E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 9, Number 2, 2024

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

E. Mansouri[1] ,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 $Co_xCr_xCu_xFe_xMn_xNi_x$ (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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال نهم، شماره2، پاییز و زمستان 1402



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 لحیم‌کاری سخت مناسب هستند. در مطالعه حاضر، سه پودر با ترکیب $Co_xCr_xCu_xFe_xMn_xNi_x$ (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) مشخصه‌یابی و اثر ترکیب پرکننده بر رفتار حرارتی آلیاژ، مطالعه شد. سپس پرکننده در لحیم‌کاری 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 لحیم‌کاری 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 لحیم‌هایی که از فلز پرکننده معمولی استفاده می‌کنند، انجماد همدما ناقص و متعاقب آن انجماد حرارتی مایع باقی‌مانده منجر به ایجاد فازهای شکننده می‌شود که در سراسر ریزساختار توزیع می‌شوند. عدم استفاده از ترکیبات پایین آورنده نقطه ذوب در پرکننده با هدف اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل، گامی مهم در کاهش فرایندهای بعدی لحیم‌کاری تلقی می‌شود.

کلمات کلیدی: آلیاژهای آنتروپی بالا، لحیم‌کاری سخت، پر کننده.

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

1- مقدمه

سوپرآلیاژهای 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 می‌شوند. با وجود خواص استثنایی، مکانیسم‌های آسیب مانند خستگی، خزش و تخریب سطح باعث ایجاد ترک در اجزای سوپر آلیاژ پایه نیکل در طول سرویس می‌شود[1]. فرایندهای لحیم‌کاری سخت در چندین دهه گذشته در تلاش برای افزایش عمر مفید قطعات توسعه یافته است. لحیم‌کاری معمولی، که در آن یک ماده پرکننده مذاب به طور خلاصه به شکاف یا ترک ناشی از آسیب جریان می‌یابد، معمولاً از مواد پرکننده پایه نیکل با بور (B) و/یا سیلیکون (Si) اضافه شده به عنوان کاهش‌دهنده نقطه ذوب (MPD) استفاده می‌کند. انجماد پس از سرد شدن، بخش‌های حجمی قابل توجهی از فازهای بورید یا سیلیسید را در اجزای یوتکتیک به جای می‌گذارد که شکننده هستند و شکل‌پذیری فصل مشترک را کاهش می‌دهند [1-3].

لحیم‌کاری فاز مایع گذرا (TLP)، فقط با استفاده از فلزپرکننده لحیم [4-9] یا مخلوطی از فلزپرکننده و پودر فلزپایه (همچنین

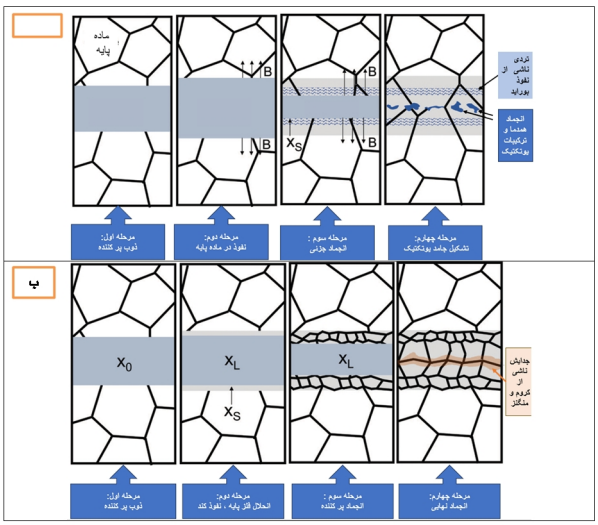
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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، همانطورکه از مراحل اول تا دوم در شکل(1-الف) نشان داده شده است، که باعث تغییر ترکیب موضعی می‌شود که انجماد همدما را در دمای نگهدارنده ایجاد می‌کند[2]. در مورد TLI، ذرات پودر بستر به‌عنوان سینک‌های انتشار اضافی عمل می‌کنند تا با کوتاه کردن فواصل نفوذ لازم، انجماد همدما را قادر می‌سازند تا با فصل مشترک گسترده‌تر رخ دهد[13-1،10]. در حالت ایده‌آل، انتظار می‌رود که TLP و TLI به یک ریزساختار همگن بدون فاز دوم و لحیم‌کاری سخت با استحکام بالا با شکل‌پذیری قابل‌توجه منجر شوند [1و10].

با این حال، ریزساختارهای همگن به ندرت در تعمیرات لحیم‌کاری صنعتی به دست می‌آیند. انجماد کامل همدما 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 [4و1]. انجماد همدما 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[8،5،1و9]، 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 [9-5] 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 [7و4] 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[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 به‌دست‌آمده 2,3 درصد در فرایندی با مدت نگهداری تا 20 ساعت بود[1].



شکل1- شماتیک مقایسه مراحل لحیم‌کاری با الف- پرکننده رایج ب-پرکننده چند جزیی

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 شکل پذیری مضر نبودند و اتصالات تقریباً 65% استحکام پایه را نشان دادند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

با این حال، شاید هم به دلیل نقطه ذوب بالای چنین سیستم‌هایی (اگرچه دمای ذوب اغلب به سمت ترکیبات غیرهم‌اتمی کاهش می‌یابد) و هم به دلیل تلاش اندک برای طراحی دمای ذوب مربوط به لحیم‌کاری (از طریق طراحی ترکیب پرکننده) تلاش نسبتا 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 AgCuTi3 معمولی استفاده می‌کرد، به دست آورد، البته در دمای لحیم‌کاری^{o}C 1200 ، 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 همدما تکمیل شد.

استحکام برشی تنها با افزایش عرض اتصال اندکی کاهش یافت[19].

1-1-استراتژی طراحی پرکننده

گروه تحقیقاتی نویسندگان اخیرا یک فلز پرکننده آلیاژی چند عنصری جدید (MPEA) با ترکیب تقریبی $Mn_{35}Fe_5Co_{20}Ni_{20}Cu_{20}$ [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[25و26]. 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 قابل‌توجه، 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 همدما بسیار محدودی در طول مرحله نگه‌داشتن 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 MPEA ها 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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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،7و5] 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[7و4]. 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 شکل پذیری 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-روتری[32-30] 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 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 لیکوییدوس 1000 درجه سانتیگراد و دمای سالیدوس 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 1000-900 درجه سانتیگراد، که تقریباً 250 درجه سانتیگراد کمتر از دمای سالیدوس 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.

فازسوم: پرکننده‌های سنتز شده برای اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل استفاده و ویژگی های 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 جزیی 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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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 زمان‌های 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 مشخصه‌یابی شد.

اساس انتخاب این عناصر با هدف شباهت ساختار پرکننده با سوپرآلیاژ پایه نیکل بود که با محاسبات ترمودینامیکی و همچنین پیشبینی ساختار و مشخصه‌یابی 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 می‌شود 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 میلی‌متر) به عنوان مواد اولیه استفاده شد که به قطعات 15 × 30 میلی‌متر بریده شد. برای انجام اتصال از لحیم‌کاری 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 فلزپایه (BMs) برای اتصال در این مطالعه حدود 0/2 میلی‌متر است. یک اتصال لب به لب تک پاس بین اینکونل 600 اعمال شد. پارامترهای تکنیکی یکسان در طول فرایند اتصال برای هرسه مورد استفاده شد.

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

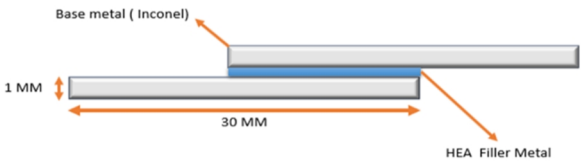
میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف پراکنده انرژی برای بررسی ریزساختار و توزیع عنصر استفاده شد.

مدل دستگاه استفاده شده در این پژوهش FEIESEM QUANTA 200_ EDAX SILICON DRIFT 2017 می‌باشد. قبل از آزمایش، نمونه‌ها با روش‌های استاندارد سنباده زنی و پولیش شدند.

جدول1- 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 حالی‌که در نتیجه XRD نمونهFCC+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.



شکل2- شماتیک طراحی اتصال.

3-بحث

برای طراحی ترکیب پودر پرکننده HEA، هر دو الزامات تشکیل HEA و فلزپرکننده برای لحیم‌کاری 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، معمولا عناصر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

منسجم در همان دوره (دوره سوم، چهارم) بر روی عناصر دوره‌ای انتخاب می‌شوند. چندین اصل نیز برای پیش‌بینی 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 xi کسر اتمی عنصر i و ri 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 $\Delta Hmix$ 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 می‌شود در صورتی‌که میانگین الکترون والانس کمتر از 8 باشد، یک BCC HEA تشکیل می‌شود. 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

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

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

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

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

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

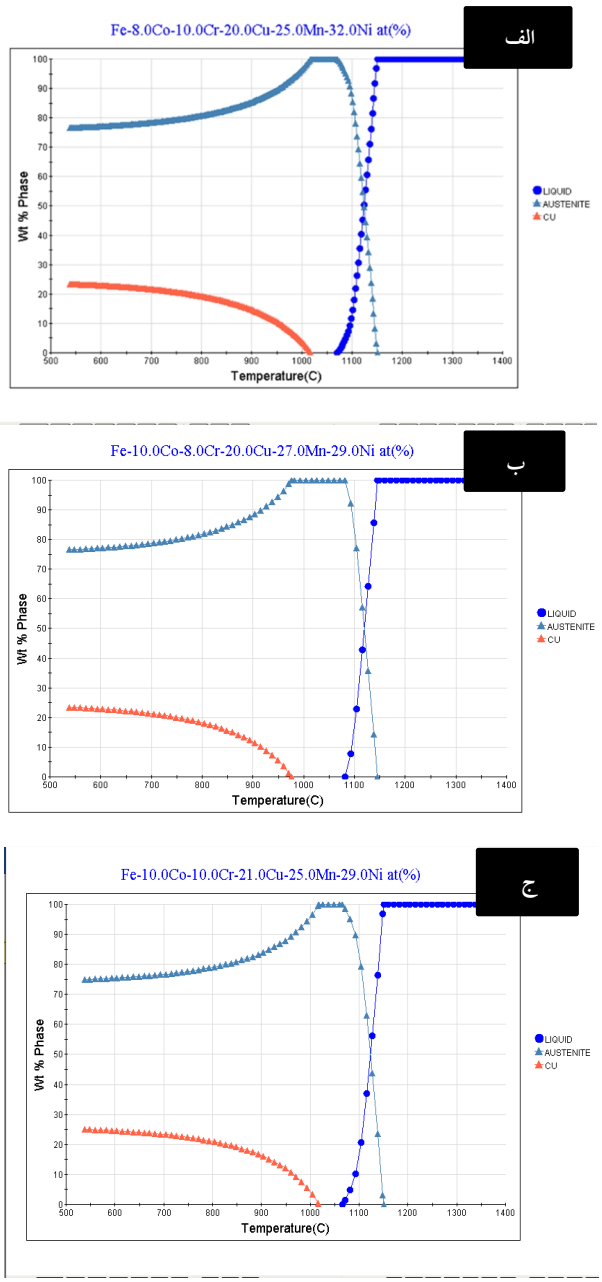
هنگام طراحی یک فلزپرکننده برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل الزاماتی وجود دارد: ابتدا باید چندین عنصر با خواص شیمیایی در دمای بالا مشابه فلزپرکننده باشد، به منظور ایجاد یک اتصال عالی بین فلزپرکننده و سوپرآلیاژهای پایه نیکل. دوم، در طول لحیم‌کاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل فلزپرکننده ذوب می‌شود در حالی‌که سوپرآلیاژ Ni-base در حالت جامد، حداقل 100 درجه سانتیگراد زیر خط سالیدوس خود باقی می‌ماند. بنابراین خط لیکویدوس فلزپرکننده باید حداقل 100 درجه سانتیگراد کمتر از خط سالیدوس سوپرآلیاژ پایه نیکل باشد در غیر این صورت اشکال پیچیده اجزای ساخته شده از سوپرآلیاژ به دلیل نرم شدن دمای بالا آسیب می‌بیند. 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 می‌شود. 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 1100درجه سانتیگراد باشد که نیاز محدوده ذوب فلز پرکننده برای لحیم‌کاری سوپرآلیاژهایNi-base را برآورده می‌کند. با توجه به اصل پیشنهاد شده توسط Zhang و همکاران [34]، در اینجا، δ، Ω، VEC به صورت جدول(2) محاسبه شد که نیاز به تشکیل FCC HEA را برآورده می‌کند.. این پارامترها طبق روابط(1 الی5) محاسبه شده و در جدول(2) فهرست شده است. علاوه بر این، به جز ترکیب، خواص و محدوده ذوب فلزپایه، برخی عوامل دیگر از جمله طراحی اتصال و هزینه نیز باید در نظر گرفته شوند. در مقایسه با آلیاژ لحیم‌کاری تجاری، به عنوان مثال Cusil ABA، آلیاژ $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ طراحی شده در این مطالعه عناصر پرهزینه مانند Ag، Au را حذف می‌کند، بنابراین هزینه نهایی را کاهش می‌دهد. یک پرکننده لحیم‌کاری سخت با ساختار یوتکتیک (BNi-6، BNi-7، BNi-9) برای لحیم‌کاری با درز اتصال باریک توصیه می‌شود در حالی‌که لحیم‌کاری با محدوده ذوب گسترده یا برد انجماد بالا(BNi-1، BNi-2، BNi-3،BNi-4، BNi-5) عموما برای لحیم‌کاری درز پهن توصیه می‌شود [35].

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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]



شکل3- نمودار jmat pro ترکیبات پر کننده

(الف-HEA-01، ب-HEA-02، ج-HEA-03).

با توجه به محیط سرویس، قبلاً گزارش شده است که HEA ها با ترکیبی مشابه $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ دارای مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون عالی هستند. می‌توان پیش بینی کرد که $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ نیز قرار است دارای مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی باشد. همچنین $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ با داشتن دمای سالیدوس بالاتر از دمای سرویس آلیاژ Inconel 600 قادر است در سرویس پایدار بماند. تمام تجزیه و تحلیل بالا نشان می‌دهد که HEA با ترکیب $Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x$ 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.

جدول2- 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 (kJ·mol^{-1})	-0.26	-0.17	0.12
ΔS^m (J·mol^{-1}·K^{-1})	13.43	13.6	13.67
ΔG^m (kJ·mol^{-1})	-13.69	-13.77	-13.54
ɣ (-)	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.

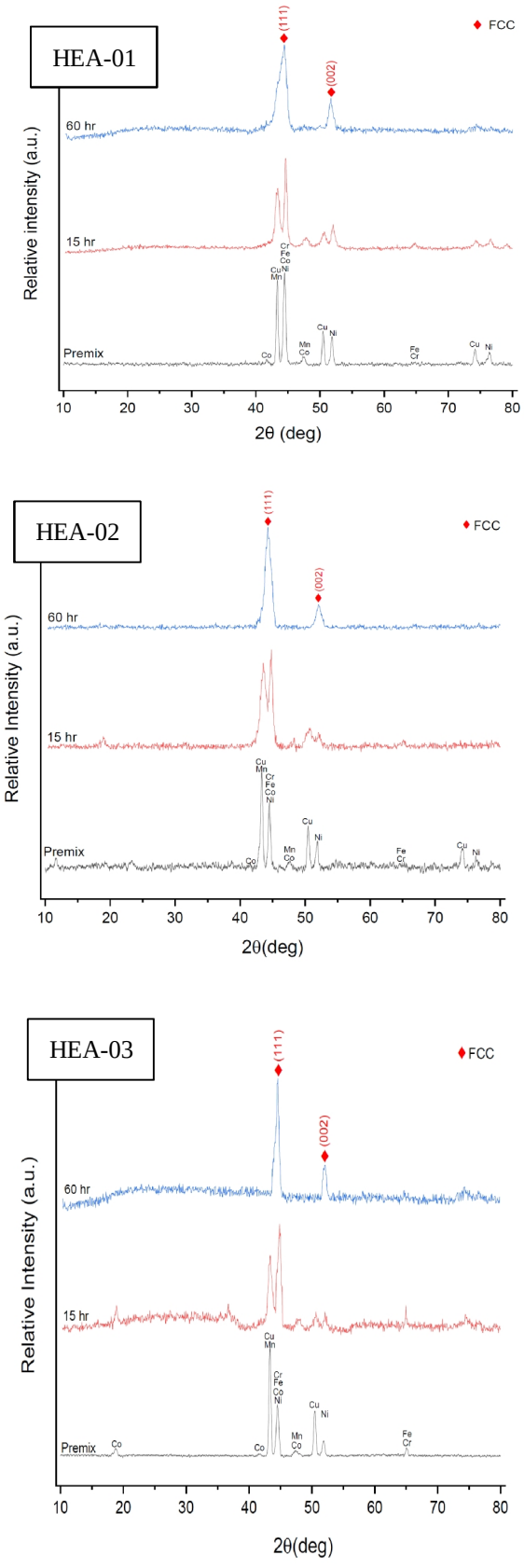
در مرحله بعد، ذرات تغییر شکل می‌دهند که منجر به تغییر مورفولوژی آن‌ها به حالت ورقه‌ایی می‌شود. فرایند اتصال که تشکیل ذرات هم محور را ایجاد می‌کند، بعد ازاین مرحله غالب است. خطوط اتصال جهت‌دار در این مرحله مشاهده می‌شوند، پس از آن فرایندهای جوش سرد و شکست به تعادل می‌رسند و مرحله پایانی با فاز حالت پایدار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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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 حدودا 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 نسبتا معقولی مدل‌سازی می‌کند. جدول(3) کد COD ترکیبات را بیان می‌کند.



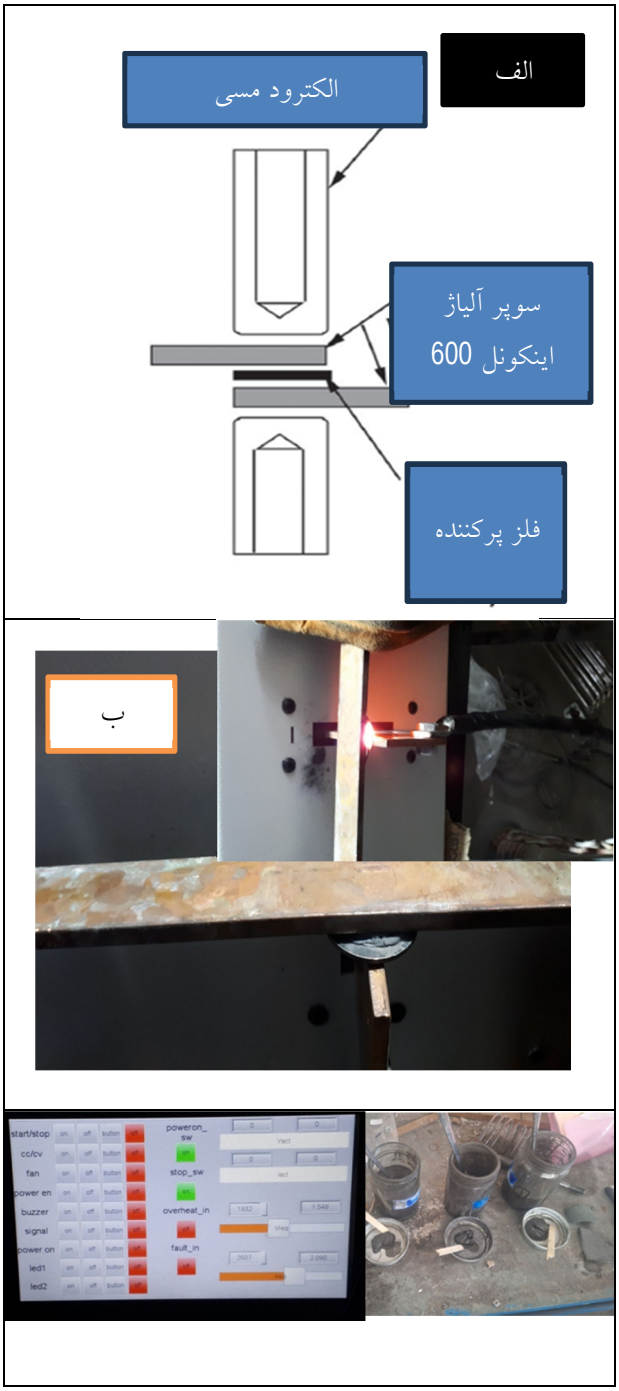
شکل4- آنالیز XRD سه ترکیب پودر پر کننده.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

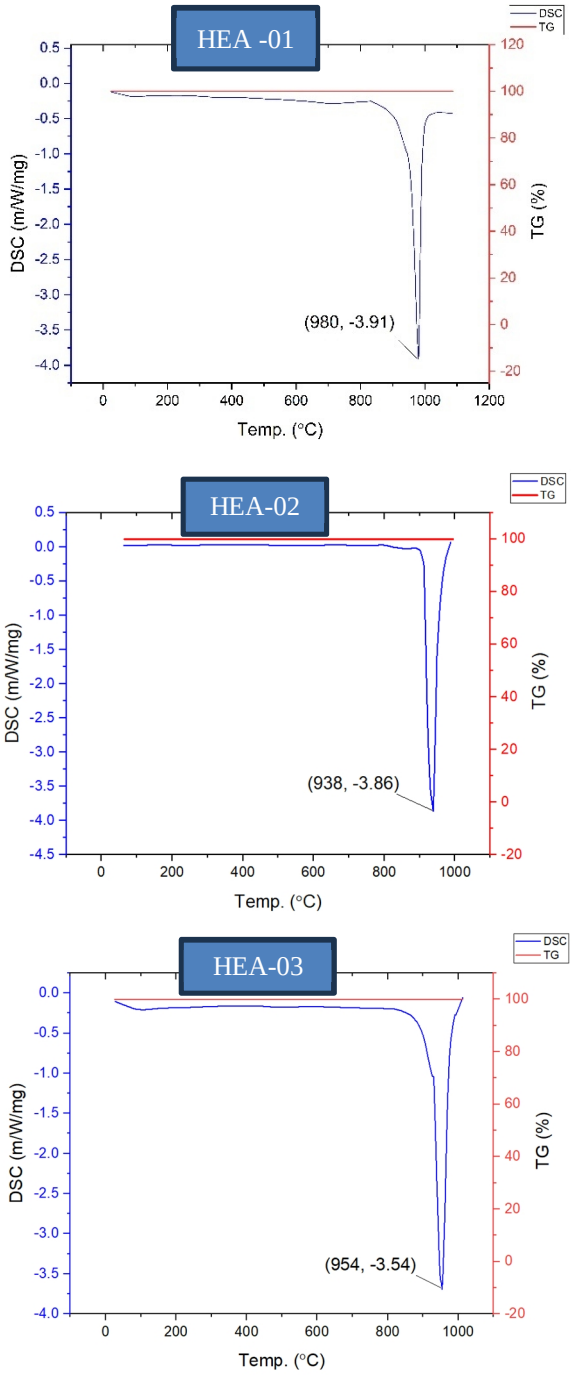
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

جدول3-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



شکل5-الف-شماتیک فرایند لحیم‌کاری مقاومتی،
ب-فرایند لحیم‌کاری در این پژوهش.



شکل6-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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

فازی نقش‌تعیین کننده‌ای در خواص HEAها دارند[28،39،40]. نحوه کنترل ترکیبات شیمیایی در WZ یک گام کلیدی در دستیابی به اتصالات آنتروپی بالا خواهد بود. در مطالعات قبلی[41و42] ، برخی از HEA ها 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. فلزپایه ساختار خود را بدون تشکیل هیچ فاز ثانویه حفظ کرد. از سوی دیگر رشد دانه فلزپایه در اکثر عملیات‌های لحیم‌کاری مشاهده می‌گردد که در این پژوهش همانطور که مشخص است، اندازه دانه فلزپایه نیز با انجام فرایند لحیم‌کاری درشت نشد. ترکیب عنصری قسمت‌های مختلف در فصل مشترک تعیین‌شده 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 فلزپایه و پودر پرکننده نشان می‌دهند. ترکیب سه تایی جدایش یافته مس - منگنز - نیکل (تقریباً 30 درصداز 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 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 فلزپایه: برای اطمینان ازشکل‌پذیری کافی در اتصال و تطابق نزدیک‌تر با ماتریس مکعبی (FCC) فلزپایه، یک فلزپرکننده نانو در حالت ایده‌آل باید دارای ریزساختار FCC باشد.این سازگاری با فلزپایه به حفظ استحکام و یکپارچگی کلی فصل مشترک کمک می‌کند.

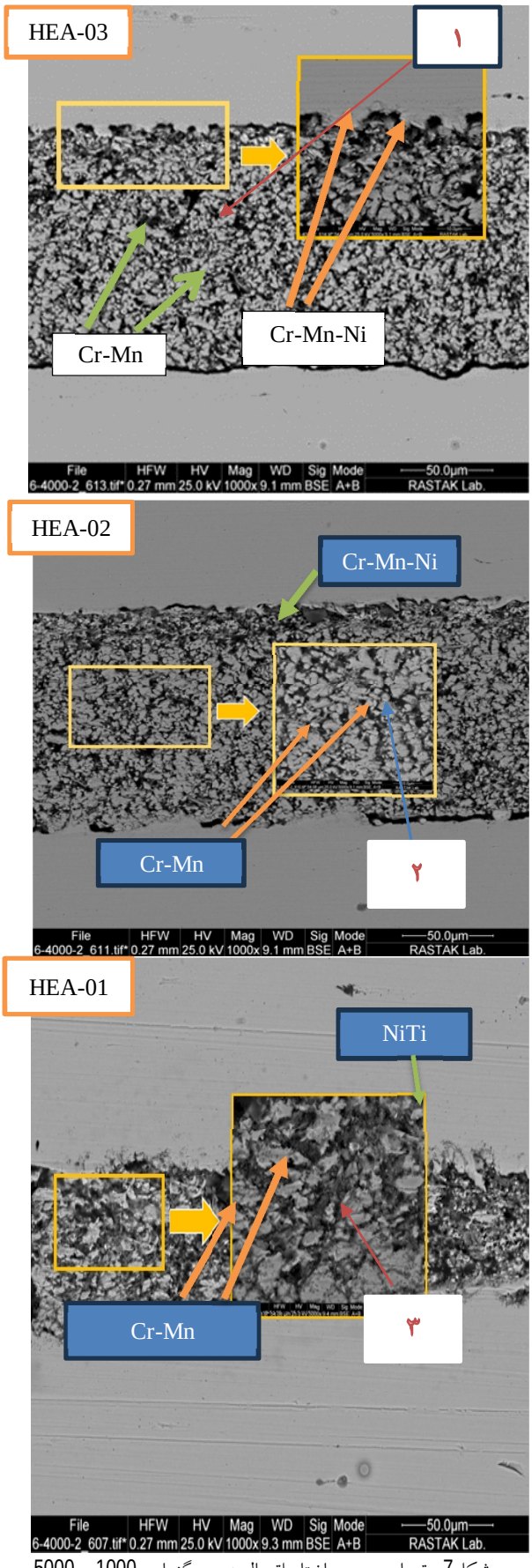
افزایش استحکام و همگنی فصل مشترک: پرکننده‌های نانومقیاس می‌توانند ابعاد فاز را کاهش داده و توزیع همگن ریزساختار در اتصال را افزایش دهند. این عامل می‌تواند منجر به استحکام فصل مشترک بالاتر در مقایسه با فلزات پرکننده معمولی شود.

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 تطبیق پذیری، نانو فلزات پرکننده را به گزینه‌ای امیدوارکننده برای فرایندهای مختلف اتصال در دمای بالا تبدیل می‌کند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

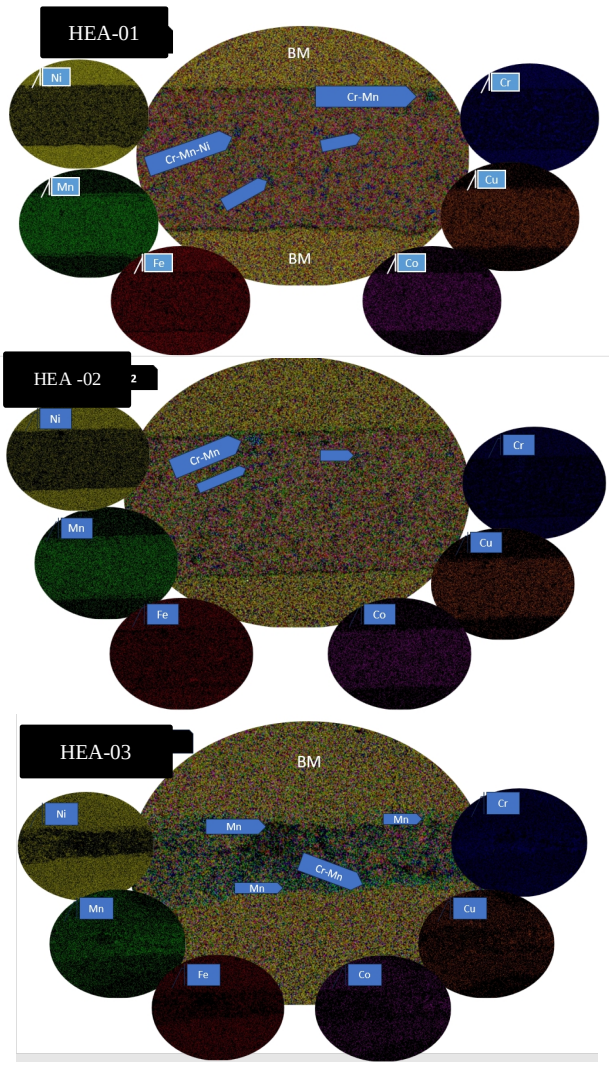


شکل7- تصاویر ریز ساختار اتصال در بزرگنمایی 1000 و 5000.

جدول4- ترکیب عنصری (درصد اتمی) نقاط شکل 6.

عنصر	1 (کاملا 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 همانطورکه بیان گردید تجمع کروم-منگنز و کروم-مس مشاهده می‌شود.



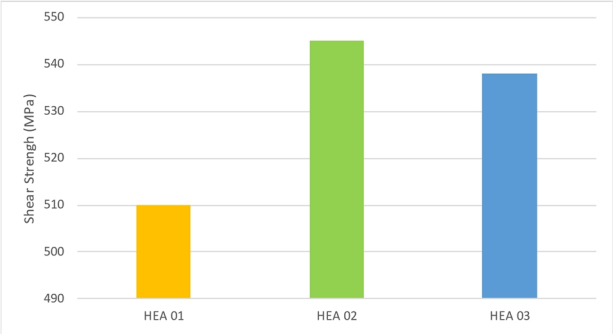
شکل8-نقشه برداری عنصری از سطح مقطع اتصال.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

3-3-ارزیابی خواص مکانیکی

شکل(9) استحکام برشی اتصالات لحیم‌کاری شده بوسیله لحیم‌کاری 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 لحیم‌کاری شده است که در سایر اتصالات لحیم‌کاری شده مشاهده نمی‌شود.



شکل9- استحکام برشی اتصال لحیم‌کاری 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 لحیم‌کاری 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 حالی‌که 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 لحیم‌کاری شده مضر نیستند در حالی‌که ترکیب بین فلزی کروم منگنز به دلیل شکل پذیری کم برای خواص مکانیکی اتصالات لحیم‌کاری 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 حالی‌که 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 لحیم‌کاری سخت آلیاژ آنتروپی بالا باشند. شروع ترک ممکن است در نواحی که ترکیبات ترد حضور دارند اتفاق بیوفتد 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 نشات 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 لحیم‌کاری، 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 طوری‌که در غلظت‌هایی حداقل برابر یا تا

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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 $Co_xCr_xCu_xFe_xMn_xNi_x$ 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 1000-900 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:

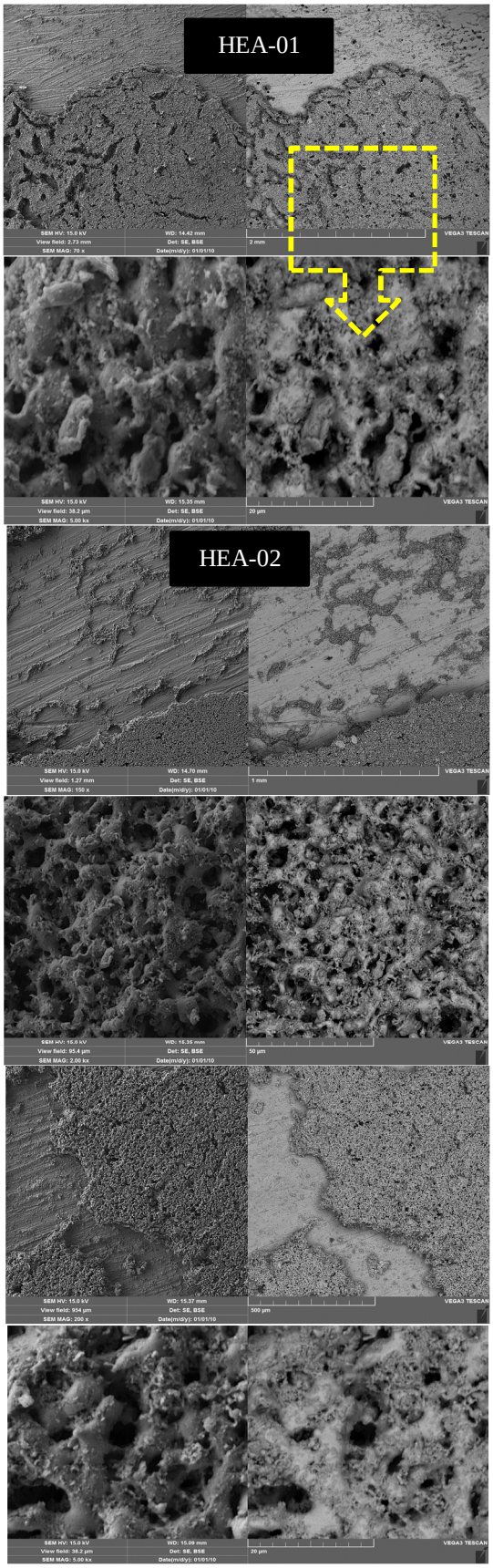
- براساس ضوابط آلیاژهای آنتروپی بالا و همچنین مطالعه رفتار حرارتی، سه ترکیب زیر قابلیت استفاده به عنوان پرکننده لحیم‌کاری سخت را دارند:

ø $Co_8Cr_{10}Cu_{20}Fe_5Mn_{25}Ni_{32}$
ø $Co_{10}Cr_8Cu_{20}Fe_6Mn_{27}Ni_{29}$
ø $Co_{10}Cr_{10}Cu_{21}Fe_5Mn_{25}Ni_{29}$

- 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.



شکل10- تصاویر شکست‌نگاری لحیم‌کاری سخت اینکونل 600 بوسیله پرکننده آنتروپی بالا.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

- لحیم‌کاری مقاومتی با توجه به عدم نیاز به کوره خلا و زمان طولانی در لحیم‌کاری ورق‌های زیر 3 میلی‌متر با جریان 800 آمپر پیشنهاد می‌گردد.

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 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.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]

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 a ,lications[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.
38-X. Wang et al., Laser assisted synthesis of Al0.1CoCrFeNi 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.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07]