

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

تحولات فازی حین لحیم کاری دمای بالا در اتصال غیرهمجنس سوپر آلیاژ اینکونل ۷۳۸ به ترکیب بین فلزی تیتانیوم آلومیناید با لایه واسط سه جزئی Ni-Si-B

داریوش کوکبی^۱، علی کفلو^{۲*}، مجید پورانواری^۳، رضا غلامی پور^۴

۱- دانشجوی دکتری، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

۲- دانشیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

۳- استادیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران

۴- دانشیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

ali.kaflo@irost.ir *

چکیده

در این تحقیق تغییرات ریزساختاری حین لحیم کاری دمای بالا برای اتصال غیر همجنس سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ به ترکیب بین فلزی تیتانیوم آلومیناید (TiAl) با استفاده از لایه واسط آلیاژ آمورف سه تایی نیکل-بور-سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفته و تحولات فازی حین انجماد و حالت جامد بحث شده است. بررسی‌ها نشان داد که ریزساختار اتصال IN738/MBF-30/TiAl متشکل از چهار منطقه مجزای انجماد هم‌دمای در دو سمت، انجماد غیر هم‌دمای میانی، ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ و ناحیه واکنشی در سمت TiAl می‌باشد. مناطق تک فازی محلول جامد گاما در سمت اینکونل ۷۳۸ و محلول‌های جامد دوفازی $\text{AlNi}_3+\text{Ni}_3\text{Si}$ در سمت TiAl مناطق انجماد هم‌دمای را تشکیل می‌دهند. منطقه انجماد غیر هم‌دمای شامل بوراید‌های غنی از نیکل و کروم در کنار محلول جامد پایه نیکل ناشی از واکنش‌های یوتکتیکی می‌باشد. منطقه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ دارای فازهای متفاوتی از بوراید‌های غنی از کروم-مولیبدن و بوراید نیکل می‌باشد. همچنین ناحیه‌ای موسوم به لایه واکنشی در سمت آلیاژ TiAl ایجاد شد که شامل فازهای متفاوت لایه پیوسته غنی از $\delta\text{-Ti}_2\text{Ni}$ در کنار لایه سه فازی از $\beta_1\text{-NiAl}$ و $\tau_4\text{-AlNi}_2\text{Ti}$ ، $\tau_2\text{-Al}_2\text{TiNi}$ و $\beta_1\text{-NiAl}$ می‌باشد. بررسی سختی نواحی متفاوت نشان داد که برخی فازهای با سختی بالا در ناحیه اتصال تشکیل شده‌اند و وجود محلول جامد گاما در ناحیه انجماد غیر هم‌دمای در کنار فازهای بورایدی باعث کاهش اثر تخریبی آن‌ها شده است.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۷ آذر ۱۳۹۸

پذیرش: ۳۰ بهمن ۱۳۹۸

کلید واژگان:

اینکونل ۷۳۸

ترکیب بین فلزی تیتانیوم

آلومیناید

لحیم کاری دمای بالا

لایه واسط MBF-30

ریزساختار

میکروسختی

Phase transformations during high temperature brazing of dissimilar bonding of IN738 to TiAl intermetallic compound using Ni-Si-B ternary filler alloy

Dariush Kokabi¹, Ali Kaflo^{2*}, Majid Pouranvari³, Reza Gholamipour⁴

1-Ph.D. student, IROST, Tehran, Iran

2- Associated Prof., Department of Advanced Materials & Renewable Energies, IROST, Tehran, Iran

3- Assistant Prof., Faculty of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran

4- Associated Prof., Department of Advanced Materials & Renewable Energies, IROST, Tehran, Iran

* ali.kaflo@irost.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

10.30495/apme.2021.681602

Keywords:

Inconel738

TiAl intermetallic compound

high temperature brazing

MBF-30

Microstructure

Microhardness

Abstract

In this research microstructural evolution during high temperature brazing of dissimilar bonding of IN738 Ni-base superalloy to TiAl intermetallic compound using an amorphous Ni-Si-B ternary alloy was investigated. Phase transformations via solidification and solid state reactions are discussed. Observations indicated that the microstructure of IN738/MBF-30/TiAl joint consist of four different zones; isothermal solidification zone in both sides, athermally solidified zone in the bond center, diffusion affected zone in the IN738 side and reaction layer in the TiAl side. $\gamma\text{-Ni}$ solid solution phase in ISZ of the IN738 side and binary isostructural solid solutions in ISZ of the TiAl side were formed during holding time at bonding temperature. Ni-Cr borides have been formed due to binary eutectics associated with $\gamma\text{-Ni}$ solid solution in the ASZ during cooling. Cr-Mo borides and Ni-rich boride with different morphologies were precipitated in the DAZ. Ni element from MBF-30 molten interlayer reacted with $\gamma\text{-TiAl}$ base, leading to the formation of the reaction layer containing single phase $\delta\text{-Ti}_2\text{Ni}$ and triple phase $\tau_2\text{-Al}_2\text{TiNi}+\tau_4\text{-AlNi}_2\text{Ti}+\beta_1\text{-NiAl}$ layers adjacent to TiAl substrate. Microhardness evaluation of different zones indicated that some high hardness phases have formed in the bond region and presence of the $\gamma\text{-Ni}$ solid solution in the ASZ cause to decrease the detrimental effects of them.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Dariush Kokabi, Ali Kaflo, Majid Pouranvari, Reza Gholamipour, Phase transformations during high temperature brazing of IN738 to TiAl intermetallic compound using Ni-Si-B ternary filler alloy, New Process in Material Engineering, 2021, 15(1), 11-23.

۱- مقدمه

در سه دهه گذشته با توجه به افزایش حامل‌های انرژی و لزوم صرفه‌جویی در آن، توسعه مواد پیشرفته که دارای خواص مکانیکی بالاتر از جمله نسبت وزن به استحکام بالا می‌باشند، رو به گسترش بوده و تحقیقات در زمینه طراحی و ساخت محصولات جدید را ملزم ساخته است. این مسئله به خصوص در صنایع دوار و همچنین صنعت حمل و نقل (بخصوص صنعت هوا و فضا و اخیراً صنایع خودروسازی) اهمیت به سزایی داشته و تحقیقات زیادی را به خود اختصاص داده است [۱-۲].

ترکیب بین فلزی TiAl با دارا بودن خواصی مانند نسبت استحکام به وزن بالا، دمای تبلور مجدد بالا و نفوذ در خود کم، خواص دمای بالای بسیار مطلوبی از جمله مقاومت به اکسیداسیون، خستگی دما بالا و مقاومت به خزش از خود نشان داده ولی خواص مکانیکی دمای محیط ضعیفی دارد [۳]. محدوده دمای سرویس دهی آلیاژ TiAl تا ۱۱۲۳K گزارش شده است. این ترکیب بین فلزی در حال حاضر بهترین گزینه جهت جایگزینی فولادهای مقاوم به حرارت و سوپر آلیاژها از منظر کاهش وزن سیستم با حفظ سایر خواص در سرویس دهی می‌باشد [۴]. این آلیاژ در راستای رسیدن به محصول نیاز به اتصال به سایر مواد دارد که در این زمینه تحقیقات بسیار زیادی انجام شده است. به‌طور مثال روی اتصال این آلیاژ به فولادها [۵-۶]، سرامیک‌ها [۷]، سوپر آلیاژهای پایه نیکل [۸-۹] و آلیاژهای پایه تیتانیوم [۴-۱۰] با روش‌های متفاوت جوشکاری تحقیقاتی انجام پذیرفته است.

اخیراً محققین زیادی روی اتصال دهی نفوذی همجنس و یا غیرهمجنس آلیاژ TiAl با استفاده از لایه‌های واسط متفاوت بررسی انجام داده‌اند. لایه‌های واسط بر پایه تیتانیوم و نقره بیشترین بررسی‌ها را به خود اختصاص داده‌اند [۱۱-۱۲]. اتصال دهی با لایه واسط بر پایه نقره دارای دمای لحیم کاری پایین‌تر و انعطاف‌پذیری مطلوب‌تری نسبت به اتصال‌های با لایه واسط پایه تیتانیوم می‌باشند درحالی‌که خواص کششی

پایین‌تر و مقاومت خزشی محدود در دمای بالاتر از 400°C نسبت به اتصال‌های با لایه واسط پایه تیتانیوم دارند [۱۳]. به دلیل تمایل بسیار بالای آلیاژ TiAl به تشکیل ترکیبات بین فلزی بسیار ترد حین جوشکاری‌های ذوبی، توسعه یک روش اتصال دهی برای اتصالات مطلوب جهت گسترش استفاده از این آلیاژ در صنایع هوا فضا و خودروسازی ضروری می‌باشد [۱۴].

چی و همکاران^۱ [۱۵] اتصال غیرهمجنس سوپر آلیاژ غنی از Ni-Cr-W به آلیاژ TiAl غنی از نایوبوم را بررسی کردند. آن‌ها در دو حالت بدون لایه واسط و اتصال با لایه واسط تیتانیوم/مس اتصال غیرهمجنس را انجام دادند. پیچیدگی‌های ساختاری و تشکیل تعداد فازهای بیشتر در ناحیه اتصال در حضور لایه واسط افزایش یافت اما از آنجایی که وجود لایه واسط قابلیت نفوذ و واکنش بین آلیاژهای پایه و مذاب میانی را افزایش می‌دهد، میکرو ترک‌های موجود در ناحیه اتصال را حذف کرد.

سیمونز و همکاران^۲ [۸] روی اتصال ترکیب بین فلزی TiAl به سوپر آلیاژ پایه نیکل هستالوی بررسی انجام دادند. لایه واسط مورد استفاده تیتانیوم-نقره-مس بود. اتصال در دماهای 900°C و 950°C ایجاد نشد و در دمای 980°C منطقه اتصال حاوی چندین ناحیه واکنشی از فازهای ترد به وجود آمد که سختی بالای 1000 ویکرز را دارا بودند.

دونگ و همکاران^۳ [۱۶] اتصال TiAl/Ni-base alloy را با استفاده از لایه واسط Zr-Al-Ni-Co در محدوده دمایی 980°C - 1020°C انجام دادند. آن‌ها مشاهده کردند که منطقه اتصال به پنج ناحیه بلوری شدن، نواحی واکنشی و نفوذی تقسیم بندی شده است و مطلوب‌ترین خواص مکانیکی در اتصال دمای 1000°C و زمان ۱۵ دقیقه حاصل شد.

رن و همکاران^۴ [۱۷] خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال Ti_3Al به سوپر آلیاژ GH536 را با استفاده از لایه واسط Au-17.5Ni بررسی کردند. ناحیه اتصال شامل چندین ناحیه تک فازی پیوسته از فازهای تردی مانند AlNi_2Ti ، NiTi و Ni_3Nb

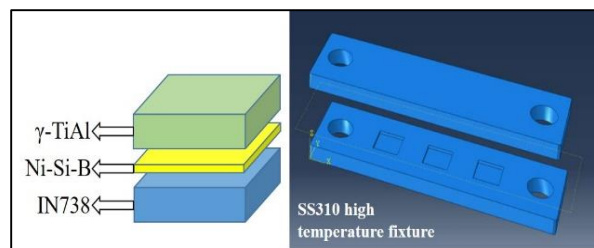
(VAR) (خلأ 10^{-5} Torr) صورت پذیرفت که ریزساختار دندریتی آلیاژ ریخته‌گری شده در قسمت الف از شکل ۱ قابل مشاهده می‌باشد. آلیاژ ریخته‌گری شده تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمای $C^0 1100$ به مدت زمان ۲۴ ساعت قرار گرفت و یک ساختار با دانه‌بندی هم‌محور از تکفاز گاما در زمینه آلیاژ ایجاد شد (قسمت ب از شکل ۱). نمونه همگن‌سازی شده جهت انجام اتصالات در ابعاد mm $10 \times 10 \times 2$ برش داده شدند. در این تحقیق سوپر آلیاژ پایه نیکل از جنس اینکونل ۷۳۸ و در حالت ریخته‌گری شده با ابعاد mm $10 \times 10 \times 2$ انتخاب شد. لایه واسط مورد استفاده نیز فویل آمورف سه تایی پایه نیکل (نیکل-بور-سیلیسیم) با ضخامت $50 \mu m$ با نام تجاری MBF-30 انتخاب شد. ترکیب آلیاژ ریخته‌گری شده اینکونل ۷۳۸ و لایه واسط MBF-30 در جدول ۱ آمده است. اتصال دهی در کوره تیوبی تحت خلأ در حدود Torr 10^{-5} صورت پذیرفت. با توجه به دمای لیکوئیدوس لایه واسط ($C^0 1054$)، دمای اتصال دهی $C^0 1120$ انتخاب شد. ضخامت درز اتصال $300 \mu m$ در نظر گرفته شده و نمونه به مدت زمان ۳۰ دقیقه در دمای اتصال نگهداری شد. طرح اتصال و فیکسچر مورد استفاده جهت انجام اتصال در تصویر ۲ قابل مشاهده می‌باشند.



در کنار محلول‌های جامد طلا و نیکل می‌باشد. سختی در مجاورت Ti_3Al به بالای ۸۰۰ ویکرز رسید. رن و همکاران [۱۸] همچنین این اتصال را با استفاده از لایه واسط $AgCuPd$ انجام دادند که فازهای ترد بر پایه نیکل-تیتانیوم و نیکل-آلومینیوم-تیتانیوم در محل اتصال تشکیل شده‌اند. به دلیل استعداد جایگزینی سوپر آلیاژها با $TiAl$ و همچنین حضور اینکونل ۷۳۸ به‌عنوان یکی از متداول‌ترین مواد مصرفی در ساخت قطعات با کاربرد دمای بالا، در تحقیق حاضر اتصال دهی غیرهمجنس آلیاژ تکفاز گامای تیتانیوم آلومیناید ($\gamma-TiAl$) به سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ با فرآیند لحیم کاری دمای بالا انجام شده است. استفاده از لایه واسط بر پایه نیکل حاوی بور در اتصال دهی سوپر آلیاژها به‌طور کامل مورد بررسی قرار گرفته و در اینترمتالیک‌های پایه $Ti-Al$ جهت اتصال همجنس Ti_3Al استفاده شده است [۱۹]. لذا در این تحقیق از لایه واسط نیکل-سیلیسیم-بور استفاده شده است. دلیل انتخاب این لایه واسط مطابقت ترکیبی بالای آن با آلیاژ پایه نیکل بوده و از طرفی واکنش پذیری نیکل با تیتانیوم و آلومینیوم امکان نفوذ و انحلال بین لایه واسط با $TiAl$ را افزایش می‌دهد. ریزساختار فصل مشترک و ناحیه اتصال و همچنین تکامل تدریجی ریزساختار حین اتصال دهی با جزییات کامل مورد بررسی قرار گرفته و تأثیر ترکیب شیمیایی لایه واسط بر ریزساختار اتصال بحث شده است.

۲- روش پژوهش

جهت تولید ساختار تک فازی گاما از ترکیب بین فلزی تیتانیوم آلومیناید با توجه به دیاگرام فازی دوتایی $Ti-Al$ ، درصد اتمی آلومینیوم در ساختار می‌بایست در محدوده ۵۰-۶۰٪ قرار بگیرد. بر این اساس از فلزات خالص آلومینیوم (خلوص بالای ۹۹/۷٪) و تیتانیوم (خلوص بالای ۹۹/۹۷٪) استفاده شد. آلیاژسازی و ریخته‌گری در قالبی با ابعاد mm $30 \times 10 \times 2$ در کوره ذوب مجدد قوسی تحت خلأ



شکل (۲): فیکسچر مورد استفاده جهت نگهداری نمونه در کوره به همراه شماتیک طرح اتصال انجام شده.

بررسی‌های میکروسکوپی نوری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX-60 مجهز به میکروسختی سنجی ویکرز و بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی با استفاده از FESEM Mira2TESCAN مجهز به دتکتور EDS جهت تصویربرداری، تعیین فازی و سختی سنجی میکروویکرز (ASTM E384-17) صورت پذیرفتند.

۳- نتایج و بحث

ریزساختار اتصال سوپر آلیاژ اینکونل MBF-30/۷۳۸/تیتانیوم آلومیناید در شکل ۳ به صورت تصویربرداری پانوراما نشان داده شده است. همان‌طور که در تصویر مشاهده می‌شود مناطق متفاوتی در ناحیه اتصال تشکیل شده‌اند که در ادامه به تشریح آن‌ها پرداخته می‌شود. بر اساس آنالیز FESEM-EDS ترکیب شیمیایی تمامی ریزساختارهای تشکیل شده در ناحیه اتصال در جدول ۲ ارائه شده‌اند که در ادامه با جزئیات کامل تحلیل خواهند شد. ریزساختارهای تشکیل شده در ناحیه اتصال تحت تأثیر دو مکانیزم ایجاد می‌شوند: (۱) به وسیله انجماد از فاز مذاب و (۲) به وسیله ایجاد فازها و رسوب گذاری در حالت جامد [۲۰]. با توجه به تصویر ۳، چهار منطقه مجزا در ناحیه اتصال داده شده قابل مشاهده می‌باشد، این نواحی عبارت‌اند از ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ)^۵، ناحیه انجماد غیرهمدم (ASZ)^۶، ناحیه انجماد هم‌دم (ISZ)^۷ و ناحیه واکنشی^۸ در سمت ترکیب بین فلزی.



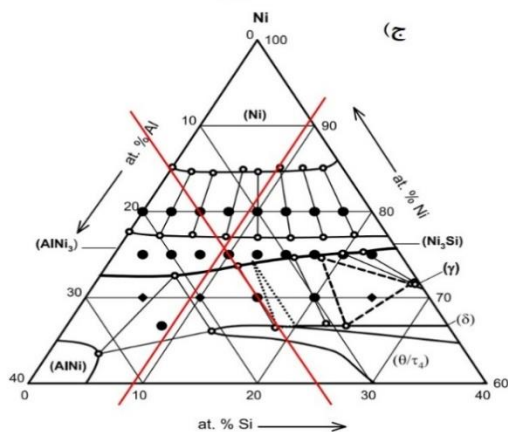
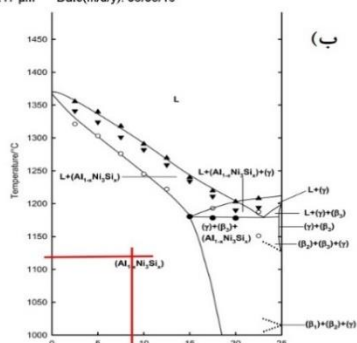
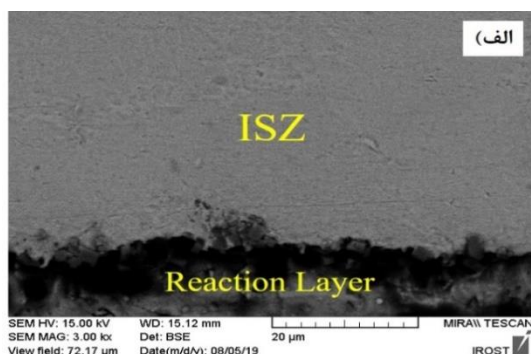
شکل (۱): ریزساختار آلیاژ تکفاز تیتانیوم آلومیناید و الف) پس از ریخته‌گری، ب) پس از همگن‌سازی.

سرعت گرمایش تا دمای اتصال دهی $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ بود و سرمایش نیز در محیط کوره صورت پذیرفت. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی و پولیش کاری با محلول‌های Kroll و Marble اچ شیمیایی شدند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۳۸ و لایه واسط MBF-30 (برحسب درصد وزنی).

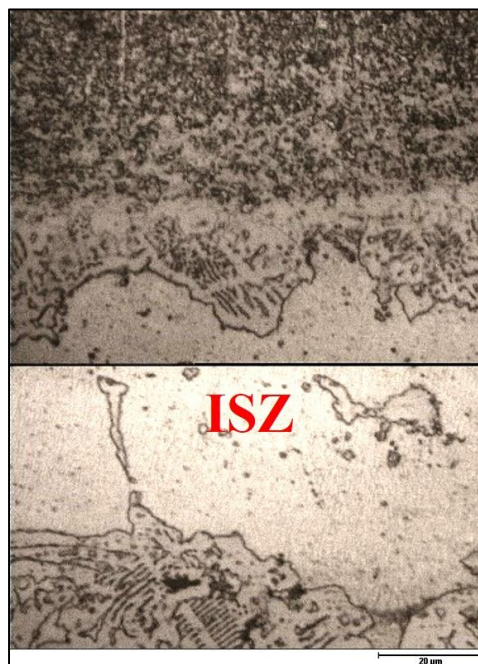
| عنصر | IN738 | MBF-30 |
|------------------------------|-------|--------|
| مقدار عناصر بر حسب درصد وزنی | | |
| Cr | ۱۶ | - |
| Ti | ۳/۴ | - |
| Mo | ۱/۷۵ | - |
| Al | ۳/۲ | - |
| Co | ۸/۵ | - |
| Fe | ۰/۵ | ۰/۵ |
| B | ۰/۰۱ | ۳/۲ |
| Si | ۰/۳ | ۴ |
| C | ۰/۱۷ | - |
| Nb | ۰/۹ | - |
| W | ۲/۶ | - |
| Ni | بقیه | بقیه |

با توجه به مقطع عمودی از دیاگرام سه تایی Al-Ni-Si در مقدار ۷۵ درصد اتمی از نیکل (شکل ۵ قسمت ب)، مشاهده می‌شود ساختار جامد دوتایی از AlNi_3 و Ni_3Si در همان دمای اتصال دهی انجام می‌یابد و با توجه به مقطع هم‌دمای دیاگرام سه تایی Al-Ni-Si مشاهده می‌شود که این ساختار در دمای 1000°C نیز پایدار می‌باشد (شکل ۵ قسمت ج). ریزساختار ناحیه انجام هم‌دما در قسمت الف از شکل ۵ قابل مشاهده می‌باشد که ضخامتی در حدود ۲۵ میکرومتر دارد.



شکل (۵): (الف) ریزساختار ناحیه انجام هم‌دمای سمت TiAl، (ب) مقطع عمودی دیاگرام سه تایی Al-Ni-Si در مقدار ۷۵ درصد اتمی از نیکل و (ج) مقطع هم‌دمای 1000°C از دیاگرام سه تایی Al-Ni-Si.

انجماد محلول جامد تک فازی پایه نیکل در فصل مشترک جامد/مذاب از سمت آلیاژ پایه به سمت مرکز انجام می‌شود. نیروی محرکه انجماد تغییرات ترکیب شیمیایی ناشی از نفوذ اتمی بین آلیاژ پایه و لایه واسط مذاب می‌باشد و به دلیل اینکه عناصر موجود در این منطقه در محدوده حلالیتشان در فاز جامد پایه نیکل قرار دارند، هیچ‌گونه فاز دومی در این ناحیه تشکیل نمی‌شود [۲۱-۲۲].



شکل (۴): ریزساختار اتصال در سمت اینکونل ۷۳۸ شامل ناحیه پیوسته انجماد هم‌دما.

در سمت آلیاژ پایه TiAl به دلیل انحلال مقادیر زیادی از آلومینیوم و تیتانیوم در ترکیب لایه واسط ذوب شده در دمای اتصال، ساختاری سه تایی از نیکل-آلومینیوم-سیلیسیم در مرز جامد/مذاب حین نگهداری سیستم در دمای اتصال منجمد می‌شود. با توجه به دیاگرام سه تایی Al-Ni-Si حد حلالیت آلومینیوم و سیلیسیم در نیکل در حدود ۱۵ درصد اتمی می‌باشد [۲۳]، در نتیجه با افزایش مقدار این عناصر، جدایش و انجماد فازها در دمای اتصال اتفاق می‌افتد.

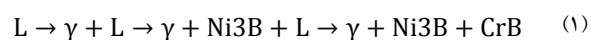
۳-۲- انجماد غیرهمدمما

دو دلیل عمده جهت تأیید تشکیل ناحیه انجماد غیر همدمما ذکر شده است: (۱) وجود درز اتصال عریض که باعث به تعویق افتادن تکمیل انجماد همدمما می‌شود و (۲) زمان نگهداری محدود در دمای اتصال دهی [۲۴]. در نتیجه بخش بزرگی از فرآیند انجماد، حین سرمایش از دمای اتصال رخ می‌دهد و فازهای تشکیل شده در قسمت میانی اتصال به‌عنوان ناحیه انجماد غیرهمدمما (ASZ) در نظر گرفته خواهد شد. در ناحیه انجماد غیرهمدمما فاز مذاب در حین کاهش دما از دمای اتصال دهی (حین سرمایش) تبدیل به ساختارهای جامد می‌شود. تشکیل ریزساختارهای جامد در ناحیه انجماد غیرهمدمما توسط دو پدیده کنترل می‌شود: تشکیل فاز انجمادی اولیه و در ادامه جدایش عناصر محلول.

پهنای ناحیه اتصال در حدود ۳۲۰ میکرومتر می‌باشد، دلیل بالاتر بودن اندازه ناحیه اتصال نسبت به درز اتصال اولیه حل شدن آلیاژهای پایه در ناحیه مذاب تشکیل شده می‌باشد. عدم تعادل شیمیایی در فصل مشترک مذاب/جامد نیروی محرکه‌ی انحلال ساختارهای پایه می‌باشد. با توجه به شکل ۶ (الف) با کاهش دما حین سرمایش، محلول جامد پایه نیکل تک فازی گاما (قسمت ب از تصویر ۶) شروع به تشکیل شدن کرده و اولین فاز جامدی است که در ناحیه انجماد غیرهمدمما ایجاد می‌شود [۲۱-۲۵]. مقدار زیادی فاز گامای اولیه در ریزساختار ناحیه اتصال تشکیل شده است که در حدود ۴۳٪ از کل کسر حجمی فازهای این ناحیه را به خود اختصاص می‌دهد.

هم‌زمان با تشکیل این فاز، عناصر آلیاژی به درون فاز مذاب باقیمانده پس‌زده می‌شود و غلظت آن‌ها در ناحیه مذاب افزایش می‌یابد. عناصری که ضریب جدایش کمتر از واحد دارند، به درون فاز مذاب پس‌زده می‌شوند. عموماً عناصری مانند کروم، سیلیسیم، مولیبدن و بور در سوپر آلیاژ دارای مقدار ضریب جدایش کمتر از ۱ هستند [۲۴]. با افزایش عناصر آلیاژی درون فاز مذاب، یک مذاب فوق اشباع تشکیل شده و

ایجاد محلول جامد تک فازی گاما متوقف می‌شود. یکی از عناصر آلیاژی که به دلیل حلالیت پایین در فاز گاما به درون مذاب پس‌زده می‌شود، عنصر بور است. در این مرحله با رسیدن مقدار عنصر بور در محلول جامد گاما به حد حلالیت این عنصر در نیکل که برابر ۰/۳ درصد اتمی در محدوده دمای °C ۱۰۶۰-۱۱۲۰ گزارش شده است [۲۶]، ترکیب بین فلزی نیکل بوراید در کنار محلول جامد پایه نیکل حاصل از یک واکنش یوتکتیک تشکیل می‌شود (قسمت ج از تصویر ۶). این واکنش یوتکتیک در دمای °C ۱۰۴۲ انجام می‌شود (L → γ + Ni3B) [۲۷]. به دلیل پس زدن کروم به درون فاز مذاب ناشی از تشکیل ساختار یوتکتیک دوتایی نیکل بوراید و محلول جامد گاما، فاز مذاب باقیمانده از کروم و بور غنی شده و در آخرین مرحله از انجماد مذاب غنی از کروم باقیمانده طی یک واکنش یوتکتیک دوتایی تبدیل به کروم بوراید و محلول جامد گامای پایه نیکل می‌شود (قسمت د از تصویر ۶) (L → γ + CrB) [۲۸]. به دلیل نفوذ مقادیر زیادی از سیلیسیم به فصل مشترک مذاب/جامد در سمت TiAl شرکت در تشکیل ساختار ناحیه انجماد همدمما، مقدار سیلیسیم در مذاب باقیمانده کاهش یافته و در نتیجه مذاب غنی از سیلیسیم جهت تشکیل فازهای سیلیسایدی وجود نداشته است. در نتیجه می‌توان مراحل انجماد در ناحیه انجماد غیرهمدمما را حین کاهش دما به‌صورت زیر جمع‌بندی کرد:



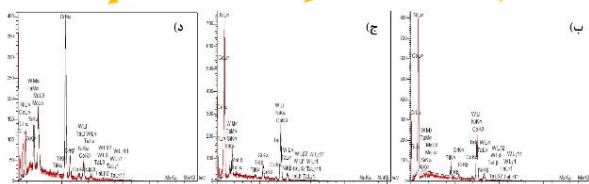
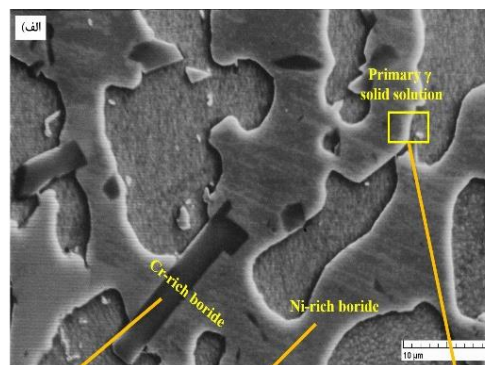
۳-۳- رسوب‌گذاری در ناحیه متأثر از نفوذ

حین افزایش دما پس از عبور از دمای لیکوئیدوس و تشکیل فاز مذاب میانی و شروع انحلال عناصر آلیاژی موجود در اینکونل در فاز مذاب، یک ناحیه یوتکتیکی از بوراید نیکل به همراه محلول جامد پایه نیکل در مرز بین فلز پایه و لایه واسط تشکیل می‌شود. نفوذ عنصر بور از لایه واسط حین افزایش دمای سیستم و انحلال فلز پایه در لایه واسط مذاب، عاملی برای تشکیل این ناحیه ذکر شده، در این شرایط رسوبات

مورفولوژی رسوبات تشکیل شده در ناحیه متأثر از نفوذ نشان می‌دهد که این رسوبات در حین انجماد تشکیل نشده‌اند، بلکه در دمای اتصال دهی و به صورت رسوب گذاری از حالت جامد به وجود آمده‌اند [۲۰]. ضخامت ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ در حدود ۵۰ میکرومتر می‌باشد. در نتیجه تشکیل بورایدها در این ناحیه به طور مستقیم ناشی از نفوذ عنصر بور در فلز پایه است. از آنجایی که حلالیت بور در محلول جامد پایه نیکل در دمای اتصال دهی محدود بوده و عناصر بورایدها قوی در ترکیب شیمیایی آلیاژ وجود دارند، رسوبات بورایدهی از عناصر کروم-مولیبدن در این ناحیه تشکیل می‌شوند. همچنین به دلیل اینکه هر دو عنصر بور و سیلیسیم در ترکیب شیمیایی لایه واسط نقش کاهنده نقطه ذوب (MPD) را ایفا می‌کنند، می‌توان انتظار داشت که یک سری ترکیبات سیلیسایدی نیز در ناحیه متأثر از نفوذ تشکیل شوند، اما بر اساس یک سری دلایل که در ادامه بیان می‌شوند، تشکیل این ترکیبات در ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ اتفاق نمی‌افتد:

- ۱- طبق دیاگرام دو تایی نیکل-سیلیسیم حد حلالیت سیلیسیم در نیکل ۸ درصد اتمی می‌باشد که بسیار بزرگ تر از مقدار ۰/۳ درصد اتمی برای حلالیت بور در نیکل است. این موضوع از تشکیل رسوبات سیلیسایدی در ناحیه متأثر از نفوذ جلوگیری می‌کند.
- ۲- بر اساس تشکیل فازهای غنی از سیلیسیم (Ni_3Si) در ناحیه انجماد هم‌دمای سمت $TiAl$ می‌توان نتیجه گرفت که سهم بیشتری از نفوذ عنصر سیلیسیم به سمت آلیاژ پایه $TiAl$ بوده است. به عبارتی عنصر سیلیسیم کمتری به ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ نفوذ کرده است.
- ۳- مقدار ضریب نفوذ عنصر سیلیسیم در نیکل بسیار کمتر از ضریب نفوذ عنصر بور در نیکل می‌باشد (با توجه به اختلاف ابعاد اتمی). در نتیجه مقادیر زیادی از عنصر

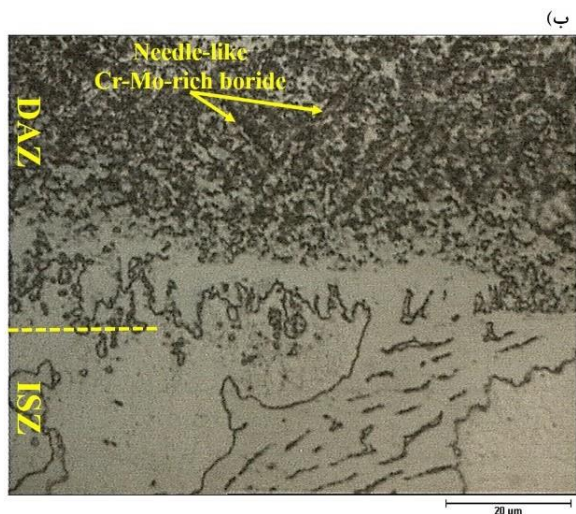
بورایدهی در مجاورت فصل مشترک اولیه جامد/مذاب در حین گرمایش تشکیل می‌شود [۲۹-۳۰].



شکل (۶): (الف) تصویر FESEM از ناحیه انجماد غیرهمدمای

ساختارهای محلول جامد گامای نیکل و یوتکتیک‌های دو تایی از محلول جامد گاما-ترکیبات بورایدهی، (ب) الگوی FESEM-EDS از ناحیه محلول جامد تکفاز گاما، (ج) الگوی FESEM-EDS از ساختار یوتکتیکی غنی از نیکل بوراید و (د) الگوی FESEM-EDS از ساختار یوتکتیکی غنی از کروم بوراید.

به دلیل ضریب نفوذ بالای عنصر بور، نفوذ آن از لایه واسط ذوب شده در ساختار فلز پایه اینکونل ۷۳۸ رخ می‌دهد. از آنجایی که یک سری عناصر بورایدها قوی مانند کروم و مولیبدن در ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۳۸ وجود دارد، در دمای اتصال دهی یک سری رسوبات بورایدهی غنی از کروم-مولیبدن در این ناحیه تشکیل می‌شود. این رسوبات به صورت دو مورفولوژی مکعبی و سوزنی در ناحیه متأثر از نفوذ تشکیل شده‌اند که ریزساختارهای ناحیه متأثر از نفوذ در تصویر ۷ قابل مشاهده می‌باشد. لازم به ذکر است که هیچ مقداری از عنصر بور در ساختارهای سمت ترکیب بین فلزی $TiAl$ مشاهده نشد، دلیل این موضوع وجود عناصر بورایدها قوی در سمت اینکونل ۷۳۸ می‌باشد که باعث تمایل عنصر بور به نفوذ در جهت آلیاژ اینکونل ۷۳۸ می‌شود.



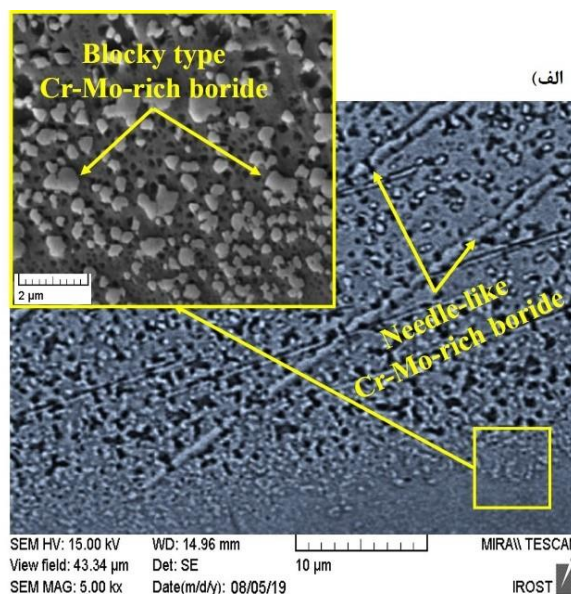
شکل (ب). (الف) تصویر FESEM از رسوبات بورایدی ناحیه DAZ و (ب) تصویر میکروسکوپ نوری مشخص کننده مرز نواحی DAZ و ISZ.

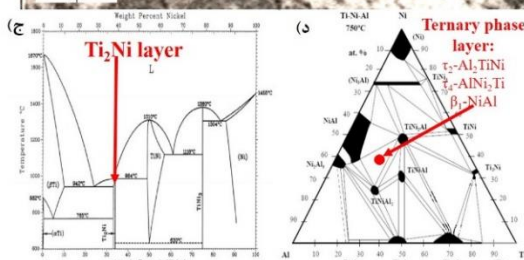
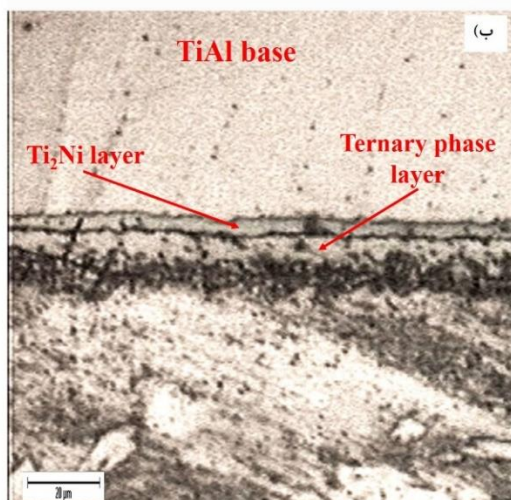
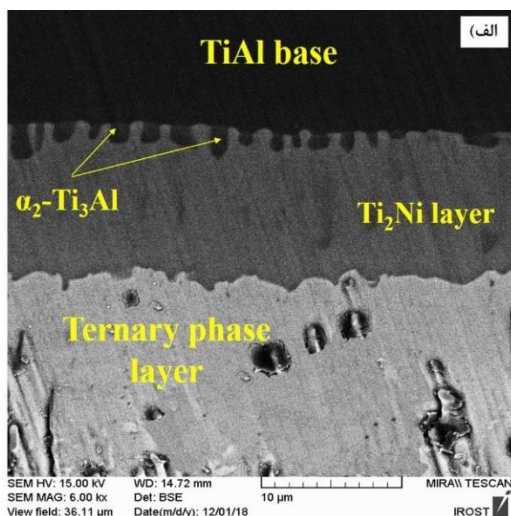
۳-۴- لایه واکنشی

به واسطه انحلال تیتانیوم و آلومینیوم در لایه واسط پایه نیکل ذوب شده، یک سری فازهای ناشی از حلالیت این سه عنصر در یکدیگر، در دمای اتصال دهی و در حین کاهش دما به وجود می‌آید. در نزدیکی آلیاژ پایه TiAl فاز غنی از تیتانیوم و نیکل تشکیل شده است. درصد اتمی این عناصر نسبت ۲ به ۱ دارد که برابر با درصد اتمی در ترکیب Ti_2Ni می‌باشد. با توجه به دیاگرام دوتایی نیکل-تیتانیوم (شکل ۸ ج) می‌توان نتیجه گرفت که حین کاهش دما در محدوده دمای $1000^\circ C$ ترکیب Ti_2Ni از واکنش مقدار مذاب غنی از تیتانیوم در این ناحیه با فاز جامد TiNi طی یک واکنش پرتکتیک ایجاد می‌شود. این فاز در فصل مشترک آلیاژ پایه TiAl با لایه واسط به صورت یک نوار کاملاً پیوسته (قسمت‌های الف و ب از شکل ۸) قرار گرفته است و در برخی نواحی در فصل مشترک با ترکیب TiAl یک سری رسوبات با ترکیب شیمیایی α_2-Ti_3Al (در شکل ۸ قسمت الف مشخص شده‌اند) به صورت پراکنده شناسایی شدند. وجود عناصری مانند کبالت و مولیبدن در ترکیب شیمیایی این فاز نشان‌دهنده انحلال آلیاژ اینکونل ۷۳۸ در فاز مذاب تشکیل شده در دمای اتصال دهی

سیلیسیم در ناحیه انجماد هم‌دما و غیرهم‌دما باقی‌مانده و وارد ساختار ناحیه متأثر از حرارت نشده است.

در نهایت می‌توان نتیجه‌گیری کرد که میزان سیلیسیم در ناحیه متأثر از نفوذ از مقدار حد حلالیت سیلیسیم در نیکل تجاوز نکرده و به عبارتی این ناحیه عاری از رسوبات سیلیسایدی می‌باشد. به دلیل ماهیت توزیع غیر پیوسته این رسوبات بورایدی در طول ناحیه متأثر از نفوذ و سختی پایین‌تر آن‌ها در مقایسه با محصولات حاصل از واکنش‌های یوتکتیکی در ناحیه انجماد غیرهم‌دما (در ادامه اشاره شده است) می‌توان گفت که رسوبات موجود در این ناحیه تأثیر مخرب کمتری بر خواص مکانیکی اتصال خواهند داشت. از طرفی به دلیل جدایش‌های موضعی ایجاد شده حول این رسوبات، برای عناصر کروم و مولیبدن و کمتر شدن میزان این عناصر در محلول جامد پایه نیکل احاطه‌کننده آن‌ها، امکان تشکیل پیل‌های الکتروشیمیایی وجود داشته که می‌تواند منجر به کاهش مقاومت خوردگی در این نواحی شود.





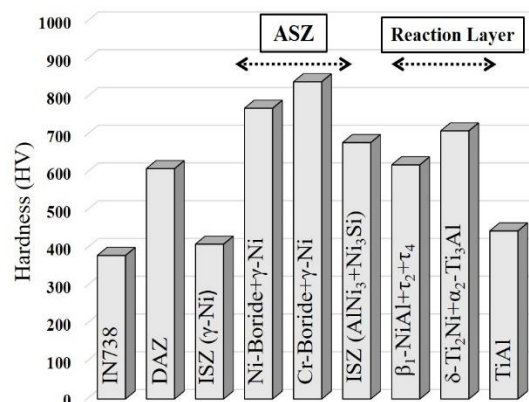
شکل (۸): ریزساختار لایه واکنشی، (الف) تصویر FESEM از نواحی تک فازی Ti_2Ni و سه فازی $\beta_1-NiAl + \tau_2 + \tau_4$ ، (ب) تصویر میکروسکوپ نوری از لایه واکنشی سمت $TiAl$ ، (ج) دیاگرام دو تایی نیکل-تیتانیوم جهت بررسی فاز Ti_2Ni و (د) موقعیت ترکیب شیمیایی لایه سه فازی در مقطع همدمای سه تایی $Ni-Ti-Al$ در دمایی $750^\circ C$.

می‌باشد. همچنین حین تشکیل این فاز، آلومینیوم حل شده در فاز مذاب به فاز مذاب باقیمانده پس زده می‌شود. در تحقیقات قبلی نیز به تشکیل این فاز اشاره شده است. به طور مثال حین اتصال $TiAl/Ti_3Al$ با استفاده از لایه واسط بر پایه تیتانیوم، تشکیل فاز غنی از تیتانیوم $\delta-Ti_2Ni$ در فصل مشترک با $TiAl$ گزارش شده است [۳۱]. در تحقیق دیگری روی اتصال $TiAl/Ti-6Al-4V$ با لایه واسط پایه تیتانیوم نیز تشکیل این فاز گزارش شده است [۱۳].

با افزایش مقدار آلومینیوم در کنار تیتانیوم و نیکل موجود در ترکیب شیمیایی لایه واسط ذوب شده، در دمایی اتصال ابتدا ترکیب β_1-NiAl جوانه زنی کرده و در کنار τ_4-AlNi_2Ti انجام می‌یابد (با توجه به مقاطع هم‌دما از دیاگرام $Al-Ni-Ti$ [۳۲])، با کاهش دما از دمایی اتصال دهی فاز τ_2-Al_2TiNi نیز ایجاد می‌شود تا یک منطقه سه فازی جامد طبق مقطع همدمای دیاگرام سه تایی نیکل-آلومینیوم-تیتانیوم در دمایی $750^\circ C$ (قسمت د شکل ۸) را تشکیل دهند. دلیل انتخاب این مقطع هم‌دما جهت بررسی فازهای تشکیل شده در این ناحیه عدم وجود واکنش تغییر فازی در پایین تر از این دما تا دمایی محیط می‌باشد. در نتیجه فازهای مشخص شده در نواحی موجود در این دیاگرام در دمایی محیط نیز پایدار خواهند بود [۸]. تشکیل فازهای τ_4-AlNi_2Ti و β_1-NiAl حین اتصال دهی همجنس از $TiAl$ [۳۳] و Ti_3Al [۱۹] و تشکیل ترکیب τ_4-AlNi_2Ti در اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل GH99 به $TiAl$ در ناحیه اتصال گزارش شده است [۹].

۳-۵- خواص مکانیکی اتصال

مقادیر سختی نواحی متفاوت تشکیل شده در حین اتصال IN738/MBF-30/TiAl با استفاده از میکروسختی سنجی به روش ویکرز اندازه گیری شده و در شکل ۹ مشاهده می شود. می توان گفت که ناحیه انجماد غیرهمدمای دارای بیشترین مقادیر سختی می باشد. دلیل این موضوع وجود فازهای بورایدی با سختی بالا در این ناحیه می باشد.



شکل ۹: سختی فازهای موجود در مناطق متفاوت در اتصال IN738/MBF-30/TiAl

سختی میانگین این ناحیه در حدود ۸۰۰ ویکرز است و دلیل کمتر بودن مقدار سختی این ناحیه در مقایسه با سختی فاز کروم بوراید (بالا تر از ۱۰۰۰ ویکرز) وجود محلول جامد پایه نیکل در کنار فازهای بورایدی می باشد که از سختی و شکنندگی این ناحیه می کاهد. این بررسی در تطابق با تحقیق Ghasemi و همکاران روی سختی ناحیه انجماد غیرهمدمای می باشد [۲۴].

در سمت آلیاژ TiAl تشکیل ناحیه پیوسته تک فازی از δ-Ti₂Ni باعث ایجاد ناحیه ترد و شکننده در این بخش از اتصال شده است که با توجه به تحقیقات قبلی می توان گفت از آنجایی که فاز غالب شکست در نمونه های اتصال داده شده شامل لایه تک فازی δ-Ti₂Ni می باشد، وجود این ناحیه پیوسته در فصل مشترک با TiAl، اتصال را مستعد شکست ترد می کند [۱۰-۳۴]. همچنین بر اساس تحقیقی از Ren و

همکاران [۱۷]، وجود ناحیه تکفاز τ₄-AlNi₂Ti تمایل به شکست از این ناحیه را افزایش می دهد. در تحقیق حاضر به دلیل وجود ناحیه سه فازی از τ₄ در کنار فازهای β₁-NiAl و τ₂ از تردی این ناحیه و تأثیر مخرب بر خواص مکانیکی اتصال می کاهد.

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق تکامل ریزساختاری حین لحیم کاری دمای بالای سیستم IN738/MBF-30/TiAl انجام شد. نتایج زیر از بررسی های بحث شده استخراج می شود:

۱. اتصال در دمای ۱۱۲۰ °C و زمان ۳۰ دقیقه حاوی نواحی متفاوتی ناشی از واکنش های حین انجماد و حالت جامد می باشد. ریزساختارهای منطقه اتصال را بورایدهای کروم-مولیبدن-نیکل، محلول های جامد Al_{1-x}Ni₃Si_x و پایه نیکل، یوتکتیک های دوتایی از بورایدهای نیکل و کروم به همراه محلول جامد پایه نیکل، ترکیبات سه تایی از نیکل-تیتانیوم-آلومینیوم، مانند τ₂ و τ₄ و ترکیبات دوتایی از نیکل-آلومینیوم، تیتانیوم-آلومینیوم و نیکل-تیتانیوم تشکیل می دهند.
۲. در منطقه انجماد غیرهمدمای به دلیل وجود محلول جامد پایه نیکل در کنار بورایدهای نیکل و کروم از سختی و اثر مخرب این فازهای سخت و شکننده بر انعطاف پذیری اتصال کاسته شد. همچنین مورفولوژی فازهای بورایدی تشکیل شده در ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل ۷۳۸ به نحوی است که تأثیر مخرب کمی بر خواص مکانیکی اتصال می گذارند.
۳. به دلیل وجود عناصر با میل ترکیبی بالا با بور در ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۳۸ هیچ گونه نفوذی از بور در سمت آلیاژ TiAl مشاهده نشد.
۴. توزیع پروفیل سختی در ناحیه اتصال نشان داد که سختی در نواحی بورایدی متأثر از نفوذ و ناحیه انجماد غیرهمدمای در کنار سختی ناحیه واکنشی در سمت آلیاژ TiAl مقادیر بالاتری از سایر نواحی بوده و حضور

[10] X. Song, B. Ben, S. Hu & D. Tang, "Vacuum brazing high Nb-containing TiAl alloy to Ti60 alloy using Ti-28Ni eutectic brazing alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 485-491, 2016.

[11] R. K. Shiue, S. K. Wu & S. Y. Chen, "Infrared brazing of TiAl intermetallic using BAg-8 braze alloy", *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 1991-2004, 2003.

[12] R. K. Shiue, S. K. Wu & S. Y. Chen, "Strong bonding of infrared brazed a2-Ti3Al and Ti-6Al-4V using Ti-Cu-Ni fillers", *Intermetallics*, vol. 18, no. 8, 2010.

[13] R. K. Shiue, S. K. Wu, S. Y. Chen & C.Y. Shiue, "Infrared brazing of Ti50Al50 and Ti-6Al-4V using two Ti-based filler metals", *Intermetallics*, vol. 16, pp. 1083-1089, 2008.

[14] S. Simoes, F. Viana & M. F. Viera, "Joining Technology of Gamma-TiAl Alloys", CRC Press, Portugal, 2017.

[15] X. S. Qi, X. Y. Xue, B. Tang, H. C. Kou, R. Hu & J. S. Li, "Phase Evolution of Diffusion Bonding Interface between High Nb Containing TiAl Alloy and Ni-Cr-W Superalloy", *Rare Metal Materials and Engineering*, vol. 44, pp. 1575-1580, 2015.

[16] K. Dong & J. Kong, "A high-strength vacuum-brazed TiAl/Ni joint at room temperature and high temperature with an amorphous foil Zr-Al-Ni-Co filler metal", *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 44, pp. 389-396, 2019.

[17] H. S. Ren, H. P. Xiong, W. M. Long, B. Chen, Y. X. Shen & S. J. Pang, "Microstructures and mechanical properties of Ti3Al/Ni-based superalloy joints brazed with AuNi filler metal", *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 35, pp. 2070-2078, 2019.

[18] H. S. Ren, H. P. Xiong, W. M. Long, Y. X. Shen, S. J. Pang, B. Chen & Y. Y. Cheng, "Interfacial diffusion reactions and mechanical properties of Ti3Al/Ni-based superalloy joints brazed with AgCuPd filler metal", *Materials characterizatn*, vol. 144, no. 7, 2018.

[19] P. He, J. Feng & H. Zhou, "Microstructure and strength of brazed joints of Ti3Al-base alloy with NiCrSiB", *Materials Characterizatn*, vol. 52, pp. 309-318, 2004.

[20] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. H. Kokabi, "Solidification and solid state phenomena during TLP bonding of IN718 superalloy using Ni-Si-B ternary

محلول جامد پایه نیکل در مجاورت بورایدها در ناحیه انجماد غیرهمدمما باعث کاهش اثر تخریبی در این ناحیه شده است.

۵-مراجع

[1] A. Shirzadi, "Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites", University of Cambridge, 1997, p. 167.

[2] M. Yamaguchi, H. Inui & I. Kazuhiro, "High-Temperature Structural Intermetallics", *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 307-322, 2000.

[3] K. Maruyama, M. Yamaguchi, G. Suzuki, H. Zhou, Y. H. Kim & M. H. Yoo, "Effects of lamellar boundary structural change on lamellar size hardening in TiAl alloy", *Acta Materialia*, vol. 52, no. 17, pp. 10, 2004.

[4] H. S. Ren, H. P. Xiong, B. Chen, S. J. Pang, X. Wu, Y. Y. Chen & B. Q. Chen, "Transient liquid phase diffusion bonding of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy to TiAl intermetallics", *Material Science and Engineering A*, vol. 651, pp. 45-54, 2016.

[5] P. He, J. C. Feng, B. G. Zhang & Y. Y. Qian, "A new technology for diffusion bonding intermetallic TiAl to steel with composite barrier layers", *Materials characterizatn*, vol. 50, no. 6, 2003.

[6] W. B. Lee, Y. J. Kim & S. Jung, "Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI 4140 structural steel", *Intermetallics*, vol. 12, pp. 671-678, 2004.

[7] J. Cao, J. Liu, X. Song, X. Lin & J. Feng, "Diffusion bonding of TiAl intermetallic and Ti3AlC2 ceramic: Interfacial microstructure and joining properties", *Materials and Design*, vol. 56, no. 7, 2014.

[8] S. Simoes, C. Tavares & A. Guedes, "Joining of γ -TiAl Alloy to Ni-Based Superalloy Using Ag-Cu Sputtered Coated Ti Brazing Filler Foil", *MDPI*, pp. 1-14, 2018.

[9] H. Li, H. Wei, P. He, T. Lin, J. Feng & Y. Huang, "Effects of alloying elements in GH99 superalloy on microstructure evolution of reactive brazing TiAl/GH99 joints", *Intermetallics*, vol. 34, pp. 69-74, 2013.

[30] W. F. Gale & Y. Guan, "Microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonds between NiAl and a Nickel-Base superalloy", Journal of Materials Science, vol. 34, pp. 1061-1071, 1999.

[31] H. S. Ren, H. P. Xiong, B. Chen, S. J. Pang, B. Q. Chen & L. Ye, "Microstructures and Mechanical Properties of Vacuum Brazed Ti3Al/TiAl Joints Using Two Ti-based Filler Metals", Materials Science and Technology, vol. 32, pp. 372-380, 2016.

[32] K. Zeng, R. Schmid-Fetzer, B. Huneau, P. Rogl & J. Bauer, "The ternary system Al-Ni-Ti Part II: Thermodynamic assessment and experimental investigation of polythermal phase equilibria", Intermetallics, vol. 7, no. 13, 1999.

[33] S. Simoes, F. Viana, Kocak, A. S. Ramos, M. F. Vieira & M. T. Vieira, "Diffusion bonding of TiAl using reactive Ni/Al nanolayers and Ti and Ni foils", Materials Chemistry and Physics, vol. 128, no. 6, 2011.

[34] X. Li, L. Li & S. Qu, "Vacuum brazing of TiAl-based intermetallics with Ti-Zr-Cu-Ni-Co amorphous alloy as filler metal", Intermetallics, vol. 57, pp. 7-16, 2015.

filler alloy", Journal of Alloys and Compounds, vol. 563, pp. 143-149, 2013.

[21] A. Ghasemi & M. Pouranvari, "Microstructural evolution mechanism during brazing of Hastelloy X superalloy using Ni-Si-B filler metal", Science and Technology of Welding and Joining, vol. 23, pp. 441-449, 2017.

[۲۲] ع. خرم، ا. داودی جمالویی و ع. جعفری، "بررسی اثر همگن سازی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فاز مایع گذرا بین اینکونل ۷۱۸ و اینکونل ۶۰۰"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال ۱۱، شماره ۳، ۵۹-۴۹، ۱۳۹۶.

[23] K. Chandrasekaran, K. W. Richter & H. Ipser, "The Al-Ni-Si phase diagram—Part III: Phase equilibria in the nickel rich part", Intermetallics, vol. 14, pp. 491-497, 2006.

[24] A. Ghasemi & M. Pouranvari, "Intermetallic phase formation during brazing of a nickel alloy using a Ni-Cr-Si-Fe-B quinary filler alloy", Science and Technology of Welding and Joining, vol. 24, pp. 342-351, 2018.

[25] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. H. Kokabi, "Phase transformations during diffusion brazing of IN718/Ni-Cr-B/IN718", Materials Science and Technology, vol. 29, pp. 980-98, 42013.

[26] M. Khakian, S. Nategh & S. Mirdamadi, "Effect of bonding time on the microstructure and isothermal solidification completion during transient liquid phase bonding of dissimilar nickel-based superalloys IN738LC and Nimonic 75", Journal of Alloys and Compounds, vol. 653, no. 9, 2015.

[27] A. Y. Shamsabadi, R. Bakhtiari & B. G. Eisaabadi, "TLP bonding of IN738/MBF20/IN718 system", Journal of Alloys and Compounds, vol. 685, pp. 896-904, 2016.

[28] M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner & P. Bocher, "Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations", Material Science and Engineering A, vol. 447, no. 9, 2007.

[29] W. F. Gale & E. R. Wallach, "Influence of isothermal solidification on microstructural development in Ni-Si-B filler metals", Materials Science and Technology, vol. 7, no. 12, pp. 1143-1149, 1991.

۶- پی نوشت

- [1] Qi et al
- [2] Simoes et al.
- [3] Dong et al.
- [4] Ren et al.
- [5] Diffusion Affected Zone (DAZ)
- [6] Athermally Solidified Zone (ASZ)
- [7] Isothermal Solidified Zone (ISZ)
- [8] Reaction Layer (RL)