

The Effect of Different Temperatures and Holding Times on Microstructural and Mechanical Characterization in the Two-Stage TLP Bonding of CMSX-4 Superalloy

Arash Faraji ¹, Mohammad Reza Rahimpour ^{2*}, Mohammad Farvizi ³, Hamid Omidvar ⁴

¹PhD Student, Department of Ceramic, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

²Professor, Department of Ceramic, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

³Associate Professor, Department of Materials Engineering, Faculty of Mechanical Engineering, University of Tabriz, P. O. Box: 51666-16471, Tabriz, Iran.

⁴Associate Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amir Kabir University of Technology (Tehran Polytechnic), P. O. Box: 15875-4413, Tehran, Iran.

*Corresponding Author's Email: m.rahimpour@merc.ac.ir (Mohammad Reza Rahimpour)

Paper History:

Received: 2025-05-10

Revised: 2025-07-08

Accepted: 2025-09-22

Keywords:

CMSX-4,
Transient Liquid Phase Bonding,
Bonding Temperature,
Microstructure,
Shear Strength

Abstract Transient liquid phase (TLP) bonding is a critical process for joining materials such as CMSX-4, where precise control of variables is essential for achieving optimal results. This study investigates the effect of temperature and holding time in a two-step TLP process on the microstructural and mechanical behavior of CMSX-4 superalloy. In this work, CMSX-4 was joined using MBF 20 filler metal at temperatures of 1100°C and 1150°C for varying durations. The microstructure and mechanical properties of the bonded joints were characterized by X-Ray Diffraction (XRD), electron microscopy, elemental spectroscopy (EDS/WDS), microhardness testing, and shear tests. The results showed that complete isothermal solidification was achieved in the samples bonded at 1150°C for 85 minutes and at 1100°C for 120 minutes. Microstructural examination revealed different zones in the joints, including the Athermal Solidification Zone (ASZ), Isothermal Solidification Zone (ISZ), and Diffusion-Affected Zone (DAZ). The strength increased upon increasing time and eliminating the deleterious ASZ regions, which led to the precipitation of unique microconstituents such as nickel-rich and chromium-rich borides, as well as γ' solid solution phases in the bond region. Moreover, the highest shear strength (approximately 670 MPa) was observed in the sample bonded at 1150°C for 85 minutes. Interestingly, although incomplete solidification during bonding yielded the highest microhardness in the bond region, it was associated with the reduced shear strength performance.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.521355.1328>

URL: https://www.jamt.ir/article_230652.html

1. INTRODUCTION

The operational lifespan and efficiency of industrial and power generation gas turbines, the critical components of modern energy infrastructure, are intrinsically governed by the thermomechanical performance of hot-section elements such as turbine blades, rotor assemblies, and combustion liners (Zhang et al., 2024; Li et al., 2023).

This investigation aims to: (i) elucidate the multiscale bonding mechanisms operative during Transient Liquid Phase (TLP) joining, (ii) systematically optimize critical processing parameters for microstructural control, and (iii) establish quantitative correlations between process conditions and mechanical performance metrics, including microhardness and shear strength, in CMSX-4 superalloy joints.

2. MATERIALS AND METHODS

The two-stage bonding protocol comprised an initial low-temperature phase at 950°C for 15 minutes, followed by high-temperature treatment at 1100-1150°C under high-vacuum conditions (10^{-6} Torr).

3. RESULTS AND DISCUSSION

As evidenced in Figure 1, microstructural characterization reveals the persistence of Athermal Solidification Zone (ASZ) adjacent to the Isothermally Solidified Zone (ISZ) and Diffusion-Affected Zone (DAZ) at 1150°C for holding durations of 45-60 minutes (Figure 1a-b). However, extended processing (85 min, Fig. 4c) results in complete ASZ elimination through progressive isothermal solidification. Figure 2 demonstrates that elevated bonding temperatures and prolonged dwell times markedly expand ISZ and DAZ dimensions, attributable to enhanced diffusion kinetics of γ' -forming elements (Al, Ti) and boride-dissolution mechanisms. Microstructural analysis confirms the absence of eutectic phases in the ISZ region (Figure 3), provided optimal TLP parameters are maintained, which ultimately indicate complete diffusion-mediated liquidation of transient phases in CMSX-4 joints. Quantitative assessment reveals that joints exhibiting shear strengths ≥ 630 MPa (representing 80% base metal strength) after isothermal solidification meet stringent industrial requirements, as validated in Figure 4.

Please cite this article as: Faraji, A., Rahimpour, M. R., Farvizi, M., & Omidvar, H. (2025). The Effect of Different Temperatures and Holding Times on Microstructural and Mechanical Characterization in the Two-Stage TLP Bonding of CMSX-4 Superalloy. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 14, No. 2, 37-54. [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2025.521355.1328>.



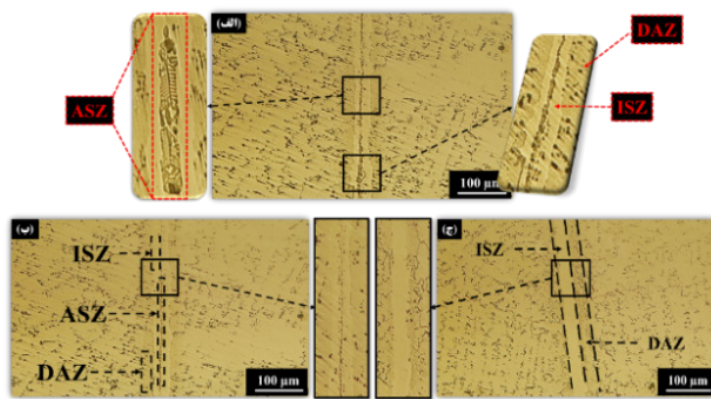


Figure 1. The optical micrograph of the TLP joint for specimen CMSX-4 bonded at 1150 °C for (a) 45, (b) 60, and (c) 85 min.

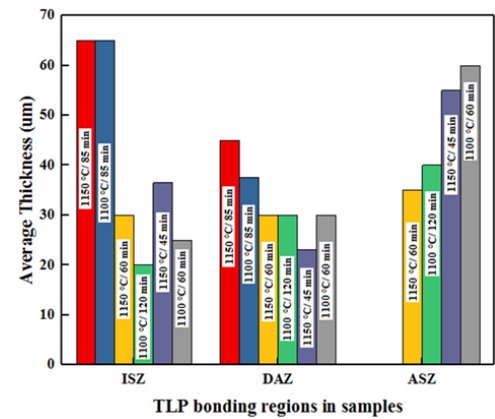


Figure 2. Effect of bonding temperature and holding time on the thicknesses of the ISZ, DAZ, and ASZ.

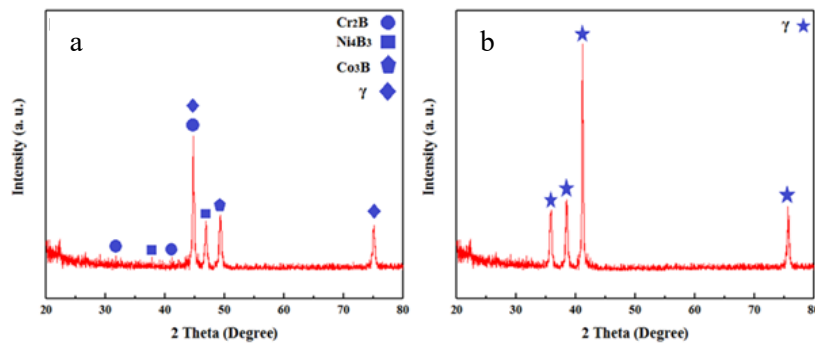


Figure 3. XRD spectrum of the fracture surface of the sample TLP bonded at 1150 °C for (a) 45, and (b) 85 minutes.

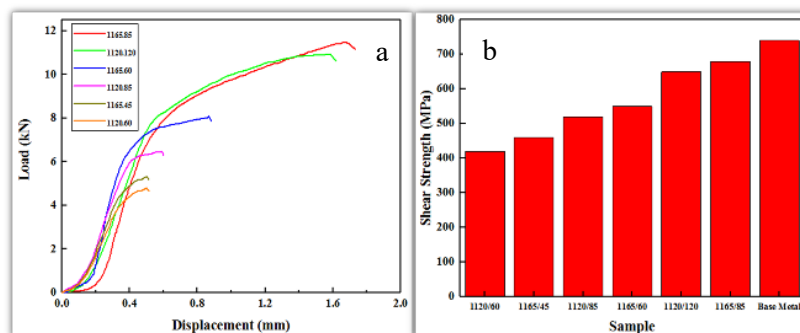


Figure 4. (a) Load–displacement curves (b) Shear strength of the joints bonded at varying temperatures and holding times.

4. CONCLUSION

The results of the current research are summarized in the following:

- The two-stage TLP bonding technique proves to be an effective method for joining this superalloy, with optimal holding times of 120 and 85 minutes determined at 1100 °C and 1150 °C, respectively, leading to the elimination of detrimental ASZ regions.
- Increasing the bonding temperature from 1100 to 1150°C results in a 29% reduction in the required holding duration, attributable to enhanced atomic diffusion kinetics at elevated temperatures (Arrhenius-type behavior).

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors gratefully acknowledge the Materials and Energy Research Center (MERC) for providing access to their laboratories and facilities in support of this research.

REFERENCES

1. Zhang, Y., Sun, Q., & Li, M. (2024). A review on the degradation mechanisms of hot-section components in gas turbines. *Energy Science & Engineering*, 12(3), 1030-1055. <https://doi.org/10.1002/ese3.1529>
2. Li, J., Chen, H., Zhang, W., & Sun, Y. (2023). Recent advances in repair technologies for high-temperature components of gas turbines: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 85, 469-491. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.02.006>



مقاله‌ی کامل پژوهشی

تأثیر دماها و زمان‌های نگهداری مختلف بر خواص ریزساختار و مکانیکی اتصال دومرحله‌ای TLP سوپرآلیاژ CMSX-4

آرش فرجی^۱، محمدرضا رحیمی پور^{۲*}، محمد فرویزی^۳، حمید امیدوار^۴^۱دانشجوی دکتری تخصصی، پژوهشکده‌ی سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران^۲استاد، پژوهشکده‌ی سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران^۳دانشیار، دانشکده‌ی مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران^۴دانشیار، دانشکده‌ی مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه امیرکبیر، تهران، ایران

چکیده اتصال فاز مایع گذرا (TLP) فرایندی مهم برای اتصال موادی نظیر CMSX-4 به شمار می‌رود که در آن کنترل دقیق متغیرها برای دستیابی به نتایج مطلوب اهمیت بسزایی دارد. این مطالعه به بررسی تأثیر دما و زمان نگهداری در فرایند TLP دومرحله‌ای بر ریزساختار و رفتار مکانیکی سوپرآلیاژ CMSX-4 می‌پردازد. در این تحقیق، سوپرآلیاژ CMSX-4 با استفاده از فیلر MBF 20 در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در زمان‌های مختلف به یکدیگر متصل شد. ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات ایجادشده به وسیله‌ی پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ الکترونی، طیف‌سنجی عنصری، ریزسختی و آزمون‌های برش ارزیابی شد. نتایج نشان داد که انجماد هم‌دمای کامل در نمونه‌های متصل‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸۵ دقیقه و در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۱۲۰ دقیقه حاصل شد. بررسی‌های ریزساختاری مناطق مختلفی را در اتصالات نشان داد از جمله ناحیه‌ی انجماد غیرهم‌دمای (ASZ)، ناحیه‌ی انجماد هم‌دمای (ISZ) و ناحیه‌ی متأثر از نفوذ (DAZ). استحکام با افزایش زمان و حذف مناطق مضر ASZ افزایش یافت که به رسوب ریزساختارهای منحصربه‌فردی نظیر بوریدهای غنی از نیکل و کروم و فاز محلول جامد ۲' در ناحیه‌ی اتصال منجر شد. علاوه‌براین، بالاترین استحکام برشی (تقریباً ۶۷۰ مگاپاسکال) در نمونه‌ی متصل‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸۵ دقیقه مشاهده شد. نکته‌ی قابل‌توجه آن است که انجماد ناقص در طول فرایند اتصال بالاترین ریزسختی را در ناحیه‌ی اتصال به وجود آورد که سبب کاهش استحکام برشی شد.

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۴/۰۲/۲۰

بازنگری: ۱۴۰۴/۰۴/۱۷

پذیرش قطعی: ۱۴۰۴/۰۶/۳۱

کلیدواژه‌ها:

CMSX4.

اتصال فاز مایع گذرا،

دمای اتصال،

ریزساختار،

استحکام برشی

<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.521355.1328>URL: https://www.jamt.ir/article_229110.html

۱- مقدمه

دوام و یکپارچگی قطعات داغ نظیر پره‌ها، دیسک‌ها، روتورها و محفظه‌های احتراق عوامل تعیین‌کننده‌ای در طول عمر و کارایی توربین‌های گازی صنعتی و نیروگاهی به شمار می‌روند (Zhang et al., 2024; Li et al., 2023). این قطعات در شرایط عملیاتی شدید دما، تنش‌های مکانیکی و محیط‌های خوردنده قرار می‌گیرند که به مرور به تخریب و کاهش عملکرد آن‌ها منجر

می‌شود (Kumar & Singh, 2022; Hussain et al., 2025;)

در میان مواد پیشرفته‌ی (Chen et al., 2023; Ozgoli, 2018)

مورد استفاده در توربین‌های گازی با بازدهی بالا، سوپرآلیاژ

تک‌بلوری CMSX-4 ماده‌ای مرجع شناخته می‌شود (Reed,

2023; Gholami et al., 2024). این سوپرآلیاژ، به واسطه‌ی

ترکیب شیمیایی دقیق و ریزساختار تک‌بلوری منحصربه‌فرد

خود، مقاومت خزشی عالی، استحکام بالا در دماهای بیش از

۱۰۰۰ درجه‌ی سلسیوس و مقاومت قابل‌توجه در برابر

عهده‌دار مکاتبات: محمدرضا رحیمی پور

نشانی: پژوهشکده‌ی سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

پیام‌نگار: m.rahimipour@merc.ac.ir

۳۰ تا ۱۲۰ دقیقه بر ریزساختار و استحکام برشی اتصالات TLP تک‌مرحله‌ای سوپرآلیاژ CMSX-4 و فلز پرکننده‌ی MBF-30 یا BNi-3 با ضخامت ۶۰ میکرومتر پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که زمان بهینه برای دماهای ۱۱۵۰ و ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به ترتیب ۶۰ و ۹۰ دقیقه است و بالاترین استحکام حدود ۶۸۰ مگاپاسکال برای نمونه‌ی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان ۶۰ دقیقه است. در پژوهشی دیگر، پاکتروپوبا و همکاران (Pactopoba et al., 2025b) رفتار خزشی اتصالات TLP تک‌مرحله‌ای در سوپرآلیاژ CMSX-4 و فلز پرکننده‌ی Ni-Cr-B با ضخامت ۵۰ میکرومتر را ارزیابی کردند و به شرایط بهینه‌ی دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان نگهداری ۹۰ دقیقه دست یافتند و ارتباط مستقیم بین ریزساختار ناحیه‌ی اتصال و مقاومت خزشی را مشخص کردند. نتایج آن‌ها حاکی از بهبود مقاومت به خزش به مقدار ۸۵ درصد فلز پایه در اتصالات TLP بود. همچنین، چن و همکاران (Chen et al., 2025) به مطالعه‌ی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات TLP تک‌مرحله‌ای سوپرآلیاژ CMSX-4 با استفاده از لایه‌های واسط مختلف پرداختند و تأثیر فلزهای پرکننده‌ی BNi-3، BNi-9 و Ni-Cr-B W- Re- B را بر کیفیت اتصال در شرایط دمایی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری ۳۰ تا ۱۲۰ دقیقه بررسی کردند. آن‌ها نشان دادند که استفاده از لایه‌های واسط حاوی عناصر مشخص می‌تواند به کاهش زمان فرایند و بهبود خواص مکانیکی منجر شود. این تحقیقات به روشنی نشان می‌دهند که فرایند TLP به‌عنوان روشی مناسب برای اتصال و تعمیر قطعات ساخته‌شده از سوپرآلیاژ CMSX-4 با قابلیت دستیابی به خواص مکانیکی برتر مطرح است. با توجه به نقش اساسی سوپرآلیاژ تک‌بلوری CMSX-4 در افزایش کارایی و طول عمر توربین‌های گازی صنعتی و نیروگاهی نسل جدید و ضرورت توسعه‌ی روش‌های اتصال قابل اطمینان برای حفظ و ارتقای عملکرد آن‌ها، این پژوهش با تمرکز بر جنبه‌های علمی و نوآورانه به بررسی تأثیر دماهای مختلف و زمان‌های نگهداری بر فرایند TLP دمرحله‌ای اتصال فاز مایع گذرای این سوپرآلیاژ پیشرفته می‌پردازد. هدف اصلی این پژوهش درک عمیق سازوکارهای اتصال در سطح میکروسکوپی و ماکروسکوپی، بهینه‌سازی پارامترهای کلیدی فرایند TLP دمرحله‌ای با استفاده از فلز پرکننده‌ی MBF-20 با

اکسیداسیون و خوردگی داغ را از خود نشان می‌دهد (Khan et al., 2014; Zhao et al., 2024; Ahmadi & Bahrami, 2023). این ویژگی‌های بارز CMSX-4 را به گزینه‌ای مناسب برای ساخت پره‌های توربین‌های مرحله‌ی اول و سایر اجزای مهم در توربین‌های گازی مدرن با سیکل‌های کاری چالش‌برانگیز تبدیل کرده است (Pactopoba et al., 2025a; Pactopoba et al., 2023a; Li et al., 2022). با این حال، حتی با وجود عملکرد برجسته‌ی CMSX-4، قطعات ساخته‌شده از آن در طول سرویس‌دهی طولانی‌مدت دچار آسیب‌های مختلفی می‌شوند (Wang et al., 2024; Pactopoba et al., 2023b). تشکیل لایه‌های اکسیدی پیچیده و نفوذ عناصر محیطی به سطح چالش‌های قابل‌توجهی در فرایندهای تعمیر و اتصال این سوپرآلیاژ پیشرفته ایجاد می‌کند (Chen et al., 2025; Singh & Mishra, 2025; Hamidi et al., 2021). روش‌های اتصال سنتی مانند جوشکاری ذوبی و لحیم‌کاری سخت، به دلیل ایجاد مناطق متأثر از حرارت گسترده، احتمال تشکیل ترک‌های گرم و سرد، تغییرات نامطلوب در ریزساختار و رسوب فازهای ترد غالباً برای اتصال این دسته از مواد پیشرفته با محدودیت‌های جدی مواجه هستند. این محدودیت‌ها می‌تواند به کاهش خواص مکانیکی و عملکرد کلی قطعه‌ی تعمیرشده منجر شوند (Sundararaman & Vypukloe, 2022; Kumari et al., 2023). گذرا (TLP)، به‌عنوان روشی نوین و کارآمد، توانایی غلبه بر محدودیت‌های روش‌های اتصال سنتی را دارد (Mosta'an et al., 2020). این فرایند، با استفاده از لایه‌ای واسط با نقطه‌ی ذوب پایین‌تر، امکان ایجاد اتصال متالورژیکی قوی و همگن را از طریق نفوذ اتمی و انجماد هم‌دما در دماهای نسبتاً پایین فراهم می‌آورد (Pactopoba et al., 2022; Bose & Pillai, 2023). کنترل دقیق پارامترهای فرایند TLP می‌تواند به ایجاد ریزساختاری در ناحیه‌ی اتصال منجر شود که بسیار مشابه فلز پایه است و از افت خواص مکانیکی جلوگیری می‌کند (Li et al., 2024; Li et al., 2022; Zhang et al., 2022; Oliveira et al., 2023; Wang et al., 2024). پژوهش‌های متعددی به بررسی فرایند TLP تک‌مرحله‌ای برای سوپرآلیاژ تک‌بلوری CMSX-4 پرداخته‌اند. وانگ و همکاران (Wang et al., 2024) به بررسی تأثیر دماهای ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در زمان‌های نگهداری

پرکننده) MBF 20 با ضخامت ۷۵ میکرومتر بین دو قطعه از سوپرآلیاژ CMSX-4 قرار گرفت. برای اعمال فشار یکنواخت و جلوگیری از هرگونه حرکت نسبی قطعات در دماهای بالا از یک فیکسچر فولاد استفاده شد. فرایند اتصال‌دهی در کوره‌ی خلأ با قابلیت کنترل دقیق دما و فشار انجام شد. محیط خلأ با فشار پایین (10^{-1} Torr) انتخاب شد تا حضور اکسیژن و سایر گازهای محیطی به حداقل برسد.

این امر برای جلوگیری از اکسیداسیون سطوح درگیر در اتصال و تضمین تشکیل اتصال متالورژیکی خالص و بدون نقص ضروری است. فرایند اتصال‌دهی به صورت دوماه‌ای و با هدف بهینه‌سازی کیفیت اتصال انجام شد.

مرحله‌ی اول شامل پیش‌گرمایش نمونه‌ها در دمای ۹۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۱۵ دقیقه بود. هدف از این مرحله‌ی اولیه با دمای پایین‌تر حذف آلاینده‌های سطحی باقی‌مانده، تسهیل پخش اولیه‌ی عناصر از فلز پرکننده به فلز پایه و آماده‌سازی سطوح برای مرحله‌ی دوم بود که در نهایت به بهبود ترشوندگی و گسترش فلز پرکننده بر روی سطوح فلز پایه کمک می‌کرد. در مرحله‌ی دوم، که به منظور انجماد هم‌دما و همگن‌سازی انجام شد، نمونه‌ها در دو دمای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس قرار گرفتند. این دماها در محدوده‌ی دمایی انجماد هم‌دما برای آلیاژهای نیکل پایه هستند و برای بررسی نفوذ کامل عناصر کاهنده‌ی ذوب (نظیر بور یا سیلیسیم) از فلز پرکننده به فلز پایه و حذف فاز مایع گذرا انتخاب شدند. زمان‌های نگهداری برای دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس شامل ۶۰، ۸۵ و ۱۲۰ دقیقه و برای دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس شامل ۴۵، ۶۰ و ۸۵ دقیقه انتخاب شدند. این انتخاب زمان‌ها براساس بررسی تأثیر مدت زمان کامل شدن فرایند نفوذ و همگن‌سازی بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه‌ی اتصال انجام شد، با این پیش‌فرض که در دمای بالاتر (۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس) فرایندهای نفوذ سریع‌تر انجام می‌شوند.

ضخامت ۷۵ میکرومتر برای دستیابی به اتصالات با ریزساختار کنترل‌شده و ارزیابی کمی خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام برشی اتصالات CMSX-4 است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد

ماده‌ی پایه‌ی مورد استفاده در این پژوهش سوپرآلیاژ تک‌بلوری CMSX-4 بود. نمونه‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 5$ میلی‌متر از آلیاژ پایه توسط دستگاه برش تخلیه‌ی الکتریکی سیمی (Wire EDM) تهیه شدند. از فویل آمورف MBF 20 به عنوان فلز پرکننده در فرایند TLP استفاده شد. ترکیبات شیمیایی دقیق آلیاژ پایه و فلز پرکننده در جدول ۱ ارائه شده است.

۲-۲- فرایند TLP

پیش از آغاز فرایند TLP، آماده‌سازی دقیق سطوح نمونه‌ها از سوپرآلیاژ CMSX-4 برای حذف کامل آلودگی‌های سطحی و لایه‌های اکسیدی به منظور تضمین کیفیت اتصال ضروری بود. بدین منظور، ابتدا سطوح اتصال‌دهی نمونه‌ها با استفاده از کاغذ سنباده‌ی سیلیسیم کاربید (SiC) با گرید ۱۲۰۰ صیقل داده شدند. این مرحله با هدف حذف لایه‌های اکسیدی سطحی و آثار برش به منظور ایجاد سطحی صاف و یکنواخت برای تماس بهینه با فلز پرکننده انجام شد. در ادامه، نمونه‌های صیقل‌خورده به مدت ۱۰ دقیقه تحت تمیزکاری فراصوت در محلول استون قرار داده شدند. این فرایند برای حذف ذرات ریز باقی‌مانده از سنباده‌کاری و همچنین آلاینده‌های آلی از سطح نمونه‌ها بسیار مؤثر عمل کرد. پس از تمیزکاری، نمونه‌ها بلافاصله در استون خالص نگهداری شدند تا از هرگونه اکسیداسیون مجدد یا آلودگی سطحی تا لحظه‌ی قرارگیری در سیستم اتصال‌دهی جلوگیری شود و خلوص متالورژیکی سطوح حفظ شود. همان‌طور که در طرح‌واره‌ی شکل ۱ نشان داده شده است، یک فویل آمورف (فلز

جدول ۱. نتایج ترکیبات شیمیایی سوپرآلیاژ CMSX-4 و فلز پرکننده

ماده	Ni	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Si	Fe	Nb	Ta	B	W	Zr
CMSX-4	پایه	۰/۱۸	۱۰/۸۰	۸/۶۴	۱/۷۵	۴/۲۹	۲/۵۲	۰/۰۳	۰/۱۱	۰/۹۱	۴/۶۶	۰/۰۱	۲/۷۰	۰/۰۷
MBF20	پایه	-	۷/۱	-	-	-	-	۴/۵	۳/۱	-	-	۳/۱	-	-

۰/۰۲ (درجه) انجام شد. بررسی ریخت‌شناسی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (TESCAN MIRA3, FESEM) انجام شد. آنالیز خطی عنصری و طیف‌سنجی پراش انرژی (EDS) برای تعیین توزیع عناصر در اتصالات انجام شد. سختی میکرونمونه‌های متصل شده با استفاده از دستگاه سختی‌سنج میکرو Buehler تحت بار ۵۰ گرم مطابق با استاندارد ASTM E384 تعیین شد. مقادیر گزارش شده میانگین پنج اندازه‌گیری انجام شده در نقاط مختلف هستند. آزمون‌های برش در دمای اتاق با استفاده از دستگاه کشش Santam STM-600 با سرعت یک میلی‌متر بر دقیقه مطابق با استاندارد ASTM D1002 انجام شد. از فیکسچر تخصصی برای اعمال تنش برشی بر روی اتصالات در طول آزمایش استفاده شد. سه آزمایش برای هر نمونه با ابعاد $10 \times 10 \times 10$ میلی‌متر انجام شد و مقادیر میانگین گزارش شد.

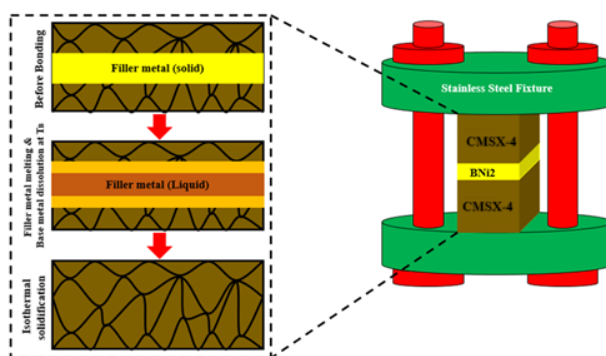
۳- نتایج و بحث

۳-۱- سوپرآلیاژ CMSX-4

شکل ۲ الف ریزساختار تک‌بلوری سوپرآلیاژ CMSX-4 را در بزرگ‌نمایی ۲۰۰ برابر (میکروسکوپ نوری) پس از اچ الکتروشیمیایی نشان می‌دهد. دندریته‌های ستونی به‌وضوح به‌صورت خطوط اچ روشن قابل تشخیص هستند که در راستای جهت انجماد هم‌تراز می‌شوند و شبکه‌ای پیوسته را در سرتاسر دانه‌ها تشکیل می‌دهند. این خطوط مرزهای بین شاخه‌های دندریته هستند که، به‌دلیل اختلاف جزئی در ترکیب شیمیایی یا جهت‌گیری بلوری، نرخ اچ متفاوتی نشان می‌دهند و به‌صورت ساختارهای موازی ظاهر می‌شوند که از یک طرف تصویر به طرف دیگر، بدون هیچ‌گونه اختلالی در جهت‌گیری‌شان، امتداد یافته‌اند. فاز زمینی اچ تیره‌تر فاز γ (محلول جامد پایه‌ی نیکل غنی از نیکل، کبالت و کروم) است که به چکش‌خواری آلیاژ کمک می‌کند.

رسوبات اصلی تقویت‌کننده در این سوپرآلیاژها فاز γ' (معمولاً $Ni_3(Al, Ti, Ta, Nb)$ با ساختار منظم L12) هستند. ریخت‌شناسی و هم‌ترازی یکنواخت این رسوبات، عاری از هرگونه نقص یا ناپیوستگی، نشان‌دهنده‌ی ریزساختار تک‌بلوری ریخته‌گری شده است که استحکام در دمای بالای این آلیاژ را تأمین می‌کند. فاز γ' نقش کلیدی در استحکام خزشی و استحکام در دمای بالای سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل دارد و هرگونه اختلال

برای هر دما و زمان، سه نمونه اتصال انجام شد. پس از اتمام فرایند اتصال‌دهی در دماها و زمان‌های مشخص، نمونه‌ها تحت خلأ تا دمای اتاق سرد شدند. نرخ سرمایش به‌آرامی و با کنترل دقیق انجام شد تا از تشکیل تنش‌های حرارتی ناخواسته و فازهای غیرتعادلی در ناحیه‌ی اتصال جلوگیری شود؛ این روش سرمایش همچنین به همگن‌سازی ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی اتصال کمک می‌کند. متعاقباً، نمونه‌های متصل شده به‌صورت عمود بر ناحیه‌ی اتصال برش داده شدند تا امکان بررسی جامع ریزساختار در نواحی مختلف شامل فلز پایه، ناحیه‌ی هم‌جوشی و ناحیه‌ی اتصال TLP فراهم شود.



شکل ۱. طرح‌واره‌ی فرایند TLP سوپرآلیاژ CMSX-4

۲-۲- ارزیابی خواص

به‌منظور بررسی تغییرات ریزساختاری ایجاد شده در قطعه‌ی سوپرآلیاژ CMSX-4 در طول زمان کارکرد، آماده‌سازی نمونه و ارزیابی متالوگرافی به شرح زیر انجام شد. قطعه‌ای از نمونه‌ها، با استفاده از اره‌ی نواری سرعت‌پایین مجهز به تیغه‌ی برش الماسه، بریده شد. سطح برش‌خورده سپس در رزین مانت شد و با استفاده از کاغذهای سنباده‌ی کاربرد سیلیکون با دانه‌بندی فزاینده تا دانه‌بندی ۱۲۰۰ ساییده شد تا سطحی صاف و هموار برای پولیش ایجاد شود. سوسپانسیون سیلیس کلوئیدی برای پولیش شیمیایی- مکانیکی نمونه به مدت ۲۰ دقیقه به‌منظور دستیابی به سطحی بدون خراش برای بررسی استفاده شد. درنهایت، اچ الکتروشیمیایی با محلولی از ۱۷۰ میلی‌لیتر H_3PO_4 ، ۱۰ میلی‌لیتر H_2SO_4 و ۱۶ گرم CrO_3 در ولتاژ ۴-۶ ولت به مدت ۴ ثانیه برای اچ انتخابی مرزهای دانه و آشکارسازی ریزساختار انجام شد.

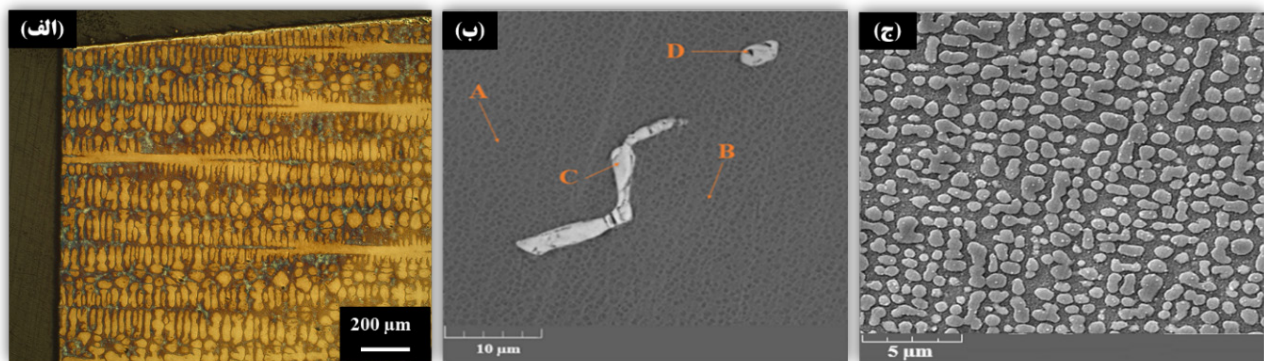
شناسایی فازی توسط آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) (دستگاه D-500 زیمنس، آلمان (با تابش $Cu K\alpha$, $\lambda=1.5405$)) آنگستروم در محدوده‌ی زاویه‌ای 2θ از ۲۰ تا ۸۰ درجه با گام

می‌شوند که احتمالاً در امتداد مرزهای دانه آلیاژ رسوب کرده‌اند و می‌توانند در دماهای عملیاتی بالا تشکیل شوند. در همین حال، کاربیدهای اولیه‌ی MC (نقطه‌ی D) که معمولاً تیتانیم، تانتالیم یا نیوبیم است) به صورت ذرات بلوکی پراکنده در سراسر ریزساختار نمایان می‌شوند. هر دو فاز کاربیدی از طریق سازوکار استحکام‌بخشی رسوبی (تشکیل ذرات ریز و پراکنده که حرکت نابجایی‌ها را محدود می‌کند) به استحکام سوپرآلیاژ کمک می‌کنند. اهمیت این کاربیدها در افزایش مقاومت به خزش و پایداری ریزساختاری در دماهای بالا در تحقیقات اخیر مورد تأکید قرار گرفته است (Wang et al., 2024).

شکل ۲ ج تصویر FESEM از رسوبات γ' در سوپرآلیاژ CMSX-4 در معرض کارکرد را نشان می‌دهد. این تصویر پدیده‌ی رفتینگ رسوبات γ' را با تفکیک‌پذیری بالا آشکار می‌سازد. در طول کارکرد در دمای بالا، رسوبات مکعبی γ' تحت فرایند نفوذ قرار می‌گیرند که به از دست دادن گوشه‌های تیز و تغییر شکل به ریخت‌شناسی گردتر منجر می‌شود. علاوه‌براین، با رشد ترجیحی در یک جهت، به دلیل تنش‌های اعمال‌شده، تشکیل لایه‌های رسوبی پیوسته یا «رفت» هم‌راستا با جهت تنش مشاهده می‌شود. (Shajari et al., 2019; Shajari et al., 2023).

در جهت‌گیری یا رسوب‌گذاری آن (مانند درشت شدن یا تغییر در ریخت‌شناسی) می‌تواند به کاهش قابل توجه در این خواص منجر شود.

به‌منظور بررسی دقیق‌تر ریزساختار، تصویر FESEM در شکل ۲ ب ارائه شده است. همان‌طور که در جدول ۲ تشریح شده است، فلز پایه را می‌توان به سه فاز اصلی طبقه‌بندی کرد: فاز اول فاز گاما روشن (نقطه‌ی A) است که از نیکل (۶۴/۴۸ درصد اتمی)، کروم (۱۳/۳۹ درصد اتمی)، آلومینیم (۸/۴۴ درصد اتمی) و کبالت (۶/۹۴ درصد اتمی) تشکیل شده است. این فاز، به‌عنوان فاز زمینه‌ی اصلی، چکش‌خواری و پایداری ساختاری را فراهم می‌کند. فاز دوم، که به صورت فاز گاما پریم تیره‌تر (نقطه‌ی B) نشان داده شده است، حاوی نیکل (۶۳/۴۴ درصد اتمی)، آلومینیم (۱۲/۱۱ درصد اتمی) کروم (۸/۳۰ درصد اتمی) و تیتانیم (۵/۹۲ درصد اتمی) است. فاز گاما پریم در نتیجه‌ی برهم‌کنش‌های ترمودینامیکی مطلوب بین این عناصر از فاز گاما رسوب می‌کند و به تشکیل ساختار یوتکتیکی یا شبه‌یوتکتیکی قابل مشاهده در ریزساختار منجر می‌شود. علاوه‌براین، دو نوع فاز کاربیدی مشاهده می‌شود. کاربیدهای ثانویه‌ی M23C6 (نقطه‌ی C) که معمولاً شامل کروم، آهن و مولیبدن است) به صورت ذرات خطی و به شکل حروف چینی در ساختار ظاهر



شکل ۲. تصاویر متالوگرافی از سوپرآلیاژ CMSX-4

جدول ۲. نتایج آنالیز EDS سوپرآلیاژ CMSX-4

عناصر (A %)	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
γ (A)	۰	۸/۴۴	۵/۲۱	۱۳/۳۹	۶/۹۴	۶۴/۴۸	۰	۰/۸۰	۰	۰/۷۴
γ' (B)	۰	۱۲/۱۱	۵/۹۲	۸/۳۰	۷/۲۶	۶۳/۴۴	۰/۵۹	۰/۹۸	۰/۵۸	۰/۸۲
M23C6 (C)	۵۸/۷۳	۰	۱۹/۳۳	۱/۰۱	۰/۴۰	۲/۴۵	۶/۹۹	۱/۲۹	۷/۸۷	۱/۹۳
MC (D)	۶۱/۸۷	۰/۱۳	۱۷/۷۶	۱/۱۷	۰/۶۴	۳/۲۰	۸/۰۱	۱/۰۳	۵/۰۶	۱/۱۲

۳-۲- اتصال TLP

مدت زمان‌های مختلف ۴۵، ۶۰ و ۸۵ دقیقه اتصال داده شده‌اند. در زمان‌های ۴۵ و ۶۰ دقیقه، که به ترتیب در شکل‌های ۴الف و ۴ب نشان داده شده‌اند، منطقه‌ی ASZ در کنار مناطق ISZ و DAZ باقی مانده است. حضور ASZ در این زمان‌های کوتاه‌تر به دلیل نفوذ ناکافی عناصر آلیاژی بین فلز پایه و فلز پرکننده در سراسر فصل مشترک اتصال است.

به‌طور خاص، نفوذ کامل عناصر از فلز پایه به داخل ناحیه‌ی اتصال و انتقال عناصر کاهنده‌ی ذوب (بور و سیلیسیم موجود در فلز پرکننده‌ی MBF 20) از فصل مشترک به سمت فلز پایه هنوز کاملاً رخ نداده بود. این عناصر، بور و سیلیسیم، با تشکیل فاز مایع در دمای اتصال نقش کلیدی دارند و نفوذ آن‌ها به فلز پایه باعث افزایش نقطه‌ی ذوب ناحیه‌ی اتصال و تسهیل انجماد هم‌دمای می‌شود. در نتیجه، غلظت موضعی بالای بور و سیلیسیم اضافی توانسته‌اند با نیکل موجود در ناحیه‌ی اتصال واکنش داده و به تشکیل ساختارهای یوتکتیکی نامطلوب مانند سیلیسیدها و بوریدهای نیکل (ترکیبات بین‌فلزی ترد) منجر شوند که در فصل مشترک قابل مشاهده هستند و می‌توانند خواص مکانیکی اتصال را تضعیف کنند. این مناطق، که به صورت غیرهم‌دمای منجمد شده‌اند، نشان می‌دهند که، در طول زمان‌های ۴۵ و ۶۰ دقیقه، تعادل ترمودینامیکی در سراسر فاصله‌ی اتصال برقرار نشده است و فرایندهای نفوذی هنوز برای رسیدن به ترکیب پایدار کامل نشده‌اند. باین‌حال، در زمان ۸۵ دقیقه، همان‌طور که در شکل ۴ج نشان داده شده است، ناحیه‌ی ASZ حذف شده است.

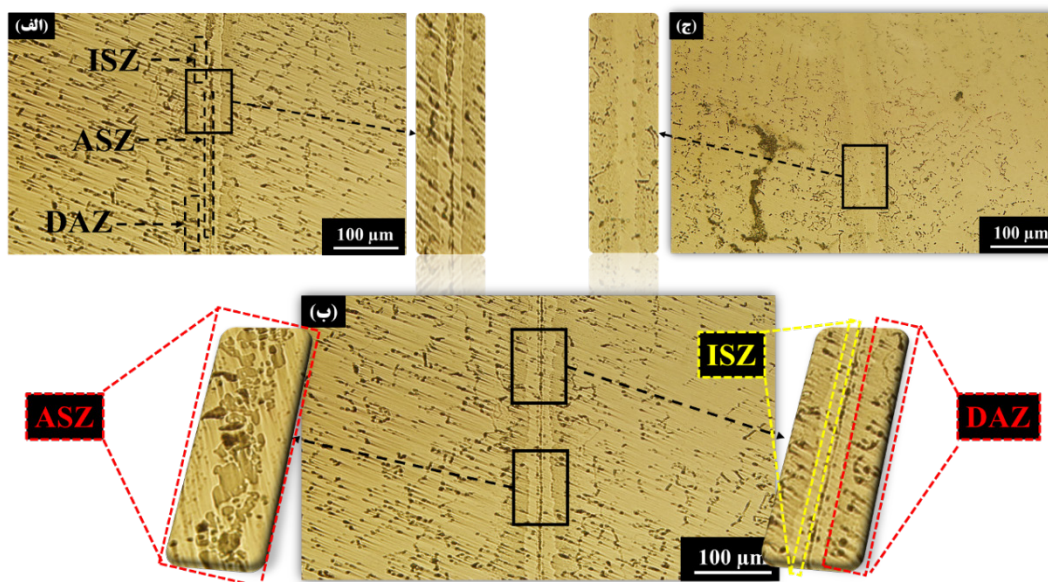
زمان اتصال طولانی‌تر ۸۵ دقیقه زمان کافی برای نفوذ کامل عناصر آلیاژی از طریق فصل مشترک ۷۵ میکرومتر را فراهم کرده است. این امر انجماد هم‌دمای را در سراسر ناحیه‌ی اتصال تسهیل کرده و امکان برقراری تعادل بدون تشکیل فازهای سیلیسید یا بورید در فصل مشترک را فراهم آورده است. بنابراین، به صورت خلاصه می‌توان بیان کرد با افزایش دمای اتصال از ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس مدت زمان نگهداری برای انجماد کامل هم‌دمای به دلیل افزایش سرعت نفوذ عناصر و حذف نواحی ASZ از ۱۲۰ به ۸۵ دقیقه کاهش می‌یابد.

شکل ۳ ریزساختار نمونه‌های اتصال داده‌شده در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس در مدت زمان‌های مختلف ۶۰، ۸۵ و ۱۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل‌های ۳الف و ۳ب برای زمان‌های ۶۰ و ۸۵ دقیقه نشان داده شده است، ناحیه‌ی اتصال شامل سه منطقه‌ی متمایز انجماد هم‌دمای^۱ (ISZ) (ناحیه‌ی که در آن با نفوذ عناصر، نقطه‌ی ذوب مذاب افزایش می‌یابد و در دمای اتصال به صورت جامد درمی‌آید)، منطقه‌ی انجماد غیرهم‌دمای^۲ (ASZ) (ناحیه‌ی که، به دلیل ناکافی بودن دما و زمان نگهداری برای انجماد کامل هم‌دمای، باقی مانده‌ی مذاب منجمد شده و ساختاری متفاوت ایجاد می‌کند) و منطقه‌ی متأثر از نفوذ^۳ (DAZ) (ناحیه‌ی در فلزات پایه‌ی مجاور اتصال که در آن نفوذ عناصر باعث تغییر در ترکیب شیمیایی و ریزساختار می‌شود) است. وجود ASZ در این نمونه‌ها به‌طور کمی نشان می‌دهد که زمان اختصاص داده‌شده برای تکمیل انجماد هم‌دمای در سراسر ناحیه‌ی اتصال کافی نبوده است.

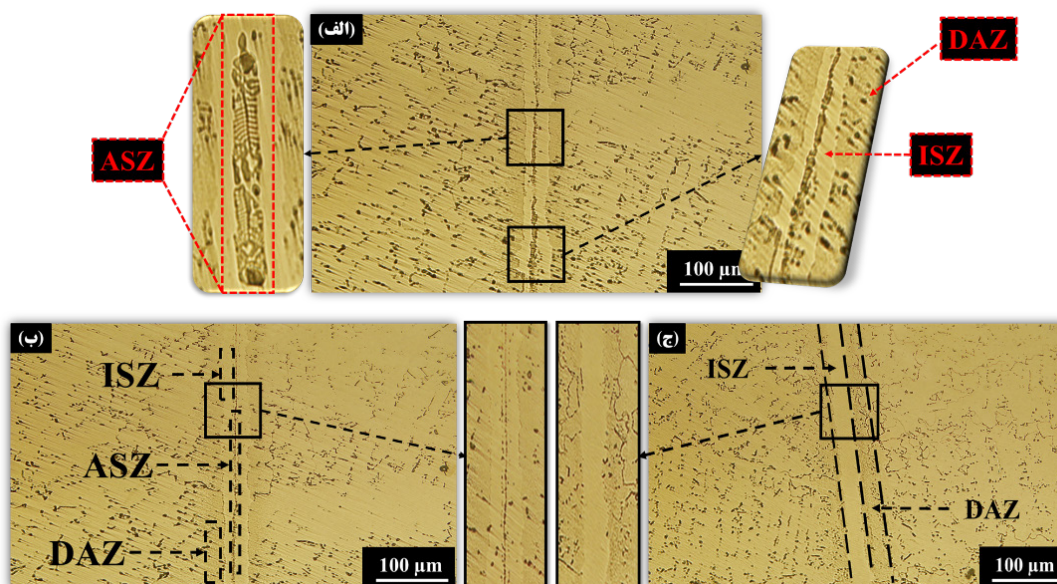
این مشاهده با یافته‌های جلیلوند و همکاران (Jalilvand et al., 2023a)، که در مطالعه‌ی مشابه بر روی سوپرآلیاژ In738 گزارش وجود مناطق ASZ را در زمان‌های اتصال کوتاه‌تر ارائه کرده است، مطابقت دارد. در مناطق ISZ، انجماد به صورت هم‌دمای از ماده‌ی اولیه به سمت مرکز اتصال رخ داده است. در مقابل، شکل ۳ج نشان می‌دهد که، پس از ۱۲۰ دقیقه اتصال در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، ریزساختار اتصال تنها دو منطقه را نشان می‌دهد: مناطق ISZ و DAZ. نبود ASZ در این نمونه دلالت بر این دارد که زمان نگهداری ۱۲۰ دقیقه برای دستیابی به انجماد هم‌دمای کامل در فاصله‌ی ۷۵ میکرومتر کافی است که با یافته‌های جلیلوند و همکاران (Jalilvand et al., 2023b) مبنی بر نبود منطقه‌ی ASZ در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس پس از ۴۵ دقیقه مطابقت دارد.

شکل ۴ ریزساختار نمونه‌های TLP با فاصله‌ی اتصال ۷۵ میکرومتر را نشان می‌دهد که در دمای بالاتر ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس (که باعث افزایش سرعت نفوذ عناصر می‌شود) در

1. Isothermal Solidification Zone (ISZ)
2. Athermal Solidification Zone (ASZ)
3. Diffusion Affected Zone (DAZ)



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ نوری اتصال TLP سوپرآلیاژ CMSX-4 در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری (الف) ۶۰؛ (ب) ۸۵ و (ج) ۱۲۰ دقیقه



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ نوری اتصال TLP سوپرآلیاژ CMSX-4 در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری (الف) ۴۵؛ (ب) ۶۰ و (ج) ۸۵ دقیقه

شکل‌های ۵ و ۶ تصاویر FESEM از مناطق مختلف فرایند TLP در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با زمان‌های نگهداری متفاوت را نشان می‌دهند. براساس شکل ۵، نمونه‌ی اتصال داده‌شده در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، به مدت ۱۲۰ دقیقه، انجامد هم‌دمای کامل را در سراسر ناحیه‌ی اتصال نشان داد. به‌طور مشابه، شکل ۶ نشان می‌دهد که نمونه‌ی اتصال داده‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸۵ دقیقه نیز به انجامد هم‌دمای کامل دست یافته است. پژوهش

تارای^۱ و همکاران بر روی اتصال TLP سوپرآلیاژ IN738 با فلز پرکننده‌ی Ni-Cr-Si-B-Fe در دماهای ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری ۶۰ تا ۱۲۰ دقیقه نشان داد که کاهش زمان مورد نیاز برای رسیدن به انجامد تعادلی از ۱۲۰ دقیقه در ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به ۸۵ دقیقه در ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس ناشی از افزایش سینتیک نفوذ بور در دماهای بالاتر بوده است (Tarai et al., 2020). بور در فلز پرکننده‌ی MBF 20 به‌عنوان عامل اصلی کاهنده‌ی ذوب عمل می‌کند و افزایش

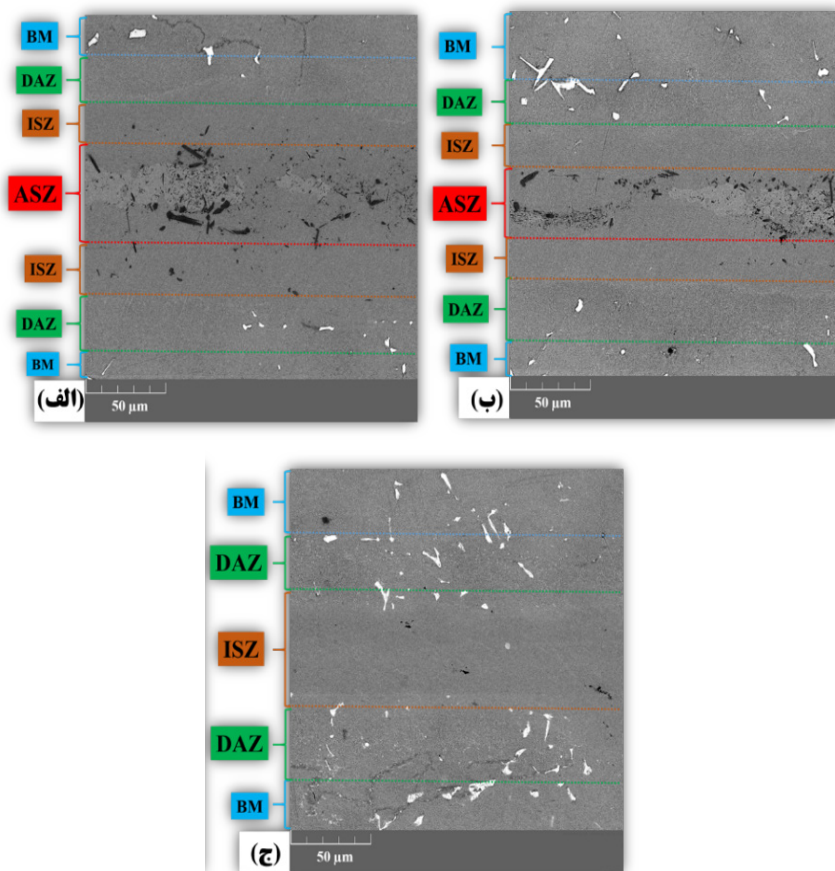
شکل‌های ۵ و ۶ تصاویر FESEM از مناطق مختلف فرایند TLP در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با زمان‌های نگهداری متفاوت را نشان می‌دهند. براساس شکل ۵، نمونه‌ی اتصال داده‌شده در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، به مدت ۱۲۰ دقیقه، انجامد هم‌دمای کامل را در سراسر ناحیه‌ی اتصال نشان داد. به‌طور مشابه، شکل ۶ نشان می‌دهد که نمونه‌ی اتصال داده‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸۵ دقیقه نیز به انجامد هم‌دمای کامل دست یافته است. پژوهش

درصد، ۳/۳۸ درصد و ۳/۰۳ درصد گزارش کردند (Jalilvand et al., 2023a). در مقابل، این مطالعه مقادیر متناظر ۶۵/۱۶ درصد، ۴/۶۵ درصد و ۰/۱۷ درصد را نشان داد. این اختلافات می‌تواند ناشی از تفاوت در ترکیب دقیق فلز پرکننده، پارامترهای فرایند یا روش‌های آنالیز باشد.

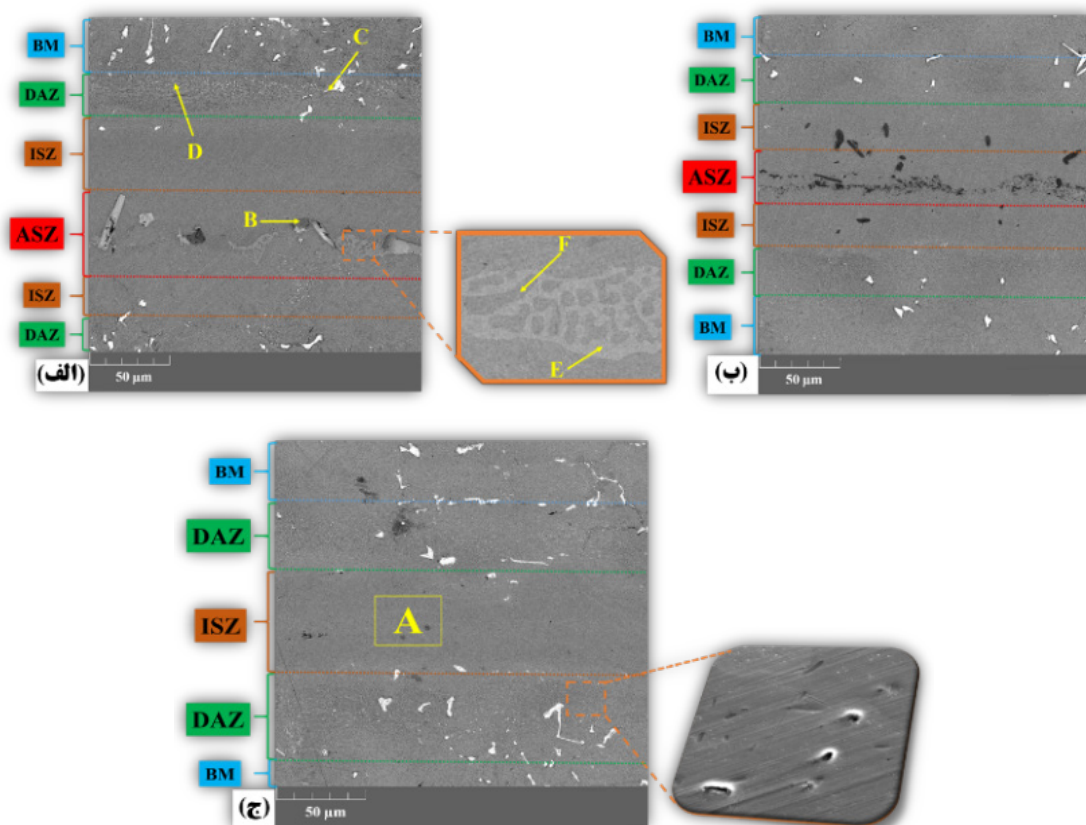
علاوه‌براین، جلیلوند و همکاران (Jalilvand et al., 2023a) درصد اتمی نیکل، کروم و سیلیسیم را در فاز سیلیسید نیکل به ترتیب ۷۳/۵۰ درصد، ۷/۵۲ درصد و ۱۲/۵۹ درصد گزارش کردند، درحالی‌که این پژوهش مقادیر ۵۱/۶۸ درصد، ۲/۱۴ درصد و ۳۰/۴۷ درصد را به دست آورد. از طرفی، با توجه به فرایند دومرحله‌ای، اتصال نفوذ بور به داخل فلز پایه، قبل از انحلال کامل، فرصت کافی برای تشکیل DAZ در طول انجماد هم‌دما را ایجاد می‌کند.

بنابراین، در مقایسه با اتصال TLP تک‌مرحله‌ای، به دلیل نفوذ کنترل‌شده‌ی بور، زمان فرایند کوتاه‌تر ناحیه‌ی ASZ سریع‌تر حذف می‌شود و توزیع یکنواخت گاما پریم مشاهده می‌شود (Wang et al., 2024; Chen et al., 2025).

نرخ نفوذ آن در ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس سبب تسریع جابه‌جایی به عناصر آلیاژی در نواحی اتصال و نهایتاً تسریع انجماد کامل هم‌دما می‌شود (Shakerin et al., 2016). شکل‌های ۵الف، ۵ب و ۵ج نشان می‌دهند که زمان و دمای ناکافی به ایجاد ASZ منجر می‌شود که با بوریدهای غنی از نیکل و محلول‌های جامد تشکیل‌شده از طریق واکنش‌های یوتکتیکی مشخص می‌شود. منطقه‌ی A در شکل ۶ فاز آستنیت غنی از نیکل (۳۹/۵۳ درصد اتمی)، بور، کروم و کبالت را نشان می‌دهد که احتمالاً به دلیل انجماد غیرهم‌دمای باقی‌مانده‌ی مذاب غنی از نیکل در ناحیه‌ی مرکزی اتصال رسوب کرده است. آنالیز EDS ارائه‌شده در جدول ۳ نشان می‌دهد که نقاط E, B و F به ترتیب از بورید کروم، بورید نیکل و سیلیسید نیکل تشکیل شده‌اند. مناطق DAZ (نقاط C و D) حاوی رسوبات غنی از کروم و مولیبدن هستند که شامل کاربید کروم و بوریدهای کروم یا مولیبدن هستند و پژوهش‌های دیگران در این زمینه نیز (Bakhtiari & Ekrami, 2012) آن را تأیید می‌کنند. جلیلوند و همکاران درصد اتمی نیکل، کروم و سیلیسیم را در فاز بورید نیکل به ترتیب ۸۲/۴۲



شکل ۵. تصاویر FESEM اتصال TLP سوپرآلیاژ CMSX-4 در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری (الف) ۶۰؛ (ب) ۸۵ و (ج) ۱۲۰ دقیقه



شکل ۶. تصاویر FESEM اتصال TLP سوپرآلیاژ CMSX-4 در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری (الف) ۶۰؛ (ب) ۸۵ و (ج) ۱۲۰ دقیقه

جدول ۳. نتایج آنالیز EDS نمونه‌های TLP شده سوپرآلیاژ CMSX-4

ناحیه	B	C	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W	فاز احتمالی
A	۲۰/۲۴	۲۵/۴۱	۱/۷۱	۲/۶۶	۰/۴۷	۶/۴۹	۱/۸۵	۱/۶۴	۳۹/۵۳	۰	۰	γ solid solution
B	۱۹/۲۷	۲۶/۲۰	۰	۰	۰/۲۰	۳۶/۲۵	۰/۶۴	۱/۳۳	۶/۰۸	۶/۷۹	۳/۲۲	(Cr, Mo)-rich boride
C	۳۸/۹۰	۵/۶۰	۰	۱/۰۲	۰	۳۰/۲۵	۲/۸۰	۰/۶۰	۴/۳۰	۱۶/۵۳	۰	Chrome carbide
D	۴۰/۲۳	۱/۸۱	۰	۰/۰۷	۰	۲۸/۲۰	۳/۳۲	۰/۲۷	۵/۴۰	۲۰/۷۰	۰	(Cr, Mo)-rich boride
E	۲۶/۹۸	۰/۹۶	۰	۰/۱۷	۰	۴/۶۵	۲/۰۳	۰	۶۵/۱۶	۰/۰۵	۰	Ni ₃ B
F	۱۰/۵۶	۰/۵۹	۰	۳۰/۴۷	۰	۲/۱۴	۴/۵۰	۰/۰۶	۵۱/۶۸	۰	۰	Ni-Si Eutectic

می‌شود که در دماهای بالا طبق رابطه‌ی آرنیوس ($k = \exp(-Q/RT)$) نرخ انتقال اتم‌های عناصر آلیاژی از ساختار فلز پایه به لایه‌ی مذاب واقع در فصل مشترک افزایش می‌یابد. این انحلال فلز پایه و متعاقباً

در شکل ۷، ضخامت نواحی مختلف اتصال در نمونه‌های TLP شده مشاهده می‌شود. براساس شکل ۷، افزایش دمای اتصال و زمان نگهداری در فرایند TLP موجب افزایش عرض نواحی ISZ و DAZ از طریق تسریع در سینتیک نفوذ عناصر

با فرض انرژی فعال‌سازی نفوذ بور $Q=285 \text{ KJ/mol}$:

$$\frac{D_{1150}}{D_{1100}} \approx 2.3 \quad (۳)$$

زمان مورد نیاز برای تکمیل انجماد هم‌دما با معکوس ضریب نفوذ رابطه دارد:

$$\frac{t_{1100}}{t_{1150}} \approx \frac{D_{1150}}{D_{1100}} \quad (۴)$$

که این نتیجه‌ی نظریه با نتایج تجربی این پژوهش (۱۲۰ دقیقه در ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس و ۸۵ دقیقه ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس) با نسبت ۱/۴۱ مطابقت کیفی دارد. اختلاف مشاهده‌شده ممکن است ناشی از عواملی نظیر افزایش نرخ انحلال فازهای بین‌فلزی در دمای بالاتر، کاهش ویسکوزیته‌ی فاز مایع گذرا، تسریع نفوذ عناصر آلیاژی (Al, Ti) باشد که بر پایداری فاز مایع تأثیر می‌گذارند. بنابراین، براساس معادله‌ی آرنیوس و نتایج ریزساختار نتیجه می‌شود که، با افزایش دما از ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، زمان بهینه‌ی فرایند ۲۹ درصد کاهش یافته است. همچنین، عرض ناحیه‌ی DAZ به دلیل نفوذ سریع‌تر بور در نمونه با شرایط دمایی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، در مقایسه با ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، افزایش داشته است و در حالت کلی‌تر می‌توان بیان کرد که، با افزایش دما از ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و کاهش ۱/۴ برابری زمان بهینه‌ی فرایند، سه مورد زیر اتفاق می‌افتد:

۱. بهینه‌سازی مصرف انرژی؛

۲. کاهش احتمال تشکیل فازهای ترد بین‌فلزی؛

۳. بهبود یکنواختی ریزساختار در ناحیه‌ی اتصال.

که با پیش‌بینی‌های معادله‌ی آرنیوس برای سیستم‌های Ni-B مطابقت دارد.

انبساط لایه‌ی فصل مشترک مذاب به تشکیل ناحیه‌ی ISZ با عرض بیشتر بر اثر ازدیاد زمان و دما منجر می‌شود. هم‌زمان، سینتیک نفوذ به حذف سریع‌تر ناحیه‌ی ASZ کمک می‌کند.

در دماهای بالاتر، به‌ویژه اتم‌های بور، از طریق شبکه‌ی نابجایی‌ها و مرزهای دانه (به‌عنوان مسیرهای نفوذ با انرژی فعال‌سازی پایین‌تر در مقایسه با نفوذ حجمی) به ناحیه‌ی DAZ نفوذ می‌کنند. این افزایش در میزان نفوذ بور به داخل ساختار فلز پایه، در طول فرایند اتصال، تشکیل ترکیبات بوریدی (از طریق واکنش بور با عناصر آلیاژی نظیر کروم و مولیبدن) در ناحیه‌ی DAZ را تسهیل می‌کند. نفوذ سریع‌تر عناصر و رسوب‌گذاری فازهای بوریدی به ایجاد ناحیه‌ی DAZ با عرض بیشتر در شرایط دمایی بالاتر و زمان‌های نگهداری طولانی‌تر می‌انجامد (Malekan et al., 2019).

بنابراین، با استفاده از رابطه‌ی آرنیوس می‌توان گفت که انجماد هم‌دما مستقیماً تحت تأثیر سینتیک نفوذ عناصر کاهنده‌ی ذوب (عمدتاً بور) قرار دارد.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (۱)$$

D: ضریب نفوذ m^2/s

D_0 : فاکتور پیش‌نهایی

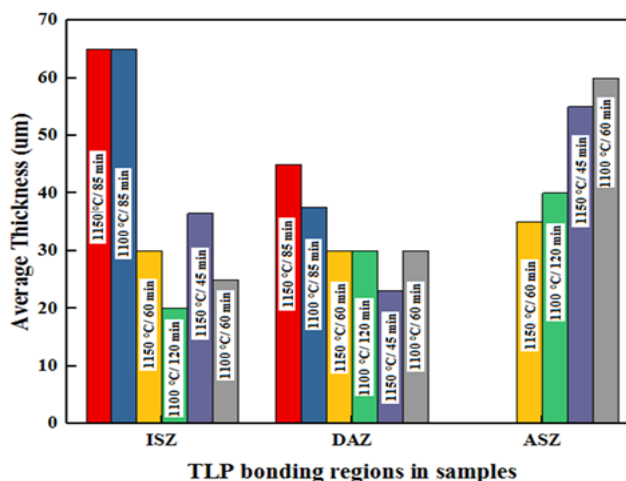
Q: انرژی فعال‌سازی نفوذ J/mol

R: ثابت گازها 8.314 J/mol.K

T: دمای مطلق کلوین

برای بور در ماتریس $\gamma\text{-Ni}$ (ساختار سوپرآلیاژ CMSX-4):

$$\frac{D_{1150}}{D_{1100}} = \exp\left(\frac{Q}{R\left(\frac{1}{1423} - \frac{1}{1373}\right)}\right) \quad (۲)$$



شکل ۷. ضخامت نواحی مختلف اتصال TLP سوپرآلیاژ CMSX-4 در دماها و زمان‌های مختلف

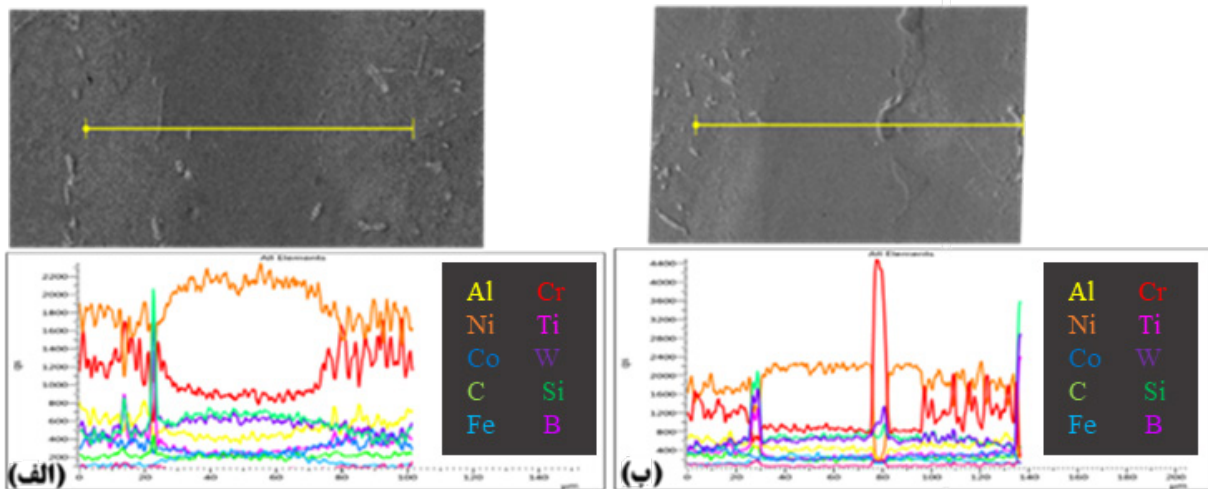
که ناشی از نفوذ کروم از لایه‌ی فصل مشترک و رسوب موضعی ترکیبات بین‌فلزی غنی از کروم (احتمالاً کاربیدها یا بوریدهای کروم) در داخل فلز پایه است.

آهن به دلیل ضریب نفوذ پایین فقط در ناحیه‌ی ISZ مشاهده می‌شود. در ناحیه‌ی ASZ، مقدار بالایی کروم، بور، تنگستن، آهن و سیلیسیم همچنان وجود دارد که این امر نشان می‌دهد، به دلیل زمان ناکافی برای نفوذ کامل و دستیابی به تعادل شیمیایی، این عناصر به‌طور همگن توزیع نشده‌اند و زمان کافی برای واکنش کامل و تشکیل ترکیبات بورید کروم وجود نداشته است.

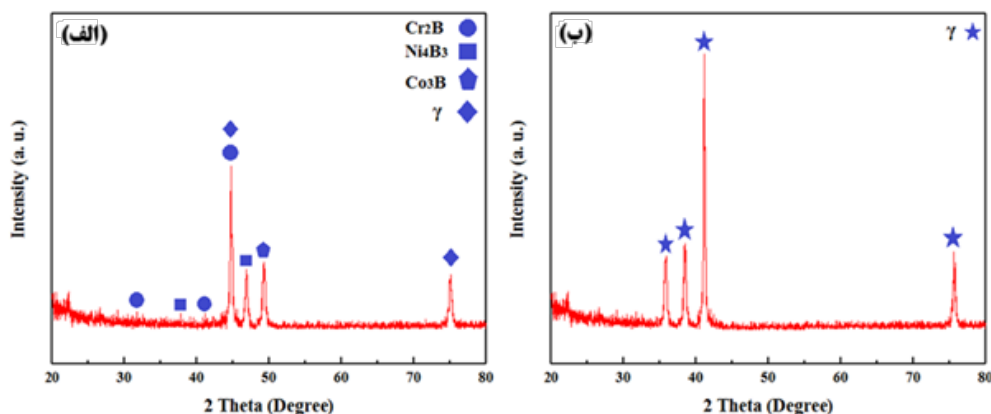
ادعای تشکیل نشدن فاز یوتکتیکی نامطلوب در ناحیه‌ی مرکزی ISZ نمونه‌های CMSX-4، که تحت شرایط بهینه‌ی اتصال داده شده‌اند، با نتایج آزمون‌های برش و آنالیز فازی XRD بیشتر تقویت می‌شود.

بنابراین، در شکل ۹ الف، نتایج XRD سطح شکست نمونه با شرایط اتصال دمایی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان نگهداری ۴۵ دقیقه نشان داده شده است.

در شکل‌های ۸ الف و ۸ ب، به ترتیب آنالیز خطی عنصری انجام شده در ناحیه‌ی اتصال برای نمونه‌های مطلوب (دارای مناطق ISZ و DAZ) و غیرمطلوب (دارای مناطق ISZ، DAZ و مناطق ISZ) ارائه داده شده است. این تکنیک آنالیزی توزیع عناصر مختلف را در طول خطی فرضی در ریزساختار نشان می‌دهد. در داخل ISZ، مقادیر قابل توجهی از کروم، کبالت، تیتانیم، آلومینیم، تنگستن، آهن و سیلیسیم شناسایی شده است که نشان‌دهنده‌ی انحلال فلز پایه در فلز پرکننده‌ی مذاب و نفوذ این عناصر به داخل لایه‌ی مذاب فصل مشترک در طول فرایند اتصال است. غلظت‌های بالای این عناصر در DAZ نشان‌دهنده‌ی تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در این ناحیه است. با وجود اینکه کروم، بور و سیلیسیم در لایه‌ی فصل مشترک وجود داشتند، غلظت آن‌ها در ناحیه‌ی ISZ با نفوذ به داخل فلز پایه (به‌ویژه بور و سیلیسیم به‌عنوان عناصر کاهنده‌ی نقطه‌ی ذوب) و همچنین نقش آن‌ها در تشکیل فازهای جدید کاهش می‌یابد. در ناحیه‌ی DAZ، مقدار کروم در مقایسه با مقدار اولیه‌ی آن در فلز پایه افزایش می‌یابد



شکل ۸. نتایج آنالیز خطی برای نمونه‌های حاوی مناطق (الف) ISZ-DAZ و (ب) ISZ-ASZ-DAZ



شکل ۹. نتایج آنالیز XRD برای نمونه‌های TLP در شرایط دمایی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری (الف) ۴۵ و (ب) ۸۵ دقیقه

مخرب یوتکتیک تشکیل نمی‌شوند و در ناحیه‌ی اتصال فقط دو منطقه‌ی ISZ و DAZ وجود دارند.

در شکل ۱۰ الف، نتایج پروفیل سختی در عرض ناحیه‌ی اتصال TLP تحت شرایط انجماد غیرهم‌دما نشان داده شده است. پروفیل سختی، پیک‌هایی در مرکز اتصال (ناشی از اختلاط عناصر و تشکیل فازهای سخت‌تر، احتمالاً فازهای بین‌فلزی) و در نزدیکی فلز پایه (ناشی از ساختار دانه‌ریز و تنش‌های پسماند) و یک دره (ناشی از نفوذ جزئی و ترکیب میانی) را نشان می‌دهد و به‌طور کلی چهار ناحیه‌ی سختی متمایز وجود دارد:

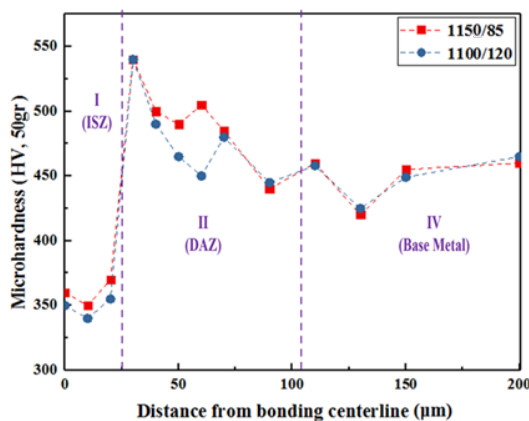
ASZ: حداکثر سختی به‌دلیل ساختار یوتکتیکی بوریدها و سیلیسیدهای غنی از نیکل - فازهای ترد بین‌فلزی که به‌عنوان مسیره‌های بالقوه‌ی رشد ترک عمل می‌کنند - تشکیل شده بر اثر سرد شدن سریع که مانع از تشکیل فازهای تعادلی می‌شود.

ISZ: سختی کمتر از فلز پایه به‌دلیل نفوذ عناصر آلیاژی و تشکیل نشدن رسوبات بین‌فلزی که می‌تواند در سازوکارهای استحکام‌بخشی محلول جامد و رسوبی تأثیر بگذارد.

DAZ: پیک سختی ناشی از رسوبات بوریدی.

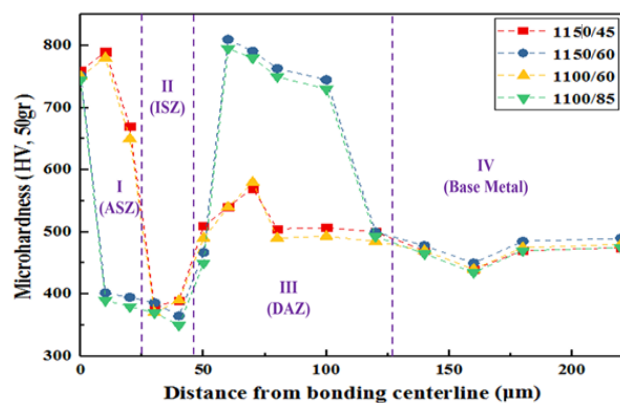
فلز پایه: سختی مشابه ماده‌ی اولیه.

مقایسه با پژوهش اتصال TLP سوپرآلیاژ IN738-LC با فویل BNi2 نشان می‌دهد که سختی پایین ISZ ناشی از نفوذ ناکافی عناصر استحکام‌بخش و پیک سختی DAZ ناشی از رسوبات بوریدی است. در این پژوهش، حداکثر سختی ASZ، ISZ و DAZ به‌ترتیب ۸۰۰، ۴۰۰ و ۵۷۰ HV گزارش شده است. شکل ۱۰ ب پروفیل سختی در اتصالات TLP با انجماد هم‌دما کامل را نشان می‌دهد.



(ب)

بر این اساس، پیک‌های مربوط به بوریدهای کروم، نیکل و کبالت (فازهای ترد و شکننده) ناشی از تشکیل فاز یوتکتیک نامطلوب موجود در ناحیه‌ی ISZ شناسایی شدند. همچنین، نتایج آنالیز XRD سطح شکست نمونه با شرایط دمایی ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان نگهداری ۸۵ در شکل ۹ ب مشاهده می‌شود. بر این اساس، مشاهده می‌شود که تنها پیک‌های مربوط به فاز محلول جامد گاما (γ) در این نمونه وجود دارند که بیانگر تشکیل نشدن فازها و رسوبات یوتکتیکی در ناحیه‌ی ISZ و انجماد کامل هم‌دما است. علاوه‌براین، محققان نتایج XRD سطح شکست یک نمونه‌ی سوپرآلیاژ IN738 LC متصل شده با TLP را که در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به‌مدت ۱۵ دقیقه اتصال داده شده بود بررسی کردند و پیک‌های مربوط به محلول جامد نیکل (فاز γ) M23B6 (بورید غنی از نیکل) و بورید CrB را در مناطقی حاوی ASZ، DAZ، ISZ و گزارش کردند (Jalilvand et al., 2023b). این تشابه در تشکیل بوریدها در سوپرآلیاژهای مختلف نشان‌دهنده‌ی سازوکارهای مشابه در اتصال TLP است. بنابراین، می‌توان گفت، هنگامی که نمونه‌ها در شرایط دمایی و زمان نگهداری غیرمطلوب (دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های ۶۰ و ۸۵ دقیقه، دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های ۴۵ و ۶۰ دقیقه) اتصال داده شده‌اند، فازهای مخرب و نامطلوب یوتکتیک ASZ در نواحی اتصال تشکیل خواهند شد و، هنگامی که نمونه‌ها در شرایط دمایی و زمانی بهینه (دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان‌های نگهداری به‌ترتیب ۱۲۰ و ۸۵ دقیقه) اتصال داده می‌شوند، به‌دلیل فرصت کافی نفوذ برای عناصر کاهنده‌ی ذوب و انجماد کامل هم‌دما، فازهای



(الف)

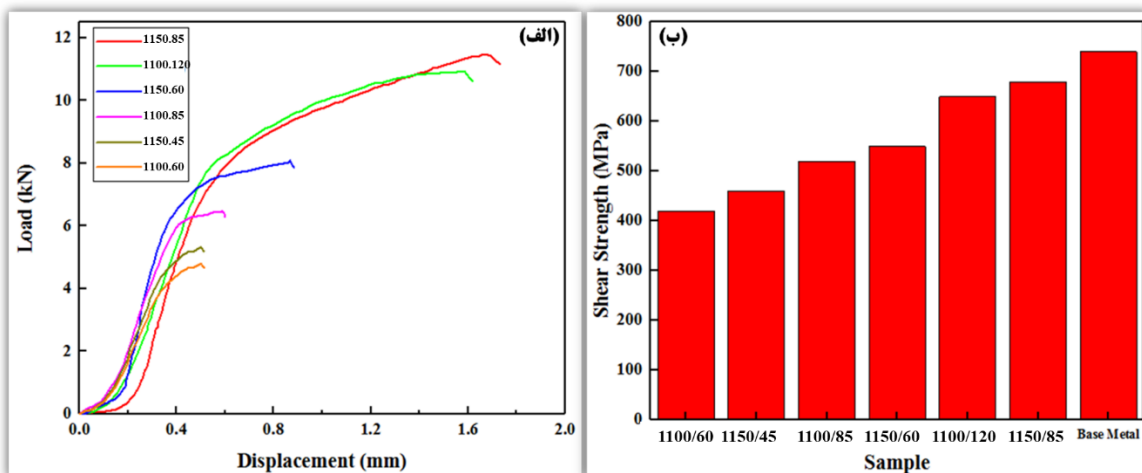
شکل ۱۰. نتایج آزمون سختی‌سنجی نمونه‌های TLP شده در شرایط دمایی و زمانی مختلف برای نمونه‌های دارای اتصال (الف) انجماد غیرهم‌دما و (ب) انجماد کامل هم‌دما

هستند. نمونه‌ی اتصال‌داده‌شده در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۶۰ دقیقه، که دارای بزرگ‌ترین ASZ بود، کمترین مقاومت را در مقایسه با نمونه‌های ۱۲۰/۱۱۰۰ و ۸۵/۱۱۵۰ نشان داد که در آن‌ها انجماد هم‌دمای کاملاً تحقق یافته و ASZ حذف شده بود. بنابراین، می‌توان گفت رابطه‌ی معکوس مشاهده‌شده بین کاهش ضخامت ASZ و افزایش مقاومت با گذشت زمان نشان می‌دهد که فازهای یوتکتیکی تأثیر منفی بر مقاومت دارند. همچنین، دمای اتصال بالاتر ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، در مقایسه با دمای پایین‌تر ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، به دلیل توزیع بیشتر عناصر MPD (عمدتاً بور و سیلیسیم در فلز پرکننده‌ی 20 MBF) و بهبود نفوذ عناصر کیفیت اتصال را افزایش می‌دهد. به عبارت دیگر، مقدار نفوذ عناصر کاهنده‌ی نقطه‌ی ذوب به داخل فلز پایه و عناصر آلیاژی فلز پایه به داخل ناحیه‌ی اتصال بر درصد تشکیل فازهای یوتکتیکی و نفوذ و جابه‌جایی عناصر میان فلز پرکننده و فلز پایه تأثیر می‌گذارد (Zhang et al., 2025; Zorriatolhosseini et al., 2024) و دستیابی به اتصالی قوی و یکپارچه را تضمین می‌کند. از طرفی، در اتصال TLP دو مرحله‌ای به دلیل کنترل بهتر فازهای یوتکتیک ASZ و توزیع یکنواخت فاز گاما پریم شاهد افزایش ۲۰-۳۰ درصد مقاومت برشی در مقایسه با اتصال تک‌مرحله‌ای خواهیم بود (Wang et al., 2024; Chen et al., 2025).

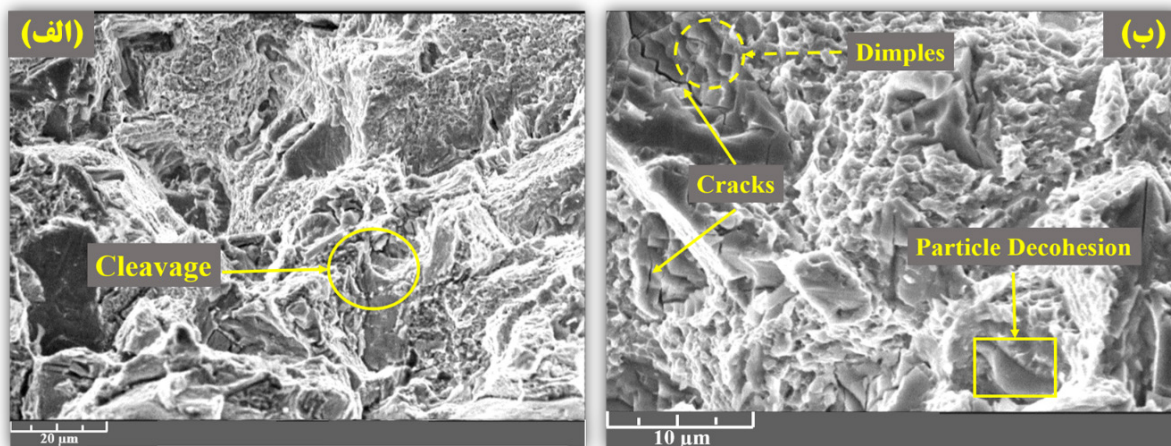
ریخت‌شناسی سطوح شکست نشان‌داده‌شده در شکل‌های ۱۱۲ الف و ۱۲ ب تأثیر ریزساختار بر حالت‌های شکست را نشان می‌دهد.

سه ناحیه‌ی متمایز ISZ (سختی تقریباً یکنواخت ناشی از نفوذ عناصر آلیاژی)، DAZ (پیک سختی تحت‌تأثیر سختی فلز پایه و رسوبات احتمالی) و فلز پایه وجود دارد. افزایش دما به افزایش سختی ISZ به دلیل تسریع نفوذ عناصر آلیاژی منجر می‌شود. سختی فلز پایه پس از اتصال نسبتاً ثابت می‌ماند، اگرچه رشد دانه در دماهای بالاتر (که به کاهش مرزهای دانه و تسهیل حرکت نابجایی‌ها منجر می‌شود) می‌تواند باعث کاهش جزئی شود. در این پژوهش، سختی فلز پایه با افزایش دما، از ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، ۲۰ تا ۵۰ HV افزایش یافته است که ممکن است ناشی از رسوب‌گذاری ثانویه‌ی فازها یا تغییرات در توزیع تنش‌های پسماند باشد. شایان ذکر است که، در طول آزمایش سختی، نیروی فرورونده به‌گونه‌ای انتخاب شد که تأثیر فازهای تشکیل‌شده با ابعاد و توزیع مختلف در مناطق گوناگون اتصال را به‌طور مناسب ارزیابی کند.

در شکل ۱۱، نتایج آزمون برش نمونه‌های اتصال TLP در شرایط دمایی و زمانی مختلف نشان داده شده است. با توجه به نتایج ارائه‌شده در شکل ۱۱ و تصاویر ریزساختاری نمونه‌های TLP شده می‌توان گفت که با افزایش زمان اتصال و تکمیل فرایند انجماد هم‌دمای، از طریق حذف ناحیه‌ی ASZ که حاوی ترکیبات یوتکتیکی سخت و ترد است و به‌عنوان نقاط تمرکز تنش عمل می‌کند و به کاهش مقاومت منجر می‌شوند، مقاومت برشی اتصالات افزایش می‌یابد. علاوه‌براین، نمونه‌های دارای مقاومت برشی بیش از ۶۳۰ مگاپاسکال (معادل ۸۰ درصد مقاومت فلز پایه) هستند از لحاظ اتصال باکیفیت و مورد تأیید



شکل ۱۱. الف) منحنی‌های بار-جابه‌جایی و ب) استحکام برشی اتصالات بریزشده در دماها و زمان‌های نگهداری مختلف



شکل ۱۲. تصاویر SEM ریخت‌شناسی شکست اتصال بریزشده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس برای زمان‌های (الف) ۴۵ و (ب) ۸۵ دقیقه

را منعکس می‌کند. این امر نقش مهم ریزساختار را (که با کنترل پارامترهای اتصال قابل تنظیم است) در تعیین رفتار مکانیکی برجسته می‌کند.

۴- نتیجه‌گیری

هدف از این پژوهش بررسی تأثیر دما و زمان نگهداری در فرایند دومرحله‌ای اتصال TLP بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ CMSX-4 بود. نتایج این پژوهش نشان داد که: - زمان‌های نگهداری بهینه در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به ترتیب ۱۲۰ و ۸۵ دقیقه به دست آمد که به حذف مناطق مضر ASZ منجر شد.

- با افزایش دما از ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس مدت زمان نگهداری ۲۹ درصد کاهش می‌یابد.

- در اتصال دومرحله‌ای می‌توان با زمان کمتر به شرایط استاندارد مکانیکی بهینه دست یافت.

- میان ناحیه‌ی ASZ و مقاومت برشی رابطه‌ی معکوس مشاهده شد، به گونه‌ای که با حذف ناحیه‌ی ASZ در نمونه‌های ۱۱۰۰/۱۲۰ و ۱۱۵۰/۸۵ بیشترین استحکام (بیش از ۸۰ درصد فلز پایه) مشاهده شد.

۵- سپاسگزاری

نویسندگان این تحقیق از حمایت‌های پژوهشگاه مواد و انرژی به‌واسطه‌ی در اختیار قرار دادن آزمایشگاه‌ها و امکانات تشکر می‌کنند.

بر این اساس، نمونه‌ی اتصال‌داده‌شده، در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸۵ دقیقه (شکل ۱۲ب)، فرورفتگی‌های متعددی (dimples) را که مشخصه‌ی شکست نرم (ductile) با جذب انرژی بالا ناشی از رشد و به هم پیوستن حفرات است، مشابه آنچه در نمونه‌ی ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۱۲۰ دقیقه یافت شد، نشان داد.

در مقابل، در شکل ۱۲الف، نمونه‌ی اتصال‌داده‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و زمان نگهداری ۴۵ دقیقه سطوحی با شکست شبه‌برخ‌برداری^۱، که دلالت بر شکست ترد^۲ با انتشار سریع ترک و جذب انرژی کم دارد، شبیه به سایر نمونه‌ها با زمان‌های اتصال کوتاه‌تر نشان داد. به عبارت دیگر، در نمونه‌های اتصال‌داده‌شده برای مدت زمان‌های طولانی‌تر، که ساختارهای یوتکتیکی ترد حذف شدند، فرورفتگی‌ها و حالت شکست نرم‌تری مشاهده شد. علاوه بر این، مشاهده شد که ترک‌ها به جای پراکندگی پیوسته‌ی فازهای بین‌فلزی در ناحیه‌ی DAZ از طریق ناحیه‌ی بین‌دندریتی نرم‌تر ISZ منتشر می‌شوند، که نشان می‌دهد فازهای بین‌فلزی در DAZ احتمالاً از انتشار ترک جلوگیری می‌کنند یا تأثیر کمی بر مسیر ترجیحی انتشار ترک دارند. همچنین، مشاهده شد که حضور رسوبات^۳، در ناحیه‌ی اتصال، عامل اصلی تأثیرگذار در استحکام برشی است. بنابراین، براساس پژوهش‌های کان^۳ و همکاران (Kan et al., 2025) می‌توان گفت فازهای یوتکتیکی ترد سبب ایجاد شکست‌های ترد می‌شوند و در مقابل حذف آن‌ها از طریق فرایندهای اتصال بهینه سبب شکست نرم می‌شود که ویژگی‌های ریزساختار آلیاژ پایه

مراجع

13. Khan, S., Junaid, M., & Shehbaz, T. (2025). Interfacial microstructure and mechanical properties in diffusion bonded Inconel 718 to austenitic stainless-steel joints, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. *Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 239, 398-408. <https://doi.org/10.1177/14644207241269012>
14. Kumar, S., & Singh, R. K. (2022). Performance degradation of gas turbine components due to environmental effects: A comprehensive review. *Materials Today: Proceedings*, 60, 1187-1194. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.067>
15. Li, Z., Wu, Y., Chen, J., Zhang, L., Ji, J., Wang, Q., & Zhang, S. (2022). Effect of boron on the structural stability, mechanical properties, and electronic structures of γ -Ni₃Al in TLP joints of nickel-based single-crystal alloys. *Materials Today Communications*, 31, 103375. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103375>
16. Li, J., Chen, H., Zhang, W., & Sun, Y. (2023). Recent advances in repair technologies for high-temperature components of gas turbines: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 85, 469-491. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.02.006>
17. Li, Y., Zhang, Y., Zhong, Y., Cheng, Y., He, N., He, L., Gao, Z., Gong, X., Chen, C., & Ye, H. (2024). Microstructural evolution and micro-mechanical properties of non-isothermal solidified zone in TLP bonded Ni-based superalloy joints. *Journal of Materials Science & Technology*, 185, 9-22. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.11.006>
18. Malekan, A., Farvizi, M., S., Mirsalehi, N., & Saito, K. (2019). Effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X superalloy joints bonded with a Ni-Cr-B-Si-Fe interlayer. *Journal of Manufacturing Processes*, 47, 129-140. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.030>
19. Oliveira, J. P., Silva, A. F., Souza, R. T., & Fernandes, H. (2023). Application of transient liquid phase bonding in the repair of aerospace components: A critical review. *Aerospace Science and Technology*, 138, 108352. <https://doi.org/10.1016/j.ast.2023.108352>
20. Ozgoli, H. A. (2018). Modeling and Process Analysis of a Biomass Gasifier-Molten Carbonate Fuel Cell-Gas Turbine-Steam Turbine Cycle as a Green Hybrid Power Generator. *Journal of Renewable Energy and Environment*, 5(3), 42-52. <https://doi.org/10.30501/jree.2018.93822>
21. Pactopoba, N. V., Jappes, J. T. W., Ajithram, A., Adamkhan, M., & Reena, D. (2022). Welding on Ni based super alloys – A review. *Materials Today: Proceedings*, 60(3), 1656-1659. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.208>
22. Pactopoba, N. V., Bogachev, I., Knowles, K. M., & Gibson, G. J. (2023a). High temperature behaviour of a mechanically surface hardened single crystal nickel-based superalloy. *Materialia*, 23, 101438. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101438>
23. Pactopoba, N. V., Pang, L., Zhang, Z. X., Kong, L. W., Xing, Z. B., Shu, Y., Li, P., & Eggeler, G. (2023b). Investigation on the stability of raft structure in single crystal superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 944, 169224. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169224>
24. Pactopoba, N. V., Rylski, A., & Siczek, K. (2025a). Issues relative to the welding of nickel and its alloys. *Materials*, 18(15), 3433. <https://doi.org/10.3390/ma18153433>
1. Ahmadi, M., Lu, C., Qin, Z., Wang, S., He, Y., Sun, Y., Gao, Z., & Tu, S.-T. (2023). Uncovering the high-temperature microstructural evolution and creep-fatigue damage mechanism of CMSX-4 brazed joints. *International Journal of Fatigue*, 173, 107681. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107681>
2. Bakhtiari, R., & Ekrami, A. (2012). The effect of gap size on the microstructure and mechanical properties of the transient liquid phase bonded FSX-414 superalloy. *Materials & Design*, 40, 130-137. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.03.036>
3. Bose, S., Yang, Y., Ding, J., Wang, Y., Zhao, Y., Feng, H., Li, S., Guo, R., Tang, Y., Chen, W., Li, R., Chen, L., Dong, J., & Xia, X. (2023). Effect of holding time on microstructure and mechanical properties of dissimilar γ -strengthened superalloys TLP joint. *Advanced Engineering Materials*, 25(16), 2300460. <https://doi.org/10.1002/adem.202300460>
4. Chen, W., Zhu, H., Dai, S., Zhang, X., Chen, J., Luo, M., & Huang, W. (2023). An Online Fatigue Damage Evaluation Method for Gas Turbine Hot Components. *Energies*, 16(19), 6785. <https://doi.org/10.3390/en16196785>
5. Chen, L., Mariana, S., Soh, V., Wu, D., Ng, S., Lau, D., Wei, S. (2025). Innovations in IN939: From Cast Alloy to Additive Manufacturing. *High-Temperature Materials*, 2(2), 10003. <https://doi.org/10.70322/htm.2025.10003>
6. Gholami, M., Azadi, M., Azadi, M., & Hajiali Mohammadi, A. (2024). Effects of Ageing and Forging on Short-term Creep Behaviors of Inconel-713C Superalloy at 850 °C. *International Journal of Engineering*, 33(4), 639-646. <https://doi.org/10.5829/ije.2020.33.04a.15>
7. Hamidi, S., Rahimpour, M. R., Eshraghi, M. J., & Esfahani, H. (2021). Optimization of Heat Treatment Cycles in Sub-atmospheric LiF-NaF-KF Based Fluoride Ion Cleaning for Removing Oxide Layers in Cracks of IN738-LC. *Advanced Ceramics Progress*, 7(1), 18-24. <https://doi.org/10.30501/acp.2021.251522.1046>
8. Hussain, S., Khan, A., Malik, R., & Ahmed, S. (2025). Impact of operating conditions on the lifespan of critical hot-section components in industrial gas turbines. *Applied Thermal Engineering*, 250, 123567. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2024.123567>
9. Jalilvand, V., Omidvar, H., Rahimpour, M., & Shakeri, H. (2013a). Investigation on microstructural properties of transient liquid phase (TLP) bonded IN-738LC superalloy with AMS 4776 filler metal. *Materials Science and Technology*, 29, 439-445. <https://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000138>
10. Jalilvand, V., Omidvar, H., Rahimpour, M. R., & Shakeri, H. R. (2013b). Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel-based superalloy IN-738LC. *Materials & Design (1980-2015)*, 52, 36-46. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.05.042>
11. Kumari, S., Patro, E. K. R., Singh, S., Chandra, P. K., Kareem, S. A., & Kansal, L. (2023). Retracted: Advanced welding of dissimilar materials for aerospace and automotive applications. In *E3S Web of Conferences (Vol. 430, p. 01108)*. EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202343001108>
12. Khan, M. A., Sundarajan, S., Natarajan, S., Parameswaran, P., & Mohandas, E. (2014). Oxidation and hot corrosion behavior of nickel-based superalloy for gas turbine applications. *Materials and manufacturing processes*, 29(7), 832-839. <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.901530>

25. Pactopoba, N. V., Reker, D. W., Sowa, R., Schwalbe, C., Seidel, F., Mochwald, K., Nicolaus, M., Wackenrohr, S., & Tillmann, W. (2025b). Novel alloying strategy to improve brazing properties on nickel-based superalloys for aircrafts turbine application. *J. Eng. Gas Turbines Power*, 147(8), 081003. <https://doi.org/10.1115/1.4067248>
26. Mosta'an, H., Mahboobi, A. H., Mirzakhani, B., & Nemat Zadeh, F. (2020). Phase, microstructural studies and fracture behavior of transient liquid phase bonding in Nimonic 75 alloy at different temperatures. *Advanced Materials and Technologies*, 9(3), 37-49. [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2020.223401.1082>
27. Reed, R. C. Behera, A., Sahoo, A. K., & Mahapatra, S. S. (2023). Application of Ni-based superalloy in aero turbine blade: A review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. Advance online publication. <https://doi.org/10.1177/09544089231219104>
28. Shajari, Y., Seyedraoufi, Z., & Alizadeh, A. (2019). Effect of solution temperature of rejuvenation heat treatment on the stability of γ' precipitates in Ni-base superalloy IN738LC during long-term heating. *Materials Research Express*, 6, 126571. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab54ef>
29. Shajari, Y., Beigi, M., & Porhonar, M. (2023). The effect of microstructural changes on the rupture behavior of gas turbine damping bolt superalloy (Nimonic 90) after long service time. *Engineering Failure Analysis*, 145, 106993. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106993>
30. Shakerin, S., Omidvar, H., & Mirsalehi, S. E. (2016). The effect of substrate's heat treatment on microstructural and mechanical evolution of transient liquid phase bonded IN-738 LC. *Materials & Design*, 89, 611-619. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.003>
31. Singh, V., & Mishra, R. S. (2025). Surface degradation mechanisms and their effect on the joining of nickel superalloys: A review. *Surface and Coatings Technology*, 495, 130987. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130987>
32. Sundararaman, M., Gong, N., Meng, T. L., Teo, S. L., Cao, J., Lee, C. J. J., Tan, C. K. I., Tan, D. C. C., Suwardi, A., Lin, M., Misra, R. D. K., & Liu, H. (2022). High-temperature oxidation and hot corrosion of Ni-based single crystal superalloy in the incubation stage. *Corrosion Science*, 214, 111026. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111026>
33. Tarai, U., Robi, P., & Pal, S. (2020). Thermal Properties of Ni-Cr-Si-B-Fe Based Interlayer Material and Its Application in TLP Bonding of IN 718 Superalloy. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 33, 1666-1680. <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01089-x>
34. Wang, Q., Li, D., Li, G., Wei, X., Ma, B., Huang, C., Chen, W., Zhao, P., Wang, L., & Zeng, Q. (2024). Long-term aging behavior and mechanism of CMSX-4 nickel-based single crystal superalloy at 950 °C and 1050 °C. *Journal of Alloys and Compounds*, 1004, 175763. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175763>
35. Zhang, X., Li, Z., Wang, L., & Chen, Y. (2022). Optimization of TLP bonding parameters for achieving high-strength joints in advanced superalloys. *Materials & Design*, 217, 110635. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110635>
36. Zhang, Y., Sun, Q., & Li, M. (2024). A review on the degradation mechanisms of hot-section components in gas turbines. *Energy Science & Engineering*, 12(3), 1030-1055. <https://doi.org/10.1002/ese3.1529>
37. Zhang, X., Li, K., & Yao, N. (2025). Transient liquid phase bonding of DD5 single crystal and GH4169 superalloy using BNi-2 interlayer: From microstructural evolutions to mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 923, 147723. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147723>
38. Zhao, L., Xu, J., Duan, H., Zhao, X., Cheng, Y., Liu, H., Xia, W., Yue, Q., Gu, Y., Yuan, Y., & Zhang, Z. (2025). High-temperature creep response of a nickel-based single crystal superalloy with varying initial microstructures. *Materials Science and Engineering: A*, 944, 148881. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148881>
39. Zorriatlohosseini, B., Mirsalehi, S. E., & Shamsi, F. (2024). Dissimilar transient liquid phase bonding of Ti-6Al-4V alloy to Inconel 625 superalloy: effect of bonding temperature on microstructural evolutions and mechanical properties. *Weld World*, 68, 2485-2499. <https://doi.org/10.1007/s40194-024-01777-7>