علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال سوم، شماره 2، پاییز و زمستان 1396، صفحه 104-90

ارزیابی ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال مشابه ورق سوپر آلیاژ اینکونل 600 به روش فاز مایع گذرا

علی خرم[*1]، اکبر داودی جمالویی[2]، عابدجعفری[3]

1- دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران

2- دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

3- دانشگاه صنایع و معادن ایران، تهران

(دریافت مقاله: 1395/02/25 ؛ دریافت نسخهٔ نهایی: 1395/07/15)

چکیده

در این پژوهش، بررسی های ریزساختاری و خواص مکانیکی بر اتصال مشابه سوپرآلیاژ اینکونل 600 به روش فاز مایع گذرا با استفاده لایه میانی BNi-2 انجام شد. اتصالات در دماهای 1050 و 1100 درجه سانتی گراددر محدوده زمانی 5 تا 45 دقیقه انجام شد و بهترین اتصال تحت فرآیند همگن سازی قرار گرفت. نتایج نشان داد که در دمای1050درجه سانتی گراد، ترکیب یوتکتیکی Ni-Bدر ناحیه انجماد غیرهمدما تشکیل شد. اما در دمای 1100درجه سانتی گراد، علاوه بر ترکیب Ni-B، ترکیب Cr-B نیز مشاهده شد.در ناحیه متاثر از نفوذ، ترکیبات Ni-B و Ni-Cr-Bوجود داشت. بهترین اتصال در دمای1050درجه سانتی گرادو زمان 45 دقیقه حاصل شد که شامل نواحی ناپیوسته از انجماد غیر همدمادر زمینه انجماد همدما بود. فرآیند همگن سازی بر این نمونه در دمای1080 درجه سانتی گراد و زمان 120 دقیقه سبب شد تا ناحیه متاثر از نفوذ و ناحیه انجماد غیر همدمابه طور کامل از بین بروند. بررسی های مکانیکی نشان داد که به دلیل حضور ترکیبات بین فلزی در ناحیه متاثر از نفوذ و ناحیه انجماد غیر همدما، سختی این مناطق به ترتیب برابر با 310 و 511 ویکرز بودند که با حذف این مناطق در اثر همگن سازی، خواص مکانیکی اتصال افزایش یافت.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، اینکونل 600، BNi-2، خواص مکانیکی.

On the microstrctral and machanical properties of similar TLP bonding of Inconel 600 superalloy sheet

A. Khorram[*1], A. Davoodi Jamalooei[2], A. Jafari[3]

1-Department of Mechanical Engineering, K.N.Toosi University of Technology, Tehran, Iran

2-Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

3-Department of material and metallurgy engineering, Iran University of Industries and Mines, Tehran, Iran

(Received 15 May 2017 ; Accepted 7 October 2017)

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: alikhorram@ymail.com, akhorram@mail.kntu.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

Abstract
In this study, microstructural evaluation and mechanical properties of similar TLP bonded of Inconel 600 by using of BNi-2 interlayer were investigated. The bonding tests were carried out at 1050°C and 1100°C for 5-45 min which homogenization treatment was performed on the best of the bonded samples. Results showed that Ni-B eutectic compound was formed in the a-thermally solidification zone (ASZ) of the bonded sample at 1050°C. In addition to existence of the Ni-B compound, Cr-B was observed in the ASZ of the bonded sample at 1100°C. Ni-B and Ni-Cr-B were formed in the diffusion affected zone (DAZ). TLP bonded sample at 1050°C for 45min including discontinuous areas of ASZ in isothermal solidification zone (ISZ) was the best bonded sample. Homogenization process was carried out on this sample caused to elimination of the eutectic compounds, completely. Mechanical investigation revealed that due to existence of the intermetallic compounds in the ASZ and DAZ, value of hardness for this region were about 510 and 311 HV, respectively. Whit elimination of the intermetallic compounds by performing of homogenization treatment, mechanical properties of the boding region were improved.

Keywords: Transient Liquid Phase, Inconel 600, BNi-2, Mechanical properties.

1- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل خواص متنوع و مفیدشان در بسیاری از صنایع مانند هوافضا، صنایع پالایشگاهی، نفت و گاز و صنایع دریایی دارای اهمیت ویژه ایی هستند [1].سوپرآلیاژ اینکونل 600 جزء آلیاژهای استحکام یافته محلول جامد است که پایه آن نیکل است و توسط عناصر آهن و کروم استحکام یافته است. به واسطه عدم حضور رسوبات استحکام دهنده و حضور تک فاز آستنیتی در ساختار، این آلیاژ انعطاف پذیری بالایی دارد. استحکام کششی آلیاژ اینکونل 600 در قالب ورق نورد شده در شرایط آنیل در محدوده 550 تا 690 مگاپاسکال می باشد. دمای ذوب این آلیاژ برابر با 1354 تا 1413 درجه سانتی گراد است. به واسطه نیکل بالا، این آلیاژ تا دمای 1095 درجه سانتی گراد مورد استفاده قرار می گیرد. آلیاژهایی که دارای حداقل 42 درصد وزنی نیکل هستند، در برابر ترک خوردگی تنشی در یون کلراید(سم مهلک فولاد زنگ نزن) مقاوم هستند. بنابراین، سوپر آلیاژ اینکونل 600 علاوه بر مقاومت عالی در برابر خوردگی در محیط های به شدت خورنده، در برابر ترک خوردگی تنشی نیز مقاوم هستند. این ویژگی ها سبب شده است تا این آلیاژ در صنایع مهمی مانند هوافضا، صنایع نفت و گاز و پتروشیمی، قطعات الکترونیکی، برج های تبخیر و بسکت های انتقال حرارت کاربرد داشته باشد[3-1]. اهمیت و جایگاه این آلیاژ در صنعت سبب شده است تا به اتصال این آلیاژ نیز توجه ویژه ایی شود. اتصال دهی آلیاژ های پایه نیکل همواره دارای مشکلاتی بوده است. از مهمترین عیب های جوشکاری آلیاژهای پایه نیکل، ترک خوردن انجمادی و رشد دانه به خصوص درمنطقه ی متاثر از حرارت است. همچنین تهیه مواد مصرفی برای جوشکاری ذوبی با مقاومت به ترک خوردگی انجمادی با کیفیت خوب و خواص انبساطی منطبق با فلز پایه از چالش های پیش روی محققین بوده است [6-4]. در جوشکاری ذوبی و در حین سرد شدن مذاب، مولیبدن در طی انجماد شدیداً به سمت مذاب جدایش پیدا می کند و موجب غنی شدن قابل توجه مذاب از مولیبدن می شود. این امر موجب تشکیل ترکیبات بین فلزی در نواحی بین دندریتی در انتهای انجماد خواهد شد [4]. طبق گزارشات، بهترین کیفیت اتصال آلیاژهای پایه نیکل توسط روش های جوشکاری لیزرو پرتو الکترونی بوده است، اما حضور ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال در اثر انجماد غیر همدما اجتناب ناپذیر بوده-است [9-7].

فرآیند اتصال دهی فاز مایع گذرا در سال 1971 برای اولین بار توسط دووال و پائولونیس معرفی شد که هدف از ابداع و بکارگیری این فرآیند غلبه بر مشکلات جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژهای پایه نیکل بود [10]. فرآیناتصال دهی فاز مایع گذرا از برخی جحات شبیه فرآیناتصال دهی لحیم کاری سخت است. به طوری که در هر دو فرآیند از لایه واسط جهت ایجاد ذوب استفاده می شود. اما در فرآیند لحیم کاری سخت به دلیل زمان کم اتصال دهی، مکانیزم غالب ترشوندگی و کشش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

سطحی است. در فرآیناتصال دهی فاز مایع گذرا علاوه بر این موضوع، مکانیزم نفوذ پدیده ایی غالب است و کیفیت اتصال دهی را افزایش می دهد. در این روش، لایه میانی حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب مانند Bو Si می باشد. عملکرد این فویل های آلیاژی در فرآیند اتصال فاز مایع گذرا به گونه ای است که با حرارت دهی مجموعه اتصال به بالاتر از دمای ذوب فویل آلیاژی، فویل به طور کامل ذوب می شود. با گذشت زمان عناصر کاهنده نقطه ذوب به درون فلزپایه نفوذ می کنند و درپی آن از غلظت این عناصر در ناحیه مذاب کم می گردد. نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب در حالت جامد رخ می دهد. طبیعتاً این پدیده سبب افزایش دمای نقطه ذوب ناحیه اتصال گشته و انجماد همدما را سبب می شود [11و 12].

پورانوری و همکاران [13]اثر زمان و دمای اتصال فاز مایع گذرارابر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه اتصال سوپرآلیاژ IN718 مورد بررسی قرار دادند. این محققین گزارش دادند که با افزایش زمان و دمای اتصال، عرض منطقه غیرهمدما کاهش می یابد که علت این موضوع افزایش نفوذ می باشد. در پژوهشی که بر روی سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111 انجام گرفت [14]، تاثیر دمای پیونددهی بر ریزساختار و ترکیب شیمیایی موضع اتصال و زمان مورد نیاز تکمیل اتصال بررسی شد. در این تحقیق از لایه واسط MBF-30 با ضخامت 25 میکرون استفاده شد. گزارش شد که دمای اتصال دهی بسیار بالا سبب حضور مجدد ناحیه انجماد غیر همدما می گردد. این امر به دلیل افزایش انحلال فلز پایه، نفوذ بیشتر عناصر در این دما، نزدیکی دما به درجه حرارت انحلال رسوبات γ و حل شدن مقداری از این رسوبات و فراهم آوردن پتانسیل نفوذ بیشتر برای تیتانیوم بود.

اگبوانا و همکاران [15]، اتصال TLP آلیاژ اینکونل 600 را مورد بررسی قرار دادند. لایه میانی مورد استفاده در این تحقیق Nicobraze 150 بود. طبق گزارشات این محققین با افزایش زمان در دمای ثابت، مقدار یوتکتیک ناحیه اتصال کمتر شد. همچنین با افزایش ضخامت لایه میانی، مقدار یوتکتیک ناحیه اتصال افزایش یافت. ترکیبات یوتکتیکی بوراید نیکل در ناحیه مرکزی اتصال توسط این محققین نیز گزارش شد که توسط انجماد غیر همدما تشکیل شده بودند. کاهش نرخ انجماد همدما در دماهای بالاتر از 1160 درجه سانتی گراد توسط این محققین گزارش شد که دلیل آن به کاهش انحلال بور در نیکل درد مای بالاتر از دمای یوتکتیک نیکل- بور نسبت داده شد. با افزایش ضخامت لایه میانی، میزان ناحیه انجماد غیر همدما در ناحیه اتصال افزایش یافت که این موضوع به سبب ایجاد مذاب بیشتر در ناحیه اتصال و نیاز به زمان بیشتر جهت انجام فرآیند انجماد همدما می باشد. گزارشات نشان دادکه برای اتصال اینکونل 600 در دمای 1080درجه سانتی گراد با لایه میانی به ضخامت 125 میکرون، در زمان 240 دقیقه نیز انجماد همدما کامل نشد و فقط 55 درصد انجماد همدما انجام پذیرفت.

عدم توانایی اتصال قطعات ظریف و پیچیده به علت تغییر شکل ناشی از سرد شدن حجم زیادی از مذاب و عدم توانایی جوشکاری نواحی دور از دسترس نیز از جمله محدودیت های روش های ذوبی است. یکی دیگر از محاسن عالی اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا نیز اتصال دهی قطعات کوچک و ظریف با دقت و کیفیت بالاست [11].

طبق گزارشات قبلی، تا کنون بررسی اتصال مشابه اینکونل 600 با روش فاز مایع گذرا و با استفاده از لایه میانی BNi-2 انجام نگرفته است. بنابراین در این پژوهش به بررسی اتصال ورق های نازک اینکونل 600 به ضخامت 1 میلی متر با روش فاز مایع گذرا و بررسی های ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال پرداخته شد. اتصال ورق های نازک اینکونل 600از نیازهای مهم صنعت به شمار می رود که استفاده از روش های ذوبی برای این ورق ها دارای محدودیت است.

هدف اصلی این پژوهش حذف کامل ترکیبات بین فلزی در نواحی اتصال و در پی آن افزایش خواص مکانیکی ناحیه اتصال می باشد. به همین منظور، اتصالات در محدوده دمایی 1050 و 1100 درجه سانتی گراد در محدوده زمانی 5 تا 45 دقیقه اتصال دهی شد و بهترین اتصال تحت فرآیند همگن سازی قرار گرفت تا ترکیبات بین فلزی به طور کامل حذف گردند.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

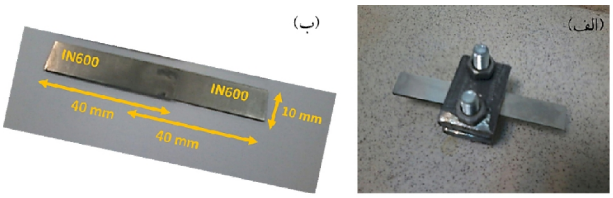
جدول1-ترکیب شیمیایی فلزهای پایه و لایه ی میانی

مواد	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)											محدوده ذوب(°C)
	Cr	Fe	Si	Mo	Ni	B	Cu	Ti	Nb	C	Mn	
IN600	۱۴/۷	۱۰	۰/۱۳	۰/۳۲	Bal	–	۰/۲۴	۰/۳۴	۰/۰۳	۰/۰۲	۰/۳۲	–
BNi-2	۷	۳	۴/۵	–	Bal	۳/۲	–	–	–	۰/۰۶	–	۱۰۰۰–۹۷۱

2- روش انجام آزمون

در این پژوهش از ورق سوپرآلیاژ اینکونل 600 با ضخامت 1 میلی متر به عنوان فلز پایه و از فویل BNi-2با ضخامت 50 میکرون به عنوان لایه میانی استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه و لایه میانی را در جدول 1 مشاهده میشود. به منظور آماده سازی نمونه ها برای اتصال دهی، سطح نمونه ها تا سنباده 1200، سنباده زنی شد. نمونه ها و فویل لایه میانی در حمام استون به مدت 30 دقیقه تحت آلتراسونیک شستشو داده شدند. پس از آن نمونه ها در فیکسچر قرار داده و آماده اتصال دهی شدند.. ازکوره خلاء باتوان 5 تا10 تور برای اتصال دهی استفاده شد. سرعت سرد و گرم شدن کوره برابر با 10 درجه بر دقیقه بود. نمونه ها در بازه زمانی 5 تا 45 دقیقه در دما های 1050 و 1100 درجه سانتی گراد اتصال دهی شدند. نمونه ثابت شده در فیکسچر قبل از فرآیند اتصال دهی و نمونه اتصال داده شده در شکل 1 نشان داده شده استدمای انتخابی بر اساس استانداردAWS A5.8 [16] بود و زمان اتصال دهی بر اساس آزمون های اولیه انتخاب شد.

بهترین نمونه اتصال داده شده در این بازه دمایی و زمانی تحت فرآیند همگن سازی بر اساس آزمون و خطا قرار گرفت.بعد از انجام فرآیند اتصال دهی، نمونه ها از سطح مقطع بریده شدند و با اعمال فریندهای آماده سازی استاندارد جهت بررسی های میکروسکوپی تحت فرآیند حکاکی الکتروشیمیایی قرار گرفتند. از محلول 10 درصد اگزالیک اسیدهمراه با 90 درصد آب مقطر برای فرآیند حکاکی استفاده شد. از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میـــدان مجهز به طیف سنجی اشعـــه X انرژی متفرق به منظـــور بـررسی های ریزساختاری استفاده شد. سختی ناحیه اتصال و فلز پایه نیز توسط آزمون ریزسختی سنجی با نیروی 50 گرم مورد ارزیابی قرار گرفت. در نهایت استحکام برشی ناحیه اتصال طبق استانداردAWS C3.2 [17] اندازه گیری شد.

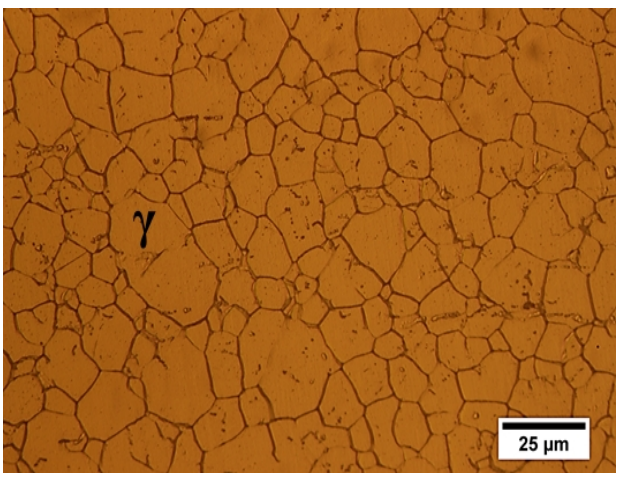


شکل 1- الف) نمونه فیکس شده قبل از اتصال دهی
ب) نمونه اتصال داده شده

3- نتیجه گیری

3-1- بررسی های ریزساختاری

ریزساختار فلز پایه سوپرآلیاژ اینکونل 600 قبل از فرآیند اتصال در شکل 2 آورده شده است. همانطور که مشاهده می-شود، تصاویر ریزساختار اینکونل 600 شامل دانه های محلول جامد فاز γمی باشد که دارای ساختار مکعبی FCC است.



شکل2-ریزساختار سوپر آلیاژ اینکونل 600

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

جدول2- نتاج آنالیز عنصری از نواحی مشخص شده در شکل 6

	Ni	Cr	Fe	Si	B	فاز پیشنهادی
A	۵۷/۵۲	۷/۵۴	۴/۴۷	۲/۲۳	۲۸/۲۴	محلول جامد نیکل (γ)در ISZ
B	۶۰/۰۸	۵/۳۲	۳/۵۱	۰/۶۶	۳۰/۴۳	براید غنی از نیکلASZ
C	۵۶/۹	۸/۲۸	۶/۱۷	۰/۱۱	۲۸/۵۴	محلول جامد نیکل (γ) در DAZ
D	۵۸/۵۸	۹/۰۹	۵/۸۸	۰/۱۷	۲۶/۰۱	بوراید غنی از نیکلDAZ
E	۲۰/۸۹	۴۵/۳۷	۴/۳۸	۰/۰۳	۲۹/۳۳	براید غنی از نیکل-کروم در DAZ
F	۰/۷	۵۵/۸۴	۰/۳۳	۰/۰۸	۴۳/۰۲	براید غنی از کروم در ASZ

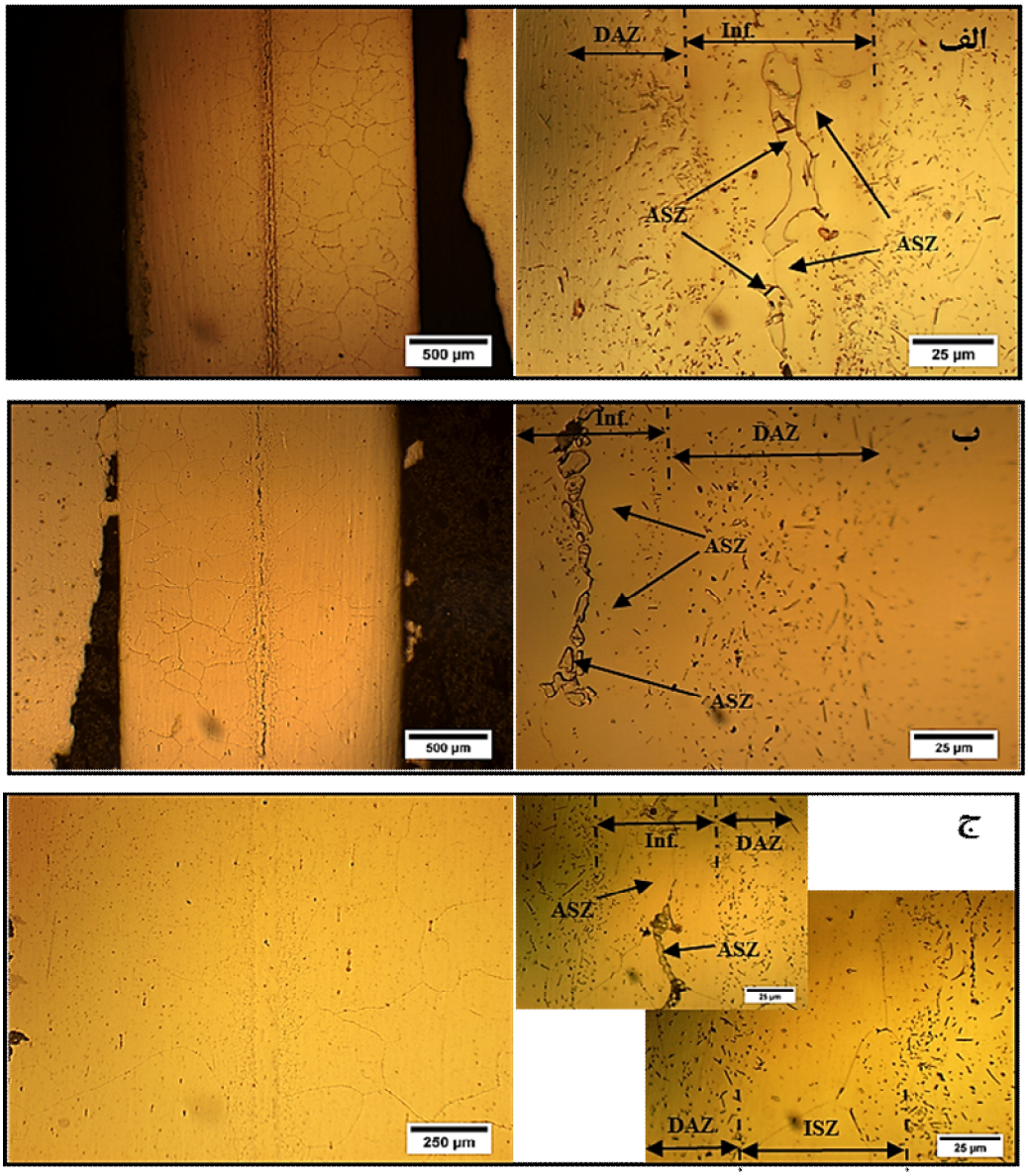
در آلیاژ اینکونل 600، عناصر حل شونده غالب کروم و آهن هستند که استحکام دهی را بصورت محلول جامد ایجاد می کنند[3]. متوسط اندازه دانه اینکونل 600 برابر با 10 میکرون تخمین زده شد.

شکل 3 اتصالات سوپرآلیاژ انیکونل 600 در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان های 5، 25 و 45 دقیقه را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود در اتصالات 5 و 25 دقیقه، هر سه منطقه انجماد همدما(ISZ) ، انجماد غیر همدما (ASZ) و منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) وجود داشت که قابل مشاهده می باشد. در اتصال 45 دقیقه انجماد همدما کامل شد اما در بعضی از مناطق مقدار کمی از ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه مرکزی اتصال دیده شد. این موضوع در شکل 3-ج مشاهده می شود.

شکل 4 نیز اتصالات انجام شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد به مدت زمان های 5، 25 و 45 دقیقه را نشان می دهد. در این اتصالات هر سه منطقه انجماد غیر همدما، انجماد همدما و منطقه متاثر از نفوذ دیده شد و هیچ یک از این نواحی از بین نرفت. همچنین مشاهده شد که با افزایش دما، ناحیه اتصال دارای پهنای بیشتری نسبت به اتصالات انجام شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد بود. انتظار می رفت با افزایش دما، ناحیه انجماد همدما افزایش پیدا کند و در اثر افزایش پتانسیل نفوذی، نواحی انجماد غیرهمدما سریع تر از بین برود. اما این اتفاق رخ نداد و ناحیه باریک پیوسته ایی از ترکیبات یوتکتیکی در مرکز اتصال دیده شد. این مشاهدات در تطابق با مشاهدات اگبواناو همکاران در اتصال دهی اینکونل 600 با لایه میانیNicobraze 150 است[15].

افزایش دما از 1050 به 1100 دقیقه در زمان 45 دقیقه سبب انحلال بیشتر فلز پایه در ناحیه اتصال شده است. این موضوع با بررسی دیاگرام فازی نیکل- بور قابل توجیه است[18]. همانطور که در دیاگرام فازی نیکل- بور مشاهده می شود (شکل 5)افزایش دما از 1050 به 1100 درجه سانتیگراد(بالاتر از دمای یوتکتیک) باعث افزایش فاز مذاب و کاهش انحلال بور در نیکل می گردد. البته باید توجه داشت که افزایش دما باعث افزایش نفوذ عنصر بور و در نتیجه انجماد همدمای سریع‌تر می شود. بنابرین با افزایش دما، پدیده های انحلال و نفوذ بیشتر عنصر کاهنده نقطه ذوب در مقابل یکدیگر قرار می‌گیرند. در این پژوهش دیده شد که با افزایش دما از 1050 به 1100 درجه سانتی گراد، پدیده انحلال فلز پایه، پدیده غالب در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

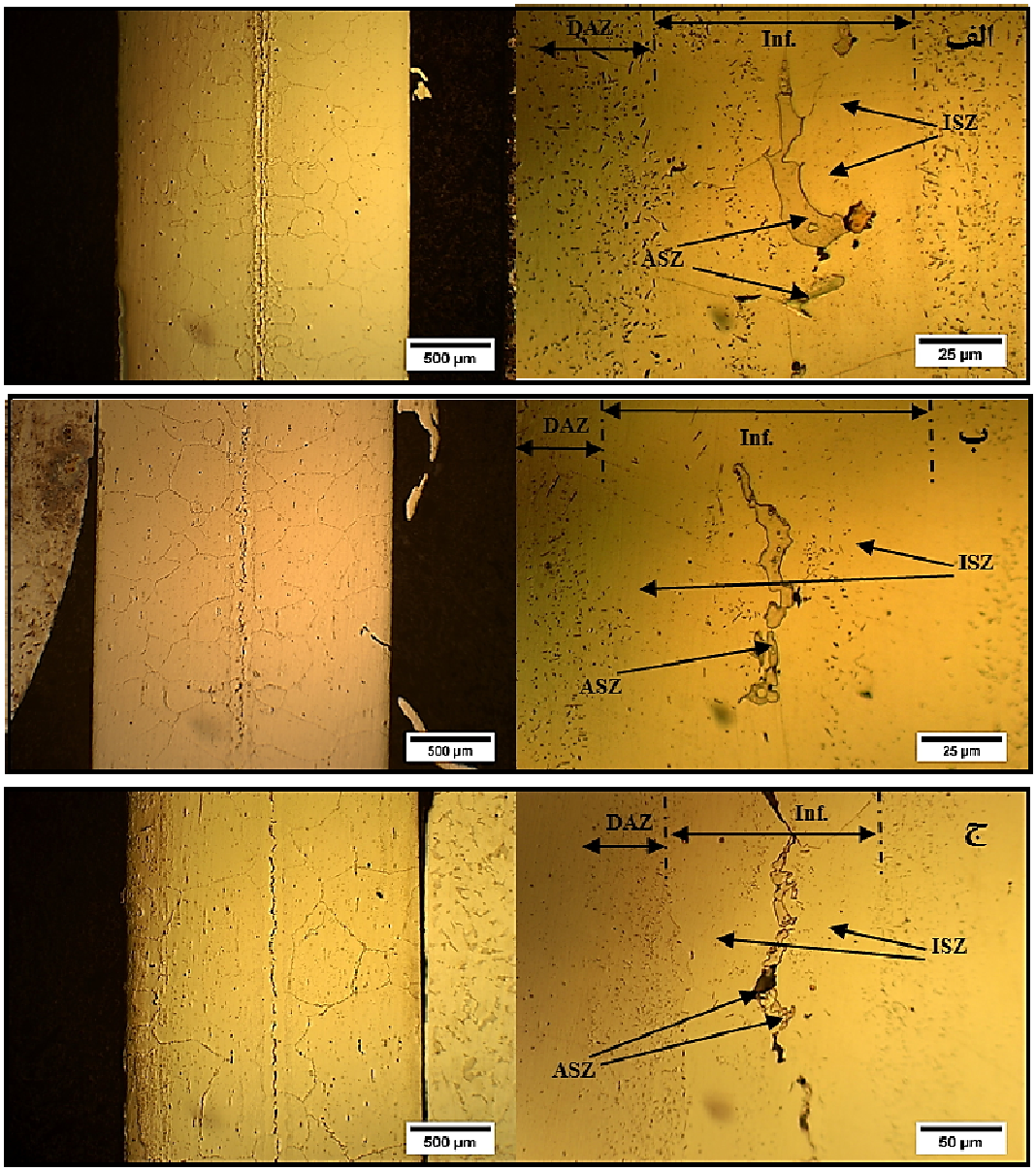


شکل3- اتصالات مشابه اینکونل 600 در دمای 1050 درجه سانتی گراد به مدات الف) 5 دقیقه ب) 25 دقیقه ج) 45 دقیقه در بزرگنمایی های مختلف.

مقابل افزایش نفوذ این عنصر در جهت حصول انجماد همدما می باشد.

تصویر میکروسکوپ الکترونی از اتصالات انجام شده در دماهای 1050 و 1100 درجه سانتی گراد و زمان 5 دقیقه در شکل 6 آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود در مرکز اتصال ناحیه انجماد غیر همدما به همراه مناطق انجماد همدما ایجاد شده است. علاوه بر آن ناحیه متاثر از نفوذ نیز در هر دو اتصـــال مشخص است. نتـایج EDS از نواحی مختلف اتصال به منظور فازیابی ترکیبات موجود در جدول 2 آورده شده است. نقطه A در شکل 6 نشان دهنده ناحیه انجماد همدما است. همانطور که از نتایج EDS مشخص است، در این ناحیه مقدار کروم و آهن به ترتیب برابر با 7/54 و 4/47 اندازه گیری شده است. مقدار کروم و آهن در لایه میانی برابر با 7 و 3 درصد وزنی بود و افزایش این دو عنصر بعد از فرآیند اتصال دهی نشان دهنده انحلال فلز پایه در ناحیه اتصال در ابتدای فرآیند اتصال دهی است [14و 19]. همچنین دیده می شود که

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

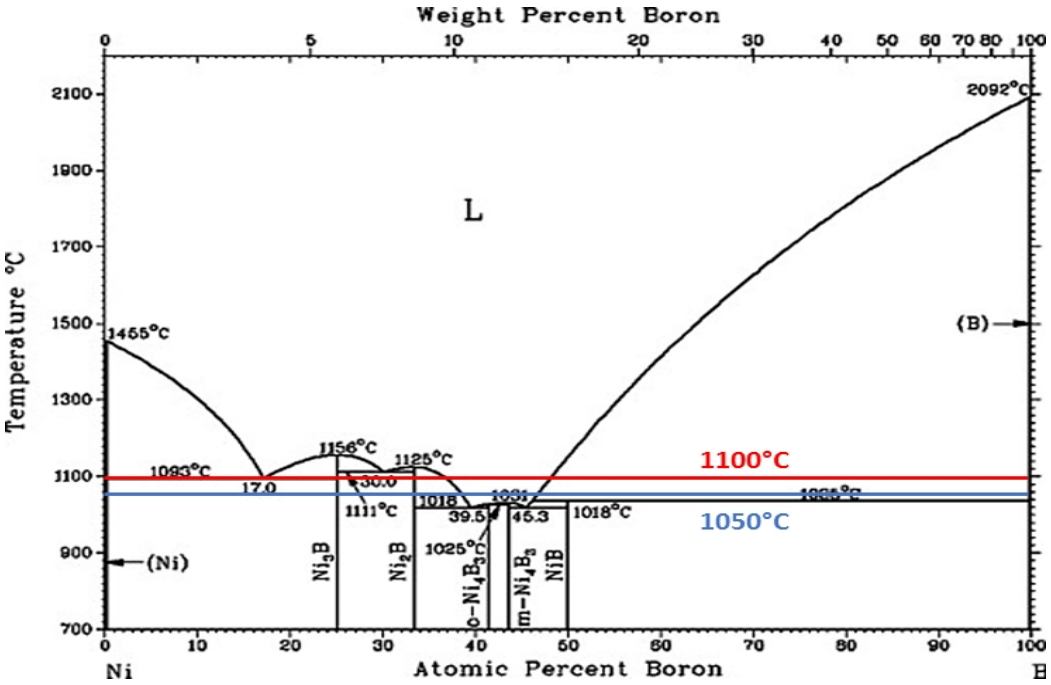


شکل4- اتصالات مشابه اینکونل 600 در دمای 1100 درجه سانتی گراد به مدات
الف) 5 دقیقه ب) 25 دقیقه ج) 45 دقیقه در بزرگنمایی های مختلف.

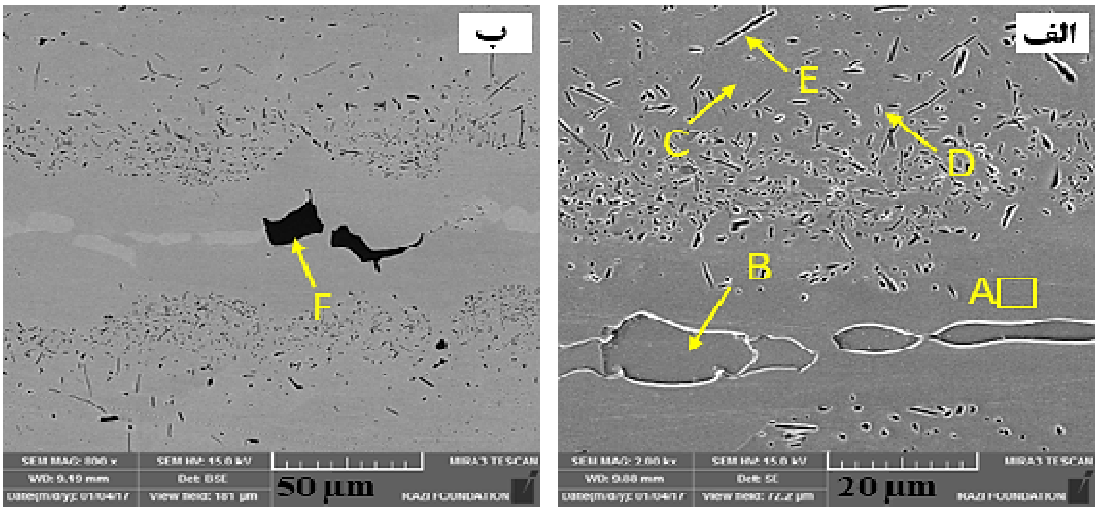
عنصر سیلیسیم به میزان بالایی در این ناحیه حضور دارد.
حضور این مقدار سیلیسیم نشان دهنده عدم نفوذ این عنصر در زمان پایین اتصال دهی است. بنابراین سیلیسیم به عنوان یکی از عناصر کاهنده نقطه ذوب در لایه میانی نفوذ چندانی در فلز پایه نداشته است (نقطه C). این موضوع به جانشین بودن این عنصر در محلول جامد نیکل نسبت داده شده است که در نتیجه آن، نرخ نفوذی بسیار پایین تری نسبت به بور که عنصری بین نشینی است دارد[14].

ترکیبات بورایدی غنی از نیکل در نواحی مرکزی اتصال در دمای 1050 درجه سانتی گراد مشاهده شد. این موضوع در آنالیز نقطه B در شکل 6 نشان داده شده است. حضور مقدار بالایی از نیکل و همچنین پس زده شدن عنصر بور در اثر انجماد غیرهمدما، باعث ایجاد مناطق غنی از نیکل و بور در ناحیه مرکزی اتصال شد و در نهایت ترکیبات بین فلزی بورایدی غنی از نیکل تشکیل شد. در اتصال انجام شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد هیچ گونه ترکیب بورایدی غنی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]



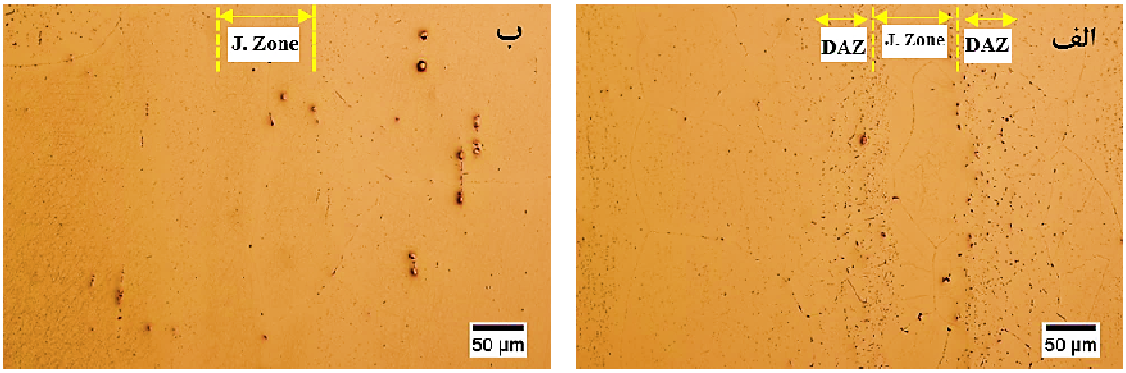
شکل 5- دیاگرام فازی نیکل- بور[18].



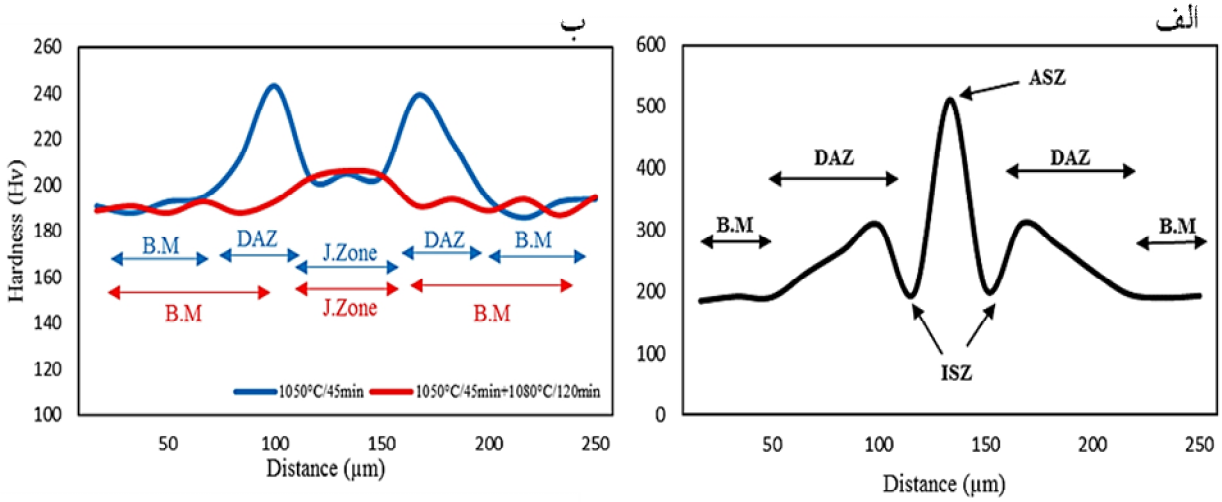
شکل6- تصویر میکروسکوپ الکترونی از اتصال اینکونل 600 در زمان 45 دقیقه و در دماهای الف) 1050 درجه سانتی گراد، تصویر SE و ب) 1100 درجه سانتی گراد، تصویر BS.

از کروم مشاهده نشد. در واقع تجمع عناصر کروم در ناحیه انجماد غیر همدما به قدری بالا نرفت تا پتانسیل تشکیل ترکیبات بورایدی غنی از کروم را داشته باشد. احتمالاً این موضوع به حجم کم مذاب تشکیل شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد مربوط است[15]. چرا که طبق نمودار فازی نیکل- بور، حجم کمتر مذاب سبب انجماد همدمای سریع تر می گردد و فرصتی به تجمع غلظتی عنصر کروم نمی دهد. علاوه بر این کروم تا حدی در ناحیه انجماد همدما (محلول جامد نیکلی) حل می-شود و نهایتاً مقدار مورد نیاز جهت پس زده شدن و تشکیل بوراید کروم ایجاد نمی گردد. نقطه F در شکل 6-ب با آنالیز عنصری آورده شده در جدول 2، تشکیل ترکیب بورایدی غنی از کروم را در دمای 1100 درجه

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]



شکل 7. اتصالات همگن سازی شده نمونه اتصال یافته در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 45 دقیقه الف) 60 و ب) 120 دقیقه.



شکل 8. پروفیل سختی اتصال مشابه اینکونل 600 الف) دمای 1050 و زمان 5 دقیقه و ب) اتصالات همگن سازی شده.

سانتی گراد نشان می دهد. در این شرایط حجم بالای مذاب به دلیل دمای بالاتر اتصال دهی شرایط تجمع غلظتی کروم را فراهم نموده است و در نتیجه ترکیبات بورایدی غنی از نیکل در دمای 1100 درجه سانتی گراد (البته به میزان کم) تشکیل شد.منطقهCدر شکل 6 و آنالیز آن در جدول 2، ترکیب محلول جامد نیکلی در ناحیه متاثر از نفوذ را نشان می دهد. حضور بسیار کم عنصر سیلیسم در این ناحیه قابل توجه است. در واقع حضور بسیار کم سیلیسیم در این ناحیه نشان می دهد که سیلیسیم از لایه میانی به فلز پایه نفوذ نکرده است و عنصر اصلی برای رخداد انجام همدما نیست. از طرفی تشکیل ترکیبات بین فلزی بورایدی در ناحیه متاثر از نفوذ نشان می دهد که بور تا حد زیادی به این نواحی نفوذ کرده است و عنصر اصلی برای رخداد انجماد همدماست [14، 19].

ترکیبات بین فلزی تشکیل شده در ناحیه متاثر از نفوذ به صورت شاخه ایی و هم محور دیده شد. این ترکیبات و آنالیز آن ها در شکل 6 و جدول 2 با نقاط D و E مشخص شده است. این نقاط ترکیبات بورایدی غنی از نیکل و غنی از نیکل- کروم را نشان می دهد. در واقع نفوذ بور به ناحیه غنی از این دو عنصر سبب تشکیل آنها شده است. مصرف شدن کروم در این ناحیه امری مخرب است. چرا که مقاومت به خوردگی در این ناحیه (منطقه متاثر از نفوذ) به طور موضعی کاهش می یابد. علاوه بر این، عدم حضور کروم که به عنوان استحکام دهنده محلول جامد نیکلی نیز عمل می کند سبب افت استحکام در این ناحیه می گردد [11و20]. بنابراین با حذف این ترکیبات بین فلزی و همگن ساختن ناحیه متاثر از نفوذ می توان به اتصال بهتری دست یافت.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

عدم تشکیل ترکیبات سیلیسیدی مانند Ni_3Si در تمام اتصالات قابل توجه بود. در بسیار از مطالعات مانند اتصال مشابه اینکونل 718، ترکیبات Ni_3Si در حین انجماد غیر همدما حاصل گردید[13، 14، 19]. این موضوع به تجمع غلظتی سیلیسیوم و نیکل در اثر پس زده شدن آن ها در حین انجماد همدما نسبت داده می شود. علاوه بر این، مصرف شدن بور در شکل گیری ترکیبات بورایدی و کربو-بورایدی نیز سبب تشکیل Ni_3Si بوده است. عدم حضور ترکیبات سیلیسیدی در این پژوهش را می توان به انحلال آن در محلول جامد نیکلی و همچنین حجم کم مذاب و انجماد همدمای سریع نسبت داد.

همواره همگن سازی به منظور حذف نواحی متاثر از نفوذ در جهت بهبود خواص اتصال انجام می گیرد [20]. در این تحقیق، اتصال انجام شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 45 دقیقه که حاوی نواحی انجماد همدما و نواحی ناپیوسته از انجماد غیر همدما بود، برای همگن سازی انتخاب شد. با توجه به دمای بالای کاری سوپرآلیاژ پایه اینکونل 600 (1095 درجه سانتی گراد)، دمای همگن سازی 1080 درجه سانتی گراد انتخاب شد تا فلز پایه تخریب نگردد. نمونه ها در دو زمان 60 و 120 دقیقه همگن سازی شدند که تصویر میکروسکوپی نوری آن ها در شکل 7 آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود در دمای همگن سازی و زمان 60 دقیقه، ناحیه انجماد غیرهمدما از بین رفت اما رسوبات بسیار ریز درناحیه مرکزی اتصال دهی مشاهده شد که به نظر می رسد هنوز ترکیبات جزیی از این ناحیه پا برجاست. علاوه براین، ناحیه متاثر از نفوذ از بین نرفت. گرچه از مقدار ترکیبات بین فلزی نسبت به قبل از فرآیند همگن سازی کاسته شد، اما حضور ترکیبات بین فلزی در ناحیه متاثر از نفوذنشانگر نیاز به زمان بیشتر برای حذف کامل این ترکیبات و ناحیه متاثر از نفوذاست.

شکل7-ب، ناحیه اتصال همگن شده در زمان 120 دقیقه را نشان می دهد. همانطور که دیده می شود ناحیه متاثر از نفوذ و ناحیه انجماد غیر همدما بطور کامل از بین رفته است و هیچ گونه ترکیب بین فلزی در این نواحی دیده نشد. پارامتر زمان بعد از پارامتر دما مهمترین عامل جهت افزایش پتانسیل نفوذی است. از طرفی، بور به دلیل بین نشین بودن قابلیت نفوذ بالاتری نسبت به عناصر بین نشین مانند سیلیسیم دارد. این دو عامل در کنار یکدیگر سبب نفوذ هر چه بیشتر بور به فلز پایه و حذف ترکیبات بین فلزی شدند که در نهایت ناحیه اتصال عاری از هرگونه ترکیب بین فلزی ایجاد شد. لازم به ذکر است که در هر دو نمونه همگن شده در زمان های 60 و 120 دقیقه درشکل 7 دانه بندی جدیدی در ناحیه اتصال دیده شد. به دلیل 1) ریزتر بودن دانه های ناحیه اتصال نسبت به فلز پایه و 2) همچنین حضور بیشتر عناصر استحکام دهنده محلول جامد نیکل در ناحیه اتصال، به نظر می رسد استحکام ناحیه اتصال از استحکام فلز پایه بالاتر باشد.

3-2- سختی سنجی

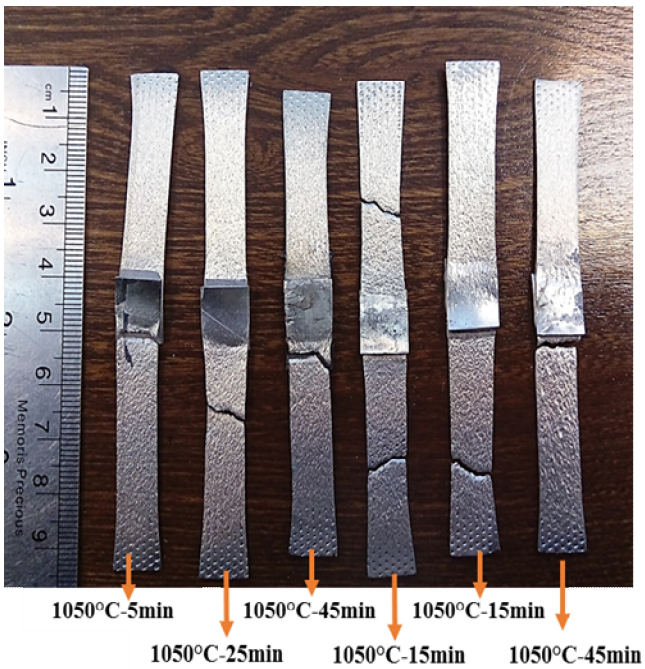
همانطور که قبلاً اشاره شد حضور ترکیبات بین فلزی در ناحیه مرکزی اتصال (ناحیه انجماد غیرهمدما) در نمونه هایی که انجماد همدما در آن ها کامل نشده است سبب افزایش سختی در ناحیه مرکزی اتصال می گردد. این موضوع به دلیل ماهیت سخت و شکننده ترکیبات بورایدی در این ناحیه است که سبب افت خواص مکانیکی و شکست از این ناحیه می گردد [21]. علاوه بر ناحیه انجماد غیرهمدما، نواحی متاثر از نفوذ که حاوی ترکیبات بین فلزی بورایدی می باشد نیز مناطقی با میزان سختی بالا می باشند که در صورت عدم حضور ناحیه انجماد غیرهمدما، انتظار می رود شکست از این نواحی رخ دهد.

در زمان های کمتر اتصال دهی، حداکثرسختی برای نواحی مرکزی اتصال به میزان حدودی 511 ویکرز اندازه گیری شد. میزان سختی برای نواحی متاثر از نفوذ نیز حدوداً برابر با 310 ویکرز اندازه گیری شد که با همگن تر شدن این ناحیه در اثر افزایش دما و زمان، میزان سختی کاهش یافت و نهایتاً میزان سختی ناحیه متاثر از نفوذ در نمونه همگن شده با میزان سختی فلز پایه برابر شد. پروفیل میکروسختی برای اتصال انجام شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 5 دقیقه و همچنین برای نمونه کاملاً همگن شده در شکل 8ارائه شده است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

3-3- استحکام برشی

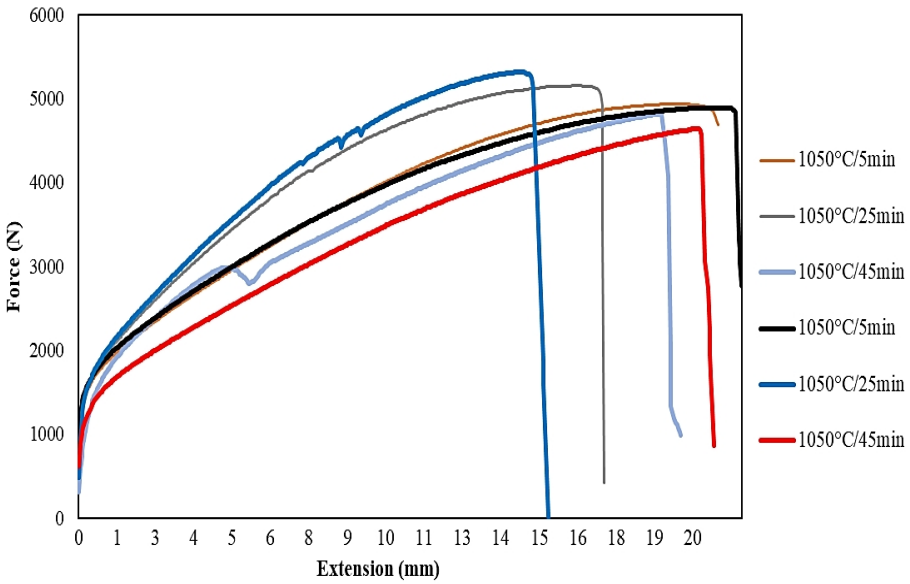
بررسی خواص مکانیکی این اتصالات از طریق آزمون استحکام برشی، طبق استاندارد AWS C3.2 [17] انجام شد. تصاویر نمونه ها بعد از انجام آزمون استحکام برشی در شکل 9 آورده شده است. با توجه به این شکل، دیده شد که تمام نمونه ها از ناحیه فلز پایه شکسته شد. این موضوع نشان دهنده این مطلب است که استحکام نواحی اتصال داده شده بالاتر از استحکام فلز پایه است و در واقع اتصالات قابل قبولی انجام گرفته است.



شکل 9. نمونه های اتصال داده شده اینکونل 600 بعد از آزمون استحکام برشی.

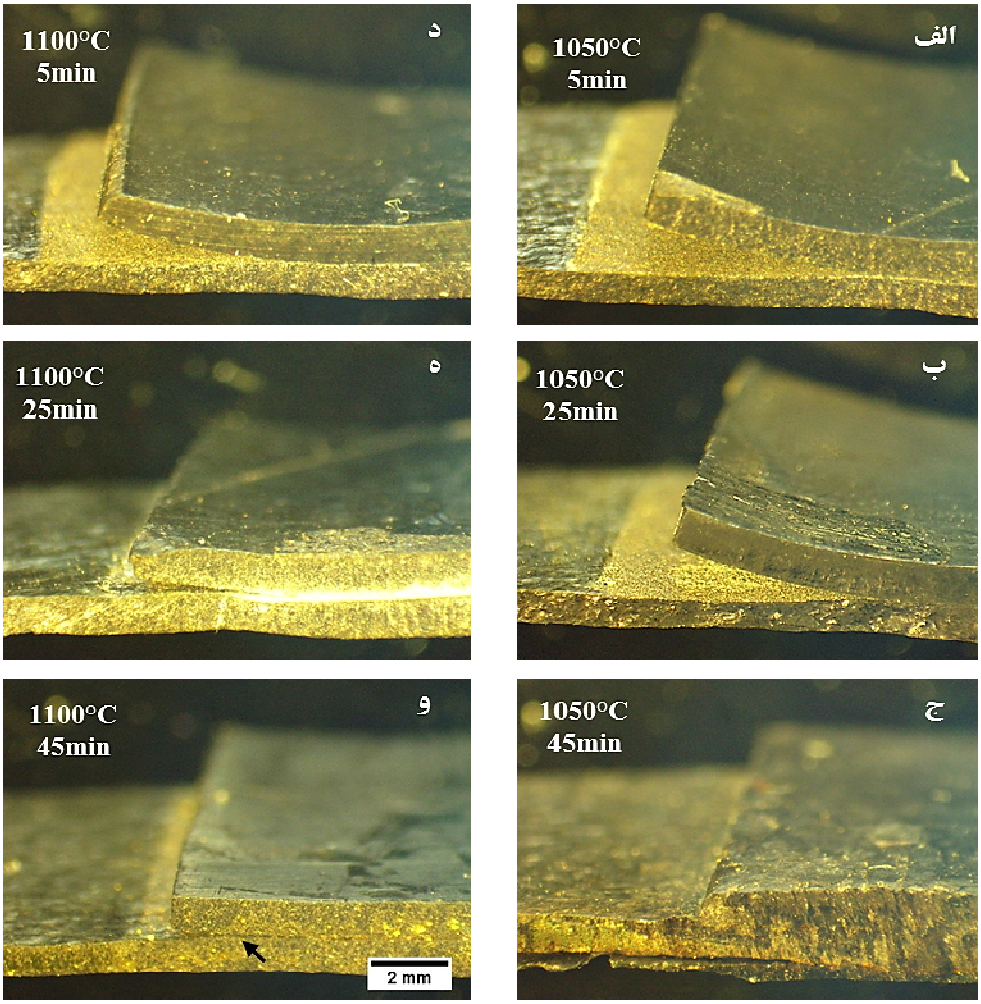
نمودار نیرو بر حسب جابجایی اتصالات در شکل 10 آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود در تمامی نمونه ها، نیروی شکست در محدوده 4500 نیوتن تا نزدیک 6000 نیوتن است. در واقع نمودارهای حاصل شده، استحکام کششی فلز پایه یعنی اینکونل 600 را نشان می دهند و استحکام فلز پایه در مقایسه با اتصال انجام شده دارای مقدار کمتری است. میانگین استحکام حاصل شده برای اینکونل 600 حدود 550 مگاپاسکال حاصل شد که با گزارشات قبلی در مورد استحکام این آلیاژ در شرایط آنیل شده در تطابق است[2و 3].

همانطور که بیان شد استحکام برای اتصالات انجام شده بطور دقیق اندازه گیری نشد و در واقع استحکام فلز پایه که کمتر از استحکام ناحیه اتصال بود اندازه گیری شد. بنابراین برای بررسی دقیق تر، جدایش لبه های نمونه ها در آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفت. همانطور که در شکل 11 مشاهده می شود در دما و زمان های کمتر، جدایش لبه های اتصال در اثر آزمون کشش بسیار بیشتر از نمونه های دیگر در شرایط دمایی و زمانی بالاتر است. بطوری که در نمونه اتصال یافته در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 5 دقیقه، جدایش شدید در لبه اتصال ایجاد شده است. این اتفاق به دلیل تجمع حضور ترکیبات ترد بین فلزی در مرکز ناحیه اتصال یا ناحیه انجماد غیرهمدما می باشد که در اثر انجماد غیرهمدما حاصل شده اند. دیده شد که در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050 درجه



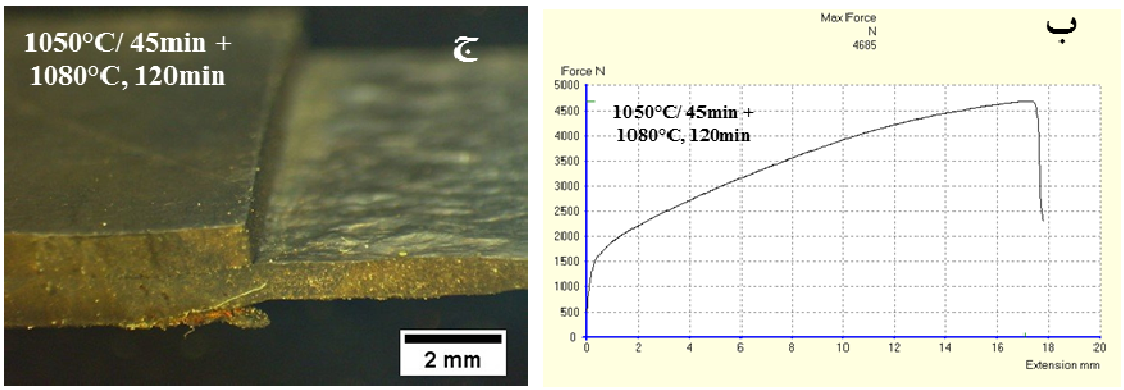
شکل 10- نمودارهای نیرو بر حسب جابجایی برای اتصالات مشابه اینکونل 600 انجام شده در شرایط مختلف دما و زمان.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]



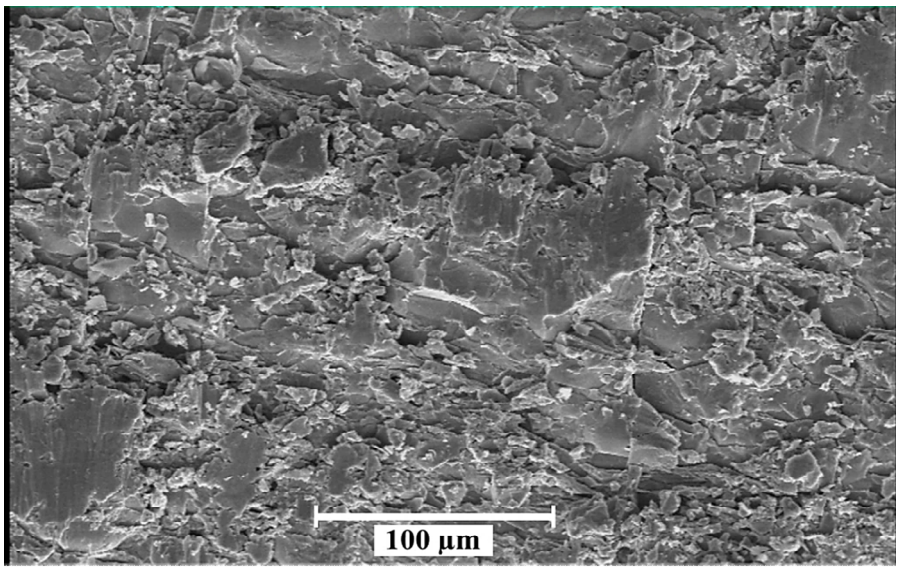
شکل 11. لبه های اتصالا انجام شده اینکونل 600 به اینکونل 600 در شرایط مختلف، که در اثر آزمون کشش دچار جدایش شده اند





شکل 12. الف) نمونه کشیده شده در آزمون استحکام برشی ب) نمودار نیرو بر حسب جابجایی ج) لبه اتصال پس از آزمون استحکام برشی برای اتصال همگن شده در دمای 1080 درجه سانتی گراد و زمان 120 دقیقه.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]



شکل13- سطح شکست ناحیه اتصال فاز مایع گذرا آلیاژ اینکونل 600 در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 5 دقیقه.

سانتی گراد و زمان 45 دقیقه که دارای انجماد همدمای ناقص بود، هیچ گونه بلند شدن و جدایش بین نمونه ها در اثر آزمون کشش ایجاد نشد. نکته جالب توجه این است که در نمونه اتصال یافته در دمای 1100 درجه و زمان 45 دقیقه که هنوز دارای ناحیه باریکی از ترکیبات بین فلزی در مرکز اتصال بود، جدایش کوچکی بین نمونه ها مشاهده شد. در واقع این تصویرها نشان می دهد که با افزایش ترکیبات بین فلزی ناحیه مرکزی اتصال (یا افزایش ناحیه انجماد همدما) بلند شدگی و جدایش خط اتصال از این ناحیه بیشتر خواهد بود.

نمونه کشیده شده، نمودار تغییرات نیرو بر حسب جابجایی و همچنین لبه اتصال برای اتصال همگن شده به مدت 120 دقیقه در دمای 1080 درجه سانتی گراد را در شکل 12 مشاهده می شود. همانطور که مشخص است در این نمونه نیز شکست از ناحیه فلز پایه انجام گفته است که نشان دهنده اتصالی مناسب است. افت استحکام در این نمونه نسبت به دیگر نمونه ها را می توان به همگن شدن کامل فلز پایه نسبت داد چرا که هم زمان و هم دمای آنیل شدن این نمونه نسبت به دیگر نمونه ها بالاتر بود. همچنین مشاهده شد که لبه اتصال هیچ گونه جدایش و برآمدگی نداشت. زیرا در این نمونه علاوه بر حذف کامل مناطق انجماد غیر همدما، حذف کامل مناطق متاثر از نفوذ نیز حاصل شد که قبلاً در مورد آن بحث شد.

سطح شکست نمونه اتصال داده شده در دمای 1050 و زمان 5 دقیقه در شکل 13 ارائه شده است. در این نمونه به دلیل تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی در مرکز اتصال، شکست به صورت ترد رخ داد.

در تصویر سطح شکست این نمونه نشانه های شکست ترد شامل علائم رخ برگی به وضوح دیده می شود. واضح است که حذف ترکیبات بین فلزی منجر به حذف این مناطق و بهبود خواص مکانیکی می گردد. به دلیل عدم جدایش کافی در درز نمونه های اتصال داده شده در دما و زمان های بالا، امکان آنالیز سطوح شکست این نمونه ها نبود. اما گزارش شده است که برای آلیاژ پایه نیکل با حذف ناحیه انجماد غیر همدما از مرکز اتصال، مکانیزم شکست نرم همراه با دیمپل هایی در سطح شکست خواهد بود [22].

4- نتیجه گیری

در این پژوهش اتصال مشابه TLPاینکونل 600 با استفاده از لایه میانی BNi-2 به طور موفقیت آمیز انجام شد و نتایج حاصل مورد بحث و بررسی قرار گرفت. مهمترین نتایج حاصل از این پژوهش به طور خلاصه در زیر آورده شده است:

1- در دما و زمان های پایین، هر سه ناحیه انجماد غیر همدما، انجماد همدما و ناحیه متاثر از نفوذ مشاهده شد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

2- بهترین شرایط اتصال دهی از لحاظ دمایی و زمانی برای اتصال انجام شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 45 دقیقه شامل نواحی ناپیوسته از انجماد غیرهمدما شامل ترکیبات بورایدی نیکل غنی از بوراید بود.

3- در ناحیه انجماد غیر همدمای اتصال انجام شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد و زمان 45 دقیقه علاوه بر ترکیبات بورایدی غنی از نیکل، ترکیبات بورایدی غنی از کروم نیز مشاهده شد.

4- در اثر نفوذ بوربه ناحیه متاثر از نفوذ، ترکیبات بین فلزی ریز نیکل و نیکل-کروم غنی از بوراید در این نواحی تشکیل شد.

5- فرآیند همگن سازی در دمای 1080 درجه سانتی گراد و زمان 120 دقیقه بطور کامل انجام شد و هیچ گونه ترکیب بین فلزی در ناحیه اتصال مشاهده نشد.

6- بیشترین میزان سختی در اثر حضور ترکیبات بورایدی در ناحیه انجماد غیر همدما برابر با 511 ویکرز اندازه گیری شد.

واژه‌نامــه

1- Laser welding
2- Electron Beam welding
3- Duvall and Paulonis
4- Melting Point Depressant
5- Egbewande
6-Field Emission Scanning Electron Microscopy
7-Ene.rgy dispersive X-ray spectroscopy
8-Isothermally Solidified Zone
9-A-thermally Solidified Zone
10-Diffusion Affected Zone

منابع

1- Reed, R.C., The Superalloys Fundamental and Applications, Cambridge University Press, New York, 2006.

2-Donachie, M.J., andDonachie, S.J., Superalloys: A Technical Guide, ASM International, Ohio, 2002.

3- Davis, J. R., ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys, ASM International, Ohio, 2000.

4-Dupont, J.N., Lippold, J.C., Kiser, S.D., Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys, John Wiley and Sons, New Jersey, 2009.

5-Lingenfelter, A.,"Welding of Inconel alloy 718: A historical overview", The Minerals, Metals & Materials Society 718, pp.673-683, 1898.

6- صالحی، س. کریم زاده، ف. تحویلیان، ا، " بررسی تأثیر عملیات حرارتی برخواص منطقه جوش آلیاژ 718 جوشکاری شده به روش"GTAW ، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسین متالورژی ایران،سال 1386، دانشگاه صنعتی اصفهان.

7-Wiednig, C., Lochbichler, C., Enzinger, N., Beal, C., Sommitsch, C., "Dissimilar Electron Beam Welding of Nickel Base Alloy 625 and 9% Cr Steel", Procedia Engineering, Vol. 86, pp. 184-194., 2014.

8-Ramkumar, K. D., Sridhar, R., Periwal, S., Oza, S., Saxena, V., Hidad, P., Arivazhagan, N., "Investigations on the structure–Property relationships of electron beam welded Inconel 625 and UNS 32205", Materials & Design, Vol. 68, pp. 158-166, 2015.

9-Khorram, A., O. Fakhraei., and M. J. Torkamany., "Laser brazing of Inconel 718 and Inconel 600 with BNi-2 nickel-based filler metal",The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, pp. 1-10, 2016.

10- Duvall D.S., Owczarski W.A., Paulonis F.D., "TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloy", Welding Journal, Vol. 53, No. 4, pp. 203-214, 1974.

11-Cook III G.O., Sorensen C.D., "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding", Journal of Materials Science, Vol. 46, No. 16, pp. 5305–5323, 2011.

12- Gale, W. F., D. A. Butts., "Transient liquid phase bonding", Science and Technology of Welding & Joining, Vol. 9, No. 4, pp. 283-300, 2004.

13-Pouranvari, M., Ekrami, A., and Kokabi, A.H., "TLP bonding of cast IN817 nickel based superalloy: Process–microstructure–strength characteristics", Materials Science & Engineering: A, Vol. 568, pp. 76–82, 2013.

14-Pouranvari, M., Ekrami, A., Kokabi, A.H., "Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 461, No. 1, pp. 641–647, 2008.

15-Egbewande, A. T., Chukwukaeme, C., and Ojo, O.A., "Joining of superalloy Inconel 600 by diffusion induced isothermal solidification of a liquated insert metal",Materials Characterization, Vol.59, No.8, pp. 1051-1058, 2008.

16- American Welding Society (AWS) A5. 8/A5 8M "Specification for Filler Metals for Brazing and Braze Welding", American National Standards Institute, 2004.

17-American Welding Society (AWS) C3 Committee on Brazing and Soldering, "ANSI/AWS C3.2M/C3.2, Standard Method for Evaluating the Strength of Brazed Joints," American National Standards Institute, 2008.

18-Handbook A,Volume 3: Alloy phase diagrams, ASM international. 1992.

19-Jalilian, F., Jahazi, M., Drew, R.A.L., "Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 617 using Ni–Si–B filler metal", Materials Science and Engineering A, Vol. 423, No. 1, pp. 269–281, 2006.

20-Pouranvari, M., A. Ekrami, and A. H. Kokabi. "Aging response of transient liquid phase bonded wrought IN718 superalloy: influence of post-bond heat treatment",Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 19, No. 2, pp. 105-110, 2014.

21-Abdolvand, R.,Atapour, A., Shamanian. M., "The effect of bonding time on the microstructure and

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]

F., Guan, H. R., & Hu, Z. Q., "Effect of transient liquid phase (TLP) bonding on the ductility of a Ni-base single crystal superalloy in a stress rupture test", materials characterization, Vol. 59(1), pp. 68-73,2008.

22- Liu, J. D., Jin, T., Zhao, N. R., Wang, Z. H., Sun, X. mechanical properties of transient liquid phase bonding between SAF 2507 and AISI 304",Journal of Manufacturing Processes, Vol. 25, pp. 172-180, 2017.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-28]