عرضی شد و همچنین نتایج حاصل از شبیه سازی کرنش پلاستیک عرضی در این نمونه، به نظر می رسد در صورتی که کرنش پلاستیک عرضی بیش از ۴/۶٪ باشد، احتمال وقوع ترک پس از عملیات حرارتی پس گرم بسیار بالا خواهد بود. لذا معیار ۴/۶٪ کرنش پلاستیک عرضی، می تواند معیاری مقدماتی جهت ارزیابی مقاومت ماده جوشکاری شده به ترک پیرکرنشی باشد.

## ۶. تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله، مراتب عمیق سپاسگزاری خویش را نسبت به کارکنان شرکت مهندسی مواد کاران ابراز نموده و از همکاری آن عزیزان، عمیقاً تقدیر می نمایند.



شکل ۱۶. منحنی های توزیع کرنش پلاستیک ون میزز در مقطع عرضی میانی.

با توجه به نتایج تجربی بدست آمده، نمونه با شدت جریان ۱۳۲ آمپر، در عمل پس از عملیات رسوب رسختی، دچار ترک در راستای عرضی شد. بنابراین به نظر می رسد در صورتی که کرنش پلاستیک عرضی بیش از ۴/۶٪ باشد (با توجه منحنی توزیع کرنش پلاستیک عرضی برای نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۳۲ آمپر در شکل ۱۵)، احتمال وقوع ترک پس از عملیات حرارتی پس گرم بسیار بالا خواهد بود. لذا معیار ۴/۶٪ کرنش پلاستیک عرضی، می تواند معیاری مقدماتی جهت ارزیابی مقاومت IN738LC به ترک پیرکرنشی باشد. البته چنین معیاری لزوماً برای جوشکاری با فلز پرکننده، ممکن است صحیح نباشد که این امر مستلزم تحقیق بیشتر برای حالت جوشکاری با فلز پرکننده است.

**References**

- [1]. Prager, M. and C. Shira, «Welding of precipitation-hardening nickel- base alloys (Welding precipitation hardenable Ni base alloys noting heat treatment, microfissuring, strain age cracking and other intricacies», Welding Research Council Bulletin, 1968. 6: 128-155.
- [2]. Haafkens, M. and J. Matthey, «A new approach to the weldability of nickel-base As-cast and power metallurgy superalloys», Welding Journal, 1982. 61(11): 25-30.
- [3]. Jahnke, B., «High temperature electron beam welding of the nickel base superalloy IN738LC», Welding Journal, 1982. 61(11): 343s-347s.
- [4]. Su, C., et al., «Plasma transferred arc repair welding of the nickel-base superalloy IN-738LC». Journal of materials engineering and performance, 1997. 6(5): 619-627.
- [5]. Ojo, O., N. Richards, and M. Chaturvedi, «Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy», Scripta Materialia, 2004. 50(5): 641-646.
- [6]. Ojo, O., N. Richards, and M. Chaturvedi, «Liquation of various phases in HAZ during welding of cast Inconel 738LC», Materials science and technology, 2004. 20(8): 1027-1034.
- [7]. Lim, L., J.-Z. Yi, and N. Liu, «Mechanism of post-weld heat treatment cracking in Rene 80 nickel-based superalloy», Materials science and technology, 2002. 18(4): 407-412.
- [8]. Thamburaj, R., J. Goldak, and W. Wallace, «The influence of chemical composition on post-weld heat treatment cracking in Rene 41», SAMPE Quarterly, 1979. 10: 6-12.
- [9]. Thamburaj, R., W. Wallace, and J. Goldak, «Post-weld heat-treatment cracking in superalloys», International metals reviews, 1983. 28(1): 1-22.
- [10]. Richards, N. and M. Chaturvedi, «Effect of minor elements on weldability of nickel base superalloys», International Materials Reviews, 2000. 45(3): 109-129.
- [11]. Qian, M. and J. Lippold, «The Effect of Grain Boundary Character Distribution on the Repair Weldability of Waspaloy», Proc. 6th Int. Conf. on 'Trends in welding research', Phoenix, Arizona, USA, April 2002.
- [12]. Lim, L., et al., «Cyclic overaging heat treatment for ductility and weldability improvement of nickel-based superalloys», Materials science and technology, 2002. 18(4): 413-419.
- [13]. Sidhu, R., N. Richards, and M. Chaturvedi, «Post-weld heat treatment cracking in autogenous GTA welded cast Inconel 738LC superalloy», Materials science and technology, 2007. 23(2): 203-213.
- [14]. Egbewande, A., R. Buckson, and O. Ojo, «Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy», Materials characterization, 2010. 61(5): 569-574.
- [15]. Bonifaz, E. and N. Richards, «Modeling cast IN-738 superalloy gas tungsten arc welds. Acta Materialia», 2009. 57(6): 1785-1794.
- [16]. Danis, Y., E. Lacoste, and C. Arvieu, «Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding: Prediction of residual stress induced cracking», Journal of Materials Processing Technology, 2010. 210(14): 2053-2061.
- [17]. Athiroj, A. and P. Wangyao, «Effect of TIG Welding Parameters on Strain-age Cracking in Joining Nickel-based Superalloy, GTD-111 with IN625», Journal of Metals, Materials and Minerals, 2015. 25(2): 17-21.
- [۱۸]. اسلام رنجبر نوده، «مدل سازی تنش های پسماند جوشکاری در اتصال نا متجانس فولاد ساده کربنی به زنگ نزن»، دانشگاه صنعتی شریف، دانشکده مهندسی علم مواد، بهمن ماه ۱۳۸۹.
- [19]. Goldak, J.A. and M. Akhlaghi, «Computational welding mechanics. 2006», : Springer Science & Business Media.
- [20]. Belytschko, T., W. Liu, and B. Moran, «Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures-New York. 2000», J. Wiley & Sons.
- [21]. INCONEL alloy 625, Spec. Met. Corp. (2013). [http://www.specialmetals.com/documents/Inconel alloy 625.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20625.pdf) (accessed August 30, 2016).
- [22]. Alloy IN738LC Technical data, Nickel institute, (2020).
- [23]. De, A. and T. DebRoy, «A smart model to estimate effective thermal conductivity and viscosity in the weld pool», Journal of Applied Physics, 2004. 95(9): 5230-5240.
- [24]. Olson, M.D., et al., «Measured biaxial residual stress maps in a stainless-steel weld. Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science», 2015. 1(4): 041002.
- [25]. Masubuchi, K., «Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences», 2013: Elsevier, p. 225.