

تأثیر دما و زمان اتصال دهی بر ریزساختار سیستم GTD-111/BNi-3/GTD-111 به روش فاز مایع گذرا (TLP)

جواد اسدی^۱، سید عبدالکریم سجادی^{۲*}، حمید امیدوار^۳

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۷/۱۵، ش.ص: ۱۰۸-۹۱، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۲/۰۹)

چکیده

در این مقاله تأثیر دما و زمان اتصال دهی بر ریزساختار اتصال فاز مایع گذرای سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. فرایند اتصال دهی در دماهای ۱۰۸۰، ۱۱۲۰ و ۱۱۶۰°C در زمان‌های مختلف انجام گردید و ریزساختار نواحی مختلف اتصال توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. نتایج نشان داد که با افزایش دمای اتصال دهی از ۱۰۸۰ تا ۱۱۶۰°C، زمان انجماد کامل همدمما از ۱۹۵ تا ۹۰ دقیقه کاهش و مقدار انحلال فلز پایه و پهنای درز اتصال افزایش یافته است. همچنین در همه زمان‌های نگهداری، ناحیه‌ی اتصال حاوی فازهای ثانویه شامل بوریدهای غنی از نیکل و کروم و سیلیسید نیکل در یک زمینه‌ی γ بود. این فازها در قسمت‌های مرکزی و مجاور فصل-مشترک فلز پایه - اتصال مشاهده شد. مشخص شد که با افزایش زمان اتصال دهی تا انجماد کامل همدمما، کسر حجمی ذرات رسوبی ناحیه‌ی اتصال کاهش یافته و اجزای بوریدی ترد به‌طور کامل حذف شده‌اند. لازم به ذکر است، این فرایند ناشی از وابستگی شدید رفتار سینتیک نفوذی این نوع اتصالات به دما و زمان می‌باشد. علاوه بر این، مشاهده شد، با افزایش دمای اتصال دهی وسعت ناحیه‌ی اتصال و میزان انحلال فلز پایه افزایش می‌یابد. همچنین نتایج نشان داد که با افزایش زمان نگه‌داری در هر سه دمای اتصال دهی تا زمان تکمیل انجماد همدممای کامل، ضخامت منطقه‌ی ASZ و کسر حجمی رسوبات در ناحیه‌ی اتصال کاهش و طول ناحیه‌ی DAZ افزایش می‌یابد. با توجه به اینکه دمای بحرانی در آلیاژ مورد مطالعه ۱۱۸۰°C می‌باشد، جهت یکنواختی و همگن‌سازی ریزساختار اتصالات در شرایط مختلف، عملیات حرارتی بعد از اتصال دهی در دمای ۱۲۰۰°C و زمان ۳۰۰ دقیقه انجام گردید که در نتیجه‌ی آن، منطقه متاثر از نفوذ حذف و ریزساختار کاملاً همگن و عاری از رسوبات بوریدی سوزنی و بلوکی تشکیل شد.

واژه‌های کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، انجماد همدمما، سوپرآلیاژ پایه نیکل، ASZ، DAZ، TLP، GTD-111.

۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد، گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۲- استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۳- دانشیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: sajjadi@um.ac.ir

پیشگفتار

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل خواص دمای بالا و مقاومت عالی به خوردگی داغ و اکسیداسیون و خزش در توربین‌های زمینی و هوایی به طور گسترده‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرند. ساخت و بازسازی موتورهای توربینی گازی زمینی و هوایی نیازمند اتصال‌دهی قطعات سوپرآلیاژی با استفاده از روش‌های جوشکاری و لحیم‌کاری می‌باشد. البته جوشکاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده با فاز رسوبی گامپرایم نظیر GTD-111، به دلیل حضور عناصر آلومینیم و تیتانیوم و حساسیت بالا نسبت به ایجاد ترک گرم در ناحیه متأثر از حرارت^۱ در حین جوشکاری یا در زمان عملیات حرارتی بعد از جوشکاری با مشکل مواجه می‌شوند [۱،۲]. همچنین اتصال‌دهی نفوذی نیاز به اعمال فشار بالایی به سطوح اتصال است که کاربرد این تکنیک را در اتصال‌دهی سوپرآلیاژها محدود کرده است [۳].

به همین جهت فرایند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا^۲ به عنوان یک روش جایگزین از دهه ۱۹۷۰ میلادی توسط دووال (Duvall) و همکارانش [۴] مورد توجه قرار گرفت. به کارگیری پرکننده‌های آمورف به عنوان ماده لحیم در فرآیند TLP، به دلیل مشخصاتی مانند: سیلان و ترشوندگی عالی، ضخامت کم، عدم محدودیت در پهنا، دمای ذوب پایین، عاری بودن از مواد آلی و غیره در مقایسه با مواد لحیم پودری و خمیری، برای اولین بار در سال ۱۹۹۸ توسط رابینکین (Rabinkin) و همکارانش [۵] مورد توجه قرار گرفت و پس از آن فیلرهای آمورف پایه نیکل و آهن مورد مطالعه و بررسی قرار گرفتند.

فرایند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا (TLP) یک روش جایگزین بازسازی، اتصال و تعمیر و جوان‌سازی سوپرآلیاژها می‌باشد که بطور گسترده‌ای در سال‌های اخیر مورد توجه قرار گرفته است [۴-۱۱]. یکی از مزایای مهم این فرایند این است که دمای ذوب اتصال ایجاد شده بسیار بالاتر از دمای اتصال‌دهی می‌باشد [۱۲]. در این فرایند اتصال‌دهی از یک آلیاژ اتصال‌دهنده آمورف با ترکیب شیمیایی نزدیک فلز پایه و حاوی عناصر کاهنده دمای ذوب استفاده می‌شود که با جایگذاری آن بین دو سطح اتصال و بدون نیاز به اعمال فشار زیاد در حین

اتصال‌دهی ایجاد می‌شود. عملیات اتصال‌دهی در کوره تحت خلأ حدود 10^{-5} - 10^{-4} torr و دمای اتصال‌دهی حدود ۵۰ درجه بالاتر از دمای خط مایع لایه‌ی واسط انجام می‌شود. مکانیزم این فرایند با ذوب شدن پرکننده و انحلال بخشی از فلز پایه آغاز می‌شود و نهایتاً با نگه‌داری در دمای اتصال‌دهی، انجماد صورت می‌گیرد و پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی بعد از اتصال‌دهی، خواص و ریزساختار ناحیه اتصال بسیار شبیه فلز پایه می‌گردد. با این روش می‌توان قطعات پیچیده، بزرگ، غیر هم‌جنس، آلیاژهایی که قابلیت جوش‌پذیری نداشته و یا احتمال تشکیل عیوبی نظیر ترک در حین جوشکاری ذوبی یا در حین عملیات حرارتی بعد از اتصال‌دهی آن‌ها وجود داشته باشد را به یکدیگر اتصال داد [۱۳، ۱۴].

در اثر نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه جامد به ناحیه اتصال مایع و بالعکس، ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال به ترکیب فلز پایه نزدیک خواهد شد. همچنین در اثر نفوذ عناصر کاهنده‌ی دمای ذوب آلیاژ اتصال‌دهنده به داخل فلز پایه، دمای خط جامد ناحیه اتصال بالا رفته و لذا از اتصال ایجاد شده می‌توان در دمایی بالاتر از دمای اتصال‌دهی استفاده کرد. این روش از نظر ماهیتی بین دو روش لحیم‌کاری و جوشکاری نفوذی قرار دارد که به لحیم‌کاری نفوذی نیز معروف می‌باشد [۱۵، ۱۶].

کاربرد گسترده این روش اتصال‌دهی، اتصال آلیاژهای غیر هم‌جنس و مواد جوش‌ناپذیر می‌باشد که با روش‌های دیگر به دلایل تشکیل عیوب متالورژی و تکنولوژی امکان‌پذیر نمی‌باشند. مراحل ایجاد اتصال TLP شامل موارد ذیل می‌باشد:

- ۱- نفوذ حالت جامد عنصر سریع‌النفوذ B از لایه‌ی واسط به منطقه‌ی فلز پایه،
- ۲- ذوب لایه‌ی واسط که حاوی عناصر کاهنده‌ی دمای ذوب نظیر Si، B و ... می‌باشد،
- ۳- انحلال جزئی فلز پایه که در تماس با مذاب لایه‌ی واسط می‌باشد،
- ۴- انجماد حوضچه مذاب در اثر پدیده‌های نفوذی حالت جامد و حالت مایع بین فلز پایه و منطقه‌ی مذاب که در دمای اتصال‌دهی ایجاد می‌شود،
- ۵- عملیات همگن‌سازی ناحیه اتصال جهت دستیابی به خواص بهینه و مشابه فلز پایه.

¹ -Heat-affected Zone (HAZ)

² -Transient Liquid Phase Bonding (TLP)

GTD-111 نسبت به IN-738، این آلیاژ جایگزین IN-738 شده است. به همین دلیل در این تحقیق، اتصال TLP آلیاژ GTD-111 با پرکننده‌ی فویل آمورف MBF30 (BNi-3) با ضخامت ۳۸ میکرون مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. در این مقاله تاثیر زمان اتصال دهی بر مکانیزم فرایند TLP به همراه بررسی‌های ریزساختاری نواحی مختلف اتصال مورد تحلیل واقع شده است.

مواد و روش‌ها

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به عنوان فلز پایه و از فویل آمورف MBF30 (BNi-3) با ضخامت ۳۸ میکرون به عنوان لایه واسط استفاده گردید. دمای لیکوئیدوس و سالییدوس لایه‌ی واسط به ترتیب ۱۰۵۴ و ۹۸۴°C می‌باشد. ترکیب شیمیایی فلز پایه و لایه‌ی واسط آمورف در جدول ۱ نمایش داده شده است. تاکنون لایه‌های آمورف مختلفی برای اتصال TLP سوپرآلیاژهای پایه نیکل استفاده شده است. انتخاب این ماده با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ، نتایج گزارش‌های قبلی [۲۲] و خواصی نظیر پایین بودن دمای ذوب به همراه سیالیت عالی انجام شد و هدف، بررسی تاثیر این ماده با دقت بیشتر و در شرایط اتصال دهی متفاوتی بود. از طرفی ترکیب شیمیایی لایه واسط BNi-3 نسبت به سایر پرکننده‌های آمورف از تعداد عنصر بیشتری تشکیل شده است و به فلز پایه GTD-111 نیز نزدیک‌تر می‌باشد. نمونه‌های آزمایش با ابعاد 8mm×8mm×4mm توسط دستگاه وایرکات از شمش ریختگی تهیه گردید. برای حذف لایه‌های اکسیدی ناشی از برش سطح نمونه‌ها، سطوح لحیم‌کاری با سمباده ۸۰۰ پرداخت گردید و سپس نمونه‌ها جهت حذف چربی و سایر آلودگی‌های سطحی در حمام آلتراسونیک حاوی محلول استون به مدت ۱۵ دقیقه شستشو داده شدند. جهت اتصال دهی نمونه‌ها قبل از جایگذاری در کوره، در یک فیکسچر مطابق شکل ۱ از جنس فولاد نسوز AISI 4841 برای نگهداری مجموعه‌ی اجزای اتصال در کنار یکدیگر استفاده شد. در روش اتصال دهی فاز مایع گذرا به دلیل حضور فاز مایع حین انجام فرایند نیاز به فشار اعمالی زیادی به سطوح اتصال نمی‌باشد.

در صورتی که انجماد به صورت همدمان انجام شود، منطقه‌ی اتصال شامل دو ناحیه‌ی انجماد همدمان^۱ و متأثر از نفوذ^۲ می‌باشد. در غیر این صورت ناحیه‌ی انجماد غیرهمدمان، علاوه بر دو ناحیه‌ی مذکور در اتصال مشاهده خواهد شد که به دلیل تشکیل ترکیبات ترد یوتکتیکی، خواص مکانیکی اتصال را بسیار کاهش می‌دهد [۱۷، ۱۸].

از جمله مهم‌ترین پارامترهای موثر در فرایند TLP می‌توان به زمان و دمای اتصال دهی اشاره نمود. زمان اتصال دهی به میزان زیادی به سیستم فلز پایه (شامل نمودار فازی، ضرایب نفوذ، اندازه دانه و پارامترهای تجربی) همانند ضخامت لایه واسط، فشار اتصال، دمای اتصال) وابسته می‌باشد [۲۱-۱۹]. به طور کلی زمان اتصال دهی بایستی به گونه‌ای باشد که از تشکیل فازهای بین فلزی ترد در ناحیه اتصال جلوگیری کرده و نهایتاً منجر به کامل شدن انجماد همدمان و ایجاد یک ساختار تک‌فاز در ناحیه اتصال گردد [۲۲]. به طور کلی افزایش دمای اتصال دهی منجر به افزایش سرعت انجماد همدمان و در نتیجه کاهش زمان کامل شدن انجماد همدمان می‌شود. حداکثر دمای اتصال دهی به منظور رسیدن به کم‌ترین زمان نگهداری، عمدتاً به پایداری ریزساختاری فلز پایه وابسته می‌باشد [۲۳]. با این وجود یک دمای اتصال دهی بحرانی برای سیستم‌های مختلف گزارش شده است. در صورتی که دمای اتصال دهی بیش‌تر از دمای بحرانی باشد، زمان کامل شدن انجماد همدمان افزایش می‌یابد [۲۴]. به دلیل ضریب نفوذ کم Si در Ni نسبت به B در Ni، فازهای سیلیسیدی در DAZ مشاهده نمی‌شود. به طور کلی تشکیل رسوبات بوریدی غنی از کروم و مولیبدن در DAZ منجر به کاهش قابل توجه این عناصر آلیاژی در زمینه شده و به میزان قابل توجهی روی کارایی دما بالای اتصال تاثیر خواهد گذاشت [۲۵]. ریزساختار ASZ شامل فازهای بورید غنی از نیکل، ترکیب سه تایی Ni-Si-B و گامای یوتکتیکی می‌باشد [۲۷-۱۸، ۲۵].

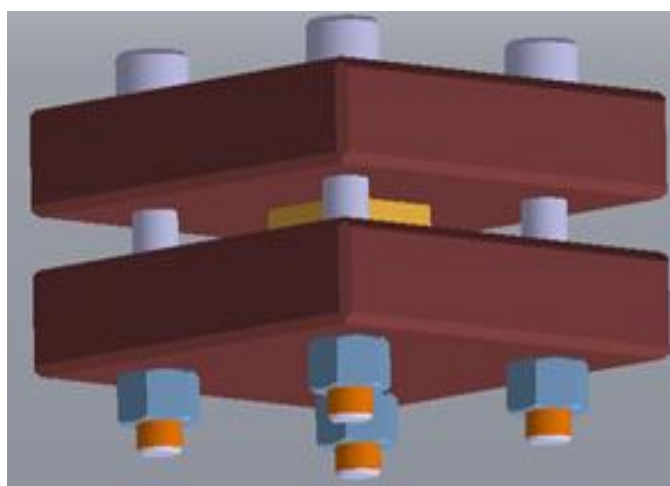
از سوپرآلیاژهای پایه نیکل GTD-111 در ساخت قطعات پره‌های توربین‌های گازی هوایی و زمینی استفاده می‌شود که در سال‌های اخیر به دلیل برتری‌های آلیاژ

¹-Isothermal Solidification Zone (ISZ)

²-Diffusion-affected Zone (DAZ)

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و ماده پرکننده آمورف

ماده	Ni	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Si	Fe	Nb	Ta	B	W
GTD-111	Bal.	۰/۰۹	۱۳/۵	۹/۵	۱/۵۳	۳/۳	۴/۷۵	-	۰/۲۳	-	۲/۷	۰/۰۱	۳/۸
BNi-3	Bal.	۰/۰۶	-	-	-	-	-	۴/۵	-	-	-	۳/۲	-



شکل ۱- شماتیک سیستم اتصال TLP

پراکندگی انرژی پرتو ایکس^۱ (EDS) مورد بررسی های ریزساختاری قرار گرفتند. همچنین آنالیز EDS از فازهای موجود در ناحیه ی اتصال نیز انجام گردید.

نتایج و بحث

بررسی نواحی مختلف اتصال TLP

ناحیه اتصال شامل نواحی ریزساختاری مجزای فلز پایه GTD-111، منطقه تحت تاثیر نفوذ (DAZ)، منطقه انجماد همدمما (ISZ) و منطقه انجماد غیرهمدمما^۲ (ASZ) است که در شکل ۲ این مناطق مشخص شده اند.

شکل های ۳ تا ۵ تصاویر ریزساختار نوری نمونه های اتصال داده شده در دماها و زمان های اتصال دهی مختلف را نشان می دهند. همان گونه که مشاهده می شود، با افزایش زمان اتصال دهی در هر دما، طول منطقه ی انجماد همدمما کاهش و نهایتاً در یک زمان مشخص، انجماد همدمما کامل رخ می دهد. شکل های ۶ تا ۸ تصاویر

عملیات اتصال دهی در یک کوره تیوبی با خلاء حدود 10^{-5} torr در دماهای ۱۰۸۰، ۱۱۲۰ و 1160°C و زمان های مختلف انجام گردید. بطور کلی دمای اتصال دهی بایستی بین نقطه ذوب لایه واسط و دمای عملیات حرارتی فلز پایه باشد. با توجه به ترکیب شیمیایی و نقطه ذوب آلیاژ GTD-111، سیکل های مختلف اتصال دهی، مطابق جدول ۲ انتخاب شد. ضمناً نتایج تحقیقات دیگران مانند پورانوری و همکارانش [۲۲] نشان داده که در این محدوده ی دمایی و زمانی، بهترین خواص مکانیکی و ریزساختاری برای اتصال مشابه تحقیق حاضر، حاصل شده است. نمونه ها با نرخ $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای اتصال دهی حرارت داده شده و پس از نگهداری به مدت معین در داخل کوره، تحت اتمسفر خلأ سرد شدند.

پس از اتصال دهی، یک مقطع عرضی از نمونه ها تهیه و پس از مراحل آماده سازی سطح توسط محلول ماربل با ترکیب شیمیایی با $5\text{gr CuSo}_4-25\text{ml HCl}-25\text{ml H}_2\text{O}$ ، مناطق مختلف اتصال توسط میکروسکوپ نوری Olympus مدل CX31 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Leo1450VP مجهز به آشکارساز طیفسنجی

¹ - Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)

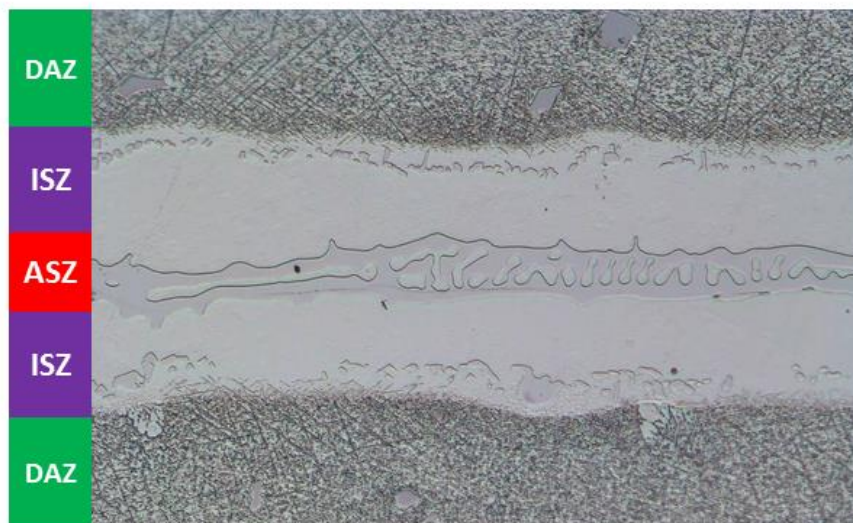
² - Athermal Solidification Zone (ASZ)

یوتکتیکی در ناحیه مرکزی مشاهده نمی‌شوند؛ اما در صورتی که زمان کافی جهت نفوذ و خارج شدن این عناصر از ناحیه اتصال وجود نداشته باشد، در حین سرد شدن از دمای اتصال طی یک تحول یوتکتیکی به فازهای بوریدی و سیلیسیدی تبدیل می‌شود. نمودار آنالیز EDS شکل‌های ۹-الف و ۹-ب مربوط به منطقه‌ی اتصال، وجود این گونه فازها را تایید می‌کند. برای مشاهده و اطمینان از وجود بورید غنی از نیکل و کروم، آنالیز EDS با انرژی ۵Kev انجام شد که نتیجه آن در شکل ۹-ب نمایش داده شده است. پیک B در این تصویر بیانگر حضور فازهای بوریدی می‌باشد. بنابراین فرایند سرد شدن نیروی محرکه اصلی جهت انجماد غیرهمدمای می‌باشد و در صورتی که زودتر از یک زمان بحرانی اتفاق بیافتد که امکان کامل شدن انجماد همدمای فراهم نشود، فاز مایع باقی‌مانده به صورت غیرهمدمای در ناحیه مرکزی اتصال انجماد پیدا می‌کند.

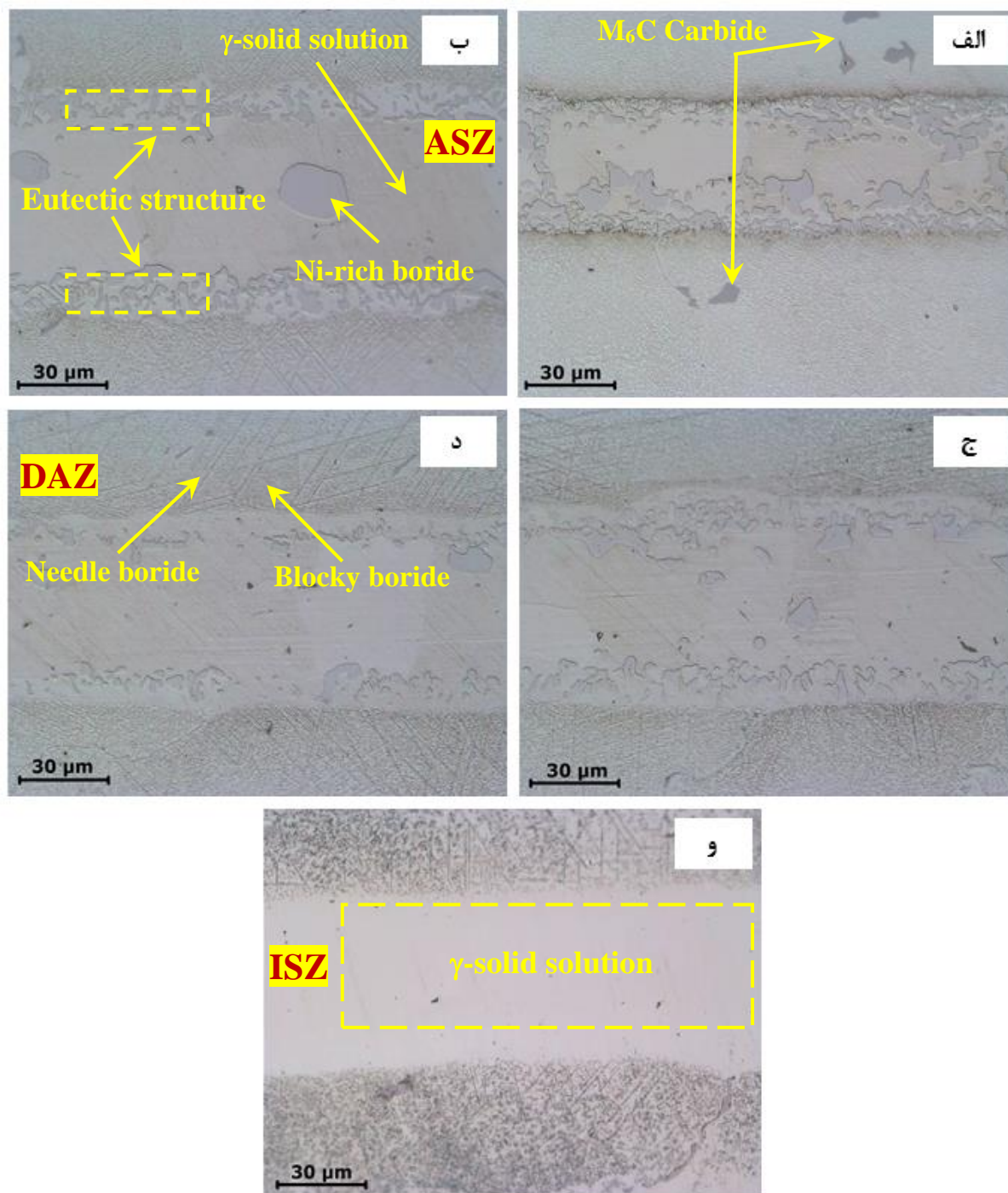
میکروسکوپ الکترونی روبشی از سیکل‌های اتصال‌دهی مختلف را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود با افزایش زمان نگهداری در هر دما، کسر حجمی رسوبات ترد در ناحیه‌ی اتصال کاهش یافته است. در شرایط ۱۹۵min-۱۰۸۰°C (شکل ۲-و)، شکل (۲-ه) ۱۳۵min-۱۱۲۰°C و ۹۰min-۱۱۶۰°C مشاهده می‌شود که ناحیه‌ی اتصال عاری از ذرات رسوبی بوریدی بوده و به عبارت دیگر منطقه‌ی ASZ حذف گردیده است و انجماد همدمای کامل انجام شده است در حالی که در تصاویر نوری دیگر (شکل‌های ۳ الی ۵) و ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل‌های ۶ تا ۸) منطقه‌ی انجماد غیرهمدمای وجود داشته که با افزایش زمان نگهداری ضخامت این ناحیه کاهش یافته است. در طی فرایند TLP در صورتی که زمان کافی جهت کامل شدن انجماد همدمای و نفوذ عناصر کاهنده‌ی نقطه ذوب به سمت فلز پایه وجود داشته باشد. از تشکیل ناحیه‌ی ASZ در منطقه اتصال جلوگیری می‌شود و لذا پس از پایان یافتن فرایند اتصال‌دهی، فازهای

جدول ۲- متغیرهای مختلف اتصال TLP سوپرآلیاژ GTD-111 با پرکننده MBF30

دما (°C)	زمان (min)					
۱۰۸۰	۱۵	۱۵۰	۱۶۵	۱۸۰	۱۹۵	
۱۱۲۰	۱۵	۴۵	۹۰	۱۰۵	۱۲۰	۱۳۵
۱۱۶۰	۵	۱۵	۳۰	۴۵	۶۰	۷۵



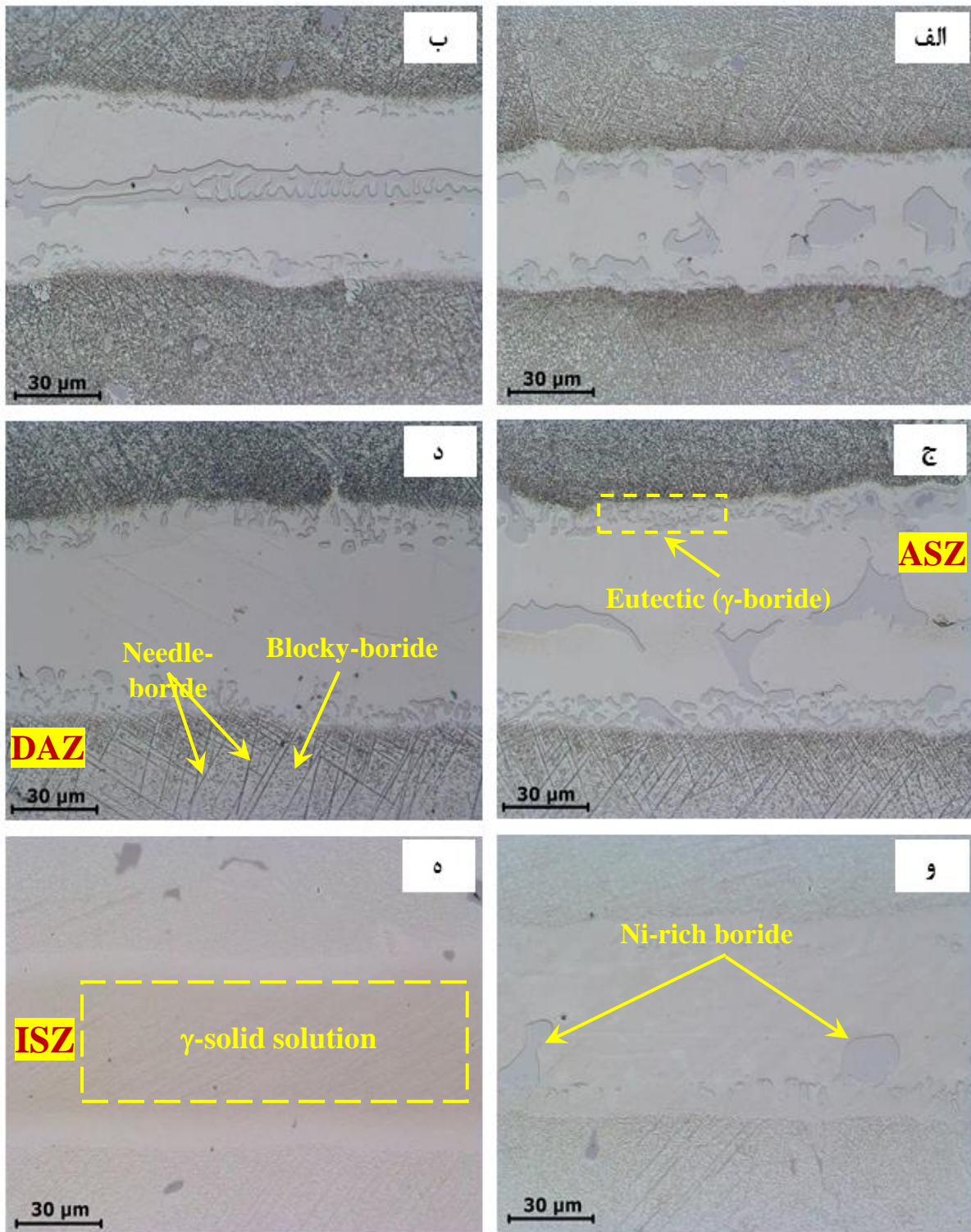
شکل ۲- مناطق سه گانه اتصال TLP



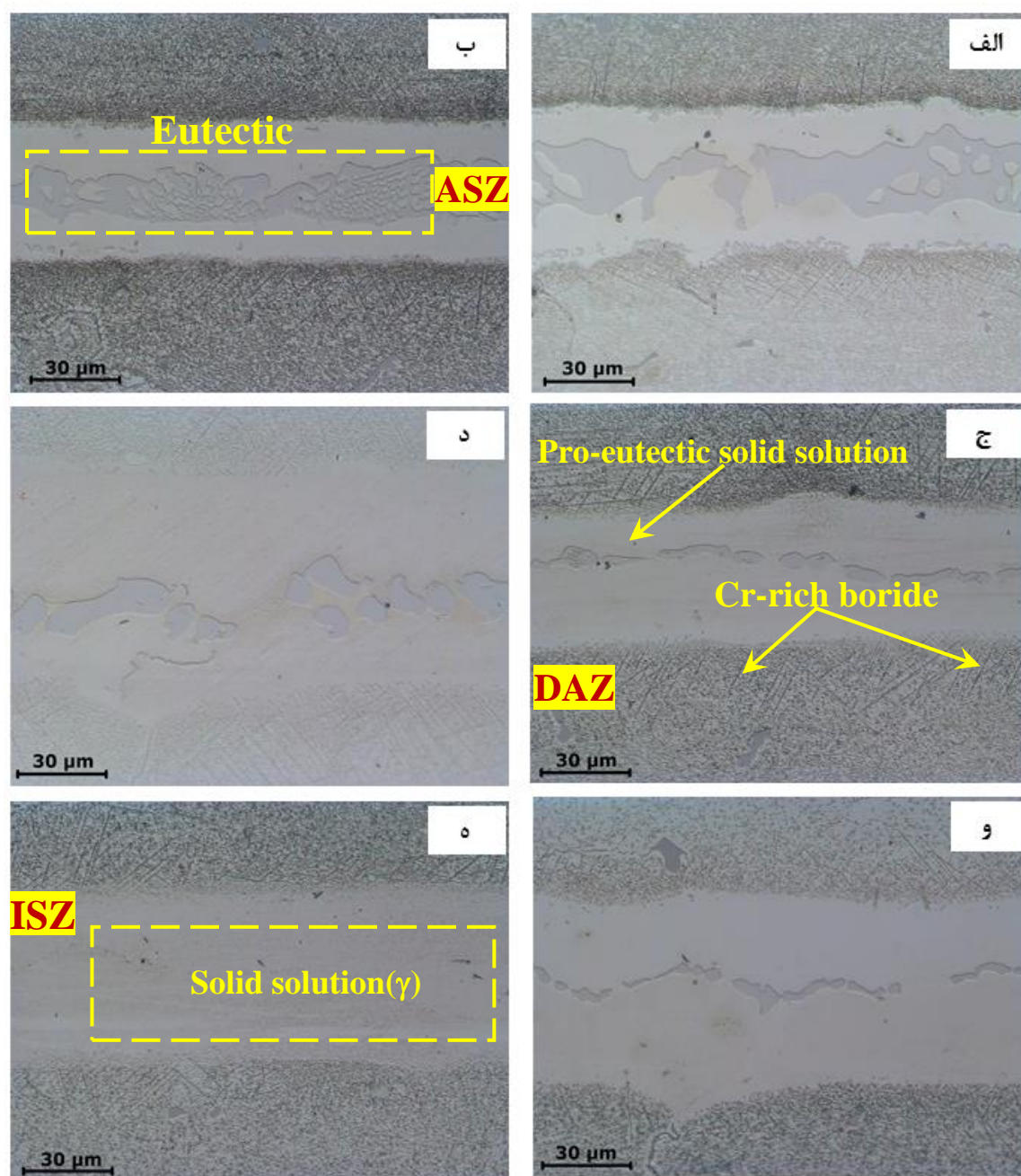
شکل ۳- ریزساختار نواحی مختلف اتصال GTD111/BNi-3/GTD111 در دمای 1080°C (زمان‌های: الف) ۱۵، ب) ۱۵۰ و ج) ۱۶۵، د) ۱۸۰، و) ۱۹۵ دقیقه

درون فلز پایه نفوذ می‌کند که این فرایند منجر به انحلال فلز پایه و افزایش حجم مذاب می‌شود. به دلیل ضخامت بسیار پایین لایه‌ی واسط و همچنین ضریب نفوذ بالای بور در لایه واسط، غلظت آن در مذاب ثابت می‌ماند [۱۲].

مطابق کارهای دووال (Duvall) [۴] و گیل (Gale) [۱۲] فرایند اتصال TLP به سه مرحله‌ی مجزا تقسیم می‌شود. ابتدا در دمای اتصال دهی، لایه‌ی واسط حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب، ذوب شده و سپس با فلز پایه واکنش می‌دهد. بور به علت ضریب نفوذ بالا به سرعت



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری اتصال TLP آلیاژ GTD-111 در دمای 1120°C و زمان‌های: الف) ۱۵، ب) ۴۵، ج) ۹۰، د) ۱۰۵، و) ۱۲۰ و ه) ۱۳۵ دقیقه



شکل ۵- ریزساختار نواحی مختلف اتصال GTD111/BNi-3/GTD111 در دمای 1160°C (زمان‌های: الف) ۵، ب) ۱۵، ج) ۳۰، د) ۶۰، و ۷۵ و ۹۰ دقیقه

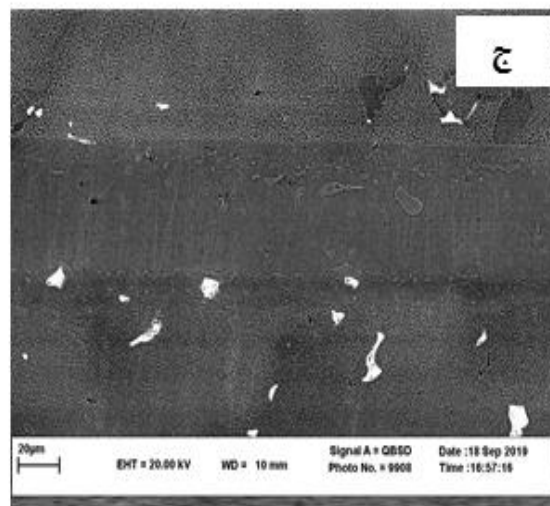
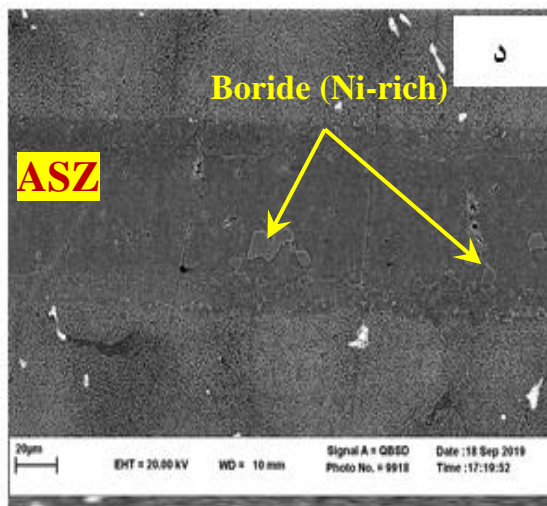
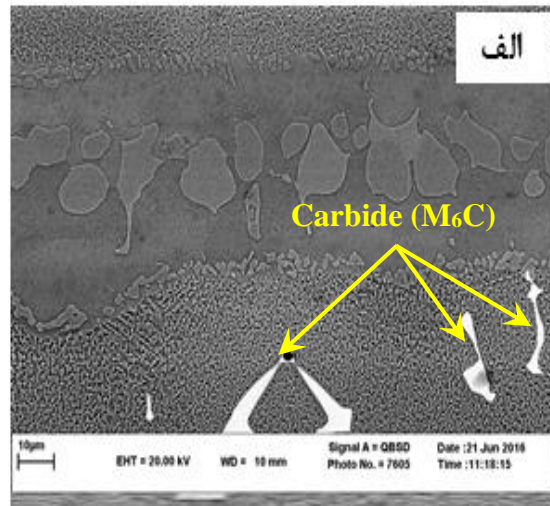
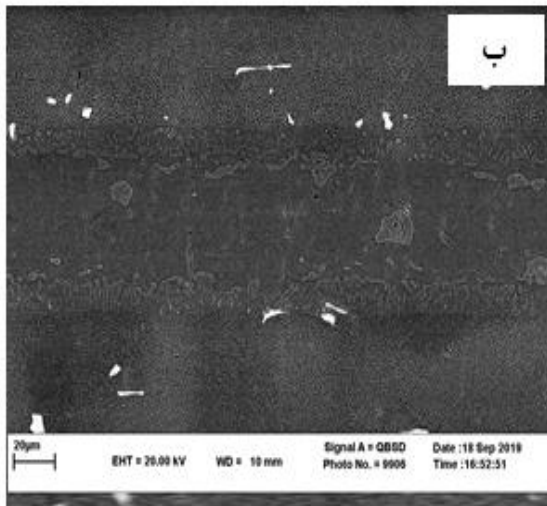
پیشروی جبهه انجماد به سمت مرکز درز اتصال، به دلیل کافی نبودن زمان مورد نیاز برای نفوذ کامل عناصر کاهنده‌ی دمای ذوب^۱ به سمت فلز پایه و جدایش این

در حین زمان کوتاه اتصال‌دهی (شکل‌های ۳-الف، ۴-الف و ۵-الف)، نفوذ محدود شده‌ی بور و سیلیسیم به درون فلز پایه منجر به شروع انجماد هم‌دما از فصل مشترک لایه واسط/فلز پایه به سمت مرکز اتصال و تشکیل محلول جامد گاما غنی از نیکل (ISZ) می‌گردد. با

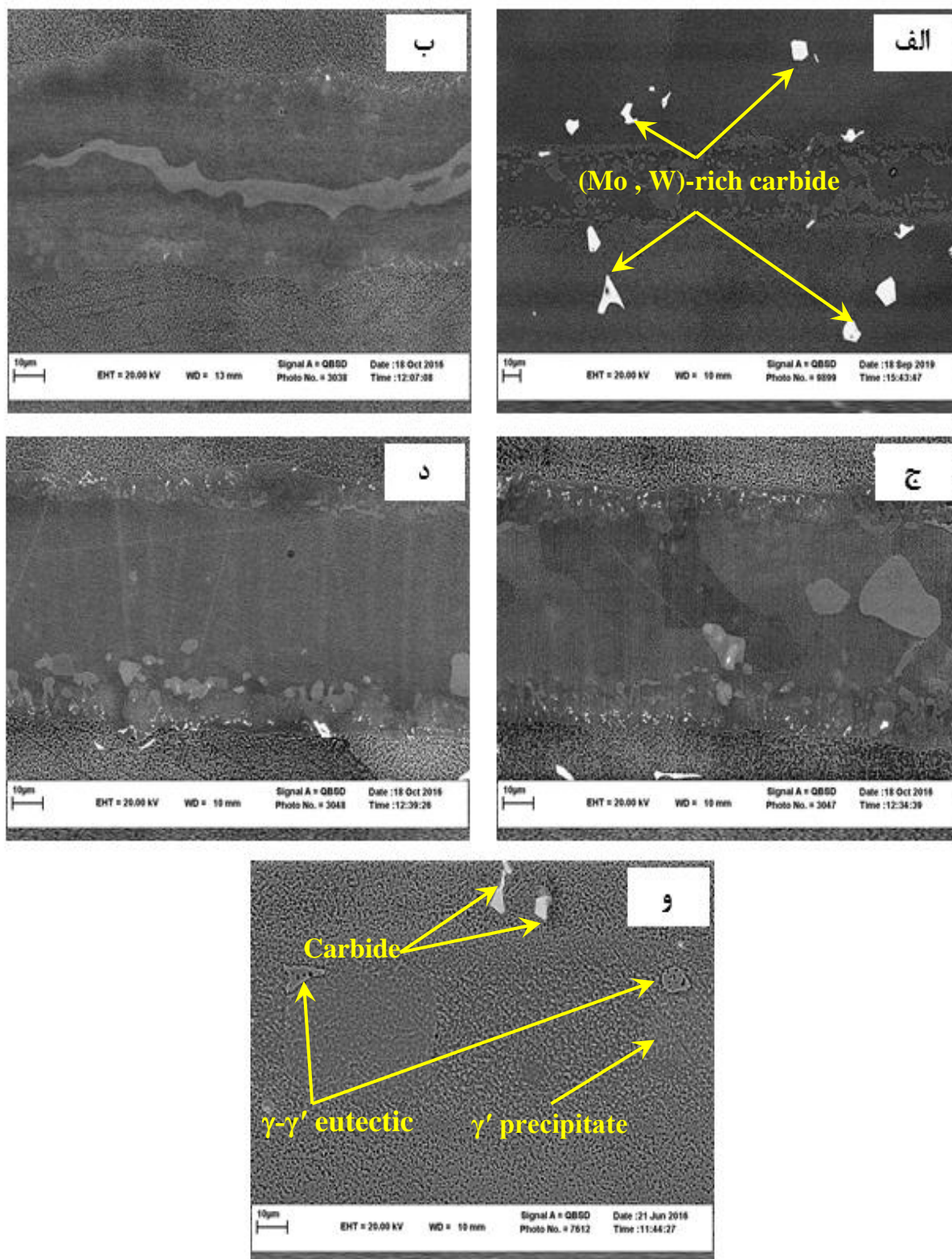
^۱ -Melting Point Depressant (MPD)

اتصال TLP نیکل خالص با استفاده از آلیاژ پرکننده Ni-Cr-B، تشکیل فازهای محلول جامد پایه نیکل گاما، بورید نیکل (Ni_3B) و بورید کروم (CrB) گزارش کردند. همانطور که در آنالیز EDS ناحیه‌ی اتصال (جدول ۳ و شکل ۹) مشاهده می‌شود ناحیه‌ی اتصال شامل فازهای محلول جامد گامای غنی از نیکل، بورید نیکل و کروم می‌باشد که با نتایج مطالعات انجام شده آیدو (Idowu) و همکارانش [۱۴] مطابقت دارد.

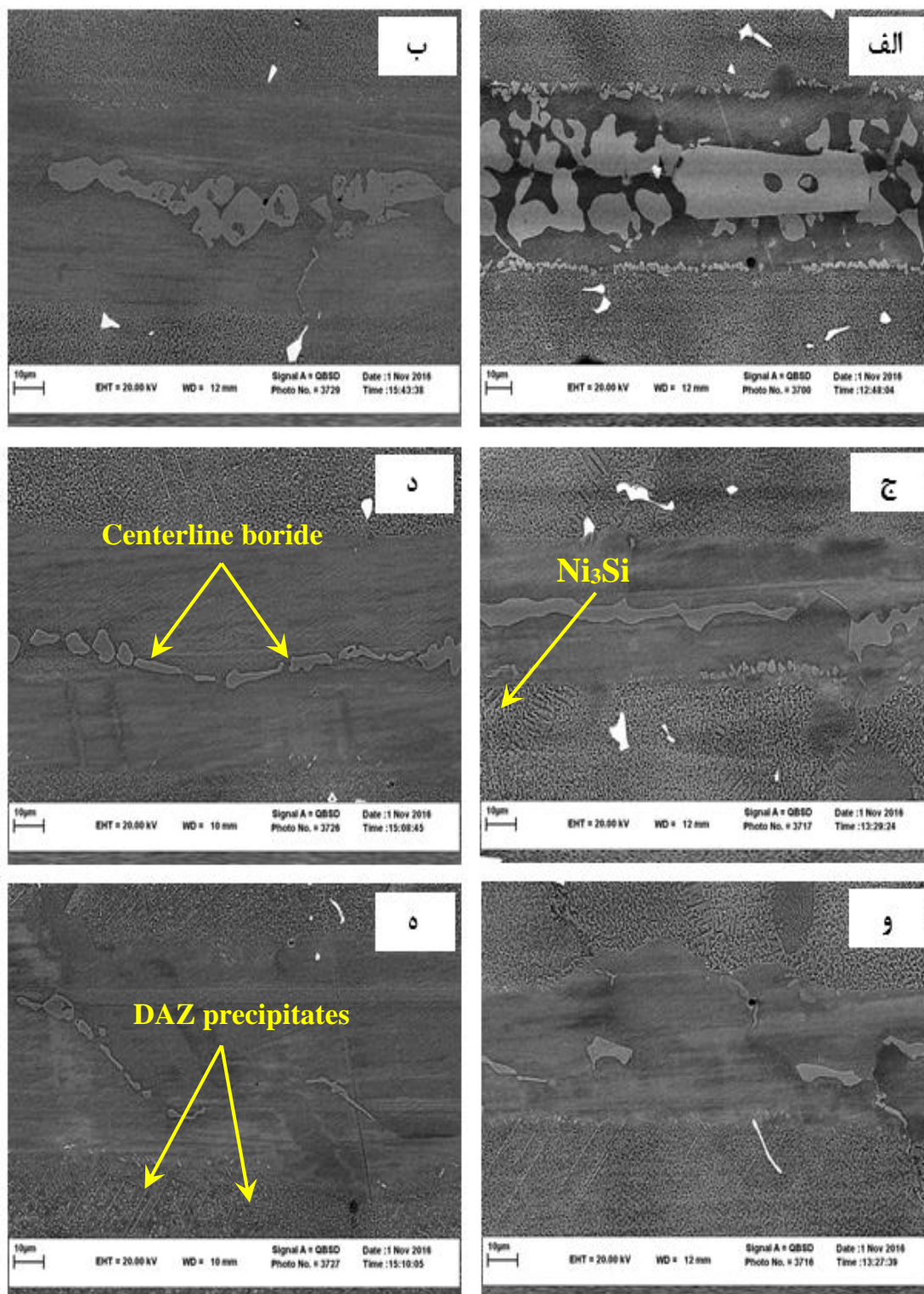
عناصر به همراه انحلال و نفوذ عناصر فلز پایه مانند Co, Cr, Mo و ... به درون لایه واسط، ترکیبات یوتکتیکی تشکیل می‌شوند. به عبارت دیگر غنی شدن پیوسته مذاب بین دندریتی در لایه واسط با افزایش عناصر حل شونده‌ی فلز پایه منجر به افزایش غلظت این عناصر در لایه واسط به میزان بیشتر از حد انحلال در ISZ می‌شوند. بنابراین ترکیبات یوتکتیکی می‌توانند در حین انجماد غیرهمدمای از مذاب باقیمانده تشکیل شوند [۱۹]. اوهسا (Ohsasa) و همکارانش [۲۸] در تحقیقاتشان روی شبیه‌سازی عددی



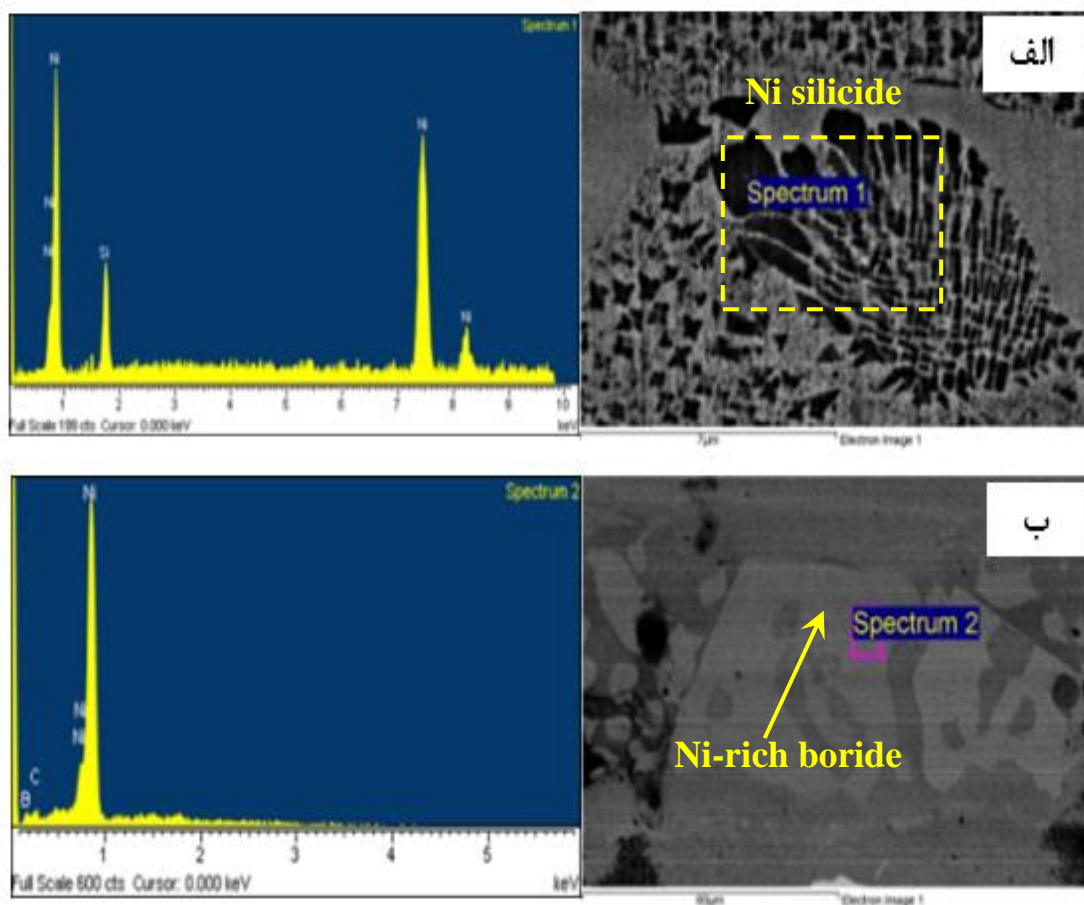
شکل ۶- تصویر SEM اتصال TLP آلیاژ GTD-111 در دمای $1080^{\circ}C$ و زمان‌های: الف) ۱۵، ب) ۱۵۰، ج) ۱۶۵ و د) ۱۸۰ دقیقه



شکل ۷- تصویر SEM اتصال TLP آلیاژ GTD-111 در دمای ۱۱۲۰°C و زمان‌های: الف) ۱۵، ب) ۴۵، ج) ۹۰، د) ۱۰۵ و و) ۱۲۰ دقیقه



شکل ۸- تصویر SEM از نواحی مختلف اتصال GTD111/BNi-3/GTD111 در دمای ۱۱۶۰°C
 زمان‌های: الف) ۵، ب) ۱۵، ج) ۳۰، د) ۶۰، و) ۷۵، ه) ۹۰ دقیقه



شکل ۹- طیف EDS از فازهای مختلف در منطقه اتصال TLP آلیاژ GTD-111: (الف) سیلیسید نیکل و (ب) بورید غنی از نیکل.

شکل ۹ نشان می‌دهند که کسر حجمی و ضخامت فازهای بوریدی سوزنی و بلوکی با افزایش زمان اتصال دهی تا زمان تکمیل انجامد همدم افزایش می‌یابد. این اتفاق به دلیل افزایش مدت زمان نفوذ عنصر B به منطقه‌ی DAZ بیشتر شده و از آنجایی که در فلز پایه عنصر کروم وجود دارد و تمایل فراوانی به تشکیل فاز بوریدی دارد، این فازها بیشتر تشکیل می‌شوند.

ناحیه تحت کنترل نفوذ (DAZ) تاثیر زمان اتصال دهی بر مکانیزم و مورفولوژی ناحیه‌ی DAZ نیز بدین صورت است که با افزایش آن، به دلیل افزایش مکانیزم نفوذ عناصر کاهنده‌ی دمای ذوب از لایه‌ی واسط به فلز و وجود کروم در هر دو فلز پایه، کسر حجمی رسوبات بوریدی بلوکی و سوزنی در ناحیه‌ی DAZ افزایش می‌یابد که با عملیات همگن‌سازی حذف می‌گردند [۲۹،۳۰]. تصاویر شکل‌های ۳ تا ۸ و نمودار

جدول ۳- طیف EDS از نقاط مختلف اتصال در شرایط ۱۱۲۰°C/۱۵min.

	Ni	Cr	Fe	Co	Si	Ti	Al
بورید غنی از نیکل	۸۴/۵۱	۴/۰۷	-	۴/۳	۰/۸۹	۴/۹۸	۱/۲۵
بورید غنی از کروم	۸۲/۴۷	۸/۲۲	-	۳/۸	۰/۹۴	۳/۲۵	۱/۳۲
گاما غنی از نیکل	۷۸/۷۲	۹/۶۸	۲/۸۹	۳/۶۴	۳/۰۳	۰/۷۶	۱/۲۷

تأثیر متغیر دما و زمان اتصال دهی بر ریز ساختار

همان‌گونه که در تصاویر شکل‌های ۳ تا ۷ مشاهده می‌شود، با افزایش زمان نگهداری در دمای اتصال دهی ۱۰۸۰ تا ۱۱۶۰°C، وسعت منطقه‌ی ASZ کاهش یافته و نهایتاً به ترتیب در زمان‌های ۱۳۵ تا ۹۰ دقیقه اتصال به صورت کاملاً همدمای انجامد یافته و هیچ‌گونه اثری از ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه‌ی اتصال مشاهده نمی‌شود. از آنجایی که عامل کنترل کننده مکانیزم سینتیکی انجامد TLP، نفوذ عناصر MPD به فلز پایه می‌باشند و مهم‌ترین عنصر کنترل‌کننده نیز B است که به دلیل شعاع اتمی پایین با سرعت بسیار زیادی نفوذ می‌یابد، با افزایش زمان اتصال دهی شرایط برای نفوذ آن مهیا می‌گردد. با پیشروی جبهه انجامد و کاهش میزان پس‌زدن این عنصر به مذاب لایه واسط، غلظت آن از حد انحلال در نیکل تجاوز نمی‌کند. در نتیجه وسعت ناحیه‌ی یوتکتیکی کاهش می‌یابد و در نهایت یک منطقه‌ی عاری از ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه‌ی اتصال بوجود می‌آید [۳۱]. نفوذ بور به فلز پایه در حین نگهداری در دمای اتصال دهی، به دلیل حد انحلال پایین آن در فاز گاما و وجود عناصر بوریدساز نظیر Cr، Mo، W و Nb منجر به تشکیل بورید می‌گردد [۲۳، ۳۲]. شواهد گیل (Gale) و ولیچ (Wallach) [۳۳] نشان می‌دهد که رسوبات بوریدی در حین نگهداری در دمای اتصال دهی تشکیل می‌شوند و در زمان سرد شدن از دمای اتصال دهی تا دمای محیط بوجود نمی‌آیند. تشکیل رسوبات بوریدی ریزتر در مجاورت ناحیه‌ی اتصال به دلیل تنش‌های حین تغییرات فازی همدمای از مذاب به جامد، می‌باشد [۳۱].

از آنجایی که مکانیزم فرآیند اتصال دهی TLP بر مبنای پدیده نفوذ عناصر کاهنده‌ی نقطه ذوب از منطقه اتصال به سمت فلز پایه است لذا با افزایش زمان، عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب بیشتری به داخل فلز پایه نفوذ کرده و در نتیجه درصد ترکیبات بین فلزی در ناحیه میانی اتصال کاهش می‌یابد.

تأثیر متغیر دما و زمان اتصال دهی بر وسعت مناطق مختلف اتصال

با افزایش دمای اتصال دهی از ۱۰۸۰ تا ۱۱۶۰°C، زمان حذف منطقه‌ی ASZ از ۱۹۵ دقیقه به ۹۰ دقیقه کاهش می‌یابد. همان‌گونه که در شکل ۱۰ مشاهده

می‌شود، سینتیک انجام این فرایند تحت کنترل دما می‌باشد و شیب این تغییرات در ۱۱۶۰°C بسیار بیش‌تر از دو دمای دیگر می‌باشد. از نمودار شکل ۱۱ مشاهده می‌شود که با افزایش زمان اتصال دهی در هر دما، کسر حجمی رسوبات بوریدی غنی از نیکل و کروم به دلیل تسریع فرایندهای نفوذی B به فلز پایه کاهش می‌یابد و همچنین سرعت حذف این رسوبات در دماهای بالاتر بسیار بیش‌تر می‌باشد. همانطور که از شکل‌های ۱۰ و ۱۱ مشاهده می‌شود، با افزایش زمان اتصال دهی، ضخامت و پیوستگی فازهای یوتکتیکی و بین فلزی موجود در ASZ کاهش یافته است. به علاوه پهنای ناحیه انجامد همدمای یافته SZ، به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد. این تغییرات به دلیل نفوذ بیش‌تر عناصر MPD از لایه واسط به درون فلز پایه و کاهش بیش‌تر لایه واسط از این عناصر می‌باشد. در نهایت با افزایش زمان نگهداری به ۱۳۵ دقیقه، فازهای یوتکتیکی به طور کامل حذف شده و انجامد همدمای در این زمان کامل شده است.

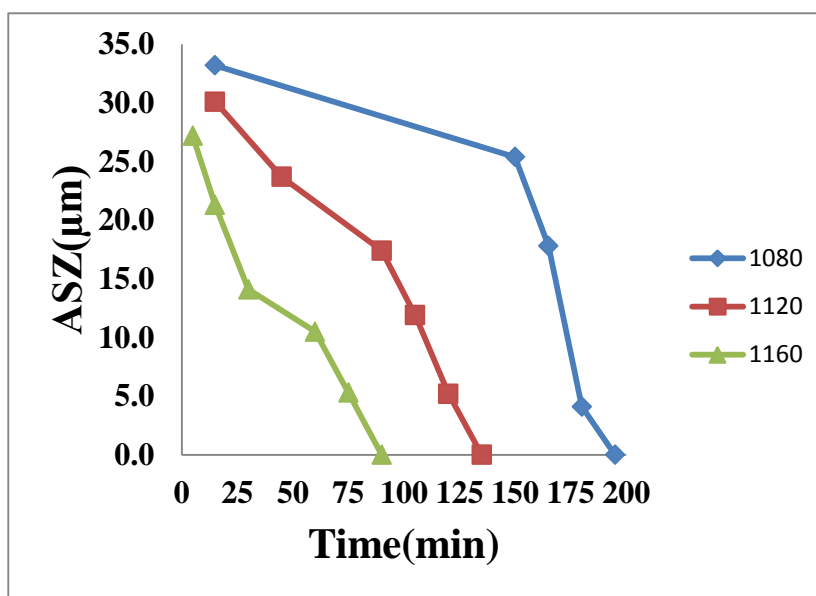
شکل ۱۲، تغییرات پهنای ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) بر حسب زمان اتصال دهی در دماهای مختلف اتصال را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش زمان اتصال دهی از ۱۵ دقیقه به ۱۳۵ دقیقه در ۱۱۲۰°C، پهنای ناحیه DAZ به صورت میانگین حدوداً از ۸ میکرون به ۴۷ میکرون افزایش می‌یابد. علت افزایش پهنای ناحیه DAZ، افزایش نفوذ موثر بور به درون فلز پایه با افزایش زمان اتصال دهی می‌باشد. همچنین مورفولوژی این رسوبات با فاصله گرفتن از ناحیه اتصال به سمت فلز پایه از کروی به سوزنی تغییر می‌کند. علت تغییر در مورفولوژی این رسوبات را به تنش‌های انقباضی ناشی از استحاله فازی همدمای از مذاب به جامد نسبت داده‌اند. به طوری که در فواصل نزدیک فصل مشترک اتصال/فلز پایه رسوبات کروی به دلیل وجود تنش‌های انقباضی زیاد، تشکیل می‌شوند. این در حالی است که با افزایش فاصله از ناحیه اتصال، میزان تنش و تاثیر آن روی مورفولوژی رسوبات بسیار کم می‌باشد. در نتیجه مورفولوژی رسوبات از بلوکی به سوزنی تغییر می‌کند [۲۳، ۳۴].

تأثیر زمان بر عملیات حرارتی بعد از اتصال دهی^۱ (PBHT)

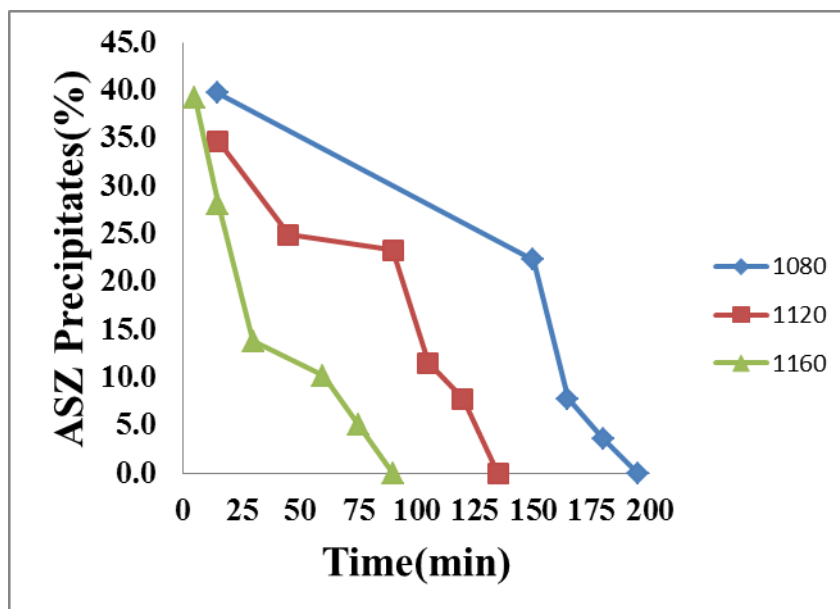
^۱ -Post-bond Heat Treatment (PBHT)

می‌دهد. همانطور که در شکل ۱۳ مشاهده می‌شود، افزایش زمان عملیات همگن‌سازی منجر به کاهش و نیز حذف فازهای بورایدی DAZ در فصل مشترک اتصال/فلز پایه و نیز نزدیک شدن ریزساختار اتصال به فلز پایه شده است.

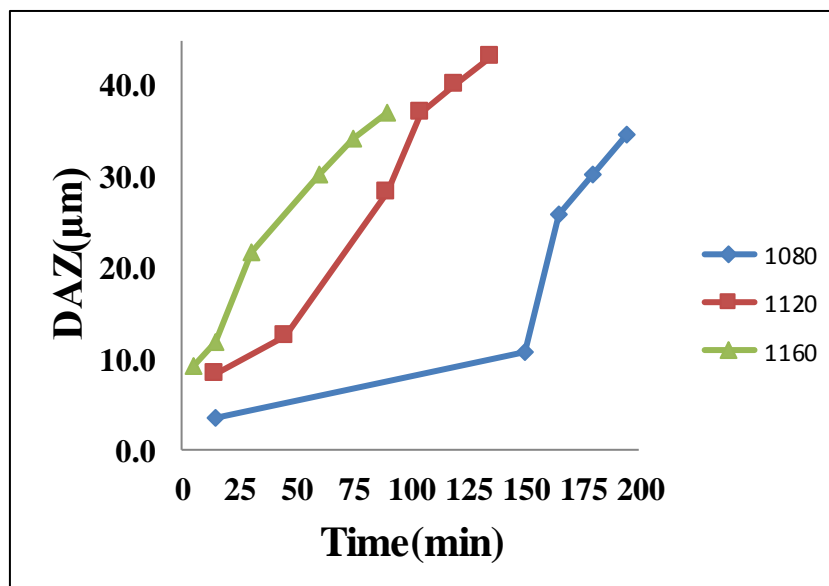
بعد از اتصال دهی، برای دستیابی به خواصی با ویژگی‌های فلز پایه بایستی عملیات همگن‌سازی انجام شود. شکل ۱۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از تاثیر عملیات همگن‌سازی در دمای 1200°C و زمان‌های ۱۸۰، ۲۴۰ و ۳۰۰ بر ریزساختار ناحیه اتصال داده شده پس از کامل شدن انجماد همدم (۱۱۲۰°C/۱۳۵min) را نشان



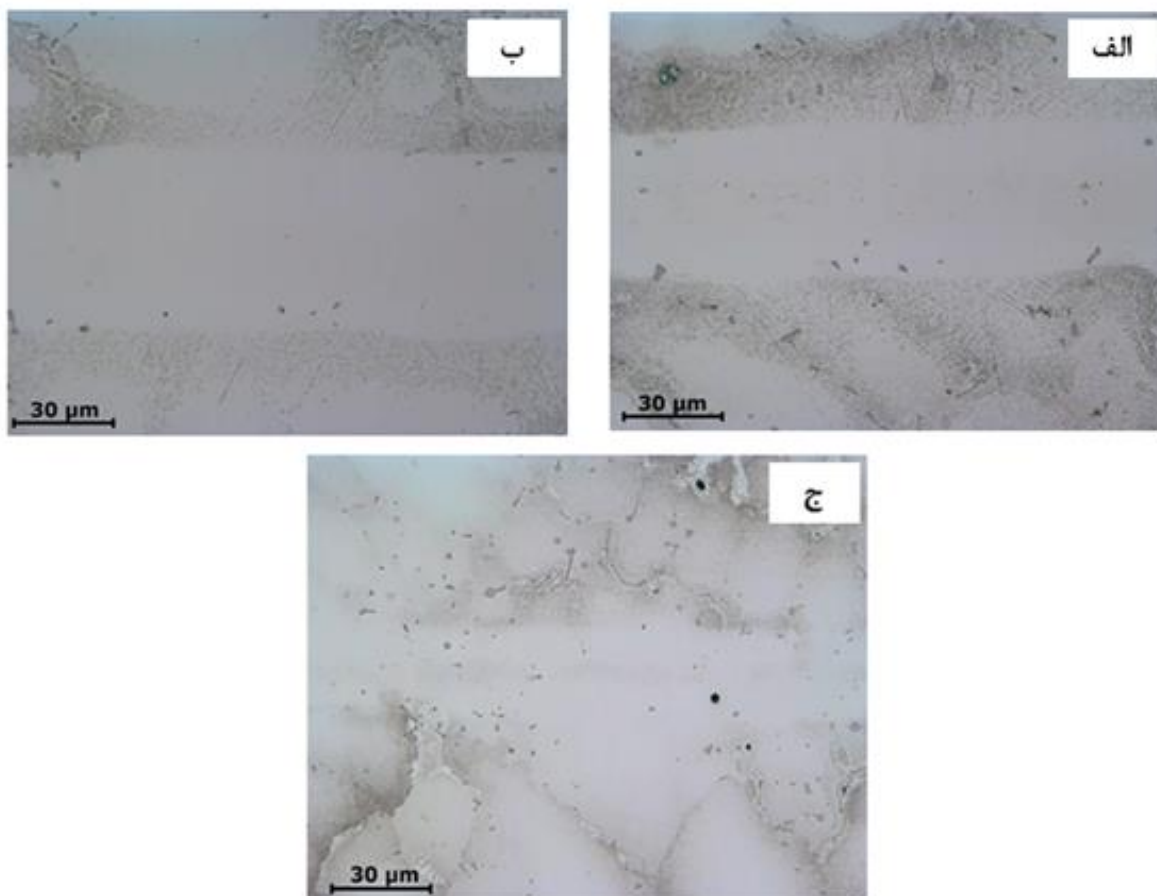
شکل ۱۰- تاثیر زمان و دمای اتصال دهی بر ضخامت ناحیه‌ی ASZ



شکل ۱۱- تاثیر زمان و دمای اتصال دهی بر میزان رسوبات بوراید ناحیه‌ی ASZ



شکل ۱۲- تاثیر زمان و دمای اتصال دهی بر ضخامت ناحیه‌ی DAZ



شکل ۱۳- تصاویر میکروسکوپ نوری عملیات همگن‌سازی اتصال اتصال TLP آلیاژ GTD-111 بعد از: الف) ۱۸۰، ب) ۲۴۰ و ج) ۳۰۰ دقیقه

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تاثیر دما و زمان اتصال‌دهی بر ریزساختار اتصال فاز مایع گذرای سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 در دماهای ۱۰۸۰، ۱۱۲۰ و ۱۱۶۰°C و در زمان‌های مختلف مورد مطالعه و بررسی قرار گرفت و نتایج زیر به دست آمد:

- ۱- میزان انحلال فلز پایه و ضخامت درز اتصال با افزایش زمان اتصال‌دهی رابطه‌ی مستقیم دارد.
- ۲- با افزایش زمان اتصال‌دهی، وسعت منطقه انجماد غیرهمدما (ASZ) کاهش می‌یابد.
- ۳- افزایش زمان نگه‌داری در هر دمای اتصال‌دهی، باعث کاهش ضخامت فازهای بوریدی در ناحیه‌ی DAZ می‌شود و مورفولوژی آن‌ها از بلوکی به سوزنی تغییر می‌یابد.
- ۴- با افزایش دمای اتصال‌دهی از ۱۰۸۰ تا ۱۱۶۰°C، زمان انجماد همدما از ۱۹۵ دقیقه به ۹۰ دقیقه کاهش می‌یابد.

- ۵- عملیات همگن‌سازی بعد از اتصال‌دهی باعث یکنواختی ریزساختار و حذف رسوبات منطقه‌ی DAZ می‌گردد.
- ۶- ناحیه‌ی تک‌فازی ISZ، شامل محلول جامد گاما و رسوبات γ' می‌باشد.
- ۷- ناحیه‌ی ASZ شامل فازهای بوریدی غنی از Ni و Cr و سیلیسید نیکل در زمینه‌ی گاما می‌باشد.
- ۸- ناحیه‌ی DAZ شامل فازهای بوریدی غنی از کروم می‌باشد.

سپاسگزاری

نویسندگان از شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مینا-پرتو به خاطر پشتیبانی و تامین مواد این پروژه قدردانی می‌کنند.

References :

- 1- O.A. Idowu, O.A. Ojo and M.C. Chaturvedi, "Microstructural study of transient liquid phase bonded cast Inconel 738LC superalloy", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, pp. 2787, 2006.
- 2- M. Mosallae, A. Ekrami, K. Ohsasa and K. Matsuura, "Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-Phase Bonding Area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 39A, pp. 2389-2402, 2008.
- 3-G. Hoopin, "Activated diffusion bonding", Welding Journal, Vol. 49, pp. 505, 1970.
- 4-D. Duvall, W. Owezarski and D. Paulonis, "TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys", Welding Journal, Vol. 53, pp. 203-214, 1974.
- 5- A. Rabinkin and H.H. Liebermann, "Brazing and Soldering with Rapidly Solidified Alloys", Marcell Dekker, pp. 691-736, 1993.
- 6- R.L. Peaslee, "Diffusion brazing", Welding Journal, Vol. 55, pp. 695-696, 1976.
- 7- X. Wu, R.S. Chandel and H. Li, "Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based superalloys", Journal of materials science, Vol. 36, pp. 1539-1546, 2001.
- 8- W.F. Gale, "Applying TLP bonding to the joining of structural intermetallic compounds", JOM, Vol. 51, pp. 49-52, 1999.
- 9- W. F. Gale, "Transient liquid phase bonding of intermetallic compounds", In Materials Science Forum, Vol. 426, pp. 1891-1896, 2003.

- 10- D.S. Duvall, W.A. Owczarski, D.F. Paulonis and W.H. King, "Methods for Diffusion welding the superalloy Udimet 700", *Welding Research*, Vol. 15, pp. 41–49, 1972.
- 11- J. Tian, T. Kim, T.J. Lu, H.P. Hodson, D.T. Queheillalt, D.J. Sypeck and H.N.G. Wadley, "The effects of topology upon fluid-flow and heat-transfer within cellular copper structures", *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 47, pp. 3171-3186, 2004.
- 12- W. Gale and D. Butts, "Transient liquid phase bonding", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 9, pp. 283-300, 2004.
- 13- Y. Nakao, K. Nishimoto, K. Shinozaki and C. Kang, *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, Vol. 6, pp. 519, 1988.
- 14- O.A. Idowu, N.L. Richard and M.C. Chaturvedi, "Effect of bonding temperature on isothermal solidification rate during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC superalloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 397, pp. 98-112, 2005.
- 15- J.M. Cheng, "Transient Liquid Phase Bonding in the Nickel Base Superalloy CM 247LC", ph. D. Thesis University of British Columbia, British Columbia, 2005.
- 16- G.O. Cook, and C.D. Sorensen, "Overview of Transient Liquid Phase and Partial Transient Liquid Phase Bonding", *Journal of Materials Science*, Vol. 46, pp. 5305–5323, 2011.
- 17- O.A. Ojo and N.L. Chaturvedi, "On the role of liquated γ' precipitates in weld heat affected zone microfissuring of a nickel-based superalloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 403, pp. 77-86, 2005.
- 18- M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Ekrami, "Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy", *Journal of alloys Compounds*, Vol. 461, pp. 641–647, 2008.
- 19- T. Padron, T.I. Khan and M.J. Kabir, "Modelling the transient liquid phase bonding behaviour of a duplex stainless steel using copper interlayers", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 385, pp. 220–228, 2004.
- 20- W.D. MacDonald and T.W. Eagar, "Isothermal solidification kinetics of diffusion brazing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29, pp. 315–325, 1998.
- 21- Y. Zhou and T.H. North, "Kinetic modelling of diffusion-controlled, two-phase moving interface problems", Vol. 1, pp. 505, 1993.
- 22- M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "TLP bonding of cast IN718 nickel based superalloy: Process – microstructure – strength characteristics", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 568, pp. 76–82, 2013.
- 23- A. Schnell, A. Stankowski and E. de Marcos, "A Study of the Diffusion Brazing Process Applied to the Single Crystal Superalloy CMSX-4", *ASME Turbo Expo 2006 Power Land, Sea, Air*, pp. 949–961, 2006.
- 24- M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*. Vol.

469, pp. 270–275, 2009.

25- D. Amiri, S. Abdolkarim, R. Bakhtiari and A. Kamyabi-gol, "The role of TLP process variables in improvement of microstructure and mechanical properties in TLP joints of GTD-111/ Ni-Cr-Fe-B-Si /GTD-111 system", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 32, pp. 644–655, 2018.

26- M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "Diffusion induced isothermal solidification during transient liquid phase bonding of cast IN718 superalloy", *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 53, pp. 38–46, 2014.

27- S. Hadibeyk, B. Beidokhti and S.A. Sajjadi, "Effect of bonding time and homogenization heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the transient liquid phase bonded dissimilar GTD-111/FSX-414 TLP superalloys", *Journal of alloys Compounds*, Vol. 731, pp. 929–935, 2018.

28- K. Ohsasa, T. shinmura and T. Narita, "Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni-Cr-B ternary filler metal", *Journal of Phase Equilibria*, Vol. 20, pp. 199-206, 1999.

29- W.D. MacDonald and T.W. Eagar, "Transient liquid phase bonding processes Annual review of materials science, Vol.

22, pp. 23-46, 1992.

30- M.K. Dinkel, P. Heinz, F. Pyczak, A. Volek, M. Ott, E. Affeldt, A. Vossberg, M. Goöken and R.F. Singer, "New boron and silicon free single crystal-diffusion brazing alloys", *Proceedings of the international symposium on superalloys*, pp. 211-220, 2008.

31- W. Li, T. Jin, X.F. Sun, Y. Guo, H.R. Guan and Z.Q. Hu, "Study of Ni–Cr–Co–W–Mo–B interlayer alloy and its bonding behaviour for a Ni-base single crystal superalloy", Vol. 48, pp. 1283-1288, 2003.

32- M. Pouranvari, A. Ekrami and A. H. Ekrami, "Phase transformations during diffusion brazing of IN718/Ni–Cr–B/IN718", *Materials Science and Technology*, Vol. 29, pp. 980–984, 2013.

33- W.F. Gale and E.R. Wallach, "Microstructural development in transient liquid-phase bonding", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, pp. 2451–2457, 1991.

34- J.D. Liu, T. Jin, N.R. Zhao, Z.H. Wang, X.F. Sun, H.R. Guan and Z.Q. Hu, "Effect of Temperature on Formation of Borides in TLP Joint of a Kind of Nickel-Base Single Crystal Superalloy", *Materials Science Forum*, Vol. 546, pp. 1245–1248, 2007.