

تأثیر عملیات همگن‌سازی بر بهبود ریزساختار ناحیه اتصال نامتجانس TLP برای سیستم FSX-414/MBF-80/IN-738

عباس جهانبخش^{۱*}، بیژن عباسی خزایی^۲، رضا بختیاری^۳

۱- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه رازی کرمانشاه، (پست الکترونیکی: abbasj1368@gmail.com)

۲- استادیار گروه مهندسی مواد دانشکده فنی و مهندسی دانشگاه رازی کرمانشاه، (پست الکترونیکی: biabkh1969@gmail.com)

۳- استادیار گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه رازی کرمانشاه، (پست الکترونیکی: bakhtiari.r@gmail.com)

Effect of homogenization treatment on microstructural evolution of dissimilar TLP joints for FSX-414/MBF-80/IN-738 system

A. Jahanbakhsh^{1*}, B. Abbasi Khazaei², R. Bakhtiari³

1-M.Sc. of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Razi University, Kermanshah, Email: abbasj1368@gmail.com.

2-Assistant Professor of Materials Engineering Dept., Faculty of Engineering, Razi University, Kermanshah, Email: biabkh1969@gmail.com.

3-Assistant Professor of Materials Engineering Dept., Faculty of Engineering, Razi University, Kermanshah, Email: bakhtiari.r@gmail.com.

چکیده

در این پژوهش، فرآیند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) در اتصال نامتجانس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN-738 به سوپر آلیاژ پایه کبالت FSX-414 با استفاده از لایه واسطه پایه نیکل MBF-80 با ضخامت $50 \mu\text{m}$ بکار گرفته شده است. اتصال دهی در دمای بهینه 1150°C و مدت زمان ۵ دقیقه در کوره تحت خلا صورت گرفت. در ادامه، عملیات همگن‌سازی، به منظور بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه اتصال TLP، در دماهای 1175°C ، 1200°C و 1225°C و به مدت ۱، ۳ و ۶ ساعت در مورد نمونه های اتصال داده شده صورت گرفت. به منظور بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و الکترونی رویی (SEM) و جهت بررسی آنالیز فازی در منطقه اتصال از SEM/WDS استفاده گردید. نتایج بررسی ریز ساختاری نشان داد که با همگن‌سازی در دمای 1175°C به مدت ۶ ساعت ترکیبات بین فلزی در منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) همچنان وجود داشته در حالیکه همگن‌سازی در دمای 1200°C به مدت ۱ ساعت موجب کاهش چشمگیر آن شده است. همگن‌سازی در دمای 1225°C به مدت ۱ ساعت موجب تشکیل مرزانه های جدید در ناحیه اتصال و تشکیل ساختار یوتکتیکی ثانویه و رشد رسوبات در زمینه و منطقه اتصال گردیده است. پروفیل غلظت عناصر آلیاژی در عرض اتصال نشان داد که در فرایند همگن‌سازی، رسوب و رشد فاز γ' در زمینه و نیز نفوذ عناصر آلیاژی کنترل کننده فرایند بوده است. کاهش قابل توجه شیب غلظت عناصر آلیاژی در دمای 1225°C به نفوذ سریع از طریق مرزانه های جدید در منطقه اتصال نسبت داده شد. مناسب ترین مشخصات ریزساختاری در شرایط همگن‌سازی $1225^\circ\text{C}/1\text{h}$ مشاهده گردید.

واژه‌های کلیدی: فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP)، فرایند همگن‌سازی، اتصال نامتجانس، سوپر آلیاژ IN-738، سوپر آلیاژ FSX-414

Abstract

In this research, TLP bonding was used for dissimilar joints of IN-738/FSX-414 system using MBF-80 interlayer with the thickness of $50\mu\text{m}$. TLP bonding was carried out at optimum condition ($1150^\circ\text{C}/5\text{min}$) in a vacuum furnace. Then, in order to refine the microstructure and increase the mechanical properties of the joints, homogenization treatment was carried out at 1175°C , 1200°C and 1225°C for 1, 3 and 6 h. Optical microscope and scanning electron microscope (SEM) were used for microstructural studies and phase analysis was done using SEM/WDS analysis. Microstructural studies showed that homogenization at $1175^\circ\text{C}/6\text{h}$ had no effect on removing the diffusion affected zone (DAZ) phases, but considerable reduction of these phases has occurred at $1200^\circ\text{C}/1\text{h}$. Homogenization at 1225°C for 1h caused formation of grain boundaries and secondary eutectic phases at the joint as well as coarsening of precipitates at the joint and base metal. Profile of alloying elements concentration across the joint showed that precipitation and coarsening of at the base metal and diffusion of alloying elements were the controlling factors of homogenization. Considerable reduction in the slope of alloying elements concentration profile at 1200°C was due to the rapid diffusion through the grain boundaries of the joint. Therefore, the optimum microstructural features were seen at $1225^\circ\text{C}/1\text{h}$ homogenization condition.

Keywords: Transient liquid phase (TLP) bonding; Homogenization; Dissimilar joint; FSX-414 superalloy; IN-738 superalloy

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

زمان ۸ ساعت به دست می‌آید. آنها نشان دادند که برخی فازهای سوزنی در DAZ حتی پس از عملیات همگن‌سازی از بین نرفته‌اند. ترکیب این فازها بوراید کبالت گزارش شده است (Bakhtiari & Ekrami, 2012, 2013).

تاثیر عملیات همگن‌سازی بر خواص مکانیکی و ریزساختار منطقه اتصال ناهمگون FSX-414/MBF-803/IN-738 تا کنون مورد بررسی قرار نگرفته است، لذا هدف از این تحقیق بررسی اثر دما و زمان عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار منطقه اتصال مذکور است که از این طریق می‌توان با حذف ترکیبات ناخواسته و همگن‌سازی ترکیب شیمیایی و ریزساختاری، خواص مکانیکی مطلوب در محل اتصال را ایجاد نمود.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738، سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414، و نیز لایه واسط پایه نیکل MBF-80 به ضخامت ۵۰ میکرون با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ استفاده شده است. برای ساخت زوج‌های اتصال، نمونه‌هایی به ابعاد $10 \times 10 \times 5$ mm به وسیله دستگاه برش وایر کات از شمش‌های مربوطه تهیه و پولیش زده شدند. در مرحله بعد لایه واسط MBF-80 به ضخامت ۵۰ میکرون و به طول و عرض نمونه‌های مورد اتصال در بین دو نیمه سوپر آلیاژ پایه کبالت و پایه نیکل قرار داده شد. پس از آن زوج اتصال به همراه نگهدارنده در یک کوره تحت خلا 10^{-2} torr در شرایط بهینه اتصال یعنی دمای ۱۱۵۰ به مدت ۵ دقیقه قرار گرفته و در داخل کوره سرد شدند. برای انجام عملیات همگن‌سازی، نمونه‌ها در دماهای ۱۱۷۵، ۱۲۰۰، و ۱۲۲۵ °C به مدت زمانهای ۱ تا ۶ ساعت در یک کوره مقاومتی در اتمسفر معمولی قرار گرفته و در کوره سرد شدند.

به منظور بررسی ریزساختار منطقه اتصال، کوپل‌های نفوذی در جهت عمود بر سطح اتصال برش داده شده و متالوگرافی شدند. از محلول موراکامی $100 \text{ ml H}_2\text{O}$ و $10 \text{ g}_1 [\text{Fe}(\text{CN})_6]$ و 10 g KOH و محلول کالینز $(100 \text{ میلی لیتر اتانول})$ ، 100 میلی لیتر کلریک اسید (HCL) و 5 g CuCl_2 به ترتیب برای اچ کردن نیمه FSX-414 و نیمه IN-738 استفاده گردید. برای مطالعه ریزساختار

سوپرآلیاژهای پایه کبالت FSX-414 و سوپر آلیاژهای پایه نیکل IN-738 به ترتیب، برای نازل‌ها و پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی که در معرض مسیر گاز در دمای بالا قرار دارند استفاده می‌شوند و همچنین از لحاظ صنعتی کیفیت بالای اتصال دهی پره‌ها و نازل‌ها خیلی مهم می‌باشد (Pouranvari, Ekrami & Kokabi, 2008). یک اتصال TLP^۱ مطلوب که در آن انجماد هم دما بطور کامل انجام شده است معمولاً عاری از فازهای بین فلزی و ریز ساختار نامطلوب نظیر یوتکتیک در محل اتصال است. در اغلب اوقات ساختار اتصال بدست آمده شامل فازهای یوتکتیکی در مرکز اتصال و نیز ترکیبات بین فلزی در منطقه DAZ^۲ می‌باشد (Pouranvari et al. 2008- Bakhtiari & Ekrami, 2012-Ghoneim & Ojo, 2011). وجود ساختار یوتکتیکی و فازهای بین فلزی موجب کاهش خواص مکانیکی اتصال می‌گردد (Pouranvari et al., 2008, 2009). وجود فازهای یوتکتیکی در مرکز اتصال (TLP) سیستم ناهمگون FSX-414/MBF-80/IN-738 موجب کاهش شدید استحکام برشی اتصال می‌گردد (Bakhtiari & Ekrami, 2012).

بمنظور کاهش فازهای نامطلوب در منطقه اتصال (TLP) عملیات همگن‌سازی بر روی قطعات اتصال یافته صورت می‌گیرد. جلیوند و همکارانش (Jalilvand, Omidvar, Shakeri & Rahimpour, 2013) نشان داده‌اند که با انجام عملیات همگن‌سازی بر روی اتصال (TLP) سیستم IN-738/AMS4777/IN-738 در دمای ۱۱۲۰ به مدت ۵ ساعت ضمن حذف قابل توجه ساختار بین فلزی در ناحیه DAZ استحکام برشی به میزان دو برابر نمونه اتصال داده شده افزایش یافته است. نتایج نشان می‌دهند که بعد از همگن‌سازی ذرات یوتکتیکی موجود در ناحیه DAZ بطور کامل حذف شده‌اند و مقدار قابل توجهی از رسوبات ^۳ به منطقه اتصال نفوذ کرده‌اند. علت نفوذ رسوبات به نفوذ خیلی زیاد Al و Ti از فلز پایه به منطقه اتصال نسبت داده شده است (Jalilvand et al., 2013).

در یک تحقیق دیگر که توسط بختیاری و همکاران (Bakhtiari & Ekrami, 2012) در خصوص عملیات همگن‌سازی سیستم اتصال FSX-414/MBF-30/FSX-414 انجام شده است، مناسبترین خواص مکانیکی و ریزساختار در عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۱۵۰ و

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای FSX-414 و IN-738 و لایه واسط MBF-80 مورد استفاده در این تحقیق

B	C	Ta	Fe	Ti	Al	Nb	W	Mo	Cr	Co	Ni	% wt
۰/۱۲	۰/۱۱	۱/۶۹	۰/۰۷	۳/۴۷	۳/۴۶	۰/۹۲	۲/۴۸	۱/۸۸	۱۵/۸۴	۸/۵	بالانس	IN-738
۰/۰۰۶	۰/۱۵	۰/۱۴	۰/۵۲	-	-	-	۶/۷۶	۰/۰۳	۳۰/۲۵	بالانس	۱۰/۳۲	FSX-414
۴	۰/۰۶	-	-	-	-	-	-	-	۱۵/۲	-	بالانس	MBF-80

دقیقه بر خلاف انتظار بدست آمد. بر اساس تحقیقات قبل، انتظار می‌رفت که در این دما و مدت زمان ننگه داری، انجماد همدا کامل و منطقه اتصال عاری از هر گونه فاز یوتکتیکی و شامل دو منطقه باشد. ولی همانگونه که در شکل ۱ نشان داده شده است، ترکیبات یوتکتیکی در مرکز اتصال قابل مشاهده هستند و همچنین ریزساختار ناحیه اتصال شامل سه منطقه مجزا می‌باشد:

- ۱- منطقه انجماد غیر همدا (ASZ)
- ۲- منطقه انجماد همدا (ISZ)
- ۳- منطقه متأثر از نفوذ (DAZ)

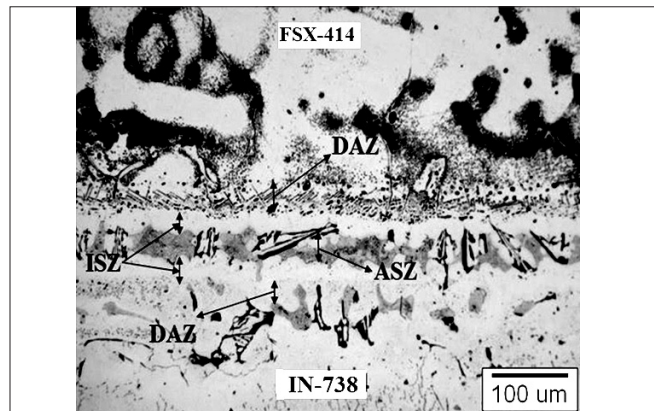
۱- منطقه ASZ

همانگونه که در شکل ۱ دیده می‌شود، در دمای ۱۱۵۰ و بعد از گذشت ۵ دقیقه در منطقه اتصال و ناحیه ASZ ترکیبات یوتکتیکی وجود دارند که در شکل بصورت مناطق با رنگ تیره نمایان شده اند. وجود این فازها نشان می‌دهد که زمان برای کامل شدن انجماد هم دما کافی نبوده است. بر این اساس که فرآیند سرد شدن نیروی محرکه اصلی برای انجماد غیر همدا می‌باشد، دمای اتصال تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار منطقه ASZ خواهد داشت. در دماهای کم، ریزساختار ASZ بوسیله نفوذ عنصر B از لایه واسط به فلز پایه کنترل می‌شود در حالیکه در دماهای بالا، ریزساختار ASZ بطور قابل توجهی متأثر از حل پذیری و نفوذ عناصر آلیاژی فلز پایه به منطقه اتصال (بخصوص Ti و Cr) می‌باشد.

دو پدیده شکل گیری دندریتها و انحلال جزئی می‌توانند کنترل کننده رشد ریزساختار در ASZ باشند. با توجه به اینکه مسیر انجماد از فلز پایه به سوی منطقه مرکزی ذوب است و ریزساختار ASZ در آنجا شکل می‌گیرد، فاز ۷ در دندریتها موجود در فصل مشترک مذاب/جامد تشکیل می‌گردد. فاز جامد اولیه در طول سرد شدن در منطقه اتصال و هم چنین فازهای ثانویه نیز در بین دندریتها شکل می‌گیرند. چون حل پذیری بور در نیکل و کروم خیلی کمتر از حل پذیری سیلیسیم در نیکل و کروم می‌باشد، این عنصر به مذاب باقیمانده بازگشت داده می‌شود بطوریکه ترکیب شیمیایی مذاب پس زده شده نزدیک به ترکیب شیمیایی فازهای یوتکتیک خواهد شد.

بنابراین فاز یوتکتیک شامل محلول فوق اشباع ۷، بوراید غنی از نیکل و بوراید غنی از کروم است که در طی فرآیند انجماد تشکیل شده اند (Jalilvand et al., 2013).

شکل ۲، تصویر SEM از ترکیبات یوتکتیک موجود در ناحیه ASZ مرکز اتصال در دمای ۱۱۵۰ °C و زمان ۵ دقیقه را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز WDS از مناطق نشان داده در این شکل در جدول ۲ آمده است. در فاز زمینه (نقطه A) که مربوط به انجماد همدا می‌باشد، غلظت عنصر نیکل زیاد بوده که نشان دهنده محلول



شکل ۱- ریزساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 در دمای ۱۱۵۰ به مدت ۵ دقیقه.

از میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری استفاده شد. برای تعیین توزیع عناصر آلیاژی در عرض ناحیه اتصال، از تجهیزات WDS6 متصل به یک میکروسکوپ الکترونی استفاده گردید.

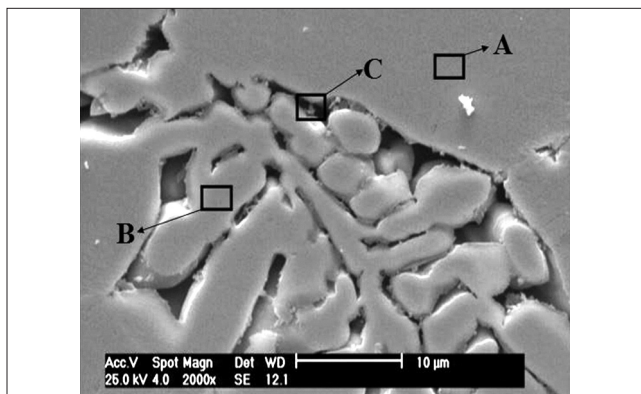
نتایج و بحث

ریزساختار نمونه‌های اتصال داده شده و سپس همگن‌سازی شده با روش TLP در مورد سیستم نامتجانس FSX-414/MBF-80/IN-738 با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. اتصال کلیه نمونه‌ها در دمای ۱۱۵۰ °C به مدت ۵ دقیقه، که دما و زمان بهینه برای کامل شدن انجماد همدا بر اساس تحقیقات قبل می‌باشد، در کوره تحت خلا انجام گردید. پس از اتصال دهی، نمونه‌ها در دماهای ۱۱۷۵ °C و ۱۲۰۰ °C و ۱۲۲۵ °C برای زمان‌های مختلف همگن‌سازی شده‌اند. دما و زمان عملیات همگن‌سازی با توجه به محدوده انجمادی (سالیدوس - لیکوییدوس) فلزات پایه، لایه میانی و همچنین دما و زمان اتصال دهی انتخاب شده است. نکته قابل توجه این است که دمای ذوب لایه واسط ذوب شده در دما و زمان اتصال، در اثر نفوذ عناصر بین فلز پایه و منطقه اتصال بعد از کامل شدن انجماد همدا افزایش خواهد یافت بطوریکه می‌توان گفت در دمای ۱۲۰۰ مجدداً ذوب نخواهد شد. که علت آن به افزایش نقطه ذوب این ناحیه در اثر مهاجرت اتمهای بور از لایه واسط به آلیاژ پایه و نیز مهاجرت اتمهای با نقطه ذوب بالا از آلیاژ پایه به ناحیه مرکزی نسبت داده می‌شود (Steven & Elewitt, 1978).

الف- اتصال در دمای ۵۱۱°C به مدت ۵ دقیقه

بررسی ریز ساختار ناحیه اتصال در دمای ۱۱۵۰ به مدت ۵

شکل ۲- تصویر SEM از ترکیبات موجود در منطقه ASZ در ناحیه اتصال در دمای ۱۱۵۰ °C به مدت ۵ دقیقه.



فوق اشباع نیکل است. در منطقه ASZ بدلیل پس زدن عنصر بور از منطقه انجماد همدمای به این منطقه و افزایش غلظت آن، ترکیبات بورایدی می‌توانند تشکیل گردند. در فاز روشن (نقطه B)، غلظت نیکل خیلی بالاست و بدلیل غلظت بالای بور در این منطقه می‌توان گفت که بوراید نیکل در این منطقه تشکیل شده است. همچنین در فاز تیره (نقطه C) غلظت کروم خیلی بالاست و می‌توان این فاز را بوراید کروم در نظر گرفت. ترکیبات یوتکتیک در منطقه اتصال می‌توانند به عنوان مکان‌هایی برای جوانه زنی ترک عمل کنند و در مسیر اشاعه ترک، بصورت ترک‌های ثانویه باشند.

۲- منطقه ISZ

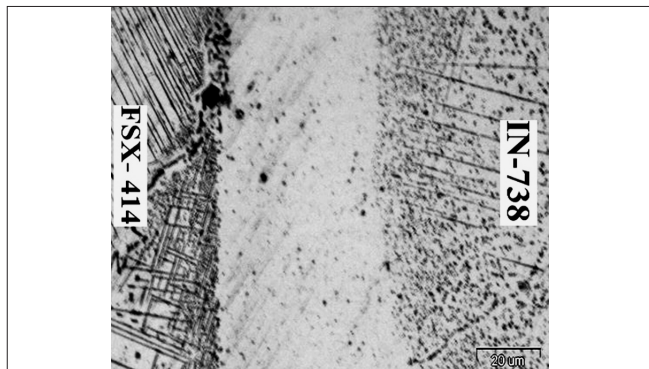
هیچ گونه فاز یوتکتیکی در منطقه ISZ و کناره‌های خط اتصال دیده نمی‌شود. این منطقه عمدتاً محلول جامد بوده و توسط نفوذ عناصر بین فلز پایه و لایه واسط در طول اتصال در دمای ثابت تشکیل می‌گردد. در این تحقیق، منطقه انجماد هم دما (ISZ)، فاز محلول جامد می‌باشد بطوریکه بر اثر نفوذ عنصر بور (عنصر کاهنده نقطه ذوب) از لایه واسط به فلز پایه و کاهش غلظت آن در لایه واسط، نقطه ذوب لایه واسط افزایش می‌یابد و بصورت هم دما منجمد می‌شود. هنگامی که زمان نگهداری کافی نباشد، کاهش غلظت عنصر بور در منطقه اتصال، جهت افزایش نقطه ذوب به بالاتر از دمای اتصال کافی نبوده و انجماد به صورت غیر هم دما صورت می‌گیرد و فازهای یوتکتیکی بوراید نیکل و کروم تشکیل خواهد شد.

۳- منطقه DAZ

در گذار از ناحیه ISZ به آلیاژ پایه، منطقه متأثر از نفوذ DAZ دیده می‌شود. این ناحیه شامل ترکیبات بین فلزی بوده و از نظر شکل ظاهری با نواحی دیگر متفاوت است. تصویر دیگری از ریزساختار ناحیه DAZ در نیمه FSX-414 و نیمه IN738 در اتصال در دمای

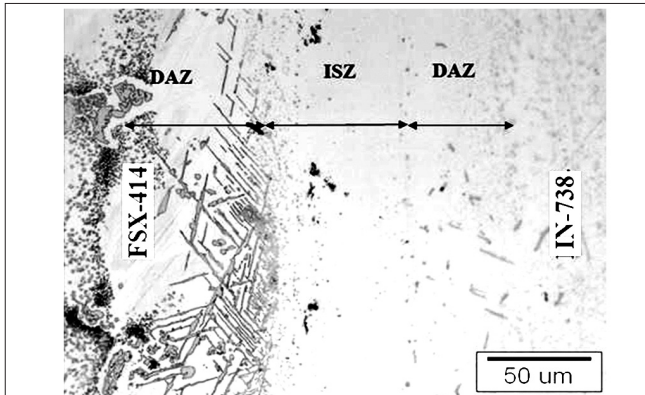
جدول ۳- ترکیب شیمیایی (بر حسب درصد وزنی) ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه ASZ در مرکز اتصال انجام شده دمای ۱۱۵۰ °C و مدت ۵ دقیقه

فازها	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)				
	W	Ti	Cr	Co	Ni
فاز زمینه (A)	۷۱/۶۱	۳/۸۹	۸/۰۶	۱۵/۶	۱/۳۱
فاز روشن (B)	۶۹/۶۶	۲/۲۶	۱۵/۰۱	۱۰/۲۶	۲/۷۹
فاز تیره (C)	۸/۴۴	۱/۰۶	۶۸/۷۶	۴/۵۶	۲/۸۹

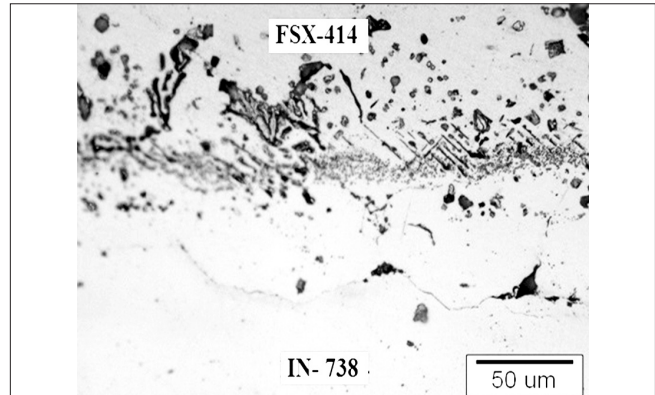


شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه DAZ در ناحیه اتصال قبل از عملیات همگن‌سازی.

۱۱۵۰ به مدت ۵ دقیقه قبل از عملیات همگن‌سازی در شکل ۲ نشان داده شده است. همانطوریکه دیده می‌شود مورفولوژی ترکیبات بین فلزی در نواحی DAZ عمدتاً سوزنی و کروی هستند. مورفولوژی سوزنی غالباً در مناطق دورتر از منطقه ISZ و مورفولوژی کروی غالباً در مناطق چسبیده به ISZ دیده می‌شوند. در نیمه اتصال FSX-414 ترکیبات بین فلزی اغلب به شکل سوزنی هستند و فقط در خط اتصال به شکل کروی مشاهده می‌شوند در حالیکه ترکیبات بین فلزی در نیمه اتصال IN-738 اغلب به شکل کروی هستند. نفوذ بور از لایه واسط به فلز پایه در طول اتصال دهی TLP و ترکیب آن با عناصر فلز پایه منجر به تشکیل فازهای منطقه DAZ می‌گردد. با توجه به نتایج تحقیق جلیوندو همکاران (Jalilvand et al., 2013) در خصوص اتصال همگون IN-738/AMS777/IN-738 و نیز نتایج بختیاری و همکاران (Bakhtiari & Ekrami, 2012, 2013) در خصوص اتصال همگون FSX-414/MBF30/FSX-414، ترکیبات بین فلزی در نیمه IN-738 از نوع بوراید غنی از کروم و نیکل بوده در حالیکه در نیمه FSX-414 ترکیبات بین فلزی بورایدی غنی از کروم، کبالت و نیکل است. در شکل ۱ می‌توان مشاهده کرد که وسعت منطقه DAZ در نیمه اتصال FSX-414 نسبت به IN-738 بیشتر می‌باشد که می‌تواند نشان دهنده ضریب نفوذ بیشتر عنصر بور در FSX-414 نسبت به IN-738 باشد.



شکل ۵- ریز ساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 همگن شده در دمای ۱۱۷۵ °C بمدت ۶ ساعت.



شکل ۴- ریز ساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 همگن شده در دمای ۱۱۷۵ بمدت ۳ ساعت.

ب- همگن سازی در دمای ۵۷۱۱ به مدت ۳ و ۶ ساعت

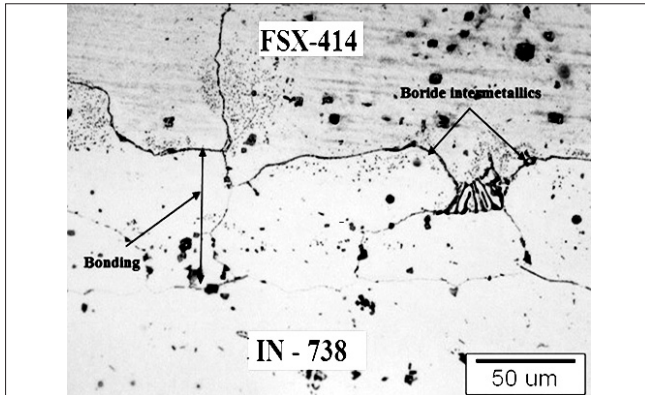
شکل ۴، تصویر ریزساختار ناحیه اتصال همگن شده در دمای ۱۱۷۵ به مدت ۳ ساعت را نمایش می دهد. همانطور که در شکل مشخص است، همگن سازی در این دما تاثیر چندانی بر حذف ترکیبات بورایدی در ناحیه DAZ نداشته است. می توان به این موضوع اشاره کرد که بعد از همگن سازی و بدلیل نگهداری به مدت زمان ۳ ساعت زمان کافی برای نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب از منطقه اتصال وجود داشته است و این موضوع باعث حذف ترکیبات بین فلزی یوتکتیکی از مرکز اتصال شده است و انجماد هم دما بعد از نگهداری در این دما کامل شده است. در این حالت، ترکیبات بورایدی در منطقه DAZ در نیمه FSX-414 اغلب به شکل کروی هستند در حالیکه این ترکیبات در نیمه IN-738 تا حدودی حذف شده اند که می تواند ناشی از نفوذ موثرتر بور از منطقه اتصال به ناحیه DAZ در نیمه FSX-414 باشد که منجر به تشکیل مقادیر بیشتر ترکیبات شده است. همانطور که در قبل ذکر شد، نفوذپذیری بالای بور در FSX-414 در مقایسه با IN-738 می تواند دلیلی برای این موضوع باشد.

همانطور که در شکل ۴ مشاهده کردیم، در دمای ۱۱۷۵ و مدت زمان ۳ ساعت، همگن سازی تاثیر چندانی بر ریزساختار ناحیه اتصال نداشت و ترکیبات بین فلزی بورایدی موجود در منطقه DAZ بطور کامل حذف نشده بودند. بدین علت، زمان همگن سازی ۶ ساعت در دمای ۱۱۷۵ °C نیز مورد بررسی قرار گرفت. مطابق شکل ۵، زمان همگن سازی ۶ ساعت هم تاثیر چندانی بر ریزساختار ناحیه اتصال نداشته و همگن سازی بخوبی صورت نگرفته است. وجود منطقه DAZ در دمای ۱۱۷۵ °C بمدت ۶ ساعت در شکل ۵ گویای این امر است که این دما در مدت زمان نگهداری بالا نیز دمای مناسبی برای همگن سازی نبوده و تاثیر مشخصی بر نفوذ عناصر آلیاژی بین فلز پایه و منطقه اتصال در جهت حذف ترکیبات DAZ

نداشته است. همانطور که در شکل ۵ مشاهده می گردد، ریزساختار ناحیه اتصال شامل دو منطقه مجزا می باشد. منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) و منطقه ای که انجماد هم دما بطور کامل صورت گرفته است (ISZ). در این حالت، هیچ گونه ساختار یوتکتیکی در منطقه اتصال دیده نمی شود که نشان دهنده حذف این ترکیبات در اثر نفوذ عناصر حین عملیات همگن سازی است. البته برخی ترکیبات بین فلزی در منطقه DAZ در هر دو نیمه اتصال قابل مشاهده است که براساس مطالعات قبلی، ترکیبات بورایدی کبالت در نیمه FSX-414 (Bakhtiari & Ekrami, 2012, 2013) و بورایدی نیکلی در نیمه IN-738 (Jalilvand et al., 2013) می باشند.

ج - همگن سازی در دمای ۱۱۰۰ به مدت ۱ و ۳ ساعت

نتایج نشان داد که عملیات حرارتی همگن سازی در دمای ۱۱۷۵ و زمان های ۳ و ۶ ساعت تاثیر چندانی بر ریزساختار ناحیه اتصال نداشت و ترکیبات بین فلزی در منطقه DAZ بطور کامل مشاهده شده اند. بر این اساس، نمونه های اتصال داده شده در دمای ۱۱۵۰ و زمان ۵ دقیقه در دمای ۱۲۰۰ و مدت زمان ۱ ساعت تحت همگن سازی قرار گرفتند. ریزساختار اتصال همگن شده در این شرایط در شکل ۶- الف و ب نشان داده شده است. منطقه اتصال در این حالت شامل دو منطقه مجزا می باشد: منطقه انجماد هم دما (ISZ) و منطقه متاثر از نفوذ (DAZ). اگرچه میزان قابل توجهی از رسوبات بین فلزی در منطقه اتصال شکل گرفته شده اند که دلیل آن می تواند نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به منطقه اتصال باشد. همانطور که در شکل ۶- مشاهده می شود، دانه بندی جدید در خط اتصال شکل گرفته که نشان می دهد که همگن سازی تاثیر مشخصی بر ریزساختار ناحیه اتصال داشته و نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به ناحیه اتصال صورت گرفته است. مرز دانه ها در شکل ۶ بخوبی دیده می شوند این مسئله احتمالاً به دلیل رسوب برخی عناصر آلیاژی در مرز دانه می باشد. همانطوریکه

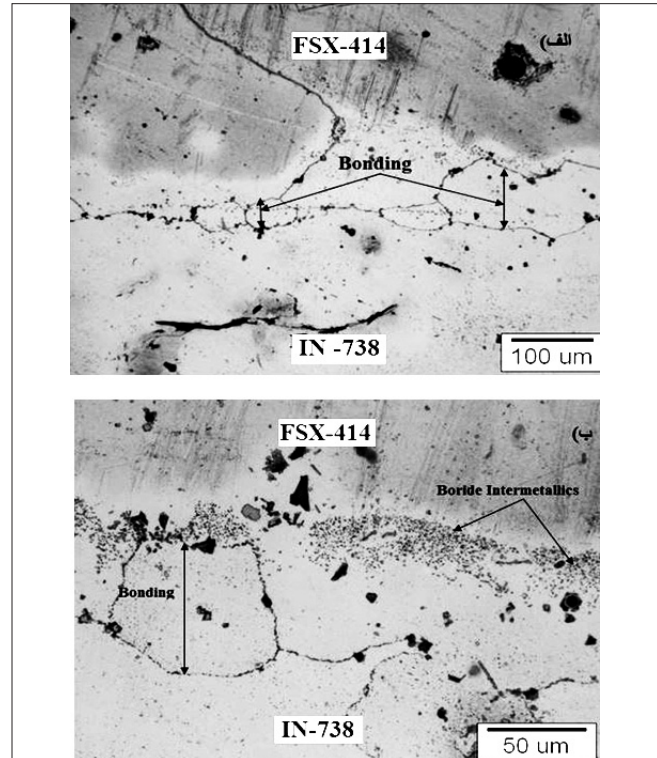


شکل ۷- ریزساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 همگن شده در دمای ۱۲۰۰ به مدت ۳ ساعت.

ریزساختار اتصال همگن شده در دمای ۱۲۰۰ °C به مدت ۳ ساعت را نشان می‌دهد. مطابق این شکل، پس از همگن‌سازی ذرات یوتکتیکی موجود در DAZ تقریباً بطور کامل حذف شده‌اند، اگر چه مقدار قابل توجهی از رسوبات در منطقه اتصال نفوذ کرده اند و مرز دانه‌های جدید را تشکیل داده اند که این می‌تواند ناشی از نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به منطقه اتصال باشد. مسیر دانه بندی جدید نیز در منطقه اتصال دیده می‌شود که در برخی مناطق این دانه تا درون فلز پایه نیز نفوذ کرده است. در شکل ۶ این مرز دانه‌ها تا درون آلیاژ پایه FSX-414 ادامه یافته است. مقایسه شکلهای ۵ و ۶ نشان می‌دهد که با افزایش زمان نگهداری از ۱ تا ۳ ساعت مقدار ترکیبات بین فلزی کروی شکل در ناحیه FSX-414 کاهش یافته است. نکته قابل توجه در این تصاویر رسوب ذرات درشت به شکل تقریباً کروی یا نامنظم به ابعاد تقریبی ۲۰ میکرون در ناحیه اتصال است. این ذرات در مناطق مرز دانه و داخل دانه هم در ناحیه IN-738 و هم در ناحیه FSX-414 تشکیل شده اند. این موضوع نشان می‌دهد که در طول فرآیند همگن‌سازی، نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به منطقه اتصال بخوبی صورت گرفته است و می‌توان گفت عناصر آلیاژی در این مسیر دانه بندی جدید نفوذ کرده‌اند.

د- همگن‌سازی در دمای ۵۲۲۱ °C به مدت ۱ ساعت

شکل ۸، ریزساختار اتصال در دمای ۱۲۲۵ °C و مدت ۱ ساعت را نمایش داده است. همانطور که در شکل می‌بینیم منطقه DAZ بطور کامل حذف شده است و دانه بندی جدیدی در منطقه اتصال تشکیل شده است. با افزایش دمای همگن‌سازی از ۱۱۷۵ °C به ۱۲۰۰ °C زمان نگهداری در مقدار کمتر ۱ ساعت در نظر گرفته شد و نتایج مطلوبی بدست آمد. با توجه به این روند، انتظار می‌رفت تا در دمای ۱۲۲۵ °C و مدت زمان ۱ ساعت نیز همگن‌سازی بخوبی صورت گیرد. ولی مطابق شکل ۸، ریزساختار متفاوتی در این



شکل ۶- ریزساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 همگن شده در دمای ۱۲۰۰ به مدت ۱ ساعت.

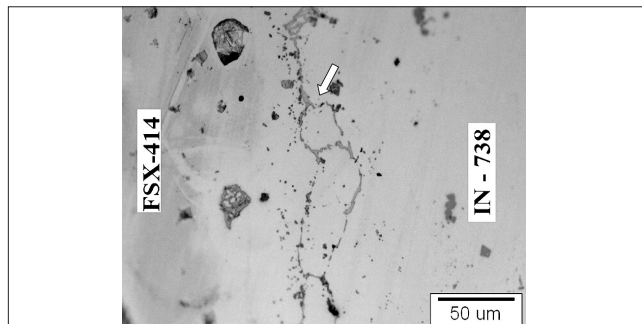
دیده می‌شود مرز دانه‌های جدید در ناحیه اتصال در هر دو تصویر دیده می‌شود. در مقایسه با ریزساختار همگن شده در دمای ۱۱۷۵ °C شکل ۵، مقدار ترکیبات بین فلزی در ناحیه DAZ به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته است. با این وجود، رسوبات بورایدی هنوز در DAZ به مقدار کمی وجود دارند که می‌توانند بر رفتار خوردگی اتصال اثر گذار باشند. استحکام در دمای بالای سوپر آلیاژهای پایه نیکل بطور قابل توجهی به کسر حجمی رسوبات وابسته است (Jalilvand et al., 2013). نتایج بدست آمده توسط بختیاری و همکاران (Bakhtiar & Ekrami, 2012) در خصوص عملیات همگن‌سازی اتصال همگون سیستم FSX-414/FSX-414 در دمای ۱۱۵۰ °C به مدت ۴ ساعت نشان داده است که ترکیب بین فلزی این فازها شامل بوراید غنی از کبالت، نیکل و کرم است. این ترکیبات بین فلزی دارای نقاط ذوب بالاتری نسبت به دماهای اتصال و همگن‌سازی بوده و با انجام عملیات همگن‌سازی کاملاً از بین نمی‌روند که نتایج گزارش شده با نتایج موجود در انطباق است. از طرف دیگر نتایج جلیوند و همکارانش (Jalilvand et al., 2013) نشان می‌دهد که عملیات همگن‌سازی برای اتصال همگون IN738-IN738 در دمای ۱۱۲۰ °C بعد از ۵ ساعت موجب حذف کامل ترکیبات بین فلزی شده است. از آنجا که در تحقیق حاضر دمای عملیات همگن‌سازی بیشتر است حذف ترکیبات بین فلزی مورد انتظار بوده و به نفوذ رسوبات ۷٪ نسبت داده می‌شود. شکل ۷-

غلظتی بطور قابل توجهی کاهش یافته است. نکته قابل توجه اینکه غلظت نیکل در فصل مشترک مذکور در شرایط همگن سازی در دمای ۱۲۲۵ به مدت یک ساعت، بالاتر از شرایط همگن سازی در دمای ۱۲۰۰ به مدت یک و سه ساعت است. با توجه به اینکه مقدار نیکل در فصل مشترک مذکور به سرعت نفوذ نیکل در لایه واسط و نیز سوپرآلیاژ FSX-414 بستگی دارد می توان نتیجه گرفت که با افزایش دما از ۱۲۰۰ به ۱۲۲۵، افزایش سرعت نفوذ نیکل در لایه واسط بیشتر از سوپرآلیاژ FSX-414 بوده است بطوریکه نفوذ در سوپرآلیاژ FSX-414 کنترل کننده فرایند نفوذ در دمای ۱۲۲۵، و در دماهای کمتر لایه واسط کنترل کننده نفوذ است. در شکل ۷-b نیز شیب غلظتی کبالت در فصل مشترک لایه واسط و نیمه FSX-414 بطور معکوس و قابل ملاحظه ای وجود دارد. این شیب در دمای ۱۲۲۵ حداقل است. مقایسه پروفیل غلظتی برای دمای ۱۲۰۰ و ۱۲۲۵ در زمان یک ساعت نشان می دهد که با افزایش دما به میزان ۲۵ درجه سانتیگراد سرعت نفوذ به مقدار قابل ملاحظه ای افزایش یافته است. نفوذ از طریق مرزدانه های جدید در ناحیه اتصال احتمالاً به این افزایش سرعت نفوذ کمک کرده است. در شکل ۹-c توزیع عنصر تنگستن در عرض ناحیه اتصال دیده می شود. تجمع تنگستن در فصل مشترک لایه واسط و نیمه سوپر آلیاژ FSX-414 در دمای ۱۲۰۰ بیانگر این است که در این دما سرعت نفوذ تنگستن در نیمه FSX-414 بیشتر از لایه واسط بوده است که با افزایش دما به ۱۲۲۵ و تشکیل مرزدانه های جدید، این تجمع غلظتی از بین رفته و شیب غلظتی کاهش می یابد. در شکل ۹-d دیده می شود که شیب غلظتی برای کرم در عرض ناحیه اتصال نسبت به سایر عناصر کمتر است. کمترین شیب غلظت نیز به دمای ۱۲۲۵ تعلق دارد. در نمودار شکل ۹-e توزیع تیتانیوم دیده می شود. از آنجا که لایه واسط اولیه فاقد تیتانیوم است، منشأ تیتانیوم در این لایه در شرایط قبل از همگن سازی، آلیاژ پایه نیکل IN738 بوده که در اثر انجام همدمای مقدار آن در مرکز لایه واسط به حداکثر رسیده است. انجام عملیات همگن سازی موجب یکنواخت تر شدن توزیع تیتانیوم شده است.

نتیجه گیری

در این تحقیق اتصال TLP در مورد سیستم نامتجانس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738 به سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414 با استفاده از لایه واسط MBF80 در دما و زمان بهینه انجام شده و در ادامه، عملیات همگن سازی در دماها و زمان های مختلف صورت گرفته است. نتایج بررسی های ریزساختاری نشان داده است که:

- ۱- در نمونه اتصال دهی شده در دمای ۱۱۵۰ و مدت زمان ۵ دقیقه و همگن سازی نشده، ترکیبات موجود در منطقه ASZ ترکیبات



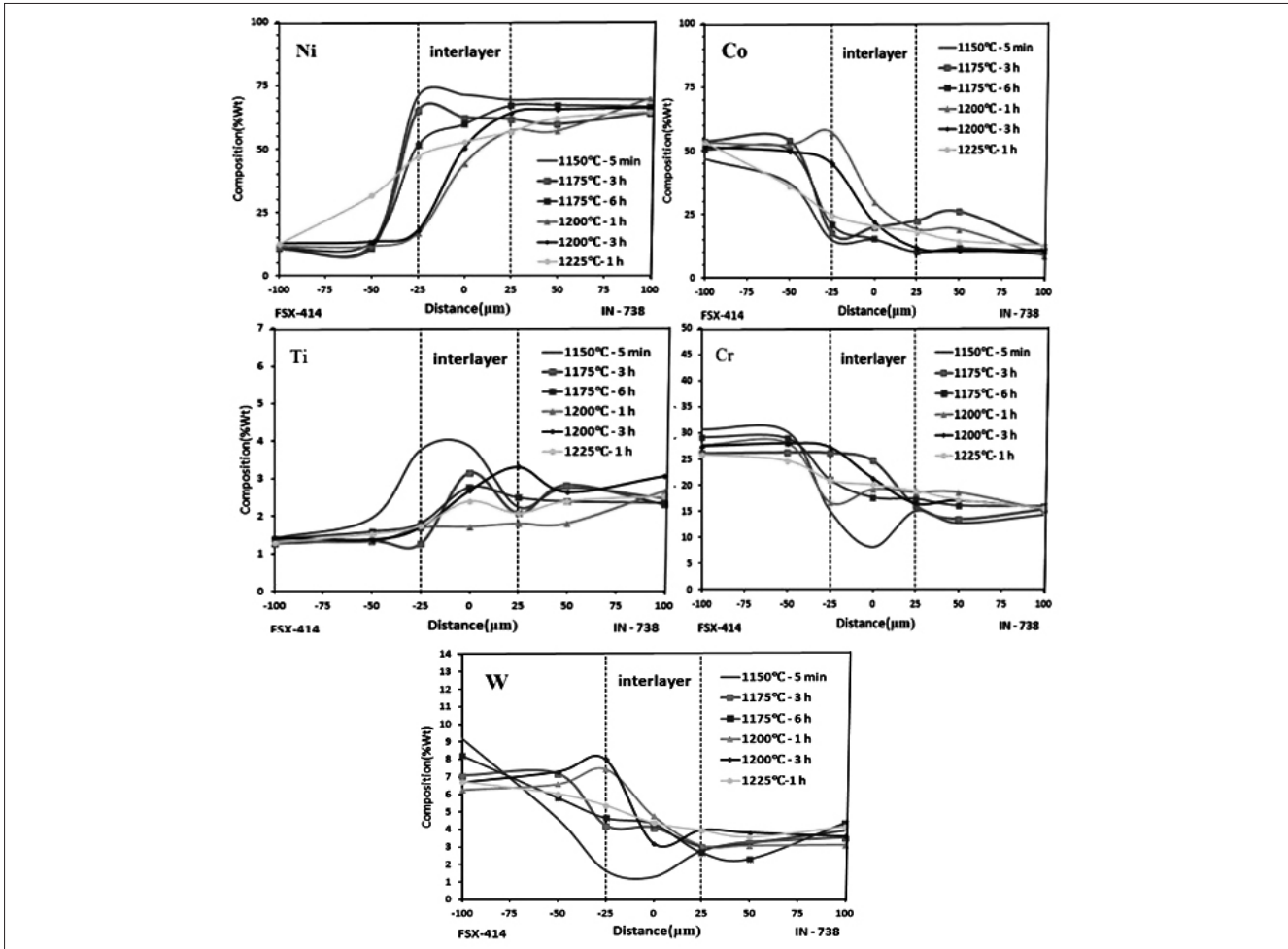
شکل ۸- ریزساختار اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 همگن شده در دمای ۱۲۲۵ °C به مدت ۱ ساعت.

شرایط نسبت به حالت های قبل مشاهده گردید که مخالف روند مورد انتظار بود. براساس آنالیز WDS، بیشترین نفوذ عناصر آلیاژی در این دما مشاهده می شود. همانطور که دیده می شود، خط مرزدانه ها در فصل مشترک FSX414 با لایه واسط بسمت نیمه FSX414 حرکت کرده است.

به نظر می رسد حرکت مرزدانه ها تابع نفوذ عناصر آلیاژی تشکیل دهنده فازهای موجود در دو طرف نظیر کبالت از این مرز باشد. وجود مرزدانه های عمود بر فصل مشترک به عنوان مسیره های مساعد برای حرکت آنها، نفوذ آنها را تسریع می نماید. به نظر می رسد فصل مشترک در مناطقی که امتداد مرزدانه ها در جهت عمود بر فصل مشترک هستند حرکت بیشتری داشته است. مناطقی با ساختار شبه یوتکتیک ثانویه در دو نیمه دیده می شود که این مناطق در نیمه FSX-414 بزرگتر هستند. این احتمال وجود دارد که با نفوذ و تجمع عناصر کاهنده نقطه ذوب ترکیب شیمیایی در برخی نقاط نظیر مرزدانه ها به ترکیب یوتکتیک رسیده باشد. تصویر این نواحی در شکل ۸ بخوبی دیده می شوند. وجود مرزدانه ها مستعدترین نقاط برای تشکیل مناطق یوتکتیک هستند. مقایسه ریزساختار نمونه های همگن شده در دمای ۱۲۰۰ و ۱۲۲۵ نشان می دهد که مقدار رسوبات در دمای ۱۲۲۵ به مقدار قابل توجهی کمتر از دمای ۱۲۰۰ است که علت آن ممکن است به حل شدن این رسوبات در دمای ۱۲۲۵ بر گردد (Jalilvand et al., 2013).

ه- پروفیل غلظت عناصر آلیاژی در عرض اتصال

شکل های ۹-a تا ۹-e به ترتیب توزیع مقدار عناصر آلیاژی، Ni، Co، W، Cr و Ti را که در ۷ نقطه در عرض ناحیه اتصال بوسیله آنالیز نقطه ای WDS در قبل و پس از عملیات همگن سازی بدست آمده است را نشان می دهد. در شکل ۹-a شیب غلظت عنصر نیکل در فصل مشترک نیمه FSX-414 با لایه واسط در منطقه اتصال قبل و بعد از عملیات همگن سازی در دمای ۱۱۷۵ شدید بوده که در اثر همگن سازی در دماهای بالاتر به ویژه در دمای ۱۲۲۵ شیب



شکل ۹- آنالیز خطی WDS عرض ناحیه اتصال FSX-414/MBF-80/IN-738 قبل و بعد از همگن سازی.

شده اند، اگر چه مقدار قابل توجهی از رسوبات در منطقه اتصال نفوذ کرده اند و مرز دانه های جدید را تشکیل داده اند که این می تواند ناشی از نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به منطقه اتصال باشد. ۶- برای همگن سازی در دمای ۱۲۲۵ به مدت ۱ ساعت، منطقه DAZ بطور کامل حذف شده است و دانه بندی جدیدی در منطقه اتصال تشکیل شده است. آنالیز WDS نیز نشان داده است که انجام عملیات همگن سازی با توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در عرض منطقه اتصال همراه بوده است.

پی نوشت ها

1. Transient liquid phase(TLP)
2. Diffusion affected zone(DAZ)
3. METGLAS® MBF-80 Nickel-Based Brazing Foil(MBF-80)
4. Murakami
5. Kalling's
6. Wavelength-Dispersive X-Ray Spectroscopy(WDS)
7. Athermal solidified zone(ASZ)
8. Isothermal solidified zone(DAZ)

بورایدی پر کروم می باشند. براساس آنالیز WDS گرفته شده از فازهای موجود در منطقه ASZ مشخص گردید که ترکیباتی از بوراید کروم و بوراید نیکل در این منطقه وجود دارد.

۲- در دمای ۱۱۷۵ و پس از ۳ ساعت همگن سازی، توزیع مجدد عناصر آلیاژی در مرکز ناحیه اتصال و نیز درشت و کروی شدن ترکیبات بین فلزی ناحیه DAZ صورت گرفته است.

۳- در دمای ۱۱۷۵ با افزایش زمان همگن سازی از ۳ به ۶ ساعت، تشکیل رسوبات گاما پرایم در آلیاژ پایه و نیز حل شدن بیشتر عناصر آلیاژی در لایه واسط در اثر نفوذ صورت گرفته است.

۴- با همگن سازی در دمای ۱۲۰۰ و مدت زمان ۱ ساعت، دانه بندی جدید در خط اتصال شکل گرفته، که نشان می دهد همگن سازی تاثیر مشخصی بر ریزساختار ناحیه اتصال داشته و نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به ناحیه اتصال صورت گرفته است.

۵- در همگن سازی در دمای ۱۲۰۰ با افزایش زمان از ۱ به ۳ ساعت ذرات یوتکتیکی موجود در DAZ تقریباً بطور کامل حذف

- 6- Jalilvand, V., Omidvar, H., Shakeri, H. R., Rahimpour, M. R. (2013). Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel based superalloy IN-738LC, *Materials and Design*, 52, 36–46.
- 7- Pouranvari, M., Ekrami, A., Kokabi, A. H. (2008). Microstructure-properties relationship of TLP-bonded GTD-111 nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 490, 229–234.
- 8- Pouranvari, M., Ekrami, A., Kokabi, A. H. (2008). Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 461, 641–647.
- 9- Pouranvari, M., Ekrami, A., Kokabi, A. H. (2009). Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 469, 270–275.
- 10- Steven, R. A., Flewitt, P. E. J. (1978). Microstructural changes which occur during isochronal heat treatment of the nickel-base superalloy IN-738. *Journal of Material Science*, 13.2, 367-376.
- 1- Bakhtiari, R., Ekrami, A. (2012). Transient liquid phase bonding of FSX-414 superalloy at the standard heat treatment condition. *Materials Characterization A*, 66, 38-45.
- 2- Bakhtiari, R., Ekrami, A. (2012). The effect of gap size on the microstructure and mechanical properties of the transient liquid phase bonded FSX-414 superalloy. *Materials and Design*, 4, 130-137.
- 3- Bakhtiari, R., Ekrami, A., Khan, T.I. (2012). The effect of TLP bonding temperature on microstructural and mechanical property of joints made using FSX-414 superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 456, 291-300.
- 4- Ghoneim, A., Ojo, O. A. (2011). Microstructure and mechanical response of transient liquid phase joint in Haynes 282 superalloy. *Material characterization*, 62, 1–7.
- 5- Jalilvand, V., Omidvar, H., Shakeri, H. R., Rahimpour, M. R. (2013). Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC using AMS 4777 filler alloy. *Material characterization*, 75, 20–28.

Archive of SID