



Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano structure powder filler with high entropy design

E. Mansouri¹, H. Khorsand^{2*}

Engineering and Materials Science, KN Toosi University of Technology, Tehran.

Received 9 September 2023 ; Accepted 22 October 2023

Abstract

High entropy alloys are especially suitable for use as filler metals in brazing due to their excellent properties. In the present study, three powders with the composition of $\text{Co}_x\text{Cr}_x\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Mn}_x\text{Ni}_x$ (X atomic percentage of the element) were designed using the criteria of these alloys as well as jmatpro software. In the next step, using mechanical alloying, filler nano powder was synthesized and characterized by X-RAY analysis (XRD) test and the effect of filler composition on the thermal behavior of the alloy was studied. Then the filler was used in Inconel 600 super alloy brazing, the single-phase solidification behavior and the absence of boron and silicon in the high entropy filler led to the creation of a continuous microstructure without eutectic components or brittle phases in the brazing interface. Thus, the shear strength test was performed and 545 MPa was the highest shear strength obtained among the three filler compounds. In brazing conventional filler metal, incomplete isothermal solidification and subsequent thermal solidification of the residual liquid results in large grains of chromium-rich boride phase distributed throughout the microstructure. Not using compounds that lower the melting point in the filler for the purpose of joining the nickel-based superalloy is considered an important step in reducing the subsequent brazing processes.

Keywords: High entropy alloys, Brazing, Filler Metal.

✉ Corresponding Author: hkhorsand@kntu.ac.ir



اتصال متجانس سوپر آلیاژ Inconel 600 با استفاده از پرکننده پودری نانو

ساختار با طراحی آنتروپی بالا

الهه منصوری، حمید خرسند*

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران.

دریافت مقاله: 1402/06/18؛ پذیرش مقاله: 1402/07/30

چکیده

آلیاژهای آنتروپی بالا بدلیل دارا بودن خواص عالی به ویژه برای کاربرد به عنوان فلزات پرکننده در لحیم کاری سخت مناسب هستند. در مطالعه حاضر، سه پودر با ترکیب $\text{Co}_x\text{Cr}_x\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Mn}_x\text{Ni}_x$ (X درصد اتمی عنصر) با استفاده از ضوابط این آلیاژها و همچنین نرم افزار JMATPRO طراحی گردید. مرحله بعد با استفاده از آلیاژسازی مکانیکی، نانو پودر پرکننده سنتز شد و توسط آزمون آنالیز اشعه ایکس (XRD) مشخصه یابی و اثر ترکیب پرکننده بر رفتار حرارتی آلیاژ، مطالعه شد. سپس پرکننده در لحیم کاری سخت سوپر آلیاژ اینکول 600 مورد استفاده قرار گرفت، رفتار انجماد تک فازی و عدم وجود بور و سیلیکون در پرکننده آنتروپی بالا منجر به ایجاد یک ریزساختار پیوسته بدون اجزای یوتکتیک یا فازهای شکننده در فصل مشترک لحیم کاری سخت گردید. بدین ترتیب آزمون استحکام برشی انجام شده و 545 MPa در بین سه ترکیب پرکننده، بالاترین استحکام برشی بود که بدست آمد. در لحیم هایی که از فلز پرکننده معمولی استفاده می کنند، انجماد همدم ناقص و متعاقب آن انجماد حرارتی مایع باقی مانده منجر به ایجاد فازهای شکننده می شود که در سراسر ریزساختار توزیع می شوند. عدم استفاده از ترکیبات پایین آورنده نقطه ذوب در پرکننده با هدف اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل، گامی مهم در کاهش فرایندهای بعدی لحیم کاری تلقی می شود.

کلمات کلیدی: آلیاژهای آنتروپی بالا، لحیم کاری سخت، پرکننده.

✉ نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: hkhorsand@kntu.ac.ir

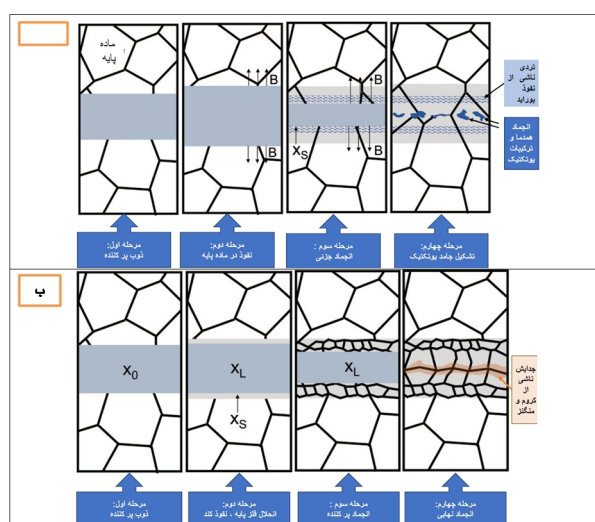
1- مقدمه

مذاب به طور خلاصه به شکاف یا ترک ناشی از آسیب جریان می یابد، معمولاً از مواد پرکننده پایه نیکل با بور (B) و/یا سیلیکون (Si) اضافه شده به عنوان کاهش دهنده نقطه ذوب (MPD) استفاده می کند. انجماد پس از سرد شدن، بخش های حجمی قابل توجهی از فازهای بورید یا سیلیسید را در اجزای یوتکتیک به جای می گذارد که شکننده هستند و شکل پذیری فصل مشترک را کاهش می دهند [1-3].

لحیم کاری فاز مایع گذرا (TLP)، فقط با استفاده از فلز پرکننده لحیم [4-9] یا مخلوطی از فلز پرکننده و پودر فلز پایه (همچنین

سوپر آلیاژهای پایه نیکل (Ni) به دلیل خواص مکانیکی مطلوب در دماهای بالا به طور گسترده در کاربردهای دمای بالا در صنایع تولید برق و هوافضا استفاده می شوند. با وجود خواص استثنایی، مکانیسم های آسیب مانند خستگی، خزش و تخریب سطح باعث ایجاد ترک در اجزای سوپر آلیاژ پایه نیکل در طول سرویس می شود [1]. فرایندهای لحیم کاری سخت در چندین دهه گذشته در تلاش برای افزایش عمر مفید قطعات توسعه یافته است. لحیم کاری معمولی، که در آن یک ماده پرکننده

جدا نمی‌کند. در عوض، آن‌ها معمولاً بوریدها و سیلیسیدهای جامد شده در اثر حرارت را به عنوان بازدارنده‌های اولیه شکل‌پذیری مورد بحث قرار می‌دهند. با این حال، قابل توجه است که شکل‌پذیری ضعیف اغلب حتی در مدت زمان طولانی فرایند نشان داده می‌شود [14]. به عنوان مثال، یک بررسی جامع از خواص مکانیکی در لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژی پایه نیکل با گپ گسترده (درز اتصال - لحیم‌کاری درز پهن) اتصال که توسط TLI انجام شد، نشان داد که بالاترین ازدیاد طول دمای اتاق به دست آمده 2,3 درصد در فرایندی با مدت نگهداری تا 20 ساعت بود [1].



شکل 1- شماتیک مقایسه مراحل لحیم‌کاری با الف - پرکننده رایج
ب - پرکننده چند جزئی

فلزات پرکننده لحیم بدون بور و سیلیسیوم را می‌توان با استفاده از سیکل‌های لحیم‌کاری معمولی با مدت کوتاه‌تر به کار برد، اما اینها معمولاً در فلزات گران قیمت مانند طلا یا نقره ساخته می‌شوند. Miglietti و Du Toit مطالعاتی را در مورد پرکننده‌های مبتنی بر Ni برای لحیم‌کاری معمولی گزارش کردند که در آن عناصر MPD با Hf یا Zr جایگزین شدند. بسیاری از ریزساختارهای حاصل حاوی اجزای یوتکتیک با فازهای غنی از این MPD های جدید بودند [15] اگرچه این یوتکتیک‌ها به اندازه بوریدها یا سیلیسیدها برای شکل‌پذیری مضر نبودند و اتصالات تقریباً 65% استحکام پایه را نشان دادند.

لحیم‌کاری با شکاف گسترده یا نفوذ فاز مایع گذرا [TLI] نیز نامیده می‌شود از نظر تئوری می‌تواند بوریدها و سیلیسیدها را از ریزساختار حذف کند. این فرایندها بر نفوذ سریع عناصر MPD در ماده زیرلایه تکیه دارند، همانطور که از مراحل اول تا دوم در شکل (1-الف) نشان داده شده است، که باعث تغییر ترکیب موضعی می‌شود که انجماد همدم را در دمای نگهدارنده ایجاد می‌کند [2]. در مورد TLI، ذرات پودر بستر به عنوان سینک‌های انتشار اضافی عمل می‌کنند تا با کوتاه کردن فواصل نفوذ لازم، انجماد همدم را قادر می‌سازند تا با فصل مشترک گسترده‌تر رخ دهد [10, 13]. در حالت ایده‌آل، انتظار می‌رود که TLI و TLP به یک ریزساختار همگن بدون فاز دوم و لحیم‌کاری سخت با استحکام بالا با شکل‌پذیری قابل توجه منجر شوند [10].

با این حال، ریزساختارهای همگن به ندرت در تعمیرات لحیم‌کاری صنعتی به دست می‌آیند. انجماد کامل همدم نیاز به زمان‌های نگهداری طولانی برای نفوذ MPD دارد تا محتوای عناصر را به ترکیب سالیدوس کاهش دهد، اغلب به ترتیب ساعت‌ها برای فاصله باریک فصل مشترک تقریباً 25 میکرومتر [4]. انجماد همدم ناقص ممکن است اتفاق بیفتد اگر زمان نگهداری کافی نباشد و مذاب باقی‌مانده باقی بماند که متعاقباً در طول خنک شدن به صورت یک مخلوط یوتکتیک جامد می‌شود [5, 8, 9]. همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1-الف) نشان داده شده است.

بعلاوه، اگر دمای لحیم‌کاری کمتر از دمای یوتکتیک دوتایی یک جفت عنصر در سیستم باشد، اشباع ناشی از نفوذ B یا Si فراتر از حد حلالیت [5-9] ممکن است رخ دهد و باعث رسوب بوریدها یا سیلیسیدها در داخل فصل مشترک شود. حالت جامد، همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1-الف) نشان داده شده است، این فازهای دوم معمولاً بدون عملیات حرارتی با دمای بالا دوباره حل نمی‌شوند [4 و 7]. نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیم‌کاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش‌های مقالات تأثیر بورید یا رسوبات سیلیسید ناشی از نفوذ را بر خواص مکانیکی

با این حال، شاید هم به دلیل نقطه ذوب بالای چنین سیستم‌هایی (اگرچه دمای ذوب اغلب به سمت ترکیبات غیرهم‌آمی کاهش می‌یابد) و هم به دلیل تلاش اندک برای طراحی دمای ذوب مربوط به لحیم‌کاری (از طریق طراحی ترکیب پرکننده) تلاش نسبتاً کمی در مورد استفاده از HEAs به عنوان فلزات پرکننده لحیم‌کاری منتشر شده است. از مطالعاتی که وجود دارد، دمای لحیم‌کاری مورد نیاز اغلب به طور قابل توجهی بالاتر از آنچه معمولاً برای فلزات پرکننده لحیم‌کاری فعلی استفاده می‌شود، بیان گردیده است. بریجز و همکاران (2017) لحیم‌کاری لیزری سوپرآلیاژ IN718 با آلیاژ آنتروپی بالا Ni-Mn-Fe-Co-Cu را در دمای لحیم‌کاری 1165 درجه سانتیگراد و دستیابی به حداکثر استحکام برشی 220 مگاپاسکال نشان داد [16]. تیلمن و همکاران (2019) با استفاده از Nb-Co-Cr-Fe-Ni HEA، سرامیک YSZ متالیزه Hf را به فولاد Crofer 22 APU متصل کرد و تقریباً دوبرابر استحکام برشی را نسبت به زمانی که از یک فلز پرکننده AgCuTi_3 معمولی استفاده می‌کرد، به دست آورد، البته در دمای لحیم‌کاری 1200°C ، حدود 280 درجه سانتیگراد بالاتر از AgCuTi_3 [17] گائو و همکاران (2019) حداکثر استحکام برشی 530 مگاپاسکال را هنگام اتصال سوپرآلیاژ IN600 با MPEA Fe-Co-Ni-Mn-Cu با زمان نگهداری لحیم‌کاری 90 دقیقه در دمای 1200 درجه سانتیگراد نشان داد [18].

هاردویک و همکاران (2021)، یک آلیاژ لحیم‌کاری چند عنصری جدید (به سبک آلیاژ آنتروپی بالا)، با استفاده از جنرال الکتریک به عنوان یک MPD جایگزین همراه با افزودن B کاهش یافته، بررسی شده است. فرایند طراحی، نمودارهای فاز باینری و پیش‌بینی‌های مبتنی بر نرم‌افزار Thermo-Calc و پارامترهای ترمودینامیکی تجربی را در نظر گرفت. این آلیاژ برای خلاء لحیم‌کاری نیکل-سوپرآلیاژ Inconel-718 استفاده شد و تحقیقات ریزساختاری و مکانیکی گزارش شده است. حداکثر استحکام برشی به دست آمده 297 مگاپاسکال با دمای لحیم‌کاری 1100 درجه سانتیگراد و زمان نگهداری 60 دقیقه، با انجماد همدمای تکمیل شد.

1-1- استراتژی طراحی پرکننده

گروه تحقیقاتی نویسندگان اخیراً یک فلز پرکننده آلیاژی چند عنصری جدید (MPEA) با ترکیب تقریبی $\text{Mn}_{35}\text{Fe}_5\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cu}_{20}$ [18,20] برای رسیدگی به این چالش توسعه داده است. نظریه اولیه مربوط به MPEAها چندین ویژگی را پیش‌بینی کرد که آن‌ها را کاندیدهای جذابی برای دسته جدیدی از آلیاژهای پرکننده می‌کند، از جمله فضای طراحی وسیع، پایداری تک فاز [21-23]، پیچیدگی شدید شبکه [24] در یک جامد تصادفی-ساختار محلول جامد و پتانسیل نفوذ کند [25 و 26]. اعوجاج شبکه ممکن است خود را به نرخ سخت شدن کرنش بالا و چقرمگی متناظر منجر شود. نفوذ کند ممکن است برهمکنش‌های نامطلوب با بسترهای سوپرآلیاژی را در طول سرویس در دماهای بالا به تأخیر بیندازد و با محدود کردن نفوذ میانی در سطح مشترک مشترک، فازهای ثانویه مضر را مهار کند. با این وجود، یک فضای طراحی انعطاف‌پذیر برای تنظیم محدوده انجماد و یک تک فاز پایدار با شکل‌پذیری قابل توجه، مهم‌ترین ویژگی‌های MPEA هستند که به آن‌ها پتانسیل جلوگیری از تشکیل فازهای دوم شکننده را می‌دهد که تعمیر سوپرآلیاژ با فلزات پرکننده معمولی منجر به تخریب می‌شود. این سناریو نشان می‌دهد انجماد همدمای بسیار محدودی در طول مرحله نگاه‌داشتن لحیم رخ می‌دهد و هیچ فاز دومی در طول انجماد بعدی مذاب باقی‌مانده در طول خنک‌سازی رسوب نمی‌کند.

درحالی‌که مطالعات جدیدتر کلی و تکرار پذیر بودن رفتار تک فاز تثبیت شده با آنتروپی را در بین MPEAها زیر سوال برده است [27]، یک تصدیق کلی وجود دارد که ساختارهای کریستالی مکعبی شکل محور (FCC) در بین MPEAهای فلزی انتقالی 3d شایع هستند [28]. با بهره‌برداری از این، ترکیب فلزپرکننده خاص از مجموعه‌ای از نه عنصر فلزات انتقالی از طریق یک رویکرد محاسباتی چند مرحله‌ای برای فیلتر کردن

نظر گرفته شده، سیستم MnFeCoNiCu بزرگترین بخش از ترکیبات را نشان می‌دهد که در محدوده های مشخص شده برای همه معیارها قرار دارند.

فاز دوم: فرایند انتخاب با هدف بررسی فضای ترکیب در یک سیستم آلیاژی برای جستجوی ترکیباتی با محدوده ذوب مناسب انجام شد. این کار توسط نرم افزار Jmat pro انجام شد. محاسبات ترمودینامیکی تعادل، که در این پژوهش با استفاده از کد نویسی متلب صورت گرفته است، گام بعدی سنتز آلیاژ آنتروپی بالا بوسیله فرایند آلیاژسازی مکانیکی، مورد استفاده قرار گرفت. از سوی دیگر، محاسبات دمای لیکویدوس 1000 درجه سانتیگراد و دمای سالدوس 900 درجه سانتیگراد را پیش‌بینی می‌کردند، که تأیید شد که نتایج آنالیز حرارتی آزمون تجربی را با تا حدی با محاسبات فازی مطابقت می‌دهند. این محدوده انجماد، ترکیب را برای لحیم‌کاری در دمای 900-1000 درجه سانتیگراد، که تقریباً 250 درجه سانتیگراد کمتر از دمای سالدوس آلیاژ 600 است، مناسب می‌کند [33]. لازم به ذکر است که پیش‌بینی فازهایی که پس از انجماد تشکیل می‌شوند نیز در فاز دوم برای تأیید خروجی‌های فاز اول استفاده شد.

فاز سوم: پرکننده‌های سنتز شده برای اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل استفاده و ویژگی‌های ریزساختاری فصل مشترک مورد ارزیابی و مطالعه قرار گرفت.

2- مواد و روش آزمون‌ها

در این پژوهش، مواد خام شامل پودرهای آهن، کبالت، کروم، نیکل، منگنز و مس بود که برای تولید فلز پرکننده با آنتروپی بالا در پژوهش استفاده شد. خلوص آن مواد خام بیش از 99,50 درصد وزنی بود. دانه‌بندی مش کمتر از 45 میکرون انتخاب شده بود. پودرهای مخلوط چند جزئی با نسبت اتمی متفاوت در این مطالعه استفاده شد که به عنوان پودر CuFeCoCrNiMn نامگذاری شد.

این پودرها با استفاده از سرعت آسیاب گلوله ای 400 دور در دقیقه و زمان آسیاب گلوله ای 60 ساعت به خوبی مخلوط

یک استخر بزرگ انتخاب شد. معیارهای طراحی حاکم بر انتخاب پایین نامزد، ایجاد یک ریزساختار FCC تک فاز و دمای مایع به اندازه کافی پایین برای لحیم‌کاری حداقل 100 درجه سانتیگراد زیر دمای جامد زیرلایه آلیاژ 600 بود [18].

علاوه بر این، اگر دمای لحیم‌کاری کمتر از دمای یوتکتیک دوتایی یک جفت عنصر در سیستم باشد، اشباع ناشی از نفوذ B یا Si گذر از حد حلالیت [9-29 و 5] ممکن است رخ دهد و باعث رسوب حالت جامد بوریدها یا سیلیسیدها در داخل ساختار شود. همانطور که در مراحل سوم و چهارم در شکل (1) نشان داده شده است. این فازهای ثانویه معمولاً بدون عملیات حرارتی با دمای بالا دوباره حل نمی‌شوند [7 و 4]. نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیم‌کاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش‌های مقالات تأثیر بورید یا رسوبات سیلیسید ناشی از نفوذ را بر خواص مکانیکی جدا نمی‌کند. در عوض، آن‌ها معمولاً بوریدها و سیلیسیدهای جامد شده در اثر حرارت را به عنوان بازدارنده‌های اولیه شکل‌پذیری مورد بحث قرار می‌دهند. با این حال، قابل توجه است که شکل‌پذیری ضعیف اغلب حتی در مدت زمان طولانی فرایند نشان داده می‌شود. به عنوان مثال، یک بررسی جامع از خواص مکانیکی در لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژی پایه نیکل با اتصال درز پهن که توسط TLI انجام شد، نشان داد که بالاترین ازدیاد طول (الانگیشن) دمای اتاق به‌دست‌آمده 2,3 درصد در فرایندی با مدت نگهداری تا 20 ساعت بود [1].

فرایند این پژوهش به سه مرحله به شرح زیر تقسیم شد:

فاز اول انتخاب یک سیستم آلیاژی مناسب یا گروهی متشکل از پنج یا شش عنصر با احتمال بالایی برای نمایش ساختار کریستالی تک فاز FCC در یک فضای ترکیب گسترده را هدف قرار داد.

در مقالات MPEA، قوانین سنتی هیوم-روتیری [30-32] برای تعریف محدوده های مناسب برای عدم تطابق اندازه اتمی، میانگین غلظت الکترون ظرفیت، ΔS_{mix} (آنتروپی اختلاط) و ΔH_{mix} (آنتالپی اختلاط) که به پایداری فازهای FCC محلول جامد بی‌نظم کمک می‌کند. از میان سیستم‌های پنج عنصری در

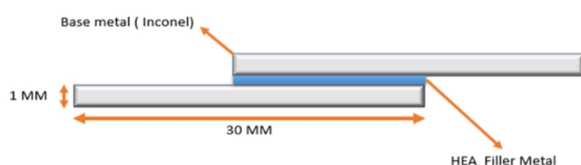
میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف پراکنده انرژی برای بررسی ریزساختار و توزیع عنصر استفاده شد.

مدل دستگاه استفاده شده در این پژوهش FEI/SEM QUANTA 200_ EDAX SILICON DRIFT 2017 می باشد. قبل از آزمایش، نمونه ها با روش های استاندارد سنباده زنی و پولیش شدند.

جدول 1- درصد اتمی برای سه نوع پودر فلز پرکننده (%at).

عناصر	HEA - 1	HEA-2	HEA-3
Fe	5	6	5
Ni	32	29	29
Co	8	10	10
Cr	10	8	10
Mn	25	27	25
Cu	20	20	21

علاوه بر این، ساختار فاز در سه نوع آنتروپی بالا با پراش اشعه ایکس (XRD) با تابش Cu Ka شناسایی شد. با توجه به محاسبات هر سه ترکیب پرکننده بصورت تک فاز FCC پیشبینی و محاسبه شده بودند، در حالی که در نتیجه XRD نمونه FCC+BCC مشاهده گردید، با توجه به ماهیت غیرتعادلی فرایند آلیاژسازی مکانیکی نمونه در دمای 700 درجه به مدت یک ساعت آنیل شد، و نتیجه XRD بعد آنیل تک فاز FCC مشاهده گردید.



شکل 2- شماتیک طراحی اتصال.

3- بحث

برای طراحی ترکیب پودر پرکننده HEA، هر دو الزامات تشکیل HEA و فلز پرکننده برای لحیم کاری آلیاژ Inconel 600 باید برآورده شوند.

3-1- ارزیابی طراحی پرکننده

برای تشکیل HEA، عناصر باید شعاع اتمی و خواص شیمیایی مشابهی داشته باشند. با توجه به بررسی مقالات، معمولاً عناصر

شدند. نسبت مواد به گلوله 10:1 استفاده شد. در این پژوهش، سه نوع فلز پرکننده در مطالعه مورد استفاده قرار گرفت. نمونه برداری در زمان های قبل از آلیاژسازی، بعد از 15 ساعت و بعد از 60 ساعت صورت گرفته و بوسیله آزمون پراش اشعه ایکس با دستگاه مدل PHILIPS, PW1730 مشخصه یابی شد. اساس انتخاب این عناصر با هدف شباهت ساختار پرکننده با سوپرآلیاژ پایه نیکل بود که با محاسبات ترمودینامیکی و همچنین پیشبینی ساختار و مشخصه یابی هر مرحله آلیاژسازی مکانیکی در نهایت به درصد بهینه اتمی و ساختار تک فاز FCC منجر گردید.

از سوی دیگر برای ارزیابی خواص حرارتی نانوپودرهای سنتز شده، بعد از مشخصه یابی و تایید انجام سنتز آلیاژ آنتروپی بالا بوسیله آزمون پراش اشعه ایکس، آزمون گرما روبشی تفاضلی (DSC) توسط دستگاه TA- Q600 انجام گردید. که یک روش تجزیه حرارتی است که در آن تغییرات ظرفیت حرارتی ماده به عنوان تابعی از دما، به طور پیوسته اندازه گیری می شود این آزمون با هدف مطالعه و بررسی دمای ذوب در بازه دمایی 25 الی 1000 درجه و با گام 20 درجه صورت پذیرفت. محتوای عناصر برای سه نوع پودر فلز پرکننده آنتروپی بالا در جدول (1) ارائه شده است.

سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل 600 (ضخامت 1/5 میلی متر) به عنوان مواد اولیه استفاده شد که به قطعات 15 × 30 میلی متر بریده شد. برای انجام اتصال از لحیم کاری سخت مقاومتی با پارامترهای 600 آمپر و 800 ولتاژ و زمان 15 ثانیه در طول فرایند جوشکاری استفاده شد.

استاندارد این اتصال براساس JIS Z 3192 انتخاب شده بود. در این مطالعه درز اتصال (فاصله دو فلز پایه، ضخامت پرکننده) بین دو فلز پایه (BM) برای اتصال در این مطالعه حدود 0/2 میلی متر است. یک اتصال لب به لب تک پاس بین اینکونل 600 اعمال شد. پارامترهای تکنیکی یکسان در طول فرایند اتصال برای هر سه مورد استفاده شد.

انواع فلزات پرکننده پس از اتصال، سطح مقطع اتصالات عمودی برای مشخصه یابی ریزساختار انتخاب شد.

بنابراین خط لیکویدوس فلزپرکننده باید حداقل 100 درجه سانتیگراد کمتر از خط سالییدوس سوپرآلیاژ پایه نیکل باشد در غیر این صورت اشکال پیچیده اجزای ساخته شده از سوپرآلیاژ به دلیل نرم شدن دمای بالا آسیب می بیند. سوم، فلزپرکننده باید سختی و استحکام مشابهی با سوپرآلیاژ داشته باشد.

پس از تعیین سیستم Fe-Co-Ni-Mn-Cu در اینجا، نمودار فاز $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ توسط نرم افزار Jmat Pro با استفاده از پایگاه داده فولاد زنگ نزن محاسبه می شود. همانطور که در شکل (3) نشان داده شده است، $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ قرار است دارای یک ساختار فاز FCC و محدوده ذوب زیر 1100 درجه سانتیگراد باشد که نیاز محدوده ذوب فلز پرکننده برای لحیم کاری سوپرآلیاژهای Ni-base را برآورده می کند. با توجه به اصل پیشنهاد شده توسط Zhang و همکاران [34]. در اینجا، δ ، Ω و VEC به صورت جدول (2) محاسبه شد که نیاز به تشکیل FCC HEA را برآورده می کند. این پارامترها طبق روابط (1 الی 5) محاسبه شده و در جدول (2) فهرست شده است. علاوه بر این، به جز ترکیب، خواص و محدوده ذوب فلز پایه، برخی عوامل دیگر از جمله طراحی اتصال و هزینه نیز باید در نظر گرفته شوند. در مقایسه با آلیاژ لحیم کاری تجاری، به عنوان مثال Cusil ABA، آلیاژ $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ طراحی شده در این مطالعه عناصر پرهزینه مانند Au، Ag حذف می کند، بنابراین هزینه نهایی را کاهش می دهد. یک پرکننده لحیم کاری سخت با ساختار یوتکتیک (BNi-6، BNi-7، BNi-9) برای لحیم کاری با درز اتصال باریک توصیه می شود در حالی که لحیم کاری با محدوده ذوب گسترده یا برد انجماد بالا (BNi-1، BNi-2، BNi-3، BNi-4، BNi-5) عموماً برای لحیم کاری درز پهن توصیه می شود [35].

از این رو با توجه به معایب حضور ترکیبات یوتکتیک در ساختارپرکننده های رایج لحیم کاری درز باریک، این پژوهش بر روی طراحی پرکننده با برد انجماد کم تمرکز کرده، که با انجام لحیم کاری سخت، بدون حضور ترکیبات یوتکتیک، اتصالی عالی از ترکیبات بین فلزی و ترد را فراهم کند.

منسجم در همان دوره (دوره سوم، چهارم) بر روی عناصر دوره ای انتخاب می شوند. چندین اصل نیز برای پیش بینی تشکیل فاز HEA توسط Zhang و همکاران [34] پیشنهاد شده است. در این تحقیق سه پارامتر اصلی در نظر گرفته شده است. ابتدا، δ ارزیابی شعاع اتمی عناصر باید کمتر از 6% باشد. تعریف δ در معادله 2 آمده است که در آن x_i کسر اتمی عنصر i و r_i شعاع اتمی عنصر i است. Ω ارزیابی تغییر آنتروپی قبل و بعد از اختلاط باید بزرگتر از 1.1 باشد. تعریف Ω در معادله 5 ذکر شده است که در آن ΔH_{mix} آنتالپی اختلاط مول عنصر i و عنصر j است. سوم، VEC در معادله (3) تعریف شده است که در آن اگر میانگین غلظت الکترون والانس بزرگتر از 8 باشد، یک FCC HEA تشکیل می شود در صورتی که میانگین الکترون والانس کمتر از 8 باشد، یک BCC HEA تشکیل می شود. سوپرآلیاژهای Inconel 600 دارای ساختار تک فاز FCC هستند، در این مطالعه FCC HEA مورد نیاز است. یعنی غلظت الکترون والانس باید بزرگتر از 8 باشد

$$\Delta H^m = \sum_{j \neq i}^n \sum_{i=1}^n 4\Delta H_{ij}^m x_i x_j \quad (1)$$

$$\delta r = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i \left(1 - \frac{r_i}{r}\right)^2} \quad (2)$$

$$\Delta VEC = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i (VEC - VEC_i)^2} \quad (3)$$

$$\Delta S^m = -R \sum_{i=1}^n x_i \ln x_i \quad (4)$$

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S^m}{|\Delta H^m|} \quad (5)$$

هنگام طراحی یک فلزپرکننده برای لحیم کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل الزاماتی وجود دارد. ابتدا باید چندین عنصر با خواص شیمیایی در دمای بالا مشابه فلزپرکننده باشد، به منظور ایجاد یک اتصال عالی بین فلزپرکننده و سوپرآلیاژهای پایه نیکل. دوم، در طول لحیم کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل فلزپرکننده ذوب می شود در حالی که سوپرآلیاژ Ni-base در حالت جامد، حداقل 100 درجه سانتیگراد زیر خط سالییدوس خود باقی می ماند.

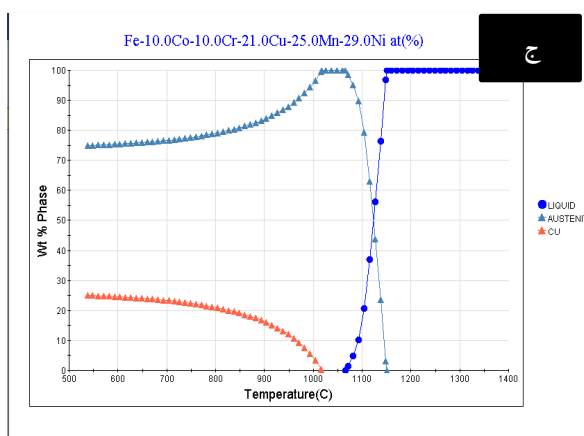
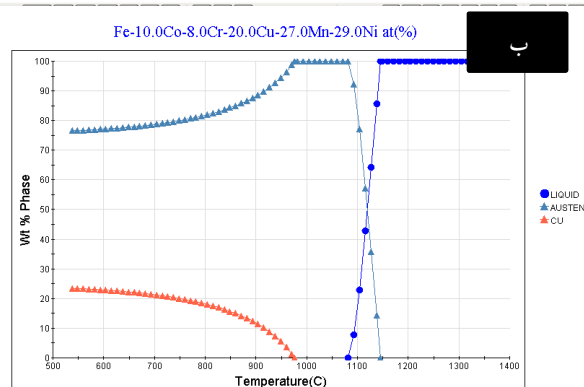
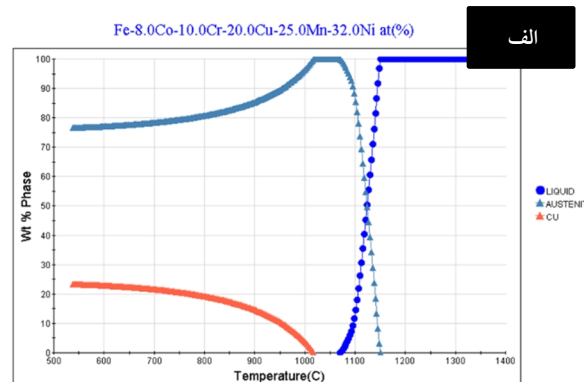
بماند. تمام تجزیه و تحلیل بالا نشان می‌دهد که HEA با ترکیب $\text{Fe}_x\text{Co}_x\text{Ni}_x\text{Mn}_x\text{Cu}_x\text{Cr}_x$ یک کاندید بالقوه خوب به عنوان یک فلزپرکننده برای لحیم‌کاری سوپر آلیاژ Inconel 600 است. با استفاده از روابط 1 الی 5 محاسبات ترمودینامیکی ترکیبات انجام شده و سه ترکیب معرفی شده در جدول (2) به عنوان ترکیبات بهینه با کاربرد بالقوه بعنوان فلزپرکننده، برای آزمون‌های بعدی و ساخت به روش آلیاژسازی مکانیکی انتخاب شدند.

جدول 2- محاسبه ترمودینامیک ترکیبات.

System	HEA_1	HEA-2	HEA-3
VEC (-)	8.87	8.85	8.86
δr (%)	3.35	3.41	3.33
ΔH^m ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	-0.26	-0.17	0.12
ΔS^m ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	13.43	13.6	13.67
ΔG^m ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	-13.69	-13.77	-13.54
γ (-)	1.0952	1.0952	1.0952
Ω (-)	85.45	100	100

گام بعدی در این پژوهش ساخت آلیاژ آنتروپی بالا بود که به روش متالورژی پودر انجام شد، شکل (4) آنالیز XRD نمونه برداری در مراحل آلیاژسازی مکانیکی را نمایش می‌دهد. هدف اصلی آسیاکاری کاهش اندازه ذرات، اختلاط و شکل دهی مجدد ذرات است. در MA، ذرات فاز استحکام بخش را در طول دوره جوش سرد-خردایش-جوش سرد مکرر در زمینه جانشین می‌شوند. در طول آسیاب، پودر فلزی که بین گلوله‌ها یا در سطح دیواره کاپ محبوس شده و منجر به تغییر شکل، شکست یا جوش می‌شود که بستگی به ویژگی‌های مکانیکی پودر فلزی دارد. تعادل حالت پایدار بین سرعت جوش سرد و شکست پس از آسیاب برای مدت معینی حاصل می‌شود.

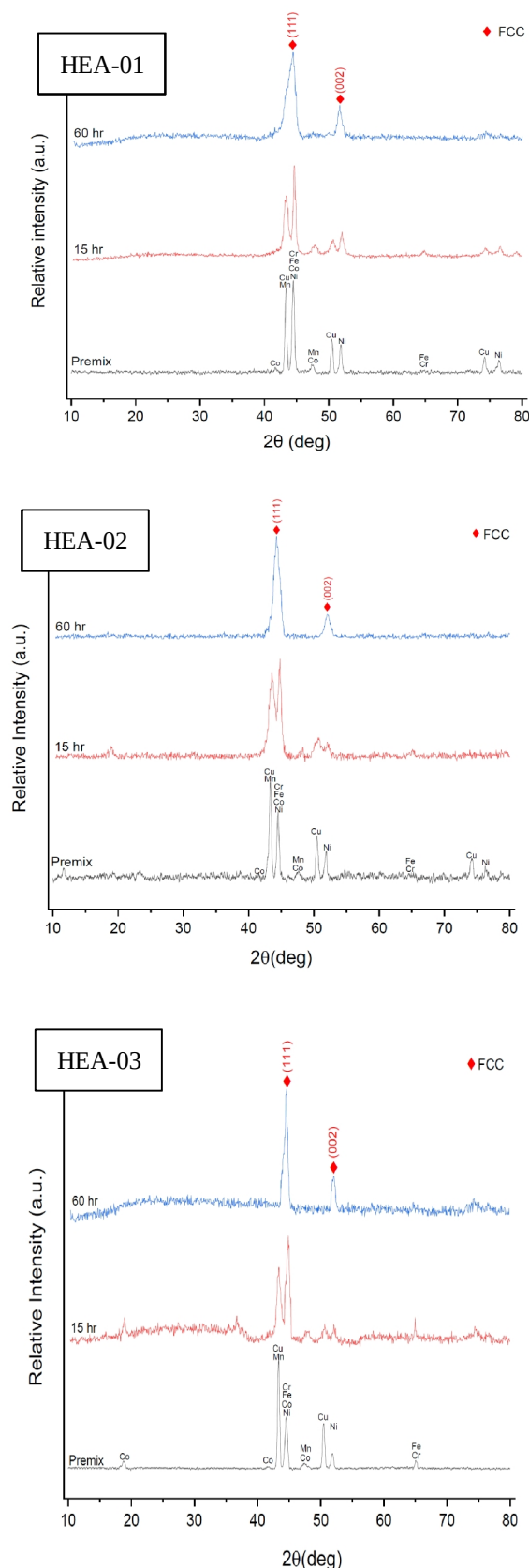
در مرحله بعد، ذرات تغییر شکل می‌دهند که منجر به تغییر مورفولوژی آن‌ها به حالت ورقه‌ای می‌شود. فرایند اتصال که تشکیل ذرات هم محور را ایجاد می‌کند، بعد از این مرحله غالب است. خطوط اتصال جهت‌دار در این مرحله مشاهده می‌شوند، پس از آن فرایندهای جوش سرد و شکست به تعادل می‌رسند و مرحله پایانی با فاز حالت پایدار مشخص می‌شود که در آن



شکل 3- نمودار jmat pro ترکیبات پرکننده

(الف-HEA-01، ب-HEA-02، ج-HEA-03).

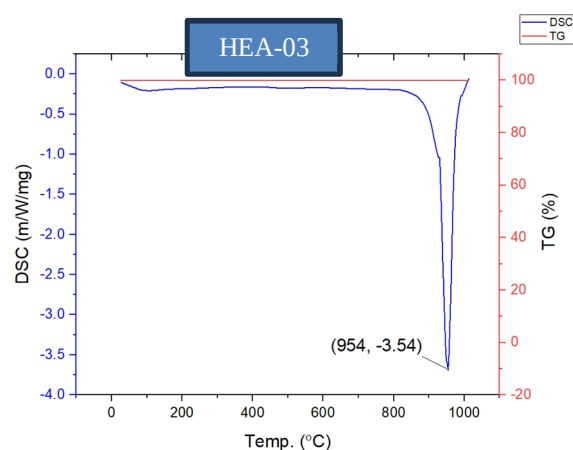
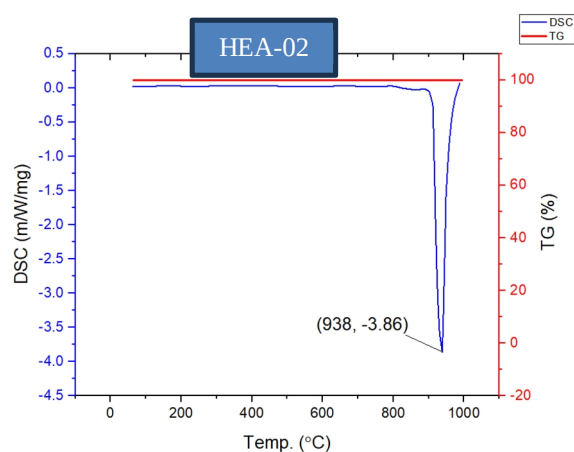
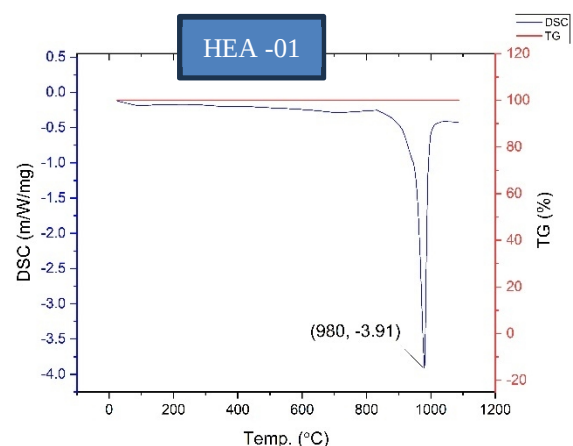
با توجه به محیط سرویس، قبلاً گزارش شده است که HEA ها با ترکیبی مشابه $\text{Fe}_x\text{Co}_x\text{Ni}_x\text{Mn}_x\text{Cu}_x\text{Cr}_x$ دارای مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون عالی هستند. می‌توان پیش بینی کرد که $\text{Fe}_x\text{Co}_x\text{Ni}_x\text{Mn}_x\text{Cu}_x\text{Cr}_x$ نیز قرار است دارای مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی باشد. همچنین $\text{Fe}_x\text{Co}_x\text{Ni}_x\text{Mn}_x\text{Cu}_x\text{Cr}_x$ با داشتن دمای سالدوس بالاتر از دمای سرویس آلیاژ Inconel 600 قادر است در سرویس پایدار



شکل 4- آنالیز XRD سه ترکیب پودر پر کننده.

ریزساختار نهایی تشکیل می‌گردد، اما توزیع ذرات و اندازه تقریباً ثابت می‌ماند. ویژگی‌های کلیدی MA شامل توسعه مخلوط ریز از ذرات فاز ثانویه، گسترش محدودیت‌های حلالیت جامد، کم شدن اندازه دانه تا محدوده نانومتری، سنتز ساختارهای کریستالی و شبه بلوری جدید، تشکیل فازهای آمورف، واکنش در دماهای پایین و ... است.

الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژ طی زمان‌های 15 و 60 ساعت در شکل (4) بیان شده است. مشاهده می‌شود که پس از 15 ساعت آلیاژسازی مکانیکی شدت پیک‌ها کاهش یافته و بعضی از پیک‌های عناصر خالص مانند نیکل و کبالت به سختی قابل رویت هستند که عدم حضور پیک‌ها می‌تواند نشان دهنده آغاز تشکیل محلول جامد باشد. علت حذف پیک‌های این دو عنصر، آن است که به علت نقطه ذوب کمتر، ضریب نفوذ بیشتری داشته و با سرعت بیشتری در دیگر عناصر حل می‌شوند. بعد از 60 ساعت آسیاب کاری تنها پیک اصلی و دو پیک ضعیف دیگر قابل مشاهده است که می‌توان نشان دهنده تشکیل ساختارهای محلول جامد در این زمان باشد. از آنجایی که شعاع اتمی هر شش عنصر بسیار بهم نزدیک است انتظار می‌رود ساختار فشرده با توزیع تصادفی عناصر در ساختار تشکیل شود. شماتیک فرایند اتصال لحیم‌کاری مقاومتی در شکل (5) خلاصه شده است (در این پژوهش طراحی دستگاه لحیم‌کاری مقاومتی به عهده نویسندگان مقاله بوده است) برای انجام فرایند لحیم‌کاری مقاومتی از رکتیفایر 20000 با جریان 800 آمپر استفاده گردید، لازم به توجه است که این جریان با آزمون و خطای بسیار بدست آمد. اندازه‌گیری DSC در HEA آلیاژ شده، محدوده ذوب 930-1000 درجه سانتیگراد را به همراه داشت، نمودار DSC در شکل (6) نمایش داده شده است و تا حد 100 درجه حدوداً با نمودارهای JMATPRO تفاوت وجود داشت که می‌توان با توجه به عدم دسترسی به پایگاه داده‌های آنتروپی بالا در کشور اشاره کرد و خطای بوجود آمده را با دیتا بیس فولاد زنگ نزن توجیه کرد. از سویی نشان می‌دهد نمودار فاز محاسبه‌شده سیستم را با دقت نسبتاً معقولی مدل‌سازی می‌کند. جدول (3) کد COD ترکیبات را بیان می‌کند.



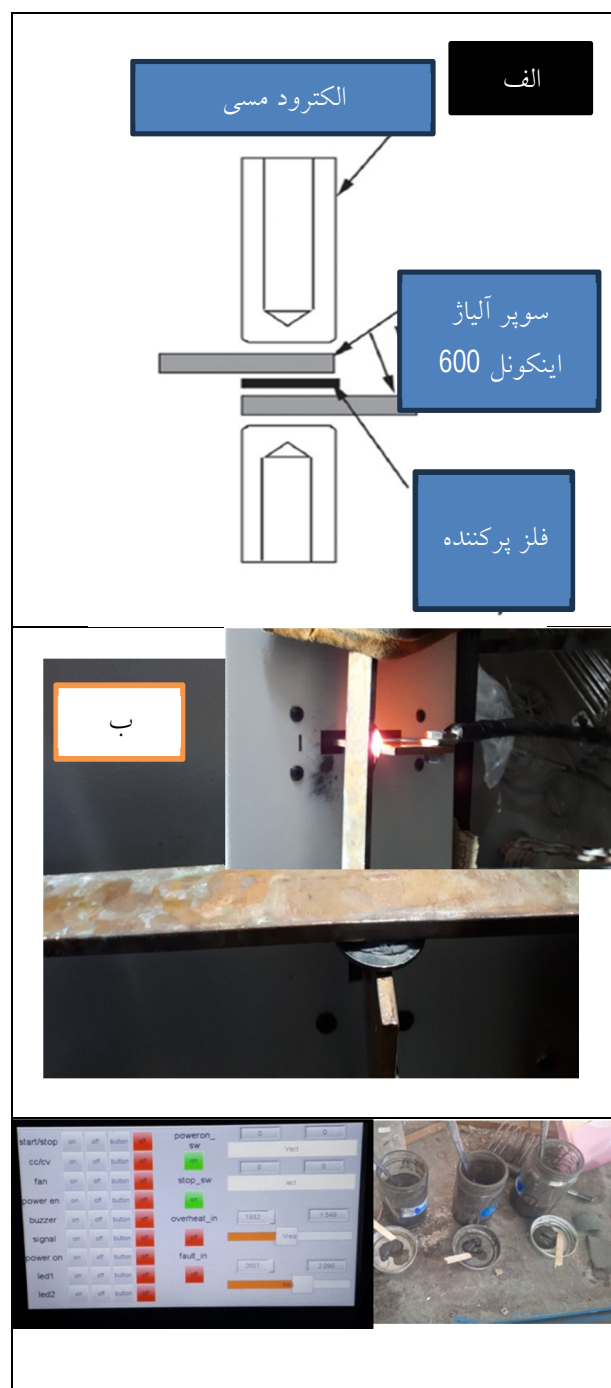
شکل 6-آنالیز حرارتی پرکننده‌های این پژوهش.

3-2- ارزیابی میکروساختار اتصال

براساس مطالعات قبلی [36-38]، ترکیبی عالی از استحکام بالا و چقرمگی شکست خوب را می‌توان در HEA به دست آورد، که بویژه برای کاربرد به عنوان فلزپرکننده در اتصالات مناسب است. لازم به ذکر است که ترکیبات شیمیایی و ساختارهای

جدول 3-کد COD ترکیبات مورد استفاده در این پژوهش.

Compound name	Reference code	COD code
Cr	96-900-8532	900853
Mn	96-901-1069	9011068
Fe	96-901-3473	9013472
Co	96-901-2950	9012949
Ni	96-210-2279	2102278
Cu	96-901-3015	9013014



شکل 5-الف-شماتیک فرایند لحیم کاری مقاومتی،

ب-فرایند لحیم کاری در این پژوهش.

پژوهش لازم است که اهمیت استفاده از فلزات پرکننده نانو و مزیت این دسته از پرکننده‌ها تشریح گردد. فلزپرکننده نانو برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژها چندین مزیت دارد، از جمله:

عملکرد دمای بالا: فلزات پرکننده لحیم‌کاری پایه نیکل، معمولاً برای اتصال اجزای نیکل - سوپرآلیاژ در کاربردهایی که به عملکرد مکانیکی بالا، دماهای بالا و محیط‌های خورنده نیاز دارند استفاده می‌شود. یک فلزپرکننده نانو می‌تواند عملکرد مشابه یا بهبود یافته‌ای را در این شرایط ارائه دهد.

اتصال با استحکام بالا: لحیم‌کاری یک پیوند فلزی قوی بین مواد پایه ایجاد می‌کند. یک فلز پرکننده نانو، زمانی که به درستی طراحی و استفاده شود، می‌تواند یک اتصال پایدار بین اجزای سوپرآلیاژی ایجاد کند.

شکل‌پذیری و سازگاری با فلز پایه: برای اطمینان از شکل‌پذیری کافی در اتصال و تطابق نزدیک‌تر با ماتریس مکعبی (FCC) فلز پایه، یک فلزپرکننده نانو در حالت ایده‌آل باید دارای ریزساختار FCC باشد. این سازگاری با فلز پایه به حفظ استحکام و یکپارچگی کلی فصل مشترک کمک می‌کند.

افزایش استحکام و همگنی فصل مشترک: پرکننده‌های نانومقیاس می‌توانند ابعاد فاز را کاهش داده و توزیع همگن ریزساختار در اتصال را افزایش دهند. این عامل می‌تواند منجر به استحکام فصل مشترک بالاتر در مقایسه با فلزات پرکننده معمولی شود.

جایگزین کاهش دهنده‌های نقطه ذوب (MPD): طراحی یک فلزپرکننده نانو می‌تواند به دستیابی به دمای لیکوئیدوس کمتر و در عین حال حفظ خواص مطلوب مکانیکی کمک کند. این امکان را برای فرایندهای لحیم‌کاری کارآمدتر و موثرتر فراهم می‌کند.

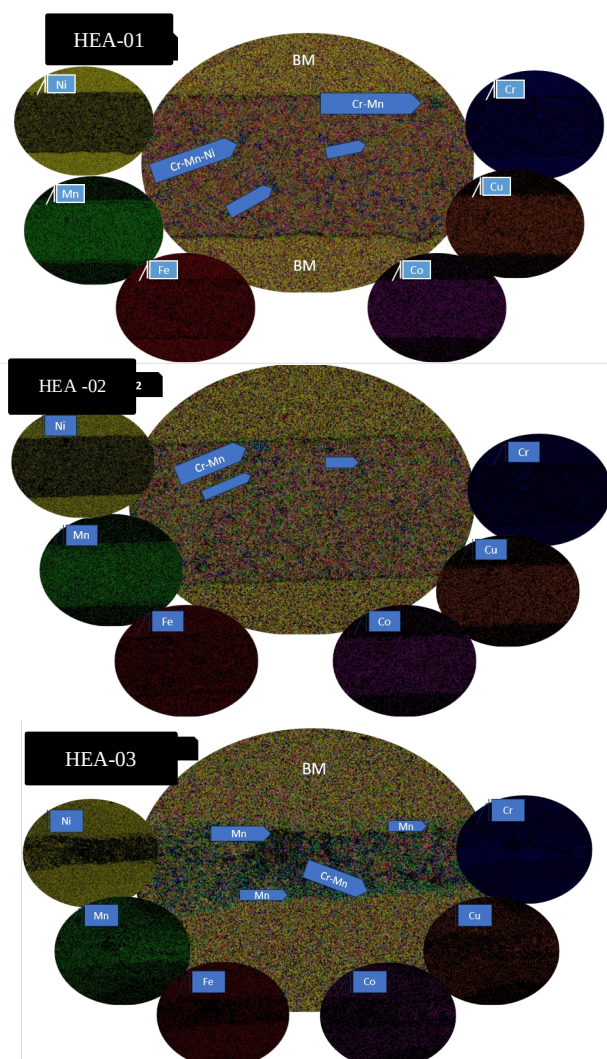
پتانسیل کاربردهای گسترده‌تر: استراتژی طراحی برای فلزات پرکننده نانو را می‌توان به سایر کاربردهای لحیم‌کاری خارج از سوپرآلیاژهای پایه نیکل، مانند راکتورهای هسته‌ای و لحیم‌کاری سرامیک گسترش داد. این تطبیق‌پذیری، نانو فلزات پرکننده را به گزینه‌ای امیدوارکننده برای فرایندهای مختلف اتصال در دمای بالا تبدیل می‌کند.

فازی نقش تعیین کننده‌ای در خواص HEAها دارند [40,39,28]. نحوه کنترل ترکیبات شیمیایی در WZ یک گام کلیدی در دستیابی به اتصالات آنتروپی بالا خواهد بود. در مطالعات قبلی [41 و 42]، برخی از HEAها به عنوان فلزپرکننده در طول لحیم‌کاری استفاده شدند. به دلیل BM ذوب نشده در لحیم‌کاری سخت، نفوذ محدود عنصر در فرایند اتصال تأثیر کمی بر روی مجموعه اجزای آنتروپی بالا در WZ دارد. با این حال، همانطور که بیان شد نقطه ذوب فلز پرکننده باید کمتر از نقطه ذوب BM باشد، که به طور قابل توجهی انتخاب عنصر HEA را برای لحیم‌کاری محدود می‌کند. فلزات پرکننده با آنتروپی بالا که برای جوشکاری ذوبی استفاده می‌شوند، می‌توانند نقطه ذوب را نادیده بگیرند و طیف وسیعی از انتخاب عنصر را داشته باشند. مشخصات متالورژیکی برای ارزیابی ریزساختار فصل مشترک انجام شد. شکل (6) اثرات نوع پرکننده لحیم‌کاری را بر ویژگی‌های ریزساختاری اتصالات نشان می‌دهد. اول از همه، ریزساختاری بدون نقص (به عنوان مثال: ریز ترک‌ها و حفره‌ها) در اتصالات لحیم‌کاری شده مشاهده شد. فلز پایه ساختار خود را بدون تشکیل هیچ فاز ثانویه حفظ کرد. از سوی دیگر رشد دانه فلز پایه در اکثر عملیات‌های لحیم‌کاری مشاهده می‌گردد که در این پژوهش همانطور که مشخص است، اندازه دانه فلز پایه نیز با انجام فرایند لحیم‌کاری درشت نشد. ترکیب عنصری قسمت‌های مختلف در فصل مشترک تعیین شده با اندازه‌گیری EDS در جدول (3) ارائه شده است. فصل مشترک اتصال، جدایش فازی مس - منگنز - کروم را در امتداد مرزهای دانه در نزدیکی مرز فلز پایه و پودر پرکننده نشان می‌دهند. ترکیب سه تایی جدایش یافته مس - منگنز - نیکل (تقریباً 30 درصد از هر عنصر) است. براساس پیش‌بینی ترمودینامیک، مس بدلیل دارا بودن آنتالپی اختلاط مثبت تمایل به جدایش دارد. همچنین با توجه به دمای ذوب بالای عنصر کروم ریز ساختار به نواحی غنی و خالی از کروم تفکیک می‌شود. در شکل (7)، ترکیب با مورفولوژی ریزساختار در فصل مشترک لحیم‌کاری سخت را نمایش می‌دهد. جدول (4) بیانگر درصد اتمی 3 نقطه در تصاویر شکل (7) است. در این قسمت

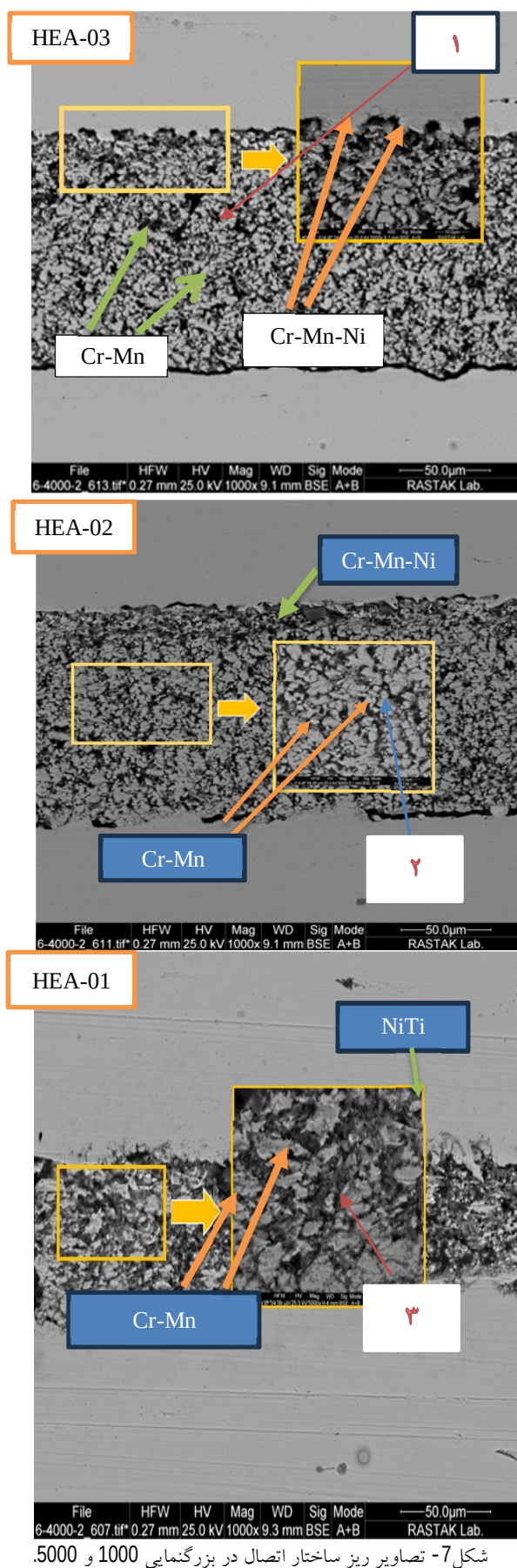
جدول 4- ترکیب عنصری (درصد اتمی) نقاط شکل 6.

عنصر	1 (کاملاً تیره)	2 (طوسی تیره)	3 (طوسی روشن)
Fe	0,8	3,2	4,1
Co	2,5	5,01	8,7
Ni	17,2	29,2	42,8
Cu	8,4	11	20,4
Mn	24,3	42,3	21
Cr	46,8	9,29	3

در تصویر برداری نقشه عنصری همانطور که در شکل (8) نشان داده شده است. توزیع عناصر بصورت یکنواخت صورت گرفته است و در بعضی قسمت‌ها همانطور که بیان گردید تجمع کروم-منگنز و کروم-مس مشاهده می‌شود.



شکل 8- نقشه برداری عنصری از سطح مقطع اتصال.



شکل 7- تصاویر ریز ساختار اتصال در بزرگنمایی 1000 و 5000.

3-3-ارزیابی خواص مکانیکی

مضر نیستند در حالی که ترکیب بین فلزی کروم منگنز به دلیل شکل پذیری کم برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری مضر است.

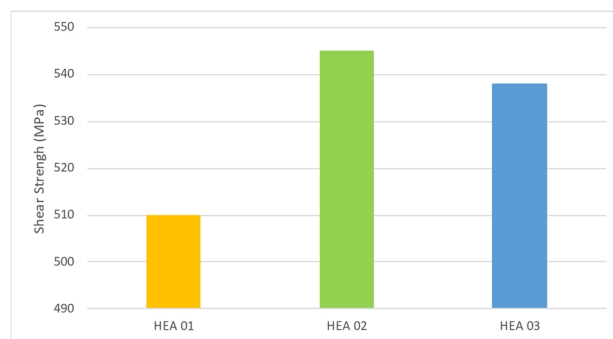
یکی دیگر از مزایای استفاده از نانو پرکننده، تغییر مکانیزم رشد ترک است که این عامل خود نقش موثری در دستیابی به استحکام بالای اتصال دارد. به عبارت دیگر، در برخی موارد، وجود نانوپرکننده‌ها در محل اتصال می‌تواند به انحراف، پل زدن ترک کمک کند که می‌تواند به بهبود چقرمگی کلی و مقاومت در برابر شکست کمک کند.

3-4-ارزیابی سطوح شکست

شکل (10) تصویر سطح شکست پرکننده در دو بزرگنمایی مختلف را نشان می‌دهد. ارزیابی فراکتوگرافیک تایید کرد که فازهای بورید ترک‌ها را متمرکز می‌کنند و منجر به شکست ترد در اتصالات BSSF می‌شوند، در حالی که فصل مشترک اتصال بوسیله پرکننده آنتروپی بالا ادغام میکرو حفرات انعطاف‌پذیر گسترده‌ای را نشان می‌دهند. تخلخل در مقیاس میکرو و نانو و اجزاء اکسید ممکن است عوامل غالب محدود کننده داکتیلیتی کلی مشاهده شده در لحیم کاری سخت آلیاژ آنتروپی بالا باشند. شروع ترک ممکن است در نواحی که ترکیبات ترد حضور دارند اتفاق بیفتد چرا که این نواحی بعنوان مراکز تمرکز تنش شناخته می‌شوند. حفره‌های برشی مشاهده شده در تصاویر نشان‌دهنده تغییر شکل پلاستیک نیمه نرم هستند. از سوی دیگر تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی نشان‌دهنده ذوب کامل پرکننده می‌باشند که این ناشی از ترشوندگی کافی و سیالیت مناسب پرکننده است که می‌تواند از ساختار نانو پرکننده نشأت گرفته باشد. همچنین نشانگر این این که تخلخل بصورت یکنواخت در سطح پرکننده توزیع شده است.

برای اینکه استراتژی طراحی این پژوهش قابل اجرا باشد، در ابتدا باید این نکته را در نظر گرفت که مانند هر فلزپرکننده لحیم کاری، عناصر مورد استفاده باید با فلزپایه در حال اتصال سازگار باشند. به همین دلیل، در نظر گرفته شد که Ni باید جزء اصلی آلیاژ باشد، به طوری که در غلظت‌هایی حداقل برابر یا تا

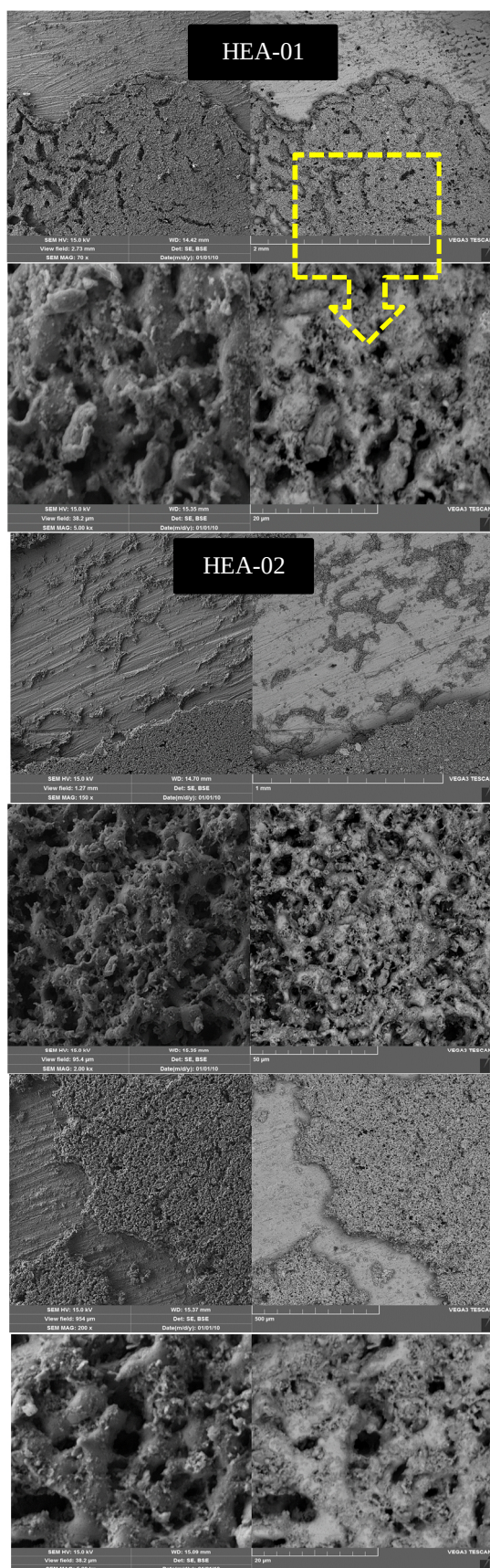
شکل (9) استحکام برشی اتصالات لحیم کاری شده بوسیله لحیم کاری مقاومتی و برای سه سوپر آلیاژ و با ترکیب سه پرکننده مختلف نشان می‌دهد. می‌توان رابطه بین استحکام اتصال و نوع پرکننده را توجیح کرد اما در این پژوهش با توجه به بازه زمانی بسیار کم اتصال، پارامتر شبکه پرکننده و فلزپایه اولین عامل و نحوه فعل و انفعالات پرکننده و استحاله‌های انجام شده در ترکیب پرکننده دومین عامل موثر بر استحکام برشی ترکیب است. حداکثر استحکام برشی، بوسیله ترکیب HEA-02 به دست می‌آید. پس از آن، هنگامی که ترکیب به HEA-01 تغییر می‌کند، استحکام برشی به 538 مگاپاسکال کاهش می‌یابد. و ترکیب HEA-03 کمترین استحکام برشی 510 MPa را دارد. با این حال، برای توضیح دلیل کاهش استحکام برشی از 545 مگاپاسکال به 510 مگاپاسکال، احتمالاً به دلیل ظهور فازهای غنی از Cr-Mn در فصل مشترک لحیم کاری شده است که در سایر اتصالات لحیم کاری شده مشاهده نمی‌شود.



شکل 9- استحکام برشی اتصال لحیم کاری HEA/Inconel 600 بوسیله سه

ترکیب پرکننده آنتروپی بالا.

فاز غنی از Cr-Mn یک ترکیب بین فلزی شکننده است که برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری مضر است. این را می‌توان در نمودارهای فاز Cr-Mn و Cu-Mn تأیید کرد. از نمودارهای فاز، کروم و منگنز تمایل به تشکیل یک ترکیب بین فلزی دارند در حالی که مس و منگنز تمایل به تشکیل محلول جامد FCC دارند. بنابراین فازهای غنی از مس و منگنز به دلیل شباهت با FCC HEA برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم کاری شده



شکل 10- تصاویر شکست‌نگاری لحیم‌کاری سخت اینکونل 600 بوسیله پرکننده آنتروپی بالا.

حدی بیشتر از سایر عناصر آلیاژ وجود داشته باشد. عناصر دیگر را می‌توان از عناصر متداول در FCC HEA فلزات واسطه، یعنی Al، Co، Cr، Cu، Fe و منگنز انتخاب کرد.

براین اساس فلزپرکننده آنتروپی بالا برپایه یک سیستم Ni-Cr-Fe انتخاب شد، که مبنایی ارزان قیمت با سازگاری خوب پیش بینی شده با اکثر فلزات پایه سوپرآلیاژ پایه نیکل و همچنین امکان تشکیل محلول جامد FCC را فراهم کند.

4- نتیجه گیری

در مطالعه حاضر، سه فلزپرکننده جدید مشتق از $\text{Co}_x\text{Cr}_x\text{Cu}_x\text{Fe}_x\text{Mn}_x\text{Ni}_x$ با استفاده از محاسبات ترمودینامیکی طراحی و بوسیله متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی سنتز شدند. در پارامترهای ترمودینامیکی به کار رفته از طراحی آلیاژهای آنتروپی بالا استفاده شد.

آلیاژهای طراحی شده به شکل پودر برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژ پایه نیکل IN600 در دمای 900-1000 درجه سانتیگراد بوسیله لحیم‌کاری مقاومتی به مدت 15 ثانیه استفاده شد. سطح مقطع اتصال مورد ارزیابی میکروسکپ الکترون عبوری قرار گرفت و یافته‌های اصلی را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

- براساس ضوابط آلیاژهای آنتروپی بالا و همچنین مطالعه رفتار حرارتی، سه ترکیب زیر قابلیت استفاده به عنوان پرکننده لحیم‌کاری سخت را دارند:

- $\text{Co}_8\text{Cr}_{10}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_5\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{32}$
- $\text{Co}_{10}\text{Cr}_8\text{Cu}_{20}\text{Fe}_6\text{Mn}_{27}\text{Ni}_{29}$
- $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Cu}_{21}\text{Fe}_5\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{29}$

- متغیرهای بهینه آلیاژسازی مکانیکی عبارتند از زمان 60 ساعت و 400 RPM و اتانول به عنوان PCA
- استحکام برشی اتصال به ترتیب 545MPa، 538 MPa
510 MPa که بالاترین استحکام برشی مربوط به ترکیب HEA-02 می‌باشد.

- ریزساختار، پس از لحیم‌کاری عاری از هرگونه فازهای مخرب و یوتکتیک و بین فلزی بود و لذا نیاز به عملیات حرارتی بعدی را برطرف می‌کند و از این حیث بسیار از نظر اقتصادی مقرون به صرفه خواهد بود.

and mechanical properties of similar TLP bonding of Inconel 600 superalloy sheet, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, 2017.

15-M. Du Toit, High Strength , Ductile Braze Repairs for Stationary Gas Turbine Components — Part II, *J. Eng. Gas Turbines Power*, vol. 132,2010, 1–10.

16-D. Bridges et al., Laser brazing of a nickel-based superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu high entropy alloy filler metal, *Mater. Lett.*, vol. 215,2018, 11–14.

17-W. Tillmann, T. Ulitzka, L. Wojarski, H. Ulitzka, and M. Manka, Brazing of high temperature materials using melting range optimized filler metals based on the high-entropy alloy CoCrCuFeNi, 2019,114-125.

18-Z. 2019 Gao, M., Schneiderman, B., Gilbert, S. M., and Yu, Microstructural evolution and mechanical properties of nickel-base superalloy brazed joints using a MPCA filler., *Metall. Mater. Trans. A* 50,2019, 5117–5127.

19-L. Hardwick, P. A. T. Rodgers, E. D. Pickering, and R. Goodall, Development of a Novel Ni-Based Multi-principal Element Alloy Filler Metal , Using an Alternative Melting Point Depressant, 2021,245-261.

20-Z. Schneiderman, B., Chuang, A. C., Kenesei, P., and Yu, In-situ synchrotron diffraction and modeling of non-equilibrium solidification of a MnFeCoNiCu alloy., *Sci. Reports* 11, 2021.25-36.

21-V. A. Cantor B, Chang ITH, Knight P, Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, *Mater. Sci. Eng*,2004, 375–377.

22- et al. Yeh, J.-W., Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes., 2004,121-136.

23-J. W. Yeh, Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys, *Jom*, vol. 65, no. 12, 2013 , 1759–1771.

24-J. Yeh, S. Chang, Y. Hong, S. Chen, and S. Lin, Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu – Ni – Al – Co – Cr – Fe – Si alloy systems with multi-principal elements, vol. 103, 2007, 41–46.

25-K. Tsai, M. Tsai, and J. Yeh, Sluggish diffusion in Co – Cr – Fe – Mn – Ni high-entropy alloys, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 13,2013,. 4887–4897.

26-K. Jin, C. Zhang, F. Zhang, and H. Bei, Influence of compositional complexity on interdiffusion in Ni-containing concentrated solid- solution alloys, vol. 3831, 2018.357-369.

27-F. Otto, Y. Yang, H. Bei, and E. P. George, Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 7, 2013,. 2628–2638.

28-O. N. S. D.B. Miracle, A critical review of high entropy alloys and related concepts, *Acta Mater.*, 2017.

29-W. F. Gale and E. R. Wallach, Microstructural Development in Transient Liquid-Phase Bonding, vol. 22, no. October, 1991,2451–2457.

30-W. Hume-Rothery, Atomic Theory for Students of Metallurgy, London, UK Inst. Met., 1969.

31-W. Hume-rothery and H. M. Powell, On the Theory of Super-Lattice Structures in Alloys. 23–47.

- لحیم کاری مقاومتی با توجه به عدم نیاز به کوره خلا و زمان طولانی در لحیم کاری ورق های زیر 3 میلی متر با جریان 800 آمپر پیشنهاد می گردد.

منابع

1- W. Miglietti, Wide Gap Braze Repair of Gas Turbine Blades and Vanes — A Review, 2013, 210-218.

2- H. Tazikeh, S. E. Mirsalehi, A. Shamsipoor, The effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of 939 super alloy by transient liquid phase bonding method, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, 2021

3- S. K. Tung and M. O. Lai, Microstructural evolution and control in bni-4 brazed joints of nickel 270, vol. 33, no. 8, 1995. 1253–1259.

4- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy, vol. 461, 2008. 641–647.

5- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy, vol. 469, 2009. 270–275.

6- A. I. Ghahferokhi et al., Effect of bonding temperature and bonding time on microstructure of dissimilar transient liquid phase bonding of GTD111/BNi-2/IN718 system, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 21,2022, 2178–2190.

7- D. A. Gale, W. F., & Butts, Transient liquid phase bonding, *Sci. Technol. Weld. Joining*, 9(4), 2004,283–300.

8- G. H. Superalloy et al., a ,lied sciences Effect of Bonding Temperature on Microstructure and Mechanical Properties during TLP Bonding of, 2019,214-221.

9- A. Davoodi, A. Khorram, and A. Jafari, Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718 / IN600 with BNi-2 interlayer, *J. Manuf. Process.*, vol. 29, 2017,447–457,.

10-Y. H. Yang, Y. J. Xie, M. S. Wang, and W. Ye, Microstructure and tensile properties of nickel-based superalloy K417G bonded using transient liquid-phase infiltration, vol. 51, 2013 , 141–147.

11-Y. H. Kim, K. T. Kim, and I. H. Kim, Effect of Mixing Ratio on Mechanical Properties of Wide-gap Brazed Ni-based Superalloy with Ni-Si-B Alloy Powder, vol. 308, , 2006,935–940.

12-Y. Hwan, I. Ho, and C. S. Kim, Effect of Process Variables on Microstructure and Mechanical Properties of Wide-gap Brazed IN738 Superalloy, vol. 300, , 2876–2882, 2005.

13-Y. H. Kim and S. I. Kwun, Microstructure and Mechanical Properties of the Wide-gap Region Brazed with Various Powder Mixing Ratios of Additive to Filler Metal Powders, vol. 118, 2006, 479–484. A. Khorram, A. Davoodi Jamalooei, A. Jafari, On the microstructural

- 38-X. Wang et al., Laser assisted synthesis of Al_{0.1}CoCrFeNi High Entropy Alloy Coating: Microstructures and Properties, *Int. J. Electrochem. Sci.*, vol. 17, no. 8, 2022, 22088,.
- 39-J. Wang, C. Wei, H. Yang, T. Guo, T. Xu, and J. Li, Phase Transformation Kinetics of a FCC, 2018, 912-931.
- 40-Y. Zhang et al., Microstructures and properties of high-entropy alloys, *Prog. Mater. Sci.*, vol. 61, 2014, 1-93.
- 41-D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, and Z. Feng, Laser Brazing of a Nickel-based Superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu High Entropy Alloy Filler Metal .2017, 158-172.
- 42-G. Wang et al., Brazing of Ti-coated SiC using a CoFeCrNiCu high entropy alloy filler via electric field-assisted sintering, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 23, 2023, 5142-5151.
- 32-C. W. Hume-Rothery, W., Smallman, R. E., and Haworth, *The Structure of Metals and Alloys*, Struct. Met. Alloy. London, UK Inst. Met, 1969.
- 33- Inconel Alloy 600. 2008. Special Metals Corp. .
- 34-L. P. Zhang Y, Zhou YJ, Lin JP, Chen GL, Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys, *Adv. Eng. Mater*, 2008, 534-548.
- 35-M. Way, J. Willingham, R. Goodall, M. Way, J. Willingham, and R. Goodall, *Brazing filler metals*, vol. 6608, 2020.
- 36- et al. Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J], *Science*, 2015, 689-703.
- 37-Z. Li, K. G. Pradeep, Y. Deng, D. Raabe, and C. C. Tasan, Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off, *Nature*, vol. 534, no. 7606, 2016, 227-230.