

بررسی متغیرهای فرآیند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری آلیاژ انتروپی بالای

$Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸

(دریافت مقاله: ۱۴۰۲/۸/۲۴ - پذیرش مقاله ۱۴۰۲/۹/۲۹)

معصومه نوذری نژاد^۱، محمدرضا ابوطالبی^{۱*}، سید حسین سیدین^۱، سید مسعود برکت^۲

^۱ دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

^۲ مجتمع دانشگاهی مواد و فن‌آوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

چکیده

در این پژوهش، آلیاژ انتروپی بالای جدید $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی سنتز و پودر حاصله با روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری روی اینکونل ۷۱۸ پوشش‌دهی شد. برای تشکیل پوششی مطلوب، اثر متغیرهای فرآیند روکش‌کاری لیزری شامل توان لیزر، نرخ تغذیه پودر و سرعت روبش لیزر با استفاده از ۲۴ گروه آزمایشی بررسی گردید. برای مشخصه‌یابی پودرهای سنتزی از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و جهت بررسی مشخصات هندسی و درصد آمیختگی روکش‌های تک‌پاس از میکروسکوپ نوری استفاده گردید. الگوی XRD پودر سنتزی نشان داد که یک محلول جامد تک‌فاز BCC پس از ۳۰ ساعت آسیاب‌کاری تشکیل شد. تصاویر SEM نیز نشان‌دهنده تشکیل محلول جامد پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در نمونه بوده و نتایج EDS سازگاری ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ موردنظر را با نمونه سنتزی تأیید نمود. بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری و محاسبات هندسی روکش‌های تک‌پاس نشان داد که افزایش توان لیزر و کاهش سرعت روبش منجر به افزایش عرض پوشش گردید. ارتفاع روکش‌های تک‌پاس نیز با کاهش سرعت روبش و افزایش نرخ تغذیه پودر افزایش یافت. همچنین، از میان متغیرهای موردبررسی، توان لیزر بیش‌ترین تأثیر را روی مقدار عمق نفوذ و آمیختگی داشت. به‌طور کلی نتایج نشان داد که شرایط مطلوب برای رسوب‌نشانی مستقیم لیزری آلیاژ انتروپی بالا روی اینکونل ۷۱۸ در توان ۵۰۰ W، نرخ تغذیه ۱۰۰ mg/s و سرعت روبش ۴ mm/s حاصل می‌گردد.

کلمات کلیدی: آلیاژ انتروپی بالا، آلیاژسازی مکانیکی، روکش‌کاری لیزری، اینکونل ۷۱۸، متغیرهای عملیاتی.

Investigation of direct laser deposition parameters of $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ high entropy alloy on Inconel 718

M. Nozari Nezhad¹, M. Aboutalebi¹, S. H. Seyedein¹, S. M. Barekat²

¹Material and Metallurgy Faculty, Iran University of Science and Technology.

²Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology.

Abstract

In this research, the new high entropy alloy of $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ was synthesized by mechanical alloying process. Then, the synthesized powder was deposited on Inconel 718 through direct laser deposition process. The effect of process parameters of laser cladding, such as laser power, powder feeding rate and scanning speed was investigated with 24 experiments for forming the optimized single-track claddings. X-Ray Diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM) equipped with Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) were used to characterize the synthesized powders. Also, Optical Microscopy (OM) was used for investigation of geometry features and dilution of single-track clads. The XRD patterns of powder demonstrated that a single-phase solid solution (BCC) was formed after 30 hours of milling. SEM micrographs indicated the formation of solid solution after 30 hours. Also, the EDS results confirmed the compatibility of the chemical composition of the desired alloy with synthesized sample. OM images and geometrical calculations demonstrated that increasing the laser power and reducing the scanning speed led to increasing the width of single-track clad. The thickness or the height of single-track clads also was increased by reducing the scanning speed and increasing the feeding rate. Moreover, it was investigated that the laser power had the most effect on the penetration depth and dilution. The optimal conditions for direct laser deposition of synthesized powder on Inconel 718 was laser power of 500 W, feeding rate of 100 mg/s and laser scanning speed of 4 mm/s.

Keywords: High entropy alloy, Mechanical alloying, Laser cladding, Inconel 718, Process parameters.

*Corresponding Author: Mrezab@iust.ac.ir

۱- مقدمه

از حرارت^۲ (HAZ) و درجه آمیختگی کم‌تری داشته و اتصال متالورژیکی و استحکام پیوند مناسبی بین پوشش و زیرلایه ایجاد می‌کند [۱۲-۱۴]. در فرآیند روکش کاری لیزری، پرتو لیزر، سطح زیرلایه را روبش و یک حوضچه مذاب با مواد پوشش و زیرلایه ایجاد کرده و پس از انجماد سریع، یک لایه با پیوند متالورژیکی روی زیرلایه تشکیل می‌شود [۱۵، ۱۶].

در حال حاضر، تحقیقات گسترده‌ای روی تشکیل پوشش آلیاژهای انتروپی بالا با استفاده از فرآیند روکش کاری لیزری و بهینه‌سازی ترکیب، ساختار و خواص آن‌ها گزارش شده است. ون [۱۷] و همکاران، پودر آلیاژ انتروپی بالای یوتکتیکی $Ni_{1.5}CrCoFe_{0.5}Mo_{0.1}Nb_{0.8}$ را با استفاده از آسیاب گلوله‌ای پرانرژی تولید کرده و با فرآیند روکش کاری لیزری روی زیرلایه فولادی SS316L رسوب‌دهی کردند. پودر حاصل از آلیاژسازی مکانیکی دارای توزیع عنصری همگنی بوده و روکش‌های حاصل از آن، خواص مطلوبی را نشان دادند. ژانگ و همکاران [۱۸]، پوشش‌های آلیاژی انتروپی بالای $Al_xCoCrFeNiSi$ را با استفاده از روکش کاری لیزری روی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ ایجاد کردند. آلیاژ $AlCoCrFeNiSi$ دارای بهترین خواص مکانیکی بود. چائو و همکاران [۱۹]، پوشش آلیاژهای انتروپی بالای $Al_xCoCrFeNi$ را با استفاده از فرآیند روکش کاری لیزری روی زیرلایه فولاد آستنیتی MA253 پوشش‌دهی کردند. با افزایش مقدار آلومینیوم از ۰/۳ به ۰/۶ و ۰/۸۵، ساختار بلوری از FCC به FCC+BCC و BCC تبدیل شد. افزایش مقدار آلومینیوم منجر به افزایش سختی و کاهش پایداری ریزساختاری در دماهای بالا گردید. علاوه بر ترکیب شیمیایی، متغیرهای عملیاتی مانند توان لیزر (P)، سرعت روبش لیزری (V)، نرخ تغذیه پودر (F) و جریان گاز حامل نیز روی شکل‌گیری و رشد دانه‌ها در لایه پوشش و در نتیجه روی هندسه، کیفیت و عملکرد کلی پوشش‌های آلیاژی

یکی از بخش‌های حائز اهمیت در فعالیت‌های تحقیقاتی، توسعه مواد و آلیاژهای جدید با خواص و کارایی مطلوب در مقایسه با مواد موجود است. در این راستا، توسعه پوشش‌های آلیاژی نیز دارای اهمیت مضاعفی است. امروزه، آلیاژهای انتروپی بالا^۱ (HEA) و پوشش آن‌ها یک زمینه تحقیقاتی جدیدی در حوزه علم و مهندسی مواد بوده و توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند.

آلیاژهای انتروپی بالا گروه جدیدی از مواد هستند که اغلب دارای پنج عنصر اصلی یا بیش‌تر با نسبت‌های اتمی یکسان یا شبه‌یکسان بوده و غلظت هر عنصر اصلی حدود ۵-۳۵ درصد اتمی بوده که منجر به افزایش انتروپی وضعیتی انحلال و تشکیل ساختارهای محلول جامد ساده در آن‌ها می‌شود [۱، ۲]. این آلیاژها در مقایسه با آلیاژهای متداول دارای خواص مطلوبی مانند سختی [۳]، چقرمگی شکست [۴]، مقاومت در برابر اکسیداسیون [۵]، مقاومت در برابر خوردگی [۶]، استحکام خستگی [۷]، مقاومت در برابر سایش [۸] و پایداری حرارتی [۹] هستند.

برای تولید آلیاژهای انتروپی بالا می‌توان از روش‌های مختلفی مانند ذوب قوسی در خلأ، ذوب القایی در خلأ و آلیاژسازی مکانیکی استفاده نمود. آلیاژسازی مکانیکی یک فرآیند حالت جامد بوده که به علت قابلیت همگن‌سازی بهتر، عدم نیاز به دمای بالا، عدم جدایش فازی و هزینه پایین، بهترین روش برای تولید پودر آلیاژهای انتروپی بالا و ایجاد ریزساختار همگن است [۱۰، ۱۱].

پودر سنتزی را نیز می‌توان با استفاده از روش‌هایی مانند کندوپاش مغناطیسی، پاشش حرارتی و روکش کاری لیزری روی زیرلایه‌های مختلف پوشش‌دهی نمود. فرآیند روکش کاری لیزری در مقایسه با سایر روش‌های پوشش‌دهی دارای چگالی انرژی و نرخ انجماد بالایی بوده و ناحیه متأثر

² Heat Affected Zone (HAZ)

¹ High Entropy Alloy (HEA)

یک سوپراآلیاژ پایه نیکلی رسوب سخت‌شونده بوده که خواص مکانیکی خود را تا دماهای بالا حفظ کرده و مقاومت به خوردگی و رفتار خستگی مطلوبی دارد. شایان ذکر است که خواص سایشی و اکسیداسیون این آلیاژها را می‌توان با روکش‌کاری سطح آن با پودر آلیاژ انتروپی بالای سنتزی بهبود بخشید. آنالیز ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۱۸ مورد استفاده در این پژوهش در جدول ۱ ارائه شده است. قبل از فرآیند روکش‌کاری لیزری، زیرلایه با استفاده از عملیات سنباده‌زنی و شست‌وشو با استون آماده‌سازی گردید.

روکش‌کاری لیزری تک‌پاس پودر HEA سنتزی روی اینکونل ۷۱۸ با استفاده از سیستم رسوب‌نشانی مستقیم لیزری مجهز به لیزر یک کیلووات فیبری پیوسته، سیستم حرکتی CNC پنج‌محوره و سیستم تغذیه‌کننده پودر دوقلو، مستقر در دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر، انجام شد. حین فرآیند روکش‌کاری از گاز آرگون به‌عنوان گاز محافظ و حامل پودر استفاده گردید. در فرآیند روکش‌کاری لیزری برای دستیابی به پوشش مناسب، متغیرهای مختلف شامل توان، سرعت روبش لیزر و نرخ پاشش پودر بررسی و بهینه‌یابی شدند. متغیرهای فرآیند مورد استفاده در جدول ۲ ارائه گردیده است. شایان ذکر است که هر فرآیند، سه مرتبه تکرار شد.

پس از فرآیند روکش‌کاری لیزری، نمونه‌ها عمود بر موضع روکش با استفاده از دستگاه برش سیم (وایرکات) برش داده شده و سطح مقطع آن‌ها پس از متالوگرافی تحت ارزیابی میکروسکوپی قرار گرفتند. برای آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی، مطابق اصول استاندارد ASTM E3، ابتدا نمونه‌ها مانع گرم شده و تحت عملیات سنباده‌زنی و پولیش قرار گرفتند. سپس، نمونه‌های مذکور جهت آشکارسازی ریزساختار برای اندازه‌گیری ابعاد روکش‌های تک‌پاس به‌صورت شیمیایی اچ گردیدند.

انتروپی بالا تأثیر می‌گذارد [۲۰، ۲۱]. بنابراین، برای ایجاد پوشش با ریزساختار و خواص مطلوب باید متغیرهای عملیاتی فرآیند را بهینه نمود.

هدف پژوهش حاضر، سنتز پودر آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی و بررسی اثر حضور هم‌زمان عناصر آلومینیوم و نیوبیوم، با شعاع اتمی مشابه، روی ساختار و مورفولوژی آلیاژ پودر سنتزی بود. در مرحله بعد، فرآیند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری پودر سنتزی، به‌صورت تک‌پاس و با تغییر فاکتورهای اصلی فرآیند شامل توان لیزر، سرعت روبش لیزری و نرخ تغذیه پودر، روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸ صورت گرفت. در نهایت، خواص هندسی و مقدار آمیختگی روکش‌های تک‌پاس، به‌عنوان تابعی از ویژگی‌های پودر و شرایط فرآیند مورد مطالعه قرار گرفته و بهینه‌سازی شدند.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، ابتدا آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با استفاده از پودر عناصر خالص آلومینیوم، کبالت، کروم، آهن، نیکل، نیوبیوم و سیلیسیوم با درصد خلوص بالای ۹۹ درصد و اندازه دانه کم‌تر از ۵۰ میکرومتر سنتز گردید. جهت سنتز آلیاژهای انتروپی بالای مذکور از آسیاب گلوله‌ای پرانرژی، محفظه‌های فولاد سخت‌کاری‌شده، نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱ و سرعت چرخش ۶۰۰ دور در دقیقه استفاده گردید. شایان ذکر است که برای جلوگیری از اکسیداسیون پودرها در حین آلیاژسازی مکانیکی، محفظه‌ها تحت دمش گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد قرار گرفتند.

در این پژوهش از سوپراآلیاژ اینکونل ۷۱۸، به‌عنوان زیرلایه در فرآیند روکش‌کاری لیزری استفاده گردید. اینکونل ۷۱۸،

جدول ۱: نتایج طیف‌سنجی نشر جرقه زیرلایه (اینکونل ۷۱۸)

عنصر	Ni	Al	Cu	N	P	Ti	C	Fe	Nb	V
درصد وزنی	۵۳٫۸۷۰	۰٫۴۹۰	۰٫۰۱۸	۰٫۰۱۰	۰٫۰۰۶	۱٫۱۰۰	۰٫۰۳۶	۱۷٫۰۰۰	۴٫۵۴۰	۰٫۰۱۷
عنصر	Co	Mn	Si	W	Cr	Mo	Ta	S	O	-
درصد وزنی	۰٫۰۹۷	۰٫۰۳۶	۰٫۰۲۶	۰٫۰۱۰	۱۹٫۶۰۰	۳٫۱۳۰	۰٫۰۰۶	۰٫۰۰۳	۰٫۰۰۱	-

جدول ۲: معرفی متغیرهای عملیاتی جهت فرآیند روکش کاری لیزری

نمونه	توان لیزر (W)	سرعت روبش لیزری (mm/s)	نرخ تغذیه پودر (mg/s)	نمونه	توان لیزر (W)	سرعت روبش لیزری (mm/s)	نرخ تغذیه پودر (mg/s)
Nb ₀ -1	۳۰۰	۴	۱۰۰	Nb ₀ -13	۳۰۰	۴	۱۵۰
Nb ₀ -2	۴۰۰	۴	۱۰۰	Nb ₀ -14	۴۰۰	۴	۱۵۰
Nb ₀ -3	۵۰۰	۴	۱۰۰	Nb ₀ -15	۵۰۰	۴	۱۵۰
Nb ₀ -4	۳۰۰	۶	۱۰۰	Nb ₀ -16	۳۰۰	۶	۱۵۰
Nb ₀ -5	۴۰۰	۶	۱۰۰	Nb ₀ -17	۴۰۰	۶	۱۵۰
Nb ₀ -6	۵۰۰	۶	۱۰۰	Nb ₀ -18	۵۰۰	۶	۱۵۰
Nb ₀ -7	۳۰۰	۸	۱۰۰	Nb ₀ -19	۳۰۰	۸	۱۵۰
Nb ₀ -8	۴۰۰	۸	۱۰۰	Nb ₀ -20	۴۰۰	۸	۱۵۰
Nb ₀ -9	۵۰۰	۸	۱۰۰	Nb ₀ -21	۵۰۰	۸	۱۵۰
Nb ₀ -10	۳۰۰	۱۰	۱۰۰	Nb ₀ -22	۳۰۰	۱۰	۱۵۰
Nb ₀ -11	۴۰۰	۱۰	۱۰۰	Nb ₀ -23	۴۰۰	۱۰	۱۵۰
Nb ₀ -12	۵۰۰	۱۰	۱۰۰	Nb ₀ -24	۵۰۰	۱۰	۱۵۰

گردید. استحاله فازی و تغییر ساختار بلوری در نمونه با استفاده از نرم‌افزار Xpert HighScore Plus شناسایی شد. علاوه بر این، تغییرات مورفولوژی (شکل و اندازه ذرات)، آنالیز عنصری و میزان ناخالصی‌های ورودی پودرهای سنتزی، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی

جهت شناسایی و تعیین ساختار بلوری پودر آلیاژ انتروپی بالای سنتزی از دستگاه پراش پرتو ایکس (Bourestnik-Dron-8, Russia) با تابش پرتو Cu-K α تحت ولتاژ ۴۰ کیلوولت و جریان ۲۰ میلی‌آمپر استفاده

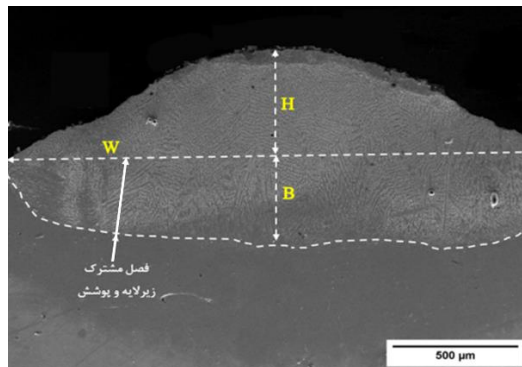
است. در پایین رسوب مذاب، یک ناحیه واسط با نفوذ داخلی وجود دارد که ترکیب شیمیایی آن اختلاطی از ترکیب پوشش و زیرلایه بوده و در حقیقت دارای آمیختگی است. در فرآیند روکش کاری لیزری، آمیختگی هندسی با توجه به متغیرهای مشخص شده در شکل ۱ به شرح رابطه (۱) بوده و زاویه ترشوندگی از رابطه (۲) محاسبه می شود [۲۲]. میانگین اندازه مشخصات هندسی روکش های حاصل مانند عرض و ارتفاع روکش ها، زاویه ترشوندگی و عمق نفوذ با استفاده از نرم افزار Image J، محاسبه گردید.

$$\text{آمیختگی هندسی} = \frac{B}{H+B} \quad (1)$$

$$\text{زاویه ترشوندگی} = 2 \arctan \left(\frac{2H}{W} \right) \quad (2)$$

(FEI- ESEM QUANTA 200, USA) مورد بررسی قرار گرفت.

جهت انتخاب متغیرهای عملیاتی بهینه فرآیند روکش کاری لیزری از لحاظ یکنواختی ضخامت و ابعاد هندسی پوشش و عدم حضور عیوبی مانند ترک و تخلخل از میکروسکوپ نوری HUVITZ مدل HR3-TRF-P استفاده شد. نمونه ای از ریزساختار سطح مقطع عرضی روکش تک پاس آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸ در شکل ۱ نشان داده شده که از یک رسوب تقریباً نیم کره ای مذاب روی سطح زیرلایه و یک منطقه مذاب در پایین سطح زیرلایه تشکیل شده است. مطابق شکل، ارتفاع H ناحیه روکش کاری شده، B ضخامتی از زیرلایه که در فرآیند روکش کاری ذوب شده (عمق نفوذ) و W عرض روکش



شکل ۱: تصویر SEM از سطح مقطع عرضی روکش تک پاس آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آنالیز فازی پودر آلیاژ انتروپی بالا

آلومینیوم، نیکل و کبالت، نیوبیوم و سیلیسیوم حذف و پیک های باقی مانده پهن تر می گردند. عدم حضور پیک برخی از عناصر خالص می تواند نشان دهنده تشکیل محلول جامد باشد [۲۳، ۲۴].

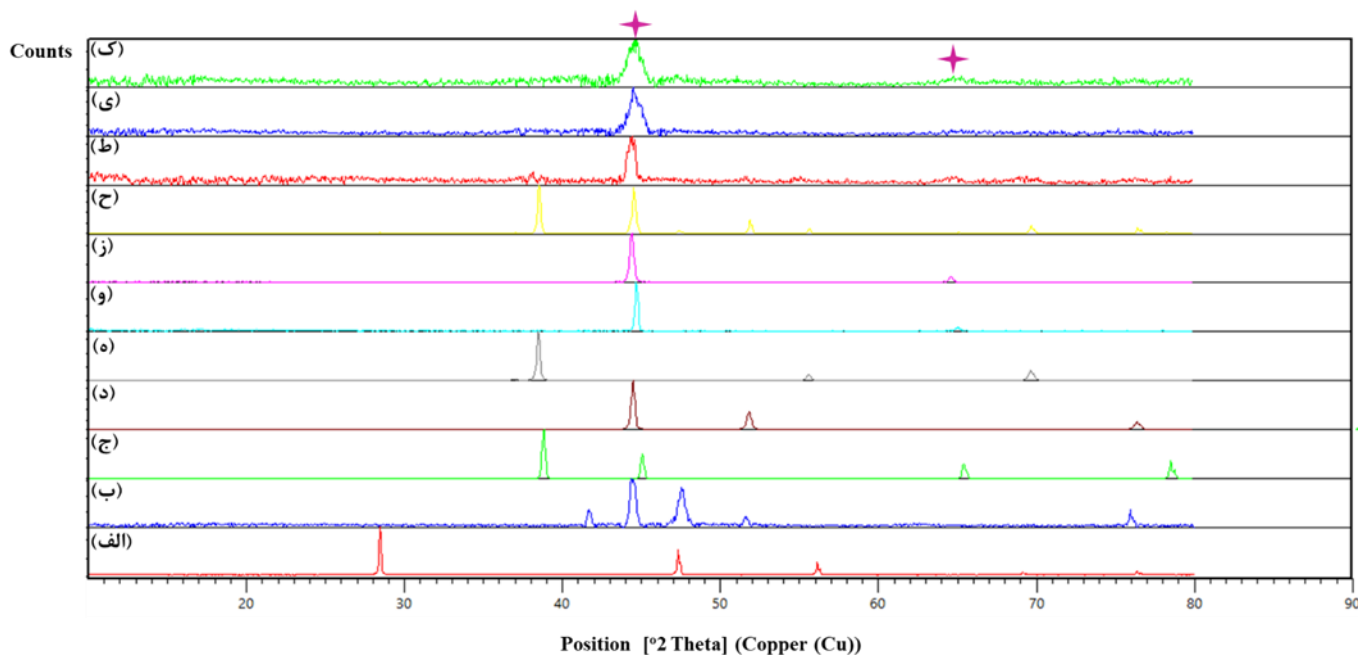
الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ در زمان های مختلف آلیاژسازی مکانیکی (صفر، ۱۰، ۲۰ و ۳۰ ساعت) در شکل ۲ نشان داده شده است. الگوهای XRD نشان می دهد که با افزایش زمان آلیاژسازی مکانیکی، پیک مربوط به عناصر خالص مانند

به طور کلی، حذف پیک های پراش ناشی از کاهش اندازه ذرات و بلورک ها، افزایش کرنش شبکه ای، کاهش بلورینگی، تشکیل محلول جامد و/یا ضریب پراش متفاوت متناسب با عدد اتمی عناصر است. الگوهای XRD آلیاژ سنتزی نشان می دهند که پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، محلول

مقایسه با ترکیب‌های بین‌فلزی و سایر فازهای منظم می‌شود [۱،۲۵،۲۶].

با توجه به پایداری پیک‌های عناصر آهن و کروم در الگوی XRD آلیاژ سنتزی نتیجه حاصل می‌شود که عناصر آلومینیوم، کبالت، نیکل، سیلیسیوم و نیوبیوم در شبکه عناصر آهن و کروم حل می‌شوند. بنابراین، ساختار بلوری پودر آلیاژی مذکور پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، مشابه ساختار بلوری عناصر آهن و کروم و در نتیجه محلول جامد تک‌فاز BCC خواهد بود [۲۳،۲۷،۲۸].

جامد ایجاد شده و پیک‌های باقی‌مانده منجر به رد دلایل مربوط به کاهش بلورینگی و ضرایب پراش متفاوت می‌شوند. تشکیل محلول جامد در آلیاژهای انتروپی بالا را می‌توان به سازوکار فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و اثر بی‌نظمی بالای آلیاژهای انتروپی بالا نسبت داد. در فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، انرژی ذخیره‌شده در مرزهای دانه به‌عنوان نیروی محرکه برای افزایش تشکیل محلول جامد عمل کرده و کاهش اندازه دانه در اثر افزایش زمان آسیاب‌کاری، حلالیت جامد پودرها را افزایش می‌دهد. از طرف دیگر، اثر بی‌نظمی بالا، نظم ساختار را کاهش داده و از جدایش جلوگیری کرده که منجر به تشکیل محلول جامد و پایداری بهتر آن در



شکل ۲: الگوهای پراش پرتو ایکس پودرهای (الف) سیلیسیوم، (ب) کبالت، (ج) آلومینیوم، (د) نیکل، (ه) نیوبیوم، (و) آهن، (ز) کروم و آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ در (ح) صفر، (ط) ۱۰، (ی) ۲۰ و (ک) ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی (علامت * نشان‌دهنده فاز BCC در پودر آلیاژی سنتزی است).

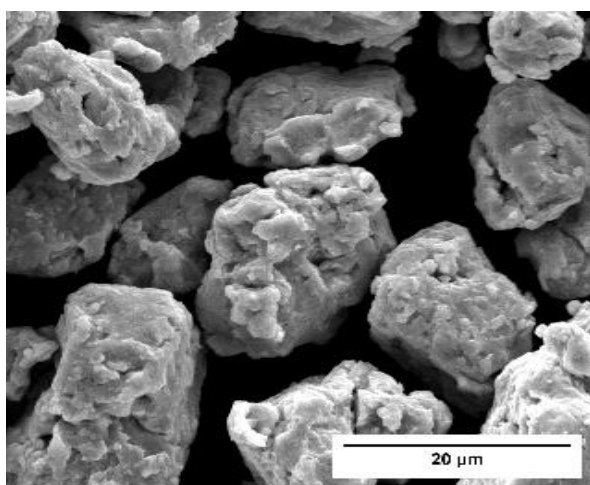
اولیه و ۳۰ ساعت پس از آلیاژسازی مکانیکی در شکل ۳ نشان داده شده است. با توجه به تصاویر مشخص است که در اثر فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، مورفولوژی و اندازه ذرات نسبت به پودرهای اولیه تغییر کرده است. به‌طور کلی، در

۳-۲- آنالیز ریزساختاری پودر آلیاژ انتروپی بالا

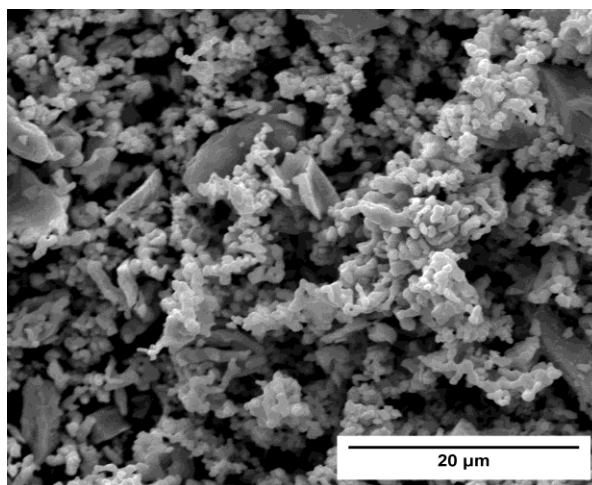
جهت بررسی مورفولوژی آلیاژ انتروپی بالای سنتزی، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت اختلاط

ضخامت لایه پودری باید حداقل باشد. در مراحل بعدی، فرآیندهای جوش سرد و شکست به طور متوالی صورت می‌گیرند [۲۹]. فرآیند آلیاژسازی HEA مذکور پس از ۳۰ ساعت آسیاب کاری، به علت کاهش فواصل نفوذ و افزایش چگالی عیوب شبکه کامل شده و با تشکیل ذرات شبه‌کروی، محلول جامد همگن تشکیل می‌دهد.

مراحل اولیه فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، ذرات انعطاف‌پذیر در حین فرآیند میکروفورجینگ تخت می‌شوند. هم‌چنین، مقدار کمی از پودر به ضخامت یک ذره روی سطح گلوله‌ها جوش می‌خورد. پوشش پودر روی سطح گلوله‌ها از سایش بیش از حد آن‌ها جلوگیری کرده و در نتیجه آلودگی پودر حاصل از سایش گلوله‌ها ایجاد نخواهد شد. باید توجه شود که جهت جلوگیری از تشکیل یک محصول ناهمگن،



(ب)

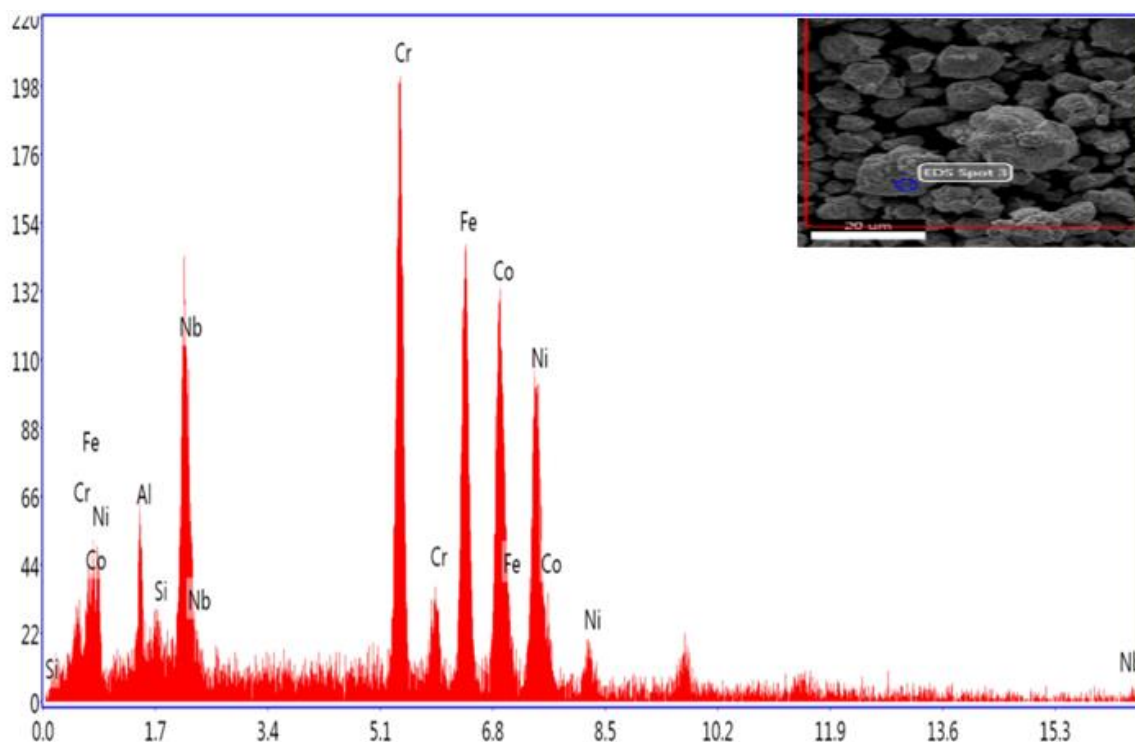


(الف)

شکل ۳: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ پس از (الف) صفر ساعت و (ب) ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی.

طیف EDS آلیاژ مذکور فقط پیک‌های مربوط به عناصر تشکیل‌دهنده آلیاژ انتروپی بالا مشاهده می‌شود. نتایج ارائه‌شده در جدول ۳ نیز نشان‌دهنده عدم وجود آلودگی آهن در اثر سایش محفظه و گلوله‌های فولادی و/یا ورود اکسیژن است. هم‌چنین درصد اتمی عناصر آلیاژ سنتزی تطابق قابل‌قبولی با ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ دارند.

جهت بررسی میزان آلودگی ورودی در اثر سایش محفظه و گلوله‌ها و تعیین تقریبی درصد اتمی عناصر سازنده آلیاژ سنتزی و تطابق آن با ترکیب شیمیایی موردنظر، آنالیز EDS روی پودر آلیاژی $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$ صورت گرفت. نتایج EDS مربوط به پودر سنتزی پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در شکل ۴ نشان داده شده است. در



شکل ۴: آنالیز کیفی حاصل از آنالیز طیف‌سنج تفکیک انرژی برای آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$.

جدول ۳: درصد اتمی عناصر موجود در آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$

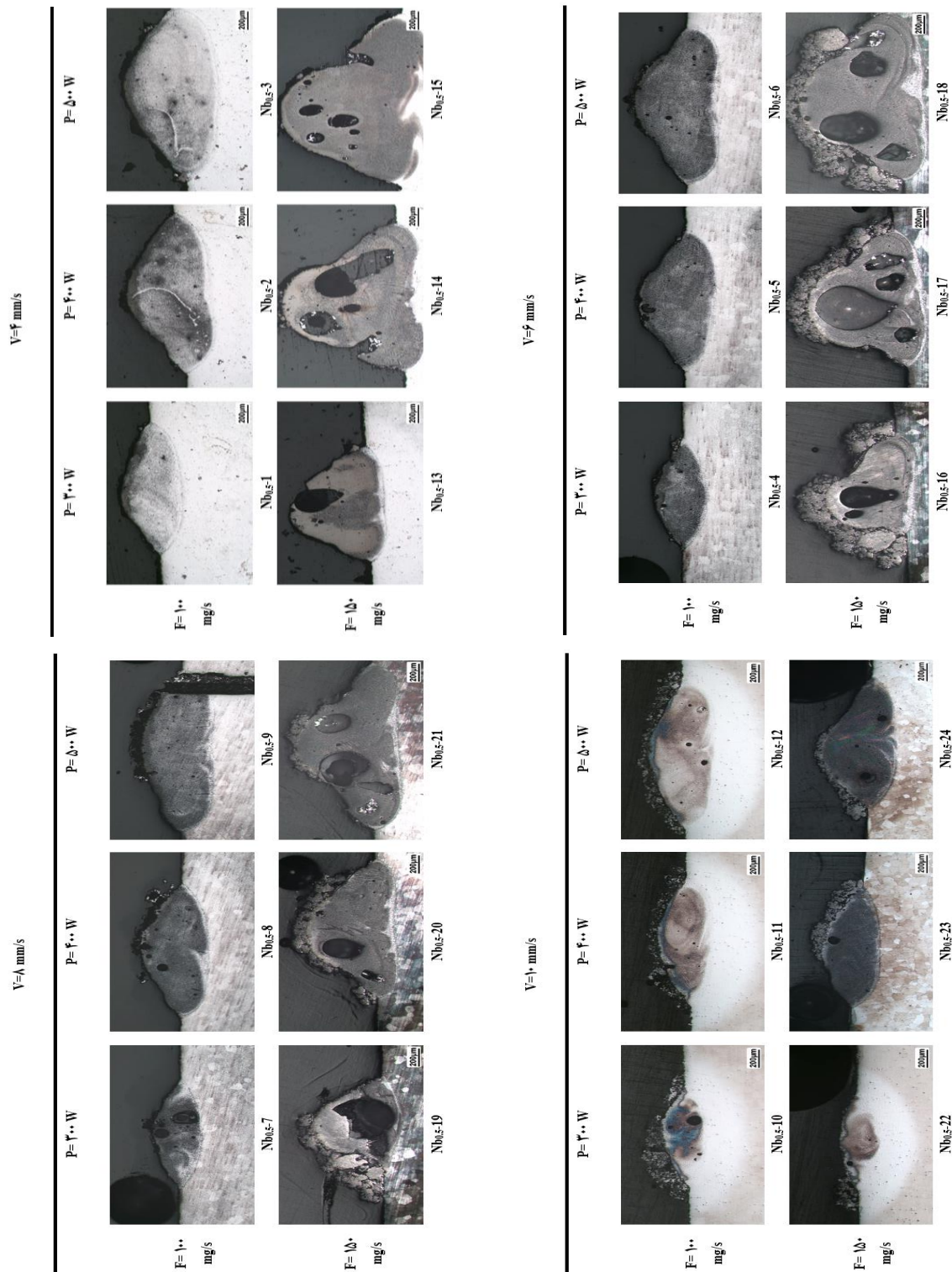
عنصر	درصد اتمی اسمی	درصد اتمی حاصل از EDS	عنصر	درصد اتمی اسمی	درصد اتمی حاصل از EDS
آلومینیوم	۹,۸۰	۹,۴۶	نیکل	۱۹,۶۱	۱۸,۹۵
کبالت	۱۹,۶۱	۲۰,۳۶	نیوبیوم	۹,۸۰	۹,۲۲
کروم	۱۹,۶۱	۱۹,۲۴	سیلیسیوم	۱,۹۶	۳,۴۹
آهن	۱۹,۶۱	۱۹,۲۸	-	-	-

روکش‌کاری لیزری در شکل ۵ نشان داده شده است. با بررسی و مقایسه مشخصات هندسی روکش‌های تشکیل شده با تصاویر مقطع عرضی روکش‌ها می‌توان برخی از ویژگی‌های کیفی روکش‌ها را مشخص کرد. به‌طور کلی مشاهده شد که عرض و ارتفاع روکش‌ها با توان و نرخ تغذیه پودر، رابطه مستقیم و با سرعت روبشی لیزر، رابطه معکوس دارند. همچنین، شکل ۵ نشان می‌دهد که نمونه‌های دارای

۳-۳- بررسی روکش‌های تک‌پاس آلیاژ انتروپی بالا

با تغییر متغیرهای عملیاتی روکش‌کاری لیزری در روکش‌های تک‌پاس، مطابق جدول ۲، ویژگی‌های هندسی و ابعادی روکش و حوضچه مذاب و درجه آمیختگی به‌شدت تحت تأثیر قرار می‌گیرند. تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به مقطع عرضی تمام روکش‌های تک‌پاس آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با تغییر متغیرهای عملیاتی

نرخ تغذیه ۱۵۰ mg/s دارای تخلخل زیادی هستند. بنابراین نرخ تغذیه مذکور برای روکش کاری آلیاژ سنتزی مناسب نیست.

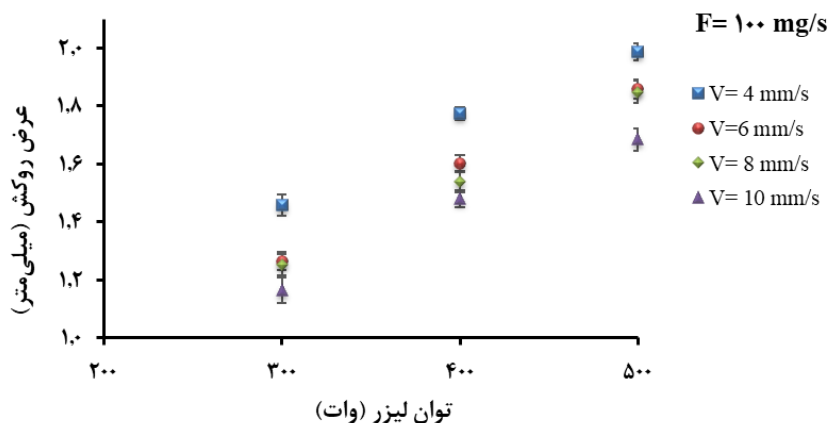


شکل ۵: تصاویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه‌های تک پاس $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}Si_{0.1}$

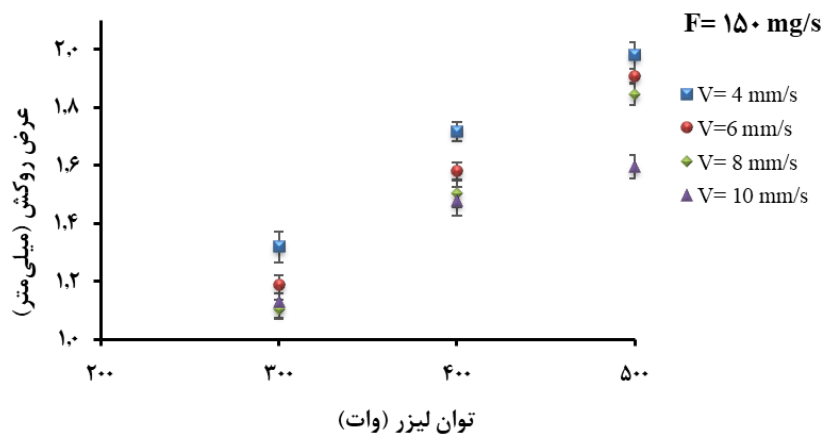
نتیجه عرض ناحیه روکش افزایش می‌یابد [۳۰-۳۲]. بنابراین، روکش‌های تک‌پاس تولیدی با توان ۵۰۰ وات برای آلیاژ انترویی بالای سنتزی مناسب هستند.

در نمونه‌هایی که روکش مناسبی دارند، می‌توان بیان کرد که کاهش سرعت روبش لیزر منجر به افزایش عرض روکش می‌گردد. با کاهش سرعت روبش، زمان اندرکنش لیزر و پودرهای انترویی بالا افزایش یافته و انرژی ورودی بیش‌تری دریافت می‌شود. بنابراین، گرادیان کشش سطحی منجر به افزایش عرض حوضچه مذاب و در نتیجه عرض روکش می‌گردد. شایان ذکر است که در یک توان ثابت، تغییرات عرض زیادی مشاهده نمی‌گردد که می‌تواند به دلیل افزایش مقدار پودر ورودی در اثر کاهش سرعت روبش باشد. بنابراین، قسمتی از انرژی توسط ذرات پودر جذب شده و انرژی کم‌تری به حوضچه مذاب انتقال می‌یابد [۳۱، ۳۳].

نمودار تغییرات عرض روکش‌های تک‌پاس آلیاژ انترویی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ برحسب متغیرهای اصلی فرآیند روکش‌کاری لیزری در شکل ۶ نشان داده شده است. با توجه به نمودارهای تغییرات عرض مشخص است که عرض روکش تک‌پاس با افزایش توان، افزایش می‌یابد. این امر را می‌توان با اثر نیروهای داخلی و خارجی در تشکیل حوضچه مذاب مرتبط دانست. در فرآیند روکش‌کاری لیزری، لیزر به‌عنوان منبع حرارتی عمل کرده و منجر به افزایش دمای مرکز حوضچه مذاب در مقایسه با سطوح کناری حوضچه می‌شود. با توجه به این موضوع که کشش سطحی با افزایش دما کاهش می‌یابد، مقدار کشش سطحی در مرکز حوضچه مذاب کم‌تر بوده و در سطوح کناری آن، بیش‌تر خواهد بود. با افزایش توان لیزر در نمونه‌ها، دمای مرکز حوضچه مذاب افزایش یافته و به دلیل فرآیند کشش سطحی، مذاب به سمت سطوح کناری حرکت کرده و در



(الف)

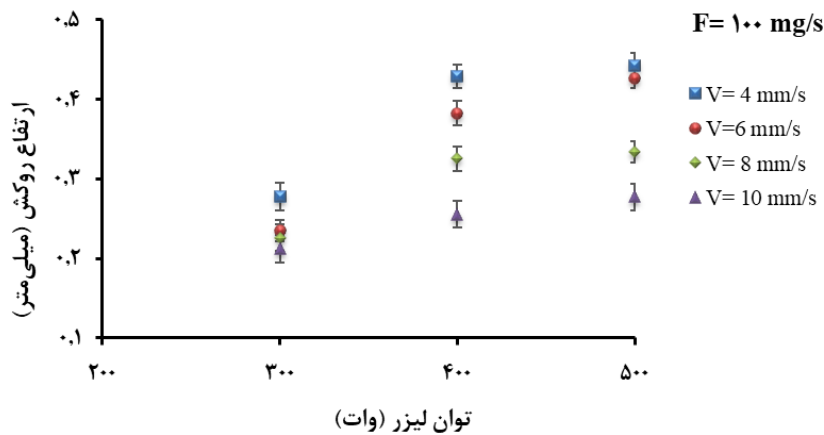


(ب)

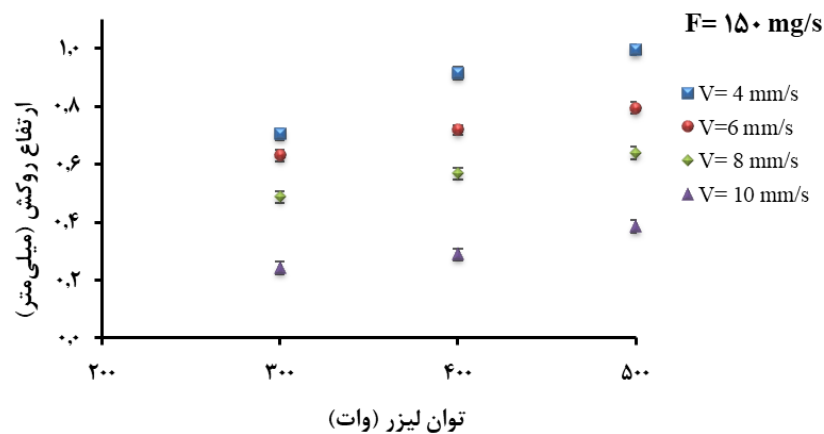
شکل ۶: تغییرات عرض روکش‌های تک‌پاس برحسب توان لیزر در سرعت‌های مختلف رویش و نرخ تغذیه پودر (الف) ۱۰۰ mg/s و (ب) ۱۵۰ mg/s.

ارتفاع ناحیه روکش می‌گردد. افزایش نرخ تغذیه پودر منجر به افزایش مقدار پودر ورودی به حوضچه مذاب شده و ارتفاع روکش را بیش‌تر می‌کند. کاهش سرعت رویش لیزر نیز منجر به افزایش زمان اندرکنش لیزر با پودرهای انتروپی بالا شده و مقدار پودر بیش‌تری را ذوب کرده و ارتفاع روکش را افزایش می‌دهد [۳۱،۳۲،۳۴].

نمودارهای مربوط به تغییرات ارتفاع روکش‌های تک‌پاس آلیاژ انتروپی بالای سنتزی به‌عنوان تابعی از متغیرهای اصلی فرآیند روکش‌کاری لیزری در شکل ۷ نشان داده شده است. با توجه به نمودارهای تغییرات ارتفاع مشخص است که کاهش سرعت رویش در نرخ ثابت تغذیه پودر و افزایش نرخ تغذیه پودر در سرعت رویش ثابت، منجر به افزایش



(الف)



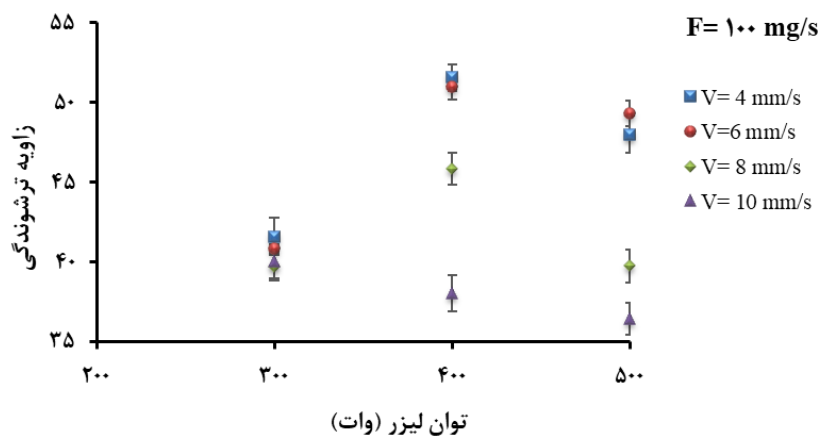
(ب)

شکل ۱: تغییرات ارتفاع روکش‌های تک‌پاس برحسب توان لیزر در سرعت‌های مختلف رویش و نرخ تغذیه پودر (الف) ۱۰۰ mg/s و (ب) ۱۵۰ mg/s.

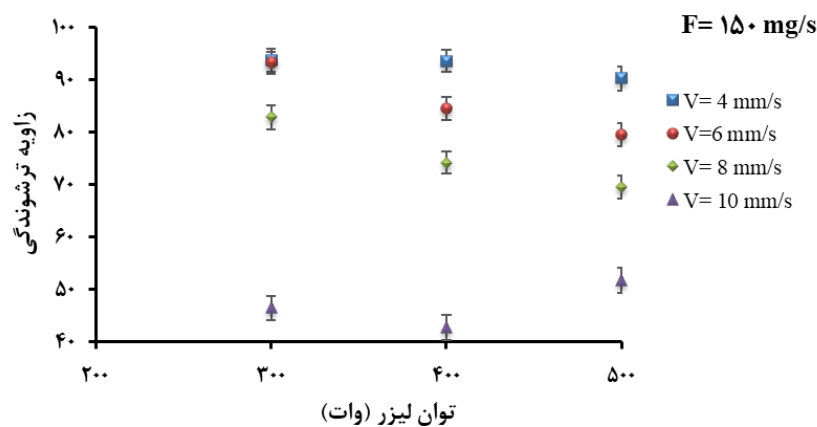
فهمید که هر سه فاکتور توان، سرعت رویش و نرخ تغذیه پودر روی مقدار زاویه ترشوندگی تأثیر دارند. زاویه ترشوندگی نقش مهمی در کیفیت پوشش داشته و روی هم‌پوشانی و جلوگیری از تخلخل نیز حائز اهمیت است. برای ایجاد یک روکش مناسب با استفاده از فرآیندهای روکش‌کاری لیزری باید زاویه ترشوندگی کم‌تر از ۸۰ درجه باشد [۳۲، ۳۴]. با توجه به نمودارها مشخص است که زاویه ترشوندگی در نرخ تغذیه پودر ۱۰۰ mg/s کم‌تر از ۸۰ درجه است.

با توجه به اهمیت هم‌زمان عرض و ارتفاع روکش، فاکتور ترکیبی H/W تعریف می‌شود که برای ایجاد روکشی مناسب با مقدار هم‌جوشی کافی و عاری از حفره در حالت هم‌پوشانی باید کم‌تر از ۰/۲۵ باشد [۳۵]. برای دستیابی به مقدار $H/W < 0.25$ در روکش‌های تک‌پاس HEA سنتزی، نرخ تغذیه پودر باید ۱۰۰ mg/s باشد.

اثر متغیرهای اصلی فرآیند روکش‌کاری لیزری روی زاویه ترشوندگی روکش‌های تک‌پاس آلیاژ انتروپی بالای سنتزی در شکل ۸ نشان داده شده است. با توجه به نمودارها می‌توان



(الف)



(ب)

شکل ۸: تغییرات زاویه ترشوندگی روکش‌های تک‌پاس برحسب توان لیزر در سرعت‌های مختلف روبش و نرخ تغذیه پودر (الف) ۱۰۰ mg/s و (ب) ۱۵۰ mg/s.

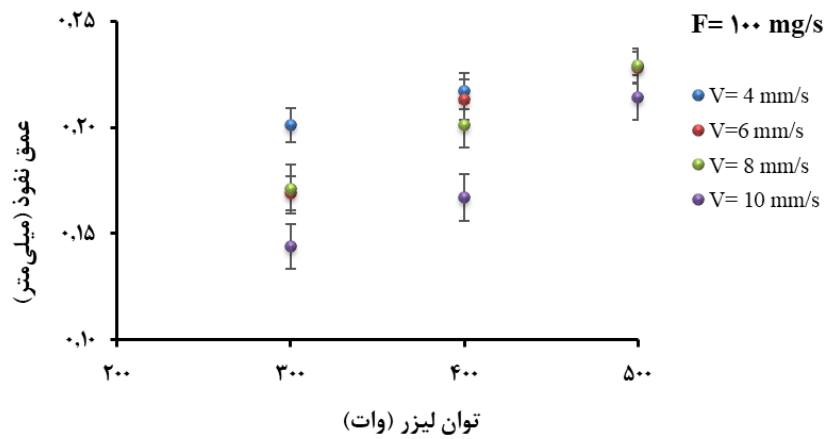
روی مقدار عمق نفوذ و آمیختگی تأثیر داشته ولی توان بیش‌ترین تأثیر را نشان می‌دهد. نمودارها نشان‌گر آن هستند که در روکش‌های صحیح، مقدار عمق نفوذ و درصد آمیختگی با افزایش توان روند صعودی دارد. در نرخ تغذیه و سرعت روبش ثابت، افزایش توان منجر به افزایش انرژی ورودی می‌شود. بنابراین، انرژی بیش‌تری توسط زیرلایه جذب شده و عمق نفوذ افزایش می‌یابد. افزایش توان منجر به بیش‌تر شدن دمای مذاب در وسط حوضچه مذاب در

اثر متغیرهای اصلی فرآیند روکش‌کاری لیزری روی عمق نفوذ و آمیختگی روکش‌های تک‌پاس در شکل‌های ۹ و ۱۰ نشان داده شده است. عمق نفوذ و آمیختگی از ویژگی‌های اصلی روکش‌های لیزری هستند. ذوب زیرلایه و تشکیل آمیختگی برای ایجاد پیوند متالورژیکی قوی و چسبندگی مطلوب پوشش با زیرلایه ضروری بوده ولی مقادیر بالای آن اثر منفی ایجاد می‌کند. با توجه به نمودارها می‌توان دریافت که هر سه فاکتور اصلی روکش‌کاری لیزری شامل F و V ، P

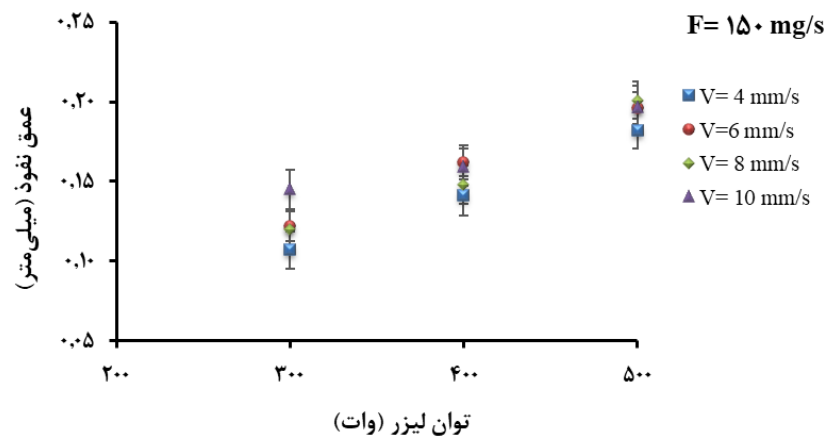
شده که سبب افزایش عمق نفوذ می‌گردد. از طرفی، کاهش سرعت روبش منجر به افزایش ارتفاع در فرآیندهای روکش‌کاری شده و این افزایش می‌تواند سبب کاهش آمیختگی گردد. افزایش نرخ تغذیه پودر باعث کاهش انرژی جذب‌شده توسط زیرلایه شده و در نتیجه زیرلایه کم‌تر ذوب می‌گردد. هم‌چنین، کاهش عمق نفوذ و افزایش ارتفاع روکش در اثر افزایش حجم پودر انتقالی به حوضچه مذاب منجر به کاهش آمیختگی روکش می‌شود [۳۰،۳۱]. با توجه به شکل‌های ۹ و ۱۰، روکش‌های حاصل از سرعت روبش ۴ mm/s دارای کم‌ترین عمق نفوذ و درصد آمیختگی هستند.

مقایسه با سطوح کناری می‌شود. با توجه به رابطه معکوس دما و چگالی، چگالی پودر در فصل مشترک مذاب- جامد بیش‌تر است. بنابراین پودر سنگین‌تر در اثر نیروی گرانش به سمت پایین حرکت کرده و مذاب در داخل حوضچه به‌صورت کامل چرخش خواهد کرد. چرخش کامل مذاب منجر به ایجاد یکنواختی ترکیب شیمیایی و انتقال حرارت حین روکش‌کاری لیزری می‌گردد [۳۰،۳۱،۳۴].

کاهش سرعت روبش لیزر منجر به کاهش مدت زمان اندرکنش لیزر و مواد و افزایش انرژی ورودی به زیرلایه

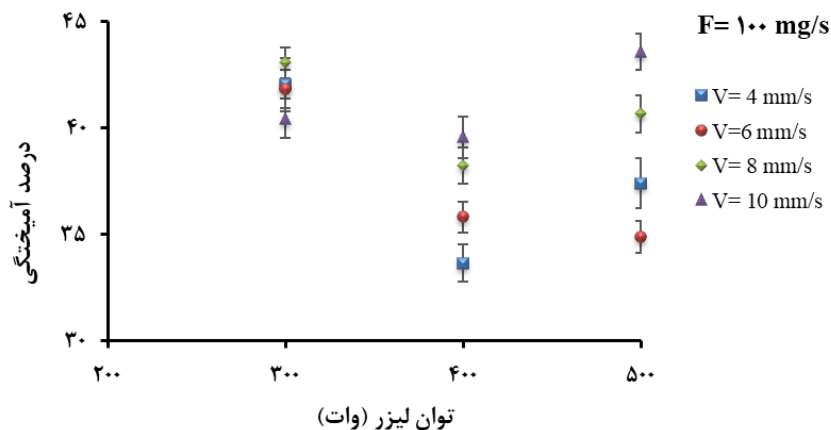


(الف)

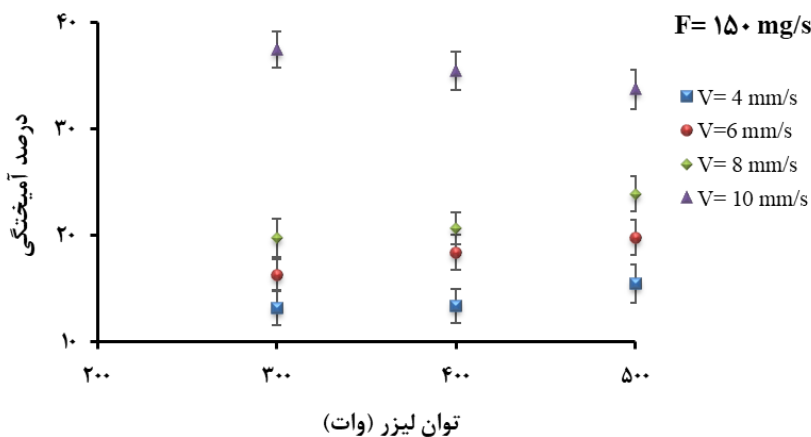


(ب)

شکل ۲: تغییرات عمق نفوذ روکش‌های تک‌پاس برحسب توان لیزر در سرعت‌های مختلف روبش و نرخ تغذیه پودر (الف) 100 mg/s و (ب) 150 mg/s .



(الف)



(ب)

شکل ۳: تغییرات درصد آمیختگی روکش‌های تک‌پاس برحسب توان لیزر در سرعت‌های مختلف روبش و نرخ تغذیه پودر (الف) ۱۰۰ mg/s و (ب) ۱۵۰ mg/s.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی سنتز شده و پودر سنتزی حاصل با استفاده از فرآیند روکش‌کاری لیزری روی زیرلایه اینکونل ۷۱۸ پوشش‌دهی گردید. تأثیر متغیرهای عملیاتی مختلف فرآیند روکش‌کاری لیزری روی مشخصات هندسی و درصد آمیختگی روکش‌های تک‌پاس بررسی شد. نتایج نشان داد:

- ۱- آلیاژ انتروپی بالای $Al_{0.5}CoCrFeNiNb_{0.5}-Si_{0.1}$ با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی با سرعت ۶۰۰ دور در دقیقه، نسبت گلوله به پودر ۱:۱۰ و مدت زمان ۳۰ ساعت با موفقیت سنتز گردید.
- ۲- با توجه به الگوی پراش پرتو ایکس نتیجه حاصل می‌گردد که آلیاژهای انتروپی بالای سنتزی به صورت محلول جامد تک‌فاز بوده و دارای ساختار بلوری BCC است.

ثانیه منجر به ایجاد پوششی مناسب با مشخصات مطلوب و کم‌ترین مقدار تخلخل گردید. عرض، ارتفاع، زاویه ترشوندگی، عمق نفوذ و درصد آمیختگی روکش تک‌پاس ایجادشده با متغیرهای مذکور، به ترتیب برابر با ۱/۹۸۶ میلی‌متر، ۰/۴۴۲ میلی‌متر، ۴۷ درجه، ۰/۲۶۴ میلی‌متر و ۳۷ درصد است.

۳- افزایش توان لیزر و کاهش سرعت رویش منجر به افزایش عرض روکش‌های تک‌پاس می‌شود.

۴- کاهش سرعت رویش لیزر و افزایش نرخ تغذیه پودر، منجر به افزایش ارتفاع روکش‌های تک‌پاس می‌شود.

۵- افزایش توان لیزر منجر به افزایش عمق نفوذ و درصد آمیختگی می‌گردد.

۶- اعمال توان لیزر ۵۰۰ وات، سرعت رویش لیزر ۴ میلی‌متر بر ثانیه و نرخ تغذیه پودر ۱۰۰ میلی‌گرم بر

مراجع و منابع

- thermal barrier coating system, *J Alloys Compd* 783 (2019) 662–673. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2018.12.361>.
- [6] L. Gao, W. Liao, H. Zhang, J.U. Surjadi, D. Sun, Y. Lu, Microstructure, Mechanical and Corrosion Behaviors of CoCrFeNiAl_{0.3} High Entropy Alloy (HEA) Films, *Coatings* 7 (2017) 156. <https://doi.org/10.3390/COATINGS7100156>.
- [7] W. Huo, F. Fang, X. Liu, S. Tan, Z. Xie, J. Jiang, Fatigue resistance of nanotwinned high-entropy alloy films, *Materials Science and Engineering: A* 739 (2019) 26–30. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2018.09.112>.
- [8] J. Joseph, N. Haghdadi, K. Shamlaye, P. Hodgson, M. Barnett, D. Fabijanec, The sliding wear behaviour of CoCrFeMnNi and Al_xCoCrFeNi high entropy alloys at elevated temperatures, *Wear* 428–429 (2019) 32–44. <https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2019.03.002>.
- [9] S. Praveen, H.S. Kim, High-Entropy Alloys: Potential Candidates for High-Temperature Applications – An Overview, *Adv Eng Mater* 20 (2018) 1700645. <https://doi.org/10.1002/ADEM.201700645>.
- [10] I. Alam, M.A. Adaan-Nyiaq, A.A. Tiamiyu, Revisiting the phase stability rules in the design of high-entropy alloys: A case study of
- [1] J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang, Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes, *Adv Eng Mater* 6 (2004) 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>.
- [2] B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, *Materials Science and Engineering: A* 375–377 (2004) 213–218. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2003.10.257>.
- [3] W.B. Liao, H. Zhang, Z.Y. Liu, P.F. Li, J.J. Huang, C.Y. Yu, Y. Lu, High Strength and Deformation Mechanisms of Al_{0.3}CoCrFeNi High-Entropy Alloy Thin Films Fabricated by Magnetron Sputtering, *Entropy* 21 (2019) 146. <https://doi.org/10.3390/E21020146>.
- [4] S. Xia, Y. Zhang, Deformation mechanisms of Al_{0.1}CoCrFeNi high entropy alloy at ambient and cryogenic temperatures, *Materials Science and Engineering: A* 733 (2018) 408–413. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2018.07.073>.
- [5] M. Jadhav, S. Singh, M. Srivastava, G.S. Vinod Kumar, An investigation on high entropy alloy for bond coat application in

- Alloy design and microstructure evolution, *Surf Coat Technol* 405 (2021) 126728. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2020.126728>.
- [18] S. Zhang, B. Han, T. Zhang, Y. Chen, J. Xie, Y. Shen, L. Huang, X. Qin, Y. Wu, K. Pu, High-temperature solid particle erosion characteristics and damage mechanism of $Al_xCoCrFeNiSi$ high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding, *Intermetallics (Barking)* 159 (2023) 107939. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2023.107939>.
- [19] Q. Chao, T. Guo, T. Jarvis, X. Wu, P. Hodgson, D. Fabijanic, Direct laser deposition cladding of $Al_xCoCrFeNi$ high entropy alloys on a high-temperature stainless steel, *Surf Coat Technol* 332 (2017) 440–451. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2017.09.072>.
- [20] F. Shu, B. Zhang, T. Liu, S. Sui, Y. Liu, P. He, B. Liu, B. Xu, Effects of laser power on microstructure and properties of laser clad CoCrBFeNiSi high-entropy alloy amorphous coatings, *Surf Coat Technol* 358 (2019) 667–675. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2018.10.086>.
- [21] Y. Sun, M. Hao, Statistical analysis and optimization of process parameters in Ti6Al4V laser cladding using Nd:YAG laser, *Opt Lasers Eng* 50 (2012) 985–995. <https://doi.org/10.1016/J.OPTLASENG.2012.01.018>.
- [22] F. Yao, J. Li, L. Fang, Z. Ming, Effect of Ultrasonic Vibration Frequency on Ni-Based Alloy Cladding Layer, *Coatings* 12 (2022). <https://doi.org/10.3390/coatings12091305>.
- [23] L. Guo, D. Xiao, W. Wu, S. Ni, M. Song, Effect of Fe on microstructure, phase evolution and mechanical properties of $(AlCoCrFeNi)_{100-x}Fe_x$ high entropy alloys processed by spark plasma sintering, *Intermetallics (Barking)* 103 (2018) 1–11. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2018.09.011>.
- [24] O. Maulik, V. Kumar, Synthesis of $AlFeCuCrMg_x$ ($x = 0, 0.5, 1, 1.7$) alloy powders by mechanical alloying, *Mater quaternary alloys produced by mechanical alloying, Intermetallics (Barking)* 159 (2023) 107919. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2023.107919>.
- [11] P. Kumari, A.K. Gupta, R.K. Mishra, M.S. Ahmad, R.R. Shahi, A Comprehensive Review: Recent Progress on Magnetic High Entropy Alloys and Oxides, *J Magn Magn Mater* 554 (2022) 169142. <https://doi.org/10.1016/J.JMMM.2022.169142>.
- [12] C. Zhang, S. Chen, L. Zhou, M. Wei, J. Liang, C. Liu, M. Wang, Effects of carbon fibers on the microstructure and properties of laser cladding 24CrNiMoY alloy steel, *J Manuf Process* 62 (2021) 337–347. <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2020.12.041>.
- [13] L. Zhu, P. Xue, Q. Lan, G. Meng, Y. Ren, Z. Yang, P. Xu, Z. Liu, Recent research and development status of laser cladding: A review, *Opt Laser Technol* 138 (2021) 106915. <https://doi.org/10.1016/J.OPTLASTEC.2021.106915>.
- [14] Z. Gu, S. Xi, C. Sun, Microstructure and properties of laser cladding and $CoCr_{2.5}FeNi_2Ti_x$ high-entropy alloy composite coatings, *J Alloys Compd* 819 (2020) 152986. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2019.152986>.
- [15] H. Zhang, Y. Pan, Y. Zhang, G. Lian, Q. Cao, J. Yang, Sensitivity Analysis for Process Parameters in Mo_2FeB_2 Ternary Boride Coating by Laser Cladding, *Coatings* 12 (2022) 1420. <https://doi.org/10.3390/COATINGS12101420>.
- [16] J. Zeng, G. Lian, M. Feng, Z. Lin, Inclined shaping quality and optimization of laser cladding, *Optik (Stuttg)* 266 (2022) 169598. <https://doi.org/10.1016/J.IJLEO.2022.169598>.
- [17] X. Wen, X. Cui, G. Jin, Y. Liu, Y. Zhang, Y. Fang, In-situ synthesis of nano-lamellar $Ni_{1.5}CrCoFe_{0.5}Mo_{0.1}Nb_x$ eutectic high-entropy alloy coatings by laser cladding:

- [30] Y. Li, K. Wang, H. Fu, X. Zhi, X. Guo, J. Lin, Prediction for dilution rate of AlCoCrFeNi coatings by laser cladding based on a bp neural network, *Coatings* 11 (2021). <https://doi.org/10.3390/coatings11111402>.
- [31] L. Costa, I. Felde, T. Réti, Z. Kálazi, R. Colaço, R. Vilar, B. Vero, A simplified semi-empirical method to select the processing parameters for laser clad coatings, in: *Materials Science Forum*, 2003. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.414-415.385>.
- [32] P. Shayanfar, H. Daneshmanesh, K. Janghorban, Parameters Optimization for Laser Cladding of Inconel 625 on ASTM A592 Steel, *Journal of Materials Research and Technology* 9 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.094>.
- [33] M. Dalaei, E. Cerrutti, I. Dey, C. Leinenbach, K. Wegener, Parameters Development for Optimum Deposition Rate in Laser DMD of Stainless Steel EN X₃CrNiMo₁₃₋₄, *Lasers in Manufacturing and Materials Processing* 9 (2022). <https://doi.org/10.1007/s40516-021-00161-3>.
- [34] Q. Li, J. Chen, X. Wang, Y. Liu, K. Jiang, S. Yang, Y. Liu, Process, microstructure and microhardness of GH3039 superalloy processed by laser metal wire deposition, *J Alloys Compd* 877 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160330>.
- [35] W. Aiyiti, W. Zhao, B. Lu, Y. Tang, Investigation of the overlapping parameters of MPAW-based rapid prototyping, *Rapid Prototyp J* 12 (2006) 165–172. <https://doi.org/10.1108/13552540610670744>.
- Charact 110 (2015) 116–125. <https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2015.10.025>.
- [25] J.W. Yeh, Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society* 65 (2013) 1759–1771. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6>.
- [26] K.B. Zhang, Z.Y. Fu, J.Y. Zhang, W.M. Wang, S.W. Lee, K. Niihara, Characterization of nanocrystalline CoCrFeNiTiAl high-entropy solid solution processed by mechanical alloying, *J Alloys Compd* 495 (2010) 33–38. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2009.12.010>.
- [27] R. Bhattacharya, M. Annasamy, P. Cizek, M. Kamaraj, G.M. Muralikrishna, P. Hodgson, D. Fabijanic, B.S. Murty, Evolution of phase constitution with mechanical alloying and spark plasma sintering of nanocrystalline Al_xCoCrFeNi (x = 0, 0.3, 0.6, 1 mol) high-entropy alloys, *J Mater Res* 37 (2022) 959–975. <https://doi.org/10.1557/S43578-021-00483-0/METRICS>.
- [28] A. Kumar, A.K. Swarnakar, M. Chopkar, Phase Evolution and Mechanical Properties of AlCoCrFeNiSix High-Entropy Alloys Synthesized by Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering, *Journal of Materials Engineering and Performance* 27 (2018) 3304–3314. <https://doi.org/10.1007/S11665-018-3409-4>.
- [29] C. Suryanarayana, Mechanical alloying and milling, *Prog Mater Sci* 46 (2001) 1–184. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00010-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00010-9).