

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

تأثیر زمان اتصال بر ریزساختار و تکمیل انجماد ایزوترم در خلال اتصال TLP سوپر آلیاژهای پایه نیکل غیرمشابه Nimonic 75 و IN738LC

میثم خاکیان قمی^{۱*}، محمد سعید شهریاری^۲، سعید ناطق^۳

- ۱- دکتری مهندسی مواد و متالورژی، مدیر مهندسی بازسازی شرکت مهندسی موادکاران- مینا، کرج، ایران.
۲- کارشناس ارشد مهندسی مواد و متالورژی، مدیر مهندسی بازسازی قطعات هوایی شرکت مهندسی موادکاران- مینا، کرج، ایران.
۳- استاد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران.
* Khakian_meysam@yahoo.com

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۳۹۸/۰۳/۰۲	اتصال سوپر آلیاژهای پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ و نایمونیک ۷۵ با استفاده از لایه واسط حاوی Ni-Cr-B و با نام تجاری MBF-80 توسط فرآیند فاز مایع گذرا (TLP) در دماهای ۱۰۸۰°C، ۱۱۲۰°C، ۱۱۵۰°C و ۱۱۸۰°C و زمان‌های مختلف انجام شد. ریزساختار اتصال با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در زمان‌های کوتاه اتصال، ریزساختار شامل فازهای بین فلزی یوتکتیکی پیوسته در خط مرکزی اتصال می‌باشد و با افزایش زمان اتصال در دمای ثابت به تدریج از پیوستگی آن کم و نهایتاً به طور کامل حذف می‌شوند. به منظور پیش‌بینی زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم از معادلات نفوذ فیک استفاده شد و مشاهده گردید که تطابق خوبی بین زمان پیش‌بینی شده برای تکمیل انجماد ایزوترم و نتایج تجربی وجود دارد.
پذیرش: ۱۳۹۸/۰۵/۱۵	
کلید واژگان: سوپرآلیاژ نایمونیک ۷۵ اینکونل ۷۳۸ اتصال TLP ریزساختار انجماد ایزوترم	

Effect of bonding time on microstructure and completion of isotherm solidification during TLP bonding of dissimilar nickel base superalloys IN738LC and Nimonic 75

Meysam Khakian Ghomi^{*1}, Mohammad Saeid Shahriari², Saeid Nategh³

1- Ph.D. Materials science and engineering, Manager of repair of aerospace department of Mavadkaran Engineering Co., Mapna, Karaj, Iran.

2- M.S. Materials science and engineering, Manager of repair and refurbishment department of Mavadkaran Engineering Co., Mapna, Karaj, Iran.

3- Ph.D. Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

* Khakian_meysam@yahoo.com

Article Information

Original Research Paper

Doi:

10.30495/apme.2021.510140.1047

Keywords:

Inconel 738 and Nimonic 75

Nickel Base Superalloys

Transient Liquid Phase Bonding

Microstructure

Isotherm Solidification

Abstract

Joining of Inconel 738 and Nimonic 75 nickel base superalloys using Ni-Cr-B-containing interlayer, MBF-80, performed by transient liquid phase process (TLP) at 1080, 1120, 1150 and 1180°C and different times. Bonding microstructure was studied using a scanning electron microscope (SEM) and a light microscope. Microstructural studies showed that in short bonding time, the microstructure consists of continuous eutectic intermetallic phases in the center line of the joint and with increasing bonding time at constant temperature, eutectic intermetallic phases gradually decrease from the bonding and finally completely disappear. In order to predict the time required to isotherm solidification completion, Fick's diffusion equations were used and it was observed that there is a good agreement between the predicted time of isotherm solidification completion and experimental results.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Meysam Khakian Ghomi, Mohammad Saeid Shahriari, Saeid Nategh, Effect of bonding time on microstructure and completion of isotherm solidification during TLP bonding of dissimilar nickel base superalloys IN738LC and Nimonic 75, New Process in Material Engineering, 2021, 15(2), 13-25.

۱- مقدمه

اینکونل ۷۳۸ یکی از پرکاربردترین سوپر آلیاژهای پایه نیکل ریختگی رسوب سختی محسوب می‌شود که به علت خواص مکانیکی عالی و مقاومت خوردگی و اکسیداسیون بالای آن در دماهای بالا، به‌طور گسترده‌ای در صنایع انرژی، هوایی و هسته‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱]. از طرف دیگر نایمونیک ۷۵ یکی از ساده‌ترین سوپر آلیاژهای پایه نیکل استحکام داده شده از طریق محلول جامد می‌باشد. از این آلیاژ به دلیل مقاومت به اکسیداسیون و پوسته‌ای شدن به همراه استحکام متوسط در دماهای کاری بالا، به‌عنوان سیلینگ در پرها و نازل‌های توربین گاز و همچنین ساخت بدنه محفظه احتراق توربین گاز استفاده می‌شود [۲].

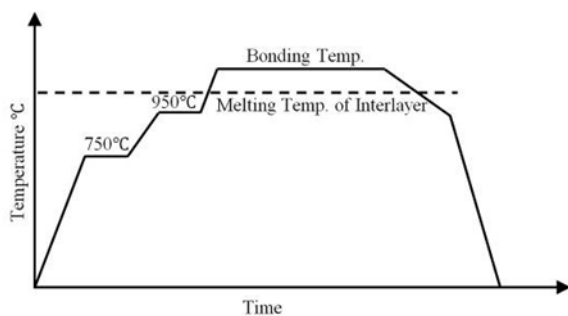
از آنجا که اجزای پیچیده‌ی مورد استفاده در توربین‌های گاز را نمی‌توان به‌صورت یکپارچه و از طریق ریخته‌گری، فورجینگ، ماشینکاری و سایر فرآیندهای تولید تهیه نمود، لذا لازم است از پروسه‌های اتصال نیز در ساخت آن‌ها استفاده شود [۱].

جوشکاری ذوبی، بریزینگ و اتصال نفوذی از روش‌های اصلی اتصال سوپر آلیاژهای پایه نیکل در صنعت می‌باشند [۳]. حضور مقادیر زیاد عناصر تشکیل‌دهنده γ در سوپر آلیاژ اینکونل ۷۳۸ ($Al+Ti>6$) باعث افت شدید جوش‌پذیری این آلیاژ می‌شود. متی و هافکنز [۴] نشان دادند که تنش‌های انقباضی ناشی از رسوب‌گذاری سریع γ در خلال جوشکاری این آلیاژ منجر به ایجاد ترک‌های جوشکاری در منطقه HAZ می‌شود. از طرف دیگر به دلیل ماهیت بریزینگ، تشکیل فازهای ترد در خلال بریزینگ این آلیاژ، اجتناب‌ناپذیر بوده و منجر به از دست رفتن یکپارچگی خواص مکانیکی بین اتصال و فلز پایه می‌گردد [۵]؛ بنابراین مشکلات همراه روش‌های جوشکاری ذوبی و بریزینگ، استفاده صنعتی از این روش‌ها را برای IN738 محدود کرده است [۶-۷].

یکی از روش‌های مؤثر در اتصال سوپر آلیاژهای همنام و غیرهمنام، اتصال فاز مایع گذرا^۲ می‌باشد. در این روش از تشکیل فازهای اینترمتالیک ترد که در روش بریزینگ ایجاد می‌شود و باعث کاهش خواص مکانیکی و همچنین کاهش دمای کاری آن می‌شود، جلوگیری می‌شود. در روش TLP

فیلمتال حاوی عناصر کاهنده دمای ذوب (B و Si) در لایه‌های واسط آلیاژهای پایه نیکل) مابین سطوح اتصال قرار گرفته و کل مجموعه تا دمایی بالاتر از دمای لیکوئیدوس لایه واسط و پایین‌تر از دمای سولیدوس فلزات پایه گرم می‌شوند [۸]. دمای اتصال‌دهی سوپر آلیاژها به نسبت مقدار و نوع عناصر کاهنده دمای ذوب و همچنین عناصر آلیاژی موجود در لایه واسط بین $1000^{\circ}C$ تا $1200^{\circ}C$ متغیر می‌باشد [۹]. بر اساس مدل‌های استاندارد TLP پروسه اتصال شامل سه مرحله متوالی انحلال فلز پایه، انجماد ایزوترم و همگن‌سازی منطقه اتصال می‌باشد [۱۰-۱۲]. در زمان نگهداری در دمای اتصال، لایه واسط ذوب شده و ضمن تر کردن سطوح فلزات پایه، تماس کامل بین مذاب و جامد برقرار شده و مرحله انحلال فلز پایه آغاز می‌شود. با نفوذ عناصر کاهنده دمای ذوب از لایه واسط به داخل فلز پایه و همچنین نفوذ عناصر آلیاژی فلز پایه به داخل لایه واسط حجم مذاب افزایش می‌یابد. افزایش حجم مذاب تا جایی ادامه می‌یابد که تعادل موضعی بین مذاب و جامد برقرار شود. به محض برقراری تعادل بین مذاب و جامد، انجماد ایزوترم آغاز می‌گردد. پس از تکمیل انجماد ایزوترم، هیچ‌گونه فاز مذابی در محل اتصال وجود نخواهد داشت و نگهداری مجموعه در دمای اتصال صرف همگن شدن ترکیب شیمیایی و ریزساختار اتصال و مناطق متأثر از نفوذ عنصر کاهنده دمای ذوب در فلز پایه می‌گردد. در صورتی که زمان کافی برای تکمیل انجماد ایزوترم وجود نداشته باشد، مذاب باقیمانده طی سرمایش از دمای اتصال تا دمای محیط دستخوش فرآیندهای انجمادی آترمال^۳ شده و به فازهای اینترمتالیک ترد تغییر حالت می‌دهد؛ بنابراین یکی از پارامترهای مهم در اتصال TLP، زمان نگهداری برای تکمیل انجماد ایزوترم می‌باشد که از تشکیل فازهای یوتکتیک ناخواسته جلوگیری می‌نماید. این پارامتر بستگی به ضریب نفوذ و حلالیت عناصر کاهنده دمای ذوب موجود در لایه واسط در فلز پایه دارد و به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای تحت تأثیر متغیرهای فرایند شامل فاصله و دمای اتصال می‌باشد [۵].

فیکسچر قرار داده شدند. از استاپ-آف نوع سبز^۵ جهت جلوگیری از سیلان مواد بریز به بیرون نمونه‌ها استفاده شد. دمای سولیدوس و لیکوئیدوس لایه واسط به ترتیب برابر 1050°C و 1090°C می‌باشد بنابراین دمای اتصال بالاتر از 1050°C انتخاب شد. فرآیند اتصال داخل کوره خلأ با فشار 10^{-5} mbar و دمای 1080°C ، 1120°C ، 1150°C و 1180°C و زمان ۵ الی ۱۸ دقیقه، انجام گردید. سیکل حرارتی اعمال شده بر روی نمونه‌ها در شکل (۱) نشان داده شده است. نرخ گرمایش از دمای 950°C تا دمای اتصال به میزان $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تنظیم گردید. جهت بررسی‌های متالوگرافی نمونه‌های اتصال‌دهی شده عمود بر مقطع اتصال و با استفاده از روش EDM، برش داده شدند. برای آشکار کردن فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال از محلول اچ Kalling's با فرمول $5\text{gr CuCl}_2 + 100\text{cc HCl} + 100\text{cc Ethyl alcohol}$ شیمیایی استفاده گردید و بررسی متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی انجام شد.



شکل (۱): سیکل حرارتی اعمال شده بر روی نمونه‌های اتصال.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلزات پایه و لایه واسط (درصد وزنی)

Alloys	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Nb	Fe	C	B	Ni
IN738LC	16.23	8.56	3.41	3.45	3.05	1.73	1.57	0.67	0.08	0.09	0.0063	Bal.
Nimonic 75	20.50	-	0.29	0.55	-	-	-	-	4.78	0.10	-	Bal.
MBF-80	14.89	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.72	Bal.

- Diffusion Affected Zone - Nimonic 75 Side (DAZ- Nimonic Side)
- Isothermally Solidified Zone - Nimonic 75 Side (ISZ- Nimonic Side)
- Athermally Solidified Zone (ASZ)
- Secondary phases
- Isothermally Solidified Zone - Inconel 738 Side (ISZ- Inconel Side)
- Diffusion Affected Zone - Inconel 738 Side (DAZ- Inconel Side)
- Base metal - Inconel side

در این تحقیق روند تکمیل انجماد ایزوترم اتصال TLP سوپر آلیاژهای In738 LC و Nimonic 75 با استفاده از لایه واسط MBF-80 در دمای 1080°C – 1180°C و همچنین اثر زمان اتصال بر توسعه ریزساختاری منطقه اتصال و منطقه متأثر از نفوذ مورد بررسی قرار گرفت. همچنین با استفاده از مدل‌های تحلیلی ارائه شده برای تکمیل انجماد ایزوترم، زمان تکمیل انجماد ایزوترم محاسبه شد و با نتایج تجربی به دست آمده مقایسه گردید و مشاهده شد که تطابق خوبی بین نتایج تجربی و زمان‌های محاسبه شده توسط مدل وجود دارد.

۲- مواد و روش تحقیق

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ و نایمونیک ۷۵ در شرایط عملیات حرارتی حل سازی شده، به‌عنوان فلزات پایه مورد استفاده قرار گرفتند. لایه واسط Ni-15Cr-3.5B با نام تجاری MBF-80 به شکل آمورف و با ضخامت ۷۵ میکرون مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و لایه واسط در جدول (۱) آورده شده است.

نمونه‌های آزمون اتصال با استفاده از وایرکات و در ابعاد $10 \times 10 \times 5\text{mm}$ بریده شده و سپس لایه اکسیدی انجماد مجدد آن به‌وسیله دستگاه سنگ پاندولی تخت برداشته شد. لایه واسط به ابعاد $11 \times 6\text{mm}$ بریده و به همراه نمونه‌های تست، داخل حمام استون چربی‌گیری آلتراسونیک شدند. سپس لایه واسط مابین نمونه‌های تست قرار داده شد و جهت جلوگیری از حرکت نمونه‌ها بر روی یکدیگر، نمونه‌ها داخل

۳- نتایج و بحث

شکل (۲) ریزساختار الکترونی نمونه TLP شده در دمای 1120°C و ۵ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طوری که دیده می‌شود منطقه اتصال شامل ۸ منطقه ریزساختاری قابل تشخیص می‌باشد. آنالیز شیمیایی این فازها در جدول (۲) آورده شده است.

- Base metal - Nimonic side

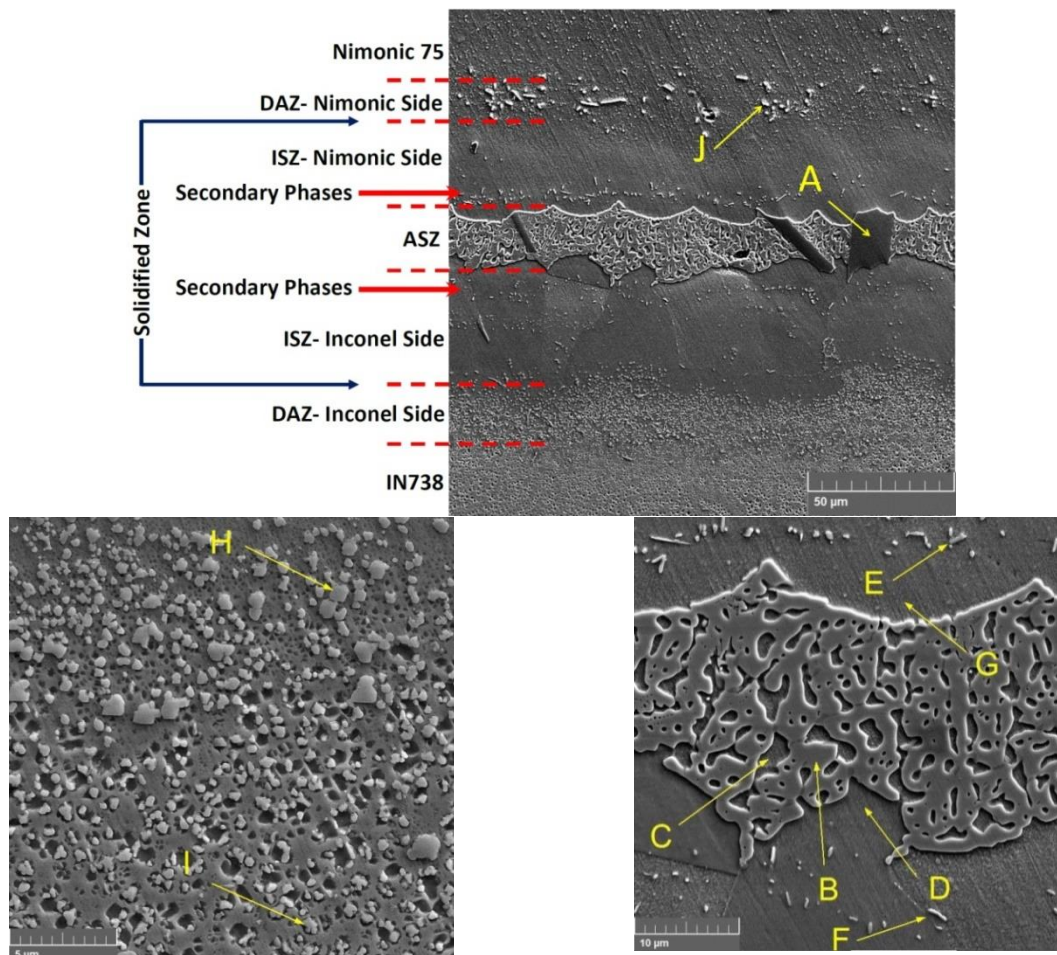
(۲) آورده شده است، نشان می‌دهد عناصری مانند Mo، Co، Nb، W، Al و Ti که از ابتدا در ترکیب شیمیایی اولیه لایه واسط (Ni-15Cr-3.5B) وجود نداشتند، وارد منطقه اتصال شده‌اند که این امر بیانگر وقوع انحلال فلز پایه و نفوذ حالت جامد می‌باشد. با انحلال فلز پایه حجم مذاب در محل اتصال افزایش می‌یابد و برقراری تعادل ترمودینامیکی بین فاز مذاب و فلز پایه، در دمای اتصال، منجر به خاتمه انحلال فلز پایه می‌شود. پدیده‌های انتقال بین مذاب و جامد در مرحله انحلال را می‌توان به صورت زیر بیان نمود:

- حل شدن فلز پایه و افزایش حجم مذاب و متعاقباً افزوده شدن عناصر آلیاژی فلز پایه به داخل لایه واسط مذاب.
- نفوذ عناصر آلیاژی فلز پایه به داخل فاز مذاب.

۱-۳- فازهای تشکیل شده در منطقه انجماد یافته

(Solidified Zone)

دوول [۱۰] و گال [۱۳] مراحل اتصال TLP را به سه مرحله مجزا تقسیم‌بندی نموده‌اند. مکانیزم تشکیل این مناطق در اتصال TLP به این صورت است که در دمای اتصال، لایه واسط شامل عنصر کاهنده دمای ذوب (B)، ذوب شده و با فلز پایه واکنش می‌دهد. بور به دلیل نفوذ بین نشینی و ضریب نفوذ بالا به سرعت از لایه واسط به داخل فلز پایه نفوذ می‌کند. نفوذ بور به داخل فلز پایه منجر به حل شدن تدریجی فلز پایه و گسترش حجم فاز مذاب می‌گردد. به دلیل ضخامت بسیار کم لایه مذاب و ضریب نفوذ بالای بور در لایه واسط مذاب، غلظت آن در مذاب ثابت می‌ماند [۱۲]. آنالیز فازهای ISZ (ISZ- Inconel Side و ISZ-Nimonic Side) که در جدول



شکل (۲): فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال نمونه اتصال‌دهی شده در 1120°C/5min.

جدول (۲): آنالیز شیمیایی فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال TLP (at.%)

	Cr	Mo	W	Ni	Co	Ti	Nb	Al	Fe	Ta
ISZ - Inconel Side	18.4	0.84	0.00	69.81	3.08	1.46	0.94	4.49	1.34	0.00
ISZ - Nimonic Side	20.34	0.75	0.00	69.30	1.98	1.23	0.92	3.11	2.39	0.00
A (Cr-rich Boride)	88.70	2.40	1.14	4.22	0.69	0.18	1.08	1.00	0.30	0.29
B (Ni-rich Boride)	9.59	0.77	0.00	78.37	2.50	4.24	1.33	1.33	0.98	0.67
C (γ Eutectic)	16.20	0.77	0.00	75.37	2.51	0.99	0.77	0.77	1.52	0.50
D	15.55	0.64	0.00	73.47	2.53	1.54	2.59	2.59	1.65	0.70
E	8.13	0.73	0.64	81.75	2.18	1.77	0.08	0.08	1.98	1.13
F	7.34	1.04	0.60	82.13	3.76	1.25	0.92	0.92	1.11	1.06
G	15.70	0.69	0.00	72.83	2.61	1.81	3.08	3.08	0.47	0.65
H	12.81	4.84	1.79	40.51	3.58	21.37	4.25	4.25	0.00	5.10
I	36.17	3.97	1.71	40.05	4.34	1.42	6.88	6.88	0.19	0.44
J	23.65	0.31	0.00	69.47	0.00	0.40	0.48	0.48	4.46	0.00

لیکوئیدوس دیاگرام سه‌تایی Ni-Cr-B را نشان می‌دهد. با سرد شدن مذاب اولین فازي که طی سرمایه‌ش تشکیل می‌شود، فاز γ است که به شکل دندردیت‌هایی از فصل مشترک جامد/ مذاب شکل گرفته و رشد می‌کند. در خلال تشکیل پیوسته دندردیت‌ها از مذاب، عناصر آلیاژی با ضریب توزیع کمتر از یک به سمت مذاب پس زده می‌شوند؛ بنابراین عناصر آلیاژی B، Ta، Nb، W، Ti (که دارای ضریب توزیع کمتر از یک هستند [۱۸]) به داخل مذاب پس زده شده و مذاب از این عناصر غنی می‌شود. غنی شدن پیوسته مذاب از عناصر حل شونده با ضریب توزیع کمتر از یک، باعث می‌شود غلظت مذاب از حد حلالیت عنصر حل شونده در γ بیشتر شده و انجماد اجزای ثانویه مابین دندردیت‌ها در دمایی بالاتر از دمای یوتکتیک آغاز گردد (فازهای مشخص شده با E و F (Secondary phases) در شکل (۲-ج)). آنالیز EDS این فازها نشان داد علاوه بر این که حاوی عناصر Ta، Nb، Ti و W (عناصر با ضریب توزیع کمتر از ۱) هستند، ترکیب شیمیایی این ذرات بسیار نزدیک به یکدیگر بوده و نزدیک بودن ترکیب شیمیایی این ذرات نشان می‌دهد که مذاب موجود در این منطقه همگن بوده و نفوذ در حالت مایع در این شرایط به‌طور کامل انجام شده است. نتایج جدول (۲) نشان می‌دهد که این ذرات بوراید‌های غنی از نیکل می‌باشند. بور در تمامی این فازها مشاهده شد ولی به دلیل محدودیت EDS در تعیین کمی عناصر سبک، مقداری برای این عنصر گزارش نشد.

کاهش بیشتر دما ترکیب شیمیایی مذاب را به گونه‌ای تغییر می‌دهد که مسیر انجماد در دمای 1042°C با خط یوتکتیکی دوتایی (خط e_g) برخورد کرده و مذاب طی یک واکنش

نفوذ متقابل عناصر آلیاژی بین فلز پایه و فاز مذاب منجر به افزایش دمای ذوب تعادلی لایه مذاب می‌شود به نحوی که دمای ذوب تعادلی لایه واسط به دمای اتصال می‌رسد. انجماد ایزوترم از زمانی آغاز می‌شود که دمای ذوب تعادلی مذاب تشکیل شده به دمای اتصال دهی برسد [۱۴]. انجماد با تشکیل محلول جامد γ از فصل مشترک فلز پایه و لایه مذاب آغاز و به سمت مرکز خط اتصال پیش می‌رود (مناطق ISZ با ترکیب شیمیایی ISZ - Inconel Side و ISZ - Nimonic Side در جدول (۲)). همچنان که انجماد ایزوترم پیشرفت می‌کند، حجم فاز مذاب کاهش یافته و فصل مشترک جامد/ مایع به سمت مرکز خط اتصال حرکت می‌کند. از آنجایی که فصل مشترک جامد و مذاب حین انجماد هم‌دما، فوق تبریدی را تجربه نمی‌کند، لذا جدایش غیرتعادلی عناصر حل شونده حین انجماد هم‌دما رخ نمی‌دهد و در نتیجه فازهای ثانویه حین انجماد هم‌دما تشکیل نمی‌شوند [۱۵]؛ بنابراین ریزساختار منطقه انجماد ایزوترم، یک ریزساختار تک فاز محلول جامد می‌باشد [۱۳-۱۶]. در صورتی که زمان کافی برای خاتمه انجماد ایزوترم وجود نداشته باشد و مذاب تحت سرمایه‌ش قرار گیرد، توسعه ریزساختار این منطقه با دو پدیده انجمادی مرتبط به یکدیگر کنترل می‌شود: ۱- تشکیل دندردیت و ۲- جدایش و توزیع مجدد عناصر آلیاژی در مقابل جبهه انجماد [۱۵]. به دلیل حلالیت و ضریب توزیع کم بور در نیکل (۳) درصد اتمی و 0.08 مطابق نمودار فازی دوتایی نیکل - بور [۱۷])، بور اضافه به داخل مذاب پس زده می‌شود.

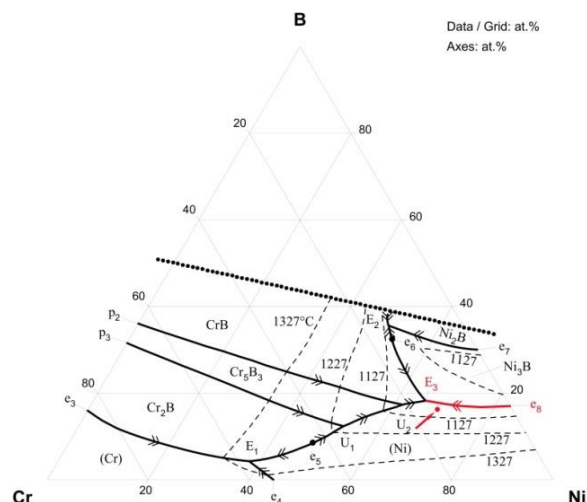
برای درک بهتر ترتیب انجماد فازهای تشکیل شده، از نمودار سه‌تایی Ni-Cr-B استفاده می‌شود. شکل (۳) سطح

- تغییر مورفولوژی رسوبات ثانوی در منطقه DAZ-IN738

۳-۳- فازهای تشکیل شده در منطقه متأثر از نفوذ (DAZ)

حلالیت بور در نیکل بسیار کم می‌باشد (۰/۳ درصد اتمی در بازه دمایی 1060°C تا 1120°C [۱۷])، بنابراین انتظار می‌رود در هر مقطعی از آلیاژ که غلظت بور بالاتر از حد حلالیت فلز پایه باشد، فازهای رسوبی ثانویه تشکیل شوند؛ بنابراین در اثر نفوذ بور به داخل IN738 و Nimonic 75 در خلال فرآیند TLP فازهای ثانویه بورایدی در فلز پایه تشکیل می‌شود (فازهای I و H در IN738 و J در Nimonic 75). حضور عناصر بورایدزای قوی مانند Ta، Ti، Mo و Nb در IN738 و عدم وجود این عناصر در Nimonic 75 مورفولوژی و شرایط تشکیل این رسوبات را تحت تأثیر قرار می‌دهد. توزیع و مورفولوژی این رسوبات وابسته به دما و زمان اتصال می‌باشد. در ریزساختارهای نشان داده شده در شکل (۴) دیده می‌شود که گستره تشکیل رسوبات ثانوی در منطقه DAZ آلیاژ IN738 با افزایش زمان بیشتر شده و مورفولوژی آن‌ها از کروی در فواصل نزدیک به اتصال، به سوزنی در فواصل دورتر از اتصال تغییر می‌کند. Li و Liu [۲۲-۲۳] گزارش کردند که مورفولوژی این رسوبات تحت تأثیر تنش‌های انقباضی ناشی از انجماد ایزوترم می‌باشد. در فواصل نزدیک به فصل مشترک اتصال- فلز پایه که تنش‌های انقباضی بیشتری وجود دارد، مورفولوژی رسوبات به شکل کروی و در فواصل دورتر از فصل مشترک اتصال- فلز پایه که تنش‌های انقباضی کمتر است، مورفولوژی رسوبات به شکل سوزنی است؛ بنابراین منطقی است که با افزایش زمان، تنش‌های بیشتری آزاد شده و کسر حجمی رسوبات سوزنی افزایش یابد. این نظریه با تصاویر میکروسکوپی نشان داده شده در شکل (۴) همخوانی دارد. این فازها در نایمونیک ۷۵ در دماهای پایین و زمان‌های کوتاه تشکیل می‌شوند (فاز J در شکل (۲)) و با افزایش دما و زمان حل می‌شوند.

یوتکتیک دو تایی به دو فاز γ و Ni_3B استحاله یابد. با توجه به حلالیت کم کروم در بوراید نیکل و محلول جامد γ (به ترتیب ۱۰/۱۱ و ۱۸ درصد اتمی [۱۵])، با سرد کردن مذاب، کروم اضافه به داخل مذاب باقیمانده پس زده می‌شود.



شکل (۳): سطح لیکوئیدوس نموداری سه تایی Ni-Cr-B.

ترکیب شیمیایی لایه واسط بر روی نمودار مشخص شده است [۱۹].

کاهش بیشتر دما و پس زده شدن کروم به داخل مذاب مسیر انجماد را به سمت نقطه یوتکتیک سه تایی (نقطه E_3 سوق می‌دهد تا بالاخره مذاب باقیمانده در دمای 997°C و طی یک واکنش یوتکتیک سه تایی به سه فاز γ ، Ni_3B و CrB استحاله می‌یابد [۲۰، ۲۱] (فازهای A، B و C).

۳-۲- تأثیر زمان اتصال TLP بر منطقه انجماد ایزوترم

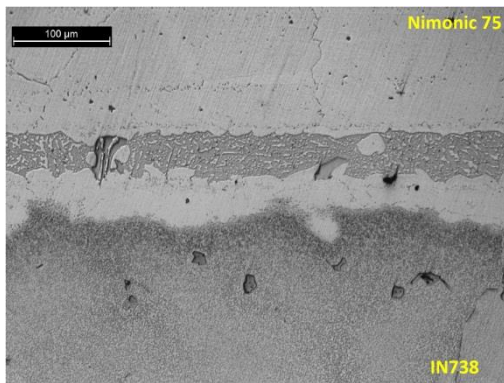
شکل (۴) تغییرات ریزساختار اتصال TLP IN738/MBF80/Nimonic75 در دمای 1120°C و زمان‌های ۵، ۱۵، ۳۰، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. در این تصویر دیده می‌شود که با افزایش زمان اتصال، از ضخامت و پیوستگی منطقه ASZ در خط مرکزی اتصال کاسته می‌شود تا در نهایت در زمان ۱۲۰ دقیقه انجماد ایزوترم تکمیل می‌گردد. بر اساس تصاویر میکروسکوپی نشان داده شده در شکل (۴)، تغییرات ریزساختار را با افزایش دما می‌توان به صورت زیر خلاصه نمود:

- کاهش ضخامت منطقه ASZ
- کاهش پیوستگی منطقه ASZ
- گسترش رسوبات ثانوی در منطقه DAZ-IN738

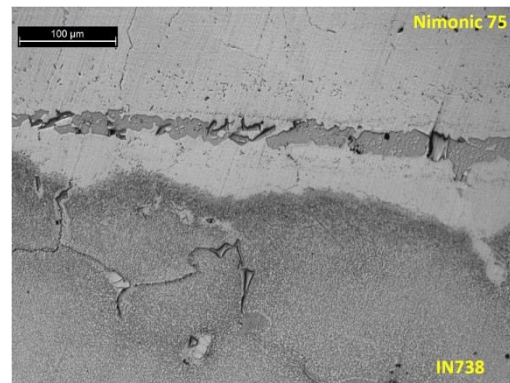
محلول جامد γ در منطقه اتصال به‌عنوان فصل مشترک جامد-مایع در انتهای هر یک از زمان‌های نگهداری، اندازه متوسط منطقه ASZ محاسبه شد. شکل (۵) تغییرات اندازه ASZ را نسبت به ریشه دوم زمان نگهداری نشان می‌دهد. همان‌طوری که دیده می‌شود، اندازه ASZ با افزایش دما و زمان اتصال به دلیل نفوذ بیشتر بور به داخل فلز پایه، کاهش می‌یابد. رابطه خطی بین اندازه ASZ و ریشه دوم زمان نگهداری مشخص می‌کند که فرآیند انجماد ایزوترم توسط نفوذ حالت جامد کنترل می‌شود [۲۶]. در تمامی مدل‌های استاندارد TLP فرض بر این است که مراحل اتصال شامل انحلال فلز پایه، انجماد ایزوترم و همگن‌سازی حالت جامد، به‌طور متوالی و نه هم‌زمان انجام می‌شوند [۱۴، ۲۷-۲۸]. بر اساس این مدل‌ها، نفوذ حالت جامد عنصر کاهنده دمای ذوب تحت شرایط تعادلی و در حالتی انجام می‌شود که مرحله انحلال تکمیل شده باشد به این معنی که ترکیب شیمیایی مذاب و جامد در خلال انجماد ایزوترم در مقادیر C_L (ترکیب شیمیایی مذاب در دمای اتصال) و C_S (ترکیب شیمیایی جامد در دمای اتصال) ثابت می‌ماند (شکل (۶)).

۱-۳-۳- پیش‌بینی زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم
فازهای بین فلزی ناشی از انجماد غیر هم‌دما که دارای بالاترین سختی در منطقه اتصال هستند (فازهای A و B در شکل (۲) با سختی 750HVN)، به علت تردی بالا محل ترجیحی برای جوانه‌زنی ترک محسوب می‌شوند. از این رو خواص مکانیکی محل اتصال را به‌شدت کاهش می‌دهند [۲۴-۲۵]. فازهای رسوبی ثانویه در منطقه DAZ به دلیل توزیع غیر پیوسته‌شان در راستای فصل مشترک اتصال-فلز پایه اثرات مخرب کمتری بر استحکام اتصال دارند [۲۵-۲۶]. مشخص شده است که رابطه معکوسی بین ضخامت منطقه ASZ و استحکام برشی اتصال وجود دارد [۲۶]؛ بنابراین پیش‌بینی زمان تکمیل انجماد ایزوترم و زمان دستیابی به ریزساختار عاری از فازهای یوتکتیکی از اهمیت قابل‌ملاحظه‌ای برخوردار است.

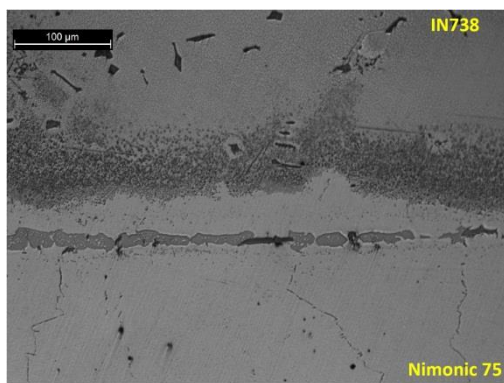
برای بررسی اثر پارامترهای اتصال بر پیشرفت انجماد ایزوترم، اتصال در دمای 1080°C ، 1120°C و 1150°C و در زمان‌های ۵، ۳۰ و ۶۰ دقیقه انجام شد. با در نظر گرفتن مرز یوتکتیک و



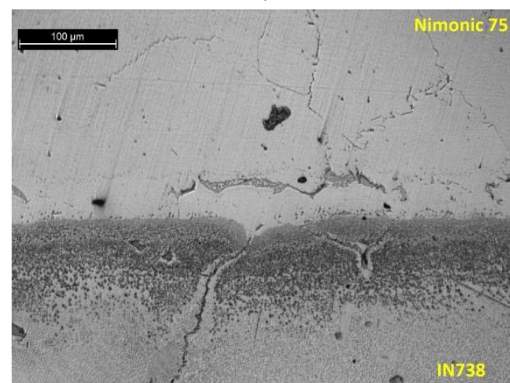
(الف)



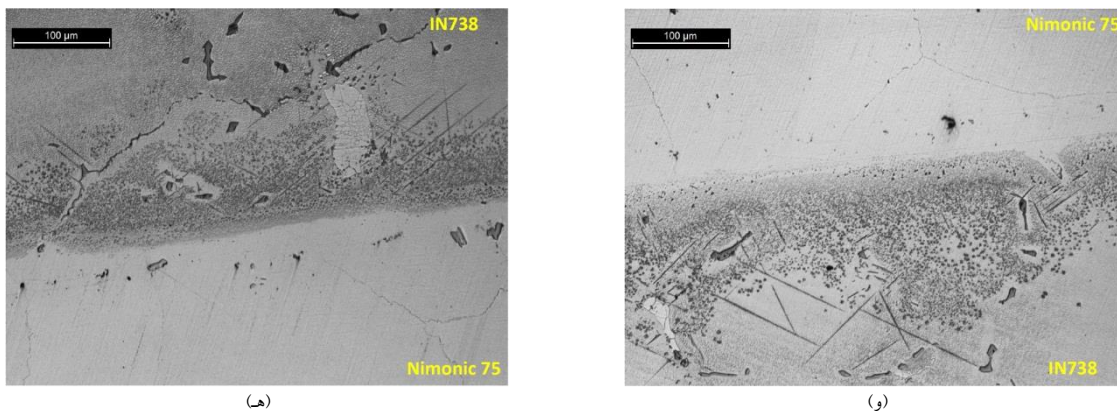
(ب)



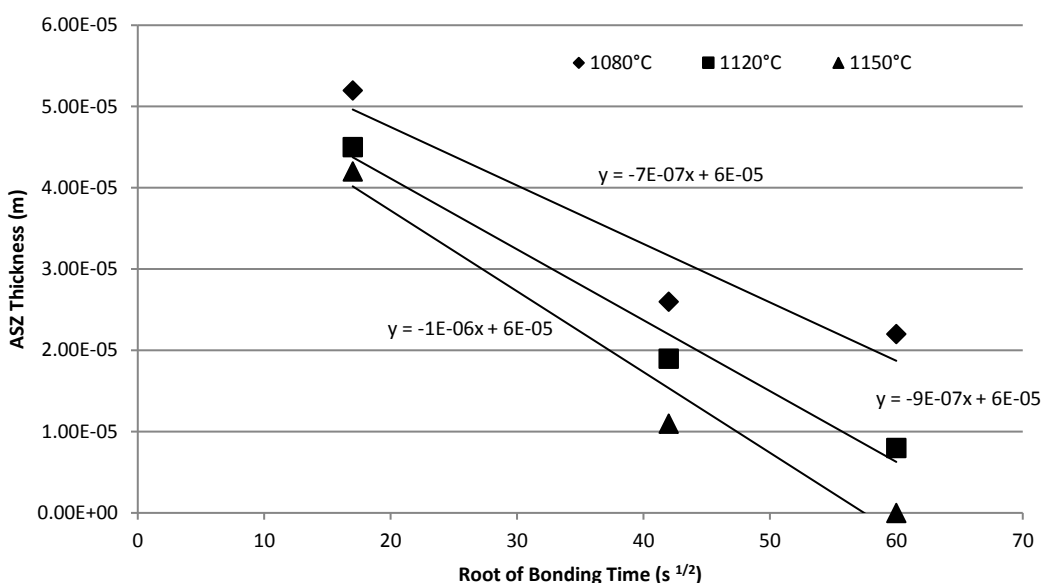
(ج)



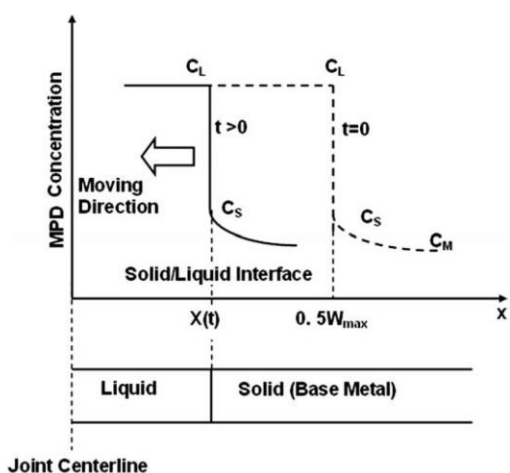
(د)



شکل (۴): ریزساختار نوری نمونه‌های اتصال‌دهی شده در دمای ۱۱۲۰°C و زمان‌های (الف) ۵ دقیقه، (ب) ۱۵ دقیقه، (ج) ۳۰ دقیقه، (د) ۴۵ دقیقه، (ه) ۶۰ دقیقه و (و) ۱۲۰ دقیقه.



شکل (۵): تغییرات ضخامت ASZ با ریشه دوم زمان اتصال در دمای ۱۱۲۰°C، ۱۱۵۰°C و ۱۰۸۰°C.



شکل (۶): توزیع شماتیک غلظت عنصر حل شونده در خلال مرحله انجماد ایزوترم در فرآیند اتصال TLP [۳۱].

مدل‌های تحلیلی متداول برای اتصال TLP بر سیستم‌های دوتایی استوار می‌باشد. مدل فصل مشترک جامد-مایع برای سیستم اتصال IN738-MBF80-Nimonic 75 مورد استفاده قرار گرفت. این مدل توسط برخی از محققان مورد استفاده قرار گرفته است [۲۹-۳۱]. در این روش کویل نفوذی به صورت دو جزء نیمه بینهایت با فصل مشترک متحرک در نظر گرفته می‌شود (شکل (۶)).

بنابراین با فرض خطی بودن توزیع عنصر B در لایه جامد داریم:

$$(C_L - C_S) \frac{dX}{dt} = D \frac{dc}{dx} = D \frac{\Delta C}{\Delta X} = -\frac{C_S - C_{BM}}{0.5W_{max} - X} \quad (3)$$

بنابراین سرعت حرکت فصل مشترک $\frac{dX}{dt}$ به صورت زیر محاسبه می شود:

$$\frac{dX}{dt} = -D \frac{1}{0.5W_{max} - X} \frac{C_S - C_{BM}}{C_L - C_S} \quad (4)$$

حال با توجه به قانون بقای جرم داریم:

$$(C_L - C_S)X = \frac{(C_S - C_{BM})(0.5W_{max} - X)}{2} \quad (5)$$

با جایگذاری رابطه (5) در معادله (3) داریم:

$$\frac{dX}{dt} = -D \frac{1}{2X} \left(\frac{C_S - C_{BM}}{C_L - C_S} \right)^2 \quad (6)$$

همانطوری که مشاهده می شود، سرعت حرکت فصل مشترک به ضریب نفوذ بور (پارامتر سینتیکی) و نسبت $\frac{C_S - C_{BM}}{C_L - C_S}$ (پارامتر ترمودینامیکی) وابسته است. برای محاسبه زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم، زمان لازم برای رسیدن X از $0.5W_{max}$ به مرکز اتصال ($X = 0$) را محاسبه می کنیم. برای این منظور از طرفین رابطه (6) انتگرال گیری گرفته می شود:

$$\int_{0.5W_{max}}^0 2XdX = \int_0^{t_{IS}} -D \left(\frac{C_S - C_{BM}}{C_L - C_S} \right)^2 dt \quad (7)$$

در نتیجه:

$$t_{IS} = \frac{W_{max}^2}{4D} \left(\frac{C_L - C_S}{C_S - C_{BM}} \right)^2 \quad (8)$$

حداکثر ضخامت تئوریک مذاب را می توان از پایستگی جرم محاسبه نمود:

$$W_{max}C_L = W_0C_{FM} + (W_{max} - W_0)C_{FM} \quad (9)$$

به منظور اعمال مدل نفوذی برای پیش بینی زمان تکمیل انجماد ایزوترم، t_{IS} و مقایسه با نتایج تجربی برای سیستم اتصال IN738/MBF-80/Nimonic 75 لازم است که فرضیات زیر در نظر گرفته شود:

- از آنجا که نیکل عنصر اصلی در سوپر آلیاژهای پایه نیکل IN738 و Nimonic 75 می باشد، لذا فلز پایه به صورت فلز خالص فرض می گردد.
- نفوذ بور در لایه جامد به صورت خطی فرض می شود.
- مرز منطقه انجماد ایزوترم را می توان با حرکت فصل مشترک جامد-مایع که ناشی از نفوذ حالت جامد عنصر کاهنده دمای ذوب به داخل فلز پایه است، مشخص نمود؛ بنابراین حرکت فصل مشترک با اعمال پایستگی جرم در فصل مشترک و با استفاده از قانون اول فیک به صورت معادله (1) نوشته می شود [32]:

$$(C_L - C_S) \frac{dX(t)}{dt} = D_S \frac{\partial C_S}{\partial x} - D_L \frac{\partial C_L}{\partial x} \quad (1)$$

$X(t)$ در این رابطه محل فصل مشترک جامد-مایع و D_L و D_S به ترتیب ضریب نفوذ بور در مایع و جامد می باشند. از آنجا که اختلاف قابل ملاحظه ای بین ضریب نفوذ جامد و مایع وجود دارد، لذا حرکت فصل مشترک را می توان تحت دو رژیم جداگانه در نظر گرفت. در خلال مرحله انحلال، سمت راست معادله (1) توسط جمله شامل D_{Liquid} کنترل می شود و فصل مشترک به سمت جامد حرکت می کند تا اینکه تعادل موضعی بین جامد و مایع در فصل مشترک، برقرار شود. در این لحظه مرحله انحلال متوقف می شود. به محض اینکه شیب غلظتی در مایع به صفر می رسد، جمله مربوط به مایع در معادله (1) قابل صرف نظر کردن بوده و فصل مشترک به سمت مایع برمی گردد و انجماد ایزوترم آغاز می شود و جمله ی شامل D_{Solid} کنترل کننده نفوذ خواهد بود. در این شرایط سینتیک فرآیند TLP توسط معادله (2) کنترل می گردد [26].

$$(C_L - C_S) \frac{dX(t)}{dt} = D \left(\frac{\partial C(x, t)}{\partial t} \right)_{x=X(t)} \quad (2)$$

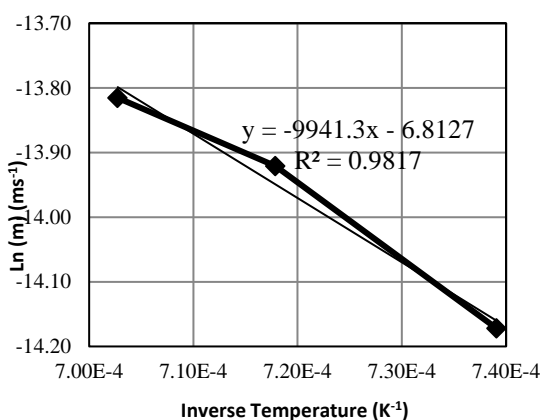
جدول (۳): داده‌های ترمودینامیکی لازم برای محاسبه متوسط ضریب

نفوذ بور در IN738 و Nimonic 75 (at.%)

C_S	0.3	ترکیب شیمیایی جامد در فصل مشترک جامد / مایع [۳۳]
C_L	16.21	ترکیب شیمیایی مذاب در فصل مشترک جامد / مایع [۱۹]
C_{BM}	0.031	غلظت عنصر کاهنده دمای ذوب در فلز پایه
C_{FM}	17.055	غلظت عنصر کاهنده دمای ذوب در لایه واسط

تغییرات $\ln(m)$ برحسب معکوس دما در شکل (۷) نشان داده شده است. شیب منحنی ضخامت ASZ، (m) ، برحسب ریشه دوم زمان اتصال، در دماهای مختلف اندازه‌گیری شد. با استفاده از اطلاعات به دست آمده از منحنی شکل (۷) و معادلات (۱۳) و (۱۴)، مقدار انرژی فعال‌سازی و فاکتور فرکانس نفوذ بور در ISZ اتصال Nimonic75 و IN738 به ترتیب برابر $165/303 \text{ KJ mol}^{-1}$ و $0/00105 \text{ m}^2\text{s}^{-1}$ محاسبه شد. با استفاده از پارامترهای به دست آمده، ضریب نفوذ بور داخل ISZ اتصال Nimonic75 و IN738 را می‌توان از طریق رابطه آرنیوسی نفوذ (۱۵) محاسبه نمود:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (15)$$



شکل (۷): تغییرات $\ln(m)$ برحسب معکوس دما در سیستم اتصال IN738/MBF80/Nimonic 75

با جایگزینی اطلاعات نفوذی و داده‌های ترمودینامیکی در معادله (۱۲)، زمان تکمیل انجماد ایزوترم، t_{IS} ، در دماهای اتصال 1080°C ، 1120°C ، 1150°C و 1180°C محاسبه و در شکل (۸) رسم گردید. از طرف دیگر اتصال‌دهی در دماهای ذکر شده و زمان‌های مختلف انجام شد.

که در این رابطه C_{FM} غلظت عنصر کاهنده دمای ذوب در لایه واسط می‌باشد. بنابراین W_{\max} را می‌توان به صورت زیر نوشت:

$$W_{\max} = \frac{C_{FM} - C_{BM}}{C_L - C_{FM}} \times W_0 \quad (10)$$

با جایگذاری رابطه (۱۰) در معادله (۸)، خواهیم داشت:

$$t_{IS} = \frac{W_0^2}{4D} \left(\frac{C_L - C_S}{C_S - C_{BM}}\right)^2 \times \left(\frac{C_{FM} - C_{BM}}{C_L - C_{BM}}\right)^2 \quad (11)$$

با فرض اینکه $C_{BM}=0$ و $C_L \gg C_S$ باشد داریم:

$$t_{IS} = \frac{W_0^2}{4D} \left(\frac{C_L}{C_S}\right)^2 \times \left(\frac{C_{FM}}{C_L}\right)^2 = \frac{W_0^2}{4D} \left(\frac{C_{FM}}{C_S}\right)^2 \quad (12)$$

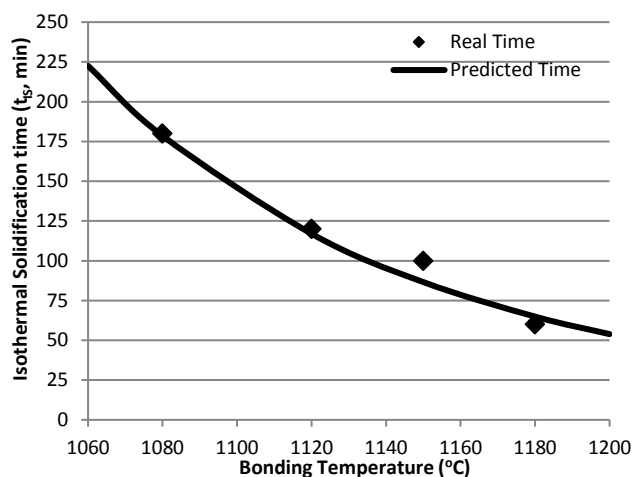
برای محاسبه t_{IS} لازم است که ضریب نفوذ متوسط بور در اتصال Nimonic 75 و IN738 محاسبه شود. متأسفانه اطلاعات کمی در خصوص ضریب نفوذ بور در داخل سوپر آلیاژهای پایه نیکل وجود دارد. لذا انرژی فعال‌سازی (Q) و فاکتور فرکانس (D_0) نفوذ بور به داخل ISZ با استفاده از روش پیشنهاد شده توسط ناکائو و همکارانش محاسبه شد [۲۹]. آن‌ها شیب منحنی ضخامت ASZ را برحسب ریشه دوم زمان اتصال در دماهای متفاوت اتصال، اندازه‌گیری نمودند و آن را به صورت رابطه (۱۳) بیان کردند:

$$\ln(m) = A - \frac{Q}{2RT} \quad (13)$$

که در این رابطه A ، پارامتر ثابتی است که از طریق رابطه (۱۴) به دست می‌آید:

$$A = \ln \left[2 \left(\frac{C_S - C_{BM}}{C_L - C_S} \right) \right] + \frac{1}{2} \ln(D_0) \quad (14)$$

بنابراین، انرژی اکتیواسیون نفوذ بور را می‌توان از شیب منحنی $\ln(m)$ نسبت به معکوس دما، T^{-1} ، محاسبه نمود. داده‌های ترمودینامیکی که برای پیش‌بینی زمان تکمیل انجماد ایزوترم، t_{IS} ، استفاده می‌شود در جدول (۳) آورده شده است.

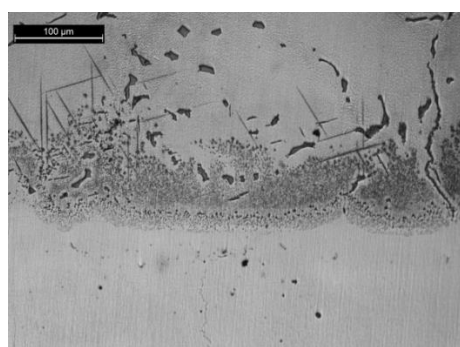


شکل (۸): زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم در اتصال TLP سیستم IN738-MBF80-Nimonic 75 و مقایسه نتایج تجربی با مقادیر پیش‌بینی شده توسط مدل مرز متحرک.

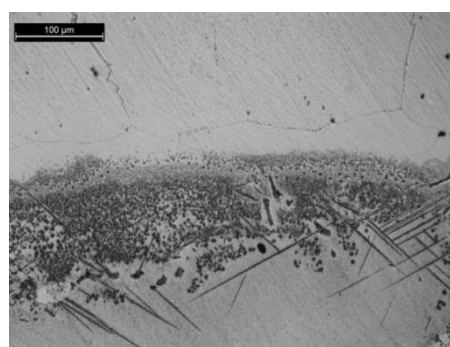
همان‌طوری که در شکل (۸) دیده می‌شود، تطابق خوبی بین زمان‌های واقعی برای تکمیل انجماد ایزوترم و زمان‌های پیش‌بینی شده وجود دارد. اختلاف بین نتایج تجربی و مقادیر پیش‌بینی شده را می‌توان به نفوذ مذاب به داخل مرزهای دانه فلز پایه و مهاجرت مرز دانه و همچنین ساده فرض نمودن مدل مربوط دانست.

نتایج تجربی نشان داد که زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم در دماهای 1180°C ، 1150°C ، 1120°C ، 1080°C به ترتیب ۱۸۰ دقیقه، ۱۲۰ دقیقه، ۱۰۰ دقیقه و ۶۰ دقیقه می‌باشد. شکل (۹) ریزساختار نمونه‌های اتصال‌دهی شده در دماهای مختلف که انجماد ایزوترم در آن‌ها تکمیل شده است را نشان می‌دهد.

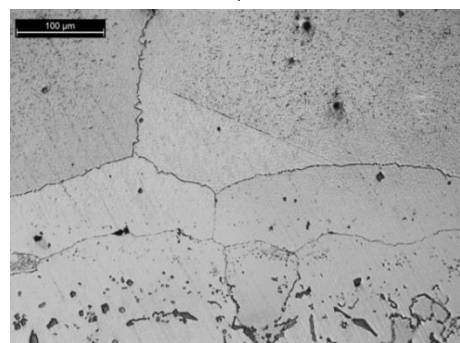
مقایسه نتایج مدل تحلیلی پیش‌بینی تکمیل زمان انجماد ایزوترم و زمان واقعی خاتمه آن در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌طوری که دیده می‌شود، طبق پیش‌بینی مدل محاسباتی، افزایش دما از 1080°C به 1180°C ، زمان لازم برای تکمیل انجماد ایزوترم را از ۱۷۵ دقیقه به ۶۴ دقیقه کاهش می‌دهد. همان‌طوری که قبلاً گفته شد، انجماد ایزوترم توسط نفوذ بور کنترل می‌گردد و با افزایش دما، سرعت نفوذ آن افزایش یافته و تشکیل اتصال عاری از یوتکتیک در زمان‌های کوتاه‌تر را تضمین می‌نماید.



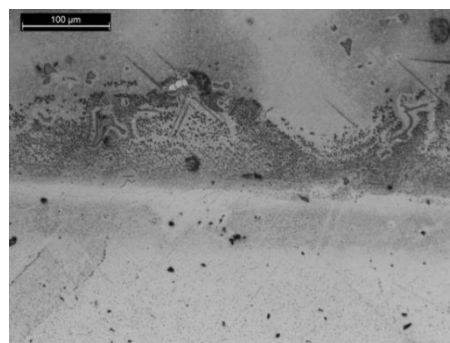
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل (۹): ریزساختار نمونه‌های اتصال‌دهی شده که انجماد ایزوترم در آن‌ها خاتمه یافته است در شرایط: (الف) $1080^{\circ}\text{C}/180\text{min}$ ، (ب) $1180^{\circ}\text{C}/60$ ، (ج) $1150^{\circ}\text{C}/100$ و (د) $1120^{\circ}\text{C}/120\text{min}$.

۴- نتیجه گیری

- اتصال TLP سوپر آلیاژهای اینکونل ۷۳۸ و نایمونیک ۷۵ با استفاده از لایه واسط MBF-80 انجام شد. نتایج حاصله به شرح زیر می‌باشند:
۱. مشاهده شد در صورتی که زمان برای انجماد ایزوترم کافی نباشد، مذاب باقیمانده طی استحاله یوتکتیکی به فازهای یوتکتیکی دوتایی و سه‌تایی استحاله می‌کند.
 ۲. دیده شد که با افزایش زمان اتصال در دمای ثابت، ساختار یوتکتیکی تشکیل شده در خط مرکزی اتصال ابتدا پیوستگی خود را از دست داده و سپس از بین خواهد رفت.
 ۳. با اندازه‌گیری ضخامت منطقه ASZ انرژی اکتیواسیون و فاکتور فرکانس نفوذ متوسط بور در نایمونیک ۷۵ و اینکونل ۷۳۸ محاسبه گردید.
 ۴. با محاسبه ضریب نفوذ متوسط بور در نایمونیک ۷۵ و اینکونل ۷۳۸ و همچنین روابط نفوذ، زمان لازم برای انجماد ایزوترم محاسبه شد و مشاهده گردید که تطابق خوبی بین نتایج تجربی و روابط ریاضی وجود دارد.

۵- مراجع

- [1] O. A. Ojo, "On liquation cracking of cast inconel 738LC superalloy welds", PhD Dissertation, University of Manitoba, Canada, 2005.
- [2] "Nimonic 75 alloy, Special Metals Corporation". 2014.
- [3] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. Kokabi, "Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy", Journal of alloys and compounds. vol. 461, pp. 641-647, 2008.
- [4] M. Haafkens & J. Matthey, "A new approach to the weldability of nickel-base As-cast and power metallurgy superalloys", Weld. Journal, vol. 61, pp. 25-30, 1982.
- [5] M. Abdelfatah & O. Ojo, "On the extension of processing time with increase in temperature during transient-liquid phase bonding", Metallurgical and Materials Transactions A. vol. 40, pp. 377-385, 2009.
- [6] J. Mattheij, "Role of brazing in repair of superalloy components—advantages and limitations", Materials science and technology. vol. 1, pp. 608-612, 1985.
- [7] M. Mosallae, A. Ekrami, K. Ohsasa & K. Matsuura, "Microstructural evolution in the transient-liquid-phase bonding area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC", Metallurgical and Materials Transactions A. vol. 39, pp. 2389-2402, 2008.
- [8] F. Jalilian, M. Jahazi & R. Drew, "Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 617 using Ni-Si-B filler metal", Materials Science and Engineering: A. vol. 423, pp. 269-281, 2006.
- [9] A. Rabinkin, "Brazing with (NiCoCr)-B-Si amorphous brazing filler metals: alloys, processing, joint structure, properties, applications", Science and Technology of Welding & Joining, vol. 9, pp. 181-199, 2004.
- [10] D. Duvall, W. Owczarski & D. Paulonis, "TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys", Pratt and Whitney Aircraft, Middletown, CO. 1974.
- [11] T. Shinmura, K. Ohsasa & T. Narita, "Isothermal Solidification Behavior During the Transient Liquid Phase Bonding Process of Nickel Using Binary Filler Metals". vol. 42, pp. 292-297, 2001.
- [12] W. MacDonald & T. Eagar, "Transient liquid phase bonding processes", The Metal Science of Joining, pp. 93-100. 1992.
- [13] W. Gale and D. Butts, "Transient liquid phase bonding", Science and Technology of Welding & Joining, vol. 9, pp. 283-300, 2004.
- [14] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. Kokabi, "Solidification and solid state phenomena during TLP bonding of IN718 superalloy using Ni-Si-B ternary filler alloy", Journal of Alloys and Compounds, vol. 563, pp. 143-149, 2013.
- [15] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. Kokabi, "Phase transformations during diffusion brazing of IN718/Ni-Cr-B/IN718", Materials Science and Technology, vol. 29, pp. 980-984, 2013.
- [16] W. Gale & E. Wallach, "Microstructural development in transient liquid-phase bonding", Metallurgical Transactions A, vol. 22, pp. 2451-2457, 1991.

- [27] M. Arafin, M. Medraj, D. Turner & P. Bocher, "Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 447, pp. 125-133, 2007.
- [28] I. Tuah-Poku, M. Dollar & T. Massalski, "A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint", *Metallurgical Transactions A*, vol. 19, pp. 675-686, 1988.
- [29] Y. NAKAO, K. Nishimoto, K. Shinozaki & C. Kang, "Theoretical research on transient liquid insert metal diffusion bonding of nickel base alloys", *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 20, pp. 60-65, 1989.
- [30] Y. Zhou, "Analytical modeling of isothermal solidification during transient liquid phase (TLP) bonding", *Journal of Materials Science Letters*, vol. 20, pp. 841-844, 2001.
- [31] M. Pouranvari, "Isothermal solidification during transient liquid-phase bonding of GTD-111/Ni-Si-B/GTD-111", *Materiali in tehnologije*. vol. 48, pp. 113-118, 2014.
- [32] Y. Zhou, W. Gale & T. North, "Modelling of transient liquid phase bonding", *International Materials Reviews*. vol. 40, pp. 181-196, 1995.
- [17] "Alloy Phase Diagrams", 10 ed. ASM Handbook. Vol. 3, ASM International, 1992.
- [18] P. Sung & D. Poirier, "Liquid-solid partition ratios in nickel-base alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, pp. 2173-2181, 1999.
- [19] A. Bondar, "B-Cr-Ni (Boron-Chromium-Nickel)", *Non-Ferrous Metal Ternary Systems. Selected Soldering and Brazing Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data*.
- [20] K. Ohsasa, T. Narita & T. Shinmura, "Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal", *Journal of phase equilibria*, vol. 20, pp. 199-206, 1999.
- [21] O. Ojo, N. Richards & M. Chaturvedi, "Isothermal solidification during transient liquid phase bonding of Inconel 738 superalloy", *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 9, pp. 532-540, 2004.
- [22] W. Li, T. Jin, X. Sun, Y. Guo, H. Guan & Z. Hu, "Study of Ni-Cr-Co-W-Mo-B interlayer alloy and its bonding behaviour for a Ni-base single crystal superalloy", *Scripta materialia*, vol. 48, pp. 1283-1288, 2003.
- [23] J. Liu, T. Jin, N. Zhao, Z. Wang, X. F. Sun, H. R. Guan & Z. Q. Hu. Effect of temperature on formation of borides in TLP joint of a kind of nickel-base single crystal superalloy. in *Materials science forum*, 2007.
- [24] O. Ojo, N. Richards & M. Chaturvedi, "Effect of gap size and process parameters on diffusion brazing of Inconel 738", *Science and Technology of Welding & Joining*. vol. 9, pp. 209-220, 2004.
- [25] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. Kokabi, "Microstructure-properties relationship of TLP-bonded GTD-111 nickel-base superalloy", *Materials Science and Engineering: A*. vol. 490, pp. 229-234, 2008.
- [26] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. Kokabi, "Diffusion induced isothermal solidification during transient liquid phase bonding of cast IN718 superalloy", *Canadian Metallurgical Quarterly*. vol. 53, pp. 38-46, 2014.

۶- پی نوشت

- [1] Matthey & Haafkens
 [2] Transient Liquid Phase Bonding (TLP)
 [3] Athermal
 [4] Recast Layer
 [5] Green Stop-Off
 [6] Activation Energy
 [7] Frequency Factor