

تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال TLP ایجاد شده با استفاده از فویل آمورف MBF-20 در سوپرآلیاژ IN-738LC

بهزاد بینش*، علی جزایری قره‌باغ و علیرضا فروغی
پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، تهران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۱۱/۲۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۱۲/۰۲)

چکیده - در این پژوهش اتصال سوپرآلیاژ IN-738LC به روش فاز مایع گذرا با استفاده از فویل آمورف MBF-20 تولید شده به روش مذاب ریسی مورد بررسی قرار گرفت. فرایند اتصال دهی در دماهای ۱۰۳۵-۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های ۳۰-۶۰ دقیقه تحت اتمسفر خلاء انجام شد. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که فازهای یوتکتیکی تشکیل شده در ناحیه انجماد غیر هم‌دما (ASZ) ذرات فازهای ثانویه بورایدی غنی از نیکل و کروم و سیلیسید نیکل هستند و رسوبات ریز سیلیسید نیکل در اثر تحول حالت جامد در حین سرد شدن در زمینه محلول جامد رسوب می‌کنند. میزان فازهای یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال با افزایش زمان اتصال دهی و کاهش ضخامت فویل پرکننده، کاهش پیدا کرد. با انجام اتصال دهی در دمای ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه فرایند انجماد هم‌دما کامل شد اما برخلاف انتظار با افزایش دما به ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد، سرعت مرحله انجماد هم‌دما کاهش پیدا کرد. با کامل شدن انجماد هم‌دما و حذف ذرات ترد فازهای ثانویه در ناحیه مرکزی اتصال، استحکام برشی افزایش پیدا کرد.

واژگان کلیدی: اتصال TLP، سوپرآلیاژ IN-738LC، فویل آمورف، انجماد هم‌دما، مذاب ریسی

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of TLP Bonded Joint of IN-738LC Superalloy using MBF-20 Amorphous Foil

B. Binesh*, A. Jazayeri Gharehbagh and A. R. Foroghi

Materials Research Center, Academic Center for Education, Culture and Research (ACECR), Tehran, Iran

Abstract: In this research, the TLP bonding of IN-738LC superalloy was investigated using MBF-20 amorphous foil produced by melt spinning process. The bonding process was carried out at 1035-1080°C for 30-60 min under the vacuum atmosphere. Microstructural investigations showed that the eutectic phases formed in non-isothermal solidified zone (ASZ) are

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: binesh.kntu@gmail.com

consisted of secondary phase borieds rich in nickel, chromium and nickel silicides. Nickel silicide fine precipitates are formed within γ solid solution via solid state precipitation during cooling. The centerline eutectic phases decreased with increase of the bonding time and decrease of amorphous foil thickness. It was found that isothermal solidification was completed when bonding was done at 1055°C for 30 min. However, the isothermal solidification rate decreased with increasing of the bonding temperature up to 1080°C. Unexpectedly, isothermal solidification rate decreased by increasing the temperature to 1080°C. The shear strength increased by completing isothermal solidification stage and eliminating brittle secondary phase particles in the centerline of bonding zone.

Keywords: TLP bonding, IN-738LC superalloy, Amorphous foil, Isothermal solidification, Melt spinning

۱- مقدمه

آلیاژ IN-738 از جمله سوپرآلیاژهای پایه نیکل پلی کریستال است که به روش ریخته‌گری دقیق تولید و از آن در ساخت قطعات توربین‌های گازی استفاده می‌شود. این آلیاژ برای اولین بار در سال ۱۹۶۹ میلادی معرفی شد [۱]. استحکام دما بالای این آلیاژ ناشی از رسوب ذرات ریز فاز γ' (Ni₃Al, Ti) و کاربیدهای (MC و M₂₃C₆) در زمینه محلول جامد فاز γ است. استحکام آلیاژ به عواملی نظیر کسر حجمی، اندازه و توزیع ذرات، نرخ رشد و غیر متجانس بودن فاز γ' بستگی دارد. این عوامل با استفاده از عملیات حرارتی قابل کنترل اند [۲].

ساخت موتورهای توربینی گازی نیازمند اتصال‌دهی قطعات سوپرآلیاژی با استفاده از روش‌های جوش کاری و لحیم کاری است و لیکن، جوش کاری اغلب سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده حاوی عناصر فعال آلومینیوم و تیتانیوم نظیر سوپرآلیاژ IN 738 به دلیل داشتن حساسیت بالا نسبت به ایجاد ترک در ناحیه HAZ و هم‌چنین نیاز به عملیات حرارتی پس از جوش کاری با مشکل مواجه هستند [۳ و ۴]. این موضوع با ابداع روش اتصال‌دهی فاز مایع گذرا^۱ (TLP) در سال ۱۹۷۱ توسط دوال و همکارانش برطرف شد [۵]. در روش TLP از یک آلیاژ اتصال‌دهنده با ترکیب شیمیایی نزدیک به ترکیب فلز پایه و حاوی عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب استفاده می‌شود. مجموعه قطعه و آلیاژ اتصال‌دهنده در بازه دمایی بین دماهای ذوب فلز پایه و آلیاژ اتصال‌دهنده در اتمسفر کنترل شده حرارت داده می‌شود تا آلیاژ اتصال‌دهنده ذوب و اتصال برقرار شود. در طی این عملیات، 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 کاهش‌دهنده نقطه ذوب آلیاژ اتصال‌دهنده به داخل فلز پایه، دمای حد جامد ناحیه اتصال بالا می‌رود و لذا از اتصال ایجاد شده می‌توان در دمایی بالاتر از دمای اتصال‌دهی استفاده کرد. این روش از نظر ماهیتی مابین دو روش لحیم کاری و جوش کاری نفوذی قرار می‌گیرد و از این حیث گاهی لحیم کاری نفوذی نیز نامیده می‌شود [۶ و ۷].

به کارگیری فویل‌های آمورف به‌عنوان ماده لحیم در فرایند TLP به علت دارا بودن مزیت‌هایی نظیر انعطاف‌پذیری و انحنایپذیری بالا، 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 و همکارانش [۸] مورد توجه قرار گرفت و پس از آن لحیم کاری انواع سوپرآلیاژها و فولادها با استفاده از انواع فویل‌های آمورف پایه نیکل، آهن و کبالت تولید شده به روش ریخته ریزی نوارهای عریض^۱ توسط پژوهشگران مختلف در سراسر دنیا مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته و کاربردهای گسترده صنعتی پیدا کرده است.

در پژوهش حاضر، فویل لحیم آمورف MBF-20 (با نام تجاری BNi2) تولید شده در گروه پژوهشی متالورژی سازمان جهاد دانشگاهی صنعتی شریف به روش ریخته ریزی نوارهای عریض، برای لحیم کاری آلیاژ IN-738LC مورد استفاده قرار گرفت و با تغییر متغیرهای فرایند TLP نظیر دما، زمان لحیم کاری و ضخامت فویل لحیم، تحولات ریزساختاری ناحیه

اتصال بررسی و شرایط بهینه فرایند تعیین شد. خواص استحکامی نمونه‌های اتصال داده شده با اعمال نیروی برشی بر مقطع اتصال با کمک یک فیکسچر مخصوص مورد بررسی قرار گرفت.

۲- روش تحقیق

۲-۱- مواد

در این پژوهش سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738LC ریختگی به‌عنوان فلز پایه و فویل آمورف MBF-20 به‌عنوان آلیاژ اتصال‌دهنده با ترکیب شیمیایی اسمی مطابق جدول ۱ مورد استفاده قرار گرفتند.

فویل آمورف MBF-20 با استفاده از دستگاه مذاب ریزی تحت اتمسفر گاز محافظ و به روش ریخته ریزی نوارهای عریض (شکل ۱) با ضخامت ۳۱ میکرومتر و پهنای ۲۰ میلی‌متر تولید شد [۹ و ۱۰]. شرایط تولید فویل MBF-20 در جدول ۲ آورده شده است.

از روش پراش اشعه X برای تعیین آمورف یا بلوری بودن ریزساختار فویل تولیدی استفاده شد. آزمایش XRD با استفاده از دستگاه فیلیپس مدل X'pert با منبع تولید اشعه X از نوع کاتد مسی با طول موج ۰/۱۵۴۰۶ نانومتر انجام گرفت. به‌منظور تعیین دمای ذوب فویل‌های آمورف تولید شده از دستگاه آنالیز حرارتی تفاضلی (DTA) مدل NETZSCH STA 409 PC/PG استفاده شد. برای انجام این آزمایش ۳۰ میلی‌گرم از ماده در بوته آلومینایی قرار داده شد و تحت جریان گاز آرگون با نرخ ۲۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه تا دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شد. با استفاده از منحنی DTA به‌دست آمده، دماهای حدجامد و حدمای فویل MBF-20 ریخته ریزی شده به‌ترتیب برابر ۹۶۰ و ۱۰۲۵ درجه سانتی‌گراد تعیین شد و براساس آن دماهای مناسب برای انجام فرایند TLP انتخاب شد.

۲-۲- فرایند TLP

نمونه‌های آزمایش با استفاده از دستگاه وایر کات از شمش

ریختگی IN-738LC با ابعاد ۵×۱۰×۱۰ میلی‌مترمکعب برش داده شدند. سطوح لحیم‌کاری به‌منظور حذف لایه اکسید سطحی، سنباده‌زنی و پولیش شدند. سپس نمونه‌ها در محلول استون و با استفاده از دستگاه التراسونیک به مدت ۱۵ دقیقه شستشو داده شدند. فویل‌های آمورف MBF-20 با ابعاد ۱۰×۱۰ میلی‌مترمربع در بین سطوح پولیش شده قرار داده شد و به‌منظور ثابت نگه داشتن نمونه‌ها از یک فیکسچر از جنس فولاد زنگ نزن استفاده شد. فرایند لحیم‌کاری TLP در کوره تیوبی تحت خلأ ۵×۱۰^{-۵} تور و در محدوده دمایی ۱۰۳۵-۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های ۳۰-۶۰ دقیقه انجام شد. انتخاب دماهای اتصال TLP با توجه به نتایج آزمایش DTA و زمان‌های نگهداری بر اساس نتایج آزمایش‌های اولیه صورت گرفت. نمونه‌ها با نرخ ۲۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه تا دمای مشخص شده حرارت دیدند و پس از نگهداری به مدت معین در داخل کوره، تحت اتمسفر خلأ سرد شدند.

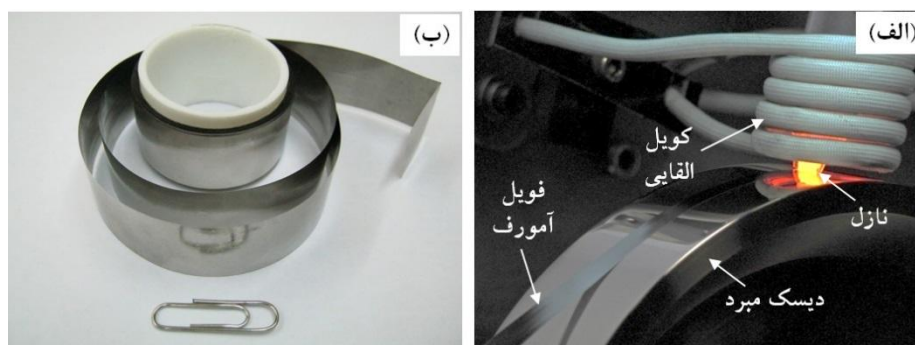
۲-۳- بررسی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی

نمونه‌های لحیم‌کاری شده برای بررسی‌های ریزساختاری از ناحیه اتصال مقطع زده شدند و پس از سنباده‌زنی و پولیش با استفاده از محلول ماربل با ترکیب شیمیایی 10 gr CuSO₄-50 ml HCl-50 ml H₂O اچ شدند. مطالعه ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از دستگاه میکروسکوپ نوری مدل NEOPHOT 32 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل JEOL-JXA 840 مجهز به سیستم طیفسنجی تفکیک طول موج^۴ (WDS) انجام پذیرفت.

آزمایش استحکام برشی در دمای محیط با استفاده از دستگاه کشش ۲۵ تن مدل Schenck با سرعت کشش ۱ میلی‌متر در دقیقه بر اساس استاندارد ASTM E8 انجام گرفت. برای اعمال نیروی برشی بر مقطع اتصال نمونه‌ها، در آزمایش کشش از فیکسچر طراحی و ساخته شده از جنس فولاد VCN 150 مطابق شکل ۲ استفاده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی اسمی فلز پایه و فلز پرکننده (برحسب درصد وزنی)

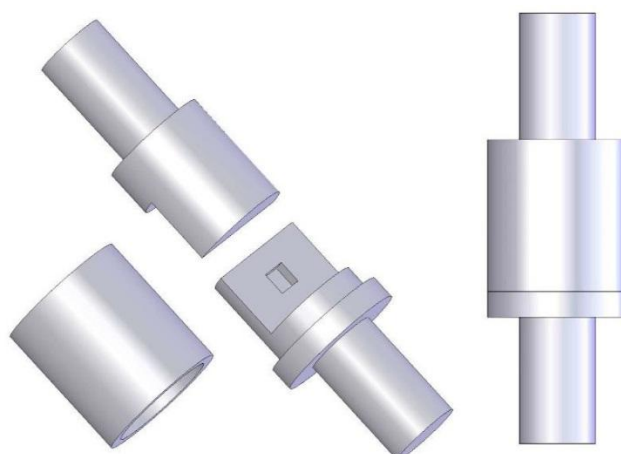
Ni	Nb	Zr	Fe	B	W	Ta	Si	Al	Ti	Mo	Co	Cr	C	آلیاژ
باقی مانده	۰/۸	۰/۰۵	۰/۰۹	۰/۰۰۷	۲/۹	۱/۶	۰/۰۵	۳/۵	۳/۳	۱/۷	۸/۳	۱۶/۱	۰/۱۱	IN-738LC
باقی مانده	-	-	۳/۰	۳/۲	-	-	۴/۵	-	-	-	-	۷/۰	۰/۰۶	MBF-20



شکل ۱- الف) فرایند ریخته رسی نوارهای عریض و ب) نمونه‌ای از فویل آمورف MBF-20 تولیدی

جدول ۲- شرایط تولید ورقه‌های آمورف MBF-20 به روش ریخته رسی و مشخصات ابعادی فویل‌ها

پهنای فویل (mm)	ضخامت فویل (μm)	پهنای شکاف نازل (μm)	زمان فوق ذوب (s)	فشار تزریق (mbar)	سرعت خطی دیسک (m/s)	فاصله نازل با دیسک (mm)
۲۰	۳۱	۲۰	۱۱۰	۸۰۰	۲۵	۰/۲۸



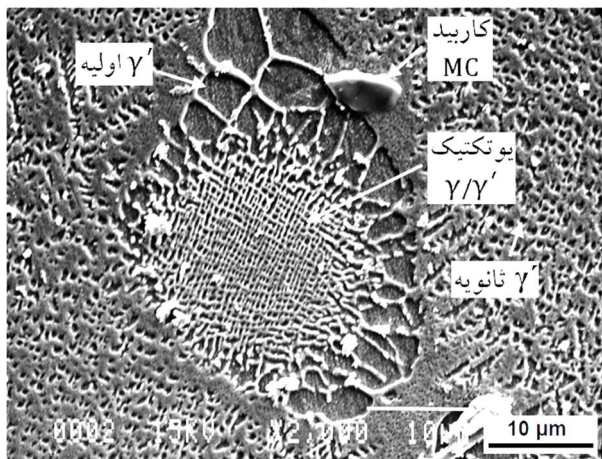
شکل ۲- فیکسچر مورد استفاده برای انجام آزمایش استحکام برشی

۳- نتایج و بحث

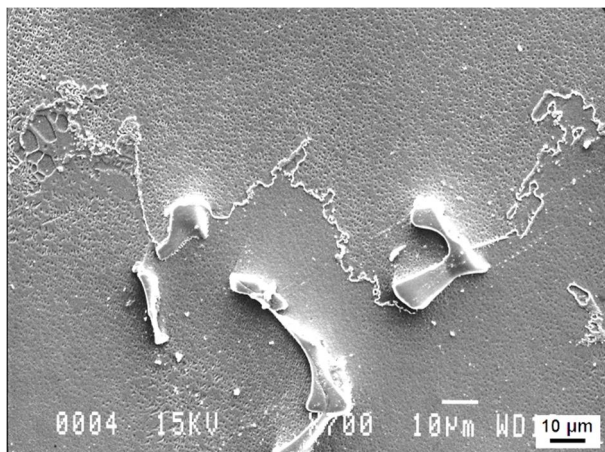
۳-۱- ریزساختار سوپرآلیاژ و فویل لحیم

در شکل ۳ تصویر SEM ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC در بزرگ‌نمایی ۲۰۰۰ برابر نشان داده شده است. ریزساختار آلیاژ

IN-738LC شامل دندریت‌های محلول جامد فاز γ (دارای ساختار بلوری FCC)، رسوب‌های مکعبی فاز γ' ($Ni_3(Al,Ti)$)، ذرات کاربیدهای آلیاژی و مناطق یوتکتیک γ/γ' است. فاز γ معمولاً شامل درصد بالایی از عناصر محلول جامد نظیر کبالت،



شکل ۳- تصویر SEM ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC ریختگی



شکل ۴- مرزدانه‌های دنداندار در سوپرآلیاژ IN-738LC

۳-۲- ریزساختار ناحیه اتصال

شکل ۶ ریزساختار ناحیه اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده آلیاژ IN-738LC با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-20 در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، ناحیه اتصال شامل سه منطقه مجزای ناحیه انجماد غیر هم‌دما (ASZ)، ناحیه انجماد هم‌دما (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) است.

در حین فرایند TLP ابتدا فویل لحیم ذوب شده و مقداری از فلز پایه را نیز ذوب و در خود حل می‌کند. از آنجا که سرعت نفوذ در فاز مایع بسیار بیشتر از فاز جامد است، بنابراین فرض می‌شود که فاز مایع با حل کردن مقداری از عناصر آلیاژی موجود در فلز پایه به‌طور سریع به ترکیب تعادلی با فاز

کروم، مولیبدن و تنگستن است که باعث استحکام‌بخشی زمینه سوپرآلیاژ می‌شود. ذرات فاز γ' $Ni_3(Al,Ti)$ با ساختار منظم FCC L1₂ عامل اصلی استحکام بالای آلیاژ IN-738 است که متغیر شبکه نزدیک به فاز زمینه γ دارد. کاربیدهای نوع MC معمولاً در اثر ترکیب کربن با عناصر دیرگداز نظیر تیتانیم، مولیبدن، تانتالیم و تنگستن با مورفولوژی مکعبی یا شبیه حروف الفبا در حین سرد شدن از دمای ریخته‌گری در ریزساختار تشکیل شده، در اثر عملیات حرارتی و یا فرارگیری در شرایط کاربرد به کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ تبدیل می‌شوند. کاربیدهای $M_{23}C_6$ عمدتاً به صورت ذرات ریز و ناپیوسته در مرزدانه‌ها رسوب می‌کنند و به دلیل جلوگیری از لغزش بین‌دانه‌ای در دماهای بالا، باعث افزایش استحکام می‌شوند. تشکیل مناطق غیرتعادلی یوتکتیک γ/γ' در حین انجماد، در اثر ریزجدایش صورت می‌گیرد [۱ و ۲]. هم‌چنین جدایش عناصر پایدار کننده فاز γ' که در طی انجماد رخ می‌دهد، تشکیل رسوب‌های γ' با اندازه‌های مختلف را مطابق تصویر SEM نشان داده شده در شکل ۳ نتیجه می‌دهد.

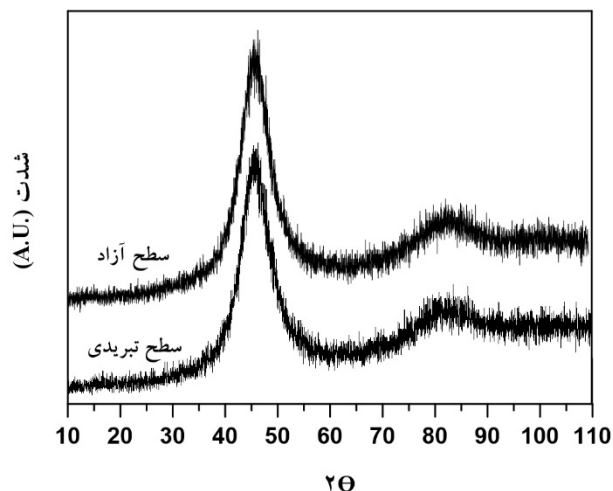
شکل ۴ مرزدانه‌های دنداندار شکل دندریته‌های فاز γ را در سوپرآلیاژ IN-738LC نشان می‌دهد. نتایج پژوهش نشان داده است که تشکیل این نوع مرزدانه‌ها معمولاً همراه با رسوب ذرات درشت γ' در مرزدانه‌هاست و موجب حرکت غیریکساخت مرزدانه‌ها می‌شود. هم‌چنین تشکیل مرزدانه‌های دنداندار از لغزش مرزدانه‌های جلوگیری می‌کند و باعث بهبود قابل توجه خواص مکانیکی دما بالا در سوپرآلیاژها می‌شود [۱].

آمورف بودن ساختار فویل لحیم ریخته ریزی شده با توجه به الگوی پراش پرتو ایکس آن مورد تأیید قرار گرفت. شکل ۵ الگوهای پراش پرتو ایکس هر دو سطح آزاد و تبریدی فویل MBF-20 را نشان می‌دهد. مطابق شکل فوق، الگوهای پراش فاقد هرگونه پیک تیز است و تنها دارای یک پیک پهن است که این امر نشان‌دهنده آمورف شدن کامل ساختار است.

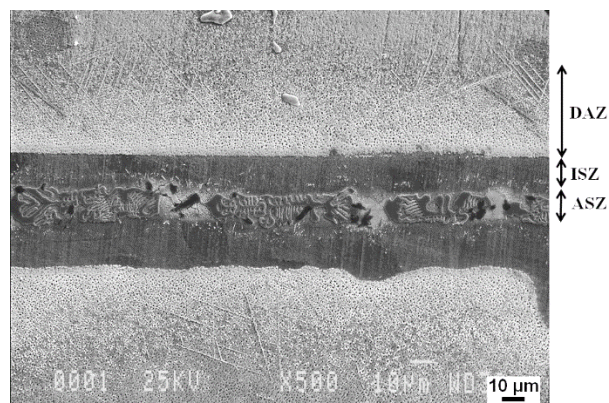
یافته از فصل مشترک فاز جامد با ناحیه اتصال به سمت مرکز ناحیه اتصال گسترش می‌یابد. در حین انجماد هم‌دم، پس‌زده شدن عناصر آلیاژی از ناحیه انجماد یافته به داخل مذاب وجود ندارد لذا ساختار ناحیه انجماد یافته شامل محلول جامد γ است (منطقه ISZ در شکل ۶) و تشکیل فازهای ثانویه قابل توجه نیست.

ریزساختار ناحیه ASZ مطابق شکل ۶، دارای مورفولوژی یوتکتیکی است که در شرایط غیرهم‌دم انجماد پیدا می‌کند. این ناحیه به دلیل عدم وجود زمان کافی برای تکمیل فرایند انجماد هم‌دم تشکیل می‌شود. شکل ۷ تصاویر SEM ناحیه مرکزی (ASZ) اتصال TLP تشکیل شده در دمای 1080°C درجه سانتی‌گراد به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه ورقه آمورف را نشان می‌دهد. بررسی نتایج SEM-WDS (جدول ۳) و آنالیز نقشه اشعه ایکس (X-ray mapping) (شکل‌های ۷-ج و د) مشخص می‌سازد که ناحیه ASZ شامل فازهای متفاوتی نظیر فازهای یوتکتیک بورایدی غنی از نیکل و کروم و ذرات ریز سیلیسید نیکل در زمینه γ هستند. (البته امکان آنالیز عنصر بورتوسط SEM میسر نبوده است). فازهای غنی از کروم به دلیل اینکه جرم اتمی کم‌تری در مقایسه با فازهای غنی از نیکل دارند، در تصویر الکترون‌های برگشتی مطابق شکل ۷-ب، به ترتیب به رنگ تیره و روشن ظاهر می‌شوند. علاوه بر فازهای اشاره شده، فاز یوتکتیک ریز سیلیسید نیکل γ/Ni نیز در برخی مناطق ناحیه ASZ (شکل ۷-الف) مشاهده شد. تشکیل این نوع فاز یوتکتیک در نتیجه افزایش موضعی غلظت عنصر سیلیسیم در ناحیه مرکزی اتصال در حین فرایند TLP اتفاق می‌افتد.

دو پدیده انجماد مرتبط با هم شامل تشکیل دندریت‌ها و جدایش عناصر محلول، می‌تواند تشکیل ریزساختار ناحیه ASZ را کنترل نماید [۱۱]. از آنجایی که جهت انجماد از فصل مشترک فلز پایه جامد به سمت ناحیه مرکزی مذاب است، تشکیل ریزساختار نام‌برده قابل توجه است. فاز γ که از فصل مشترک جامد/مایع به شکل دندریتی رشد می‌کند، اولین فاز

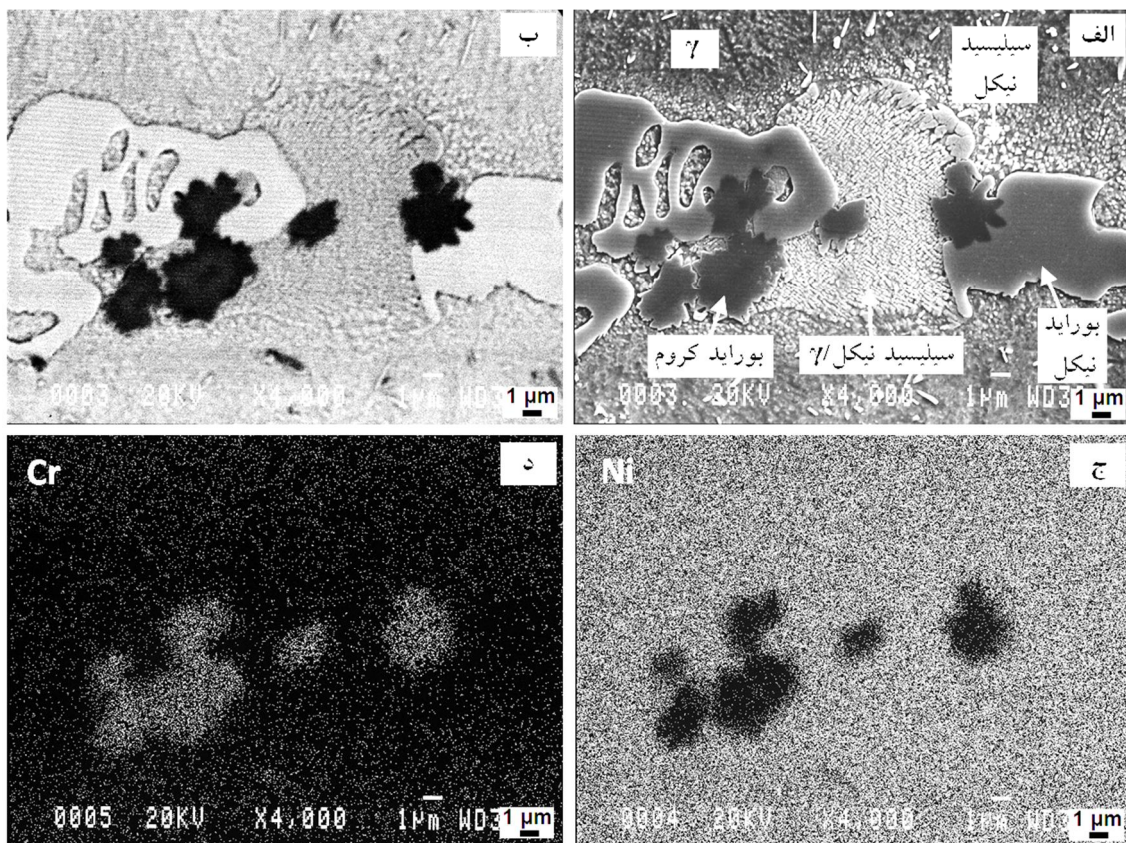


شکل ۵- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح تبریدی و آزاد فویل MBF-20



شکل ۶- تصویر SEM از ناحیه اتصال TLP تشکیل شده در دمای 1080°C درجه سانتی‌گراد به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف

جامد مجاور برسد. این مرحله بسیار سریع‌تر از نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب نظیر بور و سیلیسیم، به داخل ساختار فلز پایه انجام می‌شود. پس از به تعادل رسیدن مذاب با جامد، نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب کنترل کننده نرخ فرایند خواهد بود. با نفوذ این عناصر به داخل شبکه فاز جامد، ترکیب مذاب از این عناصر فقیر می‌شود و بنابراین دمای حد مایع آن افزایش می‌یابد. به محض بالاتر رفتن دمای حد مایع مذاب از دمای فرایند TLP مرحله انجماد هم‌دم آغاز می‌شود. با گذشت زمان و نفوذ بیش‌تر این عناصر به داخل فاز جامد، منطقه انجماد



شکل ۷- تصاویر SEM از ناحیه ASZ اتصال TLP در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده دولایه فویل آمورف، (الف) الکترون‌های ثانویه، (ب) الکترون‌های برگشتی، (ج) و (د) به ترتیب آنالیز نقشه اشعه ایکس عناصر نیکل و کروم

جدول ۳- نتایج آنالیز SEM-WDS فازهای رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ نمونه اتصال داده شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده دولایه فویل آمورف

ترکیب شیمیایی (wt%)											فاز
W	Mo	Nb	Co	Fe	Ti	Si	Al	Cr	Ni		
۴/۶۱	۱/۷۶	۶/۷۰	۲/۱۷	۰/۹۹	۴/۴۰	۱/۴۹	۰/۹۸	۶/۵۳	۷۰/۳۹	بوراید نیکل	
۸/۴۲	۳/۷۶	۷/۶۷	۰/۶۶	۱/۲۲	۰/۳۳	۰/۲۲	۰/۷۸	۶۹/۷۵	۷/۱۹	بوراید کروم	
۰/۰۰	۰/۳۳	۱/۸۳	۱/۷۰	۱/۷۷	۱/۱۲	۹/۰۷	۰/۶۲	۴/۴۶	۷۹/۱۰	سیلیسید نیکل γ	
۴/۲۴	۲/۵۱	۴/۹۰	۱/۴۰	۲/۲۳	۱/۴۵	۱۰/۴۷	۱/۲۶	۵/۳۵	۶۶/۱۸	ذرات سیلیسید نیکل	
۲/۱۶	۰/۹۹	۲/۴۲	۱/۸۰	۳/۰۱	۰/۸۵	۲/۱۰	۱/۱۵	۱۰/۰۷	۷۵/۴۷	محلول جامد γ	

به بالاتر از حد حلالیت آن‌ها در فاز γ افزایش یابد، فازهای انجمادی ثانویه بین دندریت‌ها تشکیل می‌شوند. از آنجایی که قابلیت حل شدن عنصر بور در مقایسه با قابلیت حل شدن عنصر سیلیسیم در نیکل و کروم به مراتب کم‌تر است [۱۲]،

جامدی است که در حین سرد کردن در این ناحیه تشکیل می‌شود. با رشد پیوسته این فاز، عناصر حل شونده با ضریب جدایش کم‌تر از یک ($k < 1$) به سمت مذاب پس زده می‌شوند. هنگامی که مذاب از عناصر حل شونده غنی شود و غلظت آن‌ها

اتم‌های بور در حین انجماد به سمت فاز مایع پس زده شده، ترکیبات بورایدی نیکل و کروم با پیشرفت فرایند انجماد در ناحیه ASZ تشکیل می‌شوند.

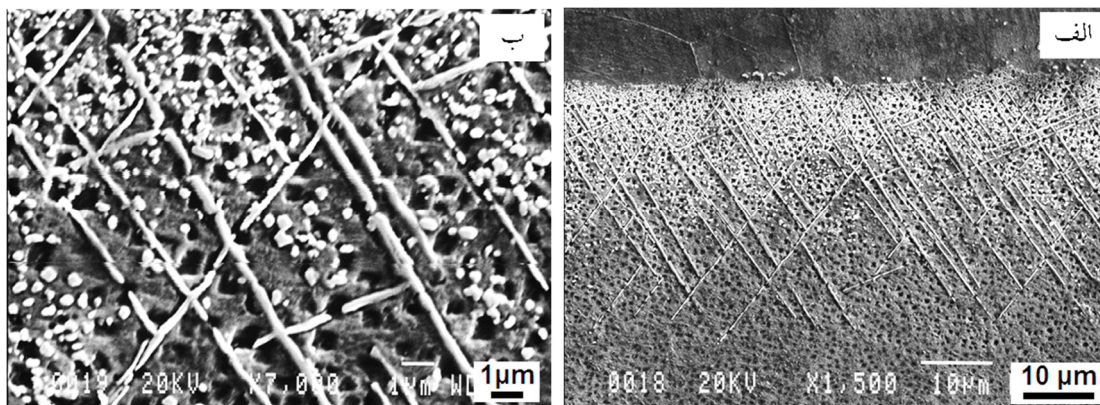
در طی فرایند TLP در صورتی که زمان کافی برای کامل شدن انجماد هم‌دما و نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب به سمت فلز پایه وجود داشته باشد، از تشکیل ناحیه ASZ در منطقه اتصال جلوگیری می‌شود و لذا پس از پایان یافتن فرایند اتصال، فازهای یوتکتیکی در ناحیه مرکزی مشاهده نمی‌شوند. اما در صورتی که زمان کافی برای نفوذ و خارج شدن این عناصر از ناحیه اتصال وجود نداشته باشد، در حین سرد شدن از دمای اتصال طی یک تحول یوتکتیکی به فازهای بورایدی و سیلیسیدی تبدیل می‌شود. بنابراین فرایند سرد شدن نیروی محرکه اصلی برای انجماد غیرهم‌دما است و در صورتی که زودتر از یک زمان بحرانی اتفاق بیافتد که امکان کامل شدن انجماد هم‌دما فراهم نشود، فاز مایع باقی‌مانده به صورت غیرهم‌دما در ناحیه مرکزی اتصال انجماد پیدا می‌کند.

مطابق نتایج جدول ۳، فازهای بورایدی تشکیل شده در ناحیه ASZ دارای مقدار سیلیسیم ناچیزی هستند که این موضوع نشان‌دهنده عدم حلالیت این عنصر در این ترکیبات است. بنابراین با پیشرفت فرایند انجماد، سیلیسیم به سمت فاز مایع باقی‌مانده پس زده شده، منجر به غنی شدن آن از سیلیسیم می‌شود. تحت شرایط سرد شدن سریع، آخرین بخش فاز مایع باقی‌مانده در ناحیه مرکزی اتصال که غنی از سیلیسیم است، به شکل یوتکتیک سیلیسید نیکل در زمینه محلول جامد γ انجماد پیدا می‌کند (شکل ۷-الف). با توجه به مورفولوژی ذرات ریز سیلیسید نیکل تشکیل شده در اطراف فازهای یوتکتیکی در ناحیه ASZ، مشخص می‌شود که یک واکنش رسوب در حالت جامد عامل تشکیل این ذرات ریز است. با توجه به غلظت بالای سیلیسیم در نواحی اطراف فازهای یوتکتیکی و هم‌چنین نظر به کاهش حلالیت سیلیسیم در نیکل با کاهش دما، مطابق منحنی فازی دو تایی Ni-Si [۱۲]، می‌توان نتیجه

گرفت که پس از تشکیل فازهای انجمادی و در حین سرد شدن از دمای بالا، ذرات ریز سیلیسید نیکل (Ni_3Si) در اطراف فازهای یوتکتیکی و در زمینه محلول جامد γ رسوب می‌کنند (شکل ۷-الف).

ترکیبات بورایدی و فازهای یوتکتیکی تشکیل شده در ناحیه ASZ باعث کاهش انعطاف‌پذیری اتصال نهایی می‌شوند. این فازها علاوه بر کاهش انعطاف‌پذیری، مقاومت در مقابل خوردگی و اکسیداسیون اتصال ایجاد شده را نیز کاهش می‌دهند [۷]. هم‌چنین به واسطه حضور این فازها در منطقه ASZ دمای کاری اتصال نیز به علت جدایش بور در ناحیه مرکزی اتصال کاهش می‌یابد. در نتیجه باید عملیات همگن‌سازی توزیع عنصر بور و تسهیل شرایط برای نفوذ و پخش شدن این عنصر در داخل ساختار در دماهای پایین‌تر و زمان‌های بیش‌تر برای جلوگیری از ذوب شدن مناطق بین دندریتی صورت گیرد که خود باعث افزایش هزینه‌های تمام شده می‌شود. محدودیت اشاره شده را می‌توان با انتخاب مناسب زمان اتصال به گونه‌ای که منطقه ASZ از ابتدا تشکیل نشود مرتفع کرد.

شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی SEM از ناحیه DAZ اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده در دمای ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-20 را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ناحیه DAZ شامل ذرات رسوبی با دو نوع مورفولوژی متفاوت است: مورفولوژی بلوکی و مورفولوژی سوزنی. دانسیته رسوب‌های اشاره شده با افزایش فاصله از فصل مشترک فلز پایه و ناحیه اتصال کاهش پیدا می‌کند. نتایج آنالیز SEM-WDS انجام گرفته بر روی هر دو نوع ذرات رسوبی در ناحیه DAZ نشان دهنده درصد تقریباً بالای عنصر کروم در این رسوبات است. هرچند امکان تعیین مقدار دقیق عناصر بور و کربن به کمک میکروسکوپ SEM وجود ندارد ولی انتظار می‌رود به دلیل حضور کربن در فلز پایه و ضریب نفوذ بالای بور و حلالیت کم آن در نیکل و هم‌چنین تمایل بالای بور به ایجاد ترکیبات بین فلزی با کروم، فازهای بورایدی و یا کربو بورایدی



شکل ۸- تصاویر SEM از ناحیه DAZ اتصال TLP تشکیل شده در دمای ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف

تشکیل ترکیبات بورایدی دارند، افزایش پیدا می‌کند و از طرف دیگر بر اساس منحنی فاز Ni-B [۱۲] میزان حلالیت بور در نیکل افزایش می‌یابد. بنابراین کاهش درصد بور در منطقه ISZ و افزایش حلالیت بور در فلز پایه با افزایش دمای اتصال دهی می‌تواند باعث کاهش درصد فازهای بورایدی در منطقه DAZ شود. صحت این موضوع را می‌توان با توجه به مقدار بیش‌تر فازهای بورایدی تشکیل‌شده در ناحیه DAZ نمونه اتصال داده شده در دماهای ۱۰۳۵ و ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد (شکل ۱۰-۱) الف و ب) در مقایسه با دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۱۰-ج) به وضوح مشاهده نمود.

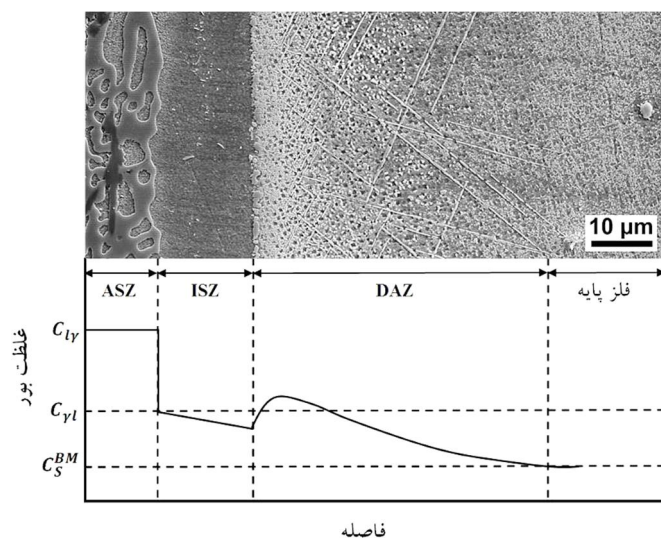
۳-۳- تأثیر متغیرهای فرایند TLP بر ریزساختار ناحیه اتصال

۳-۳-۱- دمای اتصال‌دهی

فرایند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا به وسیله نفوذ عناصر آلیاژی از ناحیه اتصال به فلز پایه و بالعکس کنترل می‌شود، لذا متغیرهای تأثیرگذار بر روی نفوذ عناصر آلیاژی همانند دما و زمان از اهمیت بالایی در تعیین ریزساختار نهایی اتصال برخوردارست. شکل ۱۰ تصاویر ریزساختار ناحیه اتصال نمونه لحیم شده با استفاده از یک لایه فویل در دماهای ۱۰۳۵، ۱۰۵۵ و ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ۳۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که از تصاویر فوق مشخص است، اتصال ایجاد شده در دمای

غنی از کروم در ناحیه مجاور به فصل مشترک بین فلز پایه و ناحیه اتصال تشکیل شوند.

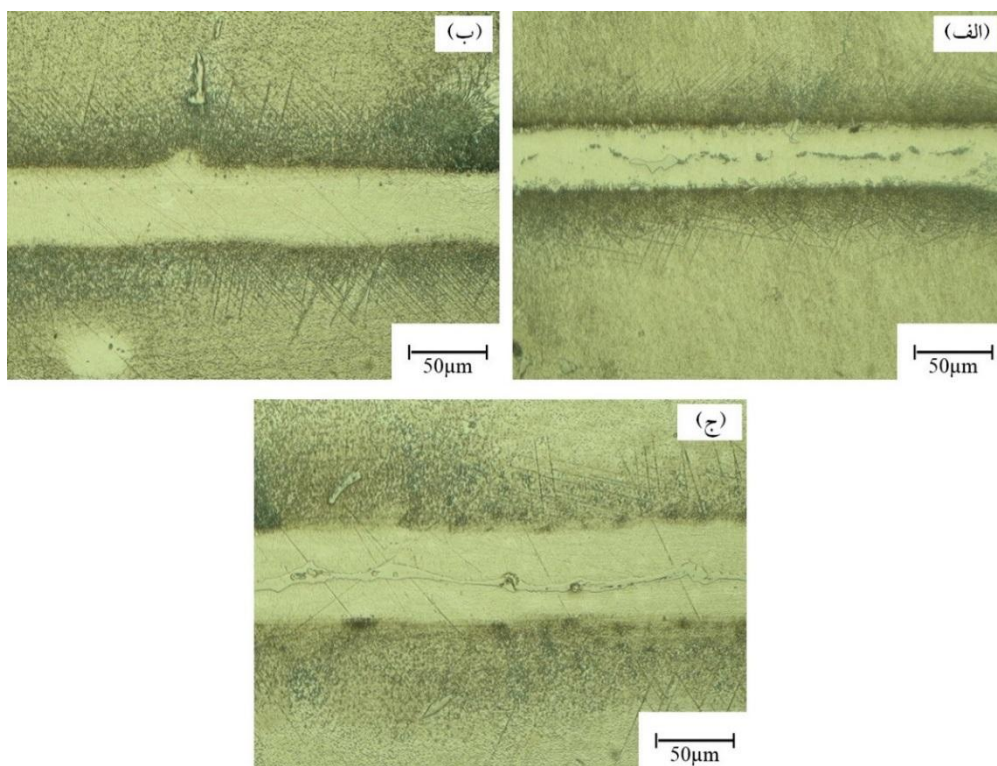
شکل‌گیری رسوب‌های بورایدی در ناحیه DAZ بر پایه نفوذ عنصر بور در فلز پایه در حین فرایند انجماد هم‌دما استوار است. با توجه به مطالب بحث شده می‌توان توزیع غلظت عنصر بور در مقطع نمونه مورد آزمایش را مطابق شکل ۹ در نظر گرفت. همان‌طور که در نمودار شماتیک شکل ۹ مشاهده می‌شود، غلظت عنصر بور در ناحیه ISZ بالاتر از حد انحلال آن در فلز پایه (C_S^{BM}) است. افزایش موضعی غلظت بور در فلز پایه و در مجاورت منطقه اتصال به شکل‌گیری بورایدهای فلزی منجر می‌شود. مقدار عنصر بور که می‌تواند به داخل فلز پایه نفوذ کند به مقدار زیادی به میزان انحلال بور در فصل مشترک فاز مایع و ناحیه ISZ (C_{γ}) بستگی دارد. اگر درصد عنصر بور در ناحیه ISZ بالاتر از میزان انحلال آن در فلز پایه باشد، این عنصر به سمت فلز پایه نفوذ می‌کند و با افزایش درصد بور در فلز پایه به مقادیری بالاتر از میزان حلالیت بور در محلول جامد فاز γ نیکل، تشکیل فازهای بورایدی را در ناحیه DAZ نتیجه می‌دهد. برعکس زمانی که غلظت عنصر بور در ناحیه ISZ کم‌تر از میزان حلالیت عنصر بور در فلز پایه باشد، ترکیبات بورایدی در ناحیه DAZ تشکیل نخواهند شد. با افزایش دمای اتصال‌دهی از طرفی میزان حضور عناصر آلیاژی فلز پایه نظیر کروم، تنگستن و مولیبدن در ناحیه اتصال که تمایل زیادی به



شکل ۹- نمودار شماتیک نحوه توزیع عنصر بور در سه ناحیه ASZ، ISZ و DAZ در اتصال TLP

به صورت ترکیبات بورایدی منجمد می شود. علاوه بر این، جدایش عناصر آلیاژی فلز پایه در حین انجماد نیز بر روی زمان اتمام فرایند اتصال دهی در دمای مشخص تأثیرگذار است. در مرحله ابتدایی فرایند اتصال دهی و با ذوب شدن فویل اتصال دهنده، مقداری از عناصر فلز پایه نیز در منطقه مذاب حل می شود. فرایند حل شدن عناصر فلز پایه در مذاب ناحیه اتصال تا زمانی که فازهای مذاب و جامد به تعادل ترمودینامیکی برسند ادامه می یابد. با افزایش دما، میزان بیشتری از سطح فلز پایه ذوب شده و لذا درصد عناصر آلیاژی فلز پایه که در ناحیه اتصال حل می شوند افزایش می یابد. در اثر این پدیده، عناصر آلیاژی فلز پایه نظیر تیتانیوم، تنگستن، نایوبیوم و مولیبدن در منطقه مذاب حل می شوند. از آن جا که حلالیت این عناصر در محلول جامد γ پایین است، با پیشرفت فرایند انجماد هم دما، این عناصر به داخل مذاب باقی مانده در منطقه میانی اتصال پس زده می شوند (جدول ۳). با پیشرفت مرحله انجماد هم دما مذاب باقی مانده در ناحیه میانی اتصال به تدریج از عناصر آلیاژی فلز پایه غنی می شود و دمای تعادلی انجماد آن کاهش می یابد. با افزایش دمای اتصال دهی، از آن جا که مقدار بیش تری از عناصر فلز پایه در مذاب میانی منطقه اتصال باقی می ماند، زمان بیش تری

۱۰۳۵ درجه سانتی گراد کامل نیست و ترکیبات بین فلزی و حفرات در منطقه اتصال تشکیل شده اند (شکل ۱۰- الف). با افزایش دمای اتصال دهی تا ۱۰۵۵ درجه سانتی گراد انجماد هم دما کامل شد اما با افزایش بیش تر دما تا ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد ترکیبات بین فلزی دوباره در ناحیه میانی اتصال مشاهده شدند. کاهش نرخ انجماد هم دما با افزایش دما از ۱۰۵۵ تا ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد را می توان به این صورت توجیه نمود که با شروع فرایند اتصال دهی، عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب همانند بور و سیلیسیم از داخل ناحیه اتصال به سمت فلز پایه نفوذ می کنند. با کاهش درصد این عناصر در منطقه اتصال، دمای حد جامد مذاب موجود در این ناحیه افزایش یافته و با رسیدن دمای حد جامد به دمای اتصال دهی، فرایند انجماد هم دما از نواحی مجاور به فلز پایه آغاز می شود و به سمت مرکز ناحیه اتصال ادامه پیدا می کند. با افزایش دمای اتصال دهی، زمان لازم برای یکسان شدن دمای حد جامد مذاب و دمای اتصال دهی افزایش می یابد. به عبارت دیگر با افزایش دما زمان بیش تری طول می کشد تا انجماد هم دما در ناحیه میانی منطقه اتصال کامل شود. لذا پس از پایان فرایند در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد مایع باقی مانده در ناحیه میانی که غنی از بور و عناصر آلیاژی است،



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف در زمان ثابت ۳۰ دقیقه و دماهای، الف) ۱۰۳۵، ب) ۱۰۵۵ و ج) ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد

نگهداری تا ۶۰ دقیقه، تغییر قابل توجهی در ریزساختار ناحیه اتصال مشاهده نشد. از آنجا که مکانیزم فرایند اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا بر مبنای پدیده نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب از منطقه اتصال به سمت فلز پایه استوار است لذا با افزایش زمان، درصد عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب بیش تری به داخل فلز پایه نفوذ می کنند و در نتیجه از درصد ترکیبات بین فلزی در ناحیه میانی اتصال کاسته می شود.

برای پیش بینی زمان انجماد هم دما در فرایند TLP برخی مدل های ریاضی بر اساس سرعت نفوذ در درون ساختار ارائه شده است [۱۶ و ۱۷]. به طور کلی، زمان تقریبی فرایند انجماد هم دما را می توان با استفاده از رابطه ۱ محاسبه نمود:

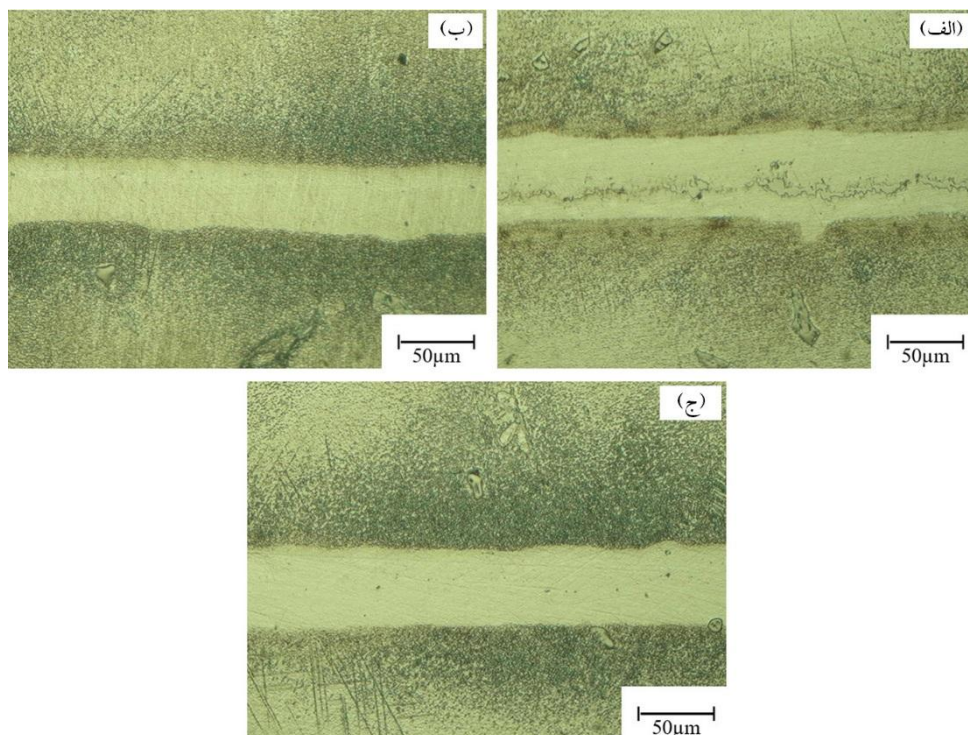
$$t_f^{1/2} = \frac{2h}{4\gamma D^{1/2}} \quad (1)$$

در این رابطه h حداکثر پهنای فلز لحیم قرار داده شده در فصل مشترک جامد/مذاب در شرایط تعادلی، D ضریب نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب در فلز پایه و γ یک متغیر بدون بعد

برای نفوذ این عناصر از میان محلول جامد γ مورد نیاز است و در نتیجه زمان فرایند اتصال دهی افزایش می یابد. کاهش سرعت مرحله انجماد هم دما در دماهای بالای اتصال دهی با کارهای قبلی انجام گرفته توسط سایر پژوهشگران [۱۳-۱۵] در اتصال دهی به وسیله آلیاژ پرکننده Ni-Cr-B نیز مطابقت دارد.

۳-۲-۳- مدت زمان اتصال دهی

شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد و زمان های ۳۰، ۴۵ و ۶۰ دقیقه به وسیله یک لایه فویل آمورف را نشان می دهد. همان طور که در شکل های بالا مشخص است، نمونه اتصال داده شده در مدت زمان ۳۰ دقیقه شامل ترکیبات بین فلزی در ناحیه مرکزی اتصال TLP است و با افزایش زمان اتصال دهی به ۴۵ دقیقه، ریزساختار ایجاد شده در منطقه اتصال همگن تر شده، ترکیبات بین فلزی در این ناحیه مشاهده نمی شوند. با افزایش بیش تر زمان



شکل ۱۱- (رنگی در نسخه الکترونیکی) تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف در دمای ۱ درجه سانتی‌گراد (۸۰° و زمان‌های، الف) (۳۰، ب) (۴۵ و ج) ۶۰ دقیقه

به قابلیت حلالیت عناصر حل شونده در فلز پایه نیز بستگی دارد، ممکن است همانطور که در مورد افزایش دمای اتصال دهی از ۱۰۵۵ به ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ۳۰ دقیقه در بخش قبل بحث شد، لزوماً منجر به افزایش سرعت فرایند انجماد نشود.

۳-۳-۳- ضخامت فویل لحیم

شکل‌های ۱۲- الف وب تأثیر ضخامت لایه فویل پرکننده را بر روی ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۴۵ دقیقه با استفاده از یک و دو لایه فویل MBF-20 نشان می‌دهند. در نمونه اتصال داده شده به وسیله یک لایه ورقه آمورف (شکل ۱۲- الف)، ریزساختار ناحیه اتصال فاقد ترکیبات بین فلزی است اما با افزایش ضخامت فویل (شکل ۱۲- ب)، علاوه بر افزایش ضخامت منطقه اتصال، فازها و ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال تشکیل می‌شوند. با افزایش ضخامت لایه اتصال‌دهنده مسافت نفوذ بیش‌تر

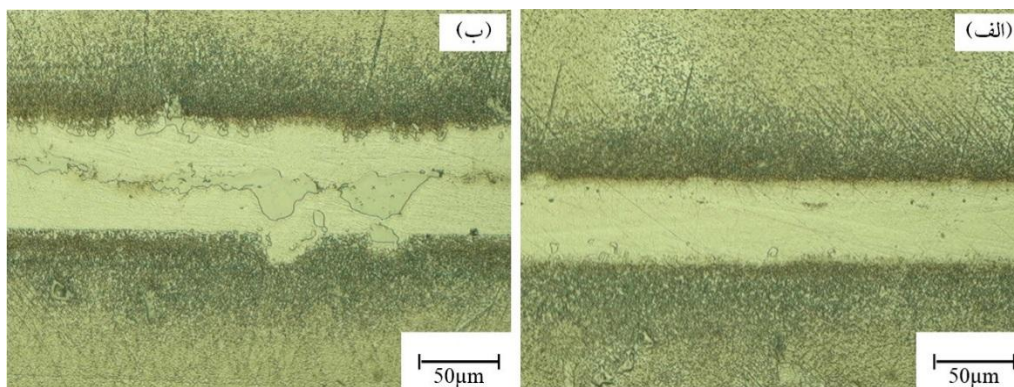
است که با استفاده از رابطه ۲ محاسبه می‌شود:

$$\frac{C_{\alpha} - C_m}{C_{\beta} - C_{\alpha}} = \gamma \sqrt{\pi} \exp(\gamma^2/2 (1 + \operatorname{erf} \gamma)) \quad (2)$$

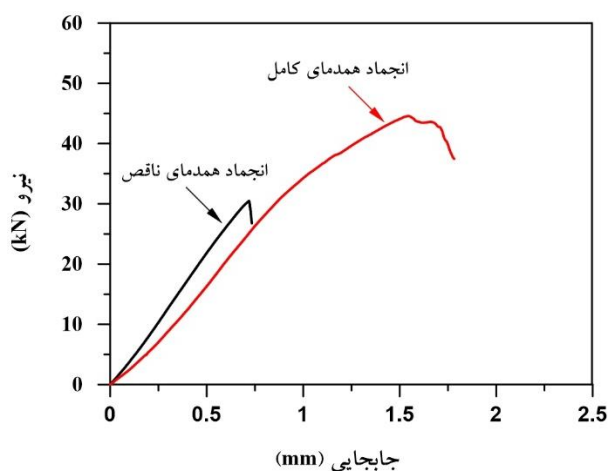
در رابطه ۲ C_{β} و C_{α} به ترتیب غلظت‌های تعادلی عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب فازهای جامد و مایع در فصل مشترک انتقالی و C_m غلظت اولیه عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب در آلیاژ فلز پایه است. ضریب نفوذ عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب در فلز پایه (D) به شدت به دمای نگهداری بر اساس رابطه آرنیوسی (رابطه ۳) بستگی دارد [۱۷]:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

در این رابطه R ثابت گازها، T دمای اتصال‌دهی برحسب کلونین و D_0 فاکتور فرکانس است. با توجه به رابطه ۳ انتظار می‌رود که با افزایش دمای لحیم‌کاری، ضریب نفوذ افزایش قابل‌توجهی یابد و بنابراین نرخ انجماد هم‌دمای افزایش یافته، t_f کاهش پیدا کند. اما از طرفی افزایش دمای نگهداری با توجه به اینکه نرخ واقعی انجماد به‌غیراز میزان نفوذ عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب



شکل ۱۲- (رنگی در نسخه الکترونیکی) تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای ۱۰۵۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۴۵ دقیقه با استفاده از، الف) یک لایه و ب) دو لایه فویل آمورف



شکل ۱۳- منحنی نیرو-جابجایی تحت بارگذاری برشی برای نمونه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با ناحیه انجماد همدمای کامل و ناقص

برشی ناحیه اتصال با تغییرات پهنای ناحیه ASZ رابطه عکس دارد بدین معنی که با افزایش پهنای ناحیه ASZ، استحکام برشی کاهش پیدا کرده است. افزایش استحکام برشی رابطه مستقیم با کاهش درصد ترکیبات بین فلزی ترد در این منطقه دارد به طوری که ناحیه اتصال با کامل شدن مرحله انجماد هم‌دما، بالاترین استحکام برشی را داراست.

۴- نتیجه‌گیری

- نتایج به دست آمده در این پژوهش نشان داد که فویل

می‌شود و از آنجا که زمان نفوذ با توان دوم مسافت ارتباط مستقیم دارد، لذا انتظار می‌رود که با افزایش ضخامت لایه اتصال‌دهنده، زمان لازم برای اتمام فرایند انجماد هم‌دما مطابق رابطه ۱ افزایش یابد.

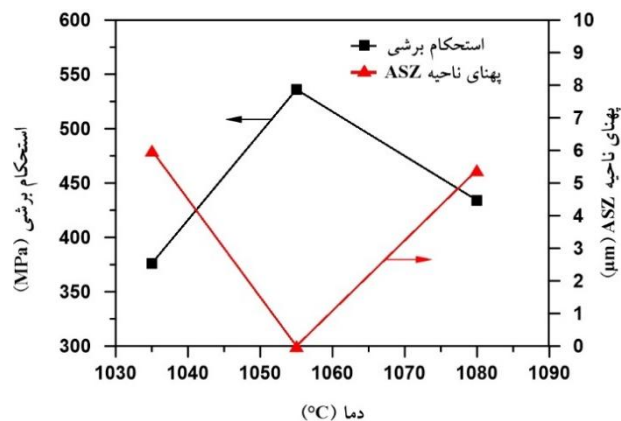
۳-۴- استحکام برشی

شکل ۱۳ منحنی‌های نیرو-جابجایی به دست آمده از آزمایش استحکام برشی برای اتصال TLP ایجاد شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های ۳۰ و ۶۰ دقیقه را نشان می‌دهد. نمونه اتصال داده شده در زمان ۳۰ دقیقه شامل فازها و ترکیبات یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال (ASZ) و یا به عبارتی ناحیه اتصال هم‌دمای ناقص است (شکل ۱۱- الف) که با افزایش زمان اتصال دهی تا ۶۰ دقیقه فازهای بین فلزی حذف شده و انجماد هم‌دمای کامل اتفاق می‌افتد (شکل ۱۱- ج). مطابق منحنی‌های نیرو-جابجایی در شکل ۱۳، نمونه با ناحیه انجماد هم‌دمای کامل، استحکام، انعطاف‌پذیری و میزان جذب انرژی بیشتری در مقایسه با نمونه دارای ناحیه انجماد هم‌دمای ناقص که شامل ترکیبات بین فلزی ترد در ناحیه مرکزی اتصال است، نشان می‌دهد.

شکل ۱۴ تغییرات استحکام برشی و پهنای ناحیه ASZ اتصال را به صورت تابعی از دمای اتصال‌دهی نشان می‌دهد. همان‌طور که در این نمودار مشاهده می‌شود، تغییرات استحکام

محلول جامد γ است. ناحیه ASZ به علت کامل نشدن انجماد هم‌دم، شامل ترکیبات بورایدی غنی از نیکل و کروم و سیلیسید نیکل است و ذرات ریز سیلیسید نیکل در حین سرد شدن در حالت جامد در زمینه γ یوتکتیک تشکیل می‌شوند. در ناحیه DAZ فازهای بورایدی و یا کربو بورایدی غنی از کروم مشاهده شد.

- در ناحیه ASZ با افزایش زمان فرایند اتصال‌دهی، فرصت کافی برای نفوذ عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب نظیر بور فراهم شد و لذا از میزان ترکیبات بین فلزی کاسته شد.
- اتصال‌دهی در دمای 1055 درجه سانتی‌گراد به مدت 30 دقیقه منجر به تکمیل فرایند انجماد هم‌دم در ناحیه اتصال شد اما با افزایش بیش‌تر دما تا 1080 درجه سانتی‌گراد، سرعت مرحله انجماد هم‌دم کاهش پیدا کرد.
- نمونه‌های TLP که فرایند انجماد هم‌دم در آن‌ها کامل می‌شود و ناحیه مرکزی اتصال فاقد فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی است، دارای بالاترین استحکام برشی هستند.



شکل ۱۴- تغییرات استحکام برشی و ضخامت ناحیه ASZ نمونه‌های اتصال داده شده در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف تک لایه

آمورف MBF-20 تولیدی قابلیت لحیم‌کاری مناسبی برای اتصال‌دهی آلیاژ IN-738LC به روش TLP دارد. بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های لحیم‌کاری شده مشخص نمود که ناحیه اتصال برحسب شرایط فرایند اتصال دهی می‌تواند شامل سه منطقه مجزای انجماد غیر هم‌دم (ASZ)، انجماد هم‌دم (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) باشد.

- ناحیه ISZ (منطقه انجماد هم‌دم)، تک فازی و شامل

واژه‌نامه

1. Transient Liquid Phase Bonding (TLP)
2. Melting Point Depressant (MPD)
3. Planar Flow Casting (PFC)
4. Wavelength-Dispersive Spectroscopy (WDS)

مراجع

1. Reed, R.C., *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press, 2006.
2. Thakur, A., "Microstructural Responses of a Nickel Base Cast IN-738 Superalloy to a Variety of Pre-Weld Heat-Treatments", M.Sc. Thesis, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Winnipeg, Manitoba, 1997.
3. Idowu, O.A., Ojo, O.A. and Chaturvedi, M.C., "Microstructural Study of Transient Liquid Phase Bonded Cast INCONEL 738LC Superalloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37A, p. 2787, 2006.
4. Mosallae, M., Ekrami, A., Ohsasa, K. and Matsuura, K., "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.
5. Paulonis, D., Duvall, D. and Owczarski, W., "Diffusion bonding utilizing transient liquid phase" US Patent, No. 3678570, 1971.
6. Cheng, J.M., "Transient Liquid Phase Bonding in the Nickel Base Superalloy CM 247LC", M. Sc. Thesis,

- The Faculty of Graduate Studies, The University of British Columbia, 2005.
7. Cook, G.O. and Sorensen, C.D., "Overview of Transient Liquid Phase and Partial Transient Liquid Phase Bonding", *Journal of Materials Science*, Vol. 46, pp. 5305–5323, 2011.
 8. Rabinkin, A. and Liebermann, H.H., "Brazing and Soldering with Rapidly Solidified Alloys", in: *Rapidly Solidified Alloys*, Ed. Liebermann, H. H., Marcell Dekker, USA, 1993.
 9. جزایری قره باغ، ع.، بینش، ب. و ارونی حصاری، ح.، فرآوری فویل‌های لحیم کاری آمورف پایه نیکل به روش ریخته‌ریسی، طرح پژوهشی، پژوهشکده توسعه تکنولوژی جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، ۱۳۹۲.
 10. Binesh, B. and Jazayeri-Gharehbagh, A., "A Study on Processing and Characterization of BNi2 Nickel-Base Amorphous Brazing Foil", Proceeding of the Second International and the Seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering and Iranian Foundrymen Scientific Societies, University of Semnan, Semnan, 2013.
 11. Jalilvand, V., Omidvar, H., Rahimipour, M.R. and Shakeri, H.R., "Influence of Bonding Variables on Transient Liquid Phase Bonding Behavior of Nickel Based Superalloy IN-738LC", *Materials and Design*, Vol. 52, pp. 36–46, 2013.
 12. ASM Handbook, "Alloy Phase Diagrams," Vol. 3, ASM International, USA, 1992.
 13. Pouranvari, M., Ekrami, A. and Kokabi, A.H., "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.
 14. Idowu, O.A., Richards, N.L. and Chaturvedi, M.C., "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. Wikstrom, N.P., Ojo, O.A. and Chaturvedi, M.C., "Influence of Process Parameters on Microstructure of Transient Liquid Phase Bonded Inconel 738LC Superalloy with Amdry DF-3 Interlayer", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 417, pp. 299- 306, 2006.
 16. Ramirez, J. and Liu, S., "Diffusion Brazing in the Nickel-boron System", *Welding Journal*, Vol. 71, pp. 365s–375s, 1992.
 17. Zhou, Y., Gale, W. and North, Th., "Modelling of Transient Liquid Phase Bonding", *International Materials Review*, Vol. 40, pp. 181–96, 1995.