

Improving the Wear Resistance of FeCrCoNiMnTi_x High-Entropy Alloys Coatings via In-Situ Formation of Ti-Rich Carbides During Spark Plasma Sintering Process

Mohsen Alizadeh*^{ID}, Saeed-Reza Bakhshi^{ID}, Mohammad-Reza Dehnavi and Gholam-Hosein Borhani

Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Iran

* Corresponding author, Email: eng.alizadeh70@gmail.com

ABSTRACT

Introduction and Objectives: This study investigates the wear behavior of FeCrCoNiMnTi_x high-entropy alloy coatings deposited on AISI 431 martensitic stainless steel.

Materials and Methods: The alloy powders were prepared via mechanical alloying in a planetary ball mill under an argon atmosphere. To evaluate their wear resistance, the synthesized powders were applied as coatings using the spark plasma sintering technique. Comprehensive analyses, including X-ray diffraction and field emission scanning electron microscopy, revealed that the addition of Ti induces a microstructural transition from a dominant FCC phase to a BCC-rich structure and facilitates the formation of Laves intermetallic phases. Microhardness measurements and pin-on-disk wear test were employed to assess the wear behavior.

Results: The results strongly suggest that TiC formed in situ during the SPS process due to the interaction between Ti and carbon. This, combined with solid solution strengthening and the formation of intermetallic phases, resulted in an increase in hardness up to 1030 HV0.05 for the FeCrCoNiMnTi composition. Wear test results indicated that the best performance was achieved by the FeCrCoNiMnTi composition, with a wear rate of approximately 3.78×10^{-5} mm³/N.m, which is nearly four times lower than that of the AISI 431 stainless steel.

Conclusion: This improvement is attributed to the synergistic strengthening effects of the BCC matrix, Laves intermetallic phases, and the in-situ formed carbides. The findings of this research suggest that FeCrCoNiMnTi high-entropy alloys are promising candidates for wear-resistant coatings and underscore the critical role of chemical composition design in engineering their structural and tribological properties.

Keywords: FeCrCoNiMnTi_x, High-entropy alloy, Mechanical alloying, Coating, Tribological properties.

How to Cite: Alizadeh M, Bakhshi SR, Dehnavi MR, Borhani GH. Improving the wear resistance of FeCrCoNiMnTi_x high-entropy alloys coatings via in-situ formation of Ti-rich carbides during spark plasma sintering process. J Adv Mater Eng. 2026;46(1):97–112 (In Persian). <https://doi.org/10.47176/jame.46.1.1198>

بهبود مقاومت به سایش در پوشش‌های آلیاژهای انتروپی بالا FeCrCoNiMnTi_x از طریق تشکیل درجا کاربیدهای غنی از تیتانیوم در طول فرایند تف‌جوشی پلاسمای جرقه‌ای

محسن علی‌زاده*^{id}، سعیدرضا بخشی^{id}، محمدرضا دهنوی و غلام‌حسین برهانی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین‌شهر، اصفهان، ایران

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: eng.alizadeh70@gmail.com

چکیده

مقدمه و اهداف: هدف از این پژوهش، بررسی رفتار سایشی پوشش آلیاژ انتروپی بالای FeCrCoNiMnTi_x روی فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی AISI 431 است. **مواد و روش‌ها:** پودرهای آلیاژی، به روش آلیاژسازی مکانیکی در آسیاب سیاره‌ای و در محیط آرگون تهیه شدند. پودرهای حاصل از آلیاژسازی مکانیکی به منظور ارزیابی مقاومت به سایش، با استفاده از روش تف‌جوشی پلاسمای جرقه‌ای به صورت پوشش اعمال شدند. آنالیزهای جامع با استفاده از پراش پرتو ایکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی نشان داد که افزودن تیتانیوم موجب گذار ریزساختار از حالت غالب FCC به ساختار غنی از BCC شده و تشکیل فاز بین‌فلزی لاهه را تسهیل می‌کند. هم‌چنین جهت ارزیابی رفتار سایشی از آزمون‌های میکروسختی و سایش پین روی دیسک استفاده شد.

یافته‌ها: در فرآیند تف‌جوشی SPS، به دلیل برهم‌کنش تیتانیوم با کربن، احتمال زیاد تشکیل کاربیدهای تیتانیوم به صورت درجا وجود دارد که در کنار استحکام بخشی محلول جامد و تشکیل فازهای بین‌فلزی، منجر به افزایش سختی تا $1030 \text{ HV}0.05$ در ترکیب FeCrCoNiMnTi شد. نتایج آزمون سایش نشان داد بهترین عملکرد مربوط به ترکیب FeCrCoNiMnTi با نرخ سایش حدود $3.78 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ است که تقریباً چهار برابر کمتر از فولاد AISI 431 است.

نتیجه‌گیری: این بهبود به اثر هم‌افزای استحکام بخشی ناشی از زمینه BCC، فازهای بین‌فلزی لاهه و کاربیدهای تشکیل شده درجا نسبت داده می‌شود. نتایج این پژوهش بیان‌گر آن است که آلیاژهای انتروپی بالای FeCrCoNiMnTi می‌توانند گزینه‌های امیدبخشی برای پوشش‌های مقاوم به سایش باشند و نقش حیاتی طراحی ترکیب شیمیایی در مهندسی خواص ساختاری و تریبولوژیکی آن‌ها را برجسته می‌سازند.

واژه‌های کلیدی: FeCrCoNiMnTi_x ، آلیاژ انتروپی بالا، آلیاژسازی مکانیکی، پوشش، خواص تریبولوژیکی.

۱- مقدمه

امروزه مهندسی سطح به عنوان یکی از راه کارهای کلیدی در افزایش طول عمر قطعات و کنترل سازوکارهای تخریب در آلیاژهای مهندسی مطرح است. از سوی دیگر، از سال ۲۰۰۴ میلادی، توسعه آلیاژهای انتروپی بالا^۱ با ویژگی‌هایی نظیر انتروپی اختلاط بالا، نفوذ کند اتمی، اعوجاج شدید شبکه‌ای و اثر هم‌افزایی عناصر، افق‌های تازه‌ای را در طراحی مواد مهندسی گشوده است (۵-۱). این آلیاژها در مقایسه با سامانه‌های متداول، ترکیبی منحصر به فرد از خواص مکانیکی، شیمیایی و فیزیکی را ارائه می‌دهند و به همین دلیل گزینه‌ای مناسب برای بهبود هم‌زمان مقاومت سایشی، خوردگی و اکسیداسیون سطوح محسوب می‌شوند. در این میان، انتخاب مسیر فرایندی مناسب برای دستیابی به ریزساختار متراکم، یکنواخت و عاری از عیوب، نقشی تعیین‌کننده در عملکرد نهایی پوشش‌ها دارد. برخلاف روش‌های پوشش‌دهی حرارتی که با تخلخل، اکسیداسیون و محدودیت در کنترل واکنش‌های درجا همراه هستند، فرایند تف‌جوشی پلاسمایی جرقه‌ای^۲ به واسطه نرخ گرمایش بالا، زمان نگهداری کوتاه و اعمال هم‌زمان فشار، امکان چگالش سریع و کنترل دقیق تحولات ریزساختاری را فراهم می‌سازد (۸-۶).

از نظر سازوکار، دستگاه SPS، شامل یک منبع تغذیه جریان مستقیم پالسی، سیستم اعمال فشار هیدرولیکی یا مکانیکی، قالب گرافیتی رسانا، پانچ‌ها و یک محفظه با قابلیت ایجاد خلأ یا اتمسفر کنترل شده است. با افزایش دما و فشار، نفوذ سطحی و حجمی، خزش مرزدانه‌ای و تغییر شکل پلاستیک موضعی باعث تشکیل گردنه^۳ بین ذرات و در نهایت چگال‌سازی کامل می‌شود (۸). این شرایط نه تنها از رشد دانه‌ای بیش از حد جلوگیری می‌کند، بلکه به دلیل منبع کربن در قالب و با حضور عناصر کاربیدساز قوی در پودر، بستر مناسبی برای فعال‌سازی واکنش‌های شیمیایی درجا^۴ و تشکیل فازهای تقویت‌کننده پایدار کاربیدی فراهم می‌آورد. به عبارت دیگر، یکی از ویژگی‌های متمایز به کارگیری فرایند SPS در پوشش‌های آلیاژهای انتروپی بالا، امکان تشکیل درجای فازهای کاربیدی در ناحیه سطح است. در نتیجه، فازهای کاربیدی

ریزدانه و یکنواخت می‌توانند مستقیماً در حین فرایند تراکم‌سازی تشکیل شوند، بدون آن‌که نیاز به عملیات حرارتی طولانی مدت تکمیلی وجود داشته باشد. به همین دلیل، استفاده از SPS برای ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی مبتنی بر آلیاژ انتروپی بالا با کاربیدهای درجا، به عنوان یکی از مسیرهای نوین توسعه پوشش‌های مقاوم در شرایط کاری شدید مورد توجه قرار گرفته است؛ اما تحقیقات بسیار محدودی تاکنون در این زمینه انجام شده است. لیو و همکاران (۹) در سال ۲۰۲۲، بهبود رفتار سایشی آلیاژ FeCrCoNiMn را از طریق ایجاد ذرات تقویت‌کننده درجا کاربیدی توسط SPS بررسی نمودند. نتایج آن‌ها نشان داد که با انجام فرایند SPS، علاوه بر قله‌های فاز FCC، فاز کاربیدهای M_7C_3 و $M_{23}C_6$ تشکیل شده است. کوپچ-سورژین و همکاران (۱۰) در سال ۲۰۲۴، با هدف بررسی تأثیر قالب گرافیتی مورد استفاده در SPS بر ویژگی‌های لایه سطحی آلیاژ انتروپی بالا CrCoFeMnNi، به مطالعه‌ای نظام‌مند درباره برهم‌کنش‌های حرارتی و شیمیایی میان نمونه و ابزار گرافیتی پرداختند. در این پژوهش، نمونه‌های آلیاژ انتروپی بالا تحت شرایط کنترل شده دما، فشار و زمان در دستگاه SPS تف‌جوشی شده است. نتایج نشان داد که پدیده‌های مرتبط با نفوذ کربن از قالب به پودر آلیاژ انتروپی بالا، با تشکیل کاربیدهای جدید از نوع $M_2C(Cr_7C_3)$ و رایج‌ترین کاربید کروم $M_{23}C_6(Cr_{23}C_6)$ ، به طور متوسط تا عمق حدود $180 \mu m$ ظاهر می‌شوند. کو و همکاران (۱۱) در سال ۲۰۲۵، با هدف بررسی سینتیک رشد و دستیابی به سختی فوق‌العاده بالا در آلیاژ انتروپی بالای CoCrFeNiTi، فرایند آلیاژسازی مکانیکی را با SPS ترکیب کردند. نیشیمتو و همکاران (۱۲) در سال ۲۰۱۸، امکان ایجاد یک لایه کاربیدی سطحی روی تیتانیوم با استفاده از فرایند SPS مورد بررسی قرار دادند. در این پژوهش نشان داده شده است که در دماهای بالا و تحت فشار هم‌زمان، کربن (معمولاً از منبع گرافیتی) قادر است به سطح تیتانیوم نفوذ کرده و با آن واکنش داده و لایه‌ای متراکم از کاربیدهای غنی از تیتانیوم درجا تشکیل دهد. این لایه کاربیدی به صورت پیوسته و با چسبندگی مناسب به زیرلایه ایجاد شده و موجب افزایش قابل توجه سختی

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) پودر آلیاژهای انتروپی بالا سنتز شده

نمونه	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)				
	آهن	کروم	کبالت	نیکل	منگنز
۱	FeCrCoNiMnTi _{0.25}				
	۱۹,۰۹	۱۷,۷۸	۲۰,۱۵	۲۰,۰۷	۱۸,۷۹
۲	FeCrCoNiMnTi _{0.50}				
	۱۸,۳۴	۱۷,۰۸	۱۹,۳۶	۱۹,۲۸	۱۸,۰۵
۳	FeCrCoNiMnTi _{0.75}				
	۱۷,۶۵	۱۶,۴۳	۱۸,۶۳	۱۸,۵۵	۱۷,۳۶
۴	FeCrCoNiMnTi				
	۱۷,۰۱	۱۵,۸۴	۱۷,۹۵	۱۷,۸۷	۱۶,۷۳

جدول ۱)، با کسر مولی تیتانیوم از ۲۵٪ الی ۱۰۰٪ از عناصر خالص Fe, Cr, Co, Ni, Mn و Ti با توزیع اندازه ذرات کم تر از $63 \mu\text{m}$ استفاده شد. فرایند آلیاژسازی مکانیکی توسط دستگاه آسیاب سیاره‌ای انجام شد. جهت انجام آزمایش‌های اولیه از ظرفی به حجم ۵۰ ml از جنس فولاد زنگ‌نزن AISI 304 و گلوله‌های به قطر ۱۲ mm فولاد زنگ‌نزن AISI 304 استفاده شد. نسبت وزنی گلوله به پودر در همه آزمایش‌ها ثابت و برابر ۱۰ به ۱ (۱۰:۱) در نظر گرفته شد. در طول فرایند آلیاژسازی مکانیکی، درون ظرف آسیاب دمش آرگون ۹۹ درصد خلوص انجام شد. به منظور اطمینان از عاری بودن محیط داخل ظرف از اکسیژن در طول مدت آلیاژسازی هر ۱۰ ساعت دمش آرگون انجام شد. همچنین در شرایط آلیاژسازی از عمل کنترل‌کننده اسید استارژیک به مقدار یک درصد وزنی پودرها استفاده شد. زمان بهینه آلیاژسازی مکانیکی طبق تحقیق قبلی ۴۰ ساعت در نظر گرفته شد (۱۳). در همه آزمون‌ها، سرعت دستگاه ۳۰۰ rpm تنظیم شد. همچنین در فرایند آلیاژسازی مکانیکی تنظیمات دستگاه به نحوی است که در هر یک ساعت آسیاب، ۳۰ دقیقه فرایند متوقف شد. این امر به جهت جلوگیری از افزایش دمای پودر ناشی از اصطکاک ضروری است.

پوشش‌های مبتنی بر آلیاژ انتروپی بالای FeCrCoNiMnTi_x با استفاده از SPS ساخته شدند. به منظور دستیابی به توزیع

سطحی و بهبود مقاومت به سایش شده است. با وجود مطالعات انجام شده، تاکنون پژوهش جامعی در زمینه ساخت پوشش‌های آلیاژ انتروپی بالای FeCrCoNiMnTi_x به روش SPS و بررسی هم‌زمان تحول ریزساختار، احتمال تشکیل کاربیدهای درجا (بدون افزودن منبع کربنی در فرایند آلیاژسازی مکانیکی) و تأثیر آن‌ها بر رفتار سایشی انجام نشده است.

در این پژوهش، ابتدا پودرهای عناصر پایه با استفاده از آسیاب، ترکیب شده و سپس با SPS تحت شرایط کنترل شده دما و فشار، روی زیرلایه فولادی تف‌جوشی شدند تا نمونه‌های متراکم با ریزساختار یکنواخت ایجاد شود. این مطالعه نشان می‌دهد که ترکیب آلیاژسازی مکانیکی و SPS، یک مسیر موثر برای دستیابی به خواص مکانیکی بهینه و ریزساختار پایدار در آلیاژهای انتروپی بالای تیتانیوم‌دار است. بر این اساس، تمرکز پژوهش حاضر بر بهره‌گیری از قابلیت‌های منحصربه‌فرد فرایند SPS در طراحی و ساخت پوشش‌های کامپوزیتی درجا مبتنی بر آلیاژهای انتروپی بالا با تقویت‌کننده به احتمال زیاد کاربیدی است تا ضمن حفظ یکپارچگی ریزساختاری زیرلایه، بهبود چشم‌گیری در خواص سایشی و پایداری شیمیایی سطح حاصل شود.

۲- مواد و روش تحقیق

جهت تهیه پودر آلیاژهای انتروپی بالا FeCrCoNiMnTi_x (مطابق

۲۰۰ m و قطر مسیر سایش ۱۰ mm است. میزان کاهش وزن نمونه‌ها توسط ترازوی دیجیتال با دقت ۰/۰۰۰۱ g محاسبه شد. آزمون سایش برای هر نمونه سه مرتبه انجام شد. همچنین نرخ سایش نمونه‌ها توسط رابطه (۱) به دست آمد. در این رابطه V حجم کاسته شده پس از سایش، F نیروی عمودی و L کل مسافت سایش است. به منظور محاسبه حجم کاسته شده از دستگاه میکروسکوپ هم‌کانونی (کانفوکال) استفاده شد. همچنین به منظور بررسی سازوکار سایش در نمونه‌ها از FESEM ساخت شرکت تسکن بهره گرفته شد.

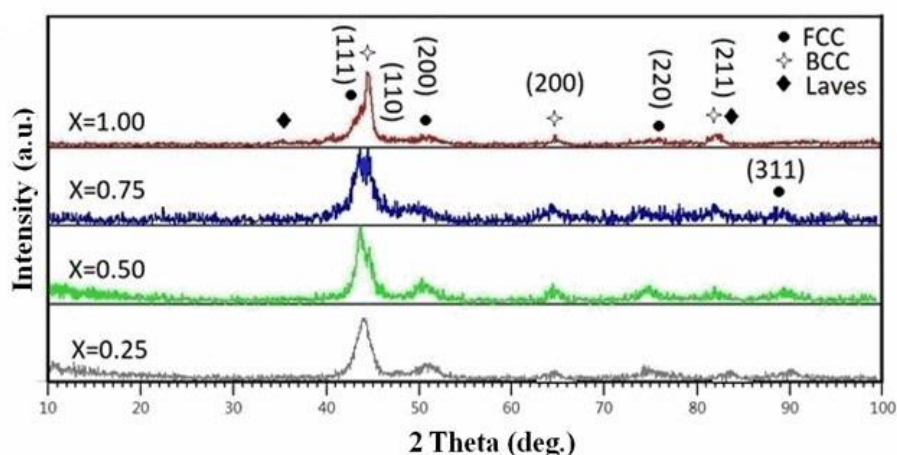
$$\text{Wear Rate} = \frac{V}{F \times L} \quad (1)$$

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی فازی پودر سنتز شده

در شکل (۱)، الگوی XRD آلیاژهای FeCrCoNiMnTi_x را پس از ۴۰ ساعت آسیاب کاری نشان می‌دهد. افزایش مقدار تیتانیوم بر ساختار بلوری تأثیر گذاشته و با تغییر تدریجی از ساختار غالب FCC به ساختار غالب BCC و همچنین حضور فازهای بین‌فلزی همراه است. کاهش شدت قله‌های FCC با افزایش تیتانیوم و پهن شدن قله‌ها در صفحات غیرمتراکم مانند (۳۱۱) مشاهده می‌شود. در $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.50}$ ، شدت قله‌های FCC کاهش بیش‌تری نشان داد و هم‌زمان قله BCC با شماره صفحه (۱۱۰) ظاهر شد. در $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ ، قله‌های مربوط به فاز لاه با ساختار شش‌گوش C14 با پارامترهای شبکه $a=4/798 \text{ \AA}$ و $c=7/843 \text{ \AA}$ و ترکیب تقریبی $\text{Co}_3\text{Fe}_2\text{Ni}_2\text{Ti}$ مشاهده شد، درحالی‌که فاز FCC هم‌چنان غالب باقی ماند. در FeCrCoNiMnTi ، شدت قله (۱۱۰) BCC از قله (۱۱۱) FCC بیش‌تر شد که نشان‌دهنده غالب شدن فاز BCC است. در جدول (۲) مشخص است با اضافه شدن تیتانیوم به ترکیب شیمیایی، پارامتر شبکه فاز FCC تقریباً ثابت باقی مانده و فاز BCC با بیش‌تر شدن تیتانیوم افزایش یافته است. ورود تیتانیوم به سامانه FeCrCoNiMn ، موجب افزایش شدید اعوجاج شبکه به دلیل اختلاف قابل توجه شعاع اتمی و نیز منفی تر شدن آنتالپی اختلاط

یکنواخت پودر و چگالش قابل اطمینان، فرایند پوشش‌دهی شامل چند مرحله آماده‌سازی است. در ابتدا، سطح داخلی قالب استوانه‌ای گرافیتی با فویل‌های گرافیتی پوشانده شد و سپس سنبه پایینی در محل خود قرار گرفت. در ادامه، زیرلایه فولادی سندبلاست‌شده با قطر سه سانتی‌متر در کف قالب جای‌گذاری شد. پس از آن، مقدار یک گرم پودر آلیاژ انتروپی بالا به وسیله قیف روی سطح زیرلایه ریخته شده و با استفاده از کاردک مخصوص به صورت یکنواخت پخش گردید تا لایه‌ای همگن از پودر تشکیل شود. سپس یک فویل گرافیتی روی بستر پودری قرار داده شد و با نصب سنبه بالایی، مجموعه قالب به‌طور کامل مونتاژ شد. قالب آماده‌شده در دستگاه SPS قرار گرفت و عملیات تف‌جوشی در دمای 900°C با نرخ گرمایش 100°C/min و تحت فشار تک‌محوره 50 MPa و در اتمسفر محافظ آرگون انجام شد. در دمای بیشینه، زمان نگه‌داری پنج دقیقه اعمال شد. کل چرخه حرارتی فرایند SPS شامل مراحل گرمایش، نگه‌داری و سرمایش، در مجموع حدود ۳۸ دقیقه به طول انجامید. به منظور ارزیابی فازی، از دستگاه پراش اشعه ایکس^۵ ساخت شرکت Philips هلند استفاده شد. دستگاه XRD مورد استفاده دارای هدف مسی و فیلتر نیکلی است. جهت بررسی دقیق‌تر، مورفولوژی پودر و ریزساختار پوشش از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۶ ساخت شرکت Tescan استفاده شد. جهت اندازه‌گیری ریزسختی از دستگاه ریزسختی‌سنج شرکت Koopa طبق استاندارد ASTM E384 با اعمال بار 50 gf و زمان ماند نیرو 30 ثانیه و اندازه‌گیری پنج مرتبه برای هر نمونه استفاده شد. جهت بررسی رفتار سایشی نمونه‌ها از دستگاه پین روی دیسک استفاده شد. جهت انجام آزمون سایش در این تحقیق برای ایجاد یک سطح صاف و صیقلی، ابتدا نمونه‌ها با قطر 30 mm پس از فرایند پوشش‌دهی، با کاغذ سنباده SiC از 200 تا 800 سنباده‌زنی شدند. سپس نمونه‌ها تحت آزمون سایش بر اساس استاندارد ASTM G99 با بار عمودی ثابت 30 N پین با جنس WC-Co و قطر 5 mm در دمای محیط و بدون استفاده از روان‌کار قرار گرفت. دیسک با سرعت ثابت 191 rpm چرخید که متناظر با مسافت لغزش



شکل ۱- الگوی XRD آلیاژ با درصدهای مختلف تیتانیوم.

جدول ۲- ثابت شبکه فازهای تشکیل شده و غلظت الکترونهای ظرفیت در آلیاژ FeCrCoNiMnTi_x

VEC	ثابت شبکه (Å)		ترکیب
	BCC	FCC	
۷/۸	۲/۸۵۶	۳/۶۱۳	$\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.25}$
۷/۶	۲/۹۲۵	۳/۶۱۳	$\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.50}$
۷/۵	۲/۹۴۰	۳/۶۱۳	$\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$
۷/۳	۲/۹۵۴	۳/۶۱۳	FeCrCoNiMnTi

تراکم تر BCC سوق پیدا می کند. در جدول (۲) مشخص است که با افزایش تیتانیوم ثابت شبکه BCC زیاد می شود در صورتی که ثابت شبکه FCC ثابت باقی مانده است. این موضوع تأیید می کند اتم تیتانیوم میل دارد در ساختار شبکه BCC در جهت کاهش انرژی سیستم قرار گیرد. از سوی دیگر، یکی از معیارهای ترمودینامیکی جهت بررسی تشکیل فازهای FCC و BCC در آلیاژهای انتروپی بالا، غلظت الکترونهای ظرفیت ($\text{VEC} = \sum C_i (\text{VEC})_i$) است که در صورتی که این عدد بین ۶/۶۸ و ۸/۰۰ قرار بگیرد، احتمال تشکیل فازهای FCC و BCC پیش بینی شده است (۱۷). اگر VEC بیش از ۸ محاسبه شود، ساختار فازی FCC و اگر کم تر از ۶/۶۸، ساختار فازی BCC پیش بینی می شود. در جدول (۲)، مشخص است در ترکیب FeCrCoNiMnTi_x با افزودن تیتانیوم عدد VEC بین ۸ الی ۶/۸۷ قرار می گیرد و بنابراین تشکیل هر دو فاز FCC و BCC محتمل است.

با عناصری نظیر Ni و Co می شود (۱۶-۱۴). این دو عامل به طور هم زمان پایداری ساختار FCC را تضعیف کرده و زمینه را برای گذار تدریجی به ساختار BCC و در مقادیر بالاتر تیتانیوم، تشکیل فازهای بین فازی فراهم می کنند؛ بنابراین علت کاهش شدت قله های فاز FCC با افزودن کسر مولی تیتانیوم عمدتاً ناشی از اعوجاج شبکه در اثر وارد شدن عنصر تیتانیوم با شعاع اتمی بزرگ تر است. این پهن شدگی و کاهش شدت قله ها، به دلیل این که اتم تیتانیوم تمایل دارد جهت کاهش انرژی سامانه در صفحات غیرمترکم قرار گیرد، در نتیجه کاهش شدت صفحه (۳۱۱) ملموس تر است (۱۷). از دیدگاه فیزیک شبکه، ساختار BCC به دلیل چگالی شبکه کم تر (حدود ۶۸ درصد در مقابل ۷۴ درصد برای FCC)، ظرفیت بالاتری برای جذب کرنش ناشی از حضور اتم های بزرگ تیتانیوم دارد (۱۶)؛ بنابراین افزایش تیتانیوم، انرژی کرنشی ذخیره شده در شبکه FCC را بالا برده و سامانه برای کاهش انرژی آزاد کل، به سمت ساختار کم

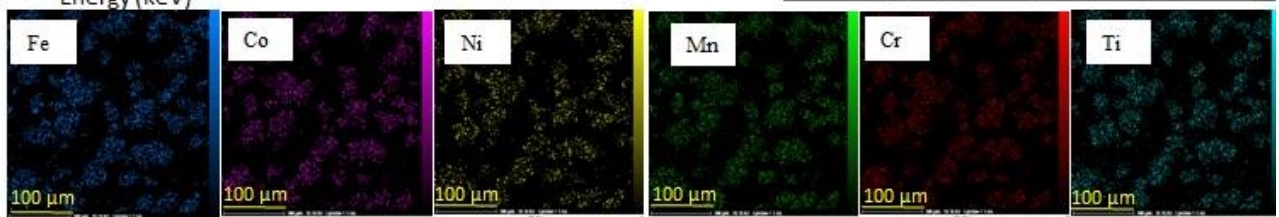
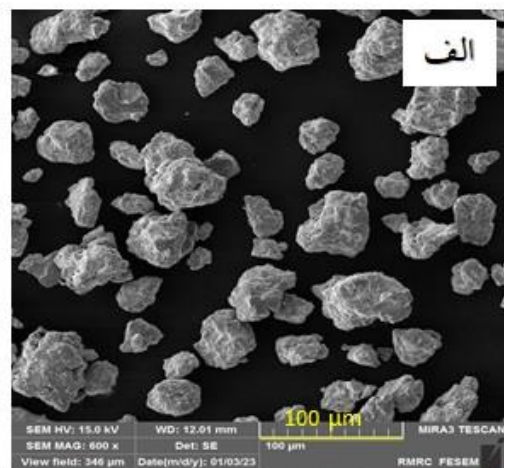
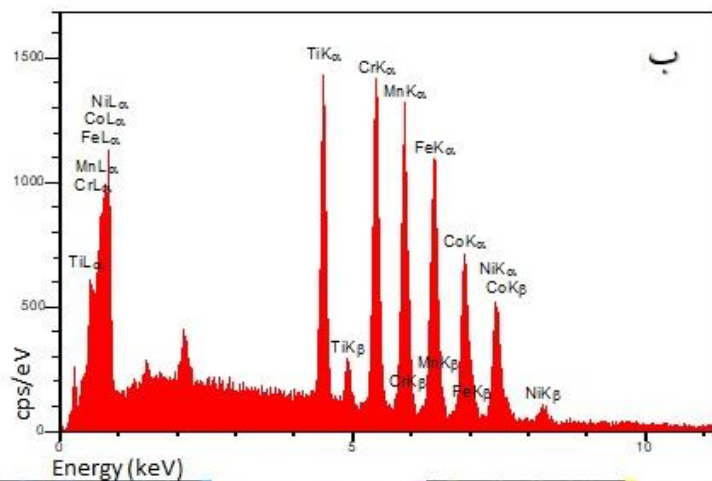
جدول ۳- ساختارهای فازي آلیاژ انتروپی بالا مبتنی بر FeCrCoNiMn و مشابه حاوی تیتانیوم که در مقالات گزارش شده است

آلیاژ	نحوه تولید	فازهای تشکیل دهنده	منابع
FeCrCoNiMnTi _{0.25}	۴۰ ساعت آسیاب کاری	FCC+BCC	پژوهش حاضر
FeCrCoNiMnTi _{0.50}	۴۰ ساعت آسیاب کاری	FCC+BCC	پژوهش حاضر
FeCrCoNiMnTi _{0.75}	۴۰ ساعت آسیاب کاری	FCC+BCC+Laves	پژوهش حاضر
FeCrCoNiMnTi _{1.00}	۴۰ ساعت آسیاب کاری	BCC+FCC+Laves	پژوهش حاضر
Al _{0.75} FeNiCrCoTi _{0.25}	۴۰ ساعت آسیاب کاری	BCC+FCC	(۱۸)
CoFeMnNiTi _{0.25}	بعد از ریخته گری	FCC	(۱۹)
CoFeMnNiTi _{0.50}	بعد از ریخته گری	FCC+ Laves	(۱۹)
CoFeMnNiTi _{0.75}	بعد از ریخته گری	FCC+Laves	(۱۹)
CoCrFeNiTi _{0.3}	بعد از ریخته گری	FCC	(۲۰)
CoCrFeNiTi _{0.5}	بعد از ریخته گری	FCC+Sigma+Laves	(۲۰)
FeCrCoNiMnTi	۵۵ ساعت آسیاب کاری	FCC+BCC	(۲۱)
FeCrCoNiMnTi	بعد از ریخته گری	FCC+BCC+NiTi	(۲۱)
Al _{0.5} CoCrFeNiTi _{0.5}	بعد از ریخته گری	BCC+FCC	(۲۲)
CrFeNiNb _{0.1} Ti _{0.4}	بعد از ریخته گری	FCC+HCP+BCC/B2	(۲۳)
(CoCrFeMnNi) ₈₈ Ti ₁₂	بعد از ریخته گری	FCC+Laves	(۲۴)

EDS، نشان می دهد که فرآیند آلیاژسازی مکانیکی منجر به توزیع یکنواخت عناصر در مقیاس اتمی شده است. این یکنواختی را می توان به فرآیند آلیاژسازی مکانیکی نسبت داد؛ زیرا در طی آسیاب کاری طولانی مدت، چرخه های متوالی جوش سرد، تغییر شکل شدید پلاستیک و شکست ذرات، موجب کاهش تدریجی فاصله نفوذی عناصر و افزایش تماس اتمی بین آن ها می شود. در نتیجه، پیش از فرآیند SPS یک ساختار همگن با توزیع مناسب عناصر تشکیل می شود که پس از تفجوشی نیز تا حد زیادی حفظ می گردد؛ بنابراین، زمان ۴۰ ساعت را می توان به عنوان زمان بهینه جهت دستیابی به محلول جامد یکنواخت حتی با افزودن ۰/۷۵ کسر مولی تیتانیوم به آلیاژ پایه FeCrCoNiMn در نظر گرفت.

در جدول (۳)، ساختارهای فازي آلیاژ انتروپی بالای مبتنی بر FeCrCoNiMn و مشابه آن که حاوی تیتانیوم است، در کارهای محققین قبلی گزارش شده است. در همه تحقیقات بیان شده است که با افزایش تیتانیوم، سهم فاز BCC و لاوه به طور پیوسته افزایش یافته و در مقادیر بالا حتی به فاز غالب تبدیل می شود. موضوعی که در نتایج حاضر نیز مشاهده شد و نشان می دهد رفتار فازي این سامانه از روند عمومی آلیاژهای انتروپی بالای دارای تیتانیوم تبعیت می کند.

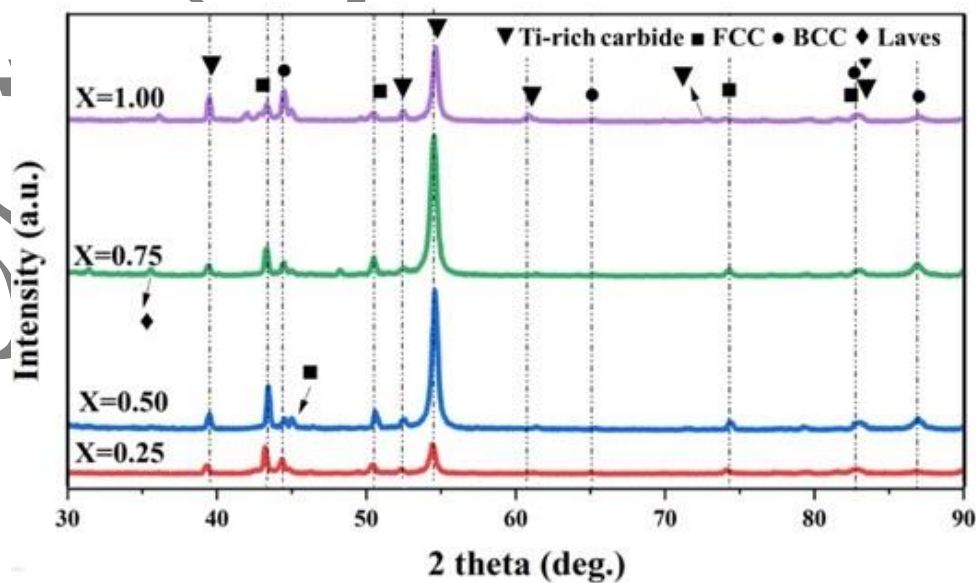
شکل (۲)، تصاویر FESEM، طیف EDS و نقشه برداری عنصری پودرهای FeCrCoNiMnTi_{0.75} پس از ۴۰ ساعت آسیاب کاری را نشان می دهد. نتایج کمی EDS نشان داد که ترکیب عنصری متوسط پودرها با مقادیر اسمی مطابقت دارد (جدول ۴). یکنواختی ترکیب شیمیایی مشاهده شده در آنالیز



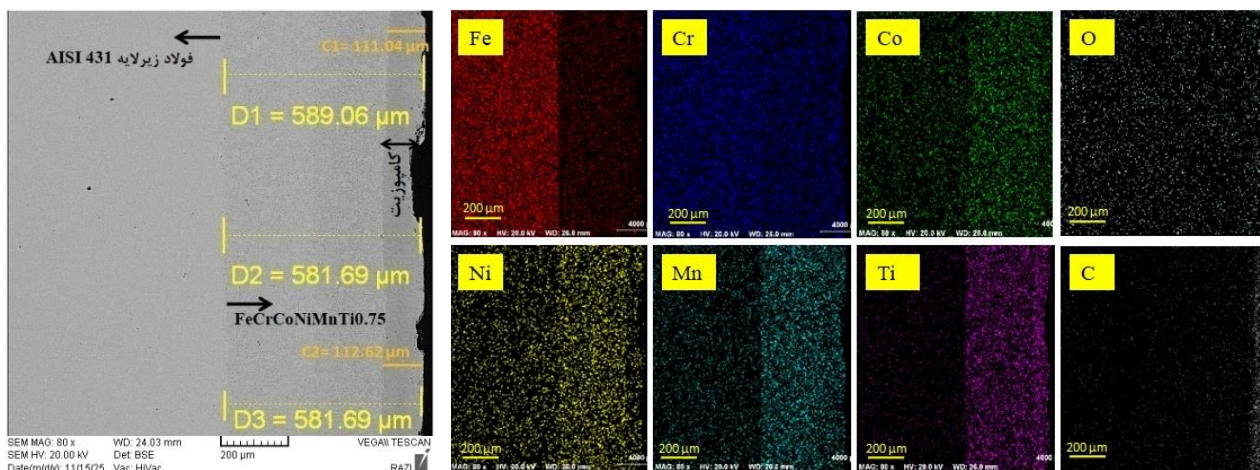
شکل ۲- ریزساختار FESEM (الف)، نمودار آزمون طیف‌سنجی انرژی اشعه ایکس و نقشه توزیع عنصری (ب) پودر $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$.

جدول ۴- ترکیب شیمیایی (درصد اتمی) آلیاژ $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ بعد از ۴۰ ساعت آسیاب کاری

Ti	Mn	Ni	Co	Cr	Fe	فرایند
۱۳/۰۴	۱۷/۳۹	۱۷/۳۹	۱۷/۳۹	۱۷/۳۹	۱۷/۳۹	ترکیب شیمیایی اسمی
۱۳/۰۸	۱۷/۰۹	۱۷/۱۰	۱۷/۱۵	۱۷/۶۴	۱۷/۸۴	پودر $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$



شکل ۳- الگوی XRD آلیاژ FeCrCoNiMnTi_x بعد از ۴۰ ساعت آسیاب‌سازی مکانیکی.



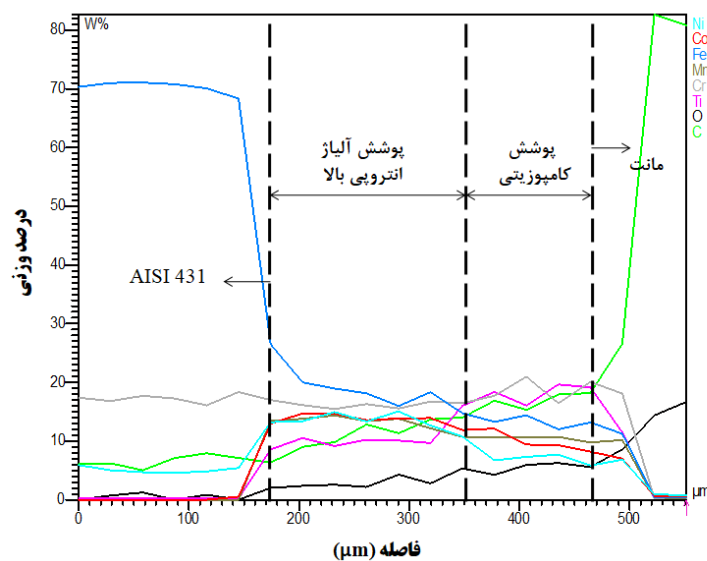
شکل ۴- ریزساختار FESEM از سطح مقطع پوشش FeCrCoNiMnTi_{0.75} به همراه آنالیز صفحه‌ای عنصری.

۳-۲- بررسی فازی پوشش

شکل (۳)، الگوهای XRD پوشش‌های آلیاژ انتروپی بالای FeCrCoNiMnTi_x اعمال‌شده به روش SPS را روی سطوح پولیش‌شده، نشان می‌دهد. قله‌های پراش پوشش‌ها شباهت زیادی با قله‌های پودرهای اولیه داشته و حضور فازهای FCC، BCC و لایه در لایه‌های رسوب‌یافته تأیید می‌کند. این هم‌خوانی بیان‌گر آن است که فرایند SPS، علی‌رغم اعمال دمای بالا و فشار هم‌زمان، منجر به فروپاشی کامل ساختار اولیه نشده و چارچوب فازی آلیاژ تا حد قابل‌توجهی پایدار باقی مانده است. در پوشش‌های حاوی تیتانیوم، قله‌های پراش مشخصی مربوط به فازهای کاربیدی، عمدتاً کاربیدهای غنی از تیتانیوم، مشاهده می‌شود که بیان‌گر احتمال تشکیل کاربیدها طی فرایند SPS است. منبع اصلی کربن در این سامانه در قالب گرافیتی مورد استفاده در مجموعه SPS است. در دمای حدود ۹۰۰ °C و تحت فشار اعمالی، نفوذ کربن به درون زمینه آلیاژی طی زمان نگهداری تقریباً پنج دقیقه امکان‌پذیر است و این امر زمینه را برای جوانه‌زنی و رشد کاربیدها فراهم می‌سازد. با توجه به حضور هم‌زمان عناصر کاربیدساز، به‌ویژه تیتانیوم، کروم، آهن و منگنز، فازهای کاربیدی تشکیل‌شده می‌توانند به‌صورت کاربیدهای پیچیده یا غنی از تیتانیوم ظاهر شوند. این مسئله از دیدگاه ترمودینامیکی قابل توجیه است، زیرا اختلاف پتانسیل شیمیایی کربن در حضور عناصر با تمایل بالای کاربیدسازی، شرایط مساعدی برای رسوب

فازهای کاربیدی مرکب فراهم می‌کند (۹). البته رشد ضخامت این لایه کامپوزیتی در آلیاژهای انتروپی بالا، به دلیل اثر نفوذ کند نسبت به آلیاژهای متداول آهسته‌تر است که این امر می‌تواند به تشکیل رسوبات ریز و پراکنده منجر شود؛ بنابراین، تحلیل فازی انجام‌شده نشان می‌دهد که فرایند SPS نه‌تنها یک روش پوشش‌دهی و متراکم‌سازی، بلکه یک ابزار مهندسی ریزساختار است که از طریق کنترل ترکیب و پارامترهای فرایندی، امکان تنظیم هم‌زمان فازهای زمینه و تقویت‌کننده را فراهم می‌سازد تا منجر به تولید لایه کامپوزیتی با ذرات تقویت‌کننده درجا و به احتمال زیاد کاربیدی در زمینه شود.

در شکل (۴)، ریزساختار مقطع عرضی پوشش FeCrCoNiMnTi_{0.75} اعمال‌شده بر زیرلایه فولاد AISI 431، نشان می‌دهد که فرایند SPS منجر به تشکیل لایه‌ای نسبتاً ضخیم (حدود ۵۸۰ میکرومتر) با پیوستگی مناسب و اتصال متالورژیکی مطلوب با زیرلایه شده است. دستیابی به چنین ضخامتی در کنار تراکم بالا، نشان‌دهنده آن است که پارامترهای حرارتی-فشاری فرایند به‌گونه‌ای تنظیم شده‌اند که هم‌زمان با متراکم‌سازی موثر، از رشد بیش‌ازحد دانه‌ها و ایجاد تخلخل‌های ثانویه جلوگیری شده است. نقشه‌های عنصری EDS حاکی از توزیع یکنواخت هر شش عنصر آلیاژی در کل ضخامت پوشش است. این یکنواختی را می‌توان نتیجه دو عامل دانست؛ نخست، همگن‌سازی اولیه ناشی از آلیاژسازی مکانیکی که موجب توزیع



شکل ۵- آنالیز خطی عنصری از زیرلایه تا سطح پوشش $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$.

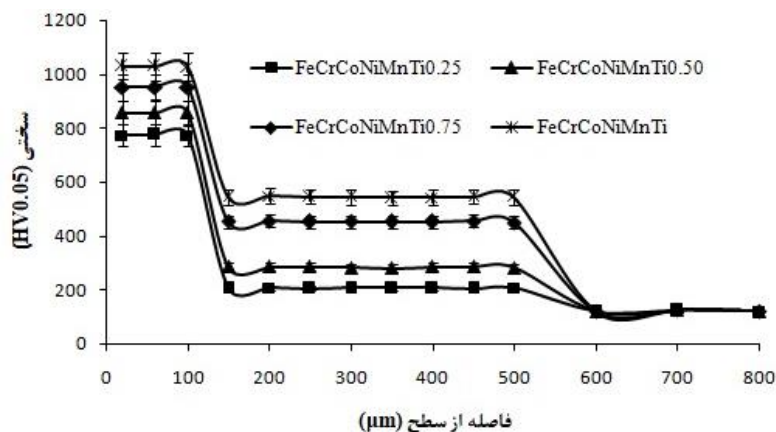
آلیاژی، تیتانیوم دارای بیشترین میل ترمودینامیکی به تشکیل کاربید است و انرژی آزاد تشکیل TiC به مراتب منفی تر از کاربیدهای سایر عناصر است؛ بنابراین، کربن نفوذی ترجیحا با اتمهای تیتانیوم واکنش داده و احتمال تشکیل ذرات TiC یا کاربیدهای غنی از تیتانیوم را تقویت می کند. تشکیل این فازهای سخت دلیل اصلی ایجاد نوار سطحی غنی از کاربید مشاهده شده در تصاویر نقشه عنصری است.

در شکل (۵)، آنالیز خطی عنصری از زیرلایه تا سطح پوشش برای عناصر مختلف نشان می دهد که نزدیکی سطح غلظت عناصر تیتانیوم و کربن، به واسطه احتمال تشکیل TiC زیاد شده است که در آن با توجه به غلظت عناصر مرز بین ناحیه های زیرلایه، پوشش میانی و پوشش کامپوزیتی مشخص شده است.

۳-۳- بررسی رفتار تریبولوژیکی

شکل (۶)، تغییرات میکروسختی پوشش های FeCrCoNiMnTi_x اعمال شده با روش SPS را با افزایش محتوی تیتانیوم از سطح تا زیرلایه نشان می دهد. با افزایش درصد تیتانیوم، سختی پوشش ها به صورت پیوسته افزایش یافته است. بیشترین مقدار سختی در پوشش FeCrCoNiMnTi حدود $\text{HV}0.05$ ۱۰۳۰ گزارش شده

ریزمقیاس عناصر در پودر خوراک شده است و دوم، ماهیت SPS که با اعمال فشار همزمان و گرمایش سریع، نفوذ متقابل عناصر و حذف مرزهای ذره ای اولیه را تسهیل می کند. چنین توزیع یکنواختی برای حفظ رفتار مکانیکی همسان در سراسر پوشش ضروری است و از ایجاد نواحی تمرکز تنش ناشی از جدایش ترکیبی جلوگیری می کند. با این حال، مشاهده یک نوار تیره رنگ به ضخامت تقریبی $110 \mu\text{m}$ در ناحیه بالایی پوشش، بیانگر وقوع تحولات موضعی در طول فرایند است. تطبیق این ناحیه با نقشه عنصری نشان می دهد که این بخش غنی از کاربیدهای پایه تیتانیوم و کربن است؛ موضوعی که با نتایج XRD نیز همخوانی دارد. تمرکز کاربیدها در این ناحیه را می توان ناشی از نفوذ ترجیحی کربن از قالب گرافیتی به سمت سطح آزاد پوشش دانست، به گونه ای که پروفیل غلظتی کربن موجب تشکیل ناحیه ای با کسر حجمی بالاتر فاز کاربیدی در مجاورت سطح شده است. در دمای تف جوشی، اختلاف پتانسیل شیمیایی کربن بین گرافیت و آلیاژ، نیروی محرکه لازم برای نفوذ کربن به داخل پوشش را ایجاد می کند. از آنجا که ضریب نفوذ کربن در فلزات انتقالی نسبتا زیاد است، کربن ابتدا به نواحی سطحی نفوذ کرده و با عناصر دارای میل ترکیبی زیاد به کربن واکنش می دهد. در میان عناصر



شکل ۴- پروفیل سختی از سطح پوشش FeCrCoNiMnTi_x به زیرلایه فولاد AISI 431 (میل‌های خطا نشان‌دهنده انحراف معیار (SD) حاصل از پنج اندازه‌گیری تکرار شده، هستند).

کسر حجمی فاز BCC افزایش یافته و سهم فاز FCC کاهش می‌یابد. از آنجا که ساختار BCC دارای مقاومت بیش‌تری در برابر حرکت نابجایی‌ها است، این تحول فازی سهم قابل‌توجهی در افزایش سختی پوشش دارد (۲۵). در مقادیر بالاتر تیتانیوم، تشکیل فاز بین‌فلزی لایه نیز به‌عنوان سومین سازوکار استحکام‌بخشی قابل‌توجه است. این فاز به دلیل استحکام ذاتی و پیوندهای بین‌تمی قوی، سختی پوشش را افزایش می‌دهد، هرچند ماهیت نسبتاً ترد آن می‌تواند زمینه ایجاد ترک‌های موضعی را تحت بارگذاری مکانیکی فراهم کند. چهارمین عامل، رسوب کاربیدهای احتمالی غنی از تیتانیوم نظیر TiC یا کاربیدهای پیچیده $(\text{Ti,Cr})\text{C}$ است. این ذرات سخت به‌عنوان موانع موثر برای حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و علاوه بر فعال‌سازی مکانیزم استحکام‌بخشی رسوبی، ظرفیت باربری موضعی پوشش را نیز افزایش می‌دهند؛ بنابراین، افزایش سختی پوشش‌ها حاصل اثر هم‌زمان چهار سازوکار شامل استحکام‌بخشی محلول جامد ناشی از اعوجاج شبکه، افزایش کسر حجمی فاز BCC، تشکیل فاز لایه و استحکام‌بخشی رسوبی ناشی از کاربیدهای غنی از تیتانیوم است که هر یک به‌سهم خود در افزایش مقاومت پوشش در برابر تغییر شکل پلاستیک نقش دارند.

شکل (۷-الف)، تغییرات نرخ سایش پوشش‌های FeCrCoNiMnTi_x را بر حسب میزان تیتانیوم نشان می‌دهد. با

است. ملاحظه می‌شود در فاصله حدود $500 \mu\text{m}$ (از سطح، سختی در همه نمونه‌ها افزایش یافته است. پس از آن در منطقه پوشش انترופی تا عمق حدود $500 \mu\text{m}$ از سطح به‌سمت زیرلایه، سختی نسبت به زیرلایه بیش‌تر است. در هر دو ناحیه با افزایش میزان تیتانیوم، مقادیر سختی افزایش نشان می‌دهد. در ناحیه فصل مشترک، کاهش تدریجی سختی به‌سمت مقدار مربوط به زیرلایه مشاهده می‌شود. مقدار سختی زیرلایه در تمامی نمونه‌ها کم‌تر از ناحیه پوشش اندازه‌گیری شده است. تحلیل نتایج سختی ریزساختاری پوشش‌های FeCrCoNiMnTi_x نشان می‌دهد که با افزایش درصد تیتانیوم، روند افزایشی معناداری در مقدار میکروسختی مشاهده می‌شود. این رفتار را می‌توان مستقیماً به تحولات فازی و ریزساختاری تشریح‌شده در بخش‌های پیشین مرتبط دانست.

نخستین عامل موثر، استحکام‌بخشی محلول جامد ناشی از اعوجاج شبکه است. ورود اتم‌های تیتانیوم با شعاع اتمی بزرگ‌تر نسبت به عناصر زمینه موجب افزایش اعوجاج شبکه کریستالی شده و تنش‌های موضعی در شبکه ایجاد می‌کند. این اعوجاج حرکت نابجایی‌ها را با دشواری بیش‌تری همراه ساخته و در نتیجه مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک و مقدار سختی افزایش می‌یابد (۱۶). عامل دوم، تغییر تدریجی ریزساختار از فاز غالب FCC به‌سمت تشکیل فاز BCC است. با افزایش مقدار تیتانیوم،

جدول ۵- برخی از خواص مکانیکی آلیاژهای مبتنی بر FeCrCoNiMn و مشابه حاوی تیتانیوم که در مقالات گزارش شده است

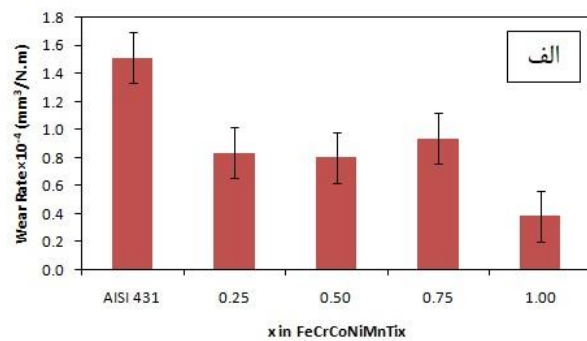
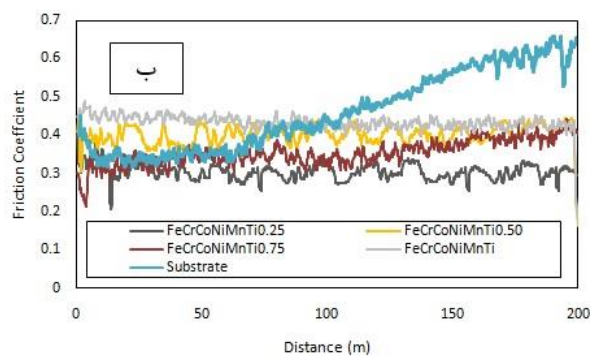
ردیف	ترکیب	روش ساخت	سختی	نرخ سایش (mm ³ /N.m)	منبع
۱	FeCrCoNiMnTi _{0.25}	پوشش دهی توسط SPS	۷۷۳ HV _{0.05}	0.83×10^{-4}	پژوهش حاضر
۲	FeCrCoNiMnTi _{0.50}	پوشش دهی توسط SPS	۸۵۶ HV _{0.05}	0.80×10^{-4}	پژوهش حاضر
۳	FeCrCoNiMnTi _{0.75}	پوشش دهی توسط SPS	۹۵۱ HV _{0.05}	0.93×10^{-4}	پژوهش حاضر
۴	FeCrCoNiMnTi	پوشش دهی توسط SPS	۱۰۲۸ HV _{0.05}	0.37×10^{-4}	پژوهش حاضر
۵	CoCrFeNiTi _{0.5} C _{1.2}	سخت کاری با لیزر	۶۶۰ HV _{0.2}	3.50×10^{-4}	(۲۶)
۶	Co _{1.5} CrFeNi _{1.5} Ti _{0.5}	کوره قوس الکتریکی	۳۶۸ HV	11.30×10^{-4}	(۲۷)
۷	Al _{0.25} Ti _{0.75} CoCrFeNi	کوره قوس الکتریکی	۱۰۹۰ HV	0.14×10^{-4}	(۲۸)
۸	AlCrCuFe ₂ NiTi	جوش کاری تو پودری	۶۰۰ HV	1.33×10^{-7}	(۲۹)

آن‌ها، پدیده ورقه‌ای شدن رخ می‌دهد که در نهایت سبب افزایش نرخ سایش می‌شود. در مقابل، در نمونه FeCrCoNiMnTi، ترکیب مناسب‌تر فاز BCC، کاربیدهای سخت و توزیع یکنواخت‌تر ریزساختار موجب افزایش ظرفیت تحمل بار و جلوگیری از گسترش ترک‌ها شده و در نتیجه کم‌ترین نرخ سایش حاصل شده است.

مشخص است نرخ سایش فولاد ماتنزیتی AISI 431 نسبت به نمونه FeCrCoNiMnTi، حدوداً چهار برابر بیش‌تر است. کم‌ترین نرخ سایش در نمونه FeCrCoNiMnTi برابر با 3.78×10^{-5} mm³/N.m به دست آمده است. به منظور مقایسه عملکرد پوشش‌های تولیدشده در این پژوهش با مطالعات پیشین، نتایج مربوط به سختی و رفتار تریبولوژیکی پوشش حاضر در جدول (۵) در کنار نتایج گزارش شده در تحقیقات اخیر ارائه شده است. ملاحظه می‌شود در پژوهش حاضر نرخ سایش پوشش‌های تشکیل شده توسط فناوری SPS و پتانسیل آن روش در راستای تشکیل کامپوزیت با ذرات تقویت کننده درجا در سطح، نسبت به ترکیبات مشابه تحقیقات قبلی به مراتب کم‌تر است.

هم‌چنین مطابق شکل (۷-ب)، ضریب اصطکاک پوشش‌های آلیاژهای انتروپی بالا فرآوری شده با SPS برای تمامی ترکیبات شامل یک مرحله ابتدایی موسوم به دوره آب‌بندی^۷ است و پس از آن به یک ناحیه پایدار^۸ می‌رسد. دوره آب‌بندی در تمامی

افزایش مقدار تیتانیوم، نرخ سایش کاهش یافته است. کاهش نرخ سایش را می‌توان به طور مستقیم با افزایش سختی ناشی از تحولات ریزساختاری مرتبط دانست. افزایش سختی سبب کاهش عمق نفوذ جسم مقابل، کاهش تغییر شکل پلاستیک سطح و کاهش تشکیل شیارهای سایشی شده و در نتیجه مقاومت سایشی پوشش افزایش می‌یابد. با افزایش مقدار تیتانیوم تا کسر مولی ۰/۵۰، کاهش قابل توجهی در نرخ سایش مشاهده می‌شود که این امر ناشی از تشکیل فازهای سخت BCC و لاوه و هم‌چنین رسوب کاربیدهای غنی از تیتانیوم است. این فازها ظرفیت باربری پوشش را افزایش داده و از تغییر شکل پلاستیک در طول تماس سایشی جلوگیری می‌کنند. به طور مشخص، اعوجاج شبکه و افزایش کسر حجمی فاز BCC موجب افزایش استحکام زمینه شده، درحالی‌که کاربیدهای غنی از تیتانیوم به دلیل سختی بسیار بالا، در برابر ایجاد شیارهای سایشی مقاومت کرده و بار تماس را تحمل می‌کنند. در نتیجه، سهم سایش خراشان در این نمونه‌ها کاهش یافته است. در نمونه FeCrCoNiMnTi_{0.75} نرخ سایش افزایش می‌یابد و مجدداً در نمونه FeCrCoNiMnTi به کم‌ترین میزان خودش رسیده است. علیرغم سختی بالای نمونه FeCrCoNiMnTi_{0.75}، حضور فاز لاوه به همراه تمرکز موضعی کاربیدها، موجب کاهش چقرمگی پوشش شده است؛ بنابراین در حین بارگذاری چرخه‌ای، ترک‌های ریز ایجاد شده و با گسترش



شکل ۷- (الف) تغییرات نرخ سایش نسبت به تیتانیوم (میل‌های خطا نشان‌دهنده انحراف معیار (SD) حاصل از سه آزمون تکرار شده، هستند) و (ب) منحنی ضریب اصطکاک در پوشش FeCrCoNiMnTi_x .

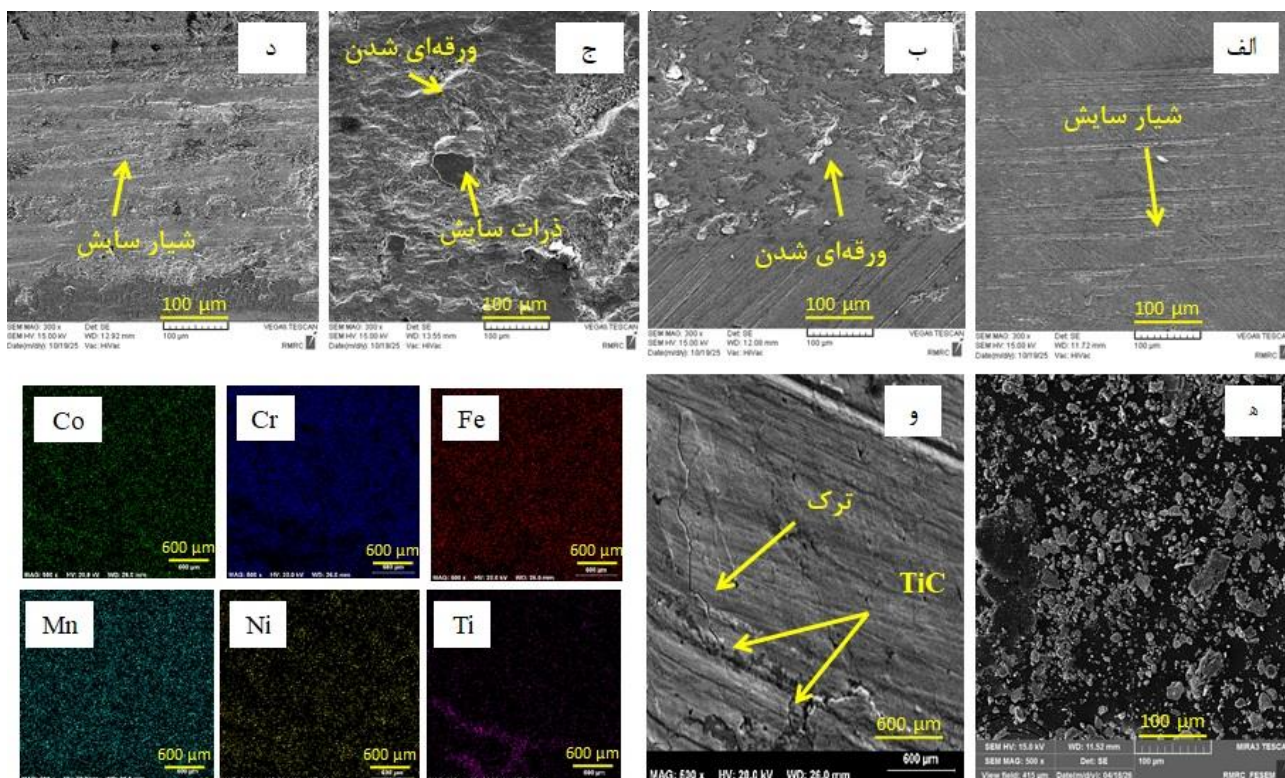
عنصری از سطح سایش نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ مشاهده شد که در اطراف کاربیدهای غنی از تیتانیوم ورقه‌ای شدن و ایجاد ترک اتفاق افتاده است (شکل ۸-و). این موضوع نشان می‌دهد که تجمع موضعی (خوشه‌بندی^۹) کاربیدها موجب ایجاد ناهمگنی ریزساختاری و تمرکز تنش در فصل مشترک کاربید و زمینه شده است. در نتیجه، این نواحی به محل‌های مستعد جوانه‌زنی ترک^{۱۰} در حین بارگذاری تکراری تبدیل شده‌اند. با گسترش ترک‌ها در فازهای سخت و ترد، وقوع شکست ترد^{۱۱} و در ادامه سازوکار ورقه‌ای شدن تسهیل شده و در نهایت افزایش نرخ سایش در نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ را به دنبال داشته است. در پوشش با بیش‌ترین تیتانیوم در نمونه FeCrCoNiMnTi ، سطح ساییده شده هموارتر با شیارهای کم عمق است که نشان‌دهنده ظرفیت باربری بالای پوشش ناشی از کسر حجمی بالای فازهای BCC، لاوه و کاربیدها است (شکل ۸-ج). اگرچه مقدار کاربیدها در نمونه FeCrCoNiMnTi بیش‌تر است، اما توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها در کنار افزایش کسر حجمی فاز BCC موجب توزیع مناسب‌تر تنش و افزایش ظرفیت باربری پوشش شده است؛ بنابراین از تمرکز تنش، جوانه‌زنی ترک و ورقه‌ای شدن گسترده جلوگیری شده و نرخ سایش مجدداً کاهش یافته است.

۴- نتیجه‌گیری

- افزایش تیتانیوم در ترکیب FeCrCoNiMnTi_x منجر به

نمونه‌های دارای پوشش کامپوزیتی با ذرات تقویت‌شونده کاربیدی خیلی ناچیز است که نشان‌دهنده سطح سخت و یکنواخت و همچنین کاهش تعاملات چسبنده شدید است. این از طرفی است که در نمونه AISI 431 این دوره بسیار طولانی است. در نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ مشاهده می‌شود که قسمت آب‌بندی جزئی بیش‌تری به سایر نمونه‌های دارای پوشش دارد که می‌تواند با وقوع جزئی پوسته‌برداری و ترک‌های سطحی مرتبط باشد. برای تمامی پوشش‌های پولیش‌شده، مقدار ضریب اصطکاک در حالت پایدار در محدوده تقریبی ۰/۳ تا ۰/۴ قرار دارد.

مورفولوژی سطح سایش با FESEM در شکل (۸-الف) نشان داده شده است که در نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.25}$ ، شیارهای سایش و تغییر شکل پلاستیک جزئی حاکی از سایش خراشان غالب و رفتار نسبتاً نرم زمینه FCC است. در نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.50}$ ، ترکیبی از ورقه‌ای شدن و ذرات سایش مشاهده می‌شود که ناشی از وقوع هم‌زمان سایش خراشان و چسبان است (شکل ۸-ب). با افزایش بیش‌تر تیتانیوم در نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ ، ورقه‌ای شدن، ترک و پوسته‌شدن تشدید می‌شود که ناشی از شکست ترد فازهای سخت لاوه و کاربیدها تحت بارگذاری چرخه‌ای است (شکل ۸-ج). در شکل (۸-ه)، ذرات پولکی شکل حاصل از سایش نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ بیان‌گر وجود سازوکار ورقه‌ای شدن است. همچنین با آنالیز



شکل ۸- (الف) ریزساختار سطح سایش پوشش $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.25}$ ، (ب) $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.50}$ ، (ج) $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ ، (د)

FeCrCoNiMnTi ، (ه) مورفولوژی ذرات حاصل از سایش نمونه $\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ ، (و) ریزساختار از سطح پوشش

$\text{FeCrCoNiMnTi}_{0.75}$ به همراه آنالیز عنصری صفحه‌ای.

FeCrCoNiMnTi با عدد تقریبی $3.78 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ رسید که حدود چهار برابر کم‌تر از نرخ سایش در فولاد زنگ‌زن مارتنزیتی AISI 431 است.

• بررسی مورفولوژی سطح پس از آزمون سایش نشان داد در ترکیب دارای تیتانیوم کم، سلاوکار سایش از نوع سایش خراشان و همراه با تغییر شکل پلاستیک در سطح است. با افزایش تیتانیوم سطح توسط سازوکارهای ورقه‌ای شدن، ذرات سایشی و پوسته‌شدن تخریب شده است که ناشی از بارهای چرخه‌ای و سایش چسبان در فرایند است. با افزایش بیش‌تر تیتانیوم در ترکیب FeCrCoNiMnTi سایش از نوع خراشان با عمق شیارهای کم ایجاد شده است.

• با توجه به مقاومت سایشی مطلوب پوشش‌های FeCrCoNiMnTi_x ، این پوشش‌ها می‌توانند به‌عنوان گزینه‌ای مناسب برای حفاظت سطحی قطعاتی که در شرایط سایش

گسترش فازهای BCC و لایه در زمینه FCC شد. هم‌چنین نتایج XRD نشان داد که در ترکیب FeCrCoNiMnTi فاز غالب از FCC به BCC تغییر نموده است.

- طی فرآیند تف‌جوشی، علاوه بر فازهای پیش‌بینی‌شده، به دلیل برهم‌کنش تیتانیوم با کربن، احتمال تشکیل کاربیدهای غنی از تیتانیوم (TiC) به‌صورت درجا وجود دارد که نقش مهمی در افزایش سختی ایفا کردند.
- افزایش مقدار تیتانیوم موجب افزایش سختی از طریق سازوکارهای استحکام‌بخشی محلول جامد، تشکیل فازهای بین‌فلزی سخت و رسوب کاربیدها شد. به‌طوری‌که سختی در ترکیب FeCrCoNiMnTi به $\text{HV}0.05$ ۱۰۳۰ در آلیاژ رسید.
- رفتار سایشی نمونه‌ها نشان داد که با افزایش تیتانیوم، نرخ سایش به‌طور کلی کاهش می‌یابد. کم‌ترین نرخ سایش در نمونه

شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

محسن علی‌زاده: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله.
سعیدرضا بخشی: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.
محمدرضا دهنوی: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.
غلامحسین برهانی: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.

شدید فعالیت می‌کنند، نظیر شافت‌ها، غلتک‌ها، ولوها، قطعات پمپ و سایر تجهیزات صنعتی مورد استفاده قرار گیرند. استفاده از این پوشش‌ها علاوه بر افزایش عمر سرویس قطعات، می‌تواند موجب کاهش هزینه‌های تعمیر و نگهداری و افزایش قابلیت اطمینان تجهیزات در صنایع مختلف شود.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان از حمایت و همکاری مسئولین و پرسنل محترم دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر شاهین‌شهر اصفهان قدردانی می‌کنند.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص،

واژه‌نامه

- | | |
|--|----------------------|
| 1. high-entropy alloys (HEAs) | (FESEM) |
| 2. spark plasma sintering (SPS) | 7. running-in |
| 3. neck | 8. steady-state |
| 4. in-situ | 9. clustering |
| 5. X-ray diffraction (XRD) | 10. crack initiation |
| 6. field emission scanning electron microscopy | 11. brittle fracture |

مراجع

1. Miracle DB, Senkov ON. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Mater.* 2017;122:448-511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
2. Thurston KV, Gludovatz B, Hohenwarter A, Laplanche G, George EP, Ritchie RO. Effect of temperature on the fatigue-crack growth behavior of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi. *Intermetallics* 2017;88:65-75. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.05.009>
3. Ranganathan S. Alloyed pleasures: multimetallic cocktails. *Curr Sci.* 2003;85(10):1404-1406.
4. Huang PK, Yeh JW, Shun TT, Chen SK. Multi-principal-element alloys with improved oxidation and wear resistance for thermal spray coating. *Adv Eng Mater.* 2004;6:74-78. <https://doi.org/10.1002/adem.200300507>
5. Hsu CY, Yeh JW, Chen SK, Shun TT. Wear resistance and high-temperature compression strength of FCC CuCoNiCrAl_{0.5}Fe alloy with boron addition. *Metal Mater Trans A* 2004;35:1465-1469. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0254-x>
6. Hu ZY, Zhang ZH, Cheng XW, Wang FC, Zhang YF, Li SL. A review of multi-physical fields induced phenomena and effects in spark plasma sintering: Fundamentals and applications. *Mater Des.* 2020;191:108662. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108662>
7. Tokita M. Development of large-size ceramic/metal bulk FGM fabricated by spark plasma sintering. *Mater Sci Forum.* 1999;308-31:83-88. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.308-311.83>
8. Tokita M. Mechanism of spark plasma sintering. In: *Proceedings of the NEDO International Symposium on Functionally Graded Materials*; 1999; Kyoto, Japan. p. 23-33.
9. Liu L, Han T, Cao SC, Liu Y, Shu J, Zheng C, et al. Enhanced wearing resistance of carbide reinforced FeCoNiCrMn high entropy alloy prepared by

- mechanical alloying and spark plasma sintering. *Mater Today Commun.* 2022;30:103127. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103127>
10. Kopeć-Surzyn A, Madej M. Influence of tooling on the properties of the surface layer in HEA sinters produced by the SPS method. *Coatings* 2024;14:186. <https://doi.org/10.3390/coatings14020186>
 11. Qu T, Liu M, Yang C, Wang X, Wang J. The growth kinetic and ultra high hardness of CoCrFeNiTi high-entropy alloy by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Materials* 2025;18:3242. <https://doi.org/10.3390/ma18143242>
 12. Nishimoto A, Nishi C. Carbide layer coating on titanium by spark plasma sintering technique. *Surf Coat Tec.* 2018;353:324–328. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.092>
 13. Alizadeh M, Bakhshi SR, Dehnavi MR, Borhni GH. A study on the influence of titanium addition on the phase transformations and magnetic properties of FeCrCoNiMn high-entropy alloy powder prepared by mechanical alloying. *J Adv Mater Eng.* 2025;44(3):135-149. <https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1112>
 14. Miedema A, De Boer F, Boom R. Model predictions for the enthalpy of formation of transition metal alloys. *Calphad* 1977;1:341-359. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(83\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0364-5916(83)90030-5)
 15. Liu W, Lu Z, He J, Luan J, Wang Z, Liu B, et al. Ductile CoCrFeNiMo_x high entropy alloys strengthened by hard intermetallic phases. *Acta Mater.* 2016;116:332-342. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.063>
 16. Chen Y, Liu W, Wang H, Xie J, Zhang T, Yin L, et al. Effect of Ti content on the microstructure and properties of CoCrFeNiMnTi_x high entropy alloy. *Entropy* 2022;24:241. <https://doi.org/10.3390/e24020241>
 17. Laurent-Brocq M, Akhatova A, Perriere L, Chebini S, Sauvage X, Leroy E. Insights into the phase diagram of the CrMnFeCoNi high entropy alloy. *Acta Mater.* 2015;88:355-365. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.068>
 18. Chen Z, Chen W, Wu B, Cao X, Liu L, Fu Z. Effects of Co and Ti on microstructure and mechanical behavior of Al_{0.75}FeNiCrCo high entropy alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Mater Sci Eng A* 2015;648:217-224. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.056>
 19. Ezatpour HR, Torabi-Parizi M. Effect of Ti content on achieving development of mechanical properties and wear resistance of CoCrFeNiMoTi_x high entropy alloy. *J Mater Res Tech.* 2024;29:5447-5463. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.018>
 20. Wang X, Zhang A, Hou H, Zhang Y, Du H. Microstructural characteristics, mechanical properties and wear behavior of CuCrFeNiTi_{0.8}Al_{1.2} high entropy alloy. *J Mater Res Tech.* 2025;35:7273-7281. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.03.036>
 21. Datta T, Manna I, Majumdar JD. Synthesis of equiatomic CoCrFeMnTiNi multicomponent alloy by sequential alloying using mechanical alloying and vacuum arc melting. *J Mater Eng Perf.* 2024;33:5413-5421. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09193-0>
 22. Wu C, Zhang S, Han J, Zhang C, Kong F. Study on the microstructure and mechanical properties of non-equimolar NiCoFeAlTi high entropy alloy doped with trace elements. *Metals* 2023;13:646. <https://doi.org/10.3390/met13040646>
 23. Zhang M, Zhang L, Fan J, Yu P, Li G. Novel Co-free CrFeNiNb_{0.4}Ti_x high-entropy alloys with ultra high hardness and strength. *Mater Sci Eng A* 2019;764:138212. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138212>
 24. Yurchenko N, Stepanov N, Salishchev G. Laves-phase formation criterion for high-entropy alloys. *Mater Sci Tech.* 2016;33:1-6. <https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1153277>
 25. Yeh JW, Chen SK, Lin SJ, Gan JY, Chin TS, Shun TT, et al. Nanostructured high-entropy alloys multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Adv Eng Mater.* 2004;6:299-303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
 26. Zhang Y, Hou W, Yu J, Chen C, Zhou L. The role of carbon in wear resistance of CoCrFeNiTi_{0.5} high-entropy alloy layer. *J Mater Eng Perform.* 2025;34:1417-1429. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-09101-y>
 27. Lentzaris K, Poulia A, Georgatis E, Lekatou AG, Karantzalis AE. Analysis of microstructure and sliding wear behavior of Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5} high-Entropy Alloy. *J Mater Eng Perform.* 2018;27:5177-5186. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3374-y>
 28. Gwalani B, Ayyagari AV, Choudhuri D, Scharf T, Mukherjee S, Gibson M, et al. Microstructure and wear resistance of an intermetallic-based Al_{0.25}Ti_{0.75}CoCrFeNi high entropy alloy. *Mater Chem Phys.* 2018;210:197–206. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.06.034>
 29. Liang X, Su Y, Yang T, Dai Z, Wang Y, Yong X. Study on the wear resistance and mechanism of AlCrCuFe₂NiTi_x high-entropy surfacing alloys. *J Alloys Compd.* 2024;971:172510. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.172510>