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

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

Volume 11, Number 2, 2026



Microstructural evolution of inconel 738LC joints using two-step heating TLP bonding

A. Amirkhani[1], B. Beidokhti[2*], K. Shirvani[3]

1- Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, University of Torbat Heidarieh.

2-Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Khorasan Razavi, Iran.

3-Department of Advanced Materials and New Technologies, Iranian Research Organization for Science and Technology (IROST), Tehran, IRAN.

Received 19 November 2025 ; Accepted 26 December 2025

Abstract

In this study, a novel two-step heating strategy was investigated for transient liquid-phase (TLP) bonding of the IN-738LC superalloy. The bonding process consisted of an initial heating at 1150 °C for 5 seconds, followed by holding at 1110–1130 °C for 3 to 40 minutes. The microstructural evolution during the process, as well as the interface morphology, was characterized and compared with conventional TLP joints. This approach significantly reduced the time required to complete isothermal solidification; the width of the central eutectic zone decreased from 45 µm at 3 minutes to 19 µm at 12 minutes, and the eutectic zone was completely eliminated after 40 minutes. Microstructural examinations revealed that the initial step of the two-step heating process produced a cellular–dendritic solidification interface, leading to a non-uniform distribution of porosity along the bond region. Subsequent homogenization removed boride precipitates and resulted in the formation of uniformly distributed γ′ precipitates similar to those in the base metal. These findings provide practical and microstructural insights into the influence of thermal profiles on interfacial evolution and offer a pathway for improving joint quality in nickel-based superalloys.

Keywords: Two-Step Heating Process, Transient Liquid Phase (TLP) Bonding, IN-738LC, Microstructure.

*Corresponding Author: B. Beidokhti, beidokhti@um.ac.ir.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



تحول ریزساختاری اتصالات سوپرآلیاژ IN-738LC حاصل از فرایند اتصال‌دهی فازمایع گذرا با استفاده از حرارت‌دهی دومرحله‌ای

علیرضا امیرخانی[1]، بهروز بیدختی[2*]، کوروش شیروانی[3]

1-گروه مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه تربت حیدریه.

2- گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، خراسان رضوی، ایران.

3-پژوهشکده مواد پیشرفته و فناوریهای نوین، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1404/08/28 ؛ پذیرش مقاله: 1404/10/05

چکیده

در این پژوهش، یک روش نوین در فرایند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا (TLP) بوسیله حرارت‌دهی دومرحله‌ای برای ایجاد اتصال در سوپرآلیاژ IN-738LC بررسی شد. اتصال‌دهی با حرارت اولیه 1150 °C به مدت 5 ثانیه و سپس نگهداری در 1110-1130 °C برای 3 تا 40 دقیقه انجام گرفت. تحول ریزساختاری در طول فرایند و همچنین مورفولوژی فصل‌مشترک، در مقایسه با اتصالات متداول TLP مورد بررسی قرار گرفت. این روش زمان تکمیل انجماد همدما را به‌طور قابل‌توجهی کاهش داد؛ به‌گونه‌ای که عرض یوتکتیک مرکزی از 45 میکرون در 3 دقیقه به 19 میکرون در 12 دقیقه کاهش یافت و در 40 دقیقه کاملاً حذف شد. بر اساس بررسی‌های ریزساختاری، فرایند حرارت‌دهی دومرحله‌ای در مرحله‌ی اولیه منجر به ایجاد فصل‌مشترک انجماد با ساختار سلولی ـ دندریتی می‌شود. این ویژگی موجب توزیع غیرخطی تخلخل‌ها در امتداد ناحیه‌ی اتصال گردید. درنهایت فرایند همگن‌سازی موجب حذف رسوبات بوریدی و تشکیل رسوبات یکنواخت γ' مشابه فلز پایه شد. این یافته‌ها دیدگاه‌های عملی و ریزساختاری درباره تاثیر پروفایل حرارتی بر تحول ناحیه اتصال و مسیر بهبود اتصالات در سوپرآلیاژهای پایه نیکل را نشان می‌دهند.

کلمات کلیدی: فرایند حرارت‌دهی دومرحله‌ای، اتصال‌دهی فاز مایع گذرا، سوپرآلیاژ اینکونل 738LC، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: بهروز بیدختی، beidokhti@um.ac.ir

1- مقدمه

سوپرآلیاژ اینکونل 738 با کربن پایین (IN-738LC) به‌طور گسترده در کاربردهای دمای بالا، به‌ویژه در توربین‌های گازی و موتورهای هوایی، مورد استفاده قرار می‌گیرد [1]. این سوپرآلیاژ رسوب‌سخت‌شونده به‌دلیل وجود کاربیدها و فازهای بین‌فلزی در ریزساختار خود، از پایداری ساختاری بالا، استحکام قابل‌توجه و مقاومت مطلوب در برابر خوردگی در دماهای بالا برخوردار است [2]. با این‌وجود، این سوپرآلیاژ از جوش‌پذیری

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

ضعیفی برخوردار است که این موضوع عمدتاً ناشی از حساسیت بالای آن به پدیده‌ی ترک‌گرم است [3, 4].

فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) یکی از روش‌های مؤثر برای اتصال مواد پیشرفته‌ای است که به‌دلیل خواص خاص خود، با روش‌های متداول جوشکاری قابل اتصال نیستند [5 و 6]. به‌دلیل کاربرد گسترده‌ی این اتصالات در صنایع مختلف، فرایند TLP در سوپرآلیاژهای پایه نیکل به‌طور وسیعی مورد مطالعه قرار گرفته است [7, 8].. بر اساس مدل‌های استاندارد، این فرایند اتصال‌دهی TLP شامل چهار مرحله‌ی پی‌درپی است [5, 9-11]: (الف) ذوب لایه‌ی میانی حاوی عناصر کاهنده‌ی نقطه‌ی ذوب (MPD) مانند بور، سیلیسیم یا فسفر که میان سطوح زیرلایه قرار می‌گیرد؛ (ب) انحلال سطح زیرلایه و گسترش ناحیه‌ی مذاب؛ (ج) انجماد همدما که در آن نفوذ عناصر آلیاژی میان فلز پایه و فاز مذاب، موجب افزایش نقطه‌ی ذوب مذاب و آغاز مرحله انجماد همدما می‌شود؛ (د) همگن‌سازی در حالت جامد. از میان پارامترهای مؤثر در فرایند TLP، زمان لازم برای تکمیل مرحله‌ی انجماد همدما اهمیت ویژه‌ای دارد؛ چرا که انجماد کامل از تشکیل فاز یوتکتیکی ترد و نامطلوب جلوگیری کرده و در نتیجه، خواص مکانیکی اتصال را بهبود می‌بخشد [12]. با این حال، مطالعات پیشین نشان داده‌اند که در سیستم‌های سوپرآلیاژی، تکمیل مرحله‌ی انجماد همدما ممکن است به زمانی نسبتاً طولانی، تا چند ساعت نیاز داشته باشد [13]. علاوه بر این، تشکیل فصل مشترک جامد/مایع مسطح در شرایط تعادلی می‌تواند اثر منفی بر خواص مکانیکی اتصال بر جای گذارد [14-18]. از سوی دیگر، طولانی بودن زمان فرایند، یکی از محدودیت‌های اصلی در به‌کارگیری صنعتی روش TLP محسوب می‌شود [13].

به‌تازگی، روشی نوآورانه بر پایه‌ی تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای برای دستیابی به اتصالات همگن معرفی شده است [18]. در این روش، با کنترل شرایط حرارتی، می‌توان در طی مرحله‌ی انجماد همدما، فصل مشترک جامد/مایع غیرمسطح ایجاد کرد [16, 19]. در فرایند دومرحله‌ای TLP، ابتدا نمونه‌ها برای چند ثانیه در دمای بالا حرارت داده می‌شوند و سپس برای چند دقیقه در دمای پایین‌تر نگهداری می‌گردند. در مرحله‌ی نخست، ذوب لایه‌ی میانی انجام می‌شود و در مرحله‌ی دوم، انجماد همدما در دمای پایین‌تر آغاز می‌گردد. بررسی‌ها نشان داده‌اند که در فولادهای کربنی، با استفاده از این روش، مرحله‌ی انجماد همدما می‌تواند تنها در چند دقیقه تکمیل شود [20, 21]. ژانگ [19] و لیو [22] گزارش کرده اند که به‌دنبال افت دما، فصل مشترک به شکلی پیچیده و غیرمسطح در می‌آید و از دو سوی ناحیه‌ی مذاب به‌سمت مرکز حرکت می‌کند. در لحظه‌ی تلاقی دو فصل مشترک، مرزدانه‌های با زاویه‌ی زیاد به یکدیگر ادغام شده و پیوندی همگن و بدون مرز قابل تشخیص تشکیل می‌شود. لیو و همکارانش [22] و همچنین کدهیم و همکارانش [23] با به‌کارگیری این روش بر روی سوپرآلیاژ IN939 اتصالاتی با استحکام بالا و خواصی مشابه فلز پایه به‌دست آورده‌اند. همچنین مشخص شده است که کنترل دقیق پارامترهای حرارت‌دهی دومرحله‌ای، موجب کاهش میزان اکسیدها و ناخالصی‌ها در ناحیه‌ی اتصال می‌شود [16, 21, 24]. هدف از این پژوهش، بررسی رفتار اتصال فاز مایع گذرا در سوپرآلیاژ IN-738LC با استفاده از تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای است. در این تحقیق، اثرات زمان و دمای اتصال بر ریزساختار ناحیه‌ی اتصال مورد مطالعه و تحلیل قرار گرفته است.

2-روش انجام آزمایش

در این پژوهش، سوپرآلیاژ اینکونل 738 کم کربن (IN-738 LC) در شرایط شمش ریختگی به عنوان فلز پایه و فویل آمورف پایه نیکلی BNi-2 با ضخامت 45 میکرون تولید شده به روش فرایند انجماد سریع به عنوان لایه واسط با ترکیب شیمیایی اسمی ارائه‌شده در جدول(1) استفاده شد. نمونه‌ها با ابعاد 10×10×5 میلی‌متر توسط فرایند برشکاری وایرکات (EDM) برش داده شدند. سطوح موردنظر جهت اتصال‌دهی، با استفاده از سنباده‌زنی تا شماره 1000 صیقل‌دهی و سپس نمونه‌ها در حمام استون به مدت 20 دقیقه به روش فراصوتی چربی‌زدایی شدند. همچنین فویل لایه واسط BNi-2 در ابعاد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

جدول1- ترکیب شیمیایی زیر لایه و لایه واسط (%.wt)

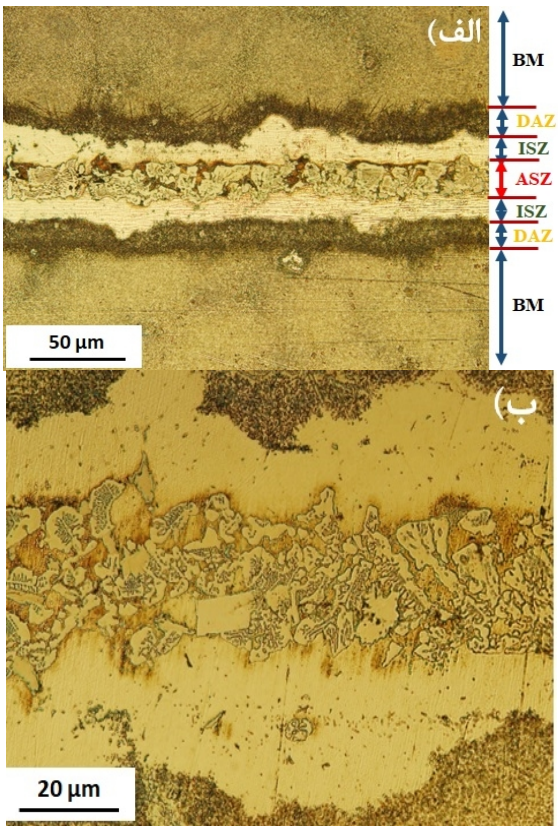
مواد	Cr	Co	Al	W	Mo	Nb	Ti	C	Zr	Fe	Si	B	Ni
IN-738LC	16/1	8/5	3/5	2/3	1/4	0/9	3/5	0/11	0/05	0/09	-	-	مابقی
BNi-2	0/7	0/08	-	-	-	-	-	0/03	-	3/0	4/5	4/5	مابقی

10*10 mm بریده شده و به روش مشابه با سوپرآلیاژ پایه چربی‌زدایی شد. در مرحله‌ی بعد، فویل لایه واسط BNi-2 بین دو نمونه قرار داده شد و برای جلوگیری از جابجایی مجموعه در طول اتصال‌دهی از یک نگه‌دارنده استفاده گردید. فرایند اتصال TLP با استفاده از فرایند حرارت‌دهی دو مرحله‌ای در یک کوره‌ی خلأ تحت فشار 10^{-6} – 10^{-5} تور انجام شد. شرایط مختلف دما و زمان اتصال‌دهی، در بازه‌ی 3 تا 40 دقیقه، مطابق با جدول(2) طراحی شد. همه نمونه های اتصال‌دهی TLP با استفاده از حرارت‌دهی دومرحله‌ای ابتدا جهت ذوب لایه واسط در دمای 1150 به مدت 5 ثانیه نگهداری شده و سپس جهت فرایند انجماد همدما در دمای 1140 و 1130 و 1120 و 1110 درجه سانتیگراد در مدت زمان‌های مختلف مورد اتصال دهی قرار گرفتند. همچنین نمونه 5 به روش پیونددهی TLP معمولی در دمای ثابت C1150° جهت مقایسه دو فرایند حرارت‌دهی و مقایسه مورفولوژی فصل مشترک اتصالات انجام شد.. پس از اتمام زمان نگه‌داری در دمای مشخص، همه‌ی نمونه‌ها در همان خلأ تا دمای محیط به‌آرامی در کوره سرد شدند.. جهت مشاهده ریزساختار، مقاطع عرضی ناحیه‌ی اتصال TLP با استفاده از روش‌های متالوگرافی استاندارد آماده‌سازی شدند. سپس نمونه‌ها در دو نوع محلول اسیدی کالین (1.5 g CuCl2, 33 ml HCl, 33 ml H2O, 33 ml ethanol) و اسید مولیبدیک (0.5 g MoO3, 50 ml HCl, 50 ml HNO3, 200 ml H2O) حکاکی شدند. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی با نشر میدانی (FESEM)مجهز به طیف‌سنج پراکندگی انرژی پرتو ایکس (EDS)با پنجره بریلیومی انجام شد.

3-نتایج و بحث

3-1-ریز ساختار اتصالات TLP

شکل(1) نشان‌دهنده تصویر منطقه اتصال‌دهی TLPدر دو بزرگنمایی متفاوت برای نمونه در شرایط اتصال‌دهی1150°C برای 5s و سپس 1120 °C در زمان انجماد همدمای 3 min می‌باشد. همچنان که نشان داده شده، منطقه اتصال شامل سه منطقه مجزا از هم می‌باشد که شامل منطقه انجماد همدما (ISZ)، منطقه انجماد غیرهمدما (ASZ) و منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) می‌باشد.



شکل 1– اتصال TLP ایجاد شده در شرایط دمایی 1150°C- 5S و 1120 °C-3min .

3-2-ریزساختار ISZ

ریزساختار ISZ شامل فاز محلول جامد گاما می‌باشد. به علت عدم پس‌زنی محلول در مرحله انجماد همدما، تشکیل فاز ثانویه در آن دور از انتظار بوده و بنابراین یک پیوند ایده‌آل بوجود می‌آید که فقط شامل محلول جامد گاما غنی از نیکل می‌باشد. این فاز، یک فاز مطلوب در اتصال‌دهی سوپرآلیاژ IN-738LC می‌باشد و از شکل‌گیری فاز ثانویه جلوگیری می‌کند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

جدول 2- پارامترهای فرایند اتصال‌دهی TLP

نمونه	مرحله حرارت‌دهی اولیه		مرحله ثانویه - انجماد همدما	
	دما (°C)	زمان (ثانیه)	دما (°C)	زمان (دقیقه)
1	1150	5	1140	32,40
2	1150	5	1130	32,40
3	1150	5	1120	3,12,24,32,40
4	1150	5	1110	32,40
5	1150	5	1150	32,40

جدول 3– آنالیز ترکیب شیمیایی (at,%) نقاط نشان داده شده در شکل 2.

فاز		ترکیب شیمیایی (at.%)									
		Ni	Cr	Si	Al	Ti	Fe	Co	Nb	Mo	W
A	γ-solid solution	69.48	12.67	5.75	1.46	0.87	3.82	1.68	2.67	0.51	1.19
B	Cr-rich boride	4.03	81.73	0.54	1.67	1.32	0.88	0.31	1.62	6.17	1.73
C	Ni-rich boride	85.23	3.61	1.05	0.34	4.71	0.53	1.91	1.93	0.26	0.43
D	γ-solid solution	69.83	12.98	6.14	1.43	0.67	2.69	1.91	0.97	0.23	0.83
E	Ni-rich boride	78.64	3.72	1.24	1.65	6.24	1.10	2.50	2.63	1.28	1.01
F	γ-solid solution	69.48	12.17	5.35	1.46	0.87	3.82	2.48	2.67	0.51	1.19
G	Silicide precipitated Ni-rich matrix	73.27	8.01	10.43	1.79	0.83	1.98	2.04	0.84	0.14	0.67

تغییر ترکیب شیمیایی ناشی از نفوذ داخلی بین زیرلایه و مذاب در حین نگهداری در دمای پیونددهی، نیروی محرکه برای انجماد همدما می‌باشد. آنالیز شیمیایی SEM/EDS از منطقه ISZ در جدول(3) آورده شده است. حضور عناصر آلیاژی زیرلایه مانند Mo، Ti و Al در ISZ نشان دهنده انحلال قابل ملاحظه ای از زیرلایه در باند مذاب به علت نفوذ متقابل عناصر، مابین فازهای مذاب و جامد می باشد. سیر تحول ریزساختاری در حین فرایند TLP می تواند بر پایه نفوذ عناصر آلیاژی توضیح داده شود. لایه واسط به علت نقطه ذوب کمتر از دمای اتصال‌دهی، ذوب شده و بنابراین نفوذ داخلی عناصر آلیاژی بین فاز مذاب و زیرلایه اتفاق می‌افتد. از آنجاییکه نفوذ در فاز مذاب بسیار سریع تر از زیرلایه جامد انجام می‌شود، فرض می‌شود که فاز مذاب به دلیل انحلال زیرلایه، خیلی سریع با زیرلایه به تعادل می‌رسد. این موضوع باعث رقیق شدن و گسترده شدن پهنای لایه مذاب می‌شود. این مرحله سریع‌تر از نفوذ عناصر MPD مانند B و Si از مذاب به زیرلایه جامد اتفاق می‌افتد. بعد از اینکه تعادل جزئی بین مذاب و جامد بدست آمد، نفوذ عناصر MPD کنترل کننده فرایند اتصال‌دهی می‌باشند. با نفوذ عناصر MPD به درون زیرلایه جامد، ترکیب مذاب همزمان تغییر می‌کند و از این عناصر رقیق می‌شود و بنابراین دمای لیکوئیدوس آن افزایش می‌یابد. به محض اینکه دمای لیکوئیدوس مذاب کمی بالاتر از دمای اتصال‌دهی بشود، انجماد همدما بوسیله جوانه‌زنی محلول جامد گاما در فصل مشترک مذاب-جامد شروع می‌شود. با افزایش زمان نگهداری، و بنابراین نفوذ بیشتر عناصر MPD از مذاب به زیرلایه جامد، منطقه منجمدشده از فصل مشترک مذاب/جامد به سمت مرکز اتصال پیشروی کرده و از رسوب‌گذاری فازهای ثانویه در ISZ جلوگیری می‌شود [23]. زمان ناکافی نگهداری جهت کامل شدن مرحله انجماد همدما، منجر به تبدیل باقیمانده مذاب لایه واسط به ترکیبات یوتکتیک ترد و بین فلزی ها شده و درنتیجه منطقه انجماد غیرهمدما (ASZ) تشکیل شده است. همچنانکه در تصویر شکل(1) مشاهده می شود، ریزساختار ASZ شامل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

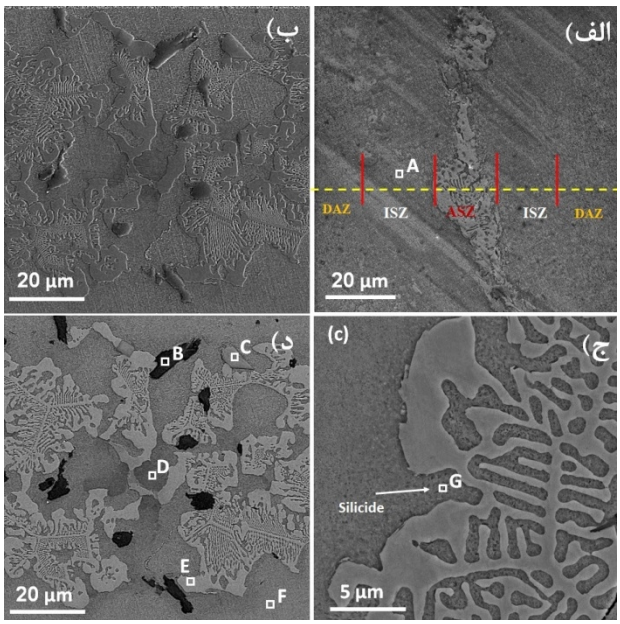
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

میکروترکیبات با مورفولوژی یوتکتیکی هستند که بیان‌کننده انجماد غیرهمدما می‌باشد. سردشدن اصلی‌ترین نیروی محرکه برای انجماد غیرهمدما می‌باشد.

3-3-سیرتکاملی ریزساختار در ASZ

تصاویر SEM از ریزساختار و ترکیبات یوتکتیک مرکزی خط اتصال در منطقه ASZ در اتصال ایجاد شده در دمای 1150 °C برای 5 ثانیه و سپس 1120 °C به مدت 12 دقیقه در دو مد تصویرنگاری اکترون برگشتی و الکترون ثانویه در شکل (2) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر و آنالیز ترکیب شیمیایی کمی فازها در منطقه یوتکتیک با استفاده از EDS، که در جدول(5) آورده شده است . همچنین گزارشات Tung [25]، پیشنهاد می‌دهد که این فازها شامل فاز محلول جامد پایه نیکلی، بوراید غنی از نیکل و سیلیسید غنی از نیکل می‌باشد. بور به علت جذب بوسیله پنجره آنالیزگر EDS قابل اندازه‌گیری کمی نمی‌باشد. همچنین رسوبات ریز فراوانی در فاز گاما چسبیده به فاز بورید دیده می‌شود. بر طبق نتایج متعدد آنالیز شیمیایی EDS، این رسوبات ریز از Si غنی بوده و پیشنهاد می‌شود که ذرات Ni3Si می‌باشند.

ریزساختار یوتکتیک مشابهی در خط مرکزی اتصال TLP در سوپرآلیاژهای پایه نیکل با فلز پرکننده گوناگون بوسیله دیگر محققین گزارش شده است. برای مثال، بوریدهای غنی از کروم و نیکل و همچنین سیلیسید غنی از نیکل توسط جلیلوند [26, 27] و جزایری [24] و شاکرین[14] دیده شده است همچنین در مدل تحلیلی انجام شده برای اتصالات Ni با لایه واسط Ni-Cr-B ، Ohsasa [28] گزارش کرده است که شکل‌گیری ترکیب سه‌تایی یوتکتیک خط مرکزی شامل فاز محلول جامد پایه نیکلی (گاما)، بورید نیکلی (Ni3B) و بورید کروم (CrB) در منطقه اتصال می‌باشند. آنها پیشنهاد داده‌اند که واکنش یوتکتیکی زمانیکه تا دمای 997 درجه سانتی‌گراد سرد می‌شود اتفاق می‌افتد. علاوه بر این، مصلایی و همکارانش [29] بر روی پیشرفت ریزساختار در پیونددهی TLP سوپرآلیاژ IN738-LC با لایه واسط Ni-Si-B (BNi3) مطالعه کرده است و بیان داشته است که منطقه یوتکتیک خط مرکزی اتصال شامل محلول جامد پایه نیکلی و بوراید غنی از نیکل و سیلیسید غنی از نیکل برای اتصال ایجاد شده در 1100 °C می‌باشد. همچنین، پورانوری [30] بیان کرده است که یک یوتکتیک سه‌تایی از محلول جامد گاما و فازهای Ni3B و Ni6Si2B در مرکز اتصالات TLP سوپرآلیاژ IN718 با لایه واسط Ni-Si-B بوجود آمده است.



شکل 2– تصاویر SEM از اتصال TLP ایجاد شده در شرایط 5S -1150°C و 12min-1120 °C

الف) منطقه اتصال‌دهی ب) ریزساختار ترکیبات مرکزی اتصال در منطقه انجماد غیرهمدما تصویر الکترون ثانویه، ج) منطقه انجماد غیرهمدما در بزرگنمایی بیشتر، د) تصویر ب در حالت الکترون برگشتی.

دو پدیده انجمادی مرتبط شامل شکل‌گیری دندریتی و پارتیشن بندی املاح می‌توانند تحولات ریزساختاری در ASZ را کنترل کنند. با در نظرگرفتن این مطلب که جهت اصلی انجماد از فلز پایه به سمت منطقه مرکزی مذاب می‌باشد، ریزساختار ASZ می‌تواند توضیح داده شود. فاز گاما که از فصل مشترک مذاب/جامد جوانه زنی و رشد می کند، اولین فازی هست که در حین سرمایش در این منطقه تشکیل شده است. این فاز به علت فوق تبرید اعمالی به صورت سلولی/دندریتی به سمت مرکز اتصال رشد می‌کند. در حین شکل‌گیری پیوسته دندریت‌ها، عناصر محلول با ضریب پارتیشن کمتر از یک مانند

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

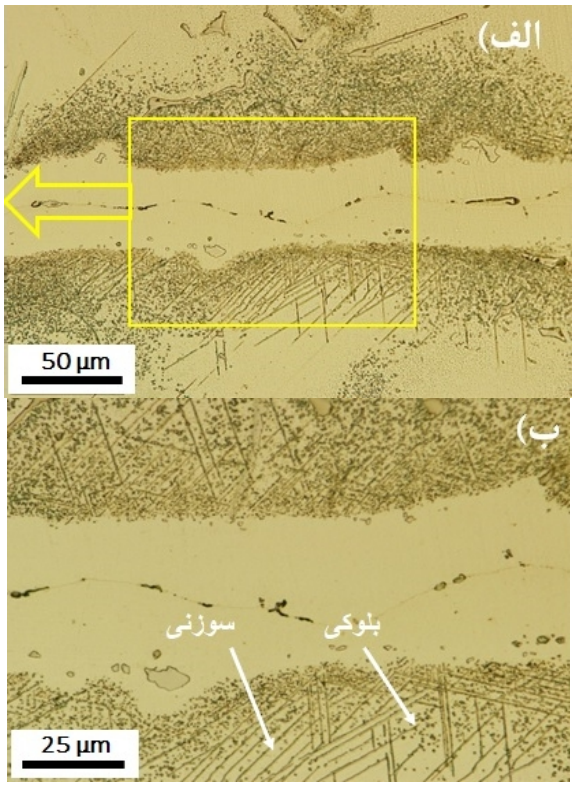
بور و سیلیسیوم، به درون مذاب پس زده می‌شوند. در طول غنی‌شدن مذاب از عناصر محلول، غلظت این عناصر از حد حلالیت در فاز گاما بیشتر می‌شود، بنابراین، ترکیبات ثانویه انجمادی در بین دندریت ها تشکیل می‌شود. از آنجاییکه انحلال B در Ni و Cr بسیار کمتر از Si در Ni و Cr (بر طبق دیاگرام فازهای دوتایی Ni-B و Ni-Si [31] و Cr-B و Cr-Si [32]) و ضریب پارتیشن کم B در Ni (0,008 بر طبق دیاگرام فاز دوتایی NI-B [24]) B بیشتری به درون مذاب باقیمانده پس زده شده و ترکیب مذاب را به ترکیب یوتکتیک سوق می‌دهد. در همین زمان، در صورت سرمایش شدید، مذاب باقیمانده به یوتکتیک حاوی محلول جامد گاما، بورید نیکل و بورید کروم با پیشرفت انجماد تبدیل می‌شود.

علاوه بر شکل گیری فازهای یوتکتیک در ASZ در حین انجماد، تعداد زیادی از رسوبات ریز نزدیک فازهای بورید در محلول جامد گاما مشاهده شده است. عدم انحلال سیلیسیم در فازهای بورید بر طبق نتایج SEM/EDS و کمتر از یک بودن ضریب پارتیشن Si در Ni، منجر به افزایش غلظت بیشتر این عنصر در مذاب باقیمانده می شود. ترکیب شیمیایی ناحیه فازهای رسوبی شامل حدود 10 درصد اتمی Si می‌باشد. این رسوبات می توانند مربوط به فاز β-Ni3Si بر اساس دیاگرام فاز دوتایی Ni-Si [31] باشند. بر طبق دیاگرام فاز Ni-Si قابلیت انحلال Si در Ni با کاهش دما تا 8 درصد در دمای اتاق کاهش می‌یابد. بنابراین با توجه به مورفولوژی این رسوبات ریز Ni3Si (شکل 2- ج)، می‌توان بیان کرد این ذرات از محلول جامد غنی شده از Si و یک واکنش حالت جامد در حین سرمایش بوجود آمده‌اند. بر اساس نتایج به دست آمده، مراحل انجماد در اتصال TLP برای IN-738LC/BNi-2/IN-738LC می‌تواند به صورت زیر بیان شود:

$$L \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma + Ni_3B + CrB + L \rightarrow \gamma + Ni_3B + CrB + Ni_3Si$$

3-3-1- ذرات ثانویه در DAZ

علاوه بر یوتکتیک مرکزی، حجم بالایی از ذرات فاز ثانویه گسسته، که احتمالا بوریدها یا کاربیدها می‌باشند [33]، در طول فلز پایه، مجاور فصل مشترک اتصال مشاهده شده است. تصاویر میکروسکوپ نوری از منطقه DAZ در اتصال TLP برای نمونه در دمای 1150 °C برای 5 ثانیه و سپس در دمای 1120 °C به مدت 24 دقیقه در شکل(3) نشان داده شده است. می‌توان مشاهده کرد که ریزساختار DAZ شامل تعداد زیادی ذرات رسوبی ثانویه با دو مورفولوژی متفاوت بلوکی‌شکل و سوزنی‌شکل می‌باشد. تراکم این رسوبات با افزایش فاصله از فصل مشترک زیرلایه، به تدریج کاهش می‌یابد اما سایز آنها افزایش می‌یابد.



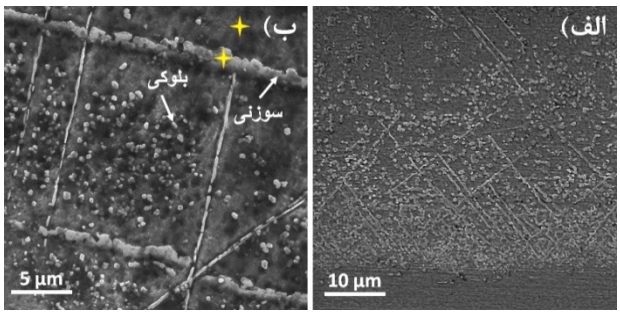
شکل 3– رسوبات شکل گرفته در DAZ،
الف - نمونه 1150°C- 5S و 1120 °C -24min ،
ب - الف در بزرگنمایی بیشتر .

افزایش غلظت موضعی B در فلز پایه مجاور اتصال، توسط بسیاری از محققین گزارش شده است [24, 34, 35]. شکل‌گیری بوریدها در فلزپایه مجاور فصل مشترک اتصال به علت ضریب نفوذ بالاتر B [30] و حدحلالیت کمتر آن در نیکل [36] در مقایسه با Si، و همچنین، گرایش شدید این عنصر به تشکیل بین فلزی‌ها قابل انتظار می‌باشد. Binesh [24] بیان کرده که به علت قابلیت کم انحلال بور در ماتریس گاما، زیرلایه نزدیک فصل مشترک L/S در زمان کوتاهی پس از

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

انجماد همدما کاملا اشباع می‌گردد و حضور عناصر بورایدزای قوی مانند کروم، مولیبدن و تنگستن در فلز پایه منجر به شکل‌گیری رسوبات بوریدی در DAZ شده است. بر طبق دیاگرام فازهای دوتایی Ni-B و Ni-Si [31]، حلالیت Si در Ni در دمای اتاق 8% اتمی می‌باشد در حالیکه حلالیت جامد بور در نیکل خیلی کم و حدود 0/3 % اتمی می‌باشد. بنابراین، Si در حالت محلول در جامد باقیمانده و هر مقدار اضافه بور از مقدار حدحلالیت از محلول جامد پس زده شده و به عنوان بورید در DAZ رسوب می‌کند.

شکل‌گیری بورایدها طریقه و روش مصرف بور را تغییر می‌دهد. در ابتدا بور کاملا بوسیله فلز پایه، بخصوص ناحیه نزدیک فصل مشترک مذاب/جامد در فلز پایه مصرف می‌شود و در این مرحله هیچگونه رسوبی تشکیل نمی‌گردد. به تدریج با نفوذ بیشتر بور به درون زیرلایه، رسوبات خیلی ریز از بورید در مجاورت فصل مشترک مذاب/جامد شکل می‌گیرند. در شکل(4-الف) و ب) تصاویر SEM از منطقه DAZ و تشکیل رسوبات بین فلزی بورید با دو طرح سوزنی و بلوکی را ملاحظه می‌کنید. در این مرحله بور بوسیله این رسوبات ریز و همچنین نفوذ به درون زیرلایه دورتر از آن، حذف می‌گردد. بعد از آن و با گذشت زمان بیشتر، فلز پایه اشباع شده و رسوبات با تعداد زیاد در فلز پایه شکل می گیرد و بور دیگر قادر به نفوذ به مناطق دورتر درون فلز پایه نبوده و بنابراین در این مرحله بور فقط بوسیله رسوبات در فصل مشترک مذاب/جامد مصرف می‌شود. جدول(4) آنالیز ترکیب شیمیایی رسوب سوزنی شکل نشان داده شده در شکل(4) و ماتریس گامای مجاور آن را نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می شود وجود مقادیر زیادی از کروم بر روی این رسوب نشان دهنده رسوب بوراید غنی از کروم می باشد. مشاهده می شود که رسوبات حاوی مقادیر Mo و Cr بیشتری در مقایسه با ماتریس گاما مجاور می باشند. این کاهش قابل ملاحظه Cr و Mo در ماتریس گاما می‌تواند منجر به تنزل مقاومت خوردگی موضعی ماتریس شده (19G) و بنابراین بر روی خواص در حین سرویس اتصال تاثیرگذار باشد.



شکل 4- تصویر SEM از فازهای رسوبی بلوکی و سوزنی تشکیل‌شده در DAZ.

تشکیل بوریدها علاوه بر تغییر نحوه مصرف عنصر B، شدت مصرف آن را نیز تغییر می‌دهند. به طور سنتی و تئوری و مدل های استاندارد، فقط زیرلایه‌ها نقش مصرف عناصر کاهنده نقطه ذوب را دارند و عناصر MPD به طور پیوسته در حین فرایند و بخصوص مرحله انجماد همدما بدون هیچگونه رسوب‌گذاری، بسیار سریع به درون فلز پایه نفوذ می‌کنند[37]. با این وجود در حین اتصال دهی این سوپرآلیاژ، بعد از اشباع زیرلایه، رسوبات ریز بورید تشکیل شده است و بور نفوذ کرده به زیرلایه را مصرف می‌نماید. به این ترتیب با ادامه فرایند اتصال دهی در مرحله انجماد همدما، B برای مصرف شدن بیشتر نیاز به نفوذ بیشتر به درون زیرلایه را دارد که باعث کاهش سرعت مصرف B می‌شود. در این زمان، بوریدها تنها منبع مصرف B بوده و با افزایش زمان اتصال دهی، مقدار بوریدها در منطقه DAZ افزایش یافته و سرعت مصرف B بوسیله این بوریدها کنترل می‌شود. علاوه بر این، Gale و Wallach [38] گزارش داده اند که علی رغم رشد دانه‌ها در فلز پایه در حین فرایند TLP، اندازه دانه در DAZ تغییری نمی‌کند. Lin [39] بر این باور است که رسوبات ایجاد شده در DAZ، باعث قفل شدن مرزدانه‌ها شده و می‌توانند از رشد دانه‌های DAZ جلوگیری کنند.

3-4-اثر زمان اتصال‌دهی بر روی اتصالات TLP

جهت بررسی اثر زمان اتصال‌دهی بر ریزساختار اتصال، فرایند اتصال‌دهی در 1150 °C برای 5 ثانیه و سپس در دمای 1120 °C برای 3، 12، 24 و 32 و 40 دقیقه تا زمان کامل‌شدن مرحله انجماد همدما مورد بررسی قرار گرفت.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

جدول 4 – آنالیز شیمیایی EDX از فاز رسوب سوزنی شکل و فاز گاما مجاور آن در DAZ نشان داده شده در شکل 4.

فازها	ترکیب شیمیایی (at.%)									
	Ni	Cr	Si	Al	Ti	Fe	Co	Nb	Mo	W
رسوب سوزنی شکل	46.94	24.17	2.8	12.61	3.44	0.16	6.54	0.00	5.12	1.42
فاز گاما مجاور	58.39	12.32	2.38	12.72	3.61	0.41	8.58	0.75	0.16	0.67

ریزساختار اتصالات در شکل (5) آورده شده است. در حین اتصال‌دهی IN-738LC /BNi-2/ IN-738LC فرایند انجماد همدما بوسیله شکل‌گیری و رشد محلول جامد گاما، کنترل می‌شود. ریزساختار اتصال بعد از 3 دقیقه شامل توزیع پیوسته ترکیبات یوتکتیک در مرکز اتصال می باشد (شکل5-الف). وقتی زمان به 12 دقیقه افزایش می‌یابد، مقدار ترکیب یوتکتیک مرکزی، به علت افزایش میزان نفوذ بور و سیلیکون به درون فلز پایه کاهش یافته و منطقه انجماد همدما به طور قابل ملاحظه‌ای رشد کرده و عریض‌تر شده است. میانگین عرض یوتکتیک در این زمان از 45 میکرون به 19 میکرون کاهش یافته است. با افزایش زمان اتصال دهی مقدار بیشتری از عناصر عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPB) به درون فلز پایه نفوذ می‌کنند و نتیجتا مقدار ترکیبات یوتکتیک مرکزی کاهش یافته است. افزایش بیشتر زمان اتصال‌دهی تا 24 دقیقه (شکل5- ج) نشان دهنده رشد بیشتر منطقه ISZ و وجود یک لایه بسیار نازکی از یوتکتیک (ASZ) می‌باشد. افزایش زمان تا 40 دقیقه منجر به اتصالات عاری از یوتکتیک شده است (شکل 5- د). کامل شدن مرحله انجماد همدما زمانی انجام می شود که غلظت عناصر MPD در مرکز اتصال برابر با غلظت تعادلی آنها در فاز محلول جامد گاما پایه نیکل شود.

3-5-بررسی مورفولوژی فصل‌مشترک اتصالات TLP

در شکل(6)مورفولوژی فصل مشترک در اتصالات ایجاد شده در شرایط زمان انجماد همدمای ثابت و دمای اتصال‌دهی ثانویه متفاوت (فوق تبریدهای متفاوت) نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که در تمامی اتصالات ایجادشده با استفاده از تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای مورفولوژی فصل‌مشترک مذاب/جامد به صورت موجی شکل ایجاد شده است. در حالی‌که در اتصال ایجاد شده به روش TLP معمولی (شکل6 - ه) مورفولوژی فصل مشترک بصورت کاملا صفحه ای می باشد. در فرایند TLP با استفاده از تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای به علت افت دما، یک فوق تبرید تحمیلی در فصل مشترک مذاب/جامد بوجود آمده و تعادل ایجاد شده در شرایط دمای ثابت به هم خورده و فصل مشترک مذاب/جامد ناپایدار شده و یک شکل بهم‌پیچیده و غیرصفحه‌ای را اتخاذ کرده است. با توجه به اینکه افت دما کم می‌باشد، فصل مشترک به صورت سلولی و موجی رشد کرده است. بنابراین میتوان گفت که با افزایش زمان اتصال دهی دو فصل مشترک غیرصفحه‌ای در جهت مخالف هم حرکت کرده و بهم نزدیک شده و در میانه فاز مذاب به یکدیگر متصل می‌گردند. بنابراین برخورد دو فصل مشترک غیرصفحه‌ای، منجر به افزایش تماس فلز به فلز شده و مبتواند منجر به افزایش خواص مکانیکی اتصالات گردد. در نهایت زمانیکه دو فصل مشترک غیرصفحه‌ای به هم می‌رسند (در زمان 40 دقیقه)، مرزدانه‌های با زاویه زیاد به یک دیگر تلفیق شده و یک اتصال همگن عاری از درز اتصال شکل گرفته است (شکل 7). این مطلب نشان می‌دهد که با استفاده از تکنیک حرارت-دهی دومرحله‌ای در فرایند TLP، ابتدا یک فصل‌مشترک غیرصفحه‌ای شکل گرفته و سپس در ادامه و در پایان پیونددهی از بین می‌رود.

3-6-اثر دمای اتصال‌دهی بر روی اتصالات TLP

اثر دمای اتصال دهی (فوق تبریدهای متفاوت) در فرایند TLP با استفاده از تکنیک حرارت دهی دومرحله ای در شکل(7) نشان داده شده است. در هیچ کدام از اتصالات TLP با حرارت دهی دومرحله ای، فاز یوتکتیک مشاهده نمی شود و بنابراین مرحله انجماد همدما کامل شده ا ست. همچنین ملاحظه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

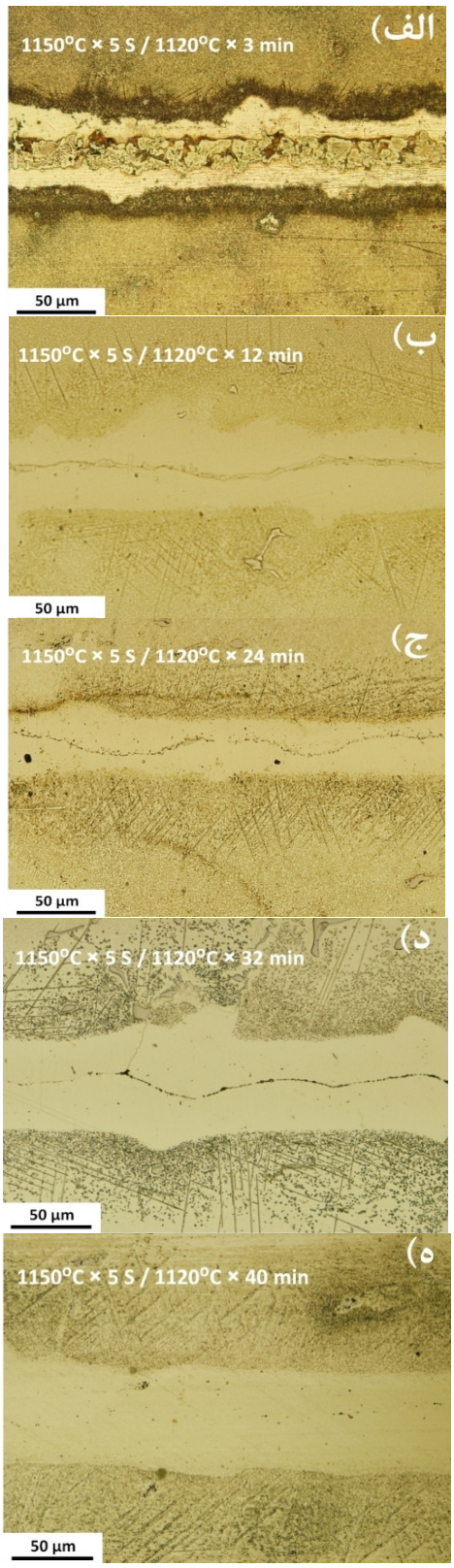
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

می‌شود که در تمامی اتصالات ایجادشده با استفاده از تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای مورفولوژی فصل‌مشترک مذاب/جامد و پیشروی آن به سمت مرکز اتصال به صورت موجی شکل ایجاد شده است. بنابراین میتوان نتیجه گرفت که با استفاده از تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای در فرایند TLP، ابتدا یک فصل‌مشترک غیرصفحه‌ای شکل گرفته و سپس در ادامه و در پایان پیونددهی در اثر برخورد دو فصل مشترک غیرصفحه ای، مرزدانه های با زاویه زیاد در هم تلفیق شده و در نهایت فصل مشترک غیرصفحه ای از بین می‌رود (شکل 7-الف تا 7-د).

همچنان که دیده میشود در نمونه 1 و 2 یک اتصال کاملا همگن و بدون عیب ایجاد شده است و با کاهش دمای اتصال دهی کمتر از 1120درجه سانتیگراد مقداری حفرات در اتصال ایجاد شده است. همچنین ملاحظه می شود که در اتصال با پیونددهی TLP با دمای ثابت فازهای بین فلزی به صورت پیوسته و صفحه ای در طول اتصال وجود داشته و از بین نرفته اند. با توجه به عدم حضور اکسیژن در عیوب می توان نتیجه گرفت که این شکل گیری این عیوب از نقصان در انجماد نفوذی[40, 41] باشد. با کاهش بیشتر دمای اتصال دهی حرکت فصل مشترک تسریع شده و انحناء بیش از اندازه آن می تواند منجر به شکل گیری آنها شده باشد. علاوه براین این عیوب به صورت غیرخطی و در لبه های اتصال ایجاد شده اند. بنابراین فرایند حرارت دهی دومرحله ای می تواند سبب کاهش قابل ملاحظه ای در عیوب شده و توزیع بهتری از عیوب را بوجود آورد.

3-7- همگن سازی اتصالات

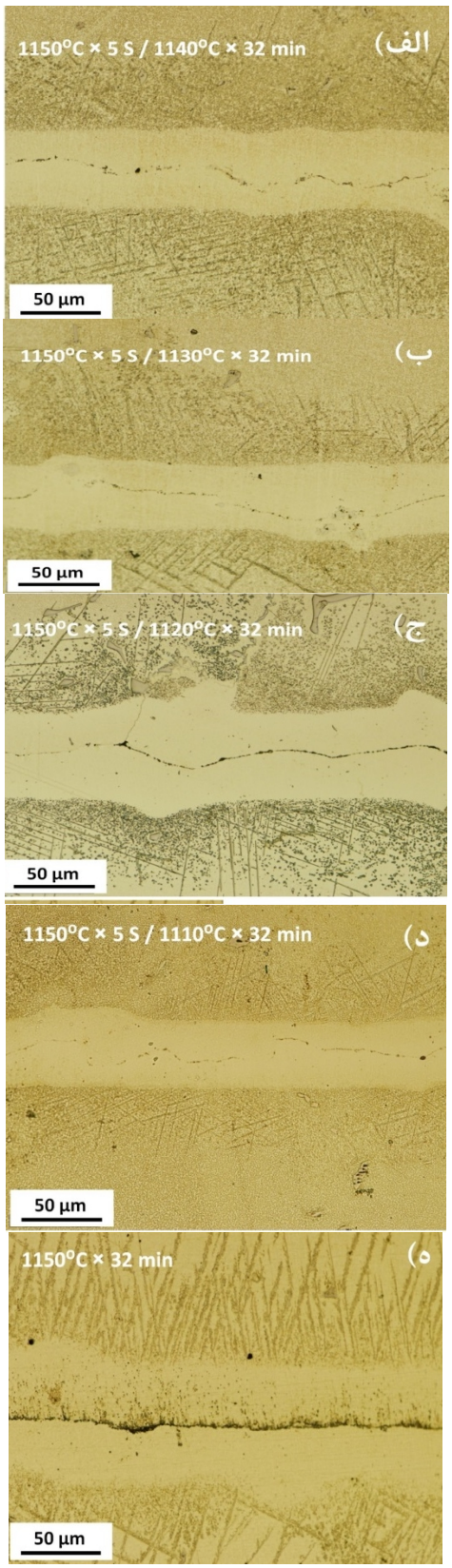
همچنان که در شکل(7) مشاهده شد در زمان اتصال‌دهی 40 دقیقه در پیونددهی TLP با استفاده از حرارت‌دهی دومرحله‌ای، انجماد همدما کامل شده و اثری از فازهای یوتکتیک ترد در مرکز اتصال مشاهده نمی‌شود. یک اتصال ایده‌آل اتصالی است که از نظر ترکیب شیمیایی و ریزساختار کاملا مشابه با فلز پایه باشد.



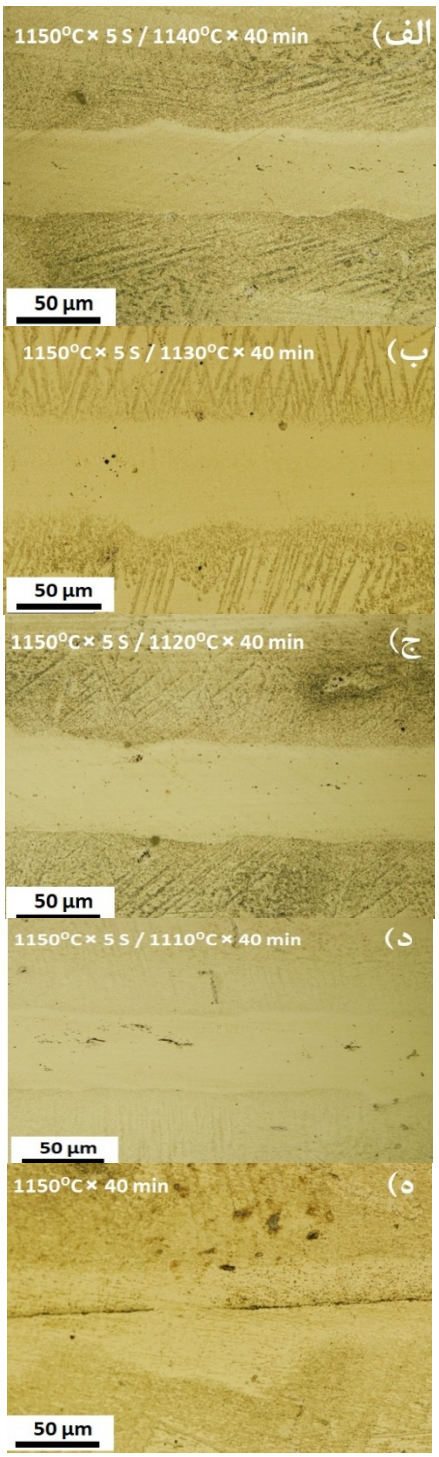
شکل 5- تصاویر میکروسکوپ نوری از اتصالات TLP با استفاده از حرارت‌دهی دومرحله‌ای در شرایط 1150°C به مدت 5s و سپس 1120°C در زمان انجماد همدمای: الف- 3min ، ب- 12min، ج- 24min، د- 32min، ه- 40min.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]



شکل 6- مورفولوژی فصل مشترک در زمان اتصال دهی 32 دقیقه و دمای ثانویه: الف- 1140°C، ب- 1130°C، ج- 1120°C، د- 1110°C و ه- اتصال‌دهی متداول TLP دمای ثابت 1150°C.

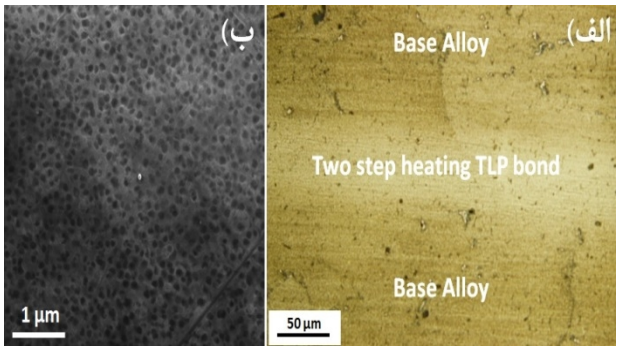


شکل 7– اثر دمای اتصال دهی در زمان اتصال دهی 40 دقیقه و دمای ثانویه: الف- 1140°C، ب- 1130°C، ج- 1120°C، د- 1110°C و ه- اتصال دهی TLP دمای ثابت 1150°C.

بنابراین جهت حذف رسوبات بوریدی تشکیل شده در منطقه DAZ و همچنین رسوب ذرات بین فلزی ریز ‘γ در مرکز اتصال مشاهده نمی‌شود. یک اتصال ایده‌آل اتصالی است که از

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

نظر ترکیب شیمیایی و ریزساختار کاملا مشابه با فلز پایه باشد. بنابراین جهت حذف رسوبات بوریدی تشکیل شده در منطقه DAZ و همچنین رسوب ذرات بین فلزی ریز ‘γ در زمینه γ اتصال ،که خواص مکانیکی دما بالای سوپرآلیاژ IN-738LC به مقدار زیادی به این رسوبات ریز بستگی دارد، عملیات حرارتی همگن سازی انجام گردید. در شکل(8) تصویر اتصال TLP با استفاده از حرارت دهی دومرحله ای همگن شده در 1100°C برای 300 دقیقه ، نشان داده شده است. همانطور که دیده می شود ذرات رسوبی بین فلزی در منطقه DAZ به طور کامل حذف شده و در منطقه اتصال ذرات ریز رسوبی ‘γ با توزیع یکنواخت ایجاد شده است که میتواند نتیجه ای از نفوذ بیشتر عناصر Al و Ti به منطقه اتصال باشد. نتایج مشابه نیز برای دیگر اتصالات مشاهده شده است. بنابراین یک اتصال ایده آل مشابه با فلز پایه تشکیل شده است.



شکل 8– اتصال TLP با استفاده از حرارت دهی دومرحله ای و سپس همگن شده. الف) ریزساختار، ب) ذرات رسوبی ‘γ در منطقه اتصال.

4- نتیجه و جمع بندی

در این تحقیق روش نوین حرارت‌دهی دومرحله‌ای در فرایند TLP برای اتصال‌دهی آلیاژ اینکونل 738 کم کرین بکار گرفته شد و نتایج زیر بدست آمد:

-زمان اتصال‌دهی یا زمان مرحله انجماد همدما با استفاده از حرارت‌دهی دومرحله‌ای بشدت کاهش پیدا کرد و به طوری که شرایط بهینه اتصال‌دهی بصورت 1150°C برای 5 ثانیه و سپس نگهداری در 1130°C برای 40 دقیقه گزارش می گردد. با این وجود در نمونه TLP متداول در این زمان مرحله انجماد همدما در آن کامل نشده است.

-ریزساختار منطقه اتصال قبل از کامل شدن مرحله انجماد همدما شامل محلول جامد گاما و یوتکتیک بوراید غنی از نیکل و کروم می‌باشد و با کامل شدن مرحله انجماد همدما در زمان 40 دقیقه منطقه یوتکتیک کاملا ناپدیده شد.

-تکنیک حرارت‌دهی دومرحله‌ای در فرایند اتصال‌دهی TLP منجر به ایجاد فصل مشترک موجی شکل شد. این پدیده سطح اتصال را افزایش داده که خود می‌تواند منجر به افزایش خواص مکانیکی اتصالات گردد. علاوه بر اینکه این فصل مشترک موجی شکل باعث توزیع غیرصفحه‌ای عیوبی مانند حفرات در ناحیه اتصال می‌گردد.

-همگن‌سازی اتصال بوجود آمده منجر به تشکیل رسوبات گاماپریم در زمینه محلول جامد گاما در منطقه اتصال همانند فلز پایه و حذف رسوبات ایجاد شده در ناحیه متاثر از نفوذ گردید.

منابع

1- M. Henderson, et al. 2004. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. Science and Technology of Welding and Joining 9(1), 13-21.

2-H. Penkalla, J. Wosik, and A. Czyrska-Filemonowicz. 2003, Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys. Materials Chemistry and Physics, 81(2), 417-423.

3- M. Haafkens and J. Matthey. 1982. A new approach to the weldability of nickel-base As-cast and powder metallurgy superalloys. Welding Journal (Miami), 61(11).

4-O. Ojo, N. Richards, and M. Chaturvedi. 2004. Isothermal solidification during transient liquid phase bonding of Inconel 738 superalloy. Science and Technology of Welding and Joining, 9(6), 532-540.

5- D. Duvall, W. Owczarski, and D. Paulonis. 1974. TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys. Pratt and Whitney Aircraft, Middletown, CO.

6- G. O. Cook III and C. D. Sorensen. 2011. Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding. Journal of Materials Science, 46(16), 5305-5323.

7-M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. Kokabi. 2017, Microstructure evolution mechanism during post-bond heat treatment of transient liquid phase bonded wrought IN718 superalloy: an approach to fabricate boride-free joints. Journal of Alloys and Compounds, 723, 84-91.

8-X. Wu, R. Chandel, and H. Li. 2001. Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

22-Z. Liu, Y. Zhang, and X. Wang. 2024. Transient liquid phase bonding by two-step heating technique of IN939. Journal of Materials Processing and Characterization, 12, 45-53.
23-Kadhim R H, Al-Roubaiy A O, Omidvar H. Transient Liquid Phase Bonding by Two-Step Heating Technique of IN939 Superalloy. Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering. 2024;18(3):621–633.
24-X. Wang, X. Li, and Q. Yan. 2007. Effect of two-step heating process on joint microstructure and properties during transient liquid phase bonding. Science and Technology of Welding and Joining, 12(5), 455-459.
25-S. Tung, et al. 1997. Evolution of nickel borides in Ni-Si-B brazed joints of nickel during post-braze heat treatment. Materials Science and Technology, 13(12): 1051-1056.
26-V. Jalilvand, et al. 2013. Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel-based superalloy IN-738LC. Materials & Design, 52, 36-46.
27-V. Jalilvand, et al. 2013. Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel-based superalloy IN-738LC. Materials & Design, 52, 36-46.
28-K. Ohsasa, T. Narita, and T. Shinmura. 1999. Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal. Journal of Phase Equilibria, 20(3), 199-204.
29-M. Mosallaee, et al. 2008. Microstructural evolution in the transient-liquid-phase bonding area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC. Metallurgical and Materials Transactions A , 39(10), 2389-2395.
30-Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi. 2013. Solidification and solid-state phenomena during TLP bonding of IN718 superalloy using Ni–Si–B ternary filler alloy. Journal of Alloys and Compounds, 563, 143-149.
31-T. Tokunaga, K. Nishio, and M. Hasebe. 2001. Thermodynamic study of phase equilibria in the Ni–Si–B system. Journal of Phase Equilibria, 22(3), 291-299.
32-ASM Handbook. 1992. Alloy Phase Diagrams. Vol.3.. ASM International, Ohio.
33-O. A. Idowu, O. A. Ojo, and M. C. Chaturvedi. 2006. Microstructural study of transient liquid phase bonded cast INCONEL 738LC superalloy. Metallurgical and Materials Transactions A, 37(9), 2787-2796.
34- N. Sheng, et al. 2014. Isothermal solidification stage during transient liquid-phase bonding single-crystal superalloys. Philosophical Magazine, 94(11), 1219-1234.
35-V. Jalilvand, et al. 2013. Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC using AMS 4777 filler alloy. Materials Characterization, 75, 20-28.
36-K. I. Portnoi, et al. 1967. Phase diagram of the system nickel–boron. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 6(2), 99-103.
37- N. C. Sheng, et al. 2013. Wide gap TLP bonding a single-crystal superalloy: evolution of the L/S interface superalloys. Journal of Materials Science, 36(6), 1539-1546.
9-N. Bosco and F. Zok. 2004. Critical interlayer thickness for transient liquid phase bonding in the Cu–Sn system. Acta Materialia, 52(10), 2965-2972.
10-W. Chen, M. Chaturvedi, and N. Richards. 2001, Effect of boron segregation at grain boundaries on heat-affected zone cracking in wrought INCONEL 718. Metallurgical and Materials Transactions A, 32(4), 931-939.
11-W. Gale, et al. 2002, Microstructure and mechanical properties of titanium aluminide wide-gap, transient liquid-phase bonds prepared using a slurry-deposited composite interlayer. Metallurgical and Materials Transactions A, 33(10). 3205-3214.
12-A. Ghoneim and O. Ojo., 2011. Microstructure and mechanical response of transient liquid phase joint in Haynes 282 superalloy. Materials Characterization, 62(1), 1-7.
13- M. Farahani, A. R. Attar, M. H. Enayati, et al. 2024. Kinetics of initial diffusion solidification during continuous heating in dissimilar TLP bonding of IN718/316LN. Results in Engineering, 22, 101123.
14- S. Shakerin, H. Omidvar, and S. E. Mirsalehi. 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.
15-M. Khakian. 2016. Microstructural evolution during the transient liquid-phase bonding of dissimilar nickel-based superalloys of IN738LC and Nimonic 75. Materiali in Tehnologije, 50(3), 365-371.
16-X. Wang, X. Li, and C. Wang. 2012. Transient liquid phase bonding of aluminium alloy using two-step heating process. Science and Technology of Welding and Joining, 17(5), 414-418.
17- X. Wang, X. Li, and Q. Yan 2007. A novel bonding process: super-cooled transient liquid phase bonding. Acta Metallurgica Sinica (Chinese Edition), 43(10), 1096-1100.
18-A. Shirzadi, H. Assadi, and E. Wallach. 2001. Interface evolution and bond strength when diffusion bonding materials with stable oxide films. Surface and Interface Analysis, 31(7), 609-618.
19-Y. Zhang, et al. 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.
20-X. Wang, X. Li, and C. Wang. 2013. Effect of two-step heating process on joint microstructure and properties during transient liquid phase bonding of dissimilar materials. Materials Science and Engineering: A, 560, 711-716.
21-C Zheng, I Nettleship, M Chmielus. 2024. A Novel Two-Step, Transient Liquid Phase Sintering Process for Densification of Binder-Jet 3D Printed Superalloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 55: 4318-4322 .

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]

40-A. Shirzadi and G. Saindrenan. 2003. New method for flux-free diffusion brazing of aluminium alloys using liquid gallium (UK patent application 0128623.6). Science and Technology of Welding & Joining, 8(2), 149-153.

41-A. Ghoneim and O. Ojo. 2011. Numerical modeling and simulation of a diffusion-controlled liquid–solid phase change in polycrystalline solids. Computational Materials Science, 50(3), 1102-1113.

morphology and formation of the isolated grain boundaries. Metallurgical and Materials Transactions A, 44(4), 1793-1804.

38-W. F. Gale and E. R. Wallach. 1991, Microstructural development in transient liquid-phase bonding. Metallurgical and Materials Transactions A, 22(10), 2451-2457.

39- T.-S. Lin, et al. 2012. Effect of bonding parameters on microstructures and properties during TLP bonding of Ni-based super alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22(9), 2112-2117.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.10]