

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

NAL OF Science and Technology of I

6

Volume 9, Number 2, 2024

Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano stracture 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 $Co_xCr_xCu_xFe_xMn_xNi_x$ (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 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: https://www.ac.ir



نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir



سال نهم. شماره2. پاييز 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.

دريافت مقاله: 1402/06/18 ؛ پذيرش مقاله: 1402/07/30

چکیدہ

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 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 APS مورد این معاقب آن 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 می شود که در سراسر ریزساختار توزیع می شوند. عار می تولیب آلیون آورنده نقطه ذوب در پرکننده با هدف اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل، گامی مهم در کاهش فرایندهای بعدی لحیمکاری تند. می می و می می ترکیب ترکیب در نیس می در در می در این می می در می می در می می می در می می ایم شده و معاقب آن می می در معاقب آن

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

🔂 * نويسنده مسئول، پست الکترونيکي: <u>hkhorsand@kntu.ac.ir</u>

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 می شوند. با وجود خواص استثنایی، مکانیسمهای 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

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 یو تکتیک به جای می گذارد که شکننده هستند و شکل پذیری فصل مشترک را کاهش می دهند [1-3].

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

لحیم کاری با شکاف گسترده یا نفوذ فاز مایع گذرا [TLI] نیز نامیده می شود از نظر تئوری می تواند 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 می شود که انجماد همدما را در دمای نگهدارنده ایجاد می کند[2]. در مورد ILT، ذرات پودر بستر به عنوان سینکهای انتشار اضافی عمل می کنند تا با کوتاه کردن فواصل نفوذ لازم، انجماد همدما را قادر می سازند تا با فصل مشترک ترکیب رخ دهد[10-1،1]. در حالت ایدهآل، انتظار می رود که PLT و ILT به یک ریزساختار همگن بدون فاز دوم و لحیم کاری سخت با استحکام بالا با شکل پذیری قابل توجه منجر شوند [10].

با این حال، ریزساختارهای همگن به ندرت در تعمیرات لحيم كارى صنعتى به دست مي آيند. انجماد كامل همدما نياز 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 ميكرومتر [4و1]. انجماد همدما ناقص ممكن است اتفاق بيفتد اگر زمان نگهداري كافي نباشد و مذاب باقي مانده باقی بماند که متعاقباً در طول خنک شدن به صورت یک مخلوط يوتكتيك جامد مي شود [1،5،8و9]، همانطور كه در مراحل سوم و چهارم در شکل(1-الف) نشان داده شده است. بعلاوه، اگر دمای لحیم کاری 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 بوريدها يا سيليسيدها در داخل فصل مشترك 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 نمی شوند [7و4] نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیمکاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش.های مقالات تأثیر بورید یا رسوبات سیلیسید ناشی از نفوذ را بر خواص مکانیکی

جدا نمی کند. در عوض، آنها معمولاً بوریدها و سیلیسیدهای جامد شده در اثر حرارت را به عنوان بازدارندههای اولیه شکل پذیری مورد بحث قرار می دهند. با این حال، قابل توجه است که شکل پذیری ضعیف اغلب حتی در مدت زمان طولانی فرایند نشان داده می شود [14]. به عنوان مثال، یک بررسی جامع از خواص مکانیکی در لحیم کاری سخت سوپر آلیاژی پایه نیکل با گپ گسترده (درز اتصال - لحیم کاری درز پهن) اتصال که توسط ILT 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].



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

فلزات پرکننده لحیم بدون بور و سیلیسیوم را می توان با استفاده از سیکلهای لحیمکاری معمولی با مدت کوتاهتر به کار برد، اما اینها معمولاً در فلزات گران قیمت مانند طلا یا نقره ساخته می شوند. 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.

با این حال، شاید هم به دلیل نقطه ذوب بالای چنین سیستمهایی (اگرچه دمای ذوب اغلب به سمت ترکیبات غیرهماتمی کاهش می یابد) 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 لحيمكاري فعلى استفاده ميشود، بيان گرديده است. بريجز و همكاران (2017) لحيمكارى ليزرى سوير آلياژ IN718 با آلياژ 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 ا 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 لحیمکاریC^o 1200 ، حدود 280 درجه سانتیگراد بالاتر از AgCuTi₃ [17] گائو و همکاران (2019) حداکثر استحکام برشى 530 مگاپاسكال را هنگام اتصال سوپرآلياژ IN600 با MPEA Fe-Co-Ni-Mn-Cu، با زمان نگهداری لحیم کاری 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 پیش بینیهای مبتنی بر نرمافزار Thermo-Calz و پارامترهای پیش بینیهای مبتنی بر نرمافزار Inconel-Calz و پارامترهای 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 18,20] Mn₃₅Fe₅Co₂₀Ni₂₀Cu₂₀ 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 [23-21]، پیچیدگی شدید شبکه [24] در یک جامد تصادفی-ساختار محلول جامد و يتانسيل نفوذ كند[25و26]. اعوجاج شبكه ممكن است خود را به نرخ سخت شدن کرنش بالا و چقرمگی متناظر منجر شود. نفوذ کند ممکن است برهمکنش های 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 انعطاف پذیر 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 مىدهد كه تعمير سوپرآلياژ با فلزات پركننده معمولي منجر به تخريب مىشود. اين سناريو نشان مىدهد انجماد همدما بسيار محدودی در طول مرحله نگهداشتن لحیم رخ میدهد و هیچ فاز دومی در طول انجماد بعدی مذاب باقیمانده در طول خنکسازي رسوب نميکند.

درحالی که 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 jwsti.iut.ac.ir on 2025-06-14

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 بوريدها يا سيليسيدها 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 نمی شوند [7و 4]. نقش فازهای بورید یا سیلیسید ناشی از نفوذ در ریزساختار لحیمکاری شده مهم است که در نظر گرفته شود. گزارش های 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 شکل پذیری 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 بهدست آمده 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 كد نويسى متلب صورت گرفته است، گام بعدى سنتز آلياژ 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 می کردند، که تأیید شد که نتایج آنالیز حرارتی آزمون تجربي را با تا حدى با محاسيات فازى مطابقت مىدهند. این محدوده انجماد، ترکیب را برای لحیمکاری در دمای 900-1000 درجه سانتیگراد، که تقریباً 250 درجه سانتیگراد كمتر از دماى ساليدوس آلياژ 600 است، مناسب مى كند [33]. لازم به ذکر است که پیش بینی فازهایی که پس از انجماد تشکیل می شوند نیز در فاز دوم برای تأیید خروجی های فاز اول استفاده شىل.

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

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 مشخصهیایی 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 2600 TA 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 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.

.(%at)	پر کننده	فلز	ع پودر	سه نو	براي	اتمى	درصد	-1,	ىدول
--------	----------	-----	--------	-------	------	------	------	-----	------

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 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.



3-بحث

برای طراحی ترکیب پودر پرکننده HEA، هر دو الزامات تشکیل HEA و فلزپرکننده برای لحیمکاری آلیاژ Inconel 600 باید برآورده شوند.

5-1-ارزیابی طراحی پرکننده برای تشکیل HEA، عناصر باید شعاع اتمی و خواص شیمیایی مشابهی داشته باشند. با توجه به بررسی مقالات، معمولا عناصر

منسجم در همان دوره (دوره سوم، چهارم) بر روی عناصر دورهای انتخاب میشوند. چندین اصل نیز برای پیشبینی تشكيل فاز HEA توسط Zhang و همكاران [34] پيشنهاد 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 ΔHmix آنتالیی 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 كمتر از 8 باشد، يك BCC HEA تشكيل مي شود. سوير آلياژهاى Inconel 600 داراى ساختار تک فاز FCC هستند، در این مطالعه FCC HEA مورد نیاز است. یعنی غلظت الكترون والانس بايد بزرگتر از 8 باشد

$$\Delta H^m = \sum_{j \neq i}^n \sum_{i=1}^n 4\Delta H^m_{ij} x_i x_j \tag{1}$$

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

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

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

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S^m}{|\Delta H^m|} \tag{5}$$

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 می ماند.

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 سویرآلیاژ 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 1100درجه سانتیگراد باشد که نیاز محدوده ذوب فلز پرکننده برای لحیم کاری 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 بر آورده می کند.. این پارامترها طبق روابط (1 الى 5) 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 لحیم کاری تجاری، به عنوان مثال Cusil ABA، ألياز Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr_x، ألياز طراحی شده در این مطالعه عناصر پرهزینه مانند Au ،Ag را حذف میکند، بنابراین هزینه نهایی را کاهش میدهد. یک پركننده لحيم كارى سخت با ساختار يوتكتيك (BNi-7 ،BNi-6، BNi-9) برای لحیمکاری با درز اتصال باریک توصیه می شود در حاليكه لحيم كارى با محدوده ذوب گسترده يا برد انجماد بالا(BNi-5 ،BNi-4،BNi-3 ،BNi-2 ،BNi-1) عموما براي لحيم كاري درز يهن توصيه مي 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.







(الف-HEA-01، ب-HEA-02)، ب-HEA-03).

با توجه به محیط سرویس، قبلاً گزارش شده است که HEA ها با ترکیبی مشابه Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr دارای مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون عالی هستند. میتوان پیش بینی کرد که Fe_xCo_xNi_xMn_xCu_xCr نیز قرار است دارای مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی باشد. همچنین عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی باشد. همچنین دمای سالیدوس بالاتر از دمای سرویس آلیاژ Inconel 600 قادر است در سرویس پایدار

بماند. تمام تجزیه و تحلیل بالا نشان می دهد 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 ترموديناميك تركيبات.

System	HEA_1	HEA-2	HEA-3
VEC (-)	8.87	8.85	8.86
δr (%)	3.35	3.41	3.33
$\Delta H^{m} (kJ \cdot mol^{-1})$	-0.26	-0.17	0.12
$\frac{\Delta S^{m}}{(J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1})}$	13.43	13.6	13.67
$\Delta G^{m} (kJ \cdot mol^{-1})$	-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، یا در سطح دیواره کاپ محبوس شده و منجر به تغییر شکل، 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 می شود. فرایند اتصال که تشکیل ذرات هم محور را ایجاد میکند، بعد ازاین مرحله غالب است. خطوط اتصال جهتدار در این مرحله مشاهده می شوند، پس از آن فرایندهای جوش سرد و شکست به تعادل می رسند و مرحله پایانی با فاز حالت پایدار مشخص می شود که در آن

ریزساختار نهایی تشکیل می گردد، اما توزیع ذرات و اندازه تقریباً ثابت می ماند. ویژگی های کلیدی MA شامل توسعه مخلوط ریز از ذرات فاز ثانویه، گسترش محدودیت های 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 می شود که پس از 15 ساعت آلیاژسازی مکانیکی شدت پیکھا کاہش یافتہ 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 می شوند. بعد از 60 ساعت آسیاب کاری تنها پیک اصلی و دو ییک ضعیف دیگر قابل مشاهده است که می توان 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 لحيم كارى مقاومتى به عهده نويسندگان مقاله بوده است)براي انجام فرايند لحيم كارى مقاومتي از ركتيفاير 20000 با جريان 800 آمیر استفاده گردید، لازم به توجه است که این جریان با آزمون و خطای بسیار بدست آمد. اندازه گیری 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 می توان با توجه به عدم دسترسی به پایگاه دادههای آنترویی بالا در کشور اشاره کرد و خطای بوجود آمده را با دیتا بیس فولاد زنگ نزن توجیه کرد. از سویی نشان مىدهد نمودار فاز محاسبهشده سيستم را با دقت نسبتا معقولي مدلسازی میکند. جدول(3) کد COD ترکیبات را بیان میکند.



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.



2-3- 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

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[42و 41] ، برخی از HEA ها به عنوان فلزپرکننده در طول لحیمکاری استفاده شدند. به دلیل BM ذوب نشده در لحيمكاري سخت، نفوذ محدود عنصر در فرايند اتصال تأثير 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، می توانند 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 ترک،ها 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 می گردد 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 تعیین شده با اندازه گیری 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 پیش بینی ترموديناميك، مس بدليل دارا بودن أنتالپي اختلاط مثبت تمايل به جدایش دارد. همچنین با توجه به دمای ذوب بالای عنصر کروم ریز ساختار به نواحی غنی و خالی از کروم تفکیک می شود. 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 می شود. یک فلزپرکننده نانو می تواند 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.

شکل پذیری و سازگاری با فلز پایه: برای اطمینان از شکل پذیری کافی در اتصال و تطابق نزدیکتر با ماتریس مکعبی (FCC) فلز پایه، یک فلز پرکننده نانو در حالت ایده آل باید دارای ریز ساختار 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 می توانند ابعاد فاز را کاهش داده و توزیع همگن ریزساختار در اتصال را افزایش دهند. این عامل می تواند منجر به استحکام فصل مشترک بالاتر در مقایسه با فلزات پرکننده معمولی شود.

جایگزین کاهش دهند،های نقطه ذوب (MPD): طراحی یک فلزپرکننده نانو می تواند 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 گزینه ای امیدوارکننده برای فرایندهای مختلف اتصال در دمای بالا تبدیل میکند.

جدول4- تركيب عنصرى (درصد اتمى) نقاط شكل 6.

	1	2	3	
عنصر	(كاملا تيره)	(طوسی تیرہ)	(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 می شود.



شکل8-نقشه برداری عنصری از سطح مقطع اتصال.

HEA-03 Cr-Mn-Ni Cr-Mn File HFW HV Mag WD 6-4000-2 613.tif* 0.27 mm 25.0 kV 1000x 9.1 m Sig Mode BSE A+B HEA-02 Cr-Mn-Ni Cr-Mn ۲ — 50.0µm-RASTAK La HEA-01 Cr-Mn 0-2 607 tif* 0 27 mm 25.0 kV 100 A+R شکل 7- تصاویر ریز ساختار اتصال در بزرگنمایی 1000 و 5000.

3-3-ارزيابي خواص مكانيكي شکل (9) استحکام برشی اتصالات لحیمکاری شده بوسیله لحيم کاري مقاومتي و براي سه سوپر آلياژ و با ترکيب سه پركننده مختلف نشان مىدهد. مىتوان رابطه بين استحكام اتصال و نوع پرکننده را توجیح کرد اما در این پژوهش با توجه به بازه زمانی بسیار کم اتصال، پارامتر شبکه پرکننده و فلزپایه اولين عامل و نحوه فعل و انفعالات پركننده و استحالههاي انجام شده در ترکیب پرکننده دومین عامل موثر بر استحکام برشی ترکیب است. حداکثر استحکام برشی، بوسیله ترکیب HEA-02 به دست می آید. پس از آن، هنگامی که ترکیب به HEA-01 تغيير مىكند، استحكام برشى به 538 مگاپاسكال 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 نمی شود.



شكل9- استحكام برشى اتصال لحيمكارى HEA/Inconel 600 بوسيله سه تركيب پركننده أنتروپي بالا.

فاز غنی از Cr-Mn یک ترکیب بین فلزی شکننده است که برای خواص مکانیکی اتصالات لحیمکاری مضر است. این را می توان در نمودارهای فاز Cr-Mn و Cu-Mn تأیید کرد. از نمودارهای فاز، کروم و منگنز تمایل به تشکیل یک ترکیب بین فلزی دارند FCC مس و منگنز تمایل به تشکیل محلول جامد FCC بایکه مس و منگنز 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 می شوند، در حالی که فصل مشتر ک اتصال بوسيله پركننده أنتروپى بالا ادغام ميكرو حفرات انعطافپذير گستردهای را نشان میدهند. تخلخل در مقیاس میکرو و نانو و اجزاء اكسيد ممكن است عوامل غالب محدود كننده داكتيليتي کلی مشاهده شده در لحیمکاری سخت آلیاژ آنتروپی بالا باشند. شروع ترک ممکن است در نواحی که ترکیبات ترد حضور دارند اتفاق بيوفتد چرا که اين نواحي بعنوان مراکز تمرکز تنش شناخته میشوند.حفرههای برشی مشاهده شده در تصاویر نشاندهنده تغییر شکل پلاستیک نیمه نرم هستند. از سوی دیگر تصاوير ميكروسكپ الكترونى روبشى نشاندهنده ذوب كامل پرکننده میباشند که این ناشی از ترشوندگی کافی و سیالیت مناسب پرکننده است که می تواند از ساختار نانو پرکننده نشات گرفته باشد. همچنین نشانگر این این که تخلخل بصورت يكنواخت در سطح پركننده توزيع 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

حدی بیشتر از سایر عناصر آلیاژ وجود داشته باشد. عناصر دیگر را میتوان از عناصر متداول در FCC HEA فلزات واسطه، یعنی Fe ،Cu ،Cr ،Co ،Al و منگنز انتخاب کرد. براین اساس فلزپرکننده آنتروپی بالا برپایه یک سیستم براین اساس فلزپرکننده آنتروپی بالا برپایه یک سیستم نای اساس 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:

- σ Co₈Cr₁₀Cu₂₀Fe₅Mn₂₅Ni₃₂
- $\sim co_{10}Cr_8Cu_{20}Fe_6Mn_{27}Ni_{29}$
- σ Co₁₀Cr₁₀Cu₂₁Fe₅Mn₂₅Ni₂₉

- متغیرهای بهینه آلیاژسازی مکانیکی عبارتند از زمان 60 ساعت و 400 RPM و اتانول به عنوان PCA

- استحکام برشی اتصال به ترتیب MPa ،545MPa ،538 MPa ،545MPa ، استحکام برشی مربوط به ترکیب 510 MPa می باشد.

- 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.



شكل10- تصاویر شكستنگاری لحیمكاری سخت اینكونل 600 بوسیله پركننده أنتروپی بالا.

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 Multiprincipal 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 Nicontaining 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.

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

منابع

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

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.

DOI: 10.47176/JWSTI.2024.07