



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

لحیم کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738  
با استفاده از فویل های لحیم آمورف MBF-15 و BNi2 تولیدی

(کد طرح 55-2178)

گروه پژوهشی متالورژی

مسئول طرح: علی جزایری قره باغ

## شناسنامه گزارش

عنوان گزارش: گزارش نهایی

شماره ویرایش: دوم

عنوان فارسی طرح پژوهشی: لحیم کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738 با استفاده از فویل های لحیم آمورف MBF-15 و BNi2 تولیدی

عنوان انگلیسی طرح:

Brazing of INCONEL 738 Nickel-based Superalloy using Produced MBF-15 and BNi2 Amorphous Foils

کد طرح: 2178-55

نام فایل گزارش: Brazing

تالیف کننده ها: علی جزایری قره باغ، بهزاد بینش، علیرضا فروغی

ویرایش علمی: علی جزایری قره باغ

ویرایش ادبی: علی جزایری قره باغ

تاریخ طرحنامه: 92/8/4

تاریخ تصویب در شورای بررسی نهایی طرح ها: 92/12/3

تاریخ شروع اجرای طرح: 92/12/3

سطح دسترسی به سند: محرمانه (بدون موافقت کتبی، نسخه برداری یا تکثیر ممنوع است)

نام مسئول یا همکار	محل استخدام	تخصص	عناوین فعالیت هایی که در طرح انجام داده اند	کارکرد در طرح به ساعت
علی جزایری قره باغ	پژوهشکده توسعه تکنولوژی	دکترای متالورژی	مسئول طرح	106
بهزاد بینش	پژوهشکده توسعه تکنولوژی	کارشناس ارشد متالورژی	همکار اصلی فاز مطالعاتی و آزمایشگاهی	1060
علیرضا فروغی	پژوهشکده توسعه تکنولوژی	کارشناس ارشد متالورژی	همکار فاز مطالعاتی و آزمایشگاهی	890

سازمان مجری: پژوهشکده توسعه تکنولوژی جهاد دانشگاهی

گروه مجری: گروه پژوهشی مهندسی متالورژی

نشانی: تهران، خیابان آزادی، روبروی درب شمال غربی دانشگاه صنعتی شریف، خیابان شهید قاسمی، سازمان جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، گروه

پژوهشی مهندسی متالورژی

تلفن محل کار تالیف کننده اصلی: 021-66051054

نشانی پست الکترونیک تالیف کننده اصلی: ALI\_AJG@YAHOO.CO.UK



### چکیده

**هدف:** هدف از پژوهش حاضر، اتصال دهی به روش TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738LC مورد استفاده در صنایع توربین سازی با استفاده از فویل های آمورف BNi-2 و MBF-15 تولید شده در گروه پژوهشی متالورژی جهاد دانشگاهی شریف و تعیین شرایط بهینه فرایند و مقایسه ریزساختار و استحکام برشی اتصال با مشخصات ناحیه اتصال نمونه های مشابه خارجی در مراجع می باشد.

**روش تحقیق:** در این پژوهش، فرایند لحیم کاری به روش TLP و آزمایش های مشخصه یابی بر اساس استاندارد AWS B2.2 انجام پذیرفت. فرایند اتصال دهی در محدوده دمایی تعیین شده بر اساس نتایج آزمون DTA فویل ها و در زمان های مشخص تحت اتمسفر خلاء انجام شد. با تغییر پارامترهای فرایند TLP نظیر دما، زمان لحیم کاری و نیز ضخامت فویل لحیم، تحولات ریزساختاری و همچنین استحکام برشی ناحیه اتصال بررسی شده و شرایط بهینه فرایند اتصال دهی به روش TLP تعیین شد. ریزساختار ناحیه اتصال تعدادی از نمونه های اتصال دهی شده جهت انجام بررسی های بیشتر به آزمایشگاه دانشگاه ملی کشور تایوان ارسال شده و نتایج مورد مقایسه قرار گرفت.

**نتایج:** بررسی نتایج ریزساختاری نشان داد با توجه به شرایط فرایند لحیم کاری، ناحیه اتصال می تواند شامل سه منطقه مجزای ASZ، ISZ و DAZ باشد. ریزساختار ناحیه ISZ منطقه انجماد همدم، تک فاز محلول جامد  $\gamma$  می باشد و ریزساختار ناحیه انجماد غیر همدم (ASZ) شامل فازهای یوتکتیکی، ترکیبات بورایدی غنی از نیکل و کروم و نیز رسوبات ریز سیلیسید نیکل می باشد. ترکیبات بورایدی و کربو بورایدی غنی از کروم با مورفولوژی بلوکی و سوزنی شکل در ناحیه DAZ مشاهده گردید. شرایط بهینه فرایند اتصال دهی برای فویل های BNi2، لحیم کاری در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه و برای فویل های MBF-15 لحیم کاری در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه تعیین شد. مقایسه ریزساختار و خواص برشی نمونه های لحیم کاری شده با استفاده از فویل های BNi2 و MBF-15 تولید شده در جهاد دانشگاهی با مشخصات مذکور در مراجع بیانگر برابری خواص مذکور می باشد.

**کلمات کلیدی:** اتصال TLP، سوپرآلیاژ IN-738LC، فویل آمورف، انجماد همدم، مذاب ریزی



### فهرست مطالب

صفحه	عنوان
9	فصل اول: سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738
10	1-1- مقدمه
12	2-1- روش تولید سوپرآلیاژ INCONEL 738
12	3-1- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ INCONEL 738
14	4-1- خواص فیزیکی و مکانیکی سوپرآلیاژ INCONEL 738
14	5-1- ریزساختار سوپرآلیاژ INCONEL 738
17	6-1- انجماد سوپرآلیاژ IN 738LC
22	7-1- تأثیر سرعت سرد شدن بر مورفولوژی فاز $\Gamma$ در حین انجماد
25	8-1- تأثیر عناصر آلیاژی اصلی
28	فصل دوم: فویل های لحیم آمورف
29	1-2- مقدمه
30	2-2- مزایای مواد لحیم انجماد سریع یافته
33	3-2- انواع فویل های آمورف لحیم کاری سخت
40	فصل سوم: روش های اتصال قطعات سوپرآلیاژ
41	1-3- مقدمه
42	2-3- جوشکاری ذوبی
44	3-3- اتصال نفوذی
45	4-3- لحیم کاری دما بالا
48	5-3- روش فاز مایع گذرا
49	فصل چهارم: اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا (TLP)
50	1-4- مقدمه
50	2-4- اصول فرایند TLP
54	3-4- انواع روش های اتصال دهی TLP
55	4-4- تحولات ریزساختاری در اتصالات TLP
60	1-4-4- اثر زمان اتصال بر ریزساختار
61	2-4-4- اثر دمای اتصال بر ریزساختار
63	3-4-4- اثر ضخامت ماده لحیم بر ریزساختار
64	5-4- خواص مکانیکی اتصالات TLP
67	6-4- پارامترهای مؤثر در فرایند TLP



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

67	4-6-1- دما و دیاگرام فازی
71	4-6-2- زمان عملیات TLP
73	4-6-3- ضخامت لایه اتصال دهنده
74	4-6-4- اتمسفر فرآیند
74	4-6-5- اعمال فشار در حین فرآیند
75	4-7- اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 با استفاده از فویل های لحیم آمورف پایه نیکل
80	4-8- مزایا و محدودیت های اتصال دهی به روش TLP
81	4-9- کاربردهای اتصال دهی به روش TLP
86	فصل پنجم: روش تحقیق
87	5-1- فلز پایه و فویل های لحیم آمورف
88	5-2- آنالیز حرارتی و پراش اشعه X (XRD)
89	5-3- فرایند TLP
90	5-4- بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ های نوری و الکترونی
90	5-5- خواص مکانیکی
92	فصل ششم: نتایج و بحث
93	6-1- ریزساختار فلز پایه و فویل های لحیم آمورف
96	6-2- دماهای حد جامد و مایع فویل های BNi2 و MBF-15
98	6-3- ریزساختار ناحیه اتصال TLP
99	6-3-1- ناحیه ASZ و ISZ
106	6-3-2- ناحیه DAZ
112	6-4- بررسی اثر دما بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های BNi2 و MBF15
120	6-5- بررسی اثر زمان بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های BNi2 و MBF15
126	6-6- بررسی اثر ضخامت بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های BNi2 و MBF15
130	6-7- مقایسه ریزساختار ناحیه اتصال TLP در تحقیق حاضر با مراجع مختلف
134	6-8- خواص مکانیکی اتصال TLP
134	6-8-1- استحکام برشی
138	6-7-2- میکروسختی
143	فصل هفتم: نتیجه گیری
146	منابع
152	فصل هشتم: ضمائم
153	شناسنامه فویل MBF-15
154	شناسنامه فویل BNi2



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- مقاله علمی- پژوهشی " تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال TLP ایجاد شده با استفاده از فویل آمورف MBF-20 در سوپرآلیاژ IN-738LC"..... 155
- مقاله کنفرانس انجمن متالورژی " تحولات ریزساختاری در طی اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738LC با استفاده از فویل لحیم آمورف MBF-15"..... 184
- برخی نتایج ریزساختاری ناحیه اتصال بررسی شده در دانشگاه ملی علم و صنعت تایوان (TAIWAN TECH.) 196.....

Archive of SID

## فهرست اشکال

- شکل 1-1- تصویر میکروسکوپ SEM نشان دهنده فاز  $\gamma'$  و کاربردهای MC در آلیاژ IN 738 [6]..... 17
- شکل 1-2- مورفولوژی فازهای یوتکتیکی به شکل گل آفتابگردان در آلیاژ IN 738 [10]..... 18
- شکل 1-3- تصاویر SEM الکترونیهای برگشتی از مناطق یوتکتیک چهارتایی (الف) و سه تایی (ب) در ریزساختار آلیاژ IN 738 [10].  
..... 19
- شکل 1-4- منحنی DTA آلیاژ IN 738LC تحت نرخهای سرمایش مختلف [11]..... 20
- شکل 1-5- مورفولوژی فاز  $\gamma'$  در سرعتهای سرد کردن (الف)  $1/1 \text{ Ks}^{-1}$ ، (ب)  $12/42 \text{ Ks}^{-1}$ ، (ج)  $38/08 \text{ Ks}^{-1}$  و (د)  $50/16 \text{ Ks}^{-1}$  [7].  
..... 22
- شکل 1-6- تغییرات انرژی آزاد رسوبات برحسب اندازه دانه [7]..... 23
- شکل 1-7- تغییرات انرژی آزاد با فاکتور شکل و عدم تطابق [7]..... 24
- شکل 1-8- عناصر آلیاژی موجود در سوپر آلیاژهای پایه نیکل [2]..... 26
- شکل 1-2-1: طرح شمایی [14] و تصویر فرایند ریخته ریزی نوارهای عریض [15]..... 30
- شکل 2-2: مقایسه یکنواختی مقطع اتصال با استفاده از فویل لحیم کاری و پودر یا خمیر [16]..... 31
- شکل 3-2: قابلیت سیلان آلیاژ لحیم انجماد سریع یافته BNi2 (MBF20) به شکل فویل، پودر و ورقه های تهیه شده با اتصال پلیمری [12]..... 31
- شکل 4-2: منحنی DTA برخی از آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل [18]..... 35
- شکل 1-3-1: شماتیک فرایند اتصال نفوذی [24]..... 44
- شکل 2-3: مراحل اصلی فرایندهای لحیم کاری سخت و نرم [12]..... 46
- شکل 3-3: پارامترهای خارجی مؤثر در هر مرحله فرایند لحیم کاری [12]..... 47
- شکل 1-4-1: تغییرات غلظتی در مرحله ذوب و حل شدن فلز پایه در فرایند TLP [25]..... 53
- شکل 2-4-2: تغییرات غلظتی در مراحل انجماد هم‌دما و هم‌گن‌سازی در فرایند TLP [25]..... 54
- شکل 3-4-3: تصویر میکروسکوپ الکترونی از یک نمونه اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل [31]..... 56
- شکل 4-4-4: دیاگرام فازی Ni-B [35]..... 58
- شکل 5-4-5: دیاگرام فازی Ni-Si [35]..... 59
- شکل 6-4-6: پهنای ناحیه یوتکتیکی بر حسب تابعی از زمان در اتصال GTD-111 / MBF30 / GTD-111 [31]..... 60
- شکل 7-4-7: تغییرات پهنای منطقه ASZ برحسب زمان اتصالی در سه دمای مختلف فرایند در سوپر آلیاژ GTD-111 اتصال داده- شده به وسیله Ni-Si-B [41]..... 62
- شکل 8-4-8: ریزساختار ناحیه اتصال سوپرآلیاژ IN 738 لحیم کاری شده با استفاده از آلیاژ AMS 4776 (BNi-1a) در دمای  $1100^\circ\text{C}$  و به مدت 60 دقیقه در پنج ضخامت مختلف ماده لحیم پودری شکل، (a)  $60\mu\text{m}$ ، (b)  $70\mu\text{m}$ ، (c)  $85\mu\text{m}$ ، (d)  $105\mu\text{m}$ ، (e)  $120\mu\text{m}$  [54]..... 64
- شکل 9-4-9: تغییرات سختی در چهار منطقه (I ASZ، II JSZ، III DAZ و IV فلز پایه)..... 65
- در اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به وسیله فویل آمورف Ni-Si-B [43]..... 65
- شکل 10-4-10: تغییرات استحکام برشی منطقه اتصال و ضخامت منطقه ASZ ناحیه اتصال..... 66
- برحسب زمان اتصال دهی [59]..... 66
- شکل 11-4-11: دیاگرام فازی سرب - پالادیم [25]..... 68
- شکل 12-4-12: بالا: دیاگرام فازی برای 4 سیستم آلیاژی مختلف با حلالیت کامل در حالت جامد و مذاب..... 70
- پایین: تغییرات غلظتی در هر 4 دیاگرام، خطوط منقطع نشان دهنده ترکیب اولیه، خطوط ممتد نشان دهنده ترکیب بعد از پدیده ذوب معکوس و ترکیب نهایی [25]..... 70
- شکل 13-4-13: ریزساختار ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 به وسیله فویل آمورف BNi-3..... 76

## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- 76 در دمای  $1200^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه [65].
- 76 شکل 4-14- تغییرات پهنای منطقه یونکتیک میانی ناحیه اتصال با دما و زمان اتصال دهی [50].
- 78 شکل 4-15- سیکل عملیات TLP سوپرآلیاژ IN 738 با ماده اتصال دهنده DF-3 [51].
- 78 شکل 4-16- ریزساختار ناحیه اتصال سوپرآلیاژ IN 738 با ماده اتصال دهنده DF-3 در دماهای
- 78  $1175^{\circ}\text{C}$  (a) و  $1190^{\circ}\text{C}$  (b) به مدت 720 دقیقه [51].
- 78 شکل 4-17- تغییرات زمان تکمیل انجماد هم دما با دمای لحیم کاری در اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 یا استفاده از MBF-80 در غلظتهای مختلف عناصر دهنده دمای ذوب (MPD) در فویل لحیم [70].
- 79 شکل 5-1- (الف) فرایند ریخته ریزی نوارهای عریض و (ب) نمونه های از فویل های آمورف تولیدی.
- 90 شکل 5-2- فیکسچر مورد استفاده جهت انجام فرایند TLP.
- 91 شکل 5-3- فیکسچر مورد استفاده جهت تعیین استحکام برشی نمونه های TLP.
- 93 شکل 6-1- تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC ریختگی.
- 94 شکل 6-2- تصویر SEM ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC ریختگی.
- 95 شکل 6-3- مرزدانتهای دنداندار در سوپرآلیاژ IN-738LC.
- 95 شکل 6-4- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح تبریدی (B) و آزاد (F) فویل BNi2.
- 96 شکل 6-5- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح تبریدی و آزاد فویل MBF-15.
- 97 شکل 6-6- منحنی DTA فویل BNi2 در حین حرارت دهی با نرخ گرمایش  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ .
- 98 شکل 6-7- منحنی DTA فویل آلیاژ MBF-15 در حین حرارت دهی تحت نرخ  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ .
- 98 شکل 6-8- تصویر SEM اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل MBF-15.
- 99 شکل 6-9- تصویر SEM اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل BNi2.
- 100 شکل 6-10- تصویر SEM (الف) الکترونهاى برگشتی و (ب) الکترونهاى ثانویه ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15.
- 101 شکل 6-11- تصویر SEM ناحیه C در شکل 6-10.
- 102 شکل 6-12- آنالیز خطی ناحیه مرکزی اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15.
- 103 شکل 6-13- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15: (الف) تصویر الکترونهاى ثانویه، (ب) تصویر الکترونهاى برگشتی، (ج) X-ray map عنصر کروم و (د) X-ray map عنصر نیکل.
- 103 شکل 6-14- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15: (الف) تصویر الکترونهاى برگشتی، (ب) طیف EDS ناحیه مشخص شده در (الف).
- 104 شکل 6-15- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف BNi2.
- 105 شکل 6-16- تصویر SEM (الف) الکترونهاى برگشتی و (ب) الکترونهاى ثانویه از ناحیه مشخص شده در شکل 6-15.
- 106 شکل 6-17- تصویر SEM ناحیه DAZ اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-15.
- 107 شکل 6-18- تصویر SEM ناحیه DAZ اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف BNi2.
- 107 شکل 6-19- تصویر SEM ناحیه اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف BNi2: (الف) تصویر الکترونهاى برگشتی، (ب) طیف EDS ناحیه مشخص شده در (الف).
- 108 شکل 6-20- نمودار شماتیک نحوه توزیع عنصر B در 3 ناحیه مجزای اتصال [53].
- 109 شکل 6-21- ریزساختار دو نمونه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دماهای (الف)  $1130^{\circ}\text{C}$  و (ب)  $1170^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 30 دقیقه
- 110



## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- شکل 6-22- اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. رسوبات بورایدی به صورت ترجیحی در مرزخانه های فلز پایه ایجاد گشته اند. 111
- شکل 6-23- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 15 دقیقه. 112
- شکل 6-24- تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل MBF-15 را در زمان 30 دقیقه و در سه دمای الف)  $1130^{\circ}\text{C}$ ، ب)  $1150^{\circ}\text{C}$  و ج)  $1170^{\circ}\text{C}$ . 113
- شکل 6-25- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه. 114
- شکل 6-26- تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل MBF-15 را در زمان 60 دقیقه و در سه دمای الف)  $1130^{\circ}\text{C}$ ، ب)  $1150^{\circ}\text{C}$  و ج)  $1170^{\circ}\text{C}$ . 114
- شکل 6-27- اثر دما و زمان اتصال دهی بر روی عرض منطقه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15. 116
- شکل 6-28- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای  $1035^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه، الف) نواحی میانی اتصال و ب) نواحی کناری اتصال. 117
- شکل 6-29- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف)  $1055^{\circ}\text{C}$  و ب)  $1080^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 30 دقیقه. 118
- شکل 6-30- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف)  $1055^{\circ}\text{C}$  و ب)  $1080^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 45 دقیقه. 118
- شکل 6-31- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف)  $1055^{\circ}\text{C}$  و ب)  $1080^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 60 دقیقه. 119
- شکل 6-32- تصویر میکروسکوپ SEM را از سطح مقطع نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در الف) دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه و ب) دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه. 119
- شکل 6-33- اثر دما و زمان اتصال دهی بر روی عرض منطقه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2. 120
- شکل 6-34- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل MBF15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان های الف) 15، ب) 30، ج) 60 و د) 90 دقیقه. 121
- شکل 6-35- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. 122
- شکل 6-36- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل MBF-15 در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان های الف) 30، ب) 60، ج) 90 و د) 120 دقیقه. 123
- شکل 6-37- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 را در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان های الف) 30، ب) 45 و ج) 60 دقیقه. 124
- شکل 6-38- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف BNi2 در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. 124
- شکل 6-39- اثر ضخامت بر روی ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه. 126
- شکل 6-40- اثر ضخامت بر روی ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه. 127
- شکل 6-41- تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از الف) یک لایه و ب) دولایه فویل آمورف MBF-15. 127
- شکل 6-42- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله دولایه فویل MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. 128
- شکل 6-43- تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه. 128

## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- شکل 6-44- تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. .... 129
- شکل 6-45- تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از الف) یک لایه و ب) دولایه فویل آمورف BNi2. .... 129
- شکل 6-46- تصویر SEM ناحیه اتصال با فاصله درز  $100\mu\text{m}$  ایجاد شده در دمای الف)  $1130^{\circ}\text{C}$ ، ب)  $1145^{\circ}\text{C}$ ، ج)  $1160^{\circ}\text{C}$  و د)  $1175^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. .... 130
- شکل 6-47- تصویر SEM ناحیه اتصال با فاصله درز  $50\mu\text{m}$  ایجاد شده در دمای الف)  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه، ب)  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه و ج)  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان 120 دقیقه. .... 132
- شکل 6-48- تصاویر SEM ناحیه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از پودر BNi2 در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  و زمان الف) 30، ب) 45، ج) 60 و د) 75 دقیقه. .... 133
- شکل 6-49- تصاویر میکروسکوپی ناحیه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل آمورف Ni-Si-B در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان الف) و ب) 1 و ج) 30 دقیقه. .... 134
- شکل 6-50- منحنی نیرو-جابجایی تحت بارگذاری برشی برای نمونه TLP آلیاژ IN738 با ناحیه انجماد هم دمای کامل و ناقص. .... 135
- شکل 6-51- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف MBF-15. .... 136
- شکل 6-52- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف BNi2. .... 136
- شکل 6-53- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان های مختلف با استفاده از فویل آمورف MBF-15. .... 137
- شکل 6-54- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان های مختلف با استفاده از فویل آمورف BNi2. .... 137
- شکل 6-55- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دولایه فویل آمورف MBF-15. .... 140
- شکل 6-56- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-15. .... 141
- شکل 6-57- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دولایه فویل آمورف BNi2. .... 142



### فهرست جداول

جدول 1-1: ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ IN 738.....	13
جدول 2-1: خواص مکانیکی، فیزیکی و الاستیک آلیاژ IN 738 ریختگی.....	14
جدول 3-1: ترکیب شیمیایی فازهای انجمادی تشکیل شده در ریزساختار آلیاژ IN 738.....	19
جدول 4-1: ضریب جدایش عناصر آلیاژی در آلیاژ IN 738.....	21
جدول 5-1: انواع مختلف فاکتور شکل برای مورفولوژی های مختلف $\gamma$ .....	24
جدول 1-2: مقایسه مشخصات فویل های لحیم کاری آمورف با مواد لحیم کاری مرسوم.....	32
جدول 2-2: مواد لحیم کاری سخت انجماد سریع یافته.....	33
جدول 3-2: ترکیب شیمیایی، دماهای ذوب و چگالی آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل.....	36
جدول 4-2: آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل - پالادیم و پایه کبالت.....	39
جدول 1-4: ترکیب شیمیایی مناطق ISZ و ASZ ناحیه اتصال نشان داده شده در شکل 4-3.....	57
جدول 2-4: انواع آلیاژهای اتصال داده شده به روش TLP را به همراه انواع آلیاژهای اتصال دهنده در هر مورد.....	83
جدول 1-5: ترکیب شیمیایی اسمی فلز پایه و فلزات پرکننده (برحسب درصد وزنی).....	87
جدول 2-5: پارامترهای بهینه فرایند ریخته ریزی فویل های BNi2 و MBF-15 و مشخصات ابعادی آنها.....	88
جدول 3-5: شرایط انجام فرایند TLP.....	89
جدول 1-6: نتایج آنالیز EDS فازهای رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ نمونه اتصال دهی شده در دمای $1130^{\circ}\text{C}$ به مدت 30 دقیقه با استفاده دولایه فویل آمورف MBF-15.....	101
جدول 2-6: نتایج آنالیز EDS فازهای رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ نمونه اتصال دهی شده در دمای $1080^{\circ}\text{C}$ به مدت 30 دقیقه با استفاده دولایه فویل آمورف BNi2.....	106
جدول 3-6: مقادیر استحکام برشی نمونه های سوپرآلیاژ IN-738LC اتصال داده شده به روش TLP با استفاده از آلیاژهای اتصال دهنده مختلف.....	138



فصل اول:

## سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738



## 1-1- مقدمه

سوپرآلیاژها مواد ویژه‌ای هستند که ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی عالی در دماهای بالا را از خود نشان می‌دهند. سوپرآلیاژهای پایه نیکل در بین انواع سوپرآلیاژها، جزء پیچیده‌ترین و مقاوم‌ترین سیستم‌های آلیاژی هستند. این آلیاژها دارای خواص کششی و استحکام گسیختگی خزشی بالا و همچنین مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون عالی می‌باشند. سوپرآلیاژهای پایه نیکل در مقایسه با سایر سوپرآلیاژها در کسر بالاتری از نقطه ذوبشان دارای استحکام مفید هستند، لذا از آنها در ساخت قطعات حساس توربین‌های گازی هوایی و صنعتی نظیر پره‌های ثابت و متحرک، دیسک‌ها و محفظه‌های احتراق استفاده می‌شود [1 و 2].

پیشرفت‌های اخیر تکنولوژی در توربین‌های گازی و لزوم استفاده از موادی که بتوانند مدت بیشتری در شرایط کاری دوام بیاورند باعث شده تا خواص دیگری از جمله مقاومت به خستگی مکانیکی و حرارتی، ضریب انبساط حرارتی پایین و مدول الاستیسیته بالا نیز مورد توجه قرار گیرند. تردیدی نیست که ترکیب شیمیایی و کیفیت ساختار میکروسکوپی علاوه بر آنکه تعیین کننده خواص مکانیکی و شیمیایی هر آلیاژ است، مهم‌ترین عامل در تعیین جوش‌پذیری آلیاژها به‌ویژه سوپرآلیاژها محسوب می‌شوند. بدین جهت آشنایی با فازها و اجزای ساختاری سوپرآلیاژها از نقطه‌نظر ترکیب شیمیایی، شبکه بلوری، مورفولوژی، پایداری و همچنین تأثیر عوامل مختلف بر روی آنها به عنوان پیش‌زمینه‌ای برای مطالعه خواص جوشکاری امری غیر قابل اجتناب محسوب می‌شود [1].

سوپرآلیاژهای پایه نیکل بر مبنای کسر حجمی فاز استحکام‌بخش  $\gamma'$  به سه گروه سوپرآلیاژهای پایه نیکل کار شده، ریختگی و تهیه شده به روش متالورژی پودر تقسیم‌بندی می‌شوند [1 و 2].

سوپرآلیاژهای پایه نیکل کار شده که کسر حجمی فاز  $\gamma'$  در آنها حداکثر به 45 درصد می‌رسد، معمولاً دارای 15-20 درصد وزنی کروم همراه با مقادیر مشخصی از عناصر Co، Mo و W می‌باشند که این عناصر جهت افزایش استحکام محلول جامد  $\gamma$  به ترکیب آلیاژ اضافه می‌شوند. فاز استحکام‌بخش  $\gamma'$  علاوه بر عنصر اصلی نیکل شامل عناصری از قبیل تیتانیوم و آلومینیوم می‌باشد. بسیاری از سوپرآلیاژها علاوه بر کربن، حاوی بور و Zr برای استحکام‌بخشی مرزدانه‌ای نیز می‌باشند. مقاومت به دمای بالای سوپرآلیاژها با کسر حجمی فاز  $\gamma'$  در آنها متناسب است.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

سوپرآلیاژهای پایه نیکل ریختگی دارای کسر حجمی فاز  $\gamma'$  در محدوده 50-60 درصد بوده و قابلیت به کارگیری در دماهای کاری بالاتر را دارا می‌باشند. به دلیل کسر حجمی بالاتر  $\gamma'$ ، کسر حجمی زمینه کاهش می‌یابد و ماکزیمم مقادیر عناصر آلیاژی مثل کروم، مولیبدن و تنگستن که ترجیحاً در فاز زمینه توزیع شده‌اند، محدود می‌گردد.

سوپرآلیاژهای متالورژی پودر به دو طریق تهیه می‌شوند:

1- سوپرآلیاژهایی که در حالت مذاب آلیاژسازی شده و با اتمیزه کردن، مذاب تبدیل به پودر می‌شود.

2- سوپرآلیاژهایی که تک‌تک عناصر آلیاژی آنها به روش‌های مختلف به پودر تولید شده و سپس با مخلوط کردن پودرها، ترکیب شیمیایی نهایی سوپرآلیاژ تهیه می‌گردد.

پودرهای از قبل آلیاژسازی شده اساساً برای ساخت دیسک‌های توربین استفاده می‌شود چرا که دستیابی به استحکام بالا با ساختارهای خشن حاصل از ریخته‌گری ممکن نیست.

سریع سرد شدن پودرهای ریز (عموماً ریزتر از  $150\mu\text{m}$ ) ساختار انجمادی آنها را بهبود می‌بخشد و باعث تشکیل کسرهای حجمی بالاتر فاز  $\gamma'$  اولیه می‌شود [1].

آلیاژ IN 738 از جمله سوپرآلیاژهای پایه نیکل پلی بلوری می‌باشد که به روش ریخته‌گری دقیق تولید می‌گردد. این آلیاژ برای اولین بار در سال 1969 میلادی معرفی گردید [1]. از آلیاژ IN 738 در ساخت قطعات توربین‌های گازی استفاده می‌شود. استحکام دما بالای این آلیاژ ناشی از رسوب فاز  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$ ) و کاربیدها ( $\text{M}_2\text{C}_6$  و MC) در زمینه آستنیتی  $\gamma$  می‌باشد. استحکام آلیاژ به عواملی نظیر کسر حجمی، اندازه و توزیع ذرات، نرخ رشد و غیر متجانس بودن فاز  $\gamma'$  بستگی دارد. این عوامل با استفاده از عملیات حرارتی قابل کنترل می‌باشند [3 و 4].

ماهیت پراآلیاژی سوپرآلیاژ IN 738LC، به‌ویژه وجود مقادیر قابل توجهی از عناصر پایدار کننده فاز  $\gamma'$  نظیر Al و Ti در این آلیاژ، خواص جوش‌پذیری آن را به شدت کاهش می‌دهد. تحقیقات انجام شده توسط Haafkens و Matthey، وجود تنش‌های انقباضی بزرگی را در نتیجه رسوب سریع فاز  $\gamma'$  در حین سرد شدن از دمای جوشکاری نشان داده است که این امر منجر به بروز ترک در ناحیه متأثر از حرارت قطعات IN 738 جوشکاری شده می‌گردد. اتصال قطعات سوپرآلیاژ IN 738 با استفاده از فرایند اتصال دهی نفوذی و روش‌های مختلف لحیم کاری نیز با برخی مشکلات همراه می‌باشد که کاربردهای صنعتی این گروه از فرایندهای اتصال دهی را محدود ساخته است. به‌منظور غلبه بر این مشکلات، روش اتصال دهی فاز مایع گذرا (TLP) در طی سال‌های اخیر از سوی بسیاری از محققین مورد توجه قرار گرفته است.



### 1-2- روش تولید سوپرآلیاژ INCONEL 738

آلیاژ IN 738 معمولاً به روش ذوب تحت خلأ و ریخته‌گری دقیق تحت خلأ و طی فرایندهای مشابه با آنچه که برای سایر سوپرآلیاژهای پایه نیکل ریخته‌گری مورد استفاده قرار می‌گیرد، تولید می‌شود. شرایط معمول ریخته‌گری برای این آلیاژ عبارت است از: فوق ذوب به مقدار  $200-400^{\circ}\text{F}$  بالاتر از دمای حد مایع و پیش‌گرمایش قالب تا حدود  $1500-1800^{\circ}\text{F}$ . این آلیاژ تمایل به تشکیل ریزتخلخل در حین انجماد دارد. فرایند فشار ایزواستاتیک گرم (HIP) که شامل به‌کارگیری فشار ایزواستاتیک در محیط گاز آرگون در دمای بالا است، می‌تواند تا حدودی در کاهش میزان این ریزتخلخل‌ها و اثرات مضر آن مؤثر باشد [4].

### 1-3- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ INCONEL 738

در هر یک از سوپرآلیاژهای پایه نیکل، بین 9 الی 13 عنصر آلیاژی وجود دارد که مقدار هر یک می‌بایست به‌دقت تحت کنترل قرار گیرد. علاوه بر عناصر آلیاژی، عناصر مضر همچون فسفر، گوگرد، نیتروژن، اکسیژن و سیلیسیم نیز در حین فرایند ذوب و ریخته‌گری وارد ترکیب می‌شوند که بایستی مقادیر آنها نیز به‌دقت کنترل شوند. عناصری مانند تالیوم، سلنیم، تلوریم و بیسموت نیز بایستی در سطح بسیار پایین (در حد ppm) نگه‌داشته شوند که این کار با انتخاب دقیق مواد اولیه و شرایط بهینه عملیات ذوب و ریخته‌گری انجام می‌شود. اغلب سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارای 20-10 درصد وزنی کروم، حداکثر 8 درصد مجموع آلومینیوم و تیتانیوم و 5-10 درصد کبالت و مقادیر کمی بور، زیرکونیوم و کربن می‌باشد. عناصری از قبیل مولیبدن، تانتالیم و هافنیوم نیز به‌دلخواه جهت بهبود خواص سوپرآلیاژ اضافه می‌شوند. با توجه به نقشی که هر یک از این عناصر در ترکیب سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارند، می‌توان آنها را به سه گروه زیر تقسیم‌بندی کرد:

(الف) گروه اول عناصر تشکیل دهنده فاز زمینه با شبکه کریستالی FCC بوده و این عناصر بیشتر متعلق به گروه‌های پنج، شش و هفت جدول تناوبی می‌باشند و عبارت هستند از: نیکل، کروم، کبالت، آهن، مولیبدن و تنگستن.

(ب) گروه دوم شامل عناصری است که تشکیل دهنده فاز استحکام‌بخش  $\gamma'$  به‌صورت ترکیب  $\text{Ni}_3\text{X}$  بوده و بیشتر متعلق به گروه‌های سوم، چهارم و پنجم جدول تناوبی که شامل عناصر تیتانیوم، آلومینیوم، نیوبیوم، تانتالم و هافنیوم می‌باشد.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

(ج) گروه سوم عناصر تولیدکننده رسوب در مرزدانه نظیر بور، کربن، زیرکونیوم که از گروه های دوم، سوم و چهارم جدول تناوبی هستند.

سه گروه اصلی فوق دارای دو زیرگروه نیز می باشند که اولی گروه عناصر کاربیدزا نظیر کروم، مولیبدن، تنگستن، نیوبیوم، تانتالم و تیتانیوم و گروه دوم اکسیدزها نظیر کروم و آلومینیوم بوده که سبب تشکیل لایه های اکسیدی چسبنده و مقاوم در برابر نفوذ شده و نهایتاً موجب محافظت از آلیاژ در محیط های خورنده می شوند [1].

آلیاژ ریختگی IN 738 به دو نوع پرکربن (C~0/15-0/20 wt.%) که به صورت IN 738C و کم کربن (C~0/09-0/13 wt.%) که به صورت IN 738LC مشخص می گردند، تقسیم می شود. درصد کربن پایین باعث بهبود قابلیت ریخته گری آلیاژ شده ولی تأثیری بر خواص کششی و تنش - گسیختگی این آلیاژ ندارد. ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ IN 738LC که در پژوهش حاضر نیز به عنوان فلز پایه جهت انجام فرایند لحیم کاری مورد نظر می باشد، در جدول 1-1 آورده شده است [4 و 5].

جدول 1-1: ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ IN 738 [4].

عناصر	درصد وزنی (wt.%)	عناصر	درصد وزنی (wt.%)
کربن	0/11	تیتانیوم	3/3
کبالت	8/3	آلومینیوم	3/5
کروم	16/12	آهن	*
مولیبدن	1/69	منگنز	*
تنگستن	2/90	گوگرد	*
تانتالیم	1/62	سیلیسیم	*
زیرکونیوم	0/05	فسفر	*
نیوبیوم	0/8	نیکل	Bal.

\* تا حد امکان بایستی پایین باشد. عنصر بور می تواند در آلیاژ وجود داشته باشد.





#### 4-1- خواص فیزیکی و مکانیکی سوپرآلیاژ INCONEL 738

خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ IN 738 در جدول 2-1 آورده شده است [4].

جدول 2-1: خواص مکانیکی، فیزیکی و الاستیک آلیاژ IN 738 ریختگی [4].

PHYSICAL PROPERTIES		MECHANICAL PROPERTIES				ELASTIC PROPERTIES	
Melting Range	1232-1315°C	Temperature (°C)	Stress ( $\sigma_{UTS}$ , MPa)	Stress ( $\sigma_y$ , MPa)	Elongation (%)	Poisson's Ratio	0.29
		21	1100	915	5		
Density	8.11 gm/cm <sup>3</sup>	760	965	795	6.5	Young's Modulus	200.2 GPA
		980	455	345	13		
Coefficient of Thermal Expansion	15.36x10 <sup>-6</sup> /°C					Shear Modulus	78 GPA
Electron Vacancy No.	< 2.36*	Fatigue Strength (Service Temperature Range), (R=0), Fully Heat -Treated					
		Cycles		Strength(KSI)			
		10 <sup>6</sup>		55-60			
		10 <sup>7</sup>		45-52			
		10 <sup>8</sup>		35-45			
		Charpy Impact Strength(Unnotched (21°C))			37 Ft-lb		

#### 5-1- ریزساختار سوپرآلیاژ INCONEL 738

ریزساختار آلیاژ IN 738 به دلیل وجود مقادیر زیادی از عناصر آلیاژی و همچنین فرایند معمول تولید آن یعنی ریخته گری دقیق، پیچیده می باشد. ریزساختار شامل رسوبات  $\gamma'$  در زمینه محلول جامد  $\gamma$ ، کاربیدها و همچنین فازهای TCP نظیر فاز  $\sigma$  در قطعاتی که به مدت طولانی در شرایط سرویس قرار می گیرند، می باشد [1-5].

استحکام بالای آلیاژ IN 738 عمدتاً به علت رسوب فاز ترکیب بین فلزی  $Ni_3(Al,Ti)$  با ساختار منظم  $L1_2$  در زمینه محلول جامد  $\gamma$  آستنیت و نیز تشکیل کاربیدها در مرزخانه ها می باشد. عناصر آلیاژی نقش مؤثری بر روی خواص آلیاژ داشته و عناصری نظیر  $Cr, W, Ta, Mo$  و  $Co$  استحکام محلول جامد را در آلیاژ افزایش می دهند. درصد نسبتاً بالای کبالت در این آلیاژ، قابلیت آن را جهت تشکیل فاز  $\gamma'$  که با افزودن عناصر  $Ti$  و  $Al$  به دست می آید، افزایش می دهد. فازهای مختلف مشاهده شده در ریزساختار سوپرآلیاژ IN 738 به صورت زیر می باشند [1-5]:

• فاز زمینه ( $\gamma$ )

ریزساختار زمینه آلیاژ IN 738، محلول جامد  $\gamma$  با ساختار FCC است و دربرگیرنده رسوبات فاز  $\gamma' ( $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ) و همچنین کاربیدها و سایر فازها می باشد. این فاز معمولاً شامل درصد بالایی از عناصر محلول جامد نظیر کبالت، کروم، مولیبدن و تنگستن می باشد که باعث استحکام بخشی زمینه سوپرآلیاژ می شوند.$

نزدیکی اندازه اتمی و تشابه ساختار کریستالی و الکترونی عناصر محلول اشاره شده در بالا و عنصر نیکل از جمله عوامل مؤثر بر حلالیت بالای عناصر فوق در نیکل می باشند. عناصری که از نظر اندازه اتمی مشابه نیکل هستند، حلالیت بالایی در نیکل دارند. در عین حال عناصر محلولی که اختلاف اندازه اتمی آنها با نیکل زیاد است، گرچه حلالیت کمی دارند ولی در افزایش استحکام سوپرآلیاژ نقش مؤثرتری دارا می باشند. با توجه به اینکه در دماهای بالا نفوذ عناصر محلول تسریع می شود، لذا عناصری با ضریب نفوذ کمتر نظیر مولیبدن جزء استحکام دهنده های قوی تر زمینه سوپرآلیاژ محسوب می شوند.

• فاز  $\gamma'$ 

عامل اصلی در استحکام بالای آلیاژ IN 738، حضور ذرات فاز  $\gamma' ( $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ) با ساختار منظم نوع  $\text{FCCL}_{12}$  و پارامتر شبکه نزدیک به فاز محلول جامد  $\gamma$  می باشد. ابعاد سلول واحد مشابه با ابعاد سلول رسوبات فاز  $\gamma'$  این امکان را می دهد که رسوبات با فاز  $\gamma$  به صورت همبسته باشند. نتایج تحقیقات نشان می دهد که فاز  $\gamma'$  در مقادیر عدم تطابق شبکه 0-0/2% دارای شکل کرووی، عدم تطابق 1%-0/5 به شکل مکعبی و برای مقادیر عدم تطابق بالاتر از 1/25% به شکل صفحه درمی آیند.$

افزایش استحکام ناشی از حضور رسوبات  $\gamma'$  در ریزساختار تا اندازه ای می تواند به ساختار منظم رسوبات آن ارتباط داده شود. مشخص شده است که رسوبات دارای ساختار منظم، دارای نوعی انرژی که انرژی مرزی قرینه فاز (APB) هستند که موجب ایجاد انرژی اضافی به جهت موقعیت-های اتمی منظم در مقایسه با موقعیت های اتمی غیرمنظم نرمال یا تصادفی می شوند. افزایش انرژی APB به جهت وجود رسوبات  $\gamma'$  منجر به افزایش نیروی مورد نیاز جهت لغزش نابجایی ها می گردد.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

فاز  $\gamma'$  تا نزدیکی نقطه ذوب خود در دمای  $1385^\circ\text{C}$  نظم پر دامنه ای از خود نشان می دهد. این فاز از طریق واکنش با نابجایی ها به طور قابل توجهی در استحکام بخشی آلیاژ شرکت می کند. نکته قابل ذکر این است که با افزایش درجه حرارت، استحکام فاز  $\gamma'$  افزایش می یابد و علاوه بر این، انعطاف پذیری ذاتی فاز  $\gamma'$  از اینکه این فاز به عنوان یک منبع شکست عمل کند جلوگیری می نماید.

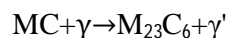
در هنگام قرارگیری در دماهای بالاتر از  $0.6T_m$ ، اندازه ذرات  $\gamma'$  به مقدار قابل توجهی افزایش پیدا می کند که این امر حرکت نابجایی ها را تسهیل می کند. به حداقل رساندن افزایش اندازه ذرات مذکور به لحاظ دستیابی به مقاومت خزشی طولانی مدت ضروری است. درشت شدن ذرات  $\gamma'$  تا حدود زیادی با افزودن ترکیبی از عناصر کبالت و مولیبدن یا مولیبدن و تنگستن کند می شود. افزایش مقدار مولیبدن از 2 تا 5% با وجود افزایش کرنش های همبسته، به میزان زیادی نرخ درشت شدن را کاهش می دهد.

#### • کاربردها

زمانی که کربن همراه با سایر عناصر دیرگداز نظیر تیتانیوم، مولیبدن، تانتالیم و تنگستن، به منظور تشکیل کاربردهای نوع MC مطابق شکل 1-1 به آلیاژ اضافه می شود، کاربردها بوجود می آیند. این کاربردها معمولاً در حین انجماد شمش و عموماً با مورفولوژی مکعبی یا شبیه حروف الفبا تشکیل می شوند.

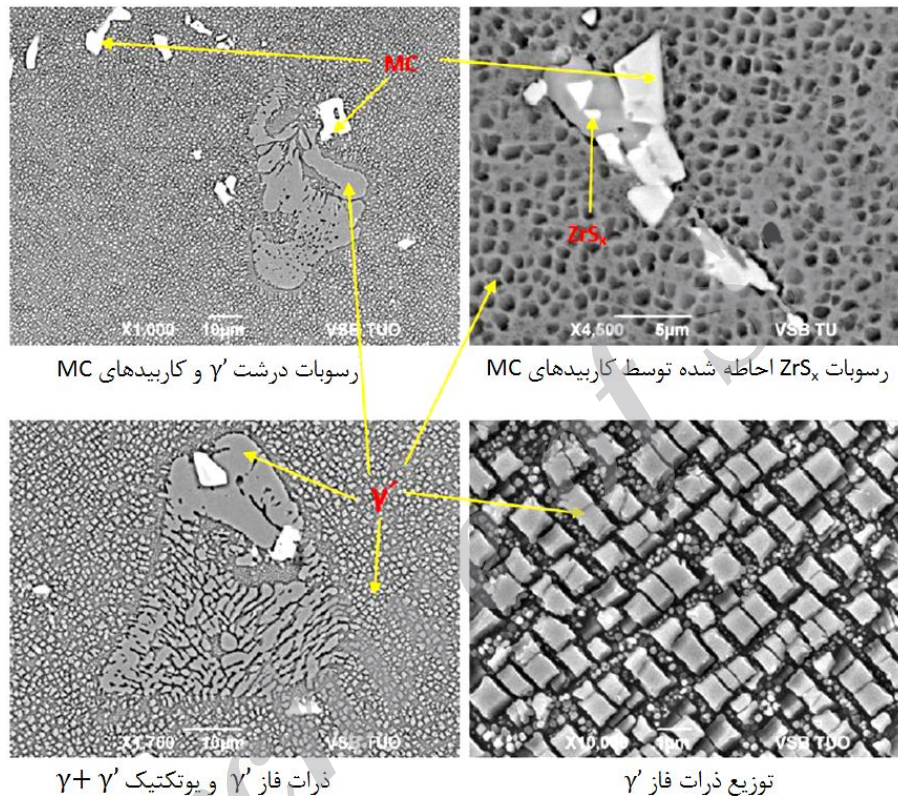
خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه نیکل می تواند به طور مؤثری توسط مورفولوژی و توزیع کاربردها تحت تأثیر قرار گیرد. کاربردهای پیوسته MC با مورفولوژی مشابه حروف الفبا در مرز دانه ها با توجه به اینکه به عنوان محل های مستعد جوانه زنی و رشد ترک عمل می کنند، می توانند منجر به کاهش مقاومت خزشی آلیاژ گردند. کاربردهای ثانویه  $M_{23}C_6$  مجزا و ناپیوسته در مرز دانه ها در نتیجه جلوگیری از لغزش بین دانه ای در دماهای بالا، باعث افزایش استحکام می شوند.

در حین عملیات حرارتی و قرارگیری در شرایط کاربرد، کاربردهای MC به تدریج مطابق واکنش نشان داده شده در زیر تجزیه می شوند [5]:



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

واکنش مشابهی که منجر به تبدیل کاربیدهای MC به کاربیدهای نوع  $M_6C$  می شود، نیز گزارش شده است. همچنین کاربیدهای  $M_{23}C_6$  نیز می توانند به کاربیدهای  $M_6C$  بسته به ترکیب سوپرآلیاژ و شرایط عملیات حرارتی، تبدیل شوند.



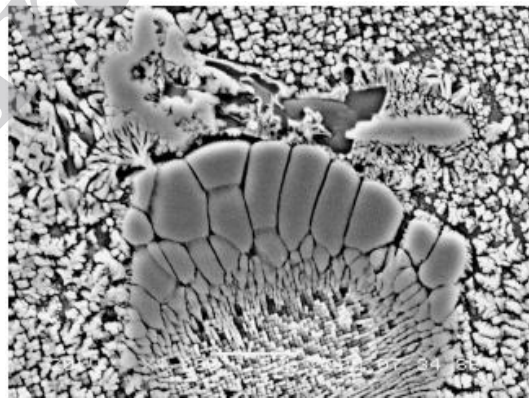
شکل 1-1- تصویر میکروسکوپ SEM نشان دهنده فاز  $\gamma'$  و کاربیدهای MC در آلیاژ IN 738 [6].

### 1-6- انجماد سوپرآلیاژ IN 738LC

مهم ترین عاملی که باعث به کارگیری سوپرآلیاژهای پایه نیکل در کاربردهای صنعتی می شود، استحکام بالای این آلیاژ در دمای بالا است. این عامل مستقیماً با ساختار قطعه سوپرآلیاژ در ارتباط می باشد. بنابراین بررسی ساختار قطعه منجمد شده و فازهای مختلف تشکیل شده در حین انجماد سوپرآلیاژها و همچنین مورفولوژی آنها از اهمیت ویژه ای برخوردار است [7 و 8]. همان طور که در مطالب قبل نیز اشاره گردید، استحکام بالای سوپرآلیاژ IN 738 در دماهای بالا عمدتاً به علت رسوب ذرات ریزین فلزی  $\gamma'$  می باشد. در یک آلیاژ ریختگی پیچیده نظیر IN 738، مشخصات ذرات رسوب  $\gamma'$  به علت ایجاد

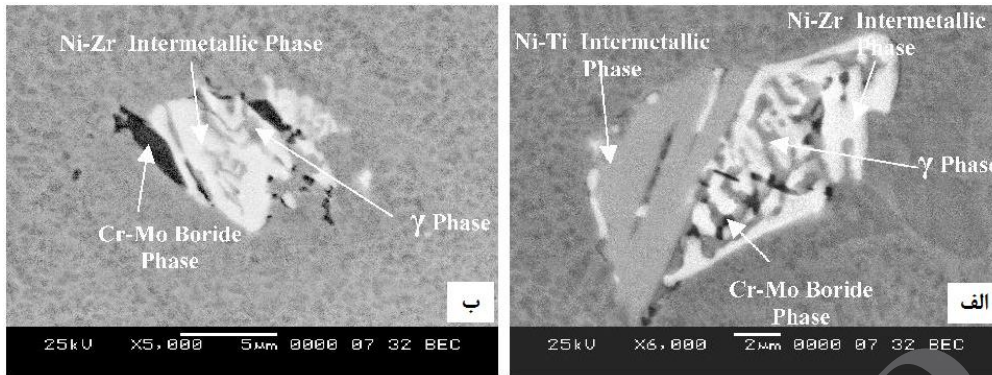
## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

ریزجدایش های دندریتی در حین انجماد، به طور قابل ملاحظه ای متغیر می باشد. ذرات  $\gamma'$  موجود در درون دندریت ها در آلیاژ IN 738 غنی از اتم های Al ( $k > 1$ ) بوده و دمای حل شدن آنها بین  $1120-1130^\circ\text{C}$  می باشد در صورتی که ذرات بین دندریت ها که غنی از اتم های Ti ( $k < 1$ ) می باشند، دمای حل شدن بالاتری در حدود  $1170-1180^\circ\text{C}$  دارند. علاوه بر این، فازهای یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  نیز در مناطق بین دندریتی تشکیل می شود. بالا بودن درصد این فازها، به دلیل اینکه مناطق فقیر از  $\gamma'$  را توسعه می دهد، خواص مکانیکی سوپرآلیاژ را کاهش می دهد [9]. در شکل 1-2 مورفولوژی مناطق یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  که معمولاً به شکل گل آفتابگردان ظاهر می شوند، نشان داده شده است. بررسی ریزساختاری آلیاژ IN 738 همچنین نشان دهنده تشکیل محصولات انجمادی دیگری نیز در ریزساختار، مطابق تصاویر SEM نشان داده شده در شکل 1-3 می باشد. با توجه به مورفولوژی لایه ای فازهای مذکور انتظار می رود که این فازها در نتیجه استحاله یوتکتیکی شامل حداقل سه یا چهار واکنش یوتکتیک تشکیل شده باشند. ترکیب شیمیایی هر یک از فازهای یوتکتیک مشاهده شده در شکل 1-3، در جدول 1-3 آورده شده است. ذرات رسوب غنی از Cr-Mo با توجه به نتایج EDS به دست آمده، دارای مقادیر قابل توجهی بور می باشند. ذرات فازی دارای Cr و Mo بالا به شکل فازهای بورایدی  $M_3B_2$  در سایر سوپرآلیاژهای پایه نیکل عملیات حرارتی شده نیز گزارش شده است. همچنین نتایج آزمایش XRD وجود فاز بورایدی  $M_3B_2$  در ریزساختار سوپرآلیاژ IN 738 عملیات حرارتی شده را نیز تأیید کرده است. ترکیب شیمیایی فازهای بین فلزی غنی از Ni-Ti و Ni-Zr نشان می دهد که این فازها به ترتیب ترکیبی نزدیک به  $Ni_3Ti$  و  $Ni_5Zr$  دارند.



شکل 1-2- مورفولوژی فازهای یوتکتیکی به شکل گل آفتابگردان در آلیاژ IN 738 [10].

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

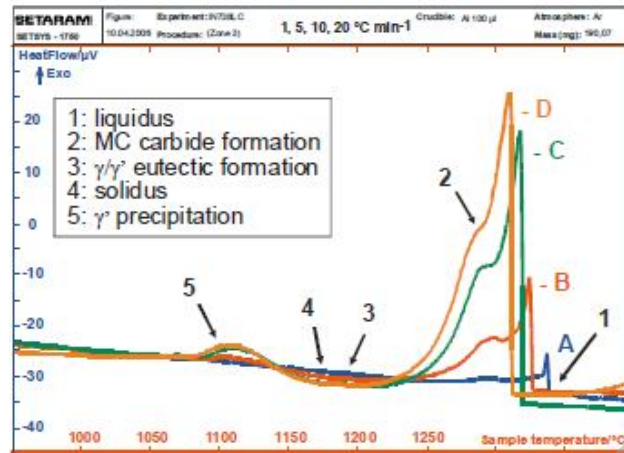


شکل 1-3- تصاویر SEM الکترون های برگشتی از مناطق یوتکتیک چهارتایی (الف) و سه تایی (ب) در ریزساختار آلیاژ IN 738 [10].

جدول 1-3- ترکیب شیمیایی فازهای انجمادی تشکیل شده در ریزساختار آلیاژ IN 738 [10].

Elements	Ni-Zr intermetallic (at.%)	Cr-Mo boride phase (at.%)	Ni-Ti intermetallic (at.%)
Al	0.7	-	4.7
Ti	2.5	2	11.7
Cr	3.2	67.9	5.1
Co	7.4	1.73	6.6
Ni	67	4.6	66.3
Zr	16	0.9	2.18
Nb	2.5	2.4	1.8
Mo	-	16	0.28
Ta	0.8	-	0.95
W	-	4.45	0.34

شکل 1-4 منحنی های DTA به دست آمده برای آلیاژ IN 738 را تحت نرخ های سرمایش مختلف نشان می دهد. با توجه به نتایج فوق دماهای استحاله فازی بوجود آمده در ریزساختار در حین سرد شدن به ترتیب عبارت هستند از: 1- دمای حد مایع، 2- دمای تشکیل کاربیدهای MC، 3- دمای تشکیل فازهای یوتکتیک  $\gamma$ - $\gamma'$ ، 4- دمای انجماد نهایی (حد جامد) و 5- دمای رسوب ذرات  $\gamma'$  از فاز زمینه  $\gamma$  [11].



شکل 1-4- منحنی DTA آلیاژ IN 738LC تحت نرخ های سرمایش مختلف [11].

بر اساس نتایج DTA مشخص شده است که انجماد شمش آلیاژ IN 738 با استحاله تشکیل فازهای یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  در دمای حدود  $1198^{\circ}\text{C}$  و  $1230^{\circ}\text{C}$  کامل می شود. از طرفی Rosenthal و همکارانش نشان دادند که واکنش تشکیل فازهای  $\gamma-\gamma'$  در این آلیاژ در یک محدوده دمایی اتفاق می افتد که دمای شروع آن می تواند حتی زیر دمای  $1180^{\circ}\text{C}$  باشد. Zhu و همکارانش [1] در تحقیقات خود بر روی رفتار انجماد برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل، در مورد آلیاژی که ترکیبی نزدیک به آلیاژ IN 738 دارد، مشاهده کردند که حدود 90% فاز مایع قبل از دمای  $1230^{\circ}\text{C}$  منجمد می شود اما فاز مایع باقی مانده تا دمای  $1120^{\circ}\text{C}$  منجمد نشده و به حالت مایع باقی می ماند [10].

رفتار انجمادی و محصولات بوجود آمده در طی انجماد آلیاژ IN 738 را می توان با توجه به مقادیر ضریب توزیع حل شدن عناصر آلیاژی در حین انجماد مورد بررسی قرار داد. این ضرایب برای عناصر فلزی در آلیاژ IN 738 در جدول 1-4 آورده شده است. در حین انجماد، اولین فاز جامد تشکیل شده از مذاب، دندریتهای فاز  $\gamma$  می باشد. زمانی که این دندریتهای در طی فرایند سرد شدن رشد می کنند، ریزجدایش های دندریتهای، در اثر غنی شدن فاز مایع بین دندریتهای با عناصر دارای مقدار  $k$  کمتر از یک، اتفاق می افتد. اشباع شدن فاز مایع از این عناصر، به علت غنی شدن پیوسته در طی سرد شدن، همواره موجب تشکیل رسوبات انجمادی نظیر کاربیدهای MC، سولفوکاربید  $M_2SC$  و فازهای یوتکتیکی  $\gamma-\gamma'$  در مناطق بین دندریتهای می شود. در حین تشکیل فاز یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  در آخرین مراحل انجماد که در یک محدوده دمایی رخ می دهد، جدایش عناصر با حلالیت کمتر در  $\gamma$  و  $\gamma'$  اتفاق افتاده و به درون فاز مذاب باقی مانده در مقابل فازهای یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  پس زده می شوند. Zr و B حلالیت کمتری در فازهای  $\gamma$  و  $\gamma'$  داشته و لذا

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

تمایل به جدایش به داخل حوضچه فاز مذاب باقی مانده را دارند. افزایش غلظت این عناصر، که به عنوان عناصر کاهش دهنده دمای ذوب در Ni نیز شناخته می شوند، کاهش بیشتر دمای انجماد فاز مذاب باقی مانده را نتیجه می دهد [10].

جدول 1-4- ضریب جدایش عناصر آلیاژی در آلیاژ IN 738 [10].

Element	Experimental $k$ [10]
Al	1.2
Co	1.1
Cr	1.05
Ni	1.05
Zr	0.06
Nb	0.4
Ti	0.6
Ta	0.7
Mo	0.85
W	1.4
Element	Theoretical $k$ [11]
B	0.0082
S	0.01
C	0.3

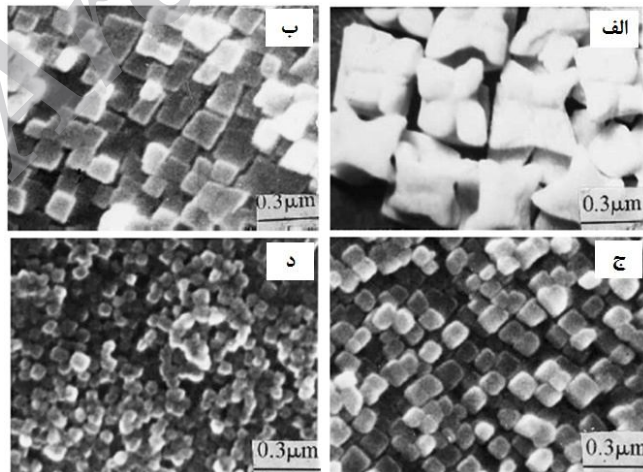
عناصر کروم و مولیبدن نیز که تمایل زیادی جهت ترکیب با بور دارند، به علت داشتن ضریب توزیع کمتر از یک جدایش مثبت به داخل فاز مذاب در حین تشکیل یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  دارند. در طی سرد کردن پیوسته یک ترکیب مشخص آلیاژ تا زیر دمای انجماد ثابت که پایین تر از آن فاز مذاب وجود ندارد، فاز مذاب باقی مانده تمایل به کامل نمودن انجماد با استحاله یوتکتیک نهایی که ممکن است همراه با تشکیل فازهای چند جزئی باشد را دارد. این موضوع تشکیل فازهای یوتکتیک سه تایی شامل فاز  $\gamma$ ، ترکیب بین فلزی Ni-Zr و ترکیب بورایدی غنی از Cr-Mo را در ریزساختار ریختگی آلیاژ IN 738 توجیه می نماید. به علاوه مشخص شده است زمانی که نسبت Ti/Al بیشتر از 3:1 باشد، به طور ترجیحی ترکیب  $Ni_3Ti$  تشکیل می شود که این موضوع در کنار رفتار جدایش مثبت عنصر Ti ( $k=0.6$ ) در مقابل جدایش منفی عنصر Al ( $k=1.2$ )، می تواند توجیهی برای ظاهر شدن فاز بین فلزی پایه  $Ni_3Ti$  در ترکیب یوتکتیک چهارتایی مشاهده شده در ریزساختار آلیاژ باشد [10].



### 7-1- تأثیر سرعت سرد شدن بر مورفولوژی فاز $\gamma'$ در حین انجماد

بررسی مورفولوژی لایه های  $\gamma'$  بیشترین اهمیت را در بهبود استحکام دمای بالای سوپرآلیاژ پایه نیکل دارد. در سرعت های سرد کردن پایین ( $10^{-2}$  تا  $10 \text{ Ks}^{-1}$ ) تغییر مورفولوژی ذرات  $\gamma'$  گزارش شده است. در این حالت ذرات بزرگ تر به ذرات کوچک تر تقسیم می شوند. برخی بررسی های تئوری نشان داده است که شکل لایه های  $\gamma'$  توسط مینیمم شدن مجموع انرژی کرنش الاستیک و انرژی سطحی تعیین می شود [7]. در تحقیق انجام شده توسط Yang و همکارانش [7] بر روی سوپرآلیاژ پایه نیکل K5 به بررسی این موضوع پرداخته شده است. شکل 1-5 تغییر شکل رسوبات  $\gamma'$  را در سرعت های سرد کردن مختلف نشان می دهد. در شکل 1-5-الف در سرعت سرد کردن  $1/1 \text{ Ks}^{-1}$  ذرات به صورت مکعبی درشت هستند. با افزایش سرعت سرد کردن تا  $12/42 \text{ Ks}^{-1}$  ذرات مکعبی  $\gamma'$  کوچک تر می شوند (شکل 1-5-ب). وقتی سرعت سرد کردن تا  $38/08 \text{ Ks}^{-1}$  افزایش می یابد ذرات  $\gamma'$  مکعبی کوچک تر شده و همان طور که در شکل 1-5-ج مشخص است، به سمت ذرات کروی پیش می روند. هنگامی که سرعت سرد کردن تا  $50/16 \text{ Ks}^{-1}$  افزایش پیدا می کند، ذرات کروی شکل  $\gamma'$  تشکیل می شوند که در شکل 1-5-د به وضوح مشاهده می شود.

با توجه به نتایج به دست آمده می توان نتیجه گرفت که با افزایش سرعت سرد کردن شکل دانه های  $\gamma'$  از دانه های درشت مکعبی به دانه های ریز کروی تغییر می کند. نکته جالب اینکه شکل کروی حالت پایدار ذرات  $\gamma'$  بوده و وقتی که ذرات  $\gamma'$  به صورت کروی در بیابند، دیگر تغییر شکلی نخواهند داشت [7].



شکل 1-5- مورفولوژی فاز  $\gamma'$  در سرعت های سرد کردن (الف)  $1/1 \text{ Ks}^{-1}$ ، (ب)  $12/42 \text{ Ks}^{-1}$ ، (ج)  $38/08 \text{ Ks}^{-1}$  و (د)  $50/16 \text{ Ks}^{-1}$  [7].

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  رابطه نزدیکی با وضعیت انرژی آنها در طول انجماد دارد. این لایه ها از سه نوع انرژی تبعیت می کنند: انرژی حجمی  $E_v = -V\Delta G_v$ ، انرژی سطحی  $E_s = S\gamma_c$  و انرژی کرنش الاستیک عدم تطابق  $\gamma - \gamma'$ ،  $E_e = 4\mu\delta^2V$ ، که در این روابط  $\Delta G_v$  انرژی واحد حجم،  $V$  حجم،  $\gamma_c$  دانسیته انرژی سطحی،  $S$  مساحت سطح،  $\mu$  مدول برشی  $\gamma'$  و  $\delta$  پارامتر عدم تطابق  $\gamma - \gamma'$  می باشد. انرژی نهایی به صورت رابطه ذیل تعریف می گردد [7]:

$$\Delta G = E_v + E_s + E_e \quad (1-1)$$

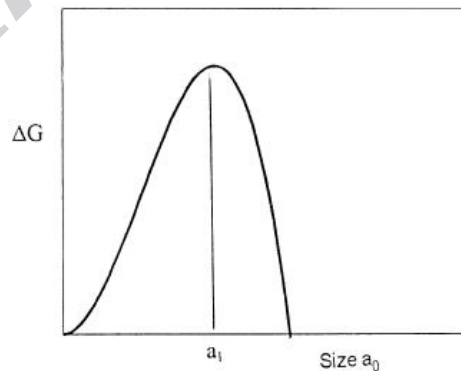
این رابطه برای  $\gamma'$  با مورفولوژی مکعبی به صورت زیر می باشد:

$$\Delta G = 6a^2\gamma_c (\Delta G_v - 4\mu\delta^2)a^3 \quad (2-1)$$

منحنی انرژی کل برحسب اندازه بر اساس رابطه (2-1) در شکل 1-6 نشان داده شده است. ظاهراً ذرات ریزتر پایدارتر هستند. برای  $a > a_1$  با افزایش رشد انرژی کاهش می یابد. در نتیجه ذرات بزرگتر ناپایدار خواهند بود. بدین منظور برای آنالیز تغییر مورفولوژی لایه های  $\gamma'$  با شکل های مختلف می توان  $a_0 = \frac{V}{S}$  را تعریف نمود. که  $S$  مساحت سطحی و  $V$  حجم دانه است. بنابراین عموماً انرژی آزاد توسط شکل کلی زیر ارائه می شود [7]:

$$\Delta G = \psi [a_0^2\gamma_c - a_0^3(\Delta G_v - \mu\delta^2)] \quad (3-1)$$

که در آن  $\psi = \frac{S^3}{V^3}$  بوده و فاکتور شکل نامیده می شود و برای شکل های منظم مقداری ثابت است. جدول 1-5 فاکتور شکل را برای برخی از شکل های مرسوم  $\gamma'$  نشان می دهد.

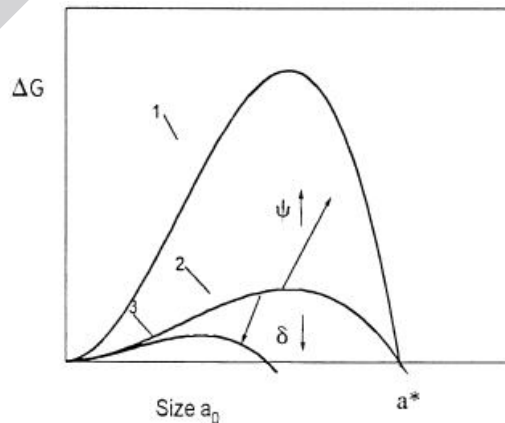


شکل 1-6- تغییرات انرژی آزاد رسوبات برحسب اندازه دانه [7]

جدول 1-5- انواع مختلف فاکتور شکل برای مورفولوژی های مختلف  $\gamma'$  [7]

Shape	Sphere	Cuboid	The split small cuboid
Shape factor $\psi$	$36\pi$	216	$216 \times 8$

فاکتور شکل نه تنها برای توصیف شکل ذرات  $\gamma'$  مورد استفاده قرار می گیرد، بلکه انرژی کل را با توجه به جدول 1-5 به چندین سطح انرژی تقسیم می کند. با توجه به این فاکتور می توان برای هر شکلی، انرژی نهایی خاصی را ارائه کرد. علاوه بر فاکتور شکل انرژی نهایی به پارامترهای دیگر نیز بستگی دارد. پارامترهای مربوط به خواص ماده  $(\gamma_c, \Delta G_v)$  و شرایط آزمایش  $(\delta)$  تأثیرگذار هستند. اگر  $(\gamma_c, \Delta G_v)$  را برای هر ماده ای ثابت فرض کنیم، انرژی نهایی به فاکتور شکل و شرایط آزمایش وابسته است. شکل 1-7 تأثیر این دو پارامتر را بر انرژی کل نشان می دهد. چنین به نظر می رسد که وضعیت انرژی در سرعت های سرد کردن زیاد و اندازه دانه کوچک بیشتر به فاکتور شکل  $(\psi)$  وابسته است و وابستگی خیلی اندکی به مقدار عدم تطابق  $(\delta)$  دارد. بنابراین ذرات کروی فاکتور شکل کوچکی خواهند داشت. بررسی ها نشان می دهد که ذرات کروی  $\gamma'$  نزدیک ترین هم تراز را در جهت [100] داشته و کمترین عدم تطابق را با زمینه در این جهت خواهند داشت. برای  $\delta$  بزرگ، اگر اندازه و عدم تطابق به حد کافی زیاد باشند (شکل 1-7،  $a_0 \geq a_0^*$ )، ذره ای با  $\psi$  بزرگ می تواند انرژی کل کمتری نسبت به ذره ای با  $\psi$  کوچک داشته باشد. بنابراین یک مکعب با  $\psi$  بزرگ به تعداد زیادی مکعب با  $\psi$  کوچک تقسیم می شود تا سیستم در پایین ترین حالت انرژی قرار بگیرد.



شکل 1-7- تغییرات انرژی آزاد با فاکتور شکل و عدم تطابق [7]

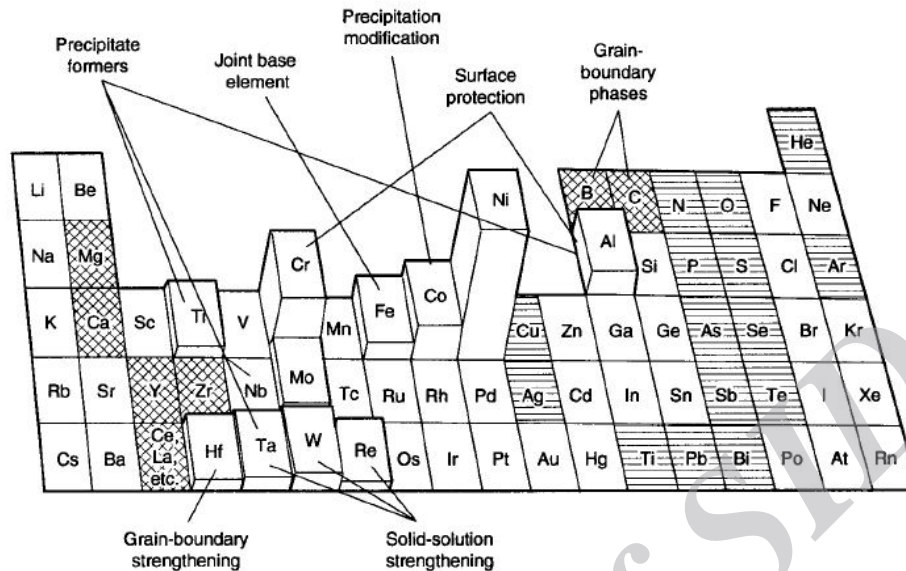


پژوهشکده توسعه تکنولوژی

فاز  $\gamma'$  که مهم ترین فاز در سوپرآلیاژهای پایه نیکل با استحکام بالا است، می تواند به مقدار 60% نیز در آلیاژ تشکیل شود. اولین لایه های فاز  $\gamma'$  از یوتکتیک  $\gamma - \gamma'$  ظاهر می شوند که در مرزخانه ها و فضاهای بین دندریتی ایجاد می شوند.  $\gamma'$  اولیه از عوامل انجماد تأثیر می پذیرد. تغییر موضعی در ترکیب ناشی از جدایش در سوپرآلیاژ است. ذرات حاضر در مذاب همانند  $TiN$  می توانند بر روی این فاز جوانه بزنند و فعل و انفعال های دیگر نیز می تواند به جوانه زنی  $\gamma'$  کمک کند. پس از عملیات حرارتی و سرد کردن قطعه مقداری  $\gamma'$  حل نشده در زمینه  $\gamma$  و رسوبات زیادی از  $\gamma'$  در مرزخانه ها تشکیل می شود که می تواند با  $\gamma'$  ریز پراکنده شده در زمینه جفت شود. چنین ساختار ریزی عموماً در هسته ساختار دندریتی  $\gamma$  ایجاد می شود که در آن ناحیه مقدار تنگستن بالاتر و آلومینیوم و تیتانیوم کمتر از مرکز دندریت هستند.  $\gamma'$  همچنین از واکنش فاز  $\gamma$  با کاربیدها در مرزخانه نیز تشکیل می شود. این واکنش توسط جانشینی عنصر حل شده نظیر کروم، در حال نفوذ به مرزخانه صورت می گیرد. ترکیب موضعی نیکل و تیتانیوم در نزدیکی مرزخانه افزایش می یابد، در حالی که مقدار کروم در این ناحیه خیلی کم بوده و فقدان رسوبات  $\gamma'$  در این منطقه دیده می شود [7].

### 8-1- تأثیر عناصر آلیاژی اصلی

اولین سوپر آلیاژ پایه نیکل تولید شده، آلیاژ رسوب سخت شونده Nimonic 80 بود که در سال 1941 تولید شد. این آلیاژ در حقیقت یک محلول جامد Ni-20%Cr با Ti-2.2% و Al-1% جهت تشکیل رسوبات  $Ni_3(Al,Ti)$  می باشد. در طول سال ها، با افزایش مولیبدن، کبالت، نایوبیوم، زیرکونیم، بور، آهن و عناصر دیگر این آلیاژ توسعه پیدا کرده است. امروزه بیش از حدود 100 نوع سوپر آلیاژ پایه نیکل کار شده و ریختگی وجود دارد [12]. شکل 8-1 عناصر آلیاژی اصلی موجود در سوپر آلیاژهای پایه نیکل را نشان می دهد.



شکل 1-8- عناصر آلیاژی موجود در سوپر آلیاژهای پایه نیکل [2].

نیکل عنصر پایه در سوپرآلیاژ IN 738 بوده و تشکیل دهنده اصلی ساختار آستنیتی فاز FCC زمینه می باشد. حضور نیکل در ترکیب آلیاژ باعث افزایش چقرمگی و انعطاف پذیری و مقاومت به خوردگی آلیاژ به ویژه در محیط های احیاکننده می شود. به دلیل ساختار الکترونی خاص شبکه FCC نیکل، این عنصر قابلیت حلالت بالایی برای سایر عناصر دارد، ضمن اینکه عنصر اصلی فاز استحکام بخش  $\gamma'$  با ترکیب  $Ni_3(Al, Ti)$  می باشد. برخی از عناصر آلیاژی تشکیل دهنده آلیاژ IN 738 و تأثیر آنها در ادامه آورده شده است [1 و 2 و 4].

کروم: یکی از عناصر آلیاژی اصلی در سوپرآلیاژ IN 738 می باشد که سبب ایجاد لایه محافظ خوردگی و نیز تشکیل فازهای کاربیدی می شود. این عنصر همچنین می تواند وارد فاز محلول جامد آستنیت زمینه شده و از این طریق نیز موجب بالا رفتن استحکام شود. کروم با ایجاد لایه اکسیدی  $Cr_2O_3$  پایداری سطحی را بهبود می بخشد. مقادیر اضافی از کروم، تشکیل فازهای توپولوژیکی تحت عنوان TCP را ترغیب می نماید که اغلب با مورفولوژی صفحه ای ظاهر شده و بسیار ترد عمل می کنند.

کبالت: این عنصر علاوه بر آنکه با ورود به محلول جامد  $\gamma$  می تواند به افزایش استحکام سوپرآلیاژ کمک کند، موجب بالا رفتن درجه حرارت انحلال فاز  $\gamma'$  نیز می شود و از این جهت نقش مهمی در حفظ استحکام در درجه حرارت های بالا دارد. همچنین به دلیل تأثیر کبالت بر دمای انحلال کاربیدها، کاهش آن باعث کاهش خواص مکانیکی می شود. این عنصر تأثیر کمی بر استحکام بخشی رسوب  $\gamma'$  سوپرآلیاژ

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

داشته و در شرایطی باعث افزایش نسبی کسر حجمی  $\gamma'$  می شود و درجه حرارت انجماد سوپرآلیاژ را افزایش می دهد.

آلومینیوم: این عنصر یکی از عناصر تشکیل دهنده فاز  $\gamma'$  به صورت  $Ni_3Al$  بوده و سبب بهبود مقاومت به خوردگی آلیاژ با ایجاد اکسید آلومینیوم در سطح خارجی می شود.

تیتانیوم: تیتانیوم یکی از عناصر اصلی تشکیل دهنده فاز  $\gamma'$  به شکل  $Ni_3Ti$  بوده و همچنین باعث افزایش مقاومت به خوردگی داغ آلیاژ می شود. این عنصر همراه با Mo تشکیل کاربیدهای نوع MC را داده و عامل ایجاد رسوب سختی و ترکیبات بین فلزی است. کاهش مقدار تیتانیوم باعث افزایش نقطه ذوب آلیاژ می شود اما اثرات مطلوب ذکر شده در بالا را نیز تضعیف خواهد کرد. لذا مقدار تیتانیوم باید در حد بهینه انتخاب گردد.

عناصر دیرگداز: این عناصر شامل مولیبدن، تانتالم و نایوبیوم می باشند. عناصر مذکور نقش دوگانه ای در جهت استحکام بخشی به محلول جامد و ایجاد کاربیدها مخصوصاً MC و  $M_{23}C_6$  ایفا می کنند. نایوبیوم به تنهایی در تشکیل فاز  $\gamma'$  دخیل بوده و همچنین باعث کاهش انرژی نقص در چیده شدن شبکه آستنیت زمینه می شود و ضمناً نایوبیوم شعاع ذرات و نظم کریستالی فاز  $\gamma'$  را افزایش می دهد. عناصر دیرگداز همچنین موجب ایجاد ترکیبات بین فلزی می شوند که اغلب در درجه حرارت های بالا منجر به مقاومت مکانیکی سوپرآلیاژ می گردد. اگرچه بهترین عناصر استحکام بخش زمینه سوپرآلیاژ، عناصر سنگین مثل مولیبدن و تنگستن به همراه نایوبیوم و تانتالم هستند، ولی این عناصر باعث افزایش دانسیته سوپرآلیاژ شده که این موضوع استفاده از آنها در صنایع هوافضا را محدود می سازد.

کربن: نقش کربن در سوپرآلیاژهای پایه نیکل عبارت است از:

- افزایش استحکام بخشی مرزدانه ای ناشی از تشکیل کاربید
- افزایش پایداری با خروج عناصر فعال از زمینه آلیاژ
- کاهش انعطاف پذیری و افزایش درصد تخلخل با افزایش درصد کربن



پژوهشکده توسعه تکنولوژی



فصل دوم:  
فویل های لحیم آمورف



## 2-1- مقدمه

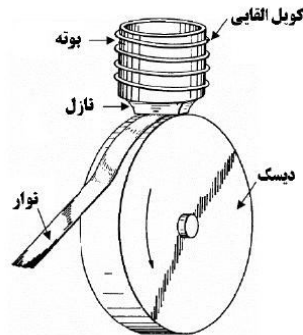
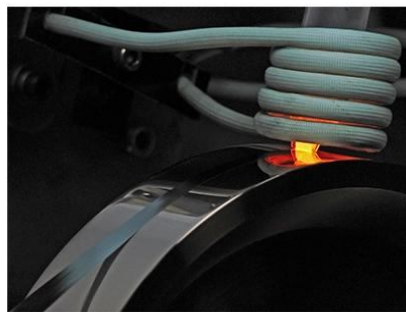
فناوری انجماد سریع امکان تولید فویل های لحیم آمورف و انعطاف پذیر از آلیاژهای پایه نیکل حاوی عناصر شبه فلزی در مقادیر نزدیک به ترتیب یوتکتیک را فراهم ساخته است. این آلیاژها در حالت کریستالی ترد و شکننده بوده و در سال های گذشته تنها به شکل پودر یا خمیر حاوی پودر عرضه شده و امکان فرآوری آنها به شکل فویل یا سیم وجود نداشت [12].

متداول ترین روش تولید فویل های لحیم آمورف با پهنای زیاد و کیفیت سطحی و ابعادی بالا، فرایند ریخته ریزی است که با به کارگیری آن می توان آلیاژها را به صورت نوار و فویل پیوسته و طویل تولید نمود. فویل های لحیم آمورف و نانوبلوری در صنایعی نظیر هوافضا، انرژی، الکترونیک و غیره کاربرد داشته و جهت لحیم کاری سازه های مشبک و لانه زنبوری هواپیما، پره های کمپرسور موتورهای جت، درزگیرها، باله ها، پرها و تیغه های موشک ها و پرتابه ها، اجزاء مبدل های حرارتی و قطعات الکتریکی مورد استفاده قرار می گیرد.

فرایند ریخته ریزی نوارهای عریض<sup>1</sup> (PFC)، فرایندی تک مرحله ای برای تولید فویل ها و نوارهای نازک عریض می باشد. در این فرایند (شکل 1-2)، مذاب در اثر اعمال فشار گاز بر سطح فوقانی آن از شکاف مستطیلی شکل کف نازل خارج شده و به خاطر کشش سطحی بالای مذاب، حوضچه مذابی بین دیسک مبرد و سطح پایینی نازل که در فاصله کمی از مبرد قرار دارد تشکیل می دهد (شکل 1-2). با انتقال سریع حرارت مذاب به دیسک، جبهه انجماد از سطح دیسک به درون حوضچه مذاب رشد کرده و نوار تشکیل شده در زیر حوضچه، در اثر نیروی گریز از مرکز از دیسک جدا می گردد [13-15].

<sup>1</sup>-Planar Flow Casting

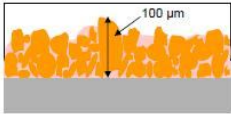
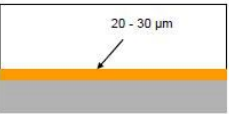
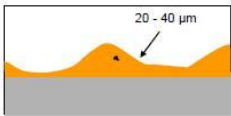
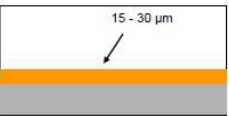




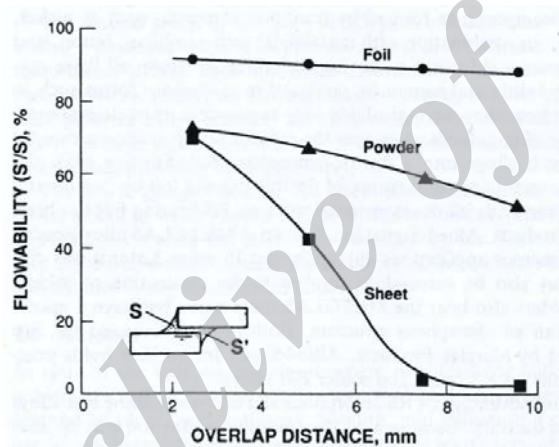
شکل 2-1: طرح شمایی [14] و تصویر فرایند ریخته رسی نوارهای عریض [15].

## 2-2- مزایای مواد لحیم انجماد سریع یافته

مهم ترین مزیت مواد لحیم ریزیلوری و آمورف تهیه شده به روش انجماد سریع، انعطاف پذیری و انحنای پذیری بالای آن ها می باشد. از آنجایی که فویل های آمورف انعطاف پذیر می توانند به شکل از پیش آماده شده در محل لحیم کاری قرار گیرند لذا جهت پر کردن کامل مقطع لحیم کاری، نیازی به شکاف های بزرگ لحیم کاری نمی باشد. مزیت ویژه فویل های آمورف نسبت به مواد لحیم پودری شکل و ورقه های تهیه شده با اتصال پلیمری، رفتار سیلان عالی آن ها می باشد. در واقع پودرهای متمیزه گازی شده، به دلیل داشتن مساحت سطح بالاتر، اکسیدهای سطحی بیشتری داشته و این اکسیدها تا اندازه ای مانع ذوب ذرات پودر و تشکیل یک حوضچه مذاب یکنواخت می شوند که این امر مطابق شکل 2-2 منجر به غیر یکنواختی مقطع اتصال پس از انجام لحیم کاری می گردد [16]. شکل 2-3، این مزیت را با مقایسه مشخصات سیلان سه نوع محصول با ترکیب شیمیایی یکسان (BNi-2) اما به شکل های مختلف فویل، پودر و ورقه های تهیه شده با اتصال پلیمری نشان می دهد. ویژگی های سیلانی ماده پرکننده بر حسب تابعی از فاصله روی هم افتادگی اندازه گیری شده است. قابلیت سیلان به صورت نسبت تعریف می شود که S مساحت سطح مقطع ناحیه اتصال نواری که فلز پرکننده در ابتدا قرار داده شده و مساحت سطح مقطع ناحیه اتصال نواری تشکیل شده در طرف مقابل قطعه لحیم کاری شده است. فویل انجماد سریع یافته به وضوح دارای سیلان یکنواخت تر و آزادانه تری در مقایسه با نمونه های پودری می باشد [12].

	پودر یا خمیر لحیم کاری	فویل لحیم کاری
قبل از لحیم کاری		
بعد از لحیم کاری		

شکل 2-2: مقایسه یکنواختی مقطع اتصال با استفاده از فویل لحیم کاری و پودر یا خمیر [16].



شکل 2-3: قابلیت سیلان آلیاژ لحیم انجماد سریع یافته MBF20) BNi2 (به شکل فویل، پودر و ورقه های تهیه شده با اتصال پلیمری [12].

مواد آمورف و ریزبلوری انجماد سریع یافته دارای ترکیب شیمیایی یکنواخت تری هستند، بنابراین ذوب آن‌ها در یک بازه دمایی کوچک اتفاق می‌افتد که این پدیده ناشی از کوتاه بودن فواصل نفوذ اتم‌های عناصر مختلف جهت تشکیل فاز مذاب یکنواخت می‌باشد. بنابراین، با به‌کارگیری مواد لحیم انجماد سریع یافته، فرایند لحیم کاری سخت و نرم را می‌توان در دماهای پایین‌تر و زمان‌های کوتاه‌تری نسبت به مواد پرکننده متداول انجام داد. این موضوع خصوصاً در لحیم کاری سخت ابزار اندازه‌گیری ویژه که بایستی از فرسایش توسط مذاب لحیم محافظت شوند اهمیت بیشتری پیدا می‌کند. زمان کوتاه لحیم کاری هم‌چنین در مواردی که قطعات فلز پایه ممکن است استحکام خود را در اثر آنیل حین عملیات لحیم کاری سخت از دست بدهند، مفید می‌باشد. اتصال فولادهای زنگ نزن کار سرد شده و سوپر آلیاژهای رسوب سختی

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

شده از جمله مواردی هستند که در آنها کوتاه شدن زمان لحیم کاری، از اهمیت فوق العاده ای برخوردار است. در جدول 1-2، مشخصات فویل های لحیم کاری آمورف با پودرهای لحیم کاری مرسوم مورد مقایسه قرار گرفته اند [12 و 17].

جدول 1-2: مقایسه مشخصات فویل های لحیم کاری آمورف با مواد لحیم کاری مرسوم [17].

مواد لحیم کاری مرسوم	فویل های لحیم کاری آمورف
- عموماً پودرهای ترد	- نرم، انعطاف پذیر و 100% فلزی
- ذوب آهسته تر تحت بازه دمایی بزرگ تر	- ذوب سریع تحت بازه دمایی کوچک
- مقادیر زیاد اکسیدهای مضر	- ایجاد اتصالات با استحکام بالا و عاری از تخلخل
- نیازمند مواد لحیم بیشتر برای هر اتصال	- امکان قرار گیری دقیق بین قطعات
- مستعد ایجاد اتصالات متخلخل با دانه های بلوری بزرگ	- مؤثرتر و با صرفه اقتصادی بیشتر نسبت به انواع پودری
- کثیف کاری و مشکلات برپایی فرایند	- زمان تنظیم و برپایی کمتر
- آلوده کردن محیط و آسیب رسانی به کوره خلأ لحیم کاری	- عدم آسیب رسانی به محیط و کوره خلأ لحیم کاری

استفاده از فویل های انجماد سریع یافته در لحیم کاری سخت قطعات، منجر به اتصالات دقیق تر و ظریف تری شده و در مواردی مورد استفاده قرار می گیرند که امکان استفاده از پرکننده ای پودری دارای ترکیب مشابه وجود نداشته باشد (به علت قابلیت انعطاف پذیری). بسیاری از پرکننده ای پودری سری BNi، در صنایع هواپیمایی، خصوصاً در لحیم کاری سخت اتصالات اجزاء موتور مورد استفاده قرار می گیرند [12].

از مزایای جایگزینی فویل های آمورف انجماد سریع یافته به جای مواد لحیم پودری، می توان به کاهش آلودگی های محیطی ناشی از رسوب دهی پودر فلزات سنگین و همچنین اجتناب از آزاد شدن بخارات آلی مضر در طی پخت پودرها در کوره به هنگام مصرف آنها اشاره کرد. از اواخر دهه 1970 میلادی، فویل های لحیم کاری سخت METGLAS جایگزین بسیاری از محصولات پودری شده و در تولید بسیاری از اجزاء موتورهای جت و پیکره هواپیماها مورد استفاده قرار گرفته اند [12].

امروزه آلیاژهای لحیم کاری سخت انجماد سریع یافته پایه نیکل - پالادیم جایگزین فلزات پرکننده گران قیمت پایه طلا شده اند. این آلیاژها نسبت به آلیاژهای پایه نیکل ساده از استحکام بالاتری برخوردار هستند که دلیل آن کاهش میزان فازهای بین فلزی ترد تشکیل شده حین لحیم کاری سخت می باشد. علت این امر کمتر بودن میزان عناصر شبه فلزی در این آلیاژها می باشد زیرا پالادیم درصد عناصر شبه-فلزی مورد نیاز برای آمورف شدن آلیاژهای پرکننده را به شدت کاهش می دهد [12].

### 2-3- انواع فویل های آمورف لحیم کاری سخت

تمام مواد لحیم (فلزات پرکننده) مرسوم، توسط انجمن جوشکاری آمریکا به نه دسته مختلف تقسیم شده است که این دسته ها را می توان در چهار گروه اصلی بر اساس سیستم پایه آلیاژی آنها قرار داد. اغلب این گروه های آلیاژی با استفاده از فناوری انجماد سریع قابل تولید می باشند. در جدول 2-2، مشخصات آلیاژهای آمورف لحیم کاری سخت که تاکنون تولید تجاری شده اند، خلاصه شده است. در این جدول همچنین آلیاژهای فلزی پایه سازگار با هر گروه از فویل های آمورف و نیز زمینه کاربردی آنها اشاره شده است [12].

جدول 2-2: مواد لحیم کاری سخت انجماد سریع یافته [12]

کاربرد اصلی	فلز پایه مورد لحیم کاری	مشخصات مواد لحیم کاری سخت			گروه آلیاژی	
		شکل محصول	ساختار	نامگذاری AWS METGLAS		
رادیا تور اتومبیل، مبدل های حرارتی، سازه های لانه زنبوری، سایر قطعات سازه ای	آلومینیوم و آلیاژهای آلومینیوم، فولاد به آلومینیوم و آلومینیوم به بریلیوم	فویل، پودر	ریزبلوری	BAISI- 2,3,4,5,6,7	یونکتیک Al-Si	
مبدل های حرارتی، قطعات سازه ای و صنایع اتومبیل سازی	مس و آلیاژهای مس، مس به فولاد معمولی و مس به فولاد زنگ نزن	فویل	ریزبلوری	---	پرینکتیک Cu-Sn	
اتصالات الکتریکی، مبدل های حرارتی	مس به مس، مس به مواد مرکب نقره/اکسید PM	فویل، پودر	آمورف	---	یونکتیک Cu-P	
کاربرد گسترده در صنایع مختلف	اغلب فلزات آهنی و غیر آهنی به غیر از آلومینیوم و منیزیم	فویل، پودر	ریزبلوری	BAG- 1,2,2a,3,4, 8,13,18,19,2 0,21	یونکتیک Cu-Ag	
اجزاء توربین هواپیما، اتومبیل، مبدل های حرارتی، سازه های لانه زنبوری	فولادهای سری 300، 400 AISI و سوپرآلیاژهای پایه نیکل و کبالت، فولادهای کربنی و کم آلیاژی و مس	فویل، پودر	آمورف	BNi-1, 1a, 2, 3, 6, 7	یونکتیک TM-Si-B (Ni/Fe+Cr)-Si-B (1)	
سازه های لانه زنبوری، کاربردهای سماتنه، ابزار الماسی پلی کریستال، دندان پزشکی و مبدل های کاتالیستی	فولادهای زنگ نزن سری 300 AISI، کاربردهای سماتنه و سوپرآلیاژها	فویل	آمورف	---	سری MBF 1000	(Ni,Pd)-Si-B (2)
موتورهای هوایی	سوپرآلیاژهای مقاوم به حرارت و خوردگی پایه کبالت	فویل، پودر	آمورف	BCo-1	---	(Co,Cr)-Si-B (3)
سازه های لانه زنبوری و قطعات توربین	آلیاژهای مقاوم به حرارت پایه نیکل، فولادها	فویل	ریزبلوری	---	---	محلول جامد Cu-Ni- Mn-Si
لوله های تیتانیومی، موتورهای	آلیاژهای پایه Ti-Zr	فویل	آمورف و	---	---	یونکتیک و پرینکتیک

هوایی، سازه های لانه زنبوری، راکتورهای شیمیایی		ریزبلوری			Cu-(Ti,Zr)-Ni
--	--	----------	--	--	---------------

آلیاژهای انجماد سریع یافته مورد استفاده برای فویل های لحیم کاری سخت را می توان در چهار گروه اصلی به شرح ذیل طبقه بندی کرد [12]:

1- آلیاژهای یوتکتیکی فلز - شبه فلز

2- آلیاژهای پریتکتیکی پایه مس

3- آلیاژهای یوتکتیکی پایه Ag-Cu

4- آلیاژهای یوتکتیکی فلز - فلز

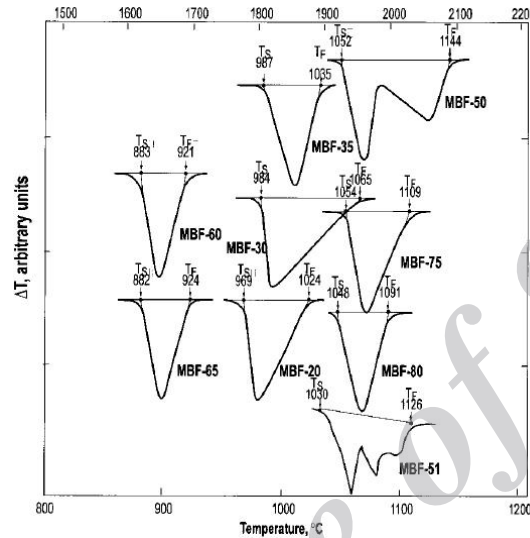
آلیاژهای یوتکتیکی فلز - شبه فلز، شامل آلیاژهای آمورف پایه Ni حاوی عناصر شبه فلزی نظیر Si، B و P و آلیاژهای پایه Cu، پایه Ni-Pd، پایه Co و پایه Al می باشند. با توجه به اینکه در پژوهش حاضر مواد اتصال دهنده مورد استفاده جزء این گروه از آلیاژها و پایه نیکل می باشند، در ادامه به تشریح آلیاژهای لحیم آمورف پایه نیکل پرداخته می شود.

**آلیاژهای آمورف پایه نیکل:** مشخصات ذوبی و پیک های تبلور فویل های لحیم کاری آمورف، که توسط آزمایش آنالیز حرارتی (DTA یا DSC) تعیین می شود، مشخص می کند که ترکیب شیمیایی آلیاژ به دست آمده تا چه حد به ترکیب یوتکتیک نزدیک می باشد. در صورتی که آلیاژ تنها دارای یک پیک DTA در یک محدوده باریک باشد، ترکیب آن نسبتاً به ترکیب یوتکتیک نزدیک می باشد و برعکس. شکل (2-4)، مشخصات ذوبی برخی از آلیاژهای لحیم کاری MBF که با استفاده از آزمایش DTA به دست آمده است را نشان می دهد.

ترکیب شیمیایی و مشخصات ذوبی آلیاژهای لحیم کاری پایه نیکل در جدول 2-3 آورده شده است. از لحاظ ترکیب شیمیایی، این آلیاژها بر پایه آلیاژهای سه تایی Ni-Si-B، که دیگرام فازی آنها دارای چندین نقطه یوتکتیک سه تایی است، و همچنین بر پایه آلیاژ یوتکتیک دو تایی Ni<sub>81</sub>P<sub>19</sub> می باشند. ترکیبات یوتکتیک Ni-B-Si دارای محدوده نسبتاً وسیعی از غلظت های (B+Si) (12-28 at%) می باشد - باشند در حالی که دمای حد جامد آنها در محدوده 960-1000°C قرار دارد. دمای یوتکتیک دو تایی Ni<sub>81</sub>P<sub>19</sub> برابر 870°C بوده و دمای حد جامد هر دو آلیاژ حاوی عنصر فسفر یعنی MBF-60 و آلیاژ شماره 6 (جدول 2-3) نزدیک به این مقدار است (883°C). همچنین اغلب آلیاژهای فوق دارای مقادیر اندکی آهن (3-4/5 wt%) و کروم (3-14 wt%) نیز می باشند. آهن به منظور بهبود قابلیت لحیم کاری و کروم جهت افزایش مقاومت به خوردگی اتصال به آلیاژهای مذکور اضافه می شوند.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

تغییرات در مقادیر غلظت (B+Si) و نسبت B/Si امکان انتخاب بر اساس دمای ذوب و نوع کاربرد را برای مصرف کنندگان این آلیاژها فراهم می سازد. اما از طرفی نیز باید توجه نمود که افزودن مقادیر بالای عناصر B و Si، به علت کاهش میزان انعطاف پذیری آلیاژ در حالت ریخته گری شده، با محدودیت مواجه می باشد [12].



شکل 2-4: منحنی DTA برخی از آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل [18].



جدول 2-3: ترکیب شیمیایی، دماهای ذوب و چگالی آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل [12].

چگالی (g/cm <sup>3</sup> )	دمای لحیم کاری (°C)	دمای حد مایع (°C)	دمای حد جامد (°C)	ترکیب شیمیایی (wt%)	شماره استاندارد AWS & AMS	نام تجاری
7/82	1135	1103	965	Ni-13Cr-4.2Fe-4.5Si-2.8B- 1Co-0.03C	---	MBF- 15
7/88	1055	1024	969	Ni-7Cr-3Fe-4.5Si-3.2B- 0.06C	AWS BNi2/AMS 4777	MBF- 20
8/07	1085	1054	984	Ni-4.5Si-3.2B-0.06C	AWS BNi3/AMS 4778	MBF- 30
7/80	1025	986	973	Ni-5Cr-7.3Si-2.16B-0.06C	---	MBF-35
7/70	1170	1144	1052	Ni-19Cr-7.3Si-1.5B-0.08C	---	MBF- 50
7/73	1195	1126	1030	Ni-15Cr-7.25Si-1.4B-0.06C	---	MBF- 51
7/72	1070	1040	950	Ni-5.3Cr-7.3Si-1.4B-0.08C	---	MBF- 55
8/14	950	921	883	Ni-11P-0.1C	AWS BNi7	MBF- 60
7/94	1120	1091	1048	Ni-15.2Cr-4B-0.06C	---	MBF- 80
7/44	---	1094	960	Ni-14Cr-4.5Fe-4.5Si-3.2B- 0.06C	AWS BNi1a/AMS 4776	Alloy 1
8/11	---	1175	1022	Ni-11.3Cr-8W-4Fe-1.5Si- 2.2B-0.06C	---	Alloy 2
7/70	---	1035	987	Ni-7.3Si-2.17B-0.06C	---	Alloy 3
	---	1060	985	Ni-5.5Si-1.6B-0.06C	---	Alloy 4
7/72	---	1040	950	Ni-5.3Cr-7.3Si-1.4B-0.06C	AWS BNi6	Alloy 5
7/51	---	924	882	Ni-14Cr-10.1P-0.08C	---	Alloy 6
7/98	---	1109	1054	Ni-10Cr-5.5Fe-23Co-7Mo- 3.5B-0.06C	---	Alloy 7
7/94	---	1067	988	Ni-20Co-4Si-2.7B-0.06C	---	Alloy 8

آلیاژهای لحیم کاری گروه Ni-Cr-Si، تنها در دماهای بالا در محدوده 1150 تا 1205°C مورد استفاده قرار می گیرند. کاهش دمای ذوب می تواند با اصلاح ترکیب شیمیایی و با افزودن مقادیر اندکی فسفر و آهن به دست آید. آلیاژهای لحیم دارای Mo، Ta، W و Y امکان لحیم کاری آلیاژهای عملیات حرارتی

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

شده نیکل را فراهم می سازد. افزودن مقدار بالای Fe می تواند دمای ذوب را کاهش دهد. اضافه کردن آهن همچنین می تواند میزان فرسایش قسمت های نازک نظیر مبدل های حرارتی را کاهش دهد [19]. عیب عمده آلیاژهای لحیم کاری پایه نیکل و کبالت، تشکیل فازهای سخت پایدار نظیر  $\text{Ni}_3\text{B}$ ، CrB و  $\text{Ni}_3\text{Si}$  در محل اتصال می باشد. حذف این فازها از محل درز لحیم کاری به منظور افزایش انعطاف پذیری و بهبود خواص مکانیکی می تواند با استفاده از مواد افزودنی پایه نیکل و همچنین با افزایش زمان لحیم کاری یا با عملیات حرارتی به منظور حل نمودن و نفوذ فازهای سخت در فلز پایه صورت گیرد [19].

آلیاژهای سری BNi یا آلیاژهای مشابه دیگر به شکل پودر و در حالت آمورف دارای برخی محدودیت ها نیز می باشند. به طور مثال، اکثر آلیاژهای پودری سری BNi حاوی مقادیر بور بیشتر از 2/75 wt% هستند. مشخص شده است که در دماهای بالا، عنصر بور به میزان زیادی به نواحی خارج از محل اتصال و به داخل فلزات پایه فولادهای زنگ نزن و سوپرآلیاژها نفوذ کرده و فازهای بورایدی بین فلزی در مرزدهانه ها تشکیل می دهد. فازهای مذکور در صورتی که به مقدار زیاد باشند، بر روی خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی فلز پایه تأثیر نامطلوب دارند. همچنین مقدار بالای بور در آلیاژ لحیم، می تواند منجر به افزایش مقاومت به سایش فلز پایه نازک مورد استفاده در برخی کاربردها نظیر سازه های لانه زنبوری و مبدل های حرارتی گردد. علاوه بر این، آلیاژهای لحیم پودری برای اتصال صفحات نازک متعدد با مساحت سطحی زیاد مناسب نمی باشند [19].

فویل لحیم کاری MBF-50 با میزان کروم بالا و درصد بور پایین، نمی تواند به شکل فویل با پهنای مناسب بیش از 100 میلی متر و ضخامت بیشتر از  $25-30\mu\text{m}$  که جهت لحیم کاری مبدل های حرارتی بزرگ مورد نیاز می باشند، تولید گردد. این محدودیت ابعادی فویل های MBF-50 به علت تأثیر منفی غلظت بالای کروم آن بر قابلیت آمورف شدن آلیاژ می باشد. به منظور رفع این مشکل، گروهی از آلیاژهای لحیم کاری آمورف به شکل فویل انعطاف پذیر با بهینه سازی ترکیب شیمیایی و شرایط مذاب ریزی توسعه پیدا کرده اند. این آلیاژهای جدید شامل 10-16wt% کروم، در مقایسه با مقدار 7 wt% کروم آلیاژ MBF-20، 1/4 wt% بور، که حداقل مقدار مورد نیاز جهت آمورف شدن ساختار می باشد، 7/3 wt% سیلیسیم، 0-5 wt% مولیبدن و بقیه نیکل می باشند. مزیت عمده این آلیاژهای جدید، ترکیب شیمیایی آنها می باشد که می توانند به صورت فویل آمورف با ضخامت و پهنای مناسب برای لحیم کاری قطعات با ابعاد بزرگ، صرف نظر از مقدار بور کم و کروم بالا، تولید شوند [20].





پژوهشکده توسعه تکنولوژی

آلیاژهای فلزی آمورف اغلب دارای محدوده دمایی باریکی جهت حفظ ساختار آمورف بدون تشکیل فازهای کریستالی می‌باشند. اما آلیاژهای لحیم کاری MBF از این قاعده مستثنی بوده و با نرخ گرمایش متوسط تا دمای حدود  $400^{\circ}\text{C}$  پایداری خود را حفظ می‌نمایند. بالاتر از این دما، فرایند بلوری شدن آغاز شده و در دمای حدود  $600^{\circ}\text{C}$  تحت نرخ‌های گرمایش متوسط کامل می‌گردد. پارامترهای دمایی فوق با تغییرات ترکیب آلیاژهای MBF، تغییر چندانی نمی‌کند. همچنین نتایج تحقیقات انجام شده نشان می‌دهد که فویل‌های MBF را می‌توان به مدت 30-40 دقیقه در دمای حدود  $250-300^{\circ}\text{C}$  بدون اثری از بلوری شدن حرارت داد. این امر امکان ایجاد تغییر شکل پلاستیک شدید را در محدوده دمایی  $200-250^{\circ}\text{C}$  فراهم می‌سازد و به عبارتی انعطاف‌پذیری آلیاژ آمورف در این محدوده دمایی بیشتر از مقدار آن در دمای محیط می‌باشد. بلوری شدن در اثر حرارت‌دهی در فرایند لحیم کاری، معمولاً منجر به ایجاد ریزساختاری با فازهایی دارای ابعاد کوچک می‌شود. این نوع ریزساختار خیلی سریع ذوب شده و الگوی ذوب مناسبی را تحت شرایط حرارت‌دهی گذرا فراهم می‌کند. در حالت کریستالی، فویل‌های MBF بسیار شکننده می‌باشند بنابراین قطعات مونتاژ شده با فویل‌های مذکور جهت انجام فرایند لحیم کاری می‌توانند تنها یک‌بار تا بالاتر از دمای  $400^{\circ}\text{C}$  و پایین دمای لحیم کاری بدون خطر ایجاد تردی پیش فرم و اعوجاج احتمالی قطعات، حرارت داده شود [20].

**آلیاژهای پایه نیکل-پالادیم و پایه کبالت:** این گروه از آلیاژها قابل قیاس با آلیاژهای Ni-B-Si بوده و تاندازه‌ای ادامه توسعه این آلیاژها می‌باشند (جدول 2-4). در این آلیاژها، پالادیم مهم‌ترین عنصر آلیاژی بوده و لذا منجر به ایجاد برخی خواص نظیر بهبود مقاومت به خوردگی و به‌ویژه کاهش دمای ذوب می‌گردد. دو آلیاژ پایه کبالت Alloy 17 و Alloy 18، علاوه بر B و Si، شامل مقادیر قابل توجهی از عناصر کروم و تنگستن نیز هستند. دمای ذوب آلیاژهای فوق در بین این گروه از آلیاژهای لحیم کاری سخت، بالاترین می‌باشد. اتصالات ایجاد شده با استفاده از این آلیاژها، حتی در دماهای کاری بالا نیز دارای استحکام بالایی می‌باشند. همچنین در عین حال، وجود عناصر کروم و تنگستن در مقادیر زیاد در این آلیاژها، اتصالات ایجاد شده با استفاده از آنها را مقاوم به حرارت می‌سازد. هر دو گروه آلیاژهای پایه نیکل-پالادیم و پایه کبالت در حین لحیم کاری، با فلز پایه واکنش داده و به روش مشابه با آلیاژهای پایه نیکل، ریزساختارهایی را ایجاد می‌کنند [12].



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

جدول 2-4: آلیاژهای لحیم کاری سخت پایه نیکل - پالادیم و پایه کبالت [12].

نام تجاری	ترکیب شیمیایی (wt%)	دمای حد جامد (°C)	دمای حد مایع (°C)	چگالی (g/cm <sup>3</sup> )
MBF- 1001	48.7Ni-35.3Pd-8.6Cr-4.6Fe-2.7B	945	996	8/80
MBF- 1002	44.6Ni-32.4Pd-8.6Cr-0.9Fe-2.7B	923	990	8/85
MBF- 1005	47.2Ni-46.7Pd-4.5Si	810	851	9/93
MBF-1007	38.1Ni-53.8Pd-8.1Si	820	870	9/09
MBF- 1011	40Ni-45.5Pd-5Si-5Co-4.5Mo	847	895	9/11
Alloy 11	50Ni-41.2Pd-8.8Si	714	938	9/60
Alloy 12	6.6Ni-88.3Pd-5.1Si	772	820	11/44
Alloy 13	15Ni-57.6Pd-21.2Fe-6.2Si	960	1020	10/13
Alloy 14	43Ni-46.8Pd-5Si-5Co	820	870	10/00
Alloy 15	35.2Ni-45.8Pd-3.8Si-10Co-4.5Mo	837	874	8/88
Alloy 16	57.1Ni-30Pd-10.5Cr-2.4B	941	977	9/49
Alloy 17	70.4Co-21Cr-4.5W-1.6Si-2.4B-0.07C	1100	1200	8/61
Alloy 18	57.1Co-27.3Cr-2.9Ni-2.9Fe-3.9W-1Si-2.5B-1C-1.4 other	1130	1150	8/41



فصل سوم:  
روش های اتصال قطعات سوپرآلیاژ



### 3-1-مقدمه

دلایل اتصال سوپرآلیاژها را می توان به سه دسته طبقه بندی نمود [21]:

- مرحله ای از فرایند ساخت اولیه

بهبود راندمان موتورهای توربین گازی نیازمند به کارگیری قطعاتی با اشکال پیچیده تر می باشد. علاوه بر این، افزایش ابعاد توربین های زمینی قطعات بزرگ آنها را مستعد ایجاد برخی عیوب نظیر تشکیل تخلخل های سطحی می نماید. به منظور به حداقل رساندن مشکلات مذکور و فراهم نمودن امکان ساخت قطعات با اشکال هندسی پیچیده، قطعات می توانند به صورت مجزا ساخته شده و سپس به یکدیگر اتصال داده شوند. بنابراین اتصال دهی اجزاء کوچک تر و نسبتاً ساده معمولاً در فرایند ساخت قطعات پیچیده بزرگ تر لازم و ضروری است.

- اتصال به منظور انجام تعمیرات

در موتورهای با کارکرد دوره ای نظیر موتورهای هوایی، عوامل اصلی آسیب و شکست قطعات شامل خستگی مکانیکی - حرارتی، خستگی پرچرخه، سایش و صدمات ناشی از اجزاء خارجی می باشند. برخی قطعات موتورهای هوایی، قطعات ریختگی پیچیده ای با ریزساختارهای ویژه هستند که عمر کاری معین و محدودی داشته و دارای هزینه های بالای تعویض و اورهال می باشند. بازسازی این نوع قطعات کار پیچیده ای بوده و اغلب شامل مراحل متعددی از جمله تمیزکاری، عملیات حرارتی قبل از تعمیر، لحیم کاری و جوشکاری، ماشین کاری، پوشش کاری و عملیات حرارتی پس از تعمیر می باشد. با این وجود، به علت هزینه بالای جایگزینی قطعات مذکور و به لحاظ اقتصادی انجام تعمیرات محدود جهت افزایش عمر قطعات مقرون به صرفه می باشد. تعمیر قطعات آسیب دیده معمولاً با اتصال مواد جدید به آنها صورت می گیرد.

- اتصال آلیاژهای غیرمشابه (اتصال آلیاژهای تک کریستال به پلی کریستال)

در برخی موارد، اتصال دهی سوپرآلیاژهای غیرمشابه در صنایعی نظیر صنعت ساخت قطعات توربین مورد نیاز می باشد. به عنوان مثال، به دلیل مشکلات تولید پره های توربین تک کریستال بزرگ به منظور استفاده در مولدهای انرژی زمینی، قطعات کوچک تر از آنها ساخته شده و سپس به یکدیگر اتصال داده می شوند.

ترکیب شیمیایی و ریزساختار سوپرآلیاژها، به ویژه سوپرآلیاژهای جدیدی که اخیراً تولید شده اند، به گونه ای طراحی و توسعه پیدا کرده اند که الزامات کاربرد در دماهای بالای سرویس را برآورده سازند. همچنین روش های اتصال دهی که برای این نوع مواد مورد استفاده قرار می گیرند بایستی به دقت انتخاب شوند تا اینکه با این دماها، تنش ها و محیط های کاری سازگاری داشته باشند.

چهار روش عمده برای اتصال سوپرآلیاژها وجود دارد که عبارت هستند از: جوشکاری ذوبی، اتصال نفوذی، لحیم کاری سخت و روش فاز مایع گذرا<sup>1</sup> (TLP). جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژها دارای مشکلاتی همچون ترک گرم و ترک پس از عملیات حرارتی می باشد. درجه حساسیت سوپرآلیاژها به ترک خوردگی به میزان تیتانیوم و آلومینیم آنها بستگی دارد. این عناصر تمایل زیادی به رسوب سختی و تشکیل فاز  $\gamma'$  دارند. فاز  $\gamma'$  مستعد ترک خوردگی پس از عملیات حرارتی است [4 و 5 و 21 و 22].

### 3-2- جوشکاری ذوبی

تعمیرات معمول پره های توربین های گازی شامل ترمیم نوک پره ها یا پوشش دهی آنها به منظور دستیابی به دقت ابعادی مورد نظر با استفاده از فرایندهای جوشکاری می باشد. عموماً از فرایند جوشکاری GTAW برای این منظور استفاده می شود اما امروزه فرایندهای جوشکاری قوس پلازما (PAW)، جوشکاری با پرتو لیزر (LBW) و پرتو الکترونی (EBW) نیز کاربردهای گسترده ای در فرایندهای اورهال پیدا نموده اند.

ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده جوشکاری بر اساس استحکام بخشی به محلول جامد  $\gamma$  و رسوب فاز  $\gamma'$  و با در نظر گرفتن تغییراتی به منظور سازگاری با پوشش دهی قطعات و نیز استحکام اتصال انتخاب می گردد. بنابراین فلزات پرکننده جوشکاری معمولاً دارای مقادیر اندکی آلومینیوم جهت افزایش سازگاری پوشش دهی با پوشش های آلومینیایی بوده و عناصر آلیاژی جهت افزایش استحکام ناحیه اتصال به آنها اضافه می گردد. اما، با این وجود، انجام تعمیرات بر روی سوپرآلیاژهایی با مقدار آلومینیوم و تیتانیوم بالا (بیش از 6 wt.% (Al+Ti))، به روش جوشکاری ذوبی دارای برخی مشکلات به دلیل ایجاد ترک های ریز در ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) در حین جوشکاری و یا در طی عملیات حرارتی پس از جوشکاری می باشد. بوجود آمدن ترک های ریز در این آلیاژها، ناشی از تنش های باقیمانده متأثر از حل شدن سریع و رسوب مجدد فاز  $\gamma'$  در ناحیه اتصال می باشد. وجود کسر بالای رسوبات فاز  $\gamma'$  نیز می تواند عامل ایجاد ترک های ریز در حین جوشکاری در نتیجه ذوب شدن پیوسته ناحیه HAZ گردد. به منظور جلوگیری از بروز این نوع

<sup>1</sup>Transient Liquid Phase bonding

## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

مشکلات، معمولاً عملیات حرارتی طولانی مدت، قبل و بعد از جوشکاری مورد استفاده قرار می‌گیرد و بایستی انتخاب ترکیب شیمیایی فلز پرکننده جهت ایجاد اتصال ضعیف‌تر اما با انعطاف‌پذیری بیشتر از فلز پایه با دقت بیشتری صورت پذیرد. به همین دلیل قطعات تعمیر شده با استفاده از فرایند جوشکاری، عموماً در قسمت‌های تحت تنش بالا در قطعات موتور نمی‌توانند مورد استفاده قرار گیرند. همچنین تغییرات ریزساختاری زیادی در قطعات تعمیری به روش جوشکاری به وجود می‌آید که در قطعات سوپرآلیاژی تک کریستال و دارای انجماد جهت‌دار مطلوب نمی‌باشد. در نتیجه مشکلات اشاره شده، تعداد زیادی از سوپرآلیاژهای جدید نظیر IN-617، IN-738، و MAR-M 247 به راحتی قابل جوشکاری نمی‌باشند [22].

متداول‌ترین روش‌های جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژها عبارت هستند از: جوشکاری قوسی با الکتروستاتی (GTAW)، جوشکاری با پرتو لیزر و پرتو الکترونی. جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژها به دلیل عناصر آلیاژی زیاد و مکانیزم‌های پیچیده‌ی استحکام‌بخشی رسوب سختی مورد نیاز برای کار در دمای بالا، مشکلاتی به همراه دارد. به دلیل برهمکنش مکانیزم‌های استحکام‌بخشی این مواد با سیکل حرارتی اعمالی در حین جوشکاری، با تغییرات ریزساختاری موضعی نظیر درشت شدن و انحلال رسوبات و رشد دانه در منطقه متأثر از حرارت (HAZ) روبه‌رو هستیم. علاوه بر این، عیوب دیگری نیز در حین جوشکاری سوپرآلیاژها بوجود می‌آید که در ادامه به آنها اشاره می‌شود [23].

- ترک انجمادی

ترک‌های انجمادی در اثر اندرکنش عوامل مکانیکی و متالورژیکی رخ می‌دهند. این ترک‌ها معمولاً در اثر اعمال تنش‌های انقباضی و حرارتی حین انجماد لایه‌ی مذاب مرزدانه‌ای تشکیل می‌شوند.

- تشکیل مرزدانه در خط جوش

تشکیل مرزدانه در مرز جوش موجب ایجاد ناحیه‌ای با غلظت زیاد ناخالصی می‌شود و عملیات حرارتی بعدی موجب ذوب شدن آن ناحیه و موضعی شدن خوردگی در منطقه جوش در حین سرویس گردد.

- ترک خوردگی در اثر ذوب جزئی

حل شدن موضعی فازهای تشکیل شده در مرزدانه‌های واقع در HAZ مثل کاربیدها، فازهای TCP<sup>1</sup> و غیره حین فرآیند جوشکاری باعث ایجاد ترک‌های ذوبی یا ریزترک‌هایی در HAZ می‌شود. حرارت دادن سریع حین فرآیند جوشکاری مانع از حل شدن تعادلی فازهای موجود در مرزدانه‌های HAZ می‌شود. حل شدن موضعی باعث ایجاد ترکیباتی با نقطه ذوب پایین شده و در مرزدانه‌ها، لایه نازکی از مذاب تشکیل

<sup>1</sup>Topologically Closed Pack

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

می‌شود. اعمال تنش‌های کششی انقباضی و حرارتی بر این لایه مذاب مرزدانه‌ای موجب ایجاد ترک در این لایه می‌شود. ذوب جزئی فاز  $\gamma'$  نیز می‌تواند عامل ترکیب‌دگی حین جوشکاری سوپر آلیاژهای رسوب سخت شونده شود.

• ترک پیرکرنشی یا ترک بازگرمی

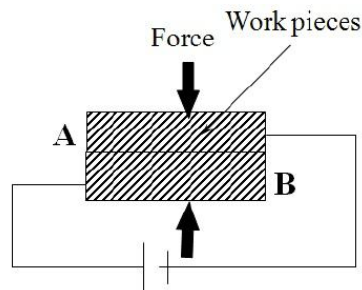
ترک‌های پیرکرنشی، در حین کارکرد یا عملیات حرارتی پس از جوشکاری سوپرآلیاژهای رسوب سخت شونده رخ می‌دهند. برخی از آلیاژها، پس از عملیات جوشکاری به منظور تنش‌زدایی یا افزایش استحکام نیاز به عملیات حرارتی دارند. مشکل از آنجا ناشی می‌شود که دمای عملیات حرارتی، بالاتر از دمای رسوب فازهای سخت شونده است. بنابراین فازهای رسوبی که در حین جوشکاری حل شده بودند در این گستره دمایی رسوب کرده و به دلیل وجود تنش‌های پسماند در قطعه باعث بروز ترک می‌شوند.

در ایجاد ترک بازگرمی عناصر Ti و Al نقش اصلی را بازی می‌کنند. با افزایش درصد این عناصر در فلز پایه قابلیت جوشکاری سوپرآلیاژها پایین می‌آید.

علاوه بر امکان ایجاد ترک‌های فوق حین جوشکاری سوپرآلیاژها، امکان تشکیل فازهای مضر هم‌چون فازهای لوه، فاز سیگما ( $\sigma$ )، فاز اتا ( $\eta$ ) و غیره، به دلیل مورفولوژی خاص و همچنین مصرف شدن عناصر آلیاژی توسط این فازها، یکی دیگر از مشکلات جوشکاری ذوبی این مواد می‌باشد.

### 3-3- اتصال نفوذی

اتصال نفوذی روش اتصال‌دهی است که در آن دو قطعه در دمای بالا (زیر دمای حد جامد دو قطعه) و تحت فشار به یکدیگر متصل می‌شوند (شکل 3-1). این فرآیند تماماً در حالت جامد انجام می‌پذیرد و معمولاً دما نزدیک به دمای حد جامد انتخاب می‌گردد. در این روش می‌توان از یک لایه اتصال‌دهنده بین دو قطعه استفاده کرد و یا دو قطعه را مستقیماً، بدون استفاده از لایه اتصال‌دهنده، به یکدیگر متصل نمود [24].



شکل 3-1: شماتیک فرایند اتصال نفوذی [24].



ریزساختار سوپر آلیاژها معمولاً به گونه ای طراحی می شود که یک لایه اکسید جهت افزایش مقاومت به اکسیداسیون بر روی سطح آنها شکل گیرد. این لایه اکسیدی سدی در مقابل نفوذ اتم ها می باشد و ضریب نفوذ را به مقدار قابل ملاحظه ای کاهش می دهد. از آنجایی که اتصال نفوذی نیازمند نفوذ اتم ها از لایه اتصال به فلز پایه می باشد بنابراین وجود این لایه اکسیدی بر روی سطح سوپر آلیاژها باعث به تأخیر افتادن نفوذ و طولانی شدن زمان اتصال نفوذی می گردد. بنابراین، فرایند اتصال نفوذی در سوپر آلیاژها معمولاً نیازمند زمان های طولانی و اعمال فشار زیاد در حین فرآیند است. در برخی مواقع، اعمال فشار ممکن است به تغییر فرم قطعه نیز منجر گردد. همچنین هنگامی که قطعه کار دارای شکل پیچیده ای باشد، اعمال فشار یکنواخت به تمام قسمت های اتصال بسیار مشکل خواهد بود. مجموع عوامل فوق هزینه های استفاده از روش نفوذی برای اتصال سوپرآلیاژها را افزایش می دهد [24].

### 3-4- لحیم کاری دما بالا<sup>1</sup>

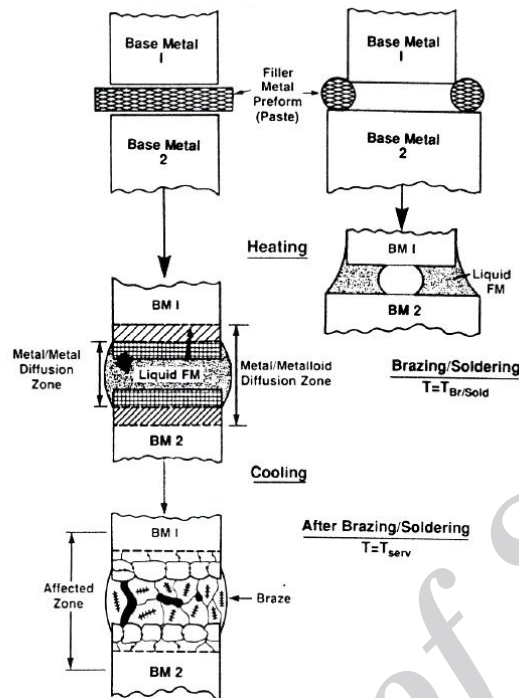
به دلیل محدودیت های فرایند جوشکاری ذوبی، فرایند لحیم کاری به عنوان یک روش جایگزین جهت اتصال و تعمیر قطعات سوپرآلیاژ توسعه یافته است. روش های مختلف لحیم کاری دارای مزایایی از قبیل دمای کاری پایین با عدم تأثیرپذیری یا تأثیرپذیری کم حرارتی فلز پایه، تنش های مکانیکی پایین و قابلیت اتصال قطعات با اشکال هندسی پیچیده و آلیاژهای غیرهم جنس می باشند.

اتصال فلزات از طریق لحیم کاری نرم<sup>2</sup> و لحیم کاری سخت، یک روش قدیمی محسوب می شود که البته با توجه به پیشرفت های اخیر در علم متالورژی و مواد، متحول شده و به یک تکنولوژی پیشرفته تبدیل شده است. هدف نهایی این تکنولوژی، اتصال قطعات از طریق ایجاد پیوندهای متالورژیکی است. این امر با قرار دادن آلیاژی با دمای ذوب نسبتاً پایین (به عنوان فلز پرکننده) در فاصله بین قطعات فلز پایه و سپس حرارت دهی آن تا زمانی که فلز پرکننده ذوب شده و در فاصله مذکور پخش گردد، انجام می گیرد. فلز مذاب که فاصله بین دو قطعه را پر می کند، با فلز پایه واکنش کرده و پس از انجماد، اتصال لحیم مناسبی حاصل می شود. شکل 3-2، مراحل اصلی فرایند لحیم کاری سخت و نرم را نمایش می دهد [12].

<sup>1</sup>High Temperature Brazing  
<sup>2</sup>Soldering



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

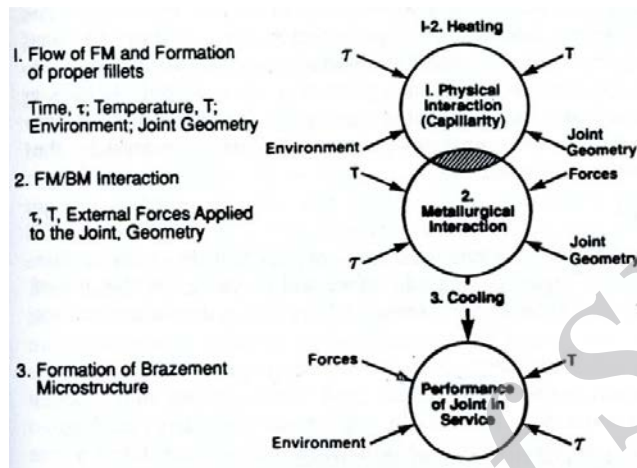


شکل 2-3: مراحل اصلی فرآیندهای لحیم کاری سخت و نرم [12].

مطابق اشکال 2-3 و 3-3، سه مرحله اصلی در هر فرایند لحیم کاری سخت یا نرم وجود دارد. مرحله اول شامل حرارت دهی مجموعه قطعات فلز پایه و فلز پرکننده می باشد. در این مرحله فلز پرکننده ذوب شده و سیلان پیدا کرده و به طور کامل فاصله بین قطعات موردنظر را پر می نماید. با توجه به اینکه این فاصله نسبتاً کوچک است، در محدوده 10 میکرومتر تا چند صد میکرومتر، میزان پخش و رخنه مذاب در این فاصله تا حدود زیادی به اثرات موپینگی و البته ترشوندگی بستگی دارد. در مرحله دوم واکنش جامد/مایع گسترده ای همراه با انتقال جرم قابل توجهی از طریق فصل مشترک با نرخ های غیریکنواخت صورت می گیرد. در واقع در این مرحله، فلز پایه در مذاب فلز پرکننده مجاور حل شده و همزمان مقدار اندکی از عناصر فاز مایع در فلز پایه جامد نفوذ می کنند. عدم توازن انتقال جرم در این مرحله، در نتیجه نرخ های نفوذ متفاوت در فازهای جامد و مایع می باشد. توزیع مجدد عناصر در ناحیه اتصال، تغییر در ترکیب فازها و حتی در برخی موارد شروع تبلور (انجماد محل اتصال) را نتیجه می دهد. در عملیات لحیم کاری نرم، تمام فرایندهای مذکور به علت اختلاف ذاتی در دمای ذوب ماده لحیم و فلز پایه با شدت کمتری انجام می پذیرد. مرحله نهایی که با مرحله دوم همپوشانی دارد، شامل تشکیل ریزساختار نهایی اتصال می باشد و در حین سرد کردن مجموعه اتصال در شرایطی که فاز مایع هنوز وجود دارد، به سرعت پیشرفت می کند. در این مرحله انجماد رخ داده و عملیات سرد کردن بعدی، فقط تغییرات جزئی نظیر آنیل محل اتصال یا

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

آزادسازی جزئی تنش های حرارتی ایجاد شده در حین سرد کردن را تحت تأثیر قرار می دهد. این مرحله ویژگی های مشابهی در فرایندهای لحیم کاری سخت و نرم دارد.



شکل 3-3: پارامترهای خارجی مؤثر در هر مرحله فرایند لحیم کاری [12].

فرایند لحیم کاری بدون استفاده از مواد پرکننده در خلأ در بازه  $10^{-6}$  -  $10^{-4}$  torr و با اعمال فشار بر روی سطوح اتصال بر روی سوپرآلیاژهای پایه نیکل که تمایل به اکسیداسیون بالایی در دماهای بالا دارند نیز انجام می شود. از فرایند لحیم کاری دما بالا در صنایع هوافضا به منظور انجام تعمیرات بر روی قطعات ثابت نظیر پره های توربین، پوسته ها و محفظه های احتراق استفاده می شود. اما با این وجود، تعمیر قسمت های تحت تنش بالا با استفاده از لحیم کاری در چنین قطعاتی، به دلیل عدم وجود اطمینان از پرشدن کامل محل عیب، توصیه نمی گردد. دستیابی به یک اتصال لحیم سالم نیازمند توجه به موارد ذیل می باشد:

- خصوصیات فلز پایه
- خصوصیات فلز پرکننده
- آماده سازی مناسب سطوح اتصال
- طراحی مناسب فاصله اتصال
- دما
- زمان



### روش های مختلف لحیم کاری

در حین فرایند لحیم کاری، اثر موینگی مؤثر که جهت اتصال ضروری می باشد، به میزان زیادی به انتقال مؤثر حرارت از منبع حرارت به محل اتصال بستگی دارد. اندازه قطعات، نرخ و حجم تولید بر انتخاب منبع حرارت دهی مؤثر است. عوامل دیگری که به هنگام انتخاب روش حرارت دهی باید در نظر گرفته شود عبارت هستند از: نرخ حرارت دهی، شیب حرارتی و نرخ سرمایش که هر یک می تواند بر اساس نوع روش حرارت دهی تا حدود زیادی متفاوت باشند [22].

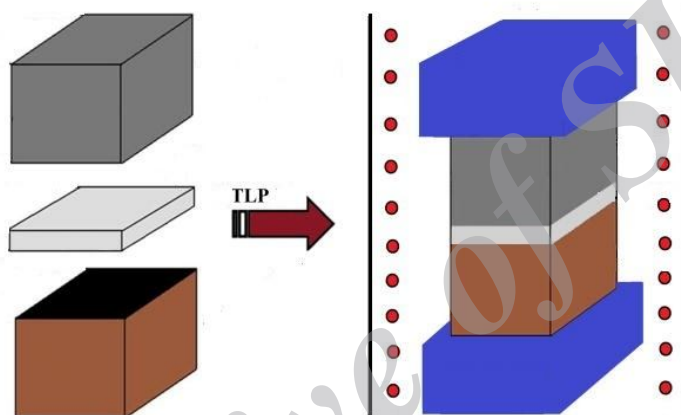
برخی از روش های معمول لحیم کاری عبارت هستند از [22]:

- لحیم کاری شعله ای<sup>1</sup>
- لحیم کاری در داخل کوره
- لحیم کاری القایی
- لحیم کاری مقاومتی
- لحیم کاری غوطه وری<sup>2</sup>
- لحیم کاری با فاصله اتصال زیاد<sup>3</sup>

### 3-5- روش فاز مایع گذرا

در روش فاز مایع گذرا از یک آلیاژ اتصال دهنده با ترکیب شیمیایی نزدیک به ترکیب فلز پایه که مقداری عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب<sup>4</sup> (MPD) به آن اضافه شده است، استفاده می گردد. سپس مجموعه در اتمسفر کنترل شده تا دمایی مابین دمای ذوب فلز پایه و اتصال دهنده حرارت داده می شود تا آلیاژ اتصال دهنده ذوب شده و اتصال برقرار گردد. در این دما، در اثر نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به منطقه ذوب و بالعکس، ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال به ترکیب فلز پایه نزدیک خواهد شد. همچنین در اثر نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب به داخل فلز پایه، دمای حد جامد ناحیه اتصال بالا رفته و لذا می توان از اتصال ایجاد شده در دمایی بالاتر از دمای اتصال دهی استفاده کرد. از آنجا که این روش موضوع بحث اصلی در این گزارش است، در فصل بعد به تفصیل به آن پرداخته خواهد شد [22 و 25].

<sup>1</sup>Torch Brazing  
<sup>2</sup>Dip Brazing  
<sup>3</sup>Wide-gap Brazing  
<sup>4</sup>Melting Point Depressant



فصل چهارم:  
اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا (TLP)



#### 1-4- مقدمه

روش فاز مایع گذرا<sup>1</sup> (TLP) نوعی فرآیند اتصال دهی قطعات فلزی و سرامیکی است که برای اولین بار در سال 1971 برای بهبود خواص اتصالی سوپرآلیاژهای پایه نیکل و غلبه بر مشکلات موجود حین جوشکاری این خانواده از آلیاژها ابداع گردیده است [26]. در این روش لایه‌ای از آلیاژ اتصال‌دهنده در فاصله بین دو قطعه، که قرار است به یکدیگر متصل گردند، ذوب گردیده و با نفوذ عناصر از آلیاژ اتصال‌دهنده به داخل فلز پایه و بالعکس، اتصال میان دو قطعه برقرار می‌شود. مزیت اصلی فرآیند TLP این است که اتصال ایجاد شده از دمای ذوب بالاتری نسبت به دمای فرآیند اتصال‌دهی برخوردار است لذا این امکان وجود دارد که قطعه بعد از انجام فرآیند اتصال‌دهی در دمای بالاتری مورد استفاده قرار گیرد. این روش از نظر ماهیتی مابین دو روش لحیم کاری و جوش کاری نفوذی قرار می‌گیرد و از این حیث گاهی لحیم کاری نفوذی<sup>2</sup> نیز نامیده می‌شود. بایستی توجه داشت که این فرایند با فرآیند اتصال‌دهی نفوذی، که تماماً در حالت جامد انجام می‌پذیرد، متفاوت است.

#### 2-4- اصول فرایند TLP

در روش TLP یک لایه یا چندلایه از ماده اتصال‌دهنده<sup>3</sup> مابین دو قطعه از فلز پایه قرار داده می‌شود. آلیاژ اتصال‌دهنده ترکیب شیمیایی نزدیک به فلز پایه را دارد با این تفاوت که به آن عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب<sup>4</sup>، همانند بور، سیلیسیم و غیره، اضافه گردیده است. ترکیب شیمیایی این آلیاژ معمولاً به گونه‌ای انتخاب می‌گردد که دمای ذوب آن به‌طور قابل توجهی پایین‌تر از دمای ذوب فلز پایه باشد. سپس مجموعه تا دمایی مابین دمای ذوب آلیاژ اتصال‌دهنده و فلز پایه گرم می‌گردد تا ماده اتصال‌دهنده ذوب شده و لایه‌ای از مذاب مابین دو سطح فلز پایه قرار گیرد. به‌طور کلی هر فرآیند TLP شامل مراحل زیر است [25]:

- 1- قرار دادن ماده اتصال‌دهنده در بین قطعات
- 2- حرارت دهی مجموعه برای ایجاد فاز مایع در منطقه اتصال
- 3- نگهداری مجموعه در دمای اتصال‌دهی تا هنگامی که منطقه اتصال به‌صورت هم‌دم در اثر نفوذ عناصر آلیاژی منجمد گردد.

<sup>1</sup>Transient liquid phase bonding

<sup>2</sup> Diffusion brazing

<sup>3</sup>Interlayer

<sup>4</sup>melting point depressant



#### 4 – همگن سازی اتصال ایجاد شده در دمای مناسب

با ذوب شدن آلیاژ اتصال دهنده و نفوذ عناصر موجود از آلیاژ اتصال دهنده به فلز پایه و بالعکس، اتصال میان دو قطعه ایجاد می شود. به طور کلی، مراحل ایجاد اتصال بین دو قطعه را می توان به سه مرحله مجزای زیر تقسیم نمود [25, 27, 28].

##### مرحله اول: ذوب سطحی فلز پایه

در این مرحله به علت غنی بودن مذاب لحیم از عناصر آلیاژی، این عناصر از داخل مذاب به داخل شبکه فلز پایه نفوذ کرده و باعث کاهش دمای حد مایع در فلز پایه می گردد. میزان کاهش دما به پروفیل غلظتی عناصر آلیاژ پایه بستگی دارد. در نتیجه این پدیده، مقداری از فلز پایه در مجاورت منطقه اتصال ذوب گشته و در داخل فاز مایع حل می شود. این مرحله تا هنگامی که ترکیب شیمیایی فلز پایه جامد و آلیاژ لحیم مذاب مجاور هم به ترتیب به دمای تعادلی مابین مذاب و جامد مجاور هم برسد ادامه خواهد یافت. به عبارت دیگر، این مرحله هنگامی که تعادل موضعی میان دو فاز مجاور هم برقرار گردد ادامه خواهد یافت. این پدیده ذوب معکوس<sup>1</sup> نامیده می شود. از آنجایی که ایجاد تعادل موضعی نیازمند نفوذ در فواصل طولانی نیست و همچنین فرآیند نفوذ در فاز مایع بسیار سریع انجام می شود لذا این مرحله خیلی زود به پایان می رسد.

##### مرحله دوم: انجماد هم دما<sup>2</sup>

در این مرحله، عناصر آلیاژی موجود در فلز اتصال دهنده (عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب) از درون مذاب اتصال دهنده به داخل فلز پایه در دما و پروفیل غلظتی ثابت نفوذ می کنند. با نفوذ عناصر از ماده لحیم به داخل فلز پایه و تهی شدن منطقه اتصال از عناصر آلیاژی، نقطه ذوب در این ناحیه افزایش یافته و انجماد هم دما<sup>3</sup> آغاز می گردد. این نوع انجماد، به این علت انجماد هم دما نامیده می شود که دما در منطقه اتصال ثابت است و دمای حد مایع و حد جامد افزایش می یابد. این مرحله به وسیله نفوذ عناصر در فواصل طولانی در داخل جامد کنترل می گردد لذا نیازمند زمان زیادی است. این فرآیند تا هنگامی که تمامی

<sup>1</sup>Back melting

<sup>2</sup>Isothermal solidification

<sup>3</sup>Isothermal Solidification



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

ماده لحیم منجمد گردد ادامه می یابد. در این هنگام فرایند اتصال به پایان رسیده است. اتصال ایجاد شده در این حالت دارای نقطه ذوب بالاتری نسبت به مواد لحیم اولیه می باشد. مرحله انجماد همدمای مرحله ای مهم در تعیین خواص نهایی اتصال است. در این مرحله و با پیشرفت جبهه انجماد محلول جامد ۲ در منطقه اتصال تشکیل می گردد. اگر این مرحله به صورت کامل انجام شود با نفوذ عناصر آلیاژی، که تمایل زیادی به ایجاد ترکیبات بین فلزی در منطقه لحیم را دارند، از ایجاد ترکیبات مضر در ناحیه اتصال جلوگیری می شود. در واقع پس از پایان این مرحله، ریزساختار ناحیه اتصال تماماً شامل محلول جامد ۲ خواهد بود. در صورتی که زمان کافی برای اتمام مرحله انجماد همدمای وجود نداشته باشد، مذاب باقیمانده در ناحیه مرکزی اتصال به صورت یوتکتیکی منجمد شده و برخی ترکیبات بین فلزی در منطقه میانی تشکیل می شوند.

#### مرحله سوم: همگن سازی

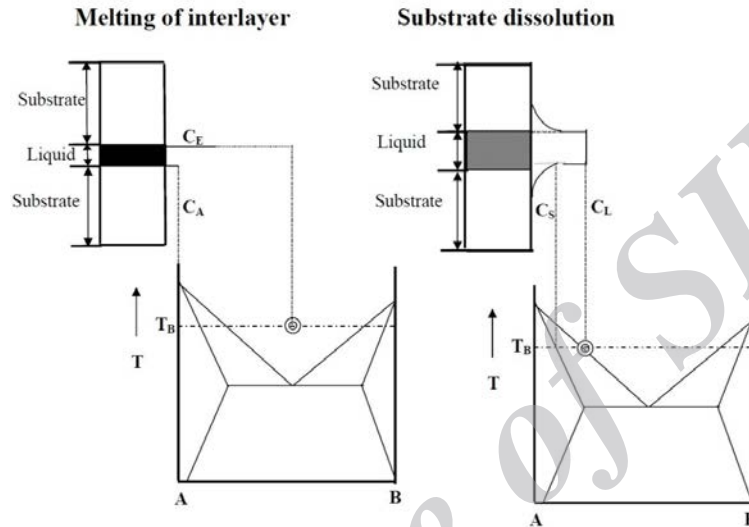
اتصال ایجاد شده، در صورت نیاز، تحت عملیات حرارتی همگن سازی قرار می گیرد. عملیات حرارتی همگن سازی، در بسیاری از موارد، بر روی قطعات اتصال یافته به روش TLP انجام می گردد. عملیات همگن سازی می تواند با افزایش زمان فرآیند TLP صورت پذیرد و یا در زمان مجزای دیگری انجام شود. اگر ماده ای که عملیات بر روی آن انجام می گردد حساس باشد عملیات همگن سازی می تواند در دماهای پایین تری انجام شود. در هر دو حالت، توزیع عناصر آلیاژی در اتصال ایجاد شده همگن می گردد تا پیک های مربوط به آنها به خصوص در مرکز اتصال یکنواخت گردد. هنگامی که غلظت عناصر آلیاژی در اتصال پایین تر از حد حلالیت آنها در دمای اتاق باشد می توان انتظار داشت که ترکیبات بین فلزی شکننده در اتصال در طول زمان ایجاد نمی گردد.

اگر اتصال ایجاد شده در زمان و دمای مناسبی همگن سازی شود، شیب غلظتی در داخل آن باقی نمی ماند و دمای ذوب آن از ماده اولیه استفاده شده بالاتر خواهد بود. زمان و دمای مناسب عملیات همگن سازی اگرچه به وسیله زمان لازم برای از بین بردن تغییرات غلظتی تعیین می گردد ولی در عمل با استفاده از میزان استحکام مورد نیاز اتصال و همچنین ملاحظات اقتصادی مشخص می شود. دمای ذوب اتصال ایجاد شده معمولاً چند صد درجه سانتیگراد بالاتر از دمای ذوب ماده اولیه است و در مواردی که از فلزات دیرگداز، همانند Ir, Mo, Nb, Os, Re, Ta or W، به عنوان ماده اولیه استفاده شده باشد و یا هنگامی که از فلزات با نقطه ذوب پایین، همانند Al, Ga, In, Mg, Pb, Sb, Sn, or Zn، به

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

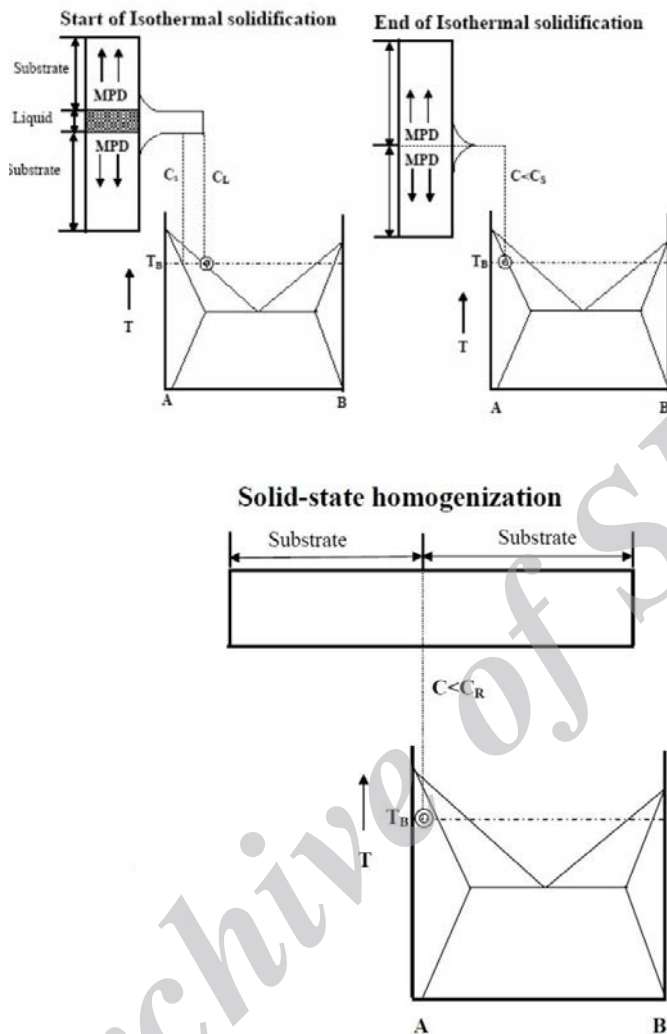
عنوان ماده لحیم استفاده شده باشد می تواند تا  $1000^{\circ}\text{C}$  بالاتر از دمای ذوب ماده اتصال دهنده اولیه مورد استفاده باشد [25].

شکل های 1-4 و 2-4 مراحل ذکر شده را به صورت شماتیک نشان می دهند:



شکل 1-4- تغییرات غلظتی در مرحله ذوب و حل شدن فلز پایه در فرآیند TLP [25].





شکل 4-2- تغییرات غلظتی در مراحل انجماد هم‌دما و همگن‌سازی در فرآیند TLP [25].

### 3-4- انواع روش‌های اتصال‌دهی TLP

روش‌های متنوعی در اتصال‌دهی TLP وجود دارد که در زیر به برخی از آنها اشاره می‌گردد.

#### - اتصال TLP در حضور شیب حرارتی<sup>1</sup>

در این روش، اتصال‌دهی در حضور یک شیب حرارتی انجام می‌شود. حضور شیب حرارتی باعث ایجاد فصل مشترک ناصاف شده که نهایتاً استحکام اتصال را بالا می‌برد [27].

<sup>1</sup>Temperature gradient TLP bonding



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

#### - اتصال TLP عریض<sup>1</sup>

در این حالت شکاف یا فاصله بین دو فلز پایه بین 100 تا 500 میکرومتر است. در این حالت اتصال می-تواند هم در حالت پرکننده جامد و یا مذاب انجام گیرد [29, 30].

#### - اتصال TLP فعال<sup>2</sup>

در این روش، دو ماده پایه سرامیکی و فلزی با استفاده از چندلایه پرکننده به یکدیگر متصل می-گردند. حداقل یکی از اجزا پرکننده با سرامیک واکنش داده و جزء دیگر به داخل فلز نفوذ می-کند [25].

#### - اتصال دهی TLP جزئی<sup>3</sup>

از این روش عمدتاً برای اتصال دهی قطعات سرامیکی استفاده می-گردد [25].

#### 4-4- تحولات ریزساختاری در اتصالات TLP

شکل 3-4 ریزساختار ایجاد شده در ناحیه اتصال TLP سوپر آلیاژ پایه نیکل را، که به وسیله میکروسکوپ الکترونی تهیه شده است نشان می-دهد. همان طور که بر روی شکل نیز مشخص شده است سه منطقه کاملاً مجزا در اتصال وجود دارد:

1 - منطقه انجمادی مستقل از دما<sup>4</sup> (ASZ)

2 - منطقه انجمادی هم-دما<sup>5</sup> (ISZ)

3 - منطقه متأثر از نفوذ<sup>6</sup> (DAZ)

<sup>1</sup>Wide-gap TLP bonding

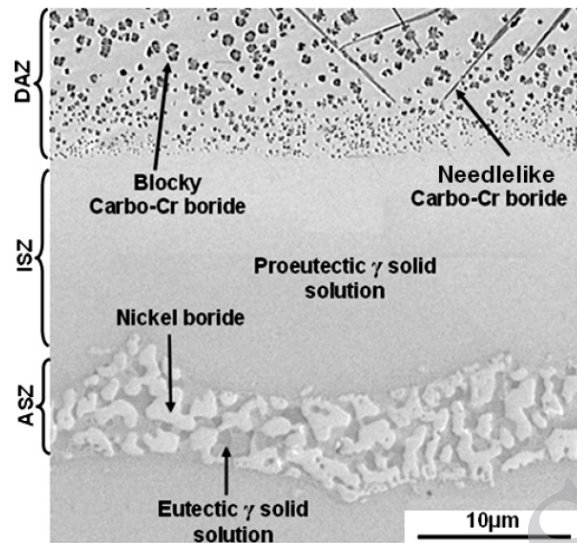
<sup>2</sup>Active TLP bonding

<sup>3</sup>Partial TLP bonding

<sup>4</sup>Athermally Solidified Zone

<sup>5</sup>Isothermally Solidified Zone

<sup>6</sup>Diffusion Affected Zone



شکل 4-3- تصویر میکروسکوپ الکترونی از یک نمونه اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل [31].

همان طور که در بخش های پیشین نیز اشاره شد، در حین فرآیند اتصال دهی، ماده لحیم ذوب شده و مقداری از فلز پایه را نیز ذوب کرده و در خود حل می کند. از آنجا که سرعت نفوذ در فاز مایع بسیار بیشتر از فاز جامد است، بنابراین فرض می شود که فاز مایع با حل کردن مقداری از عناصر آلیاژی موجود در فلز پایه به طور سریع به ترکیب تعادلی با فاز جامد مجاور برسد. این مرحله بسیار سریع تر از نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب (MPD)، همانند B و Si، به داخل ساختار فلز پایه انجام می شود. پس از به تعادل رسیدن مذاب با جامد، نفوذ عناصر MPD کنترل کننده نرخ فرآیند خواهد بود. با نفوذ این عناصر به داخل شبکه فاز جامد، ترکیب مذاب لحیم از این عناصر تهی گشته، بنابراین دمای حد مایع آن افزایش می یابد. هنگامی که دمای حد مایع مذاب از دمای فرآیند بالاتر رود مرحله انجماد هم دما آغاز می گردد. با گذشت زمان و نفوذ بیشتر این عناصر به داخل فاز جامد، منطقه انجماد یافته از فصل مشترک به سمت مرکز ناحیه اتصال گسترش می یابد. در حین انجماد هم دما، پس زده شدن عناصر آلیاژی از فاز جامد به داخل مذاب وجود ندارد لذا ساختار فاز جامد شامل محلول جامد  $\gamma$  بوده (منطقه ISZ در شکل 4-3) و فازهای دیگر تشکیل نمی شوند. در شرایطی که زمان لازم برای اتمام فرآیند انجماد هم دما وجود نداشته باشد، مذاب باقیمانده در ناحیه میانی منطقه اتصال به صورت یوتکتیک (منطقه ASZ در شکل 4-3) منجمد می گردد [31-33].

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

ترکیب شیمیایی مناطق ISZ و ASZ نشان داده شده در شکل 3-4 در جدول 1-4 آورده شده است. از آنجا که عناصری همانند Cr، Co، Al، و Ti در ترکیب مواد لحیم اولیه (Ni-4.5Si-3.2B) وجود نداشته‌اند، وجود آنها در منطقه اتصال بیانگر حل شدن فلز پایه در فاز مذاب در حین فرآیند است.

جدول 1-4- ترکیب شیمیایی مناطق ISZ و ASZ ناحیه اتصال نشان داده شده در شکل 3-4 [31].

Element	ISZ	ASZ	
	Proeutectic $\gamma$ -solid solution	Nickel rich boride phase	Eutectic $\gamma$ -solid solution
Ni	74.03	76.32	73.14
Cr	15.43	8.91	16.12
W	0.82	0.50	0.54
Co	1.60	2.04	1.59
Ti	1.23	2.01	1.77
Al	1.31	1.22	1.00
Mo	0.23	0.19	-
Si	5.35	8.81	5.84

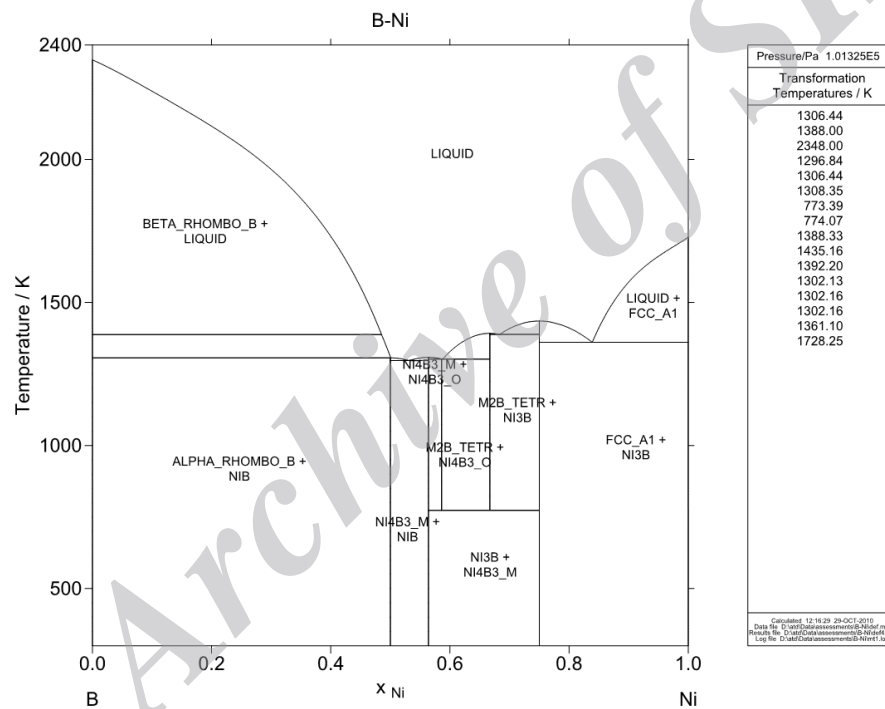
منطقه DAZ، در شکل 3-4، ناحیه‌ای از فلز پایه است که تحت تأثیر نفوذ عناصری همانند B و Si در حین فرآیند قرار گرفته است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود ریزساختار این منطقه شامل رسوبات بورایدی غنی از کروم که دارای دو مورفولوژی سوزنی و بلوکی هستند می‌باشد. به علت ضریب نفوذ بالای بور و حلالیت کم آن در نیکل و همچنین تمایل بالای بور به ایجاد ترکیبات بین فلزی با کروم با نفوذ بور به داخل ساختار فلز پایه، این ترکیبات بین فلزی ایجاد شده‌اند.

تصویر میکروسکوپی شکل 3-4 نشان می‌دهد که منطقه ASZ در وسط ناحیه اتصال شامل دو فاز مجزا است. آنالیز EDS از این منطقه وجود بورایدی غنی از نیکل را به همراه فاز  $\gamma$  نشان داده است [31]. ریزساختار ایجاد شده در منطقه ASZ ناحیه اتصال بسیار شبیه به ریزساختار انجماد یوتکتیکی یک آلیاژ دوتایی است. به علت انرژی بالای فصل مشترک بین دو فاز بورایدی غنی از نیکل و محلول جامد  $\gamma$ ، نیروی محرکه بالایی برای انجماد همزمان این دو فاز در طی یک تحول یوتکتیکی نیاز است. Tung و همکارانش [34] با بررسی تحولات ریزساختاری در اتصال TLP در آلیاژ Ni-270 با استفاده از آلیاژ اتصال‌دهنده BNi-4 دریافتند که سرعت‌های انجماد پایین (سرد شدن در کوره)، باعث ترغیب تشکیل فاز یوتکتیکی در خط مرکزی منطقه اتصال، به‌واسطه فراهم آوردن نیروی محرکه لازم، می‌گردد.

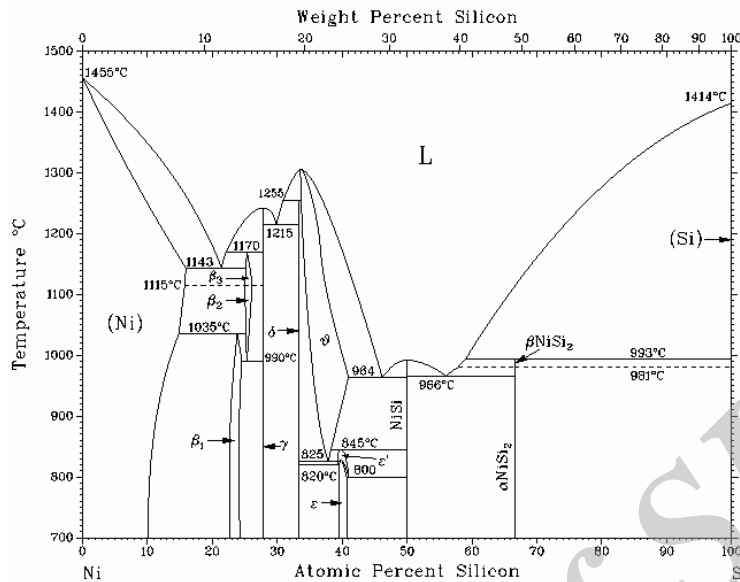
همانند دیگر تحولات انجمادی معمول که در آنها کاهش دما نیروی محرکه لازم را برای انجماد و دیگر تحولات ریزساختاری فراهم می‌کند، ریزساختار در منطقه ASZ نیز توسط تحول‌های انجمادی مرتبط به

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

یکدیگر تعیین می گردد. انجماد در ناحیه اتصال با شکل گیری دندریته های فاز اولیه  $\gamma$  در منطقه ISZ آغاز می گردد. این دندریته ها از فصل مشترک جامد-مایع به سمت خط مرکزی ناحیه اتصال رشد می کنند. در منطقه ASZ در حین انجماد فاز  $\gamma$ ، عناصر آلیاژی از داخل محلول جامد  $\gamma$  پس زده شده و فازهای بورایدی در مناطق بین فازهای  $\gamma$  تشکیل می شوند. لازم به ذکر است که میزان حلالیت بور در نیکل 0.3 at.% (با توجه دیگرام فازی Ni-B شکل 4-4) بسیار کمتر از حلالیت سیلیسیم در نیکل (15 at.% شکل 4-5)، است [35]. همچنین ضریب جدایش بور در نیکل (تقریباً 0.008) بسیار کمتر از ضریب جدایش سیلیسیم در نیکل (تقریباً 0.8) است.



شکل 4-4- دیگرام فازی Ni-B [35].



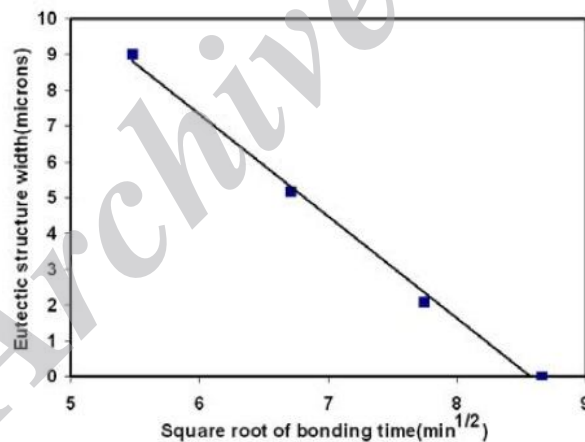
شکل 4-5- دیاگرام فازی [35]Ni- Si.

از آنجا که فازهای بورایدی تشکیل شده فاقد عنصر سیلیسیم می باشند، مذاب باقی مانده در مرکز ناحیه اتصال از این عنصر غنی می گردد. با غنی شدن مذاب از عنصر سیلیسیم، در مرحله پایانی، یوتکتیک سه-تایی فاز ۲- بوراید نیکل - سیلیسید نیکل تشکیل می شود [36]. Johnson [37] نشان داد در صورتی که مقدار عنصر بور در مواد اتصال دهنده پایین باشد یوتکتیک سه تایی در این مرحله تشکیل نمی شود. علت این امر ناکافی بودن فاز بورایدی برای پس زدن عنصر سیلیسیم به داخل مذاب به مقادیری بالاتر از حد حلالیت سیلیسیم در فاز ۲ است.

فازهای یوتکتیکی ایجاد شده باعث کاهش انعطاف پذیری در اتصال نهایی می گردند. این فازها علاوه بر کاهش انعطاف پذیری، مقاومت در مقابل خوردگی و اکسیداسیون اتصال ایجاد شده را نیز کاهش می دهند. همچنین به واسطه حضور این فازها در منطقه ASZ دمای کاری اتصال نیز به علت جدایش بور در منطقه یوتکتیک مرکزی کاهش می یابد. در نتیجه عملیات حرارتی بعدی جهت همگن سازی توزیع عنصر بور و تسهیل شرایط برای نفوذ و پخش شدن این عنصر در داخل ساختار می بایست در دماهای پائین تری و زمان های بیشتری جهت جلوگیری از ذوب شدن مناطق بین دندریتی صورت گیرد که خود باعث افزایش هزینه های تمام شده می گردد. محدودیت ذکر شده را می توان با انتخاب مناسب زمان اتصال به گونه ای که منطقه ASZ از ابتدا تشکیل نگردد مرتفع کرد.

#### 4-4-1- اثر زمان اتصال بر ریزساختار

ریزساختار حاصله از فرآیند، که خواص نهایی اتصال را تعیین می کند بسیار متأثر از نفوذ عناصر کاهش- دهنده دمای ذوب در حالت جامد، مابین ماده لحیم و فلز پایه است بنابراین کاملاً به زمان اتصال دهی وابسته است. شکل 4-6 پهنای ناحیه یوتکتیکی ایجاد شده را بر حسب تابعی از زمان در اتصال سوپر آلیاژ GTD-111 (Ni62-Cr13.5-Co9.5-Ti5-W4-Al3.3-Ta2.7) با استفاده از فویل اتصال دهنده MBF30 نشان می دهد. همان طور که در این شکل ملاحظه می شود عرض ناحیه یوتکتیکی مرکزی با افزایش زمان انجماد به صورت خطی کاهش یافته است و در زمان حدوداً 75 دقیقه به صفر رسیده است. البته می بایست توجه داشت که دمای فرآیند و عرض ناحیه اتصال نقش قابل توجهی بر روی پدیده نفوذ داشته و لذا بر روی زمان انجماد مؤثر هستند. با توجه به موارد ذکر شده در هر فرآیند اتصال TLP زمان  $t_{ISZ}$  زمانی است که فرآیند انجماد هم دما در آن زمان کامل می گردد. اگر زمان اتصال دهی کوتاه تر از زمان  $t_{ISZ}$  باشد ترکیبات بین فلزی و فازهای یوتکتیکی شکل گرفته در منطقه اتصال باعث کاهش استحکام برشی، انعطاف پذیری و خواص خوردگی محصول می گردند [31].



شکل 4-6- پهنای ناحیه یوتکتیکی بر حسب تابعی از زمان در اتصال GTD-111 / MBF30 / GTD-

[31]111.

چند مدل ریاضی برای پیش بینی زمان انجماد هم دما در فرآیند TLP بر اساس سرعت نفوذ در درون ساختار ارائه شده است [38-40]. به طور عمومی، زمان فرآیند انجماد هم دما را می توان به طور تقریبی با استفاده از رابطه زیر محاسبه نمود:

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

در این رابطه  $\gamma$  یک پارامتر بدون بعد می باشد که با استفاده از معادله زیر محاسبه می شود:

$$\frac{C_\alpha - C_m}{C_\beta - C_\alpha} = \gamma \sqrt{\pi} \exp(\gamma^2) (1 + \operatorname{erf} \gamma) \quad (2-4)$$

در این رابطه  $C_\beta$  و  $C_\alpha$  به ترتیب غلظت های تعادلی عناصر کاهش دهنده دمای ذوب (MPD) فازهای جامد و مایع در فصل مشترک انتقالی و  $C_m$  غلظت اولیه عناصر MPD در آلیاژ فلز پایه و  $2h$  حداکثر پهنای فلز لحیم قرار داده شده در فصل مشترک  $L/S$  در شرایط تعادلی می باشد. با توجه به رابطه (1-4) با افزایش ضخامت ناحیه اتصال و کاهش ضریب نفوذ، زمان لازم برای تکمیل مرحله انجماد همدمای افزایش می یابد.

#### 2-4-4- اثر دمای اتصال بر ریزساختار

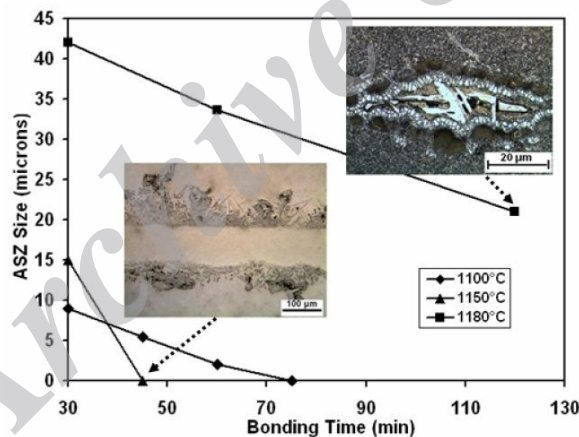
دمای فرآیند بر روی تشکیل یا عدم تشکیل و همچنین مورفولوژی هر سه منطقه ایجاد شده در اتصال TLP مؤثر است. از آنجا که انجماد همدمای به وسیله نفوذ عناصر در فاز جامد انجام می پذیرد، ممکن است تصور شود که افزایش دما می تواند باعث افزایش سرعت نفوذ و در نتیجه کاهش زمان انجماد همدمای گردد. نتایج تحقیقات بسیاری از محققین در این زمینه [33، 41-52] نشان داده است که دمای بهینه ای وجود دارد که در آن دما انجماد همدمای در کوتاه ترین زمان به پایان می رسد. همان طور که در قسمت قبل بحث شد، رفتار انجمادی منطقه ASZ با تشکیل فاز  $\gamma$  و پس زدن عنصر بور و لذا تشکیل فازهای بورایدی کنترل می گردد. با افزایش دمای اتصال دهی رفتار انجمادی بیشتر به وسیله جدایش عناصر آلیاژی فلز پایه همانند Ti، Cr و Al کنترل خواهد شد [41، 44]. به عبارت دیگر، نفوذ بیشتر عناصر آلیاژی اصلی از فلز پایه به سمت ناحیه اتصال، عامل اصلی تعیین کننده تغییرات ریزساختاری در منطقه ASZ خواهد بود. نشان داده شده است که در اثر جدایش برخی عناصر آلیاژی اصلی به خصوص Ti در حین انجماد غیر تعادلی، فازهای یوتکتیک  $\gamma$ - $\gamma'$  در ناحیه اتصال ایجاد خواهد شد [48]. میزان عناصری همانند Cr، Mo و W در فاز  $\gamma'$  بسیار اندک است لذا این عناصر در یوتکتیک  $\gamma$ - $\gamma'$  حضور نخواهند داشت [49]. این موضوع باعث می شود که مذاب باقیمانده، از این عناصر که تمایل زیادی به واکنش با بور و تشکیل فازهای بورایدی دارند، غنی گردد، بنابراین فازهای بورایدی در داخل مذاب باقیمانده ایجاد خواهند شد. این فازها در انجماد نهایی در مرکز ناحیه اتصال ظاهر شده و باعث افت خواص اتصال می شوند.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

شکل 4-7 اثر زمان فرآیند اتصال دهی را بر روی پهنای منطقه ASZ در سه دمای لحیم کاری مختلف و همچنین زمان لازم برای اتمام انجماد هم‌دما نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل مذکور مشاهده می‌شود افزایش زمان اتصال دهی، پهنای منطقه ASZ را کاهش می‌دهد. اگرچه انتظار می‌رود که با افزایش دمای اتصال دهی، زمان فرآیند به علت افزایش سرعت نفوذ کاهش یابد اما همان‌طور که ملاحظه می‌گردد با افزایش بیش از حد دما، زمان تکمیل انجماد هم‌دما بسیار زیاد شده و یا حتی این مرحله کامل نمی‌گردد.

انجماد هم‌دما هنگامی کامل می‌گردد که دمای حد جامد منطقه میانی ناحیه اتصال به دمای فرآیند اتصال دهی برسد. از آنجا که ضریب جدایش عنصر تیتانیوم در نیکل کوچک‌تر از 1 است لذا با افزایش درصد تیتانیوم در فاز مایع، دمای حد جامد آن کاهش می‌یابد. همچنین به دلیل ضریب نفوذ پایین Ti در Ni، با افزایش دمای اتصال، زمان لازم برای رسیدن دما در منطقه میانی به دمای حد جامد افزایش یافته و لذا زمان مرحله انجماد هم‌دما افزایش می‌یابد [41، 52].



شکل 4-7- تغییرات پهنای منطقه ASZ برحسب زمان اتصال دهی در سه دمای مختلف فرآیند در سوپر آلیاژ

GTD-111 اتصال داده شده به وسیله Ni-Si-B [41].

در تحقیق انجام شده توسط پورانوری و همکارانش [53] نشان داده شد که رسوبات ایجاد شده در منطقه DAZ نیز بسیار متأثر از دمای اتصال دهی می‌باشند. در آزمایش‌های این محققین بر روی یک نمونه سوپرآلیاژ پایه نیکل اتصال داده شده به وسیله آلیاژ حاوی عناصر بور و سیلیسیم مشاهده شده است که درصد رسوبات بورایدی شکل گرفته در منطقه DAZ با افزایش دمای اتصال دهی کاهش یافته و به تدریج



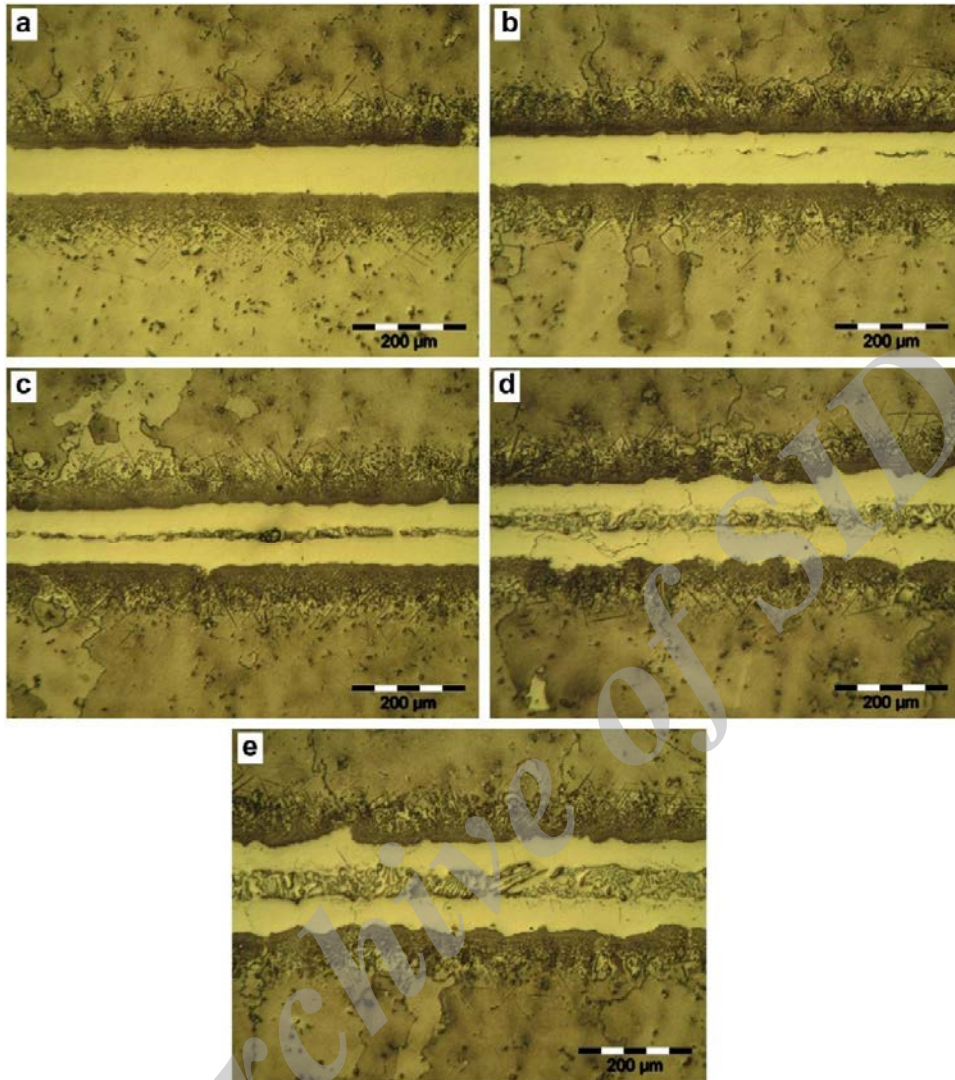
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

و با افزایش بیشتر دما از ساختار محو گردیده اند. این محققین علت این امر را نفوذ بیشتر عنصر بور در دماهای بالاتر و پخش شدن آنها در داخل ساختار بیان کرده اند.

#### 4-4-3- اثر ضخامت ماده لحیم بر ریزساختار

با افزایش ضخامت لایه اتصال دهنده مسافت نفوذ بیشتر شده و از آنجا که زمان نفوذ با توان دوم مسافت ارتباط مستقیم دارد بنابراین انتظار می رود که با افزایش ضخامت لایه اتصال دهنده، زمان لازم برای اتمام فرآیند انجماد هم دما افزایش یابد. جلیلود و همکارانش [54] اثر ضخامت های مختلف لایه اتصال دهنده را بر روی ریزساختار سوپرآلیاژ IN 738 با استفاده از آلیاژ اتصال دهنده BNi-1a به صورت پودر در 5 ضخامت مختلف، در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و به مدت 60 دقیقه بررسی کردند (شکل 4-8). نتایج این تحقیقات نشان داده است که با افزایش ضخامت لایه اتصال دهنده به بیش از یک مقدار بحرانی (در زمان یکسان اتصال دهی) فازهای یوتکتیکی در مرکز ناحیه اتصال تشکیل شده و با افزایش بیشتر ضخامت لایه فاز یوتکتیک ایجاد شده دارای پیوستگی بیشتر و متراکم تر خواهند شد. نتایج مشابهی توسط BOSCO و Zok [55] و بختیاری و اکرامی [56] در ارتباط با ضخامت لایه پرکننده گزارش شده است. BOSCO و Zok علاوه بر تشکیل منطقه یوتکتیکی، ایجاد حفرات در ناحیه اتصال را نیز در ضخامت های لایه اتصال دهنده بیشتر از ضخامت بحرانی گزارش کرده اند.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



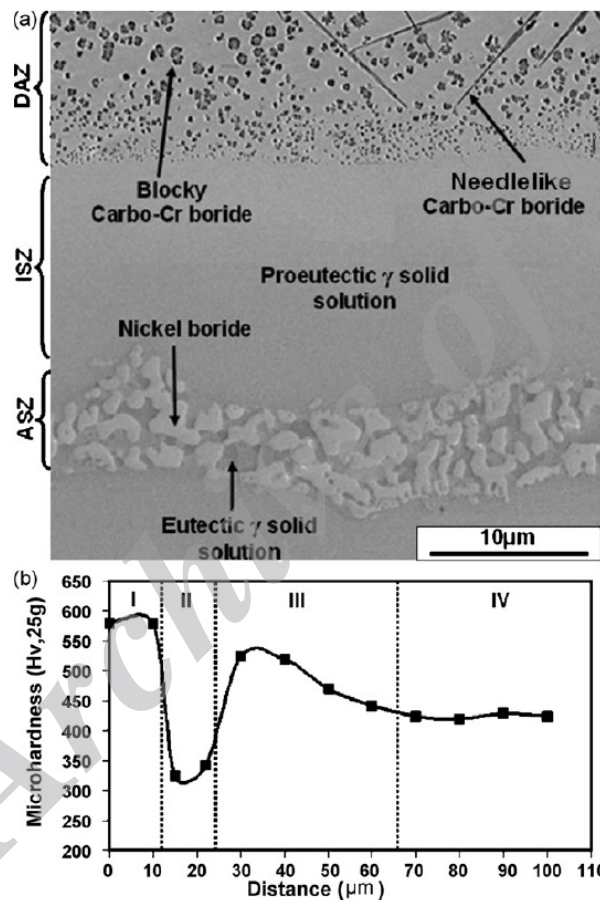
شکل 4-8- ریزساختار ناحیه اتصال سوپر آلیاژ IN 738 لحیم کاری شده با استفاده از آلیاژ AMS 4776 (BNi-1a) در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و به مدت 60 دقیقه در پنج ضخامت مختلف ماده لحیم پودری شکل، (a)  $60\mu\text{m}$ ، (b)  $70\mu\text{m}$  (c)  $85\mu\text{m}$  (d)  $105\mu\text{m}$  (e)  $120\mu\text{m}$  [54]

#### 4-5- خواص مکانیکی اتصالات TLP

سوپر آلیاژهای پایه نیکل ترکیب مناسبی از استحکام و خوردگی در دمای بالا به همراه مقاومت خوب در مقابل خزش و خستگی در دماهای بالا را دارا هستند. در روش های اتصال دهی این خانواده از آلیاژها، ایجاد فازهای بین فلزی در ناحیه اتصال عموماً نامطلوب بوده و باعث افت خواص مذکور می گردد [52]. [57, 58].

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

همان طور که ذکر شد، ریزساختار ناحیه اتصال، به طور کلی، شامل سه منطقه انجماد هم‌دما (ISZ)، منطقه انجماد مستقل از دما (ASZ) و ناحیه متأثر از نفوذ DAZ می‌باشد (شکل 3-4). شکل 4-9 تغییرات سختی در سه منطقه ذکر شده در اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به وسیله فویل آمورف Ni-Si-B را به همراه سختی فلز پایه نشان می‌دهد. مناطق I، II، III و IV به ترتیب بیانگر مناطق ASZ، ISZ، DAZ و فلز پایه هستند.



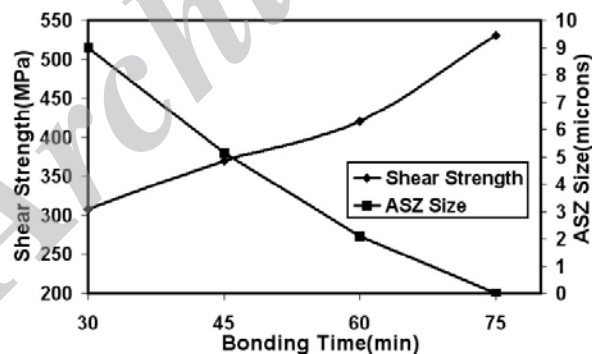
شکل 4-9- تغییرات سختی در چهار منطقه (I ASZ، II ISZ، III DAZ و IV فلز پایه در اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به وسیله فویل آمورف [43].Ni-Si-B.

نتایج میکروسختی می‌تواند معیاری مناسب جهت بررسی کمی خواص هرکدام از سه منطقه ذکر شده باشد. سختی مناطق مختلف بیانگر اثر رسوب فازهای ثانویه و همچنین نشانگر میزان اثر فرآیند همگن-سازی بر روی خواص مکانیکی ناحیه اتصال است. سختی بالای مشاهده شده در منطقه (I) به علت وجود

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

فازهای یوتکتیکی، که شامل بورایدهای سخت و شکننده نیکل هستند، می باشد. سختی پایین تر منطقه (II) نسبت به فلز پایه به علت درصد کمتر عناصر استحکام بخش مانند Co در این منطقه در مقایسه با پایه و لذا کمتر بودن درصد فاز استحکام بخش  $\gamma$  است. سختی بالای مشاهده شده در منطقه (III) نیز به علت وجود رسوبات کربو - بورایدی با سختی بالاست [59].

شکل 4-10 تغییرات استحکام برشی و ضخامت منطقه ASZ ناحیه اتصال را به صورت تابعی از زمان اتصال دهی نشان می دهد. همان طور که در این شکل نیز مشاهده می شود استحکام برشی ناحیه اتصال با کاهش ضخامت منطقه ASZ افزایش یافته است. افزایش استحکام برشی رابطه مستقیم با کاهش درصد ترکیبات بین فلزی ترد در این منطقه دارد. بنابراین، ناحیه اتصال در زمان پایان مرحله انجماد همدمای بالاترین استحکام برشی را داراست. اما همان طور که در شکل قبل مشاهده گردید، سختی این منطقه به علت کمتر بودن فازهای استحکام بخش نسبت به سختی فلز پایه پایین تر است. در صورتی که همگن سازی به درستی انجام شود، نفوذ این عناصر از فلز پایه به داخل منطقه اتصال باعث افزایش استحکام این ناحیه خواهد شد. Song و همکارانش [42] نشان دادند که با افزایش زمان اتصال دهی، استحکام برشی دمای محیط و دمای بالای اتصال افزایش می یابد اما اثر زمان اتصال بر روی استحکام برشی دمای بالا بیشتر از استحکام برشی دمای محیط است.



شکل 4-10- تغییرات استحکام برشی منطقه اتصال و ضخامت منطقه ASZ ناحیه اتصال

بر حسب زمان اتصال دهی [59]

وجود فازهای بین فلزی ترد همچنین می تواند باعث تغییر الگوی شکست به شکست ترد در اتصالات ایجاد شده گردد. پورانوری و همکارانش [59] در بررسی سطح شکست نمونه های اتصال داده شده به روش TLP نشان دادند در حالتی که انجماد همدمای به طور کامل انجام نشده است و فازهای یوتکتیکی در



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

خط مرکزی ناحیه اتصال وجود دارد، مسیر اشاعه ترک در امتداد منطقه یوتکتیک خواهد بود. وجود فازهای ترد در یوتکتیک مرکزی و پیوستگی آنها علت اصلی برای ایجاد ترک در این منطقه است. لذا وجود منطقه یوتکتیک باعث کاهش چقرمگی شکست اتصال TLP می‌گردد. این محققین نشان دادند که در حالتی که انجماد هم‌دما کامل می‌گردد استحکام برشی منطقه اتصال در حدود 68 درصد استحکام فلز پایه است. همچنین وجود منطقه متأثر از نفوذ DAZ در فلز پایه مجاور ناحیه اتصال اثر کمی بر روی چقرمگی شکست خواهد داشت زیرا فازهای کاربردی ایجاد شده در این منطقه به صورت پراکنده و غیر پیوسته تشکیل می‌گردند.

خواص خزشی مشابهی در ناحیه اتصال و فلز پایه در اتصالات TLP سوپرآلیاژهای پایه نیکل توسط Jide و همکارانش [60] گزارش شده است. این محققین نشان دادند که متوسط عمر خزشی ناحیه اتصال نزدیک به فلز پایه است ولی تغییر طول در ناحیه اتصال بسیار کمتر فلز پایه است. همچنین رفتار خزشی مشابه در ناحیه اتصال و فلز پایه سبب می‌گردد که تغییر فرم ایجاد شده در حین خزش در کل مجموعه به صورت همگن باشد.

#### 4-6- پارامترهای مؤثر در فرآیند TLP

##### 4-6-1- دما و دیاگرام فازی

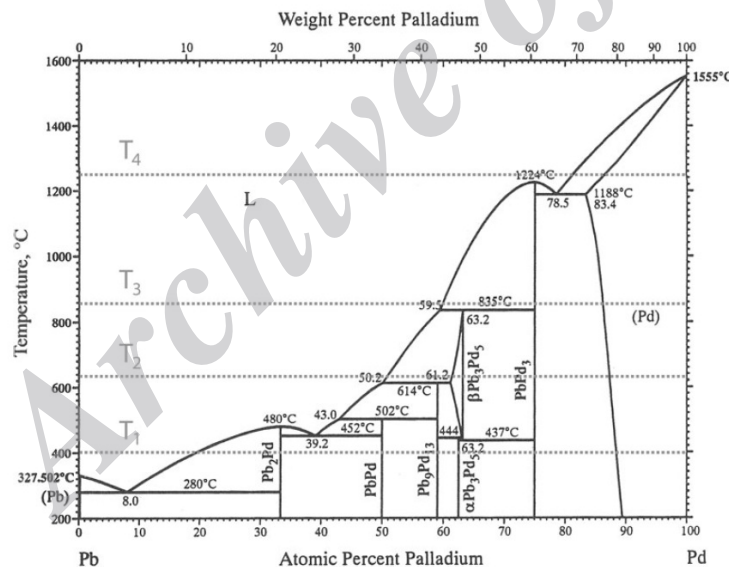
دمای فرآیند TLP پارامتری تعیین کننده در کیفیت اتصالات ایجاد شده، می‌باشد. دمای فرآیند معمولاً مابین دمای ذوب آلیاژ اتصال دهنده و فلز پایه انتخاب می‌گردد [25، 28]. در برخی موارد دمای اتصال - دهی به علت ایجاد ناپایداری‌های ساختاری در فلز پایه محدود می‌شود [29]. در مواردی که فلز پایه حساسیت کمتری به ناپایداری‌های ساختاری در دماهای بالا داشته باشد می‌توان با انتخاب دمای مناسب، زمان فرآیند اتصال دهی را به حداقل رساند.

با توجه به دیاگرام فازی و ضریب نفوذ عناصر در آلیاژ اتصال دهنده می‌توان زمان عملیات اتصال دهی را با داشتن دما تخمین زد. با این وجود محققین معتقد هستند که انجام آزمایشات عملی معمولاً مناسب‌ترین راه برای تعیین زمان فرآیند در دماهای مختلف است. آزمایشات انجام شده نشان داده‌اند که رابطه بین دما و زمان در این فرآیند به صورت سهموی است بدین معنا که کمترین زمان معمولاً در دمای میانی (مابین دمای ذوب آلیاژ پرکننده و دمای ذوب فلز پایه) اتفاق می‌افتد [25، 41، 61]. در برخی موارد، با توجه به متغیرهای موجود در سیستم، دمای اتصال دهی مقدار کمی بالاتر از دمای ذوب آلیاژ پرکننده انتخاب می‌شود. و در موارد دیگر، دمای اتصال تا جایی که خصوصیات فلز پایه اجازه دهد بالا انتخاب می‌-

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

شود. مطالعات نشان می‌دهد که انتخاب شرایط مناسب فرآیند TLP کاملاً به سیستم مورد آزمایش بستگی دارد و از رابطه متقابل مابین سرعت نفوذ و دیاگرام فازی سیستم تعیین می‌گردد [25].

با افزایش درجه حرارت، سرعت نفوذ به صورت نمایی افزایش می‌یابد. علاوه بر این، با افزایش دما میزان ترکیبات بین فلزی موجود در ساختار، که تمایل به کم کردن سرعت نفوذ را دارند، نیز کاهش خواهد یافت (شکل 4-11). همان‌طور که در شکل مذکور نشان داده شده است، سرب برای نفوذ به داخل پالادیم در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  می‌بایست از میان 5 ترکیب بین فلزی مختلف عبور کند که این امر باعث کاهش قابل توجه سرعت نفوذ می‌گردد. حال آنکه سرب برای نفوذ در دماهای  $T_2$  و  $T_3$  می‌بایست به ترتیب تنها از میان 2 و 1 ترکیب بین فلزی عبور کند. بنابراین دماهای  $T_2$  و  $T_3$  دماهای مناسب‌تری برای انجام فرآیند از دیدگاه نفوذ عناصر آلیاژی می‌باشند. در دمای  $T_4$  مانعی از نظر ترکیبات بین فلزی در مقابل نفوذ سرب وجود ندارد [25].



شکل 4-11- دیاگرام فازی سرب - پالادیم [25].

علاوه بر ترکیبات بین فلزی، شکل خطوط حد جامد و حد مایع در دیاگرام فازی نیز نقش مهمی در سینتیک فرآیند و دمای بهینه فرآیند اتصال‌دهی ایفا می‌کنند. در شکل 4-12 چهار حالت مختلف از



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

شکل خطوط حد جامد و مایع در یک آلیاژ دوتایی با حلالیت کامل در حالت مذاب و جامد نشان داده شده است.

دو سری پروفیل غلظتی نشان داده شده در قسمت پایین دیاگرام های فازي نشان دهنده ذوب اولیه و رفتار انجماد هم‌دما در هر کدام از دیاگرام های فازي است. فرض شده است که ضریب نفوذ در هر چهار حالت یکسان بوده و نمونه‌ها بلافاصله به دمای اتصال دهی رسانده شده‌اند. فرض دوم در بسیاری از سیستم های آلیاژی به واقعیت نزدیک است زیرا پدیده ذوب معکوس، کسر زیادی از عناصر آلیاژی نفوذ کرده را در خود حل می‌نماید. پروفیل های غلظتی بالا نشان دهنده ذوب معکوس اولیه عناصر خالص است (خطوط نقطه چین مربوط به ترکیب فاز اتصال دهنده اولیه و خطوط ممتد مربوط به ترکیب فاز اتصال دهنده در حالت مذاب است) و پروفیل های غلظتی پایینی نشان دهنده انجماد هم‌دما برای هر 4 سیستم بعد از زمان مشخص شده می‌باشد.

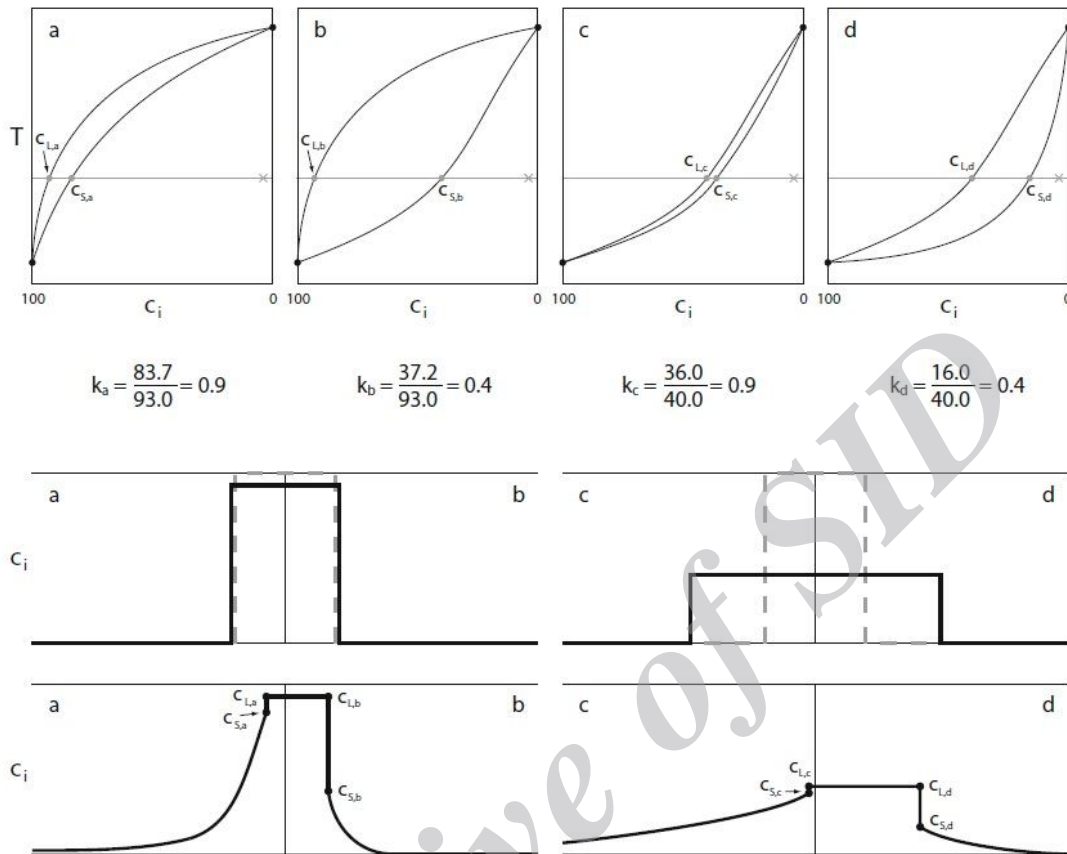
ضریب جدایش در دیاگرام فازي با رابطه زیر بیان می‌گردد:

$$k = \frac{C_s}{C_l}$$

که در آن  $C_s$  و  $C_l$  به ترتیب ترکیب حد جامد و حد مایع ماده لحیم می‌باشد.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 4-12- بالا: دیاگرام فازی برای 4 سیستم آلیاژی مختلف با حلالیت کامل در حالت جامد و مذاب

پایین: تغییرات غلظتی در هر 4 دیاگرام، خطوط منقطع نشان دهنده ترکیب اولیه، خطوط ممتد نشان دهنده ترکیب بعد از پدیده ذوب معکوس و ترکیب نهایی [25].

سیستم های آلیاژی a و b در شکل 4-12 هر دو دارای خطوط حد مایع محدب می باشند بنابراین، در هر دو شکل مقدار ذوب معکوس یکسان است. موضوع در مورد دیاگرام های فازی c و d نیز صدق می کند. سیستم های a و c دارای ضریب جدایش یکسان و برابر 0.9 هستند. مقدار ضریب جدایش در مورد سیستم های آلیاژی b و d برابر 0.4 است.

با توجه به شکل 4-12، برخی اصول حاکم بر سینتیک فرآیند اتصال دهی TLP را می توان دریافت. اولاً، خطوط حد مایع محدب در دیاگرام های فازی a و b از ایجاد پدیده ذوب معکوس تا حد زیادی جلوگیری می کنند. در حالی که در ترکیباتی با خطوط حد مایع مقعر در دیاگرام فازی مقدار بیشتری ذوب معکوس اتفاق می افتد. ثانیاً، انجماد هم‌دم با سرعت بیشتری در ترکیباتی با مقدار بالاتر ضریب جدایش  $k$ ، اتفاق می افتد. برای صادق بودن قانون بقای جرم، حجم مذاب منجمد شده می بایست برابر با تغییرات غلظتی در



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

فاز جامد باشد. پهنای منطقه انجماد هم‌دما در یک زمان دلخواه از فرآیند برابر با نسبت حجم مذاب منجمد شده به اختلاف ترکیب شیمیایی حد جامد و حد مایع می‌باشد که به وسیله رابطه زیر بیان می‌گردد:

$$V_{liq} = (C_1 - C_2)w_{isoth.solidif}$$

اگرچه سیستم‌های آلیاژی a و c دارای ضریب جدایش یکسانی هستند، اما از آنجا که ترکیب حد جامد و حد مایع در سیستم c به صفر نزدیک‌تر است لذا انجماد هم‌دما در این سیستم با سرعت کمی بیشتر از سیستم آلیاژی a انجام می‌شود.

اگر فلز پایه دارای ساختاری حساس باشد به نحوی که پدیده ذوب معکوس باعث ایجاد عیب در ساختار آن گردد در این حالت می‌بایست از موادی با دیاگرام فازی مشابه c و d اجتناب کرد. سیستم‌هایی با دیاگرام فازی همانند b و d زمان بیشتری را برای اتمام انجماد هم‌دما نیاز دارند و لذا باعث افزایش هزینه‌های تولید می‌گردند.

سیستم‌های آلیاژی a و c از نظر سرعت انجماد هم‌دما شبیه به هم هستند ولی، از آنجایی که ترکیب حد جامد سیستم c به ترکیب شیمیایی فاز همگن کامل نزدیک‌تر است (به وسیله x بر روی خط خاکستری در شکل c نشان داده شده است) همگن‌سازی بعد از فرآیند اتصال‌دهی در این سیستم آلیاژی با سرعت بیشتری انجام می‌شود و اما به علت اینکه خط حد جامد در سیستم آلیاژی a دارای شکل محدب است افزایش دمای ذوب مجدد لایه اتصال در حین همگن‌سازی با سرعت بیشتری در این سیستم نسبت به سیستم آلیاژی c انجام می‌گیرد.

حرارت دادن قطعات جهت ایجاد اتصال و همچنین عملیات همگن‌سازی مجموعه اتصال به روش‌های مختلفی انجام می‌پذیرد که از جمله آنها می‌توان به روش‌هایی همانند حرارت دادن به وسیله تشعشع [25]، [29]، انتقال<sup>1</sup>[62]، القایی [16]، مقاومتی [30]، لیزر [29] اشاره نمود.

#### 2-6-4 - زمان عملیات TLP

زمان مراحل مختلف فرآیند TLP به خصوصیات ماده لحیم شامل دیاگرام فازی، ضریب نفوذ عناصر و اندازه دانه‌های آن بستگی دارد [27]. همچنین این زمان به متغیرهای فرآیندی همانند ضخامت لایه

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

اتصال دهنده، فشار اعمالی و دمای فرآیند بستگی دارد. زمان هرکدام از مراحل فرآیند TLP در محدوده مشخصی قرار دارد که در ادامه به آنها اشاره می شود.

- حرارت دهی

زمان مراحل حرارت دهی می تواند از کمتر از 1 دقیقه تا حدود 1 ساعت باشد. این زمان به روش حرارت دهی نمونه، سرعت گرم کردن و خصوصیات ماده لحیم بستگی دارد [25]. در صورتی که مرحله گرم کردن بسیار آهسته انجام گیرد، عناصر آلیاژی پیش از ذوب شدن لایه اتصال دهنده به داخل فلز پایه نفوذ کرده و باعث کاهش خواص نهایی اتصال می گردند.

- ذوب

زمان مرحله ذوب شدن لایه اتصال دهنده می تواند از کمتر از 1 ثانیه تا چند ثانیه طول بکشد. این زمان بستگی به ضخامت لایه، ترکیب شیمیایی لایه و روش حرارت دهی دارد [25].

- ذوب معکوس

زمان مرحله ذوب معکوس می تواند از چند ثانیه [63] تا چند دقیقه [29] طول بکشد. زمان این مرحله بستگی به متغیرهایی همانند ضریب نفوذ عناصر آلیاژی، ساختار آلیاژ پایه و دمای عملیات اتصال دهی دارد.

- انجماد همدم

زمان مرحله انجماد همدم معمولاً از چند دقیقه [25, 29] تا چند ساعت [29] بسته به سیستم موردنظر طول می کشد. اگرچه در مواردی زمان هایی کمتر از 1 دقیقه و یا بیشتر از 1 روز نیز برای این مرحله گزارش شده است [25].

- همگن سازی

زمان مرحله همگن سازی از چند ساعت تا چند روز گزارش شده است. از آنجا که هدف از این مرحله از بین بردن ناهمگنی های غلظتی در ساختار است معمولاً ضریب نفوذ کنترل کننده زمان این مرحله است [25].

همان طور که مشاهده می گردد ذوب شدن اولیه لایه اتصال دهنده بسیار سریع تر از ذوب معکوس فلز پایه انجام می گیرد و این پدیده در زمان بسیار کمتری نسبت به انجماد همدم صورت می پذیرد و انجماد همدم نیز زمان بسیار کوتاه تری نسبت به فرآیند همگن سازی دارد. زمان پایان انجماد همدم در حقیقت زمان کنترل کننده فرآیند TLP به منظور ایجاد اتصالی با خصوصیات مناسب است [25, 54-56].

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

به کارگیری آلیاژهای نزدیک به نقطه یوتکتیک به عنوان ماده لحیم می تواند زمان فرآیند اتصال دهی TLP را کاهش دهد. برای مثال Tuah-Poku و همکارانش [38] کاهش قابل توجه در زمان انجماد هم‌دما از 200 ساعت به 8 ساعت را هنگامی که از لایه پرکننده با ترکیب یوتکتیک به جای فلز خالص استفاده شده است را گزارش کردند. هنگامی که از فلز خالص به عنوان ماده لحیم استفاده می شود نفوذ عناصر آلیاژی از فلز پایه به داخل لایه اتصال دهنده، قبل از اینکه ذوب کامل اتفاق بیفتد، انجام می گیرد. بنابراین، با تهی شدن لایه فلز پایه در مجاورت لایه پرکننده، ذوب معکوس در این لایه به زمان بیشتری احتیاج خواهد داشت.

#### 3-6-4- ضخامت لایه اتصال دهنده

فرآیند اتصال دهی شامل قرار دادن ماده اتصال دهنده مابین قطعاتی است که می بایست به یکدیگر متصل گردند. ماده اتصال به ندرت خارج از منطقه اتصال، همانند آنچه که در برخی از فرآیندهای لحیم کاری انجام می شود، قرار داده می شود. ماده اتصال دهنده می تواند به شکل های مختلف همانند فویل های نازک نورد شده [29, 61, 62]، فویل های آمورف [29, 65]، پودر ریز (به همراه عامل متصل کننده یا بدون عامل متصل کننده) [25, 66]، پودر فشرده شده (تهیه شده به وسیله زینترینگ و یا پرس ایزواستاتیک سرد) [30]، پسماندهای لحیم کاری [67]، فرایندهای لایه نشانی فاز بخار همانند sputtering [61]، Electroplating [68] تهیه گردد.

ضخامت لایه اتصال دهنده معمولاً از 30 تا 70 میکرومتر متغیر می باشد اگرچه در برخی موارد ضخامت های کمتر و یا بالاتر نیز گزارش شده است [25]. در فرآیند اتصال دهی TLP، ضخامت بحرانی برای لایه اتصال دهنده وجود دارد که در کمتر از آن، اتصال ایجاد شده معیوب خواهد بود. علت وجود ضخامت بحرانی این است که در مراحل اولیه گرمایش، عناصر موجود در آلیاژ اتصال دهنده به داخل فلز پایه نفوذ می کنند. ضریب نفوذ در این حالت به خصوصیات ماده، همانند ترکیب شیمیایی، اندازه دانه و غیره بستگی دارد. در هر حال، در تمامی موارد، سرعت نفوذ عناصر آلیاژی با دما افزایش می یابد. بسته به ضخامت لایه اتصال دهنده و سرعت گرمایش، نفوذ عناصر آلیاژی می تواند منجر به کاهش ضخامت این لایه در حین گرمایش گردد. در واقع، ترکیبی از سرعت نفوذ بالا، گرمایش آهسته و ضخامت کم لایه اتصال دهنده می تواند منجر به حل شدن کامل لایه پرکننده در داخل فلز پایه، قبل از ذوب شدن این لایه، گردد. به علت اینکه اتصال TLP نیازمند ایجاد فاز مایع مابین دو قطعه متصل شونده است، به منظور ایجاد اتصالی با خواص فیزیکی و مکانیکی مناسب و بدون حفره، لازم است که ضخامت ماده اتصال دهنده

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

از یک مقدار بحرانی بالاتر باشد. علاوه بر موارد مذکور، نشان داده شده است که ضخامت بحرانی لایه پرکننده به متغیرهایی همانند فشار اعمالی در حین عملیات، کشش سطحی مذاب - جامد، صافی سطح فلز پایه و شکل گیری ترکیبات بین فلزی بستگی دارد. ضخامت بحرانی معمولاً در عمل با آزمایش تعیین می گردد [55].

#### 4-6-4- اتمسفر فرآیند

اتصال دهی به روش TLP در بیشتر موارد تحت اتمسفر خلأ [62، 56-53، 66] انجام می پذیرد. اگرچه در برخی موارد خاص (همانند اتصال دهی آلیاژ نقره - طلا) اتصال دهی در گاز خنثی [63]، نیتروژن [64]، هیدروژن [25]، نیتروژن و هیدروژن [61] و هوا [25] نیز انجام شده است. خلأ مورد نیاز در اتصال دهی به روش TLP عمدتاً در محدوده  $10^{-4}$  mbar قرار دارد [25]. از آنجایی که فرآیند اتصال دهی در دماهای بالا انجام می شود، در مواردی که آلیاژ مورد استفاده به اکسیداسیون حساس باشد و یا وجود اکسیژن در محیط باعث ایجاد فازهای ناخواسته گردد (همانند آنچه در سوپر آلیاژها اتفاق می افتد)، اتصال دهی می - بایست در خلأ انجام پذیرد تا میزان اکسیژن به حداقل ممکن برسد. در مواردی که آلیاژ به اکسیژن موجود در اتمسفر کمتر حساس باشد فرآیند می تواند در اتمسفر هوا نیز صورت پذیرد.

#### 4-6-5 - اعمال فشار در حین فرآیند

به منظور نگهداری مجموعه اتصال در حین فرآیند و همچنین جهت سرعت بخشیدن به فرآیند اتصال دهی معمولاً از فشار در هنگام اتصال دهی استفاده می گردد. میزان فشار اعمالی در آزمایشات انجام شده توسط دیگر محققین بسته به نوع ماده از 100kPa تا 10000kPa متغیر بوده است. ایجاد اتصال TLP بدون اعمال فشار در حین فرآیند به ندرت انجام می پذیرد. انجام فرآیند بدون اعمال فشار باعث ایجاد حفره در ساختار ناحیه اتصال در حین فرآیند می گردد. این مسئله می تواند به دلیل ایجاد حفرات انقباضی ناشی از انجماد منطقه مذاب در ناحیه اتصال باشد [25]. Cooke [69] بیان کرده است که اعمال فشار در حین انجام فرآیند TLP باعث افزایش استحکام اتصال می گردد اما افزایش فشار به مقادیر بالاتر از 0.1MPa می تواند باعث کاهش خواص خزشی گردد. همچنین نشان داده شده است که فشار اعمال شده اثر ناچیزی بر روی استحکام برشی اتصال دارد. اعمال فشار باعث تماس بهتر فلز پایه با آلیاژ اتصال دهنده شده و در نتیجه مذاب راحت تر به پستی و بلندی های موجود در سطح فلز پایه به واسطه نیروی موئینگی نفوذ کرده و باعث بهبود کیفیت اتصال می گردد. اعمال فشار در حین اتصال دهی همچنین باعث خارج شدن



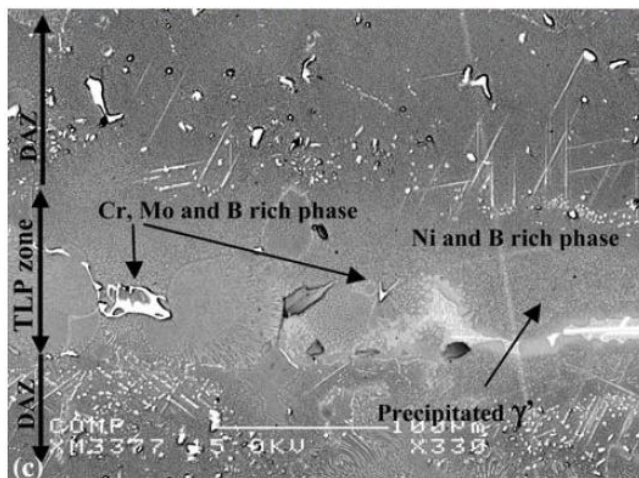
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

مذاب حاوی عناصر MPD (همانند بور و سیلیسیم) به بیرون از منطقه اتصال می‌گردد. از آنجایی که این عناصر تمایل به ایجاد ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده را دارند لذا با خروج مذاب حاوی B و Si، از مقدار ترکیبات بین‌فلزی در ناحیه اتصال کاسته شده و انعطاف‌پذیری ناحیه اتصال بهبود می‌یابد. همچنین نشان داده شده است که در اتصال‌دهی سوپر آلیاژ IN 738 به وسیله ماده لحیم Ni-P استحکام کششی و برشی اتصال با افزایش فشار در حین فرآیند افزایش می‌یابد [70].

#### 4-7- اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 با استفاده از فویل‌های لحیم آمورف پایه نیکل

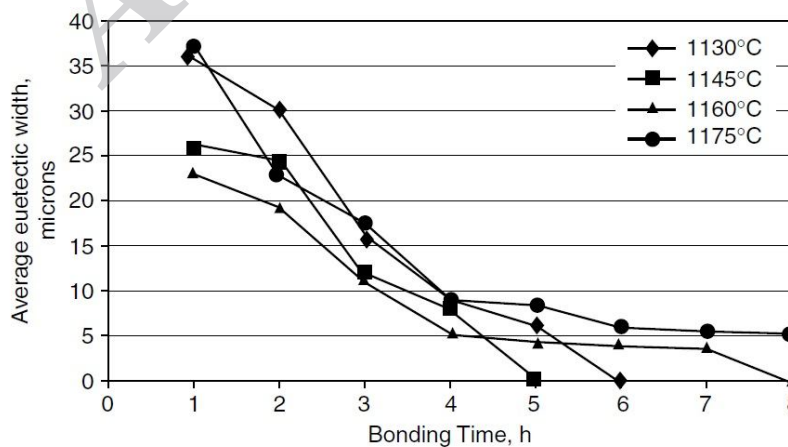
مصلاهی و همکارانش [65] تغییرات ریزساختاری در ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 را با استفاده از فویل آمورف BNi-3 با ضخامت 25 میکرومتر در دماهایی مابین  $1100^{\circ}\text{C}$  تا  $1200^{\circ}\text{C}$  و زمان‌های 1 دقیقه تا 15 ساعت بررسی کردند. این محققین نشان دادند انجماد هم‌دما در سیستم مورد آزمایش در دماهای  $1100^{\circ}\text{C}$  و  $1150^{\circ}\text{C}$  در حدود 30 دقیقه کامل می‌گردد. این محققین وجود یک دمای بحرانی را (در این سیستم حدوداً  $1180^{\circ}\text{C}$ ) در فرآیند اتصال‌دهی گزارش کردند به طوری که ریزساختار تشکیل شده در ناحیه اتصال در دماهای بالاتر از این دما، با ریزساختار ایجاد شده در دماهای پایین‌تر از آن متفاوت است. چنانچه فرآیند TLP در دمای کمتری نسبت به دمای بحرانی انجام شود به علت تجمع بور در منطقه DAZ، ترکیبات بین فلزی بورایدی نامطلوب در این ناحیه ایجاد خواهد شد. اگر دمای اتصال‌دهی بالاتر از دمای بحرانی باشد تجمع فاز  $\gamma$  در منطقه DAZ اتفاق می‌افتد. همچنین در نمونه‌های اتصال داده شده در دماهای بالاتر از دمای بحرانی، سینتیک اتصال‌دهی بسیار کند می‌باشد به طوری که انجماد هم‌دما در دمای اتصال‌دهی  $1200^{\circ}\text{C}$  پس از گذشت 6 ساعت هنوز کامل نشده است. ریزساختار ناحیه اتصال این نمونه پس از گذشت 30 دقیقه در دمای  $1200^{\circ}\text{C}$  در شکل 4 - 13 نشان داده شده است.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 4-13- ریزساختار ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 به وسیله فویل آمورف BNi-3 در دمای 1200 °C و زمان 30 دقیقه [65].

تأثیر دما و زمان اتصال دهی بر روی انجامد هم‌دما در اتصال سوپر آلیاژ IN 738 با استفاده از فویل آمورف BNi-9 با ضخامت 100 میکرومتر توسط Idowu و همکارانش [50] مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج دماهای اتصال دهی در این تحقیق در 1130°C، 1145°C، 1160°C و 1175°C انتخاب گردیده است. حاصله نشان داده است که زمان انجامد هم‌دما ابتدا با افزایش دما از 1130°C تا 1145°C کاهش پیدا کرده و سپس با افزایش بیشتر دما از 1145°C به 1160°C افزایش یافته است. به نحوی که زمان لازم برای تکمیل فرآیند انجامد هم‌دما از 6 ساعت در دمای 1130°C به 5 ساعت در دمای 1145°C کاهش یافته است (شکل 4-14). این موضوع به علت افزایش سرعت نفوذ بور در حالت جامد با افزایش دما است.



شکل 4-14- تغییرات پهنای منطقه یوتکتیک میانی ناحیه اتصال با دما و زمان اتصال دهی [50].

## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

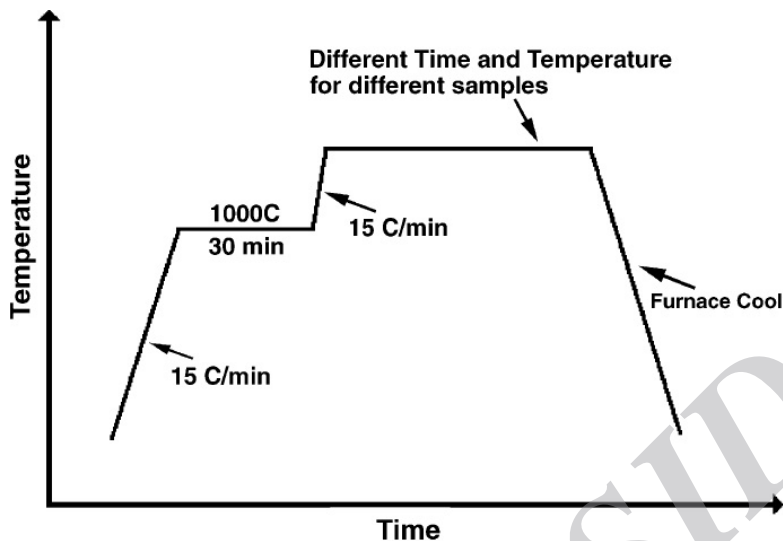
با افزایش بیشتر دما به  $1160^{\circ}\text{C}$ ، انجماد هم‌دما بعد از گذشت 8 ساعت کامل شده است حال آنکه در دمای  $1175^{\circ}\text{C}$  بعد از گذشت 12 ساعت نیز انجماد هم‌دما تکمیل نشده است. علت افزایش زمان انجماد هم‌دما به غنی شدن ناحیه اتصال از عناصر آلیاژی فلز پایه مانند Ti و Cr در دماهای بالاتر اتصال‌دهی ارتباط داده شده است که باعث کاهش دمای ذوب ناحیه اتصال می‌گردند. نفوذ این عناصر به منطقه اتصال همچنین می‌تواند باعث تغییر ریزساختار ایجاد شده در منطقه یوتکتیک میانی نیز گردد.

جلیوند و همکارانش [54] اثر دما و زمان اتصال‌دهی و ضخامت لایه اتصال‌دهنده را بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال TLP سوپر آلیاژ IN 738 به وسیله فویل BNi-1a را مورد بررسی قرار دادند. در نمونه اتصال داده شده در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه انجماد هم‌دما کامل شده ولی در نمونه اتصال داده شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  فازهای یوتکتیکی در مرکز ناحیه اتصال ایجاد می‌شود. همچنین با همگن‌سازی اتصال ایجاد شده فاز  $\gamma'$  در منطقه اتصال ایجاد می‌شود که باعث افزایش استحکام کششی و برشی اتصال ایجاد شده می‌گردد.

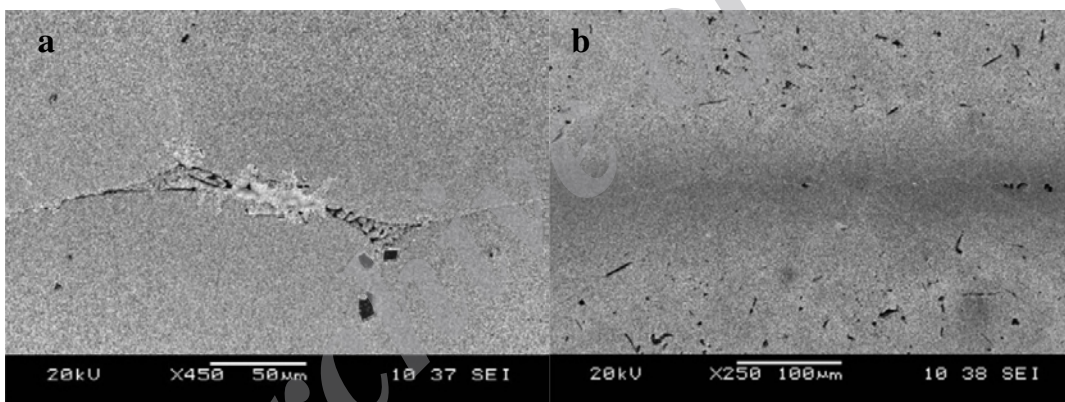
اتصال‌دهی سوپرآلیاژ IN 738 به وسیله اتصال‌دهنده DF-3 با ضخامت 75 میکرومتر توسط Wikstrom و همکارانش [51] مورد بررسی قرار گرفته است. در این تحقیق، اتصال‌دهی در دماهای  $1120^{\circ}\text{C}$  و  $1160^{\circ}\text{C}$  و در زمان‌های 30، 290 و 420 دقیقه و در دماهای  $1175 - 1225^{\circ}\text{C}$  و در زمان‌های 290، 420 و 720 دقیقه انجام شده است. سیکل عملیات TLP مورد استفاده توسط این محققین در شکل 4-15 آورده شده است. نتایج این تحقیقات نیز وجود یک دمای بحرانی را در اتصال‌دهی نشان داده است به نحوی که انجماد هم‌دما در دمای  $1175^{\circ}\text{C}$  در زمان 720 دقیقه تکمیل شده است در حالی که اتصال ایجاد شده در دمای  $1190^{\circ}\text{C}$  در همان زمان 720 دقیقه همچنان دارای منطقه یوتکتیک میانی بوده است (شکل 4-16). در اینجا نیز نفوذ عناصر آلیاژی فلز پایه باعث به تأخیر افتادن فرآیند انجماد هم‌دما شده است.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی



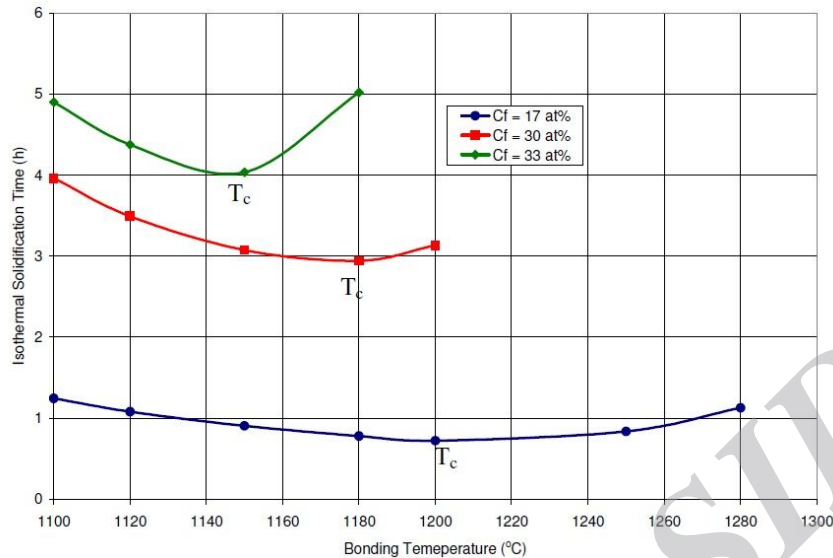
شکل 4-15- سیکل عملیات TLP سوپرآلیاژ IN 738 با ماده اتصال دهنده DF-3 [51].



شکل 4-16- ریزساختار ناحیه اتصال سوپرآلیاژ IN 738 با ماده اتصال دهنده DF-3 در دماهای (a)  $1175^{\circ}\text{C}$  و (b)  $1190^{\circ}\text{C}$  به مدت 720 دقیقه [51].

Ghoneim [70] در اتصال دهی سوپر آلیاژ IN 738 به وسیله فویل آمورف MBF-80 نشان داد که دما و زمان اتصال دهی رفتاری سهمی شکل از خود نشان می دهند (شکل 4-17). نتایج این تحقیقات نشان داده است که دمای بحرانی  $T_c$  به عواملی نظیر ضخامت لایه اتصال دهنده، غلظت اولیه عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب در آلیاژ اتصال دهنده و میزان حلالیت این عناصر در فلز پایه بستگی دارد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 4-17- تغییرات زمان تکمیل انجماد هم‌دما با دمای لحیم کاری در اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 با استفاده از MBF-80 در غلظت‌های مختلف عناصر کاهش دهنده دمای ذوب (MPD) در فویل لحیم [70].

Hunedy [71] اثر ترکیب شیمیایی فلز پایه را بر روی زمان تکمیل انجماد هم‌دما بررسی کرده است. بدین منظور رفتار 3 سوپرآلیاژ IN738، Rene80 و DsIc6 را در فرآیند اتصال‌دهی به‌وسیله فویل آمورف MBF-80 در دو دمای اتصال‌دهی  $1100^{\circ}\text{C}$  و  $1150^{\circ}\text{C}$  مورد بررسی قرار گرفت. زمان تکمیل فرآیند انجماد هم‌دما در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  برای هر سه آلیاژ مشابه بوده است حال آنکه در دمای اتصال‌دهی  $1150^{\circ}\text{C}$  این زمان برای سوپر آلیاژ IN 738 در حدود 52 ساعت و برای Rene 80 و Ds Ic6 به‌ترتیب در حدود 26 و 16 ساعت بوده است. علت بالا بودن زمان انجماد هم‌دما در آلیاژ IN 738 به کاهش شیب غلظتی عناصر در فلز پایه ارتباط داده شده است.

Ghoneim [72] با شبیه‌سازی، رشد فصل مشترک جامد-مذاب در فرآیند TLP سوپرآلیاژ IN738 بیان کرد که مناسب‌ترین راه برای کاهش زمان انجماد هم‌دما، کاهش غلظت عناصر MPD در مواد اتصال‌دهنده است.

Idowu و همکارانش [33] ریزساختار تشکیل شده در ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ IN 738 را با استفاده از فویل آمورف BNi-9 با ضخامت حدود 100 میکرومتر در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و به مدت 1 ساعت بررسی کردند. این محققین نشان دادند دما و زمان انتخاب شده در این سیستم آلیاژی برای تکمیل انجماد هم‌دما کافی نبوده لذا فازهای یوتکتیکی در مرکز ناحیه اتصال ایجاد خواهد شد. منطقه یوتکتیک ایجاد شده شامل محلول جامد  $\gamma$ ، بوراید های غنی از نیکل  $M_{23}B_6$  و بوراید های غنی از کروم  $M_5B_3$  است.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

همچنین نفوذ عنصر بور از ناحیه اتصال به داخل ساختار فلز پایه باعث ایجاد فازهایی همانند M6(C, B) و Cr- با مورفولوژی سوزنی و بلوکی شده است.

#### 4-8- مزایا و محدودیت های اتصال دهی به روش TLP

مهم ترین مزیت اتصال دهی به روش TLP این است که اتصال ایجاد شده می تواند در دمایی بالاتر از دمای اتصال دهی بکار رود. به عبارت دیگر، اتصال می تواند در دمایی پائین تر از دمای کاری قطعه ایجاد گردد. این موضوع به خصوص در مورد آلیاژهایی که ریزساختار آنها به تغییرات زیاد دما حساس می باشند و می بایست در دماهای پائین متصل گردند یک مزیت مهم محسوب می شود. مزیت دیگر اتصال دهی به روش TLP نزدیک بودن ریزساختار در ناحیه اتصال به ریزساختار فلز پایه است [25، 29، 68]. در برخی موارد، اتصال ایجاد شده به علت نفوذ زیاد عناصر در هنگام اتصال دهی از فلز پایه قابل تشخیص نمی باشد. در این حالت اتصال ایجاد شده معمولاً دارای استحکامی همانند فلز پایه است [61، 62، 68].

از دیگر مزایای اتصال TLP می توان به موارد زیر اشاره کرد:

- امکان ایجاد اتصال مناسب حتی در حضور اکسیدهای سطحی نیز وجود دارد. بنابراین تمیزکاری سطح می تواند با روش های معمول انجام گیرد [25، 29، 61، 63].
- فشار مورد نیاز در فیکسچر از فرآیندهای مشابه همانند اتصال نفوذی کمتر است [25، 63، 64].
- مقدار کمتری از فلز پایه در مقایسه با فرآیندهای جوشکاری ذوبی، ذوب می شود [25، 28].
- تعداد زیادی اتصال با یک مرحله اتصال دهی می تواند ایجاد شود [63].
- فاز مایع ایجاد شده در فرآیند TLP خلل و فرج موجود در سطح خارجی فلز پایه را پر می کند و بدین ترتیب حفرات از بین رفته و یا به حداقل می رسند. بنابراین در مقایسه با برخی از فرآیندهای اتصال دهی، فرآیندهای هزینه بر تمیزکاری سطحی مورد نیاز نیست [25، 61].
- به علت پایین بودن دمای فرآیند اتصال دهی، می توان از پیرسازی بیش از حد فلز پایه در برخی آلیاژهای حساس به درجه حرارت جلوگیری کرد [25].

به هر حال اتصال دهی به روش TLP به دقت و تخصص بالا نیازمند است. این روش همچنین در مقایسه با برخی از روش های اتصال دهی زمان بر است. در برخی موارد، زمان مورد نیاز برای انجماد هم دما به همراه همگن سازی بسیار زیاد است که از نظر اقتصادی مقرون به صرفه نمی باشد [25].

اتصال دهی به روش TLP معمولاً در موارد زیر مناسب نمی باشد.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- هنگامی که مقدار قابل توجهی ذوب معکوس در فلز پایه ای با ریزساختار اولیه کنترل شده ایجاد گردد [29].

- هنگامی که لایه نازکی از ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال ایجاد شود. این ترکیبات معمولاً استحکام و انعطاف پذیری اتصال را و در نتیجه کل مجموعه را کاهش می دهند [25، 60-58].

- در هنگامی که فلز پایه کامپوزیت باشد در برخی موارد، جدایش ذرات فاز دوم کامپوزیتی در خط مرکزی ناحیه اتصال باعث کاهش قابل توجه خواص اتصال می گردد. لذا در این موارد اتصال دهی به روش TLP توصیه نمی گردد [25].

برخی از موانع مذکور جهت ایجاد اتصال با خواص مناسب را می توان به وسیله انجام آزمایشات، که در برخی موارد زمان بر هستند، و بهینه سازی پارامترهای فرآیند مرتفع نمود [29].

#### 4-9- کاربردهای اتصال دهی به روش TLP

از زمان ابداع روش TLP، این روش جهت اتصال دهی، بازه گسترده ای از مواد و ساختارهای مختلف مورد استفاده قرار گرفته است که در زیر به آنها اشاره می گردد:

- آلیاژهای کبالت، آلومینیم، نیکل، آهن و تیتانیم [29، 38، 63، 68]

- ساختارهای سلولی<sup>1</sup> [66]

- سرامیک ها [55]

- کامپوزیت های زمینه فلزی [29، 55]

- قطعات الکترونیکی کوچک [67]

- آلیاژهای استحکام داده شده به وسیله ذرات اکسیدی پراکنده [29]

- تک کریستال ها [28]

- فولادهای ضدزنگ [73]

- ترکیبات بین فلزی [29]

در جدول 2-4 انواع آلیاژهای اتصال داده شده به روش TLP را به همراه انواع مواد اتصال دهنده در هر مورد آورده شده است.

<sup>1</sup>Cellular structures



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

از فرآیند اتصال دهی به روش TLP در کاربردهای دما بالا که تنش های وارده نیز بالا هستند استفاده می-شود. از آنجا که در چنین کاربردهایی از دیگر روش های اتصال دهی همانند جوشکاری و لحیم کاری، به دلایل مختلف همانند استحکام پایین اتصال، دمای ذوب پایین اتصال و تغییر فرم پلاستیک ناخواسته، نمی توان استفاده کرد ، روش TLP روش مناسبی در این موارد می باشد [63، 64]. کاربرد خاص اتصال-دهی به روش TLP در تعمیر و بازسازی پره های توربین از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل است [21، 25]. [29]

Archive of SID



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

جدول 2-4: انواع آلیاژهای اتصال داده شده به روش **TLP** را به همراه انواع آلیاژهای اتصال دهنده در هر مورد [25]

Substrate <sup>a</sup>	Interlayer(s) <sup>b</sup>
<b>Ni-based alloys</b>	
GTD-111	MBF-30, MBF-50
Inconel 600	NB 150
Inconel 617	BNi-3, BNi-6
Inconel 625	BNi-2
Inconel 713C	BNi-6
Inconel 718	BNi-2
Inconel 738	NB 30, NB 150, BNi-3, MBF-60, MBF-80 DF-3
Inconel MA758	Ni-B, Ni-Cr-Si-Fe-B, MBF-80
Inconel MA760	Ni-Cr-P, Ni-Cr-Si-Fe-B
Inconel 939	F20, F24, F25, F26, F27, MBF-80
Mar-M247	F20, F24, F25, F26, F27, MBF-80
Nimonic 80A	Ni/NB 125/Ni
René N5	Ni-Ge, Ni-Mn, Ni-Mn-Si, D-15
Udimet 700	Ni-Cr-Co-Mo-B
Waspaloy	NB 150
Ni-6.4Al	Ni-B
Ni-15Cr-11.5Al-3 W-0.2Hf-0.1Si-0.1Mn ( $\gamma/\beta$ type)	MBF-80, Ni-Cr-B-Ce (various combinations)
<b>Al-based alloys</b>	
Al A356.0	Cu
Al 5052	Ag-Cu
Al 6060	Al-Cu, Al-Si-Cu
Al 6061	Ag, Al-Si, BAg-8
Al 6082	Cu, Ga
Al 7475	Zn
Al-7.5Si	Cu
<b>Fe-based alloys</b>	
304 SS <sup>c</sup>	Ni-Cr, 304L SS <sup>c</sup> , BNi-2
304L SS <sup>c</sup>	NB 51
Duplex SS <sup>c</sup>	Cu, Fe-B-Si, Ni-Si-B, MBF-20, MBF-30, MBF-35, MBF-50, MBF-80
Carbon steel	Cu, Fe-B
Fe-Ni-Cr	Ni-B-Cr-Si (various combinations)
Incoloy MA956	B, Fe-B-Si
Incoloy MA957	Fe-B-Si, BNi-1a, BNi-3
Low carbon steel	Fe-B-Si, BNi-2
ODS <sup>c</sup> steel (Fe-Cr-W-Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Ti)	Fe-Si-B
PM2000 (Fe-Cr-Al)	B, Fe-B-Si
T91 steel	Fe-B-Si, Fe-Ni-Cr-Si-B, BNi-2
<b>Ti-based alloys</b>	
OT4	Cu-Ti, Ni-Ti, Ti-Cu-Zr
VT1	Cu
Ti-6Al-4 V	Cu
Ti-22Al-25Nb (a)	Ti-Cu-Ni
<b>Miscellaneous alloys</b>	
AZ31 (Mg-Al-Zn)	Al, Cu
K640 (Co-Cr-Mo)	Co-Ni-Cr-W-B-Si



ادامه جدول 2-4

Substrate <sup>a</sup>	Interlayer(s) <sup>b</sup>	
Co alloy (unspecified)	Ni-Cr-B	
Cu (ODS <sup>c</sup> )	Cu   Sn   Cu	
Cu-Cr-Zr	Cu   Sn   Cu	
Sn-Ag	Sn-Bi, Bi-Sn (various combinations)	
<b>Single crystals</b>		
Ni	Ni-P	
CMSX-2	F24, MBF-80	
CMSX-4	D-15, MBF-80	
IC 6 (with and without B)	MBF-80	
PWA 1483 (Ni-Cr-Co-Ta-Ti-W-Al-Mo)	Ni-Ge	
<b>Intermetallics</b>		
Ni-45Ti-6Cu	Cu	
NiAl	Ni (glaze), BNI-3	
Ti-42Al-2Cr	Ti   Cu, Ti   Ni, Ti   Fe	
Ti-45Al-2Nb-2Mn (a) + 0.8 vol.% TiB <sub>2</sub>	Ti-Cu-Ni, Cu-Ni   Ti   Cu-Ni	
γ-TiAl [Ti-47Al-2Cr-2Nb (a)]	Tini 67	
Ti-48Al-2Cr-2Nb (a)	Cu, Cu & Ti-Al-Cr-Nb, Cu & TiAl	
Gamma Met PX	Cu & Gamma Met	
<b>Pure metals</b>		
Ag	Cu, Ag-Cu	
Al	Ag, Cu, Ga, Al-Cu, Al-Si-Cu	
Au	Au-Sn, Sn, In, Ti   In	
Cu	Ag, Sn, Ag-Cu, BiIn, BiIn <sub>2</sub> , BiSn, InSn, NB 51	
Fe	Sb, Fe-P, Fe-B	
Nb	Ti, Zr, V	
Ni	B, Cu, Hf, BNI-3, BNI-6, MBF-60, MBF-80	
Sn	Bi	
<b>Metal matrix composites<sup>d</sup></b>		
Al/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ag, Cu, Al-Cu, Cu-Ti	
Al/SiC	Cu, Ni	
Al 2124/SiC	Ni	
Al 2618/SiC	Al-Ag-Cu, Al-Ag-Cu-Ti	
Al 6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cu	
Al 6061/SiC	Cu	
AZ91D (Mg-Al)/TiC	Al, Cu	
Haynes 230/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Haynes 230 doped with B	
Ti-6Al-4 V/SiC	Cu-Ti-Zr	
<b>Ceramics</b>		
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al, Al & SiO <sub>2</sub> , B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
SiC	Ge	
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Oxynitride glass	
TiO <sub>2</sub>	Bi <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
<b>Dissimilar metals</b>		
Al 7075	Ti-6Al-4 V	Cu
Astroloy	Mar-M247 (directionally solidified)	BNI-3
AZ31 (Mg-Al-Zn)	316L SS <sup>e</sup>	Ni



ادامه جدول 2-4

Substrate		Interlayer(s)
Be	Cu-Cr-Zr and Cu (ODS )	Cu   Sn   Cu
Cu	Cu-W composite	Al
Cu	Steel	BAg-8
Cu	304 SS <sup>c</sup>	Ag
Cu	304L SS <sup>c</sup>	Ag
Br.Kh. (Cu-Cr)	12Kh18N10T (Fe-Cr-Ni)	Cu-MnNi, Cu-AgNi
CMSX-4	Inconel 738 and 939	BNi-3, Niflex-110, Niflex-115
DD98 (Ni-W-Co-Mo-Ti-Al-Ta-Hf)	M963 (Ni-W-Co single crystal)	Ni-Cr-B
Inconel 718	Inconel X-750	BNi-2
Mar-M247	NiAl	Cu
Mar-M247	NiAl-Hf (single crystal)	Cu, NiAl & Cu, Ni <sub>3</sub> Al & Cu
Ni	NiAl	Cu, BNi-3
Low carbon steel	Ti	Cu-Mn-Ni
SS <sup>c</sup> 321	Zircaloy-4 (Zr-Sn)	Ti-Zr-Cu-Ni
Steel	304L SS <sup>c</sup>	Cu
TS7 (Ti alloy)	5VMTs (Nb alloy) with W, Mo, & Zr; and TV10 (Ta alloy) with W	Cu-Ni
Ti-42Al-2Cr	Ti 6242	Ti Cu, Cu Ti
Ti-6Al-4 V	Ti-45Al-2Nb-2Mn (a) + 0.8 vol.% TiB <sub>2</sub>	Cu-Ni, Ti-Cu-Ni
<b>Metals to Metal matrix composites<sup>d</sup></b>		
Al 6082	Al 359/SiC	Cu
Ti-6Al-4 V	Ti-6Al-4 V/SiC	Cu-Ti-Zr
<b>Metals to Ceramics</b>		
Kovar (Fe-Ni-Co)	SiC	Ni-Si   Mo
ODS <sup>c</sup> Fe alloy (Fe-Cr-Al-Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Fe-B-Si
W18Cr4 V tool steel	TiC-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> composite	Cu Ti
Inconel 718	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Ni Cu Ti
Ni	Ti(C,N) (50%TiC & 50%TiN)	Cu Nb
Ti	AlN	Ag-Cu
<b>Metal matrix composites to ceramics</b>		
Al 6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cu





فصل پنجم:  
روش تحقیق

Archive of SID



### 5-1- فلز پایه و فویل های لحیم آمورف

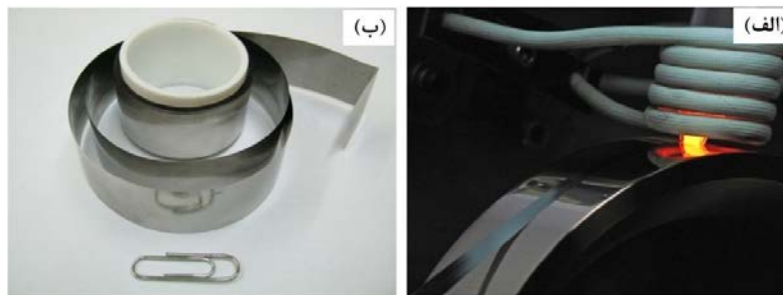
در این تحقیق سوپرآلیاژ پایه نیکل IN-738LC ریختگی به عنوان فلز پایه و فویل های آمورف BNi2 و MBF-15 به عنوان فلزات اتصال دهنده با ترکیب شیمیایی اسمی مطابق جدول 5-1 مورد استفاده قرار گرفتند.

جدول 5-1- ترکیب شیمیایی اسمی فلز پایه و فلزات پرکننده (برحسب درصد وزنی)

Ni	Nb	Zr	Fe	B	W	Ta	Si	Al	Ti	Mo	Co	Cr	C	آلیاژ
Bal.	0/8	0/05	0/09	0/007	2/9	1/6	0/05	3/5	3/3	1/7	8/3	16/1	0/11	IN 738
Bal.	-	-	4/2	2/8	-	-	4/5	-	-	-	1/0	13/0	0/03	MBF-15
Bal.	-	-	3/0	3/2	-	-	4/5	-	-	-	-	7/0	0/06	BNi2

فویل های آمورف BNi2 و MBF-15 با استفاده از دستگاه مذاب ریسی تحت اتمسفر گاز محافظ و به روش ریخته ریسی نوارهای عریض تولید گردید (شکل 5-1). برای این منظور حدود 40 گرم از شمش آلیاژی داخل نازل نیتريد بور (BN) قرار داده شده و نازل با فاصله معین از سطح دیسک در دستگاه نصب شد. از یک کویل القایی با قطر داخلی 5cm ساخته شده از لوله مسی خالص با قطر خارجی 4 mm و تعداد دور 7 جهت ذوب شمش ها استفاده شد. قبل از انجام عملیات ریخته ریسی، هوای داخل محفظه توسط پمپ مکانیکی (روتاری) تا فشار  $2 \times 10^{-2}$  mbar تخلیه شده و گاز آرگن با خلوص بالا (99/999%) درون محفظه دمیده شد. در ادامه، محفظه مجدداً توسط پمپ روتاری تا فشار  $2 \times 10^{-2}$  mbar و سپس با استفاده از پمپ دیفیوژیون تا فشار  $2 \times 10^{-5}$  mbar تخلیه شده و گاز آرگن وارد محفظه گردید. سپس کوره القایی روشن شده و ولتاژ آن به تدریج در طی 90 ثانیه از 1/2kV به 3/2kV افزایش داده شد به طوری که در طی این مدت تکه شمش آلیاژی ذوب شده و به دمای فوق ذوب موردنظر برسد. پس از آن عملیات ریخته ریسی با اعمال گاز آرگن بر روی سطح مذاب انجام شد که با این عمل، مذاب از شکاف کف نازل خارج شده و بر روی سطح خارجی دیسک مبرد به قطر تقریبی 24cm ریخته شد. در اثر چرخش دیسک، فویل های انجماد سریع یافته تولید شدند.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 5-1- (الف) فرایند ریخته ریزی نوارهای عریض و (ب) نمونه‌ای از فویل‌های آمورف تولیدی.

شرایط بهینه فرایند ریخته ریزی جهت تولید فویل‌های لحیم آمورف آلیاژهای BNi2 و MBF-15 و مشخصات ابعادی آنها در جدول 5-2 آورده شده است.

جدول 5-2- پارامترهای بهینه فرایند ریخته‌ریزی فویل‌های BNi2 و MBF-15 و مشخصات ابعادی آنها.

نام آلیاژ	فاصله نازل با دیسک (mm)	سرعت خطی دیسک (m/s)	فشار تزریق (mbar)	زمان فوق ذوب (s)	ضخامت فویل (μm)	پهنای فویل (mm)
BNi2	0/28	25	800	110	31	21
MBF-15	0/28	25	800	75	36	21

نمونه‌های آلیاژ IN-738LC که به عنوان فلز پایه در انجام آزمایشات در پژوهش حاضر مورد استفاده قرار گرفت، از یک پره ریختگی توربین گازی که در یکی از صنایع توربین سازی داخل کشور ریخته‌گری شده بود، تهیه گردید. در حال حاضر از این نوع پرها در ساخت توربین‌های گازی در شرکت‌های توربین‌سازی داخل کشور استفاده می‌شود.

## 5-2- آنالیز حرارتی و پراش اشعه X (XRD)

به منظور تعیین دقیق دمای ذوب فویل‌های آمورف تولید شده از دستگاه آنالیز حرارتی تفاضلی (DTA) مدل NETZSCH STA 409 PC/PG استفاده شد. برای انجام این آزمایش 30 میلی‌گرم از ماده در بوتله آلومینایی قرار داده شده و تحت جریان گاز آرگون با نرخ  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$  تا دمای  $1350^{\circ}\text{C}$  حرارت داده شد. با استفاده از منحنی DTA به دست آمده دماهای حد جامد و حد مایع فویل‌های BNi2 و MBF-15 ریخته ریزی شده تعیین شده و سپس بر اساس آن دماهای مناسب جهت انجام فرایند TLP انتخاب گردید.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

از روش پراش اشعه X جهت تعیین آمورف یا کریستاله بودن ریزساختار فویل های تولیدی استفاده شد. آزمون XRD با استفاده از دستگاه فیلیپس مدل X'pert با منبع تولید اشعه X از نوع کاتد مسی انجام گرفت. نمونه ها از زاویه  $2\theta=30^\circ$  تا زاویه  $2\theta=120^\circ$  تحت آزمایش قرار گرفتند.

### 3-5- فرایند TLP

نمونه های آزمون با استفاده از دستگاه وایر کات از شمش ریختگی IN-738LC با ابعاد  $10 \times 10 \times 5 \text{ mm}$  برش داده شدند. سطوح لحیم کاری نمونه های برش داده شده به منظور حذف لایه اکسیدی سطحی پس از عملیات وایرکات، سنباده زنی و پولیش شدند. سپس نمونه ها در محلول استون و با استفاده از دستگاه التراسونیک به مدت 15 دقیقه شستشو داده شدند. فویل های آمورف MBF-15 با ابعاد  $10 \times 10 \text{ mm}$  در بین سطوح پولیش شده قرار داده شده و به منظور ثابت نگه داشتن نمونه ها از یک فیکسچر از جنس فولاد زنگ نزن مطابق شکل 2-5 استفاده شد. همچنین به منظور جلوگیری از چرخش نمونه ها در حین فرایند TLP، از یک حلقه فلزی مطابق شکل استفاده شد. فرایند لحیم کاری TLP در کوره تیوبی تحت خلأ  $4 \times 10^{-5} \text{ torr}$  و در دماها و زمان های مختلف مطابق جدول 3-5 انجام شد. نمونه ها با نرخ  $20^\circ \text{C/min}$  تا دمای مشخص شده حرارت داده شده و پس از نگهداری به مدت معین در داخل کوره، تحت اتمسفر خلأ سرد شدند.

جدول 3-5- شرایط انجام فرایند TLP

فویل لحیم آمورف	دمای اتصال دهی ( $^\circ \text{C}$ )	زمان اتصال دهی (min)				
BNi2	1035	30				
	1055	30	45	60		
	1080	30	45	60		
MBF-15	1130	15	30	60	90	
	1150		30	60	90	120
	1170		30	60		



شکل 5-2- فیکسچر مورد استفاده جهت انجام فرایند TLP.

#### 5-4- بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ های نوری و الکترونی

نمونه های لحیم کاری شده جهت بررسی های ریزساختاری از ناحیه اتصال مقطع زده شده و پس از سنباده زنی و پولیش با استفاده از محلول ماربل با ترکیب شیمیایی  $10 \text{ gr CuSO}_4 - 50 \text{ ml HCl} - 50 \text{ ml H}_2\text{O}$  چ شدند. مطالعه ریزساختار نمونه ها با استفاده از دستگاه میکروسکوپ نوری مدل NEOPHOT 32 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل JEOL-JXA 840 مجهز به سیستم WDS و MIRA 3 TESCAN مجهز به سیستم EDS انجام پذیرفت.

پس از بررسی کامل نمونه های لحیم کاری شده از لحاظ مشخصات ریزساختاری در داخل کشور، تعدادی از نمونه های اتصال دهی شده با استفاده از هر دو نوع فویل آمورف MBF-15 و BNi2 جهت انجام بررسی های بیشتر و اخذ تأییدیه به آزمایشگاهی در دانشگاه ملی کشور تایوان (National Taiwan University of Science and Technology) ارسال شده و ناحیه اتصال نمونه ها با استفاده از میکروسکوپ SEM مورد بررسی قرار گرفت. نتایج این مطالعات نیز در بخش نتایج و بحث آورده شده و با نتایج بررسی های ریزساختاری انجام شده در داخل کشور مقایسه شده است.

#### 5-5- خواص مکانیکی

میکروسختی نمونه های TLP با استفاده از دستگاه میکرو سختی سنج مدل Leco و با اعمال بار 300gr به مدت 10 ثانیه بر روی ناحیه اتصال TLP بر اساس استاندارد ASTM E384 اندازه گیری شد. به منظور تعیین مقدار سختی هر ناحیه اتصال TLP، متوسط 5 مقدار سختی در نظر گرفته شد. آزمایش استحکام برشی در دمای محیط با استفاده از دستگاه کشش 25 تن مدل Schenck با سرعت کشش 1 mm/min بر اساس استاندارد ASTM E8 انجام گرفت. جهت اعمال تنش برشی بر مقطع اتصال

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

نمونه‌ها در آزمایش کشش از فیکسچر طراحی و ساخته شده از جنس فولاد VCN 150 مطابق شکل 5-3 استفاده شد.



شکل 5-3- فیکسچر مورد استفاده جهت تعیین استحکام برشی نمونه‌های TLP.

Archive of SID

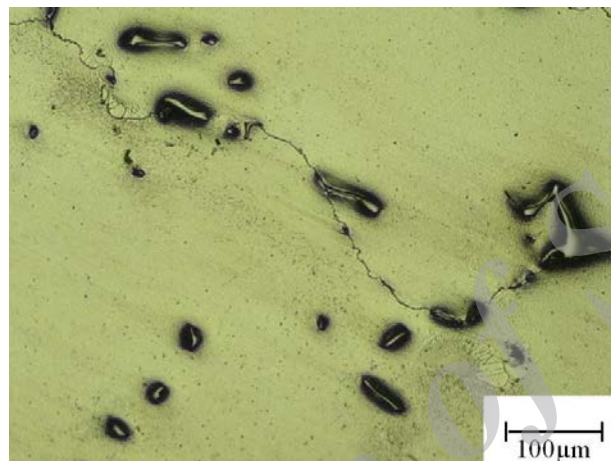


فصل ششم:  
نتایج و بحث

Archive of SID

### 1-6- ریزساختار فلز پایه و فویل های لحیم آمورف

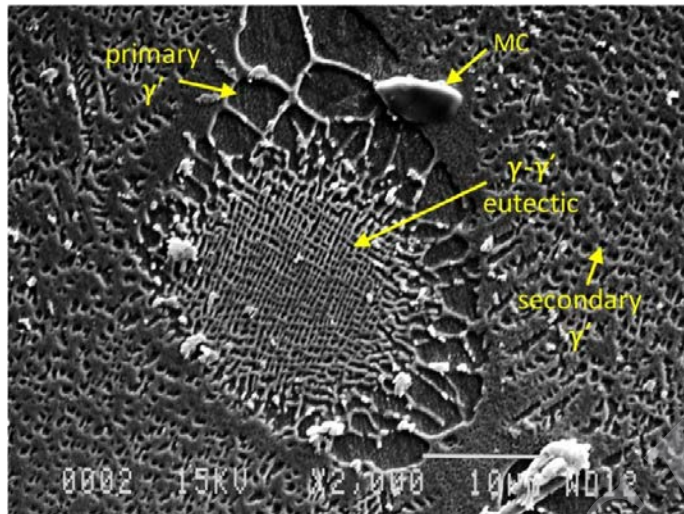
ریزساختار میکروسکوپ نوری سوپرآلیاژ IN-738LC ریختگی مورد استفاده در پژوهش حاضر در شکل 1-6 نشان داده شده است. با توجه به تصویر فوق رسوبات درشت در زمینه و مرزخانه ها که به عنوان ذرات کاربید فلزی در سوپرآلیاژهای پایه نیکل شناخته می شوند، به وضوح قابل تشخیص می باشند.



شکل 1-6- تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC ریختگی.

شکل 2-6 تصویر SEM ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC را نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود، ریزساختار آلیاژ شامل زمینه محلول جامد فاز  $\gamma$  (دارای ساختار کریستالی FCC) و رسوبات مکعبی فاز  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) و همچنین کاربیدها و مناطق یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  می باشد. فاز  $\gamma$  معمولاً شامل درصد بالایی از عناصر محلول جامد نظیر کبالت، کروم، مولیبدن و تنگستن می باشد که باعث استحکام بخشی زمینه سوپرآلیاژ می شوند. ذرات فاز  $\gamma'$   $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  با ساختار منظم  $\text{FCCL}_{12}$  عامل اصلی استحکام بالای آلیاژ IN-738 می باشد که پارامتر شبکه نزدیک به فاز زمینه  $\gamma$  دارد.



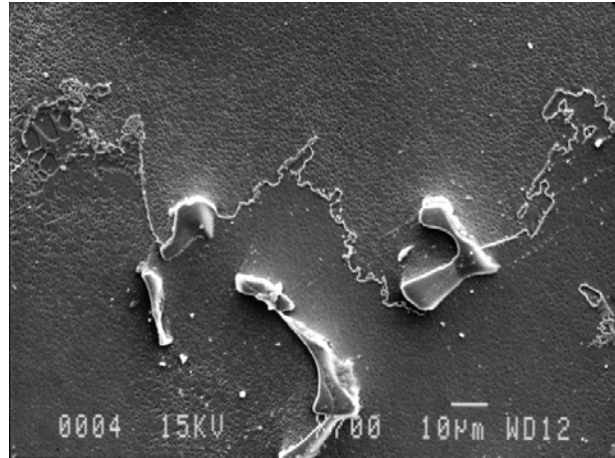


شکل 6-2- تصویر SEM ریزساختار سوپرآلیاژ IN-738LC ریخته‌گی.

کاربیدهای نوع MC معمولاً در اثر ترکیب کربن با عناصر دیرگداز نظیر Ti، Mo، Ta و W با مورفولوژی مکعبی یا شبیه حروف الفبا در حین سرد شدن از دمای ریخته‌گری در ریزساختار تشکیل می‌شوند. نتایج تحقیقات انجام شده نشان داده است که کاربیدهای MC در اثر عملیات حرارتی و یا قرارگیری در شرایط سرویس طی واکنش  $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$  به کاربیدهای نوع  $M_{23}C_6$  تبدیل می‌شوند. کاربیدهای  $M_{23}C_6$  عمدتاً به صورت ذرات ریز و ناپیوسته در مرزدانه‌ها رسوب کرده و به دلیل جلوگیری از لغزش بین‌دانه‌ای در دماهای بالا، باعث افزایش استحکام می‌شوند. تشکیل مناطق غیر تعادلی یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  در نتیجه ریزجدایش در ریزساختار در حین انجماد آلیاژ صورت می‌گیرد. همچنین جدایش دندریتی عناصر پایدار کننده فاز  $\gamma'$  که در طی فرآیندهای ریخته‌گری و انجماد اتفاق می‌افتد، تشکیل رسوبات  $\gamma'$  با اندازه‌های مختلف را مطابق تصویر SEM نشان داده شده در شکل 6-2، نتیجه می‌دهد [4].

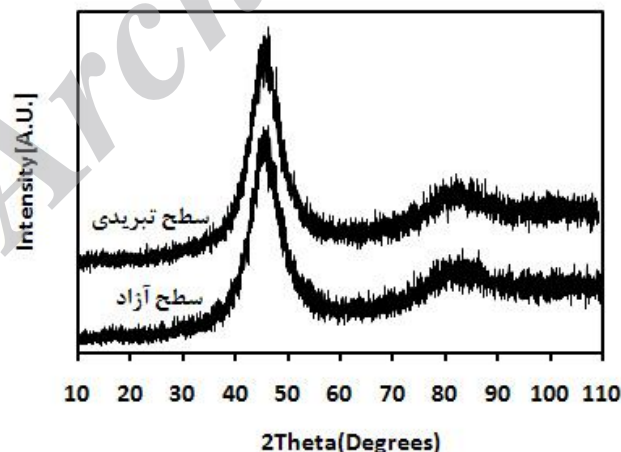
شکل 6-3 مرزدانه‌های داندانه‌ای شکل را در سوپرآلیاژ IN-738LC نشان می‌دهد. نتایج تحقیقات انجام شده نشان داده است که تشکیل این نوع مرزدانه‌ها معمولاً همراه با رسوب ذرات درشت  $\gamma'$  در مرزدانه‌ها بوده و موجب حرکت غیریکنواخت مرز دانه‌ها می‌شود. همچنین تشکیل مرزدانه‌های داندانه‌دار از لغزش مرزدانه‌ای جلوگیری کرده و باعث بهبود قابل توجه خواص مکانیکی دما بالا در سوپرآلیاژها می‌شود.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

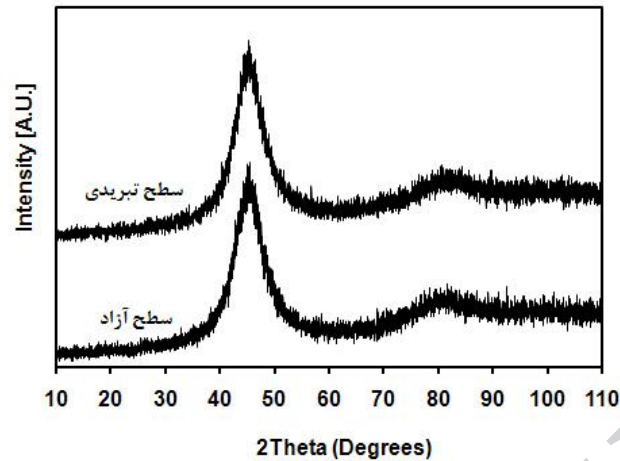


شکل 6-3- مرزدانه های دنداندار در سوپرآلیاژ IN-738LC.

آمورف بودن ساختار فویل های لحیم ریخته ریزی شده با توجه به الگوی پراش پرتو ایکس آنها مورد تأیید قرار گرفت. شکل های 4-6 و 5-6، الگوهای پراش پرتو ایکس هر دو سطح آزاد و تبریدی فویل های ریخته ریزی شده BNi2 و MBF-15 را نشان می دهد. مطابق شکل های فوق، الگوهای پراش هر دو نوع فویل فاقد هرگونه پیک تیز بوده و تنها دارای یک پیک پهن است که این امر نشان دهنده آمورف شدن کامل ساختار می باشد.



شکل 6-4- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح تبریدی (B) و آزاد (F) فویل BNi2.



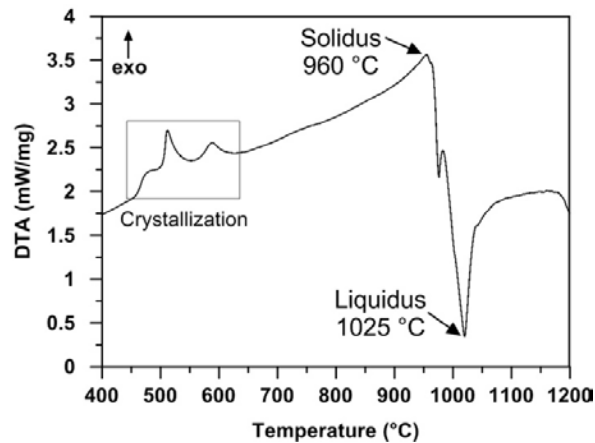
شکل 6-5- الگوی پراش پرتو ایکس از سطح تبریدی و آزاد فویل MBF-15.

## 2-6- دماهای حد جامد و مایع فویل‌های BNi2 و MBF-15

شکل 6-6 منحنی آنالیز حرارتی تفاضلی (DTA) فویل BNi2 را که تا دمای  $1200^{\circ}\text{C}$  تحت نرخ گرمایش  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$  حرارت داده شده است، نشان می‌دهد. با توجه به نمودار DTA فوق مشخص می‌گردد که فویل BNi2 در طی مرحله حرارت دهی دارای سه پیک گرمزا در محدوده دمایی  $450$  تا  $650^{\circ}\text{C}$  می‌باشد.

مطابق منحنی DTA (شکل 6-6)، دماهای حد جامد و مایع برای فویل آمورف BNi2 به ترتیب برابر  $960^{\circ}\text{C}$  و  $1025^{\circ}\text{C}$  به دست آمد که با نتایج گزارش شده توسط شرکت Metglas که یکی از اولین تولیدکنندگان این نوع فویل‌ها در دنیا بوده است و همچنین نتایج گزارش شده توسط محققین مختلف [17، 55] مطابقت دارد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

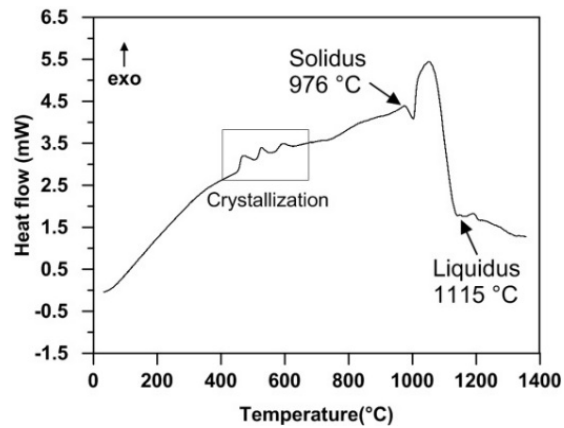


شکل 6-6- منحنی DTA فویل BNi2 در حین حرارت دهی با نرخ گرمایش 20°C/min.

شکل 6-7، منحنی DTA به دست آمده برای فویل MBF-15 را که تحت نرخ گرمایش 20°C/min تا دمای 1350 °C حرارت داده شده و بعد از نگهداری کوتاه مدت در دمای مذکور تحت همان نرخ سرد شده است، نشان می دهد. در طی مرحله حرارت دهی، منحنی DTA دارای سه پیک گرمازا در محدوده دماهای 450 تا 600 °C می باشد که اثری از این پیک ها در طی مرحله سرد کردن مشاهده نمی شود. این پیک ها در مورد سایر آلیاژهای لحیم مشابه نیز گزارش شده و حاکی از تبدیل ساختار آمورف به کریستالی است [12، 17، 55].

بر اساس نتایج DTA مشخص شد که برای نرخ گرمایش انتخاب شده (20°C/min)، دماهای حد جامد و مایع برای فویل آمورف MBF-15 به ترتیب برابر 976°C و 1115°C به دست آمد که با نتایج گزارش شده توسط شرکت Metglas نیز [17، 55] مطابقت دارد. با توجه به دمای حد مایع فویل در حین حرارت دهی مشخص می گردد که فویل در دمای 1115°C کاملاً به حالت مذاب بوده و دمای لحیم کاری انتخاب شده نیز بایستی حداقل برابر دمای فوق باشد.

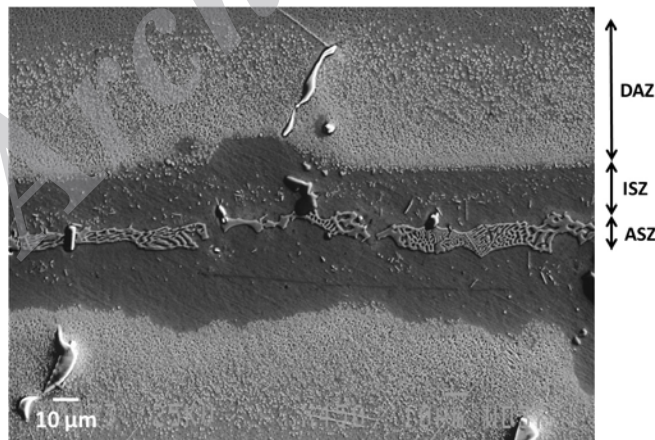
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-7- منحنی DTA فویل آلیاژ MBF-15 در حین حرارت دهی تحت نرخ  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ .

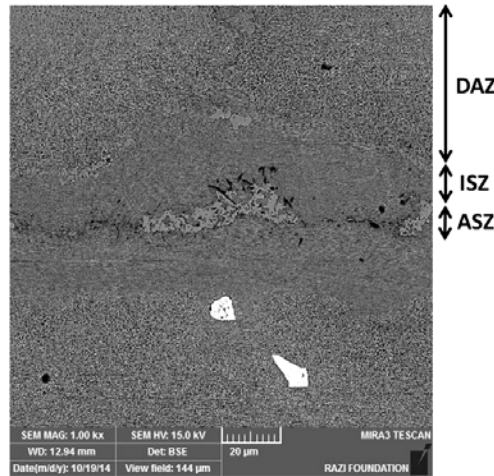
### 3-6- ریزساختار ناحیه اتصال TLP

شکل های 6-8 و 6-9 تصاویر SEM ناحیه اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده آلیاژ IN-738LC با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15 با ضخامت 36 میکرومتر در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه و دو لایه فویل آمورف BNi2 با ضخامت 31 میکرومتر در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که در این تصویر مشخص است، ناحیه اتصال شامل سه منطقه مجزای ناحیه انجماد غیر همدم (ASZ)، ناحیه انجماد همدم (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) می باشد.



شکل 6-8- تصویر SEM اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه

فویل MBF-15.



شکل 6-9- تصویر SEM اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل  $\text{BNi}_2$ .

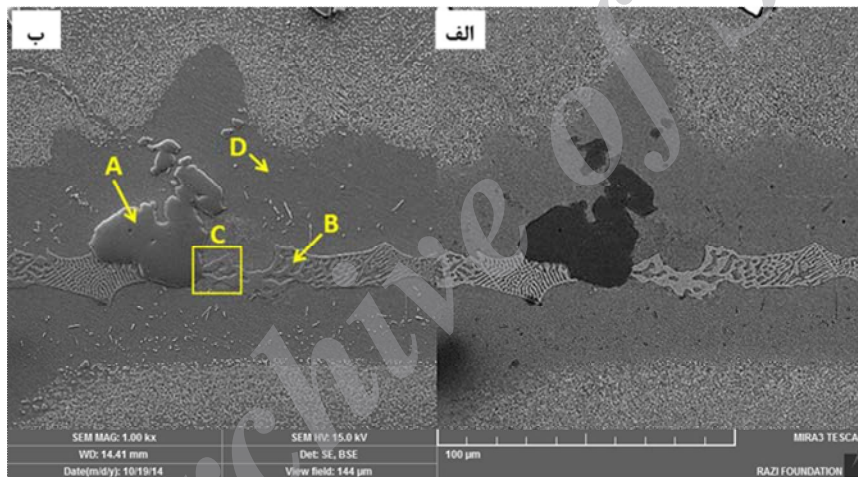
### 6-3-1- ناحیه ASZ و ISZ

در حین فرایند TLP ماده لحیم ذوب شده و مقداری از فلز پایه را نیز ذوب کرده و در خود حل می کند. از آنجا که سرعت نفوذ در فاز مایع بسیار بیشتر از فاز جامد است، بنابراین فرض می شود که فاز مایع با حل کردن مقداری از عناصر آلیاژی موجود در فلز پایه به طور سریع به ترکیب تعادلی با فاز جامد مجاور برسد. این مرحله بسیار سریع تر از نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب (MPD) نظیر B و Si، به داخل ساختار فلز پایه انجام می شود. پس از به تعادل رسیدن مذاب با جامد، نفوذ عناصر MPD کنترل کننده نرخ فرآیند خواهد بود. با نفوذ این عناصر به داخل شبکه فاز جامد، ترکیب مذاب از این عناصر فقیر شده و بنابراین دمای حد مایع آن افزایش می یابد. هنگامی که دمای حد مایع مذاب از دمای فرآیند بالاتر رود مرحله انجماد هم دما آغاز می گردد. با گذشت زمان و نفوذ بیشتر این عناصر به داخل فاز جامد، منطقه انجماد یافته از دیواره ها به سمت مرکز گسترش می یابد. در حین انجماد هم دما، پس زده شدن عناصر آلیاژی از فاز جامد به داخل مذاب وجود ندارد لذا ساختار فاز جامد شامل محلول جامد  $\gamma$  بوده (منطقه ISZ در شکل 6-8) و تشکیل فازهای ثانویه قابل توجه نمی باشد.

ریزساختار ناحیه ASZ دارای مورفولوژی یوتکتیکی است که در شرایط غیرهمدما انجماد پیدا می کند. این ناحیه به دلیل عدم وجود زمان کافی جهت تکمیل فرایند انجماد هم دما تشکیل می گردد. فرایند سرد شدن نیروی محرکه اصلی جهت انجماد غیرهمدما می باشد.

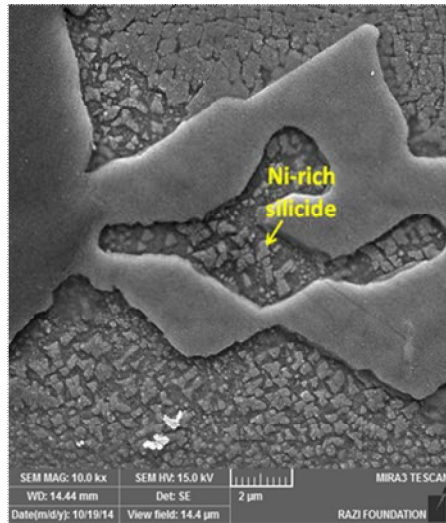
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

تصاویر الکترون های ثانویه و برگشتی میکروسکوپ SEM ریزساختار ناحیه اتصال نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15 در شکل 6-10 نشان داده شده است. شکل 6-11 نیز تصویر SEM ناحیه C در شکل 6-10 را با بزرگنمایی بالاتر نشان می-دهد. با توجه به تصاویر فوق، وجود چند نوع متفاوت رسوبات در ناحیه ASZ قابل تشخیص می-باشند. نتایج آنالیز EDS انجام شده بر روی این رسوبات مطابق نقاط مشخص شده در تصویر SEM در جدول 6-1 آورده شده است. با توجه به نتایج به دست آمده در تحقیق حاضر و همچنین نتایج پژوهش-های انجام گرفته توسط سایر محققین [56] می توان نتیجه گرفت که ناحیه ASZ عمدتاً شامل فازهای محلول جامد پایه نیکل، بورایدهای غنی از نیکل، بورایدهای غنی از کروم و سیلیسیدهای غنی از نیکل می باشد.



شکل 6-10- تصویر SEM (الف) الکترون های برگشتی و (ب) الکترون های ثانویه ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولایه فویل آمورف MBF-15.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-11- تصویر SEM ناحیه C در شکل 6-10.

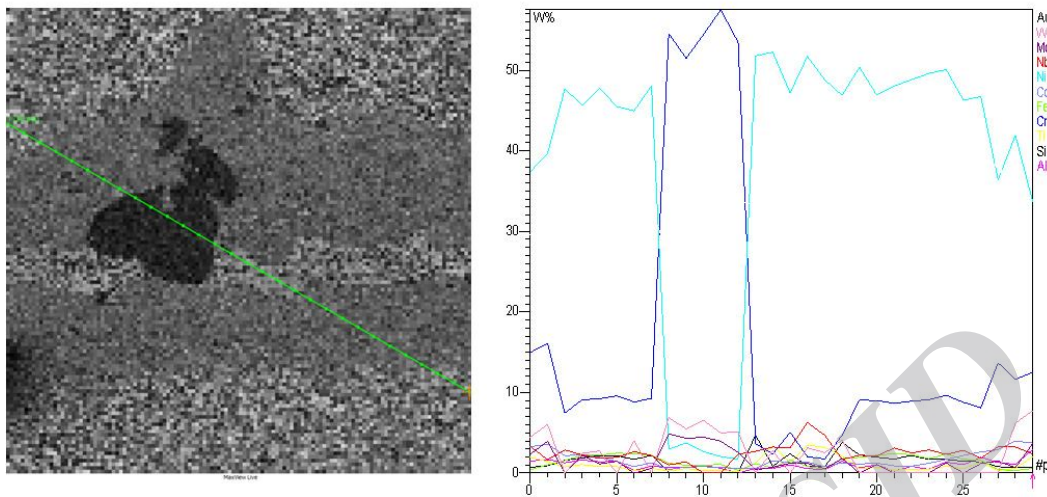
جدول 6-1- نتایج آنالیز EDS فازهای رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ نمونه اتصال دهی شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دولاپه فویل آمورف MBF-15.

ترکیب شیمیایی (wt%)										فاز
W	Mo	Nb	Co	Fe	Ti	Si	Al	Cr	Ni	
8/42	3/76	7/67	0/66	1/22	0/33	0/22	0/78	69/75	7/19	کروم بوراید (A)
4/61	1/76	6/70	2/17	0/99	4/40	1/49	0/98	6/53	70/39	نیکل بوراید (B)
3/74	2/01	5/90	1/53	2/10	1/56	12/47	1/23	5/38	64/07	نیکل سیلیسید (C)
2/16	0/99	2/42	1/80	3/01	0/85	2/10	1/15	10/07	75/47	محلول جامد $\gamma$ (D)

آنالیز خطی انجام شده مطابق شکل 6-12 در امتداد خط نشان داده شده بر روی تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال، به وضوح تغییرات قابل توجه در مقادیر عناصر Ni و Cr ذرات رسوب بورایدی تشکیل شده در این ناحیه را نشان می دهد.



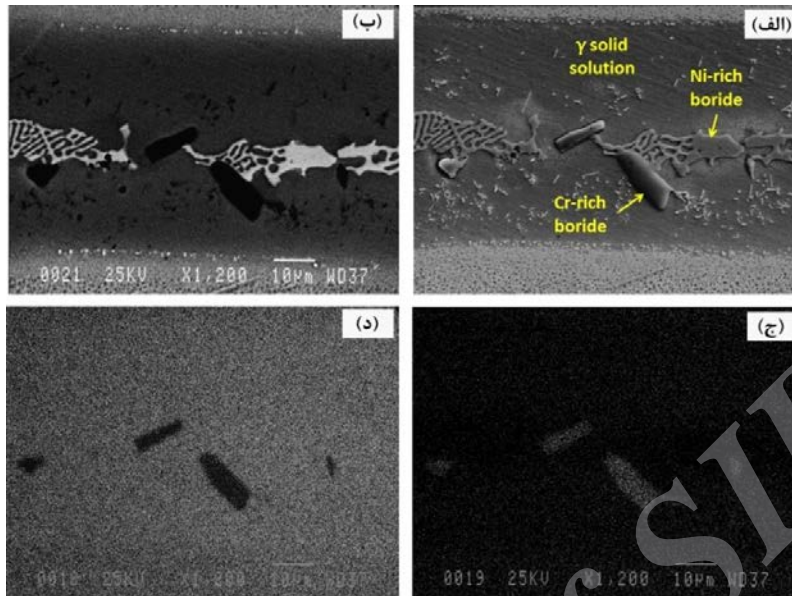
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-12- آنالیز خطی ناحیه مرکزی اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده دولایه فویل آمورف MBF-15.

ذرات غنی از کروم به دلیل اینکه جرم اتمی کمتری در مقایسه با رسوبات غنی از نیکل دارند، در تصویر الکترون های برگشتی مطابق شکل 6-10-الف، به ترتیب به رنگ تیره و روشن ظاهر می شوند. تصاویر الکترون های ثانویه و برگشتی میکروسکوپ SEM به همراه نتایج X-ray map عناصر Cr و Ni ریزساختار ناحیه اتصال نمونه فوق مطابق شکل 6-13 این موضوع را به وضوح تأیید می نماید. همان طور که در شکل- های 6-13-ج و د مشاهده می شود، ترکیبات کروم بوراید به میزان قابل توجهی غنی از کروم و در عین حال فقیر از عنصر نیکل می باشد. در مقابل ترکیبات نیکل بوراید فقیر از عنصر کروم بوده و غنی از نیکل می باشد.

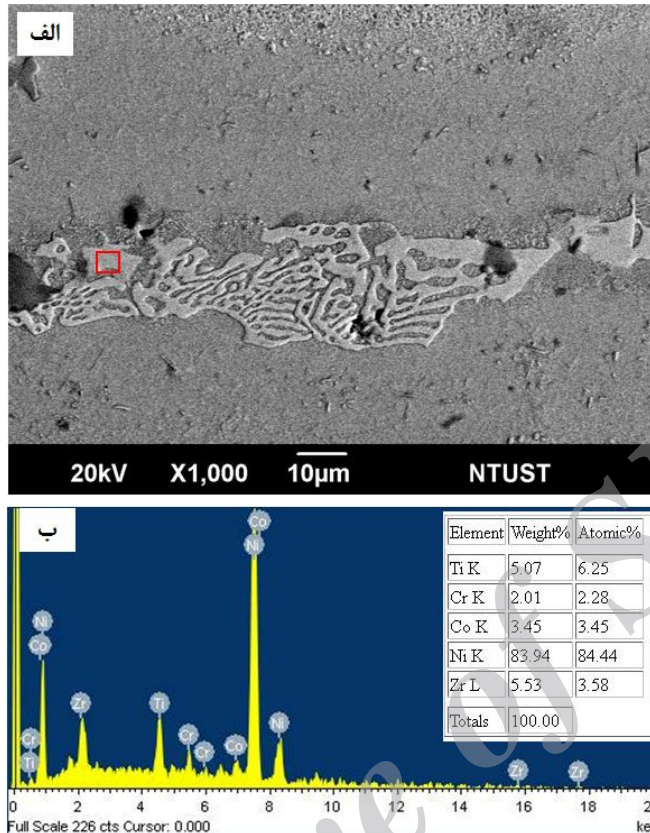
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-13- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از ولایه فویل آمورف MBF-15: (الف) تصویر الکترون های ثانویه، (ب) تصویر الکترون های برگشتی، (ج) X-ray map عنصر کروم و (د) X-ray map عنصر نیکل.

تشکیل ترکیبات بورایدی غنی از نیکل در ناحیه مرکزی اتصال با توجه به بررسی های ریزساختاری انجام شده توسط میکروسکوپ SEM در کشور تایوان مطابق طیف EDS ناحیه مشخص شده بر روی تصویر الکترون های برگشتی در شکل 6-14 نیز مورد تایید قرار گرفت.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



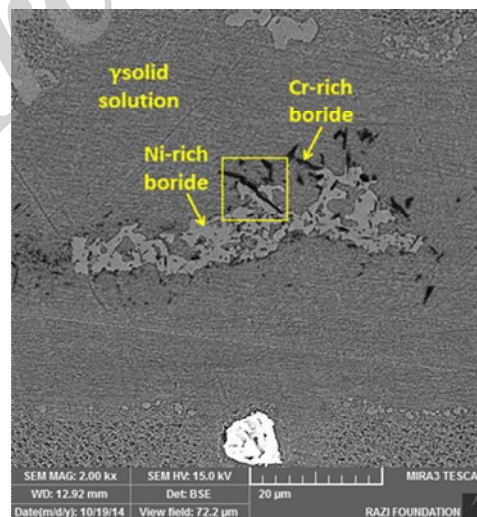
شکل 6-14- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از لایه فویل آمورف MBF-15: (الف) تصویر الکترون های برگشتی، (ب) طیف EDS ناحیه مشخص شده در (الف).

دو پدیده انجماد مرتبط با هم شامل تشکیل دندریت ها و جدایش عناصر حل شونده، می تواند تشکیل ریزساختار ناحیه ASZ را کنترل نماید. با توجه به اینکه جهت انجماد عمدتاً از فلز پایه به سمت ناحیه مرکزی مذاب است، تشکیل ریزساختار مذکور قابل توجهی می باشد. فاز  $\gamma$  به شکل دندریت که از فصل مشترک جامد/مایع رشد می کنند، اولین فاز جامدی است که در حین سرد کردن در این ناحیه تشکیل می شود. در طی تشکیل پیوسته این فاز، عناصر حل شونده با ضریب جدایش  $k < 1$  به سمت مذاب پس زده می شوند. هنگامی که مذاب از عناصر حل شونده غنی می شود، غلظت این عناصر به بالاتر از حد حلالیت آنها در فاز  $\gamma$  افزایش می یابد و لذا فازهای انجمادی ثانویه بین دندریت ها تشکیل می شوند. از آنجایی که قابلیت حل شدن عنصر B در Ni و Cr در مقایسه با قابلیت حل شدن عنصر Si در Ni و Cr به مراتب کمتر است، اتم های B در حین انجماد به سمت فاز مایع پس زده شده و بدین ترتیب باعث

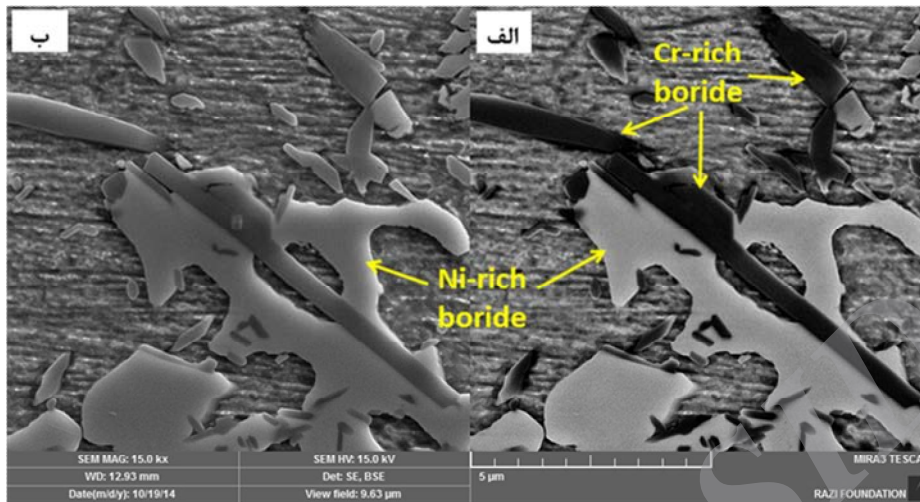
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

نزدیک شدن ترکیب فاز مایع به ترکیب یوتکتیک می شوند. بنابراین فاز یوتکتیک شامل محلول جامد  $\gamma$  و ترکیبات بورایدی نیکل و کروم با پیشرفت فرایند انجماد در ناحیه ASZ تشکیل می شود. فازهای یوتکتیکی تشکیل شده در ناحیه ASZ باعث کاهش انعطاف پذیری اتصال نهایی می شوند. این فازها علاوه بر کاهش انعطاف پذیری، مقاومت در مقابل خوردگی و اکسیداسیون اتصال ایجاد شده را نیز کاهش می دهند. همچنین به واسطه حضور این فازها در منطقه ASZ دمای کاری اتصال نیز به علت جدایش بور در منطقه یوتکتیک مرکزی کاهش می یابد. در نتیجه عملیات همگن سازی، توزیع عنصر بور و تسهیل شرایط برای نفوذ و پخش شدن این عنصر در داخل ساختار، می بایست در دماهای پائین تری و زمان های بیشتری جهت جلوگیری از ذوب شدن مناطق بین دندریتی صورت گیرد که خود باعث افزایش هزینه های تمام شده می گردد. محدودیت ذکر شده را می توان با انتخاب مناسب زمان اتصال به گونه ای که منطقه ASZ از ابتدا تشکیل نگردد مرتفع کرد.

شکل 6-15 تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده دولا به فویل آمورف BNi2 را نشان می دهد. همان طور که در تصویر SEM فوق و همچنین تصویر SEM الکترون های ثانویه و برگشتی تهیه شده از ناحیه مشخص شده در این تصویر مطابق شکل 6-16 مشاهده می شود، ناحیه ASZ در نمونه های اتصال دهی شده آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل BNi2 نیز شامل برخی ذرات رسوب می باشد که با توجه به نتایج آنالیز EDS انجام شده مطابق جدول 6-2، این رسوبات دارای ترکیبات نزدیک به فازهای بورایدی غنی از نیکل و غنی از کروم می باشند.



شکل 6-15- تصویر SEM ناحیه مرکزی اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده دولا به فویل آمورف BNi2.



شکل 6-16- تصویر SEM (الف) الکترون های برگشتی و (ب) الکترون های ثانویه از ناحیه مشخص شده در شکل 6-15.

جدول 6-2- نتایج آنالیز EDS فازهای رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ نمونه اتصال دهی شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف BNi2.

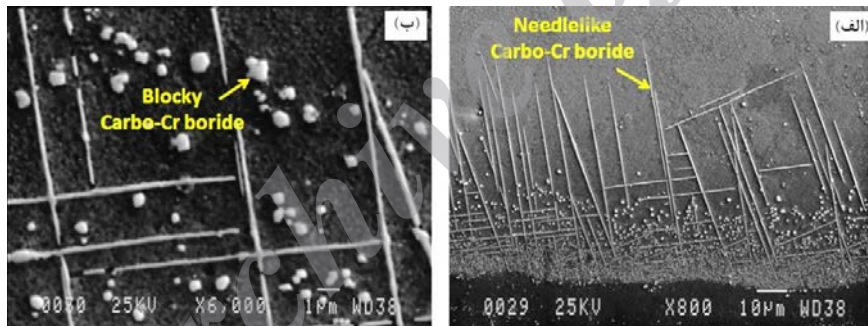
ترکیب شیمیایی (wt%)										فاز
W	Mo	Nb	Co	Fe	Ti	Si	Al	Cr	Ni	
2/12	2/00	6/32	1/83	0/86	4/64	1/26	0/92	4/05	76/01	نیکل بوراید
9/08	10/30	4/39	0/36	0/39	1/10	0/27	0/94	68/07	5/11	کروم بوراید
2/95	1/53	3/63	1/86	2/16	1/33	2/53	1/16	9/92	72/94	محلول جامد $\gamma$

### 6-3-2- ناحیه DAZ

علاوه بر فاز یوتکتیک و ذرات رسوب تشکیل شده در ناحیه ASZ، ذرات فاز دوم در ناحیه DAZ نیز به مقدار قابل ملاحظه‌ای مشاهده شدند. شکل 6-17 تصویر میکروسکوپ الکترونی SEM ناحیه DAZ از اتصال TLP نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-15 را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ناحیه DAZ شامل ذرات فاز ثانویه با دو نوع مورفولوژی متفاوت می‌باشد: مورفولوژی بلوکی و مورفولوژی سوزنی یا ویدمن‌اشاتن (Widmanstätten). دانسیته رسوبات مذکور با افزایش فاصله از فصل مشترک فلز پایه و ناحیه اتصال کاهش پیدا می‌کند. نتایج آنالیز WDS انجام گرفته با استفاده از میکروسکوپ SEM بر روی هر دو نوع ذرات فاز دوم در ناحیه DAZ نشان دهنده درصد نسبتاً بالای عنصر کروم در این رسوبات می‌باشد.

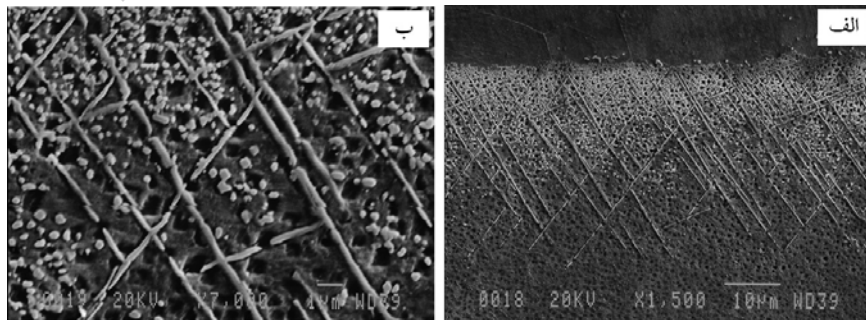
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

ذوب شدن فویل لحیم و نفوذ عنصر بور فلز پایه، حضور عناصر بور و همچنین کربن در ناحیه DAZ مورد انتظار می باشد هرچند امکان تعیین مقدار این عناصر سبک با استفاده از میکروسکوپ های SEM مورد استفاده در این پژوهش وجود نداشت. به علت ضریب نفوذ بالای بور و حلالیت کم آن در نیکل و همچنین تمایل بالای بور به ایجاد ترکیبات بین فلزی با کروم، می توان نتیجه گرفت که با نفوذ بور به درون ساختار فلز پایه، فازهای بورایدی و یا کربو بورایدی غنی از کروم در ناحیه مجاور به فصل مشترک بین اتصال و فلز پایه تشکیل می شوند. با توجه به بررسی های ریزساختاری انجام شده همچنین مشخص گردید که ناحیه DAZ نمونه های لحیم کاری شده با استفاده از فویل BNi2 نیز دارای ریزساختار مشابهی شامل فازهای بین فلزی با مورفولوژی سوزنی و بلوکی شکل می باشند. شکل 6-18 ریزساختار ناحیه مذکور را برای نمونه اتصال TLP ایجاد شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود، ریزساختار شامل فازهای بورایدی و کربو بورایدی مشابه آنچه که در شکل 6-17 نیز بحث گردید، می باشد.



شکل 6-17- تصویر SEM ناحیه DAZ اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با

استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-15.

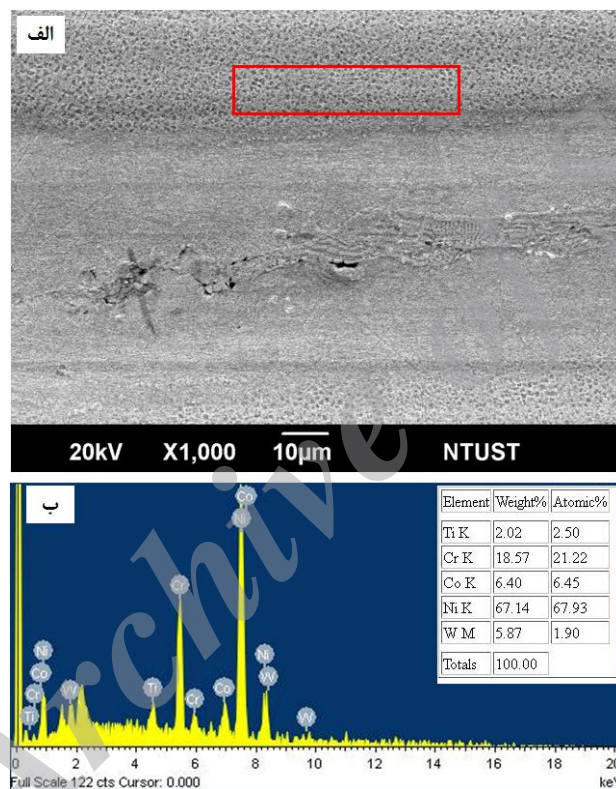


شکل 6-18- تصویر SEM ناحیه DAZ اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با

استفاده از یک لایه فویل آمورف BNi2.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

آنالیز EDS انجام شده بر روی ناحیه DAZ نمونه اتصال داده شده با استفاده از دو لایه فویل BNi2 در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 در دانشگاه ملی کشور تایوان مطابق شکل 6-19 نشان دهنده غلظت بالای عنصر کروم می باشد که این امر غنی بودن فازهای ثانویه تشکیل شده در این ناحیه از عنصر کروم را به وضوح مورد تایید قرار می دهد.

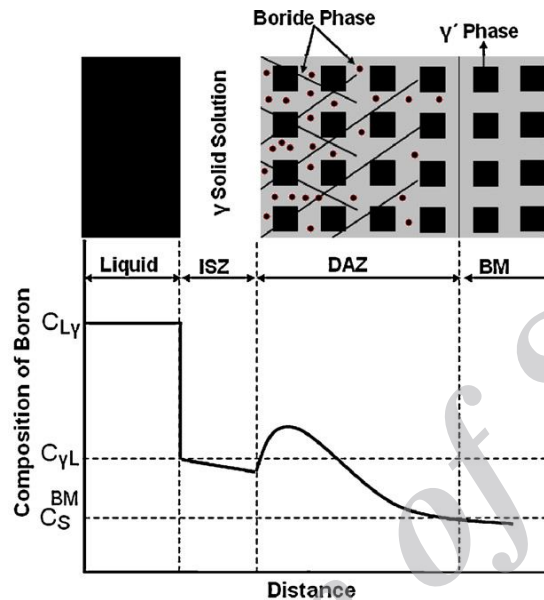


شکل 6-19- تصویر SEM ناحیه اتصال TLP تشکیل شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  به مدت 30 دقیقه با استفاده از دو لایه فویل آمورف BNi2: (الف) تصویر الکترون های برگشتی، (ب) طیف EDS ناحیه مشخص شده در (الف).

شکل گیری رسوبات بورایدی در ناحیه DAZ بر پایه نفوذ عنصر B در فلز پایه در حین فرآیند انجماد همدم استوار است. فرآیند انجماد همدم با نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب، همانند B، به داخل ساختار فلز پایه انجام می شود. به علت نفوذ B از فاز مذاب به سمت فلز پایه در حین فرآیند انجماد همدم، به همراه حضور عنصر کروم که تمایل زیادی به ایجاد ترکیب با B دارد، بورایدهای کروم در منطقه DAZ

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

تشکیل می گردد. بر طبق این مکانیسم، توزیع غلظتی B در مقطع نمونه مورد آزمایش به وسیله شکل 6-20 نشان داده شده است [53].



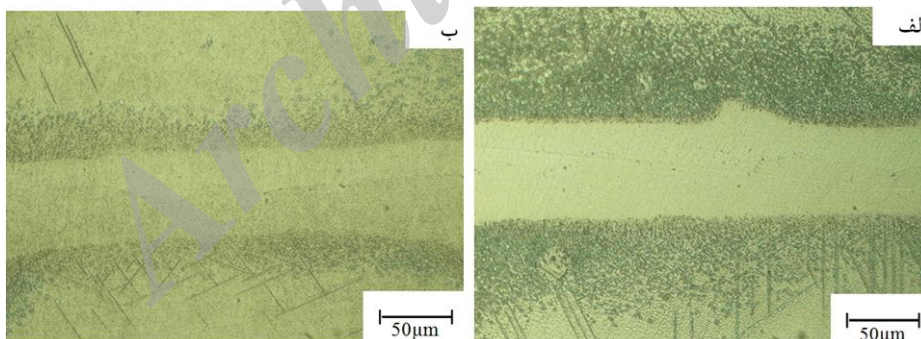
شکل 6-20- نمودار شماتیک نحوه توزیع عنصر B در 3 ناحیه مجزای اتصال [53].

همان طور که در نمودار شماتیک شکل 6-20 مشاهده می شود، غلظت عنصر B در ناحیه ISZ بالاتر از حد انحلال آن در فلز پایه ( $C_{S}^{BM}$ ) است. افزایش موضعی غلظت B در فلز پایه و در مجاورت منطقه اتصال به شکل گیری بورایدهای فلزی مربوط گشته است. مقدار عنصر B که می تواند به داخل فلز پایه نفوذ کند به مقدار زیادی به میزان انحلال B در فصل مشترک ISZ-Liquid بستگی دارد. اگر درصد عنصر B در ناحیه ISZ بالاتر از میزان انحلال آن در فلز پایه باشد، شکل گیری بورایدها مورد انتظار است. شکل 6-21 ریزساختار دو نمونه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و  $1170^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 30 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که در این شکل دیده می شود، میزان فازهای بورایدی تشکیل شده در ناحیه DAZ در اتصال ایجاد شده در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  بسیار کمتر از اتصال ایجاد شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  است. علت این مسئله را می توان به شکل زیر توضیح داد. در صورتی که غلظت عنصر B در منطقه ISZ کمتر از میزان حلالیت عنصر B در فلز پایه باشد، ترکیبات بورایدی در ناحیه DAZ شکل نخواهند گرفت. تحت این شرایط درصد B در فاز مذاب به اندازه ای نیست که به سمت فلز پایه نفوذ کرده و باعث افزایش درصد B در فلز پایه به مقادیری بالاتر از میزان حلالیت



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

B در نیکل گردد. تحت این شرایط ترکیبات بورایدی در منطقه DAZ تشکیل نمی گردند. این شرایط با حضور عناصر آلیاژی همانند Cr، W و Mo تغییر می یابد. از آنجاکه این عناصر تمایل بسیار زیادی به تشکیل فازهای بورایدی دارند، لذا باعث کاهش میزان حلالیت B در فلز پایه می گردند. با نفوذ بیشتر این عناصر از فلز پایه به سمت منطقه ISZ در دماهای بالاتر، میزان حلالیت B در این منطقه ( $C_{\gamma\beta}$ ) در شکل 1) کاهش می یابد. حداکثر حلالیت B در فلز نیکل در دمای  $1094^{\circ}\text{C}$  اتفاق می افتد. نشان داده شده است که دمای مذکور در اثر حضور عناصر Cr، W و Mo افزایش می یابد [75]. برای مثال دمای بیشینه حلالیت B در آلیاژ CMSX4 که حاوی حدود  $Cr\%6/5$ ،  $W\%6$  و  $Mo\%0/6$  است در حدود  $1289^{\circ}\text{C}$  است [75]. با توجه به این مطلب، از آنجاکه IN738 حاوی مقادیر قابل توجهی از عناصر یادشده است ( $Cr\%16/1$ ،  $W\%2/9$  و  $Mo\%1/7$ )، دمای بیشینه حلالیت این عناصر در این آلیاژ بالاتر از  $1094^{\circ}\text{C}$  خواهد بود. در نتیجه میزان حلالیت B در فلز پایه با افزایش دما افزایش می یابد. این دو مسئله (کاهش درصد B در منطقه ISZ و افزایش حلالیت B در فلز پایه با افزایش دما از  $1130^{\circ}\text{C}$  به  $1170^{\circ}\text{C}$ ) می تواند باعث کاهش درصد فازهای بورایدی در منطقه DAZ گردد. نتایج مشابهی توسط Schnell و Graf [74]، [75] در اتصال دهی آلیاژ CMSX-4 گزارش شده است. این محققین بیان کرده اند که در بالای یک دمای بحرانی، میزان حلالیت B در منطقه انجماد هم دما به زیر میزان حلالیت آن در فلز پایه می رسد.

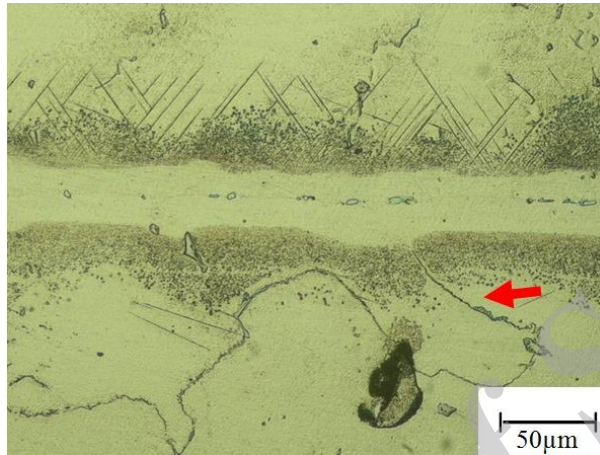


شکل 6-21- ریزساختار دو نمونه اتصال ایجادشده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دماهای الف)  $1130^{\circ}\text{C}$  و ب)  $1170^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 30 دقیقه

اندازه رسوبات بورایدی تشکیل شده در منطقه DAZ در مجاورت منطقه اتصال ریزتر بوده و با دور شدن از منطقه اتصال و به سمت فلز پایه، ابعاد رسوبات نیز درشت تر می شوند. این رسوبات همچنین به طور ترجیحی در مرزدهانه ها تشکیل می گردند (ناحیه نشان داده شده با فلش در شکل 6-22). از آنجا که

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

سرعت مرحله انجماد هم‌دما با نفوذ عناصر کاهش‌دهنده نقطه ذوب (همانند B و Si) از منطقه مذاب به سمت فلز پایه کنترل می‌شود، مرزدانه‌ها می‌توانند مناطق ترجیحی برای نفوذ این عناصر به درون فلز پایه باشند.

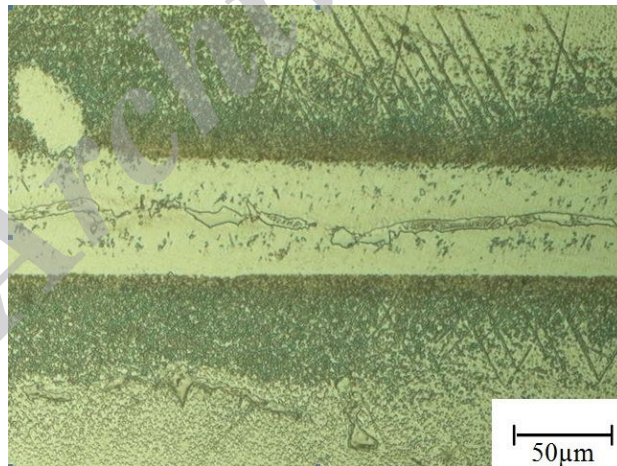


شکل 6-22- اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه. رسوبات بورایدی به صورت ترجیحی در مرزدانه‌های فلز پایه ایجاد گشته‌اند.

هنگامی که میزان عناصر حل شده در فلز پایه از حد حلالیت آنها در فلز پایه بیشتر گردد، رسوبات بورایدی در مرزدانه‌ها تشکیل می‌گردد. Song و همکارانش [42] بیان کرده‌اند که رسوبات تشکیل شده در این منطقه عمدتاً بورایدی بوده و رسوبات سیلیسی در این ناحیه تشکیل نمی‌گردند. همچنین درصد سیلیسیم در زمینه با گذر زمان تغییر نمی‌یابد و توزیع این عنصر در منطقه اتصال به صورت یکنواخت است. همان‌طور که در نمودارهای فازی Ni-B (شکل 4-4) و Ni-Si (شکل 5-4) در فصل 4 مشاهده می‌شود، در دمای 1400K حلالیت Si در Ni در حدود 20% است، حال آنکه حلالیت B در Ni در این دما بسیار ناچیز است. با توجه به این مطلب به نظر می‌رسد که عنصر Si در محلول جامد باقی مانده حال آنکه B (به علت حلالیت ناچیز) از محلول جامد خارج شده و به صورت رسوبات بورایدی رسوب می‌کند. رسوبات بورایدی در منطقه DAZ همچنین می‌تواند بر روی سرعت نفوذ عنصر B در فلز پایه مؤثر باشد. چنانچه میزان ترکیبات بین‌فلزی بورایدی تشکیل شده در منطقه DAZ زیاد باشد، میزان عنصر B در داخل شبکه فلز پایه کاهش یافته و لذا فلز پایه می‌تواند میزان بیشتری B را در خود حل نماید. همان‌طور که در بخش‌های قبلی عنوان گردید، با افزایش دمای فرآیند، درصد بورایدهای تشکیل شده در منطقه DAZ کاهش می‌یابد و در نتیجه باعث کاهش سرعت نفوذ عنصر B در دماهای بالاتر گردد.

**4-6- بررسی اثر دما بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های MBF15 و BNi2**

شکل 6-23 تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 15 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که در شکل مشاهده می شود ناحیه یوتکتیک به همراه ترکیبات بین فلزی در منطقه میانی اتصال شکل گرفته است. همچنین درصد بالایی از ترکیبات بین فلزی در به صورت پراکنده در ساختار منطقه انجماد هم دما ایجاد شده است. از آنجا که فازهای شکل گرفته در ناحیه میانی منطقه اتصال بسیار ترد هستند، باعث کاهش استحکام و مقاومت به ضربه اتصال ایجاد شده می گردند. با توجه به مطلب ذکر شده، به منظور بهبود خواص نهایی اتصال می بایست از ایجاد این فازها در منطقه اتصال جلوگیری گردد. فرآیند اتصال دهی در روش فاز مایع گذرا به وسیله نفوذ عناصر آلیاژی از ناحیه اتصال به فلز پایه و بالعکس کنترل می شود، لذا پارامترهای تأثیرگذار بر روی نفوذ عناصر آلیاژی همانند دما، زمان و ضخامت لایه پرکننده از اهمیت بالایی در تعیین ریزساختار نهایی اتصال برخوردار است. بنابراین به نظر می رسد که دما و زمان اتصال دهی در این نمونه مناسب نبوده و می بایست جهت بهبود کیفیت اتصال ایجاد شده، دما و یا زمان تغییر یابد.

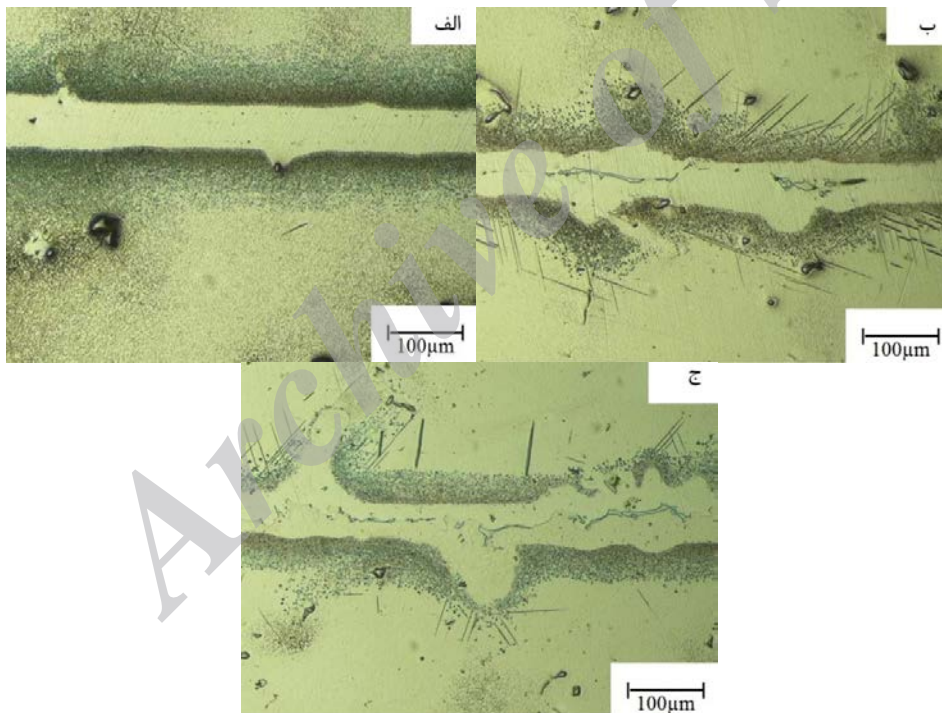


شکل 6-23- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 15 دقیقه.

شکل 6-24 تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل MBF-15 را در زمان 30 دقیقه و در سه دمای مختلف  $1130^{\circ}\text{C}$ ،  $1150^{\circ}\text{C}$  و  $1170^{\circ}\text{C}$  نشان می دهد. همان طور که در شکل 6-24 الف مشاهده

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

می شود، مرحله انجماد همدمما در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه کامل شده و ریزساختار ناحیه اتصال شامل محلول جامد  $\gamma$  می باشد و فازهای یوتکتیکی و همچنین ترکیبات بین فلزی در آن مشاهده نمی گردد. این موضوع با توجه به تصاویر SEM گرفته شده از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده نیز تأیید می گردد (شکل 6-25). با بررسی شکل 6-24 مشخص می گردد که با افزایش دمای اتصال دهی از  $1130^{\circ}\text{C}$  به  $1150^{\circ}\text{C}$  و  $1170^{\circ}\text{C}$  مناطق یوتکتیک و فازهای بین فلزی مجدداً در داخل ساختار ناحیه اتصال ایجاد شده اند. همچنین رفتار مشابهی نیز در زمان اتصال دهی 60 دقیقه و سه دمای مذکور مطابق شکل 6-26 مشاهده گردید. همانطور که در شکل مذکور مشاهده می شود، با اتصال دهی در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه انجماد همدمما کامل شده است اما با افزایش دمای اتصال دهی به  $1150^{\circ}\text{C}$  و  $1170^{\circ}\text{C}$  مجدداً ترکیبات بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال ظاهر شده اند.

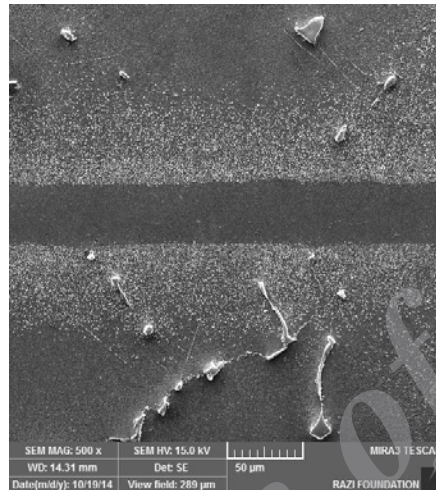


شکل 6-24- تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل MBF-15 را در زمان 30 دقیقه و در سه دمای (الف)  $1130^{\circ}\text{C}$ ، (ب)  $1150^{\circ}\text{C}$  و (ج)  $1170^{\circ}\text{C}$ .

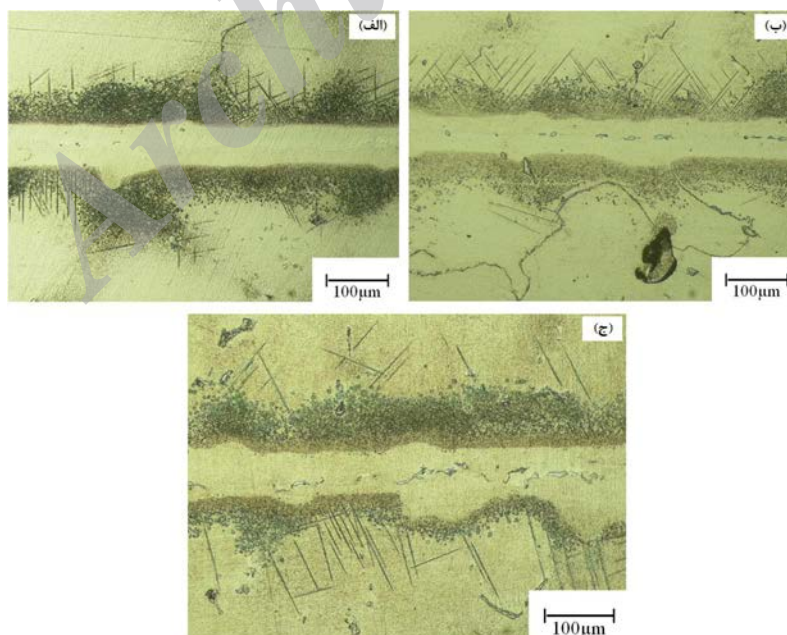
وجود برخی فرورفتگی ها (یا برآمدگی ها) در فصل مشترک شکل 6-21 می تواند ناشی از ناهموازی های موجود در سطح فویل ها یا خراش های موجود در سطح نمونه ها و یا نحوه آماده سازی نمونه ها باشد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

همچنین وجود مناطق ناهمگن موضعی در ریزساختار (همانند مرز دانه‌ها) که میزان نفوذ عناصر آلیاژی را به صورت موضعی تحت تاثیر قرار می‌دهد می‌تواند باعث کاهش (و یا افزایش) موضعی دمای ذوب و در نتیجه ایجاد فرورفتگی (یا برآمدگی) در ناحیه مذکور گردد.



شکل 6-25- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.



شکل 6-26- تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اتصال فویل MBF-15 را در زمان 60 دقیقه و در سه دمای (الف)  $1130^{\circ}\text{C}$ ، (ب)  $1150^{\circ}\text{C}$  و (ج)  $1170^{\circ}\text{C}$ .

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

انتظار می رود با افزایش دمای اتصال دهی، زمان لازم برای تکمیل فرآیند انجماد هم‌دما به دلیل افزایش سرعت نفوذ عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب افزایش یابد. Sakamoto و همکارانش [74] بر مبنای قوانین نفوذ، رابطه زیر را مابین دما و زمان اتصال دهی پیشنهاد کرده اند:

$$(1-6) \quad (T + 20 \log t)^{1/2}$$

در این رابطه  $T$ ، دما و  $t$  زمان اتصال دهی است. همان طور که مشاهده می گردد، بر طبق نظریه Sakamoto دمای اتصال دهی رابطه خطی با لگاریتم زمان فرآیند دارد به نحوی که با افزایش دما، زمان فرآیند به صورت لگاریتمی کاهش می یابد. برخلاف این نظریه، مشاهدات انجام شده در این پژوهش نشان می دهد که سرعت مرحله انجماد هم‌دما در دماهای بالاتر پایین تر خواهد بود.

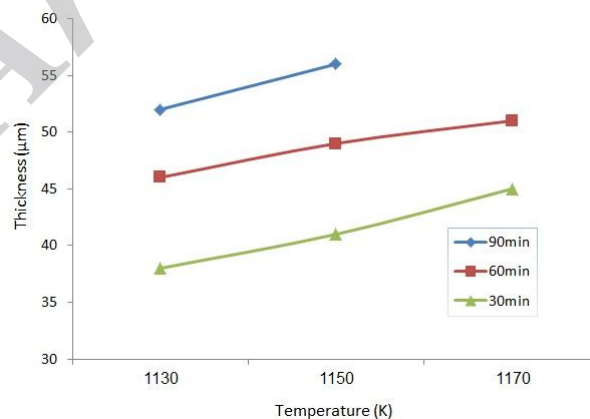
اگرچه سرعت نفوذ با افزایش دما افزایش می یابد اما باقی ماندن فازهای یوتکتیک در ناحیه میانی اتصال ناشی از مکانیسم حاکم در روش اتصال دهی فاز مایع گذرا است. با شروع فرآیند اتصال دهی، عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب (MPD) همانند بور و سیلیسیم از داخل ناحیه اتصال به سمت فلز پایه نفوذ می کنند. با کاهش درصد این عناصر در منطقه اتصال، دمای حد جامد مذاب موجود در این ناحیه افزایش یافته، و با رسیدن دمای حد جامد به دمای اتصال دهی، فرآیند انجماد هم‌دما در نواحی نزدیک به فلز پایه آغاز می گردد و به سمت مرکز ناحیه اتصال ادامه می یابد. 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 بیشتری طول می کشد تا انجماد هم‌دما در ناحیه میانی منطقه اتصال کامل شود. لذا پس از پایان فرآیند در دماهای  $1150^{\circ}\text{C}$  و  $1170^{\circ}\text{C}$  مایع باقی مانده در ناحیه میانی که غنی از عناصر آلیاژی است به صورت یوتکتیکی منجمد می گردد.

علاوه بر مطالب ذکر شده، جدایش عناصر آلیاژی فلز پایه نیز در حین انجماد بر روی زمان اتمام فرآیند اتصال دهی در دمای مشخص تأثیرگذار است. در مرحله ابتدایی فرآیند اتصال دهی، و با ذوب شدن فویل اتصال دهنده، مقداری از فلز پایه نیز در منطقه مذاب حل می گردد. فرآیند حل شدن فلز پایه در مذاب ناحیه اتصال تا زمانی که فازهای مذاب و جامد به تعادل ترمودینامیکی برسند ادامه می یابد. با افزایش دما، درصد بیشتری از سطح فلز پایه ذوب شده (شکل 6-27) و درصد عناصر آلیاژی فلز پایه که در ناحیه اتصال حل می گردند افزایش می یابد. در اثر این پدیده عناصر آلیاژی فلز پایه همانند  $\text{Ti}$ ،  $\text{W}$ ،  $\text{Nb}$  و  $\text{Mo}$  در منطقه مذاب حل می گردند. از آنجا حلالیت این عناصر در محلول جامد  $\gamma$  پایین است، با پیشرفت فرآیند انجماد هم‌دما، این عناصر به داخل مذاب باقی مانده در منطقه میانی اتصال پس زده می شوند (شکل های 6-10، 6-11 و 6-15 و جدول های 6-1 و 6-2). با پیشرفت مرحله انجماد هم‌دما مذاب باقی-

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

مانده در ناحیه میانی اتصال به تدریج از عناصر آلیاژی فلز پایه غنی می گردد و دمای تعادلی انجماد آن کاهش می یابد. از آنجا که عناصر  $W$ ،  $Ti$ ،  $Nb$  و  $Mo$  به صورت جانشین در  $Ni$  نفوذ می کنند، لذا، سرعت نفوذ این عناصر در فاز  $\gamma$  پایین است. با افزایش دمای اتصال دهی، از آنجا که مقدار بیشتری از عناصر فلز پایه در مذاب میانی منطقه اتصال باقی می ماند، زمان بیشتری برای نفوذ این عناصر از میان محلول جامد  $\gamma$  مورد نیاز است و در نتیجه زمان فرآیند اتصال دهی افزایش می یابد. علاوه بر این با افزایش دمای اتصال-دهی مسافت مورد نفوذ عناصر ذکر شده نیز افزایش می یابد که خود می تواند باعث افزایش زمان مورد نیاز برای اتمام مرحله انجماد هم دمما باشد.

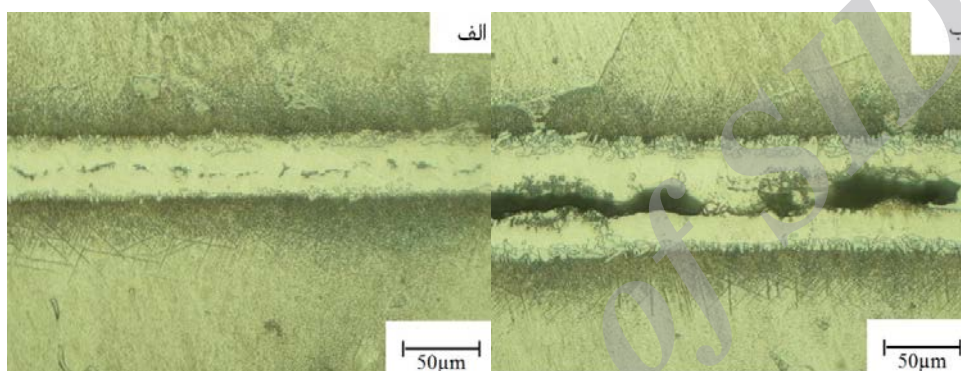
شکل 6-27 اثر دما و زمان اتصال دهی را بر روی ضخامت میانگین اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 را نشان می دهد. همان طور که در این نمودار مشاهده می گردد، با افزایش دما و زمان اتصال-دهی ضخامت منطقه اتصال افزایش یافته است. از آنجا که ضخامت فویل MBF-15 مورد استفاده در حدود  $36\mu m$  بوده است، مشاهده می گردد که با افزایش دمای اتصال دهی تا  $1170^{\circ}C$  ضخامت منطقه اتصال در پس از گذشت 30 دقیقه به حدود  $45\mu m$  رسیده است که نشان دهنده حل شدن فلز پایه در مذاب منطقه اتصال و در نتیجه افزایش عرض ناحیه اتصال است. علاوه بر این، مشاهده می گردد که عرض ناحیه اتصال با گذشت زمان اتصال دهی نیز افزایش یافته است که به دلیل نفوذ عناصر آلیاژی در منطقه DAZ به سمت فلز پایه با گذشت زمان و گسترش منطقه ISZ به سمت فلز پایه است به نحوی که با افزایش زمان اتصال دهی از 30 به 60 دقیقه در دمای ثابت  $1170^{\circ}C$ ، ضخامت منطقه اتصال از  $45\mu m$  به  $51\mu m$  افزایش یافته است.



شکل 6-27- اثر دما و زمان اتصال دهی بر روی عرض منطقه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

نتایج مشابهی در اتصال دهی آلیاژ IN738 به وسیله فویل آمورف BNi2 مشاهده گردید. شکل 6-28 تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای  $1035^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که در این شکل مشاهده می گردد، فازهای بین-فلزی در منطقه اتصال ایجاد گشته و حفراتی در نواحی کناری اتصال (شکل 6-28-ب) بوجود آمده اند. نتایج گرفته شده بیانگر عدم کیفیت اتصال ایجاد شده در دمای  $1035^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه است.

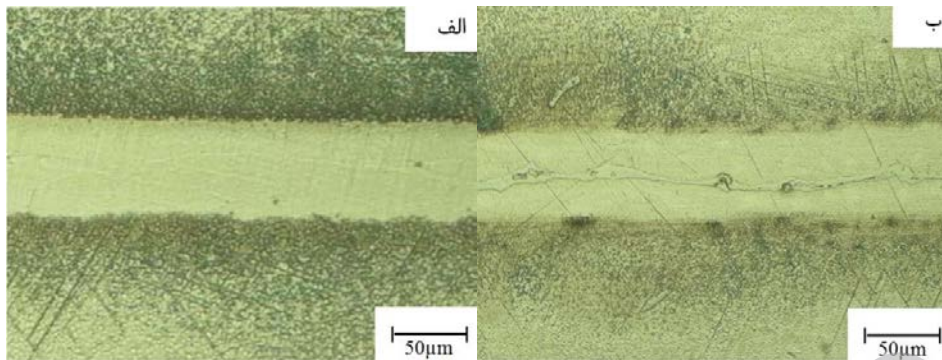


شکل 6-28- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای  $1035^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه، الف) نواحی میانی اتصال و ب) نواحی کناری اتصال.

شکل 6-29 تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل BNi2 را در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و  $1080^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 30 دقیقه نشان می دهد. همان طور که در این شکل مشاهده می گردد، انجماد هم دما در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه کامل گشته است و با افزایش دما تا  $1080^{\circ}\text{C}$  فازهای یوتکتیکی در ناحیه میانی اتصال ایجاد شده اند. لذا برای از بین رفتن این مناطق می بایست زمان اتصال دهی در این دما افزایش یابد.

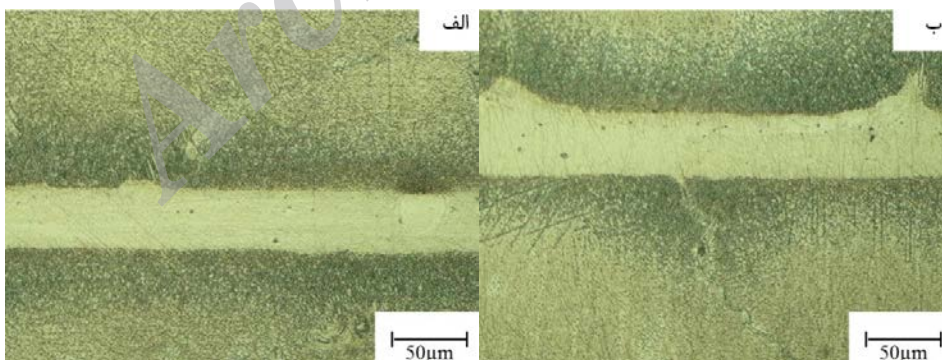


پژوهشکده توسعه تکنولوژی



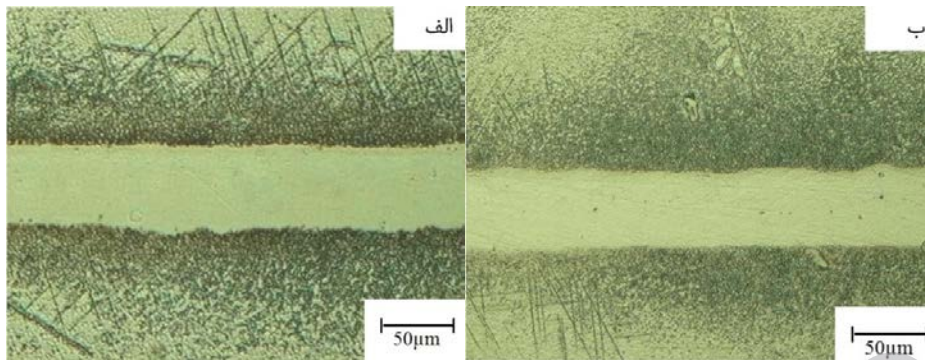
شکل 6-29- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف) 1055°C و ب) 1080°C و در زمان ثابت 30 دقیقه.

شکل های 6-30 و 6-31 تصاویر متالوگرافی از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای 1055°C و 1080°C و در زمان های به ترتیب 45 و 60 دقیقه را نشان می دهد. با افزایش زمان اتصال دهی در دماهای ذکر شده منطقه یوتکتیکی میانی از بین رفته و محلول جامد  $\gamma$  در ناحیه اتصال تشکیل می گردد. در نمونه اتصال داده شده در دمای 1080°C و زمان 45 دقیقه همچنان درصد کمی از ترکیبات بین فلزی به صورت پراکنده در ناحیه اتصال ایجاد شده است اما با افزایش زمان اتصال دهی به 60 دقیقه (همان طور که در شکل 6-31-ب مشاهده می شود) ریزساختار نهایی در ناحیه اتصال از همگنی بالاتری برخوردار است.



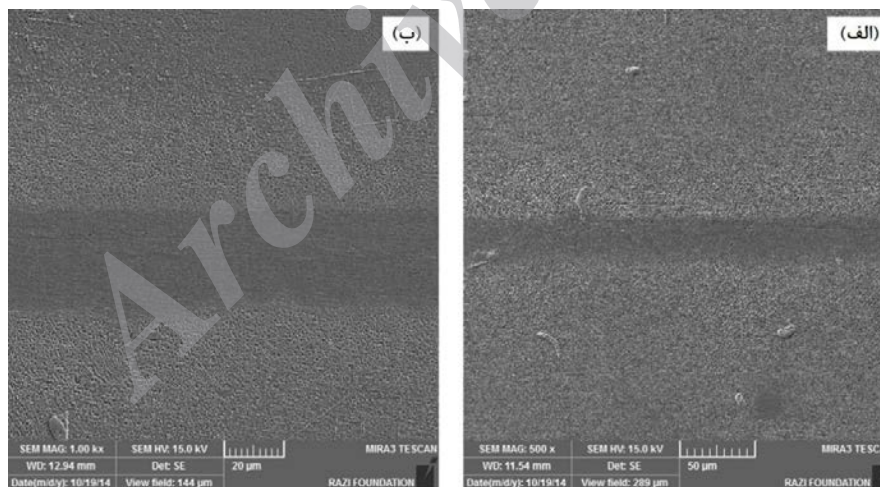
شکل 6-30- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف) 1055°C و ب) 1080°C و در زمان ثابت 45 دقیقه.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



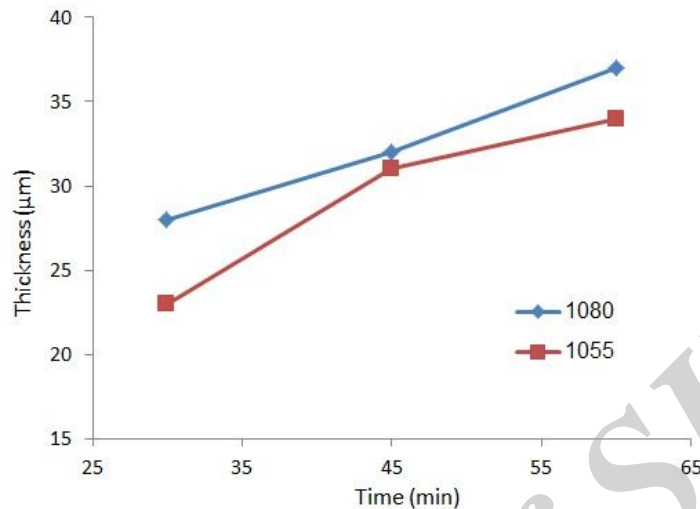
شکل 6-31- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دمای الف)  $1055^{\circ}\text{C}$  و ب)  $1080^{\circ}\text{C}$  و در زمان ثابت 60 دقیقه.

شکل 6-32 تصویر میکروسکوپ SEM را از سطح مقطع نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در دو دما و زمان متفاوت که نشانگر ساختار تک فازی محلول جامد  $\gamma$  می باشد را نشان می دهد. همان طور که در این تصاویر نیز مشاهده می گردد، فازهای یوتکتیکی و ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال ایجاد نشده اند و اتصال ایجاد شده از کیفیت مناسبی برخوردار است.



شکل 6-32- تصویر میکروسکوپ SEM را از سطح مقطع نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 در الف) دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه و ب) دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.

شکل 6-33 اثر دما و زمان اتصال دهی را بر روی ضخامت منطقه اتصال نشان می دهد. همان طور که مشاهده می گردد با افزایش دمای اتصال دهی ضخامت اتصال ایجاد شده افزایش یافته است که بیانگر افزایش میزان حل شدن سطح فلز پایه در منطقه مذاب در حین اتصال دهی است.



شکل 6-33- اثر دما و زمان اتصال دهی بر روی عرض منطقه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2.

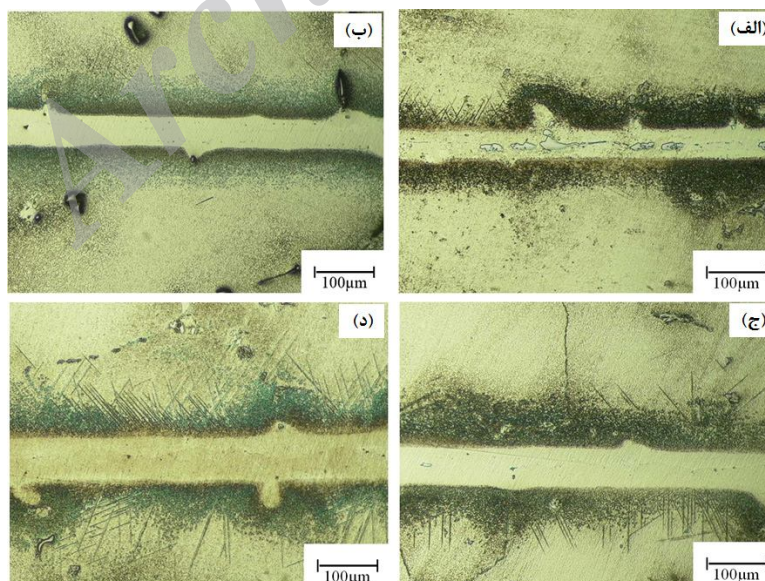
مشاهدات انجام شده با گزارش های ارائه شده قبلی توسط دیگر محققین همانند و Pouranvari [44]، Idowu [50] و Wikstrom [51] در اتصال دهی به وسیله آلیاژ پرکننده Ni-Cr-B مطابقت دارد. این محققین نیز کاهش سرعت مرحله انجماد هم دما را در دماهای بالای اتصال دهی گزارش کرده اند. در مرحله پایانی فرآیند انجماد هم دما، غلظت عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب در خط میانی منطقه اتصال به میزان حلالیت این عناصر در فاز محلول جامد می رسد. بنابراین، زمان اتصال دهی در دمای مشخص به شار نفوذی عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب از فاز مذاب به سمت فلز پایه دارد. به همین علت در روش فاز مایع گذرا (TLP)، وجود یک دمای بحرانی که در آن تکمیل مرحله انجماد هم دما در کوتاه ترین زمان اتفاق بیفتد مورد انتظار خواهد بود. در دماهای بالاتر از دمای بحرانی، فاصله زیاد میان دمای فرآیند و دمای حد جامد باعث طولانی تر شدن فرآیند شده و در دماهای پایین تر، سرعت کمتر نفوذ عناصر پارامتر کنترل کننده خواهد بود. با این حال در سیستم های پیچیده و با تعداد زیادی از عناصر آلیاژی، احتمال درگیر بودن مکانیسم های دیگری نیز در فرآیند وجود دارد.

#### 6-5- بررسی اثر زمان بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های MBF15 و BNi2

شکل 6-34 تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف MBF15 را در دمای 1130°C و زمان های به ترتیب 15، 30، 60 و 90 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که در تصاویر

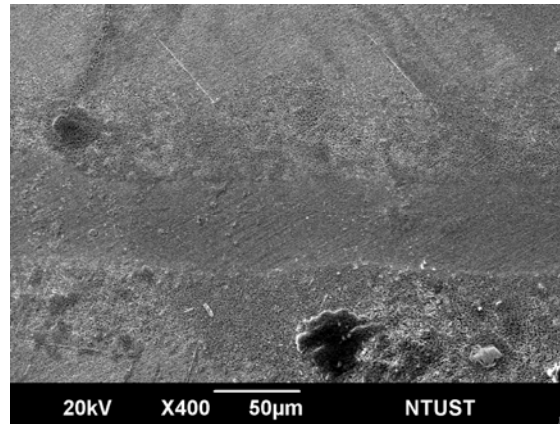
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

میکروسکوپی فوق مشخص است، نمونه اتصال داده شده در مدت زمان 15 دقیقه شامل فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی در ناحیه مرکزی اتصال TLP بوده و با افزایش زمان اتصال دهی در دمای مذکور تا 30 دقیقه، ریزساختار ایجاد شده در منطقه اتصال همگن تر شده و فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی در این ناحیه از بین رفته اند. با افزایش بیشتر زمان نگهداری تا 90 دقیقه، تغییر قابل توجهی در ریزساختار ناحیه اتصال مشاهده نشد و همان طور که مشاهده می شود، تنها عرض ناحیه اتصال TLP افزایش پیدا کرد. این موضوع با توجه به تصویر میکروسکوپ SEM گرفته شده از ناحیه اتصال نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه توسط آزمایشگاه مرجع خارجی در دانشگاه ملی کشور تایوان مطابق شکل 6-35 نیز مورد تایید قرار گرفت. همانطور که در تصویر SEM فوق مشاهده می شود، تشکیل ترکیبات بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال چندان قابل توجه نبوده و تنها فاز محلول جامد  $\gamma$  در این ناحیه تشکیل شده است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که انجماد هم دما در ناحیه اتصال TLP در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  در مدت زمان 30 دقیقه کامل شده و فازهای یوتکتیک در ناحیه اتصال مرکزی حذف می شود. از آنجا که مکانیزم فرآیند اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا بر مبنای پدیده نفوذ عناصر آلیاژی از منطقه اتصال به سمت فلز پایه استوار است لذا با افزایش زمان، درصد عناصر آلیاژی بیشتری که به داخل فلز پایه نفوذ کرده در نتیجه از درصد فازهای بین فلزی در ناحیه میانی اتصال کاسته خواهد شد. بنابر نتایج گرفته شده در هر دمای مشخص زمان بهینه ای وجود دارد که در آن مرحله انجماد هم دما کامل می گردد.



شکل 6-34- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل MBF15 در دمای

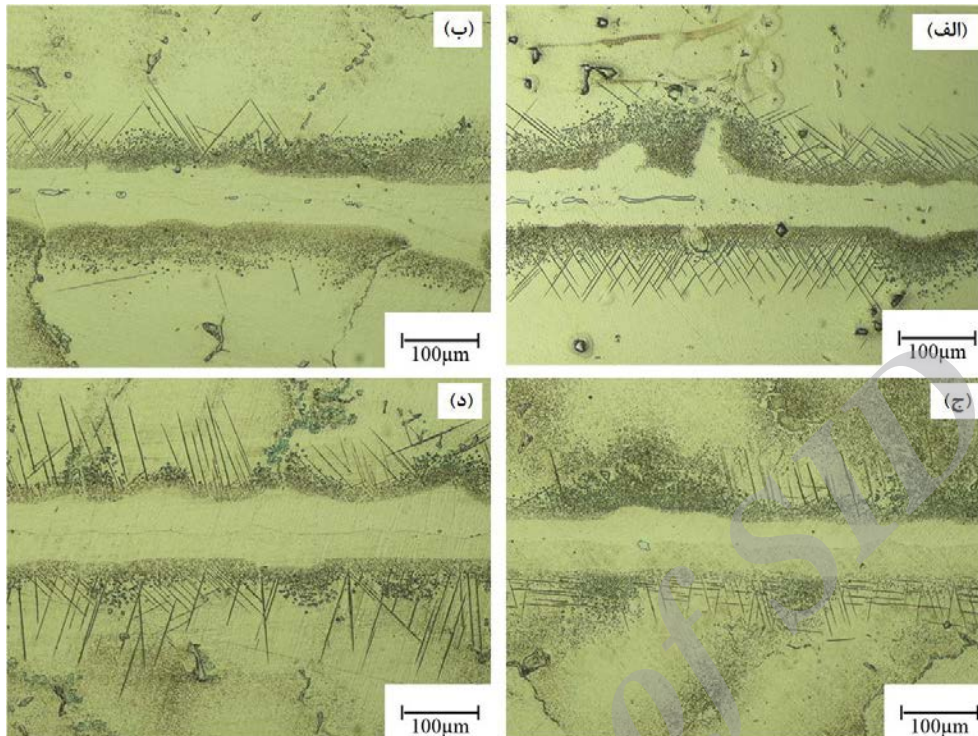
$1130^{\circ}\text{C}$  و زمان های الف (15، ب) 30، ج) 60 و د) 90 دقیقه.



شکل 6-35- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه.

کاهش تدریجی میزان فاز یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال TLP با افزایش زمان اتصال دهی در نمونه های لحیم کاری شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  نیز مطابق شکل 6-36 مشاهده گردید. همان گونه که در تصاویر میکروسکوپی شکل 6-36 ملاحظه می شود، کامل شدن انجماد هم دما در ناحیه اتصال در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  در مدت زمان 90 دقیقه (شکل 6-36-ج) اتفاق افتاده است. نمونه های اتصال داده شده در این دما در مدت زمان های 30 و 60 دقیقه (شکل های 6-36-الف و ب) برخلاف نمونه های اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  در زمان های مشابه، شامل فاز یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال می باشند. این موضوع کاهش سرعت مرحله انجماد هم دما را در دماهای بالاتر اتصال دهی، همان گونه که در بخش قبل نیز اشاره گردید، به وضوح تأیید می نماید.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

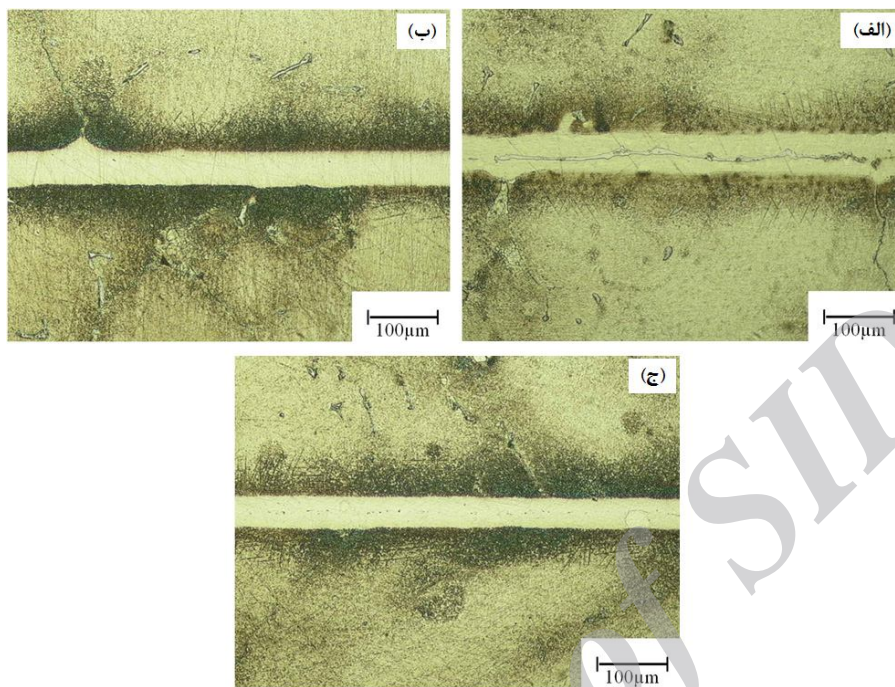


شکل 6-36- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل MBF-15 در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و زمان های الف) 30، ب) 60، ج) 90 و د) 120 دقیقه.

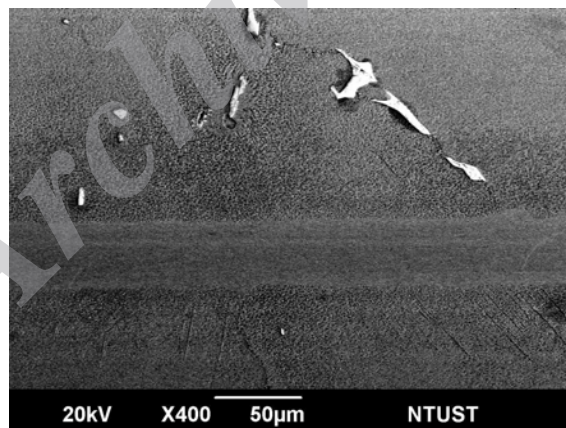
روند کاهش میزان فاز یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی و همگن شدن ناحیه مرکزی اتصال با افزایش زمان نگهداری هم دما در نمونه های لحیم کاری شده با استفاده از فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  نیز مشاهده گردید.

شکل 6-37 تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف BNi2 را در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان های به ترتیب 30، 45 و 60 دقیقه نشان می دهد. در اینجا نیز با افزایش زمان اتصال دهی، ریزساختار ناحیه اتصال همگن تر شده است. در نمونه اتصال داده شده در زمان 30 دقیقه مقداری از ترکیبات بین فلزی بورایدی در منطقه اتصال مشاهده گردید حال آنکه با افزایش زمان تا 45 و 60 دقیقه، فازهای بین فلزی به طور کامل از میان رفته و همگنی منطقه اتصال بیشتر گردیده است. این موضوع همچنین با توجه به عدم تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال نمونه لحیم کاری شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه مطابق تصویر SEM تهیه شده در دانشگاه ملی تایوان در شکل 6-38 به وضوح قابل تشخیص می باشد. رفتار مشابهی در اتصال دهی در دماهای  $1055^{\circ}\text{C}$  نیز مشاهده گردید.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-37- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف  $BNi_2$  را در دمای  $1080^{\circ}C$  و زمان های الف) 30، ب) 45 و ج) 60 دقیقه.



شکل 6-38- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف  $BNi_2$  در دمای  $1080^{\circ}C$  و زمان 60 دقیقه.

کاهش میزان فاز و ترکیبات بین فلزی و همگن شدن ناحیه مرکزی اتصال با افزایش زمان نگهداری هم‌دما در نمونه های لحیم کاری شده توسط فویل آمورف  $BNi_2$  در دمای  $1055^{\circ}C$  نیز مشاهده گردید.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

به منظور تخمین زمان کل ( $t_f$ ) کامل شدن فرایند انجماد هم‌دما در طی عملیات TLP برخی مدل‌های تحلیلی بر اساس حرکت متأثر از نفوذ فصل مشترک مایع/جامد توسعه پیدا کرده است. بر اساس از مدل-های مذکور زمان مورد نیاز جهت کامل شدن انجماد هم‌دما ( $t_f$ ) توسط رابطه (4-1) که در فصل 4 ارائه شد بیان می‌گردد. در رابطه مذکور  $D$  ضریب نفوذ عنصر MPD در فلز پایه می‌باشد که به شدت به دمای نگهداری بر اساس رابطه آرنیوسی زیر بستگی دارد:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2-6)$$

در رابطه فوق  $R$  ثابت گازها،  $T$  دمای اتصال دهی و  $D_0$  فاکتور فرکانس می‌باشد. با توجه به رابطه فوق انتظار می‌رود که با افزایش دمای لحیم کاری، ضریب نفوذ افزایش قابل توجهی پیدا کرده و بنابراین نرخ انجماد هم‌دما افزایش یافته و  $t_f$  کاهش پیدا کند. اما از طرفی افزایش دمای نگهداری با توجه به اینکه نرخ واقعی انجماد به غیر از میزان نفوذ عناصر MPD به قابلیت حلالیت عناصر حل شونده در فلز پایه بستگی دارد، ممکن است لزوماً منجر به افزایش سرعت فرایند انجماد نشود. علاوه بر این، بر اساس قانون دوم فیک و با صرف نظر از تغییرات  $D$  با غلظت و فرض اینکه ضریب نفوذ ثابت باشد، رابطه ذیل را داریم:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (3-6)$$

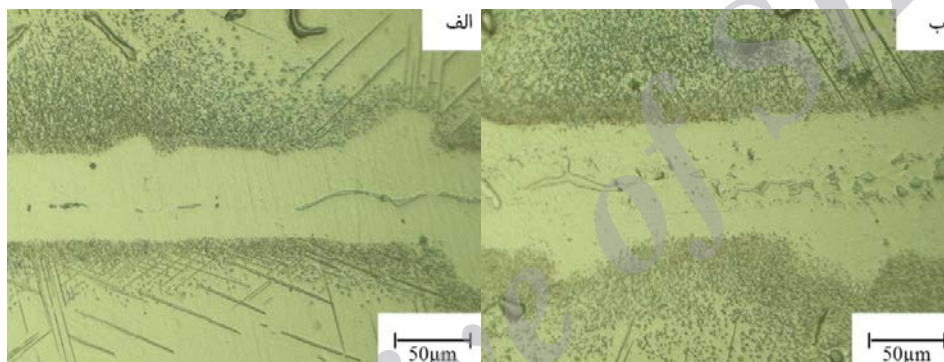
که در رابطه فوق،  $\partial C/\partial t$  نرخ نفوذ در حالت جامد عناصر MPD از فصل مشترک مایع/جامد،  $D$  ضریب نفوذ و  $\partial^2 C/\partial x^2$  تغییر در شیب غلظت عناصر MPD با فاصله در فلز پایه که توسط حد حلالیت در حالت جامد این عناصر در فلز پایه تعیین می‌شود. بنابراین، همان‌طور که از رابطه (3-6) مشخص است، هم قابلیت نفوذ عناصر MPD و هم شیب غلظتی در فلز پایه بر نرخ فرایند انجماد هم‌دما که توسط نفوذ کنترل می‌شود، تأثیرگذار است. افزایش دما منجر به افزایش نمایی میزان نفوذ عناصر MPD مطابق با رابطه (2-6) می‌گردد. باین حال، با توجه به دیگرام Ni-B مطابق شکل 4-4، قابلیت حل شدن B در Ni با افزایش دما بالاتر از دمای یوتکتیک، کاهش پیدا می‌کند. لذا کاهش میزان حلالیت B در Ni نیروی محرکه نفوذ آن را از فصل مشترک مایع/جامد کاهش داده و باعث باقی ماندن B در فاز مایع می‌شود. وجود فاز یوتکتیک حاوی عنصر B به شکل پیوسته در ناحیه مرکزی اتصال نمونه اتصال داده شده در دماهای 1150°C و 1170°C در زمان 30 دقیقه (شکل 6-24-ب و ج)، نشان داد که نفوذ عنصر B از فویل لحیم ذوب شده به داخل فلز پایه در دماهای بالاتر کاهش پیدا کرده است. باقی ماندن B در ناحیه مرکزی اتصال و تأثیر آن در کاهش دمای حد مایع آلیاژهای پایه نیکل منجر به کاهش نرخ انجماد هم‌دما در ناحیه ISZ می‌گردد.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

### 6-6- بررسی اثر ضخامت بر ریزساختار منطقه لحیم کاری شده به وسیله فویل های MBF15 و BNi2

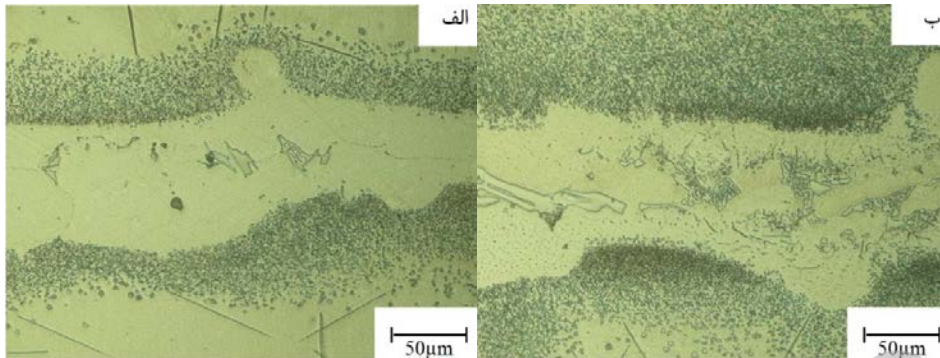
به منظور بررسی اثر ضخامت منطقه اتصال بر روی ریزساختار نهایی ناحیه اتصال، از فویل های دولایه به همراه نمونه های تک لایه در تمامی زمان ها و دماهای مورد آزمایش استفاده گردید. ضخامت فویل MBF-15 تک لایه و دو لایه به ترتیب  $36\mu\text{m}$  و  $72\mu\text{m}$  بوده و در مورد فویل آمورف BNi2 به ترتیب  $31\mu\text{m}$  و  $62\mu\text{m}$  بوده است (جدول 5-2). شکل های 6-39 و 6-40 ریزساختار ناحیه اتصال در زمان 30 دقیقه و دماهای به ترتیب  $1150^\circ\text{C}$  و  $1170^\circ\text{C}$  در اتصال دهی با استفاده از فویل آمورف MBF-15 را نشان می دهد. در هر دو آزمایش، جهت مقایسه اثر ضخامت، از فویل های تک لایه و دولایه استفاده شده است.



شکل 6-39- اثر ضخامت بر روی ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 (به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1150^\circ\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.

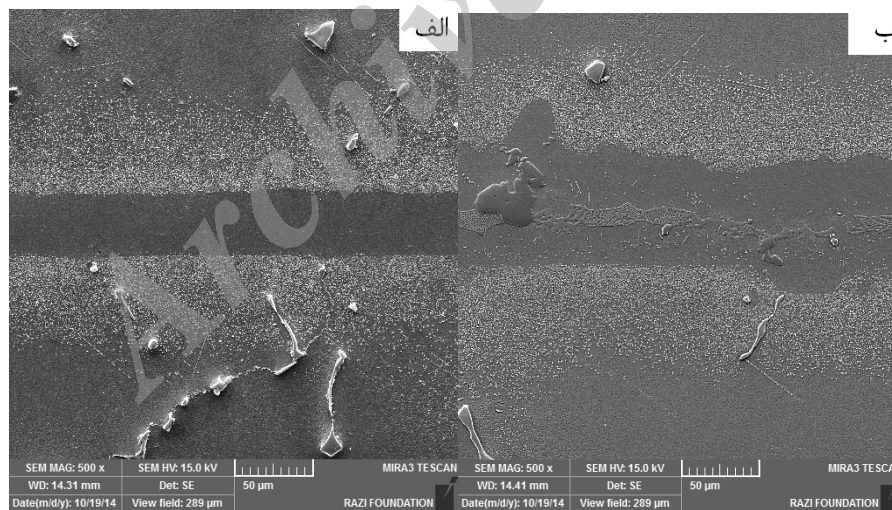
همان طور که در شکل 6-39 و 6-40 ملاحظه می شود، با افزایش تعداد لایه های فویل اتصال دهنده از یک به دولایه، علاوه بر افزایش ضخامت ناحیه اتصال، درصد فازهای یوتکتیک مرکزی ایجاد شده به همراه ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال افزایش یافته است. این مسئله نیز به نوبه خود تأییدکننده حاکم بودن مکانیسم نفوذ در اتصال دهی به روش فاز مایع گذرا است. با افزایش ضخامت منطقه اتصال مسافت نفوذ عناصر آلیاژی بیشتر شده لذا زمان اتمام مرحله انجماد هم دما در دماهای یکسان افزایش یافته که باعث تشکیل فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی در منطقه اتصال می گردد. همچنین درصد فازهای یوتکتیک ایجاد شده در دمای  $1170^\circ\text{C}$  در حالتی که از دولایه فویل استفاده شده است (شکل 6-40-ب) نسبت به نمونه مورد آزمایش در دمای  $1150^\circ\text{C}$  (شکل 6-39-ب) بیشتر است که نشان دهنده کاهش سرعت مرحله انجماد هم دما با افزایش دما در نمونه های مورد اتصال است.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-40- اثر ضخامت بر روی ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 (به صورت الف) تک لایه، (ب) دولایه، در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.

شکل 6-41 تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 را در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه را هنگامی که از یک و دولایه فویل استفاده شده است را نشان می دهد. تصاویر SEM گرفته شده نیز ایجاد فازهای بین فلزی و یوتکتیکی با افزایش ضخامت فویل در منطقه اتصال را تأیید می نمایند.

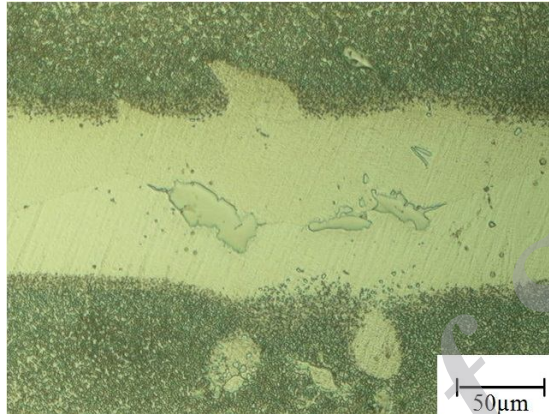


شکل 6-41- تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از الف) یک لایه و ب) دولایه فویل آمورف MBF-15.

با توجه به مطالب ذکر شده، با افزایش ضخامت ناحیه اتصال زمان لازم برای تکمیل مرحله انجماد هم‌دما به مقدار زیادی افزایش می یابد. همان طور که در بخش های قبلی ذکر شد مرحله انجماد هم‌دما در اتصال-

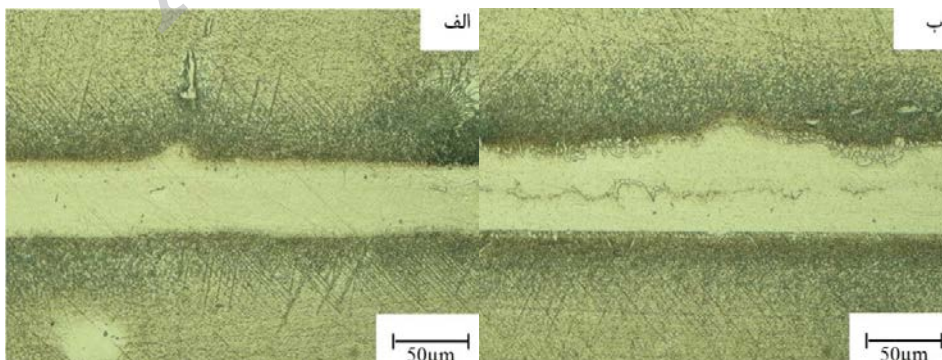
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

دهی به وسیله یک لایه فویل MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  پس از گذشت زمان حدوداً 30 دقیقه کامل می گردد. حال آنکه، در حالتی که از دولایه فویل در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  جهت اتصال دهی استفاده می گردد فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی پس از گذشت 60 دقیقه نیز همچنان در نمونه ظاهر گشته اند (شکل 6-42).



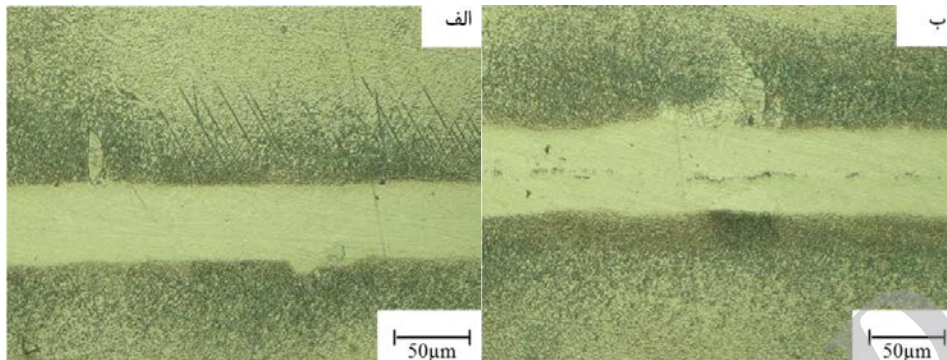
شکل 6-42- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه اتصال داده شده به وسیله دولایه فویل MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه.

شکل های 6-43 و 6-44 اثر ضخامت لایه پرکننده بر روی ریزساختار اتصال ایجاد شده به وسیله فویل های BNi2 را نشان می دهند. در نمونه اتصال داده شده به وسیله دولایه فویل BNi2 در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$ ، مجدداً ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال ظاهر شده اند (شکل 6-43-ب)، حال آنکه این ترکیبات در اتصال ایجاد شده با استفاده از فویل تک لایه مشاهده نمی گردند (شکل 6-43-الف). این موضوع همچنین در مورد اتصال ایجاد شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  نیز مشاهده گردید (شکل 6-44).



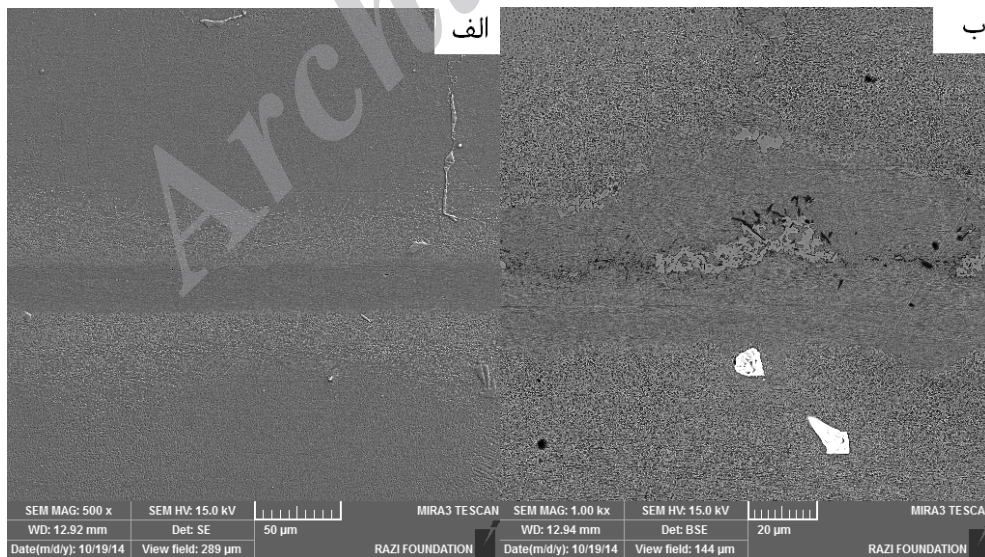
شکل 6-43- تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-44- تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختار نهایی ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله فویل آمورف BNi2 به صورت الف) تک لایه، ب) دولایه، در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه.

شکل 6-45-الف تصویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده به وسیله یک لایه فویل آمورف BNi2 را در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه را نشان می دهد. مقایسه تصویر فوق با تصویر میکروسکوپ SEM نشان داده شده در شکل 6-9 (نمونه اتصال داده شده با استفاده از دولایه فویل آمورف BNi2 تحت همین شرایط) نشان می دهد که با افزایش ضخامت فویل، علاوه بر افزایش ضخامت منطقه اتصال، فازهای یوتکتیکی و ترکیبات بین فلزی در ناحیه اتصال ایجاد شده اند.



شکل 6-45- تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه اتصال داده شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با

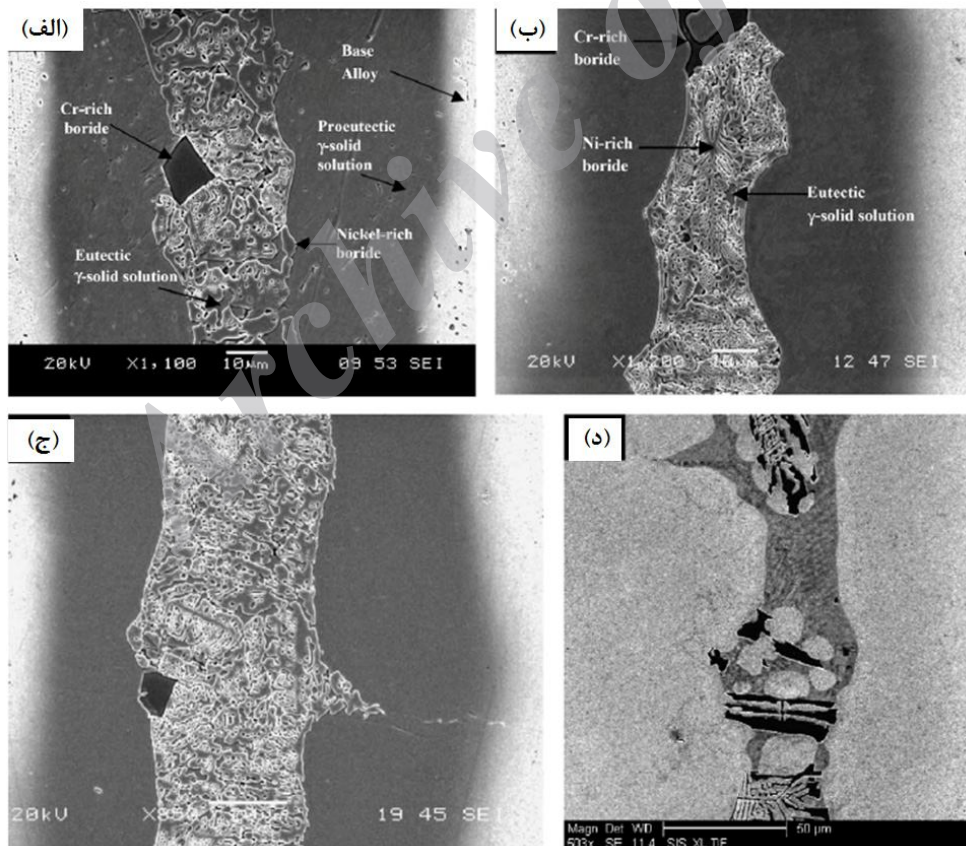
استفاده از الف) یک لایه و ب) دولایه فویل آمورف BNi2.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

### 6-7- مقایسه ریزساختار ناحیه اتصال TLP در تحقیق حاضر با مراجع مختلف

همانطور که نتایج بررسی های ریزساختاری در پژوهش حاضر نشان داد، ناحیه اتصال بسته به شرایط فرایند لحیم کاری می تواند شامل سه منطقه مجزای انجماد غیر همدم (ASZ)، انجماد همدم (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) باشد (شکل های 6-8 و 6-9). ناحیه ISZ (منطقه انجماد همدم)، تک فازی و شامل محلول جامد  $\gamma$  می باشد. ناحیه ASZ به علت کامل نشدن انجماد همدم، شامل ترکیبات بورایدی غنی از نیکل و کروم و سیلیسید نیکل بوده و در ناحیه DAZ فازهای بورایدی و یا کربو بورایدی غنی از کروم مشاهده گردید.

بررسی ریزساختار ناحیه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل آمورف Microbraz 150 توسط Idowu و همکارانش [50] نیز مشابه نتایج بدست آمده در این پژوهش، نشان دهنده تشکیل ترکیبات بورایدی غنی از نیکل و کروم در ناحیه مرکزی اتصال تحت شرایط مختلف می باشد (شکل 6-46).

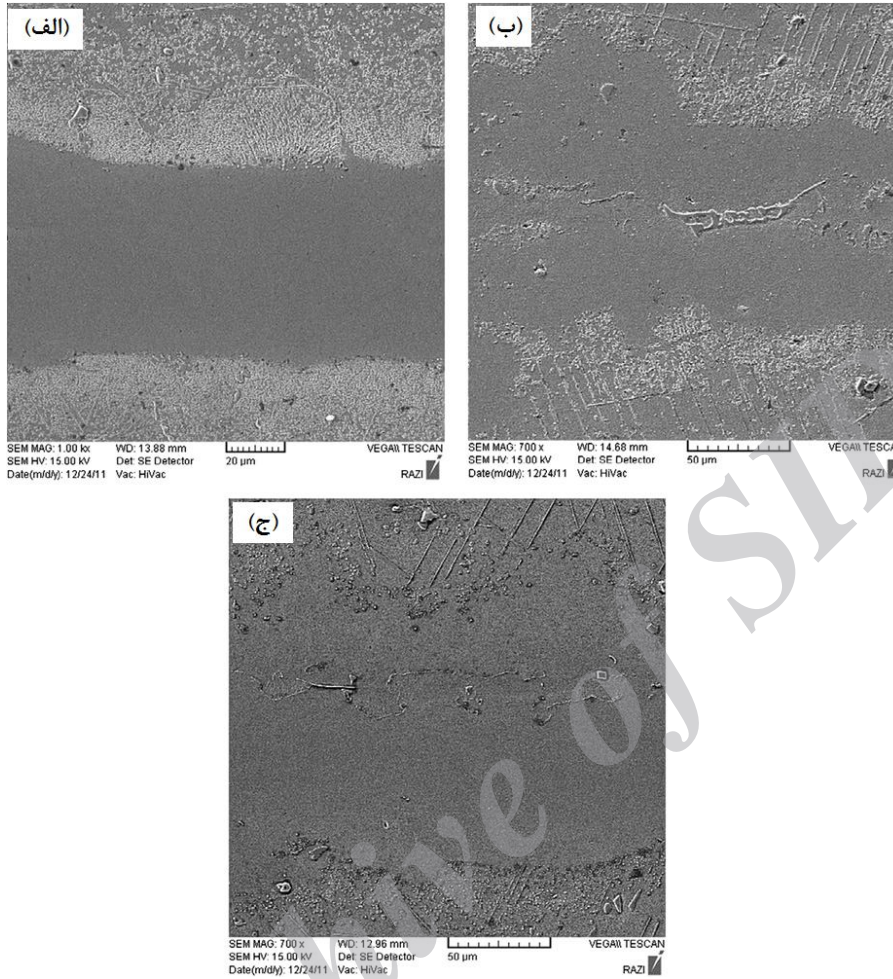


شکل 6-46- تصویر SEM ناحیه اتصال با فاصله درز  $100\mu\text{m}$  ایجاد شده در دمای (الف)  $1130^\circ\text{C}$ . (ب)  $1145^\circ\text{C}$ . (ج)  $1160^\circ\text{C}$  و (د)  $1175^\circ\text{C}$  و زمان 60 دقیقه



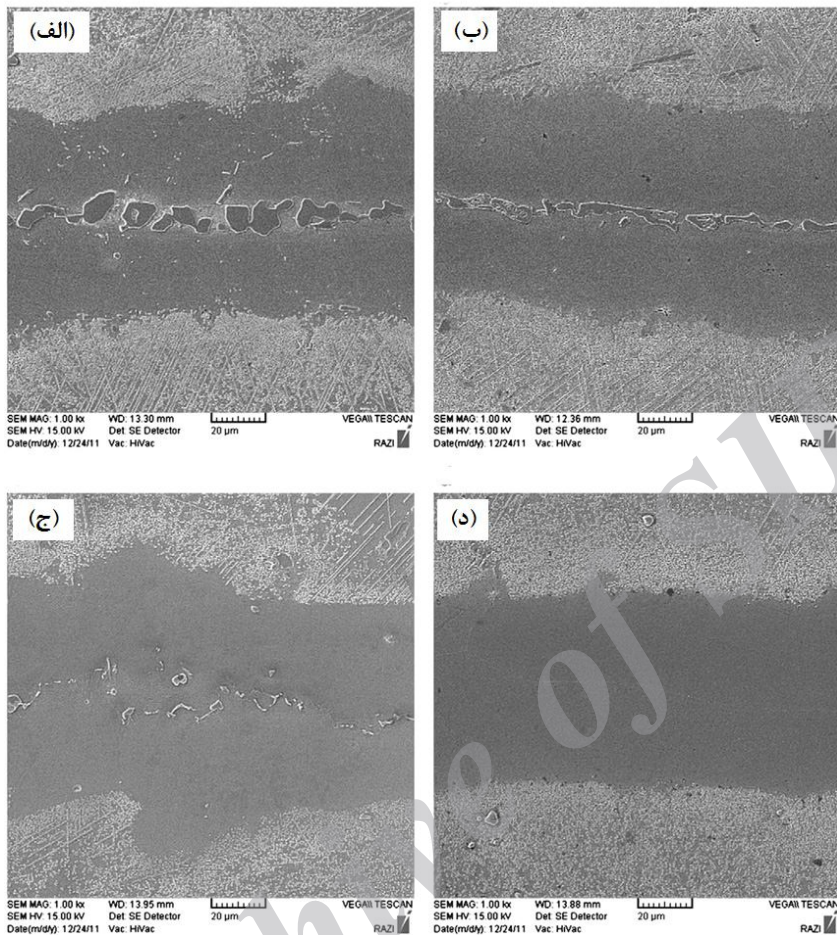
در تحقیق انجام شده توسط جلیوند و همکارانش [54] تکمیل انجماد همدمما در طی اتصال دهی به روش TLP سوپرآلیاژ IN-738LC با استفاده از آلیاژ اتصال دهنده AMS 4776 در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان 45 دقیقه و با استفاده از آلیاژ BNi2 پودری، در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 75 دقیقه گزارش شده است. تصاویر ناحیه اتصال تحت شرایط مذکور به ترتیب در شکل های 6-47 و 6-48 آورده شده است. همچنین تحقیق انجام گرفته توسط مصلاهی و همکارانش [3] نشان داده است که انجماد همدمما در فرایند اتصال دهی به روش TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل آمورف BNi3 در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه کامل می شود (شکل 6-49). مقایسه نتایج بررسی های ریزساختاری انجام گرفته در پژوهش حاضر که شرایط بهینه فرایند اتصال دهی به روش TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل های آمورف MBF-15 و BNi2 تولیدی به ترتیب در دماهای  $1130^{\circ}\text{C}$  و  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان مشابه 30 دقیقه بدست آمد (شکل های 6-29 و 6-34)، با نتایج گزارش شده نشان دهنده مشابهت ریزساختار ناحیه اتصال و مطابقت مناسب نتایج بدست آمده در این پژوهش با نتایج سایر محققین بوده و بیان کننده قابلیت لحیم کاری مطلوب فویل های MBF-15 و BNi2 تولید شده در جهاد دانشگاهی شریف می باشد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-47- تصویر SEM ناحیه اتصال با فاصله درز  $50\mu\text{m}$  ایجاد شده در دمای  $1100^\circ\text{C}$  و زمان 45 دقیقه، (ب)  $1150^\circ\text{C}$  و زمان 45 دقیقه و (ج)  $1150^\circ\text{C}$  و زمان 120 دقیقه

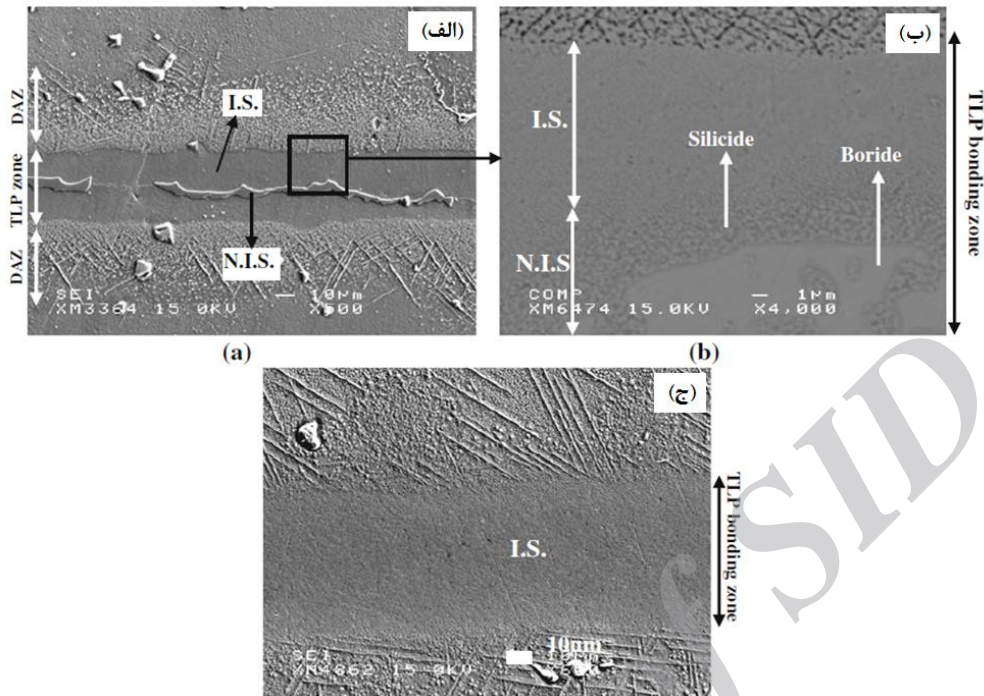
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-48- تصاویر SEM ناحیه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از پودر BNi2 در دمای 1050°C و زمان (الف) 30، (ب) 45، (ج) 60 و (د) 75 دقیقه.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-49- تصاویر میکروسکوپی ناحیه اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل آمورف Ni-Si-B در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  و زمان (الف و ب) 1 و (ج) 30 دقیقه

لازم به توضیح است که نمونه های آلیاژ IN-738LC که به عنوان ماده اولیه در انجام آزمایشات در پژوهش حاضر استفاده شد، از یک پره ریختگی توربین گازی مورد استفاده در یکی از صنایع توربین سازی داخل کشور تهیه گردیده بود. بنابراین شرایط بهینه فرایند TLP بدست آمده در این پژوهش، با در نظر گرفتن ابعاد قطعه لحیم کاری می تواند به عنوان شرایط بهینه جهت اتصال دهی این نوع قطعات در صنایع توربین سازی مورد استفاده قرار گیرد.

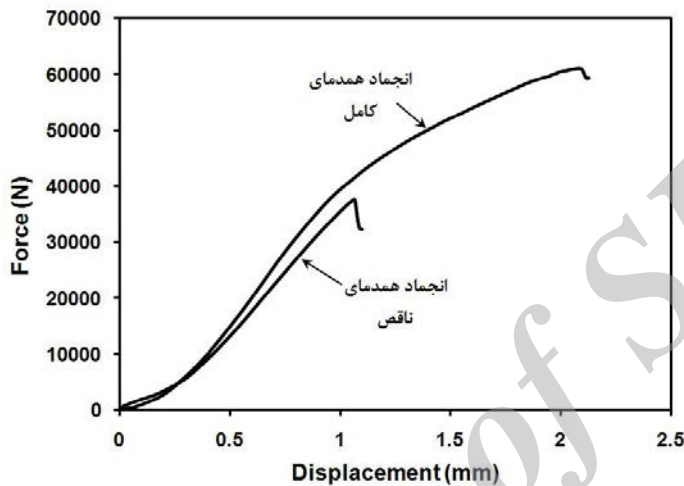
## 8-6- خواص مکانیکی اتصال TLP

### 8-6-1- استحکام برشی

شکل 6-50 منحنی های نیرو-جابجایی به دست آمده از آزمایش استحکام برشی برای اتصال TLP ایجاد شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان های 15 و 60 دقیقه را نشان می دهد. نمونه اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 15 دقیقه شامل ناحیه یوتکتیک مرکزی و یا به عبارتی ناحیه اتصال همدمای ناقص می باشد (شکل 6-34-الف) که با افزایش زمان اتصال دهی تا 60 دقیقه ناحیه اتصال تقریباً همگن شده و فازهای یوتکتیکی حذف می گردد (شکل 6-34-ج). همان طور که مشاهده می شود، نمونه با ناحیه انجماد

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

همدمای کامل، استحکام، انعطاف پذیری و میزان جذب انرژی (که به عنوان سطح زیر منحنی تنش- کرنش تعریف می شود) بیشتری در مقایسه با نمونه دارای ناحیه انجماد همدمای ناقص که شامل ترکیبات یوتکتیک ترد در ناحیه مرکزی اتصال می باشد، نشان می دهد.



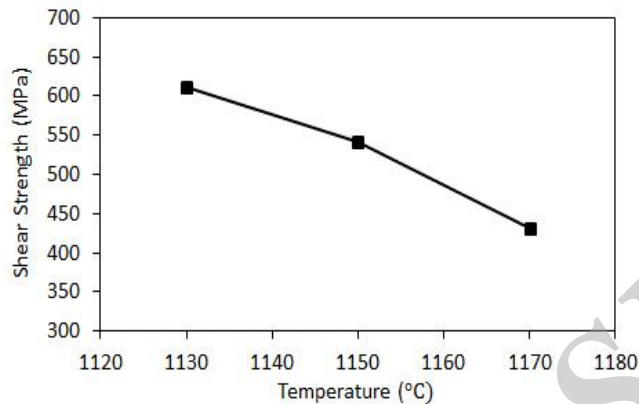
شکل 6-50- منحنی نیرو-جابجایی تحت بارگذاری برشی برای نمونه TLP آلیاژ IN738 با ناحیه انجماد همدمای کامل و ناقص.

شکل های 6-51 و 6-52 تأثیر افزایش دما بر استحکام برشی ناحیه اتصال TLP نمونه های اتصال داده شده با استفاده از فویل های آمورف MBF-15 و BNi2 در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه را نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود با افزایش دمای فرایند TLP در مورد هر دو گروه از نمونه ها، استحکام برشی اتصال کاهش نشان می دهد. این موضوع را می توان به وجود ناحیه ASZ در نمونه های اتصال داده شده در دماهای بالاتر، مطابق آنچه که در تصاویر میکروسکوپی شکل های 6-24 و 6-29 مشاهده شد، نسبت داد. سختی نسبتاً بالای ترکیبات یوتکتیک و انعطاف پذیری پایین ناحیه ASZ و همچنین نظر به اینکه فازهای بورایدی در این ناحیه یک شبکه تقریباً پیوسته ای را تشکیل می دهند، باعث کاهش قابل توجه قابلیت تحمل نیروی برشی اعمالی و در نتیجه افت شدید استحکام برشی ناحیه اتصال می شوند. بنابراین به منظور بهبود استحکام اتصال TLP، حذف ترکیبات یوتکتیک و به عبارتی دستیابی به یک اتصال فاقد ناحیه ASZ ضروری می باشد.

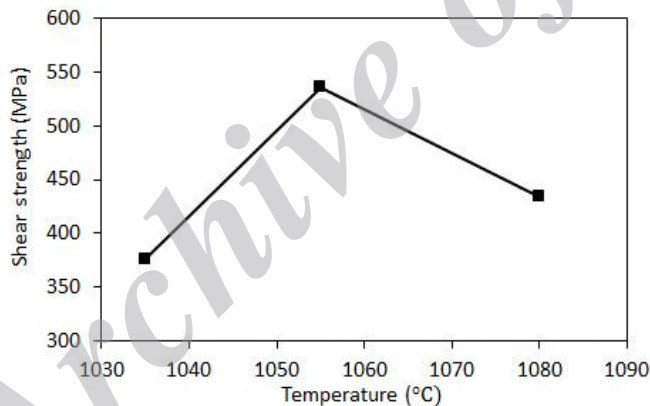
استحکام پایین نمونه اتصال داده شده در دمای  $1035^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل BNi2 مطابق شکل 6-52، به علت عدم ایجاد اتصال TLP مطلوب تحت شرایط مذکور با توجه به ریزساختار

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

ناحیه اتصال نشان داده شده در شکل 6-28 می باشد. به نظر می رسد تشکیل شدن فازهای بین فلزی و ایجاد حفرات در ناحیه اتصال در نتیجه عدم ذوب کامل باعث افت قابل توجه استحکام برشی شده است.



شکل 6-51 - استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف MBF-15.

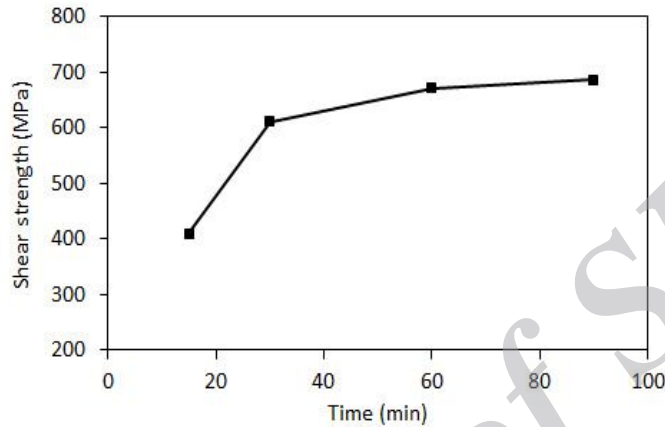


شکل 6-52 - استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دماهای مختلف و زمان 30 دقیقه با استفاده از فویل آمورف BNi2.

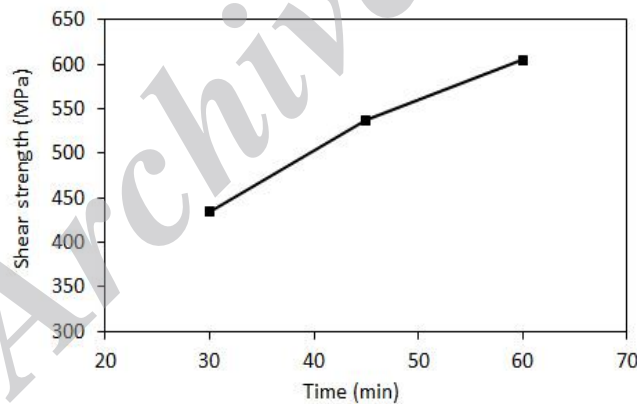
استحکام برشی نمونه های TLP آلیاژ IN738 که در زمان های مختلف با استفاده از فویل های آمورف MBF-15 و BNi2 اتصال داده شده اند، به ترتیب در شکل های 6-53 و 6-54 نشان داده شده است. همان طور که انتظار می رود با افزایش مدت زمان اتصال دهی استحکام برشی نیز افزایش یافته است. این موضوع را می توان به کاهش اندازه ناحیه ASZ اتصال مرتبط دانست. با کاهش میزان ترکیبات یوتکتیک بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال، مشارکت ناحیه ISZ در افزایش استحکام اتصال بیشتر شده و تمرکز تنش بر روی ذرات یوتکتیکی سخت و دارای چقرمگی شکست پایین کاهش پیدا می کند که این امر

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

منجر به افزایش استحکام اتصال می شود. بنابراین می توان نتیجه گرفت که وقتی انجماد هم‌دما در ناحیه اتصال کامل نمی شود، میزان پیوستگی و اندازه ترکیبات یوتکتیک و به عبارتی اندازه ناحیه ASZ کنترل کننده استحکام اتصال می باشد.



شکل 6-53- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان های مختلف با استفاده از فویل آمورف MBF-15.



شکل 6-54- استحکام برشی نمونه های اتصال داده شده در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان های مختلف با استفاده از فویل آمورف BNi2.

در جدول 3-6 نتایج استحکام برشی بدست آمده برای اتصال TLP سوپرآلیاژهای مختلف که با استفاده از آلیاژهای اتصال دهنده مختلف ایجاد شده است، آورده شده است. مقایسه مقادیر حداکثر استحکام برشی بدست آمده برای نمونه های سوپرآلیاژ IN-738LC اتصال داده شده به روش TLP با استفاده از فویل های آمورف MBF-15 و BNi2 در پژوهش حاضر با نتایج گزارش شده توسط جلیوند و همکارانش [54]



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

برای مقادیر استحکام برشی نمونه های اتصال TLP ایجاد شده با استفاده از فویل آمورف AMS 4776 مطابق جدول 3-6 نشان دهنده مطابقت مناسب مقادیر استحکامی با یکدیگر می باشد. البته لازم به توضیح است که حداکثر مقدار استحکام برشی بدست آمده برای نمونه اتصال داده شده با استفاده از فویل آمورف MBF-15 تحت شرایط بهینه مطابق جدول 3-6 برابر 686MPa بوده است که به میزان قابل توجهی بالاتر از مقادیر گزارش شده در مورد نمونه اتصال داده شده توسط فویل آمورف BNi2 (در پژوهش حاضر) و AMS 4776 [54] می باشد.

همچنین مطابق جدول 3-6، مقدار استحکام برشی نمونه اتصال TLP آلیاژ IN-718 با استفاده از فویل آمورف BNi2 [46] در مقایسه با مقدار استحکام برشی اتصال TLP آلیاژ IN-738LC با استفاده از فویل مشابه در این پژوهش کمتر می باشد. این موضوع در مورد استحکام برشی نمونه اتصال دهی شده آلیاژ GTD-111 با استفاده از فویل MBF-30 نیز صادق می باشد.

جدول 3-6 مقادیر استحکام برشی نمونه های سوپرآلیاژ اتصال داده شده به روش TLP با استفاده از آلیاژهای اتصال دهنده مختلف.

مرجع	فلز پایه	آلیاژ اتصال دهنده	استحکام برشی (MPa)
پژوهش حاضر	IN-738LC	MBF-15	686
پژوهش حاضر	IN-738LC	BNi2 (AMS 4777)	605
[54]	IN-738LC	AMS 4776	595
[46]	IN-718	BNi2 (AMS 4777)	550
[43]	GTD-111	MBF-30	560

### 6-7-2- میکروسختی

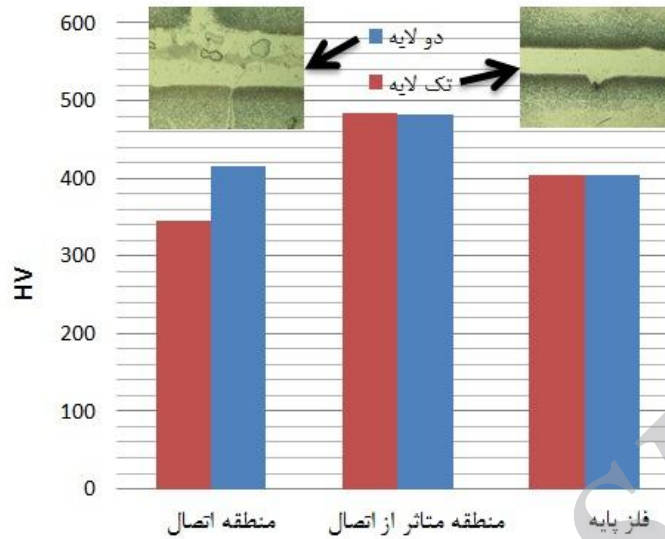
تغییرات سختی در سطح مقطع اتصال یک معیار کمی جهت اندازه گیری خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده است. تغییرات سختی در سطح مقطع اتصال را می توان جهت بررسی اثر دما و زمان اتصال دهی و همچنین تأثیرپذیری خواص مکانیکی اتصال از فازهای بین فلزی ایجاد شده در منطقه اتصال به کار برد. تغییرات میکروسختی در منطقه اتصال و منطقه متاثر از اتصال بسیار متاثر از فازهای بین فلزی تشکیل شده در این منطقه است. با توجه به مکانیسم فرآیند اتصال دهی، هر دو پارامتر دما و زمان بر روی فازهای تشکیل شده موثرند به نحویکه افزایش دما و یا کاهش زمان هردو شرایط را برای ایجاد ترکیبات بین فلزی در منطقه اتصال محیاتر می نماید. در این میان نفوذ عناصر آلیاژی به دمای فرآیند حساس تر بوده به-

## پژوهشکده توسعه تکنولوژی

نحویکه تغییر چند درجه ای دما ممکن است زمان بهینه فرآیند را ده ها دقیقه کوتاه تر نماید. نتایج تحقیق حاضر نشان داده است که در مورد فویل آمورف MBF-15، فرآیند انجماد همدمای در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه کامل گشته است لذا در توضیح نتایج میکروسختی، این زمان به عنوان زمان مرجع انتخاب و جهت نشان دادن اثر فازهای تشکیل شده بر روی سختی مناطق مختلف، اثر دو دمای دیگر نیز روی میکروسختی منطقه اتصال مورد بحث قرار گرفته شده است. در مورد فویل آمورف BNi2 نیز از آنجا که نتایج تحقیق حاضر نشان داد که فرآیند انجماد همدمای در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه تکمیل گشته است لذا به دلیل ذکر شده در بالا، زمان 30 دقیقه به عنوان زمان مرجع انتخاب و اثر دو دمای دیگر نیز در زمان مشابه بر روی میکروسختی مناطق ایجاد شده مورد بحث قرار گرفته است.

شکل 6-55 سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال (DAZ) و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دولایه فویل آمورف MBF-15 را نشان می دهد. عدد سختی گزارش شده در هر کدام از 3 منطقه میانگین 5 عدد سختی گرفته شده از آن منطقه است. سختی میانگین در منطقه اتصال در حالتی که از یک لایه فویل استفاده شده است برابر با 346HV است. اما در حالتی که از دولایه فویل استفاده شده است عدد سختی به 415HV می رسد که از سختی فلز پایه (در حدود 405HV) بالاتر است. همچنین عدد سختی منطقه متأثر از اتصال در هر دو حالت تقریباً برابر و در حدود 483HV است. بالاتر بودن عدد سختی مشاهده شده در منطقه اتصال در حالتی که از دولایه فویل استفاده می گردد به ایجاد ترکیبات بین فلزی و فازهای یوتکتیکی در منطقه اتصال (همان طور که در شکل 6-55 نشان داده شده است) مربوط می گردد. از آنجا که بوراید های نیکل و کروم تشکیل شده در منطقه اتصال در این حالت دارای سختی بالایی هستند، سختی میانگین مشاهده شده در این منطقه نیز افزایش یافته است و حتی عدد سختی بالاتر از سختی فلز پایه ایجاد کرده اند. از آنجا که ترکیبات بین فلزی یاد شده ترد و شکننده بوده و شبکه پیوسته ای را در منطقه اتصال ایجاد کرده اند لذا می توانند باعث کاهش چقرمگی اتصال ایجاد شده گردند. به وجود آمدن این ترکیبات بین فلزی در منطقه متأثر از اتصال نیز باعث افزایش سختی در این منطقه گردیده است به نحوی که سختی در این منطقه در حدود 100HV بالاتر از سختی فلز پایه گردیده است. همان طور که در شکل 6-55 نیز مشاهده می گردد، سختی منطقه در حدود 90% سختی فلز پایه بوده و آنجا که ترکیبات بین فلزی در این منطقه مشاهده نشده است لذا می توان این گونه نتیجه گیری کرد که اتصال ایجاد شده در این حالت از خواص مکانیکی مطلوب و در حدود فلز پایه برخوردار است.

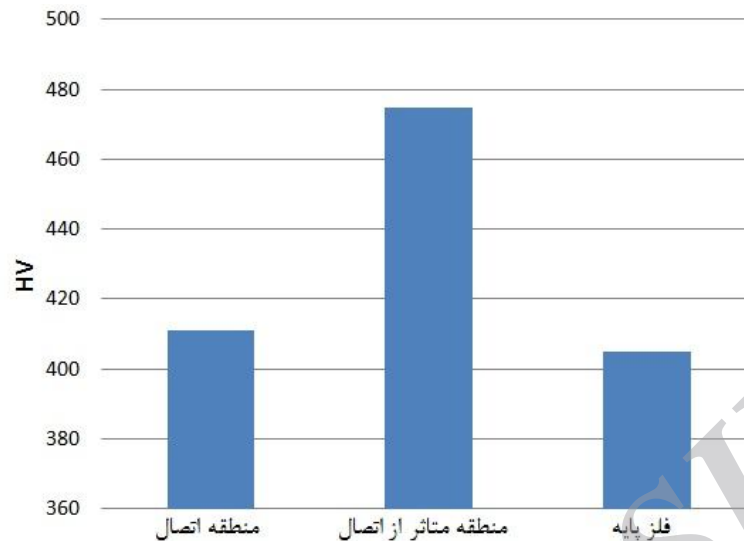
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-55- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دو لایه فویل آمورف MBF-15.

به منظور بررسی اثر دمای اتصال دهی بر روی سختی مشاهده شده در سه منطقه ذکر شده، نتایج میکروسختی از نمونه اتصال داده شده به وسیله فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه در شکل 6-56 آورده شده است. عدد سختی میانگین مشاهده شده در این حالت در منطقه اتصال در حدود 410HV و در منطقه متأثر از اتصال در حدود 475 HV است. عدد سختی مشاهده شده در منطقه اتصال در این حالت تقریباً قابل مقایسه با عدد سختی در حالت استفاده از دو لایه فویل در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  است. بالاتر بودن سختی در منطقه اتصال در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  نسبت به  $1130^{\circ}\text{C}$  به دلیل ایجاد ترکیبات بین فلزی در منطقه اتصال در دماهای بالاتر است. همچنین از آنجاکه در دماهای بالاتر درصد بیشتری از فلز پایه در منطقه اتصال حل می گردد، لذا درصد عناصر آلیاژی در این منطقه بالاتر بوده که خود می تواند دلیل دیگری بر بالاتر بودن سختی در این منطقه باشد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

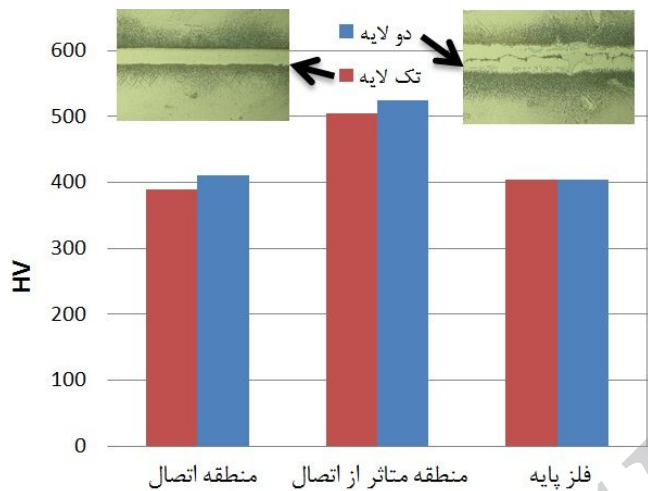


شکل 6-56- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1170^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه فویل آمورف MBF-15.

شکل 6-57- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد شده در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دولایه فویل آمورف BNi2 را نشان می دهد. در نمونه اتصال داده شده با استفاده از فویل آمورف BNi2 نیز سختی منطقه اتصال بسیار نزدیک به سختی فلز پایه بوده و سختی منطقه متأثر از اتصال در حدود 120HV بالاتر از سختی فلز پایه است که به علت ایجاد ترکیبات بین فلزی در این منطقه است. با مقایسه شکل 6-57 با شکل 6-55 مشخص می گردد که سختی در منطقه اتصال و منطقه متأثر از اتصال در حالتی که از فویل آمورف BNi2 استفاده شده بالاتر از زمانی است که از فویل آمورف MBF-15 استفاده شده است. این موضوع می تواند به علت درصد بالاتر عنصر B در فویل آمورف BNi2 باشد که منجر به ایجاد درصد بالاتری از ترکیبات بین فلزی در منطقه متأثر از اتصال باشد. همچنین از آنجاکه دمای اتصال دهی در حالتی که از فویل آمورف BNi2 استفاده شده است پایین تر است، لذا درصد کمتری از عناصر آلیاژی به سمت فلز پایه نفوذ کرده و درصد بیشتری به صورت محلول در فاز  $\gamma$  باقی مانده که باعث افزایش سختی در منطقه اتصال گردیده است.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 6-57- سختی میانگین اندازه گیری شده در سه منطقه اتصال، متأثر از اتصال و فلز پایه در اتصال ایجاد

شده در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه با استفاده از یک لایه و دو لایه فویل آمورف BNi2.



فصل هفتم:  
نتیجه گیری

Archive of SID

**نتایج گرفته شده در تحقیق حاضر را می توان در موارد زیر خلاصه کرد:**

- (1) نتایج پژوهش حاضر نشان داد که هر دو فویل آمورف MBF-15 و BNi2 تولید شده به روش ریخته ریزی (PFC) در جهاد دانشگاهی صنعتی شریف قابلیت لحیم کاری مناسبی جهت اتصال دهی آلیاژ IN-738LC به روش فاز مایع گذرا (TLP) دارد. بررسی های ریزساختاری نمونه های لحیم کاری شده مشخص نمود که با توجه به شرایط فرآیند اتصال-دهی، ناحیه اتصال می تواند شامل سه منطقه مجزای انجماد غیر همدم (ASZ)، انجماد همدم (ISZ) و ناحیه متأثر از نفوذ (DAZ) باشد.
- (2) در نمونه اتصال داده شده با استفاده از فویل MBF-15، شرایط بهینه فرآیند اتصال شامل اتصال دهی به مدت 30 دقیقه در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  می باشد که منجر به تکمیل فرآیند انجماد همدم در ناحیه اتصال گردیده است. افزایش دمای اتصال دهی موجب کاهش سرعت انجماد همدم و در نتیجه تشکیل ترکیبات بین فلزی و مناطق یوتکتیک در منطقه اتصال می گردند. با توجه به فراهم شدن سوپرآلیاژ مورد استفاده در تحقیق حاضر از سوی شرکت توربین سازی مپنا، انتظار می رود شرایط بهینه معرفی شده در این تحقیق در صنعت توربین سازی داخل نیز صادق باشد.
- (3) در نمونه اتصال داده شده با استفاده از فویل BNi2، شرایط بهینه فرآیند اتصال شامل اتصال دهی به مدت 30 دقیقه در دمای  $1055^{\circ}\text{C}$  می باشد که منجر به تکمیل فرآیند انجماد همدم در ناحیه اتصال گردیده است. در اینجا نیز افزایش دما به  $1080^{\circ}\text{C}$  موجب کاهش سرعت مرحله انجماد همدم می گردد. در اتصال دهی به وسیله فویل BNi2 نیز سوپرآلیاژ مورد استفاده از سوی شرکت توربین سازی مپنا فراهم شده است لذا انتظار می رود شرایط بهینه معرفی شده در این صنعت نیز صادق باشد.
- (4) ریزساختار ناحیه اتصال مشاهده شده در تحقیق حاضر مطابقت مناسبی با نتایج بدست آمده توسط سایر محققین داشته که بیانگر قابلیت لحیم کاری مطلوب فویل های MBF-15 و BNi2 تولید شده در جهاد دانشگاهی شریف می باشد.

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

- (5) در ناحیه ASZ اتصال در نتیجه انجماد همدمای ناقص، ذرات فازهای بورایدی غنی از نیکل و کروم مشاهده گردید ولی ناحیه ISZ به علت کامل شدن انجماد همدمای فاقد ذرات فاز ثانویه بوده و تنها شامل فاز محلول جامد  $\gamma$  می باشد.
- (6) با نفوذ عنصر بور به داخل ساختار فلز پایه و با توجه به اینکه تمایل زیادی به ایجاد ترکیبات بین فلزی با عنصر کروم دارد، فازهای بورایدی و یا کربو بورایدی غنی از کروم در ناحیه مجاور به فصل مشترک اتصال و فلز پایه (ناحیه DAZ) تشکیل گردید.
- (7) حداکثر استحکام برشی بدست آمده برای نمونه های سوپرآلیاژ IN-738<sup>LC</sup> اتصال داده شده به روش TLP با استفاده از فویل های آمورف MBF-15 و BNi2 در پژوهش حاضر به ترتیب برابر با 686MPa و 608MPa بوده که تطابق مناسبی با نتایج گزارش شده توسط دیگر محققین دارد.
- (8) نمونه های TLP که فرایند انجماد همدمای در آنها کامل شده و ناحیه مرکزی اتصال فاقد فازهای یوتکتیک بورایدی غنی از نیکل و کروم می باشد، دارای بالاترین استحکام برشی می باشند ولی در مقابل وجود ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه مرکزی اتصال، باعث کاهش قابل توجه قابلیت تحمل نیروی برشی اعمالی و در نتیجه افت شدید استحکام برشی ناحیه اتصال می شوند.
- (9) اتصال ایجاد شده در شرایطی که انجماد همدمای کامل گردیده باشد دارای عدد سختی در حدود 90% فلز پایه است. با ایجاد ترکیبات بین فلزی و فازهای یوتکتیکی در ناحیه اتصال، سختی اتصال افزایش یافته و چقرمگی اتصال ایجاد شده کاهش می یابد.
- (10) افزایش زمان فرآیند اتصال دهی موجب افزایش درصد منطقه انجماد همدمای گشته و به باعث توزیع بهتر عناصر آلیاژی می گردد.
- (11) افزایش ضخامت فویل اتصال دهنده باعث افزایش مسافت نفوذ و در نتیجه افزایش زمان مورد نیاز برای تکمیل مرحله انجماد همدمای می شود.



## منابع

1. R. C. Reed, "The superalloys, Fundamentals and Applications", Cambridge University press, 2006.
۲. M. J. Donachie and S. J. Donachie, "Superalloys, A Technical Guide", ASM, Materials park, ۲۰۰۲.
۳. M. Mosallae, A. Ekrami, K. Ohsasa and K. Matsuura, "Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-Phase Bonding Area of IN-۷۳۸LC/BNi-۳/IN-۷۳۸LC", Met. Mater. Trans. A, ۳۹A, ۲۰۰۸, pp.۲۳۸۹-۲۴۰۲.
۴. Anurag Thakur, "Microstructural Responses of a Nickel Base Cast IN-۷۳۸ Superalloy to a Variety of Pre-Weld Heat-Treatments", M. Sc. Thesis, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Winnipeg, Manitoba, ۱۹۹۷.
۵. A. Ghoneim, "Experimental and Theoretical Studies of Transient Liquid Phase Bonding of Nickel Based Materials", M. Sc. Thesis, Department of Mechanical and Manufacturing Engineering, Winnipeg, Manitoba, ۲۰۰۸.
۶. P. Jonsta, K. Konecna, R. Heide, M. Gabcova and Z. Jonsta, "Microstructural Analysis of a Cast Variant of Nickel Superalloy", Metal ۲۰۱۱, Brno, Czech Republic, ۲۰۱۱.
۷. A. Yang, Y. Xiong and L. Liu, "Effect of cooling rate on the morphology of  $\gamma$  precipitates in a nickel-base superalloy under directional solidification", Sci. Tech. Adv. Mater., ۲, ۲۰۰۱, ۱۰۵-۱۰۷.
۸. N.N. Stepanova, V.A. Sazonova and D.P. Rodionov, "Influence of solidification conditions on  $\gamma$  -phase thermal stability in  $\langle 001 \rangle$  single crystals of Ni-based superalloys", Scripta Mater., ۴۰, ۱۹۹۹, ۵۸۱-۵۸۵.
۹. H. Xuebing, K. Yan, Zh. Huihua, Zh. Yun and H. Zhuangqi, "Influence of heat treatment on the microstructure of a unidirectional Ni-base superalloy", Mater. Let., ۳۶, ۱۹۹۸, ۲۱۰-۲۱۳.
۱۰. O.A. Ojo, N.L. Richards and M.C. Chaturvedi, "On incipient melting during high temperature heat treatment of cast inconel ۷۳۸ superalloy", J. Mater. Sci., ۳۹, ۲۰۰۴, ۷۴۰۱-۷۴۰۴.
۱۱. J. Dobrovska, F. Kavicka and S. Zla, "Effect of cooling rate on solidification behavior of IN۷۳۸LC nickel based superalloy", available online on <http://www.pdfio.net/k-۵۱۳۷۸۲۵.html>.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۱۲. A. Rabinkin and H. H. Liebermann, "Brazing and Soldering with Rapidly Solidified Alloys, in: Rapidly Solidified Alloys", Ed. H. H. Liebermann, Marcell Dekker, USA, 1993.
۱۳. M. Narasimhan, Continuous Casting Method for Metallic Amorphous Strips, US Patent 4221257, 1980.
۱۴. M. Narasimhan, Continuous Casting Method for Metallic Strips, US Patent 4142571, 1979.
۱۵. علی جزایری قره باغ، مهسا اصفهانی، بهزاد بینش، مهدی کیانی، سیما میرزایی، حمید ارونی حصاری و رضا بختیاری، فناوری نوارهای مغناطیسی آمورف عریض به روش PFC، پژوهشکده توسعه تکنولوژی جهاد دانشگاهی، دی 1389.
۱۶. D. Nuetzel, Successful Brazing with Amorphous Metal Foils VITROBRAZE, Vacuumschmelze GmbH & Co. Special Technology Seminar, Dubai, 2009.
۱۷. <http://www.metglas.com/downloads/MetglasBrazingOverview.pdf>.
۱۸. A. Rabinkin, Brazing with (NiCoCr)-B-Si Amorphous Brazing Filler Metals: Alloys, Processing, Joint Structure, Properties, Applications, Science and Technology of Welding and Joining, 9, 2004, 181-199.
۱۹. V. Sherban, C. Codrean, D. Utu and C. Stoian, Technological Solution to Reduce Energy Consumption by Obtaining of Advanced Brazing Alloys, Selected Topics in Energy, Environment, Sustainable Development and Landscaping, 2010, 176-181.
۲۰. A. Rabinkin, E. Wenski and A. Ribauda, Brazing Stainless Steel Using a New MBF-Series of Ni-Cr-B-Si Amorphous Brazing Foils, Welding Research Supplement, 1998, 66-75.
۲۱. S. C. R. Aluru, "Microstructure-Mechanical Property Relationships in Transient Liquid Phase Bonded Nickel Based Superalloys and Iron-Based ODS Alloys", PhD Thesis, the Graduate Faculty of Auburn University, Auburn, Alabama, May ۱۱, ۲۰۰۶.
۲۲. J. M. Cheng, "Transient Liquid Phase Bonding in the Nickel Base Superalloy CM ۲۴۷LC", M. Sc. Thesis, The Faculty of Graduate Studies, The University of British Columbia, ۲۰۰۵.
۲۳. مجید پورانوری، " بررسی اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111 به روش TLP"، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی شریف، 1385.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۲۴. H. Rezaei, "Diffusion Welding of Nickel-based Superalloys", J. for the Basic Principles of Diffusion Theory, Experiment and Application, ۱۵, ۲۰۱۱, ۲, ۱-۴.
۲۵. G. O. Cook and C. D. Sorensen, "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding" J. Mater. Sci., ۴۶, ۲۰۱۱, ۵۳۰۵-۵۳۲۳.
۲۶. D. Paulonis, D. Duvall and W. Owczarski, US Pat ۳.۶۷۸.۵۷۰, ۱۹۷۱.
۲۷. ML. Kuntz, "Quantifying isothermal solidification kinetics during transient liquid phase bonding using differential scanning Calorimetry" PhD Thesis, University of Waterloo, ۲۰۰۶.
۲۸. A. Ghoneim, "Numerical Simulation and Experimental Study of Transient Liquid Phase Bonding of Single Crystal Superalloy", PhD thesis, University of Manitoba, ۲۰۱۱.
۲۹. WF. Gale and DA. Butts, "Transient liquid phase bonding", Sci. Technol. Weld Join., ۹(۴), ۲۰۰۴, ۲۸۳.
۳۰. WF Gale, Y. Xu, X. Wen and Z. Abdo, "Wide-gap transient liquid-phase bonding of Ti-۴۸ at. pct Al - ۲ at. pct Cr - ۲ at. pct Nb", Metall Mat Trans A, ۳۰(۱۰), ۱۹۹۹, ۲۷۲۳.
۳۱. M. Pouranvari, "Diffusion Brazing of a Nickel-Based Superalloy Part ۱ – Solidification Behavior" Association of Metal. Eng. of Serbia, ۱۶, ۴, ۲۰۱۰, ۲۴۱-۲۴۷.
۳۲. O.A. Ojo, N.L. Richards and M.C. Chaturvedi, "Effect of gap size and process parameters on diffusion brazing of Inconel ۷۳۸", Sci. Technol. Weld. Join., ۹, ۲۰۰۴, ۲۰۹-۲۲۰.
۳۳. O.A. Idowu, O.A. Ojo and M.C. Chaturvedi, "Microstructural Study of Transient Liquid Phase Bonded Cast INCONEL ۷۳۸/LC Superalloy" Metal. Mater. Trans. A, ۳۷A, ۲۰۰۶, ۲۷۸۷.
۳۴. S.K. Tung, L.C. Lim and M.O. Lai, "Microstructural evolution and control in BNi-۴ brazed joints of nickel ۲۷۰", Scripta Mater. ۳۳, ۱۹۹۵, ۱۲۵۳-۱۲۵۹.
۳۵. T. B. Massalski, "Binary Alloy Phase Diagrams", Metals Park, OH, ASM, ۱۹۸۶, ۳۶۶-۳۷۱.
۳۶. S.K. Tung, L.C. Lim and M.O. Lai, "Solidification phenomena in nickel base brazes containing boron and silicon", Scripta Mater., ۳۴, ۱۹۹۶, ۷۶۳-۷۶۹.
۳۷. R. Johnson, "The Use of TETIG Diagrams in High Temperature Brazing" Weld. J. (Supp.), ۶۰, ۱۹۸۱, ۱۸۵-۱۹۳.
۳۸. I. Tuah-Poku, M. Dollar and T. Massalski, "A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint", Metal. Trans. A, ۱۹A, ۱۹۸۸, ۶۷۵-۸۶.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۳۹. J. Ramirez and S. Liu, "Diffusion brazing in the nickel-boron system", Weld J., ۷۱, ۱۹۹۲, ۳۶۵s-۷۵s.
۴۰. Y. Zhou, W. Gale and Th. North, "Modelling of transient liquid phase bonding", Int. Mater. Rev., ۴۰, ۱۹۹۵, ۱۸۱-۹۶.
۴۱. M. Pouranvari, "Diffusion Brazing of A Nickel-Based Superalloy Part ۴: Effect of Bonding Temperature", Association of Metallurgical Engineers of Serbia, ۱۷, ۴, ۲۰۱۱, ۱۶۵-۱۷۳.
۴۲. L. Tie-song, L. Hai-xin, H. Peng, Y. Xue, H. Yu-dong, L. Liang and H. Leng, "Effect of bonding parameters on microstructures and properties during TLP bonding of Ni-based super alloy" Trans. Nonferrous Met. Soc. China, ۲۲, ۲۰۱۲, ۲۱۱۲-۲۱۱۷.
۴۳. M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "Microstructure-properties relationship of TLP-bonded GTD-۱۱۱ nickel-base superalloy", Mater. Sci. Eng. A, ۴۹۰, ۲۰۰۸, ۲۲۹-۲۳۴.
۴۴. M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "Solidification and solid state phenomena during TLP bonding of IN۷۱۸ superalloy using Ni-Si-B ternary filler alloy", J. Alloys Compd., ۵۶۳, ۲۰۱۳, ۱۴۳-۱۴۹.
۴۵. R. Bakhtiaria, A. Ekramia and T.I. Khanb, "The effect of TLP bonding temperature on microstructural and mechanical property of joints made using FSX-۴۱۴ superalloy", Mater. Sci. Eng. A, ۵۴۶, ۲۰۱۲, ۲۹۱-۳۰۰.
۴۶. M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "TLP bonding of cast IN۷۱۸ nickel based superalloy: Process-microstructure-strength characteristics", Mater. Sci. Eng. A, ۵۶۸, ۲۰۱۳, ۷۶-۸۲.
۴۷. R. Bakhtiari and A. Ekrami, "Transient liquid phase bonding of FSX-۴۱۴ superalloy at the standard heat treatment condition" Mater. Charact., ۶۶, ۲۰۱۲, ۳۸-۴۵.
۴۸. R. Rosenthal and D.R.F. West, "Continuous  $\gamma'$  precipitation in directionally solidified IN۷۳۸ LC alloy", Mater. Sci. Technol., ۱۵, ۱۹۹۹, ۱۳۸۷-۱۳۹۴.
۴۹. A.V. Shulga, "Boron and carbon behavior in the cast Ni-base superalloy EP۹۶۲", J. Alloy. Compd., ۴۳۶, ۲۰۰۷, ۱۵۵-۱۶۰.
۵۰. O. A. Idowu, N. L. Richards and M. C. Chaturvedi, "Effect of bonding temperature on isothermal solidification rate during transient liquid phase bonding of Inconel ۷۳۸LC superalloy", Mat. Sci. Eng. A, ۳۹۷, ۲۰۰۵, ۹۸-۱۱۲.
۵۱. N.P. Wikstrom, O.A. Ojo and M.C. Chaturvedi, "Influence of process parameters on microstructure of transient liquid phase bonded Inconel ۷۳۸LC superalloy with Amdry DF-۳ interlayer", Mater. Sci. Eng. A, ۴۱۷, ۲۰۰۶, ۲۹۹-۳۰۶.
۵۲. M. Pouranvari, "Isothermal Solidification During Transient Liquid-Phase Bonding of GTD-۱۱۱/Ni-Si-B/GTD-۱۱۱", Mater. tech., ۴۸, ۲۰۱۴, ۱۱۳-۱۱۸.





پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۵۳. M. Pouranvari, A. Ekrami and A.H. Kokabi, "Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy", J. Alloys Compd., ۴۶۹, ۲۰۰۹, ۲۷۰-۲۷۵.
۵۴. V. Jalilvand, H. Omidvar, M.R. Rahimpour and H.R. Shakeri, "Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel based superalloy IN-۷۳۸LC", Mater. Design, ۵۲, ۲۰۱۳, ۳۶-۴۶.
۵۵. N. S. Bosco and F. W. Zok, "Critical interlayer thickness for transient liquid phase bonding in the Cu-Sn system", Acta Mater., Vol. ۵۲, ۲۰۰۴, ۲۹۶۵-۲۹۷۲.
۵۶. R. Bakhtiari and A. Ekrami, "The effect of gap size on the microstructure and mechanical properties of the transient liquid phase bonded FSX-۴۱۴ superalloy" Mater. Design, ۴۰, ۲۰۱۲, ۱۳۰-۱۳۷.
۵۷. A. Ekrami, T.I. Khan and H. Malik, "Effect of transient liquid phase diffusion bonding on properties of ODS nickel alloy MA۷۰۸", Mater. Sci. Tech., ۱۹, ۲۰۰۳, ۱۳۲-۱۳۶.
۵۸. A. Ekrami, S. Moeenifar and A.H. Kokabi, "Effect of transient liquid phase diffusion bonding on microstructure and properties of a nickel base superalloy Rene ۸۰" Mater. Sci. Eng. A, ۴۵۶, ۲۰۰۷, ۹۳-۹۸.
۵۹. M. Pouranvari, "Diffusion Brazing of a Nickel-Based Superalloy Part ۲ – Effect of Solidification Mode on the Mechanical Properties", MJOM, ۱۶(۴), ۲۰۱۰, ۲۴۹-۲۵۴.
۶۰. L. Jide, J. Tao, Z. Nairen, W. Zhihui, S. Xiaofeng, G. Hengrong and H. Zhuangqi, "Influence of TLP Bonding on Creep Deformation of a Nickel-Base Single Crystal Superalloy at High Temperature", superalloys, ۲۰۰۸, ۲۹۵-۲۹۹.
۶۱. W.D. MacDonald and T.W. Eagar, "Isothermal solidification kinetics of diffusion brazing", Metal. Mat. Trans, ۲۹A (۱), ۱۹۹۸, ۳۱۵.
۶۲. V.G. Krishnardula and N.I. Sofyan, W.F. Gale and J.W. Fergus, "Transient liquid phase bonding of ferritic oxide-dispersion-strengthened alloys", Metal. Mat. Trans. A, ۳۷A (۲), ۲۰۰۶, ۴۹۷.
۶۳. X. Wu, R.S. Chandel and H. Li, "Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based superalloys", J. Mat. Sci., ۳۶, ۲۰۰۱, ۱۵۳۹.
۶۴. M.L. Kuntz, Y. Zhou and C.F. Corbin, "A study of transient liquid-phase bonding of Ag-Cu using differential scanning calorimetry", Metal. Mat. Trans. A, ۳۷A(۸), ۲۰۰۶, ۲۴۹۳.
۶۵. M. Mosallaei, A. Ekrami, K. Ohsasa and K. Matsuura, "Solute redistribution during transient liquid phase bonding of IN۷۳۸LC with BNi-۳ interlayer", Mat. Sci. Tech., ۲۴(۴), ۲۰۰۸, ۴۴۹.



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۶۶. J. Tian, T. Kim, TJ Lu, HP Hodson, DT Queheillalt, DJ Sypeck, HNG Wadley, " The effects of topology upon fluid-flow and heat-transfer within cellular copper structures", Int J Heat Mass Trans, ۴۷, ۲۰۰۴, ۳۱۷۱.
۶۷. MA Arafin, M. Medraj, DP Turner, P. Bocher, " Transient liquid phase bonding of Inconel ۷۱۸ and Inconel ۶۲۵ with BNi-۲: Modeling and experimental investigations", Mat. Sci. Eng. A, ۴۴۷(۱-۲), ۲۰۰۷, ۱۲۵.
۶۸. WD Kay, ASM Handbook: welding, brazing, soldering, vol. ۶. ASM International, Metals Park, ۱۹۹۳.
۶۹. K. Cooke, "Advanced Aspects of Spectroscopy", chapter ۱۱, ۲۰۱۲.
۷۰. A. Ghoneim, "Experimental and Theoretical Studies of Transient Liquid Phase Bonding of Nickel-Based Materials", M.Sc. Thesis, University of Manitoba, ۲۰۰۸.
۷۱. J. F. Hunedy, "Influence of Base Alloy Composition on Processing Time During Transient Liquid Phase Bonding of Nickel-Base Superalloys", M.Sc. Thesis, University of Manitoba, ۲۰۱۳.
۷۲. A. Ghoneim, "Numerical Simulation and Experimental Study of Transient Liquid Phase Bonding of Single Crystal Superalloys", PhD Thesis, University of Manitoba, ۲۰۱۱.
۷۳. X. Yuan, C. Y. Kang, "Microstructural characteristics in vacuum TLP (Transient Liquid Phase) bonds using a novel iron-based interlayer based on duplex stainless steel base metal alloyed with a melting-point depressant" Vacuum, ۹۹, ۲۰۱۴, ۱۲-۱۶.
74. A. Sakamoto, C. Fujiwara, T. Hattori and S. Sakai, "Optimizing processing variables in high-temperature brazing with nickel-based filler metals, Weld. J., ۶۸ (۱۹۸۹), ۶۳-۷۱.
75. A. Schnell, "A Study of the Diffusion Brazing Process Applied to the Single Superalloy CMSX-4", Ph.D. thesis, Institut des matériaux, 2004.



فصل هشتم:

ضمائم



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

### شناسنامه فویل MBF-15

ماده اتصال دهنده از جنس MBF-15 به شکل فویل با ریزساختار آمورف بوده و ترکیب شیمیایی، خصوصیات فیزیکی و مشخصات ظاهری آن به ترتیب در جدول های 1 الی 3 آورده شده است. خواص مکانیکی اتصال TLP سوپرآلیاژ IN-738 با استفاده از فویل آمورف MBF-15 مطابق جدول 4 می باشد. استحکام ایجاد شده بستگی به شرایط فرآیند اتصال دهی در محدوده ذکر شده (جدول 4) قرار می گیرد.

جدول 1: ترکیب شیمیایی فویل آمورف MBF-15 (بر حسب درصد وزنی)

Ni	Fe	B	Si	Co	Cr	C	آلیاژ
Bal.	4/2	2/8	4/5	1/0	13/0	0/03	MBF-15

جدول 2: دمای حدمایع و حدجامد و دمای اتصال دهی

آلیاژ	دمای حدمایع (°C)	حدجامد (°C)	دمای اتصال دهی (°C)	دانسیتته (gr/cm <sup>3</sup> )
MBF-15	976	1115	1135	7/82

جدول 3: مشخصات ظاهری فویل

آلیاژ	پهنای فویل (mm)	ضخامت فویل (µm)
MBF-15	21	36

جدول 4: خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده با استفاده از فویل MBF-15

آلیاژ اتصال دهنده	استحکام برشی (Mpa)	سختی (HV)
MBF-15	500-700	330 – 380



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

### شناسنامه فویل BNi2

ماده اتصال دهنده از جنس BNi2 به شکل فویل با ریزساختار آمورف بوده و ترکیب شیمیایی، خصوصیات فیزیکی و مشخصات ظاهری آن به ترتیب در جدول های 1 الی 3 آورده شده است. خواص مکانیکی در اتصال دهی سوپرآلیاژ IN-738 با استفاده از فویل آمورف BNi2 مطابق جدول 4 می باشد. استحکام ایجاد شده بستگی به شرایط فرآیند اتصال دهی در محدوده ذکر شده (جدول 4) قرار می گیرد.

جدول 1: ترکیب شیمیایی فویل آمورف BNi2 (بر حسب درصد وزنی)

Ni	Fe	B	Si	Cr	C	آلیاژ
Bal.	3/0	3/2	4/5	7/0	0/06	BNi2

جدول 2: دمای حدمایع و حدجامد و دمای اتصال دهی

آلیاژ	دمای حدمایع (°C)	حدجامد (°C)	دمای اتصال دهی (°C)	دانسیتته (gr/cm <sup>3</sup> )
BNi2	960	1025	1055	7/88

جدول 2: مشخصات ظاهری فویل

آلیاژ	پهنای فویل (mm)	ضخامت فویل (µm)
BNi2	21	31

جدول 4: خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده با استفاده از فویل BNi2

آلیاژ	استحکام برشی (Mpa)	سختی (HV)
BNi2	450-600	370 – 410



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

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

Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID





Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID





Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID





Archive of SID



عنوان طرح "لحیم کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738 با استفاده از فویل های لحیم آمورف ..."

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID





Archive of SID



Archive of SID



عنوان طرح "لحیم کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738 با استفاده از فویل های لحیم آمورف ..."

پژوهشکده توسعه تکنولوژی

مقاله کنفرانس انجمن متالورژی " تحولات ریزساختاری در طی اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل  
IN-738LC با استفاده از فویل لحیم آمورف MBF-15"

Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID





Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



Archive of SID



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

Archive of SID



پژوهشکده توسعه تکنولوژی

برخی نتایج ریزساختاری ناحیه اتصال بررسی شده در دانشگاه ملی علم و صنعت تایوان (Taiwan Tech.)

Archive of SID



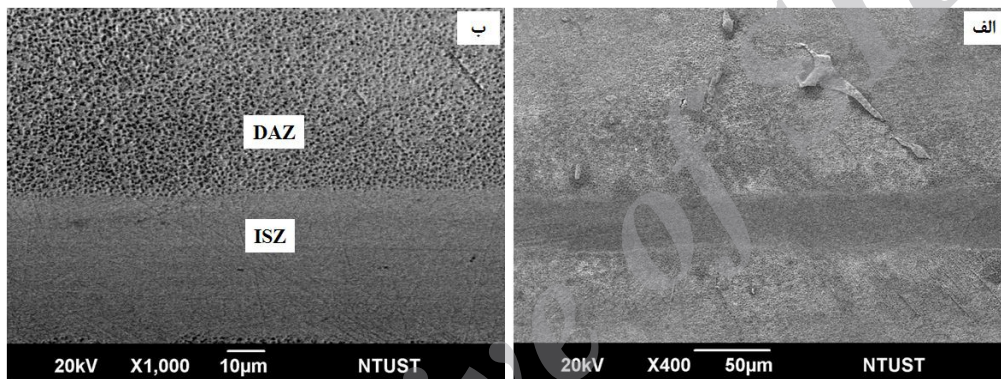
Archive of SID



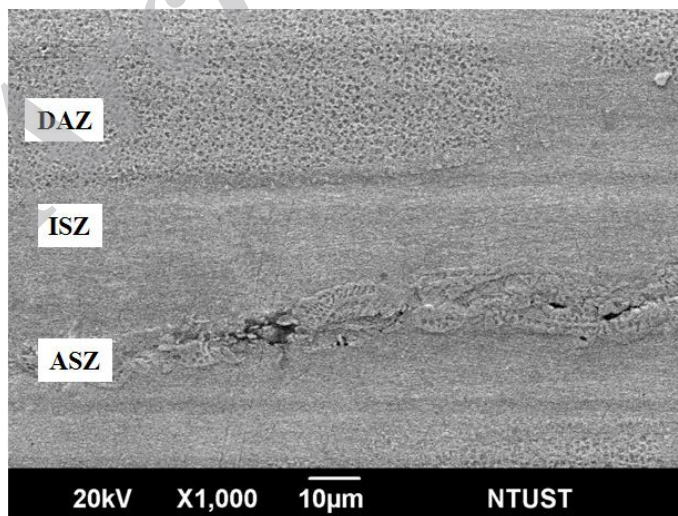
پژوهشکده توسعه تکنولوژی

### برخی نتایج ریزساختاری ناحیه اتصال TLP بررسی شده در دانشگاه ملی تایوان

در پژوهش حاضر پس از بررسی تاثیر پارامترهای مختلف فرایند TLP بر ریزساختار نمونه های اتصال داده شده توسط فویل های MBF-15 و BNi2 تولید شده در جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، تعدادی از نمونه ها جهت انجام بررسی های بیشتر با استفاده از میکروسکوپ الکترونی SEM به آزمایشگاه دانشگاه ملی علم و صنعت تایوان ارسال گردید. برخی از نتایج بررسی های میکروسکوپی دریافت شده با بررسی های انجام شده در داخل کشور به طور مفصل در فصل ششم نتایج و بحث مورد مقایسه و تحلیل قرار گرفته است. در ادامه بخش دیگری از ریزساختارهای دریافتی از ناحیه اتصال TLP آورده شده است.

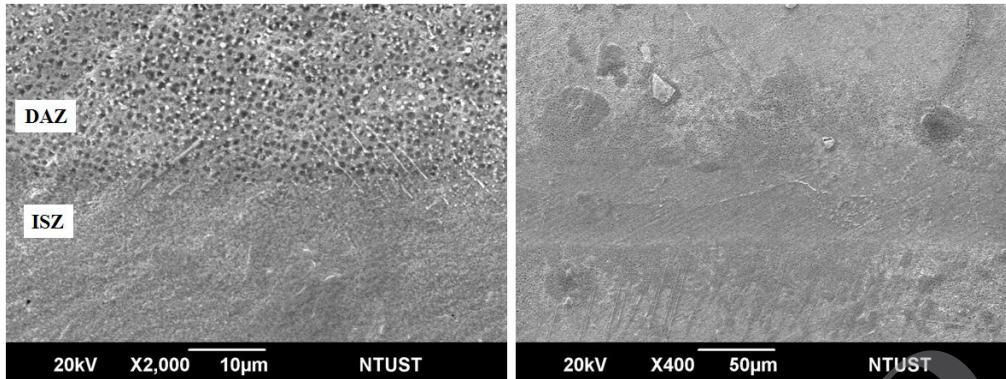


شکل 1- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف BNi2 در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه.

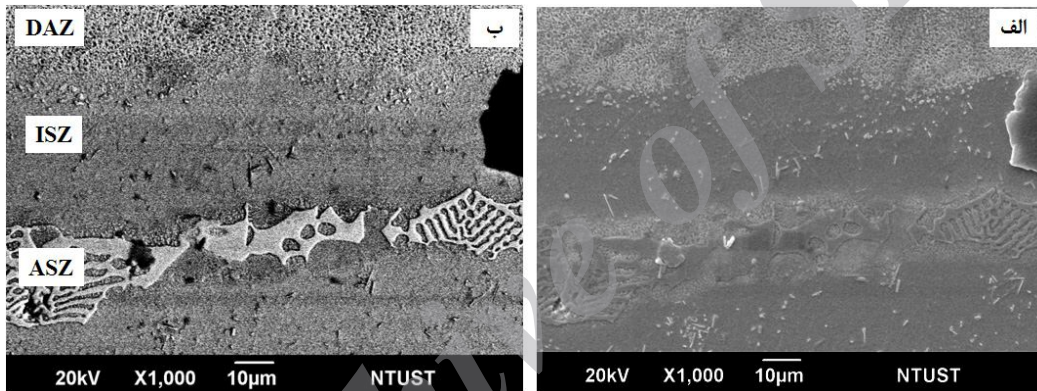


شکل 2- تصویر SEM از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله دو لایه فویل آمورف BNi2 در دمای  $1080^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.

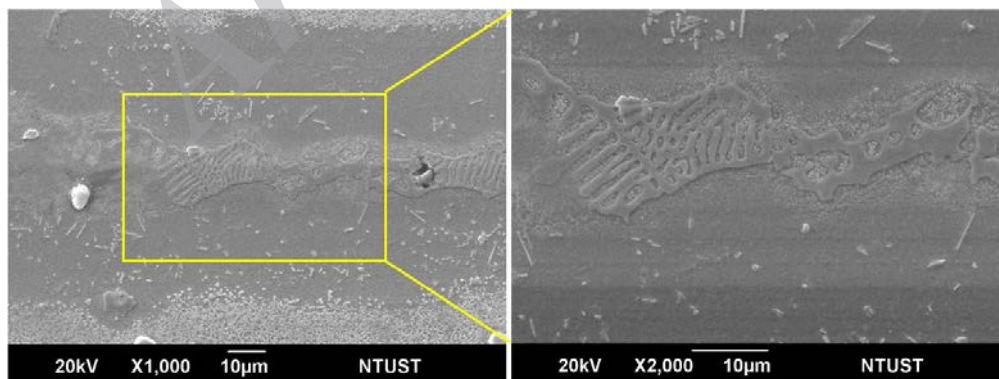
پژوهشکده توسعه تکنولوژی



شکل 3- تصویر SEM از ناحیه اتصال ایجاد شده به وسیله یک لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 60 دقیقه.



شکل 4- تصویر SEM (الف) الکترون های ثانویه و (ب) الکترون های برگشتی از سطح مقطع اتصال ایجاد شده به وسیله دو لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.



شکل 5- تصویر SEM از ناحیه ASZ اتصال ایجاد شده به وسیله دو لایه فویل آمورف MBF-15 در دمای  $1130^{\circ}\text{C}$  و زمان 30 دقیقه.



## Abstract

**Objective:** The purpose of this study was TLP bonding of IN-738 nickel based superalloy components used in turbine industry using BNi2 and MBF-10 amorphous foils produced in materials research center of ACECR. Determination of optimum process conditions of bonding and comparison of the microstructure and shear strength of bonded joint area with similar results presented in the papers was the second goal of the study.

**Experimental procedure:** In this research, the TLP brazing process and characterization experiments were carried out according to AWS B2.2 standard. The bonding process was done at predetermined temperature range, based on DTA results of the foils, for specified times under vacuum atmosphere. The microstructure evolution and shear strength of the bonded joint were investigated by alternation of TLP process parameters including brazing temperature, time and the foil thickness, and the optimum conditions of the process were determined. Some of the bonded samples were sent to the laboratory of Taiwan national university for further investigation and the results were compared.

**Results:** The examination of microstructural results indicated that the bonded area can be consisted of three distinct regions of ASZ, ISZ and DAZ, considering the brazing conditions. The microstructure of isothermally solidified zone (ISZ) is  $\gamma$  solid solution single phase and non-isothermally solidified zone (ASZ) consisted of eutectic phases, nickel and chromium rich borides and fine dispersoids of nickel silicide. Boride and carboboride phases enriched in chromium, having cubic or needle-like shape, were observed in diffusion affected zone (DAZ). The optimum bonding conditions were determined as the brazing at 1050°C for 30 min and at 1130°C for 30 min for BNi2 and MBF-10 foils, respectively. Comparison of the microstructure and shear strength properties of the samples brazed using BNi2 and MBF-10 foils produced in ACECR with the results reported in the literatures, indicated similarity of the properties.

**Key words:** TLP bonding, IN-738 superalloy, Amorphous foil, Isothermal solidification, Melt spinning



عنوان طرح "لحیم کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL 738 با استفاده از فویل های لحیم آمورف ..."

پژوهشکده توسعه تکنولوژی



**Institute for Technology Development Research**

**Brazing of INCONEL 738 Nickel-based Superalloy  
using Produced MBF-15 and BNi2 Amorphous Foils**

(Project Code: ۲۱۷۸-۵۵)

**Materials Research Center**

**Principal Investigator:  
Ali Jazayeri Gharehbagh**

**July ۲۰۱۵**