

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی آنالیز پراش اشعه ایکس و ریزساختار آلیاژهای جدید آنتروپی بالای TiZrNbXX ساخته شده از روش متالورژی پودر

مقاله پژوهشی

مسعود یوسفی^{۱*}، مسعود رجیبی^۲، علی ریحانی^۳، خسرو رحمانی^۴، نیره عسگری^۵

- ۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.
- ۲- دانشیار، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.
- ۳- دانشیار، گروه فیزیک، دانشکده علوم پایه، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.
- ۴- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ایران.
- ۵- دکتری مواد، آزمایشگاه سرامیک، گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.

masoud_yousefi@edu.ikiu.ac.ir*

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۲/۰۳/۱۸	این مطالعه به بررسی استفاده از سه فلز دیرگداز، یعنی تیتانیوم (Ti)، نیوبیم (Nb) و زیرکونیوم (Zr)، در ترکیب با آهن (Fe)، کروم (Cr) و وانادیوم (V) برای تولید آلیاژ زیستی آنتروپی بالا می‌پردازد. سه ترکیب آلیاژی با آنتروپی بالا، یعنی TiZrNbFeCr، TiZrNbCrV و TiZrNbFeV با استفاده از تکنیک آلیاژ سازی مکانیکی و روش متالورژی پودر ساخته شدند. بررسی در مورد آلیاژها از طریق آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD) و مطالعات میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) صورت گرفت. مطالعه حاضر نشان داده است که خنک سازی تدریجی پس از فرآیند تف‌جو شی منجر به ایجاد در صد کمی از فازهای هگزاگونال فشرده (HCP ^۲) در هر یک از سه آلیاژ مورد بررسی می‌شود. علاوه بر این، دو تا از آلیاژهای مورد بررسی تشکیل فازهای بین فلزی ناشی از فرآیند خنک سازی مشابه را نشان دادند. ریز ساختار آلیاژهای ساخته شده شامل چهار ناحیه برای همه آلیاژهای حاوی شبکه مکعبی مرکز پر BCC ^۱ اصلی، HCP جزئی (و سایر فازها)، فضا‌های خالی و نواحی Nb دار می‌باشند.
پذیرش: ۱۴۰۲/۰۶/۲۰	
کلید واژگان:	
آلیاژ آنتروپی بالا	
آلیاژسازی مکانیکی	
ریزساختار	
ایکس آر دی.	

Investigating X-ray Diffraction and Microstructure Analysis of New High Entropy Alloys TiZrNbXX Made by Powder Metallurgy Method

Masoud Yousefi^{1*}, Masoud Rajabi², Ali Reyhani³, Khosrow Rahmani⁴, Nayereh Asgari⁵

1- Ph.D. student of Materials, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Technology and Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

2- Associate professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Technology and Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

3- Associate professor, Physics Department, Faculty of Science, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

4- Associate professor, Department of Materials and Metallurgy, Mechanical and Energy Department, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran.

5- PhD in materials, Ceramic lab, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Technology and Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

* masoud_yousefi@edu.ikiu.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

High-Entropy-Alloy
Mechanical Alloying
Microstructure
XRD.

Abstract

This study investigates the use of three refractory metals, their names are titanium (Ti), niobium (Nb) and zirconium (Zr), in combination with iron (Fe), chromium (Cr) and vanadium (V) to produce high entropy bialloys. Three high entropy alloy compositions, namely TiZrNbCrV, TiZrNbFeCr and TiZrNbFeV, were made using mechanical alloying technique and powder metallurgy method. Investigation about alloys was done through X-ray diffraction analysis (XRD) and field emission scanning electron microscope (FE-SEM) studies. The present study has shown that gradual cooling after the sintering process leads to the creation of a small percentage of compact hexagonal phases (HCP) in each of the three investigated alloys. In addition, two of the investigated alloys showed the formation of intermetallic phases due to the same cooling process. The microstructure of manufactured alloys includes four regions for all alloys containing the main Body-centered cubic BCC, partial HCP (and other phases), voids, and Nb-containing regions.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Masoud Yousefi, Masoud Rajabi, Ali Reyhani, Khosrow Rahmani, Nayereh Asgari, Investigating X-ray Diffraction and Microstructure Analysis of New High Entropy Alloys TiZrNbXX Made by Powder Metallurgy Method, New Process in Material Engineering, 2024, 18(2), 75-87.

۱- مقدمه

باید توجه داشت که برخلاف تصور سنتی گذشته که آلیاژهای آنترویی بالا را با ساختار پیچیده و غیر کاربردی معرفی می‌کند، در عمل پتانسیل بالایی برای به کارگیری از این آلیاژها وجود دارد. به منظور درک بهتر از بحث آنترویی در آلیاژهای آنترویی بالا، جدول (۱) مقایسه‌ای از آنترویی اختلاط آلیاژهای سنتی را در حالت مایع و یا بی‌نظم نشان می‌دهد. باید توجه داشت که آنترویی بالا در عنوان این آلیاژها به معنی افزایش انرژی آزاد نبوده و صرفاً این آلیاژها به نسبت سایر آلیاژهای متداول دیگر دارای آنترویی بالاتری می‌باشند.

بر اساس مطالعات قبلی صورت گرفته [۷-۱۷] مخلوط شدن عناصر مختلف در آلیاژهای آنترویی بالا دارای اثراتی به شرح زیر می‌باشد:

- اثر پایداری فاز، اثر آنترویی بالا، اثر اوجاج شبکه و اثر نفوذ آهسته.

- وجود آنترویی بالا نقش زیادی در تشکیل شدن ساختارهای کم‌تر پیچیده و به عبارتی ساده را در این آلیاژها بازی می‌کند. به این ترتیب که فازهای شکل گرفته در این آلیاژها، فازهای محلول جامد با ساختارهای FCC و BCC و یا ترکیبی از هر دو می‌باشند.

- طبق قانون هیوم راتری برای تشکیل محلول جامد لازم است که عناصر تشکیل دهنده آلیاژ مدنظر خواص مشابهی نظیر اندازه اتمی و الکترونگاتیویته داشته باشند. با این حال این قانون در باره آلیاژهای آنترویی بالا و تشکیل محلول جامد در آنها انطباق ندارد. سه فاکتور اندازه اتمی، آنتالپی اختلاط و آنترویی اختلاط و هم‌چنین غلظت الکترون ظرفیت در تعیین پایداری محلول جامد و ترکیبات بین فلزی مؤثر هستند [۸]. فازهای تشکیل شده در آلیاژهای آنترویی بالا کم‌تر از تعداد فازهایی است که بر اساس قانون گیبس محاسبه می‌شوند. قانون گیبس ارتباط بین درجات آزادی و تعداد فازهای در حال تعادل با یکدیگر را در سیستم‌های ترمودینامیکی بیان می‌کند. این قانون در معادله (۱) بیان می‌شود:

$$F = C - P + 2 \quad (1)$$

به صورت کلی، آلیاژهای متداول از یک عنصر اصلی و چند عناصر آلیاژی تشکیل شده‌اند. هدف از افزودن عناصر آلیاژی بهبود خواصی نظیر سختی، مقاومت به خوردگی و استحکام مکانیکی است [۳-۱]. می‌توان ادعا کرد، کاربردی‌ترین آلیاژها دارای ترکیبات شیمیایی گسترده‌ای هستند [۴-۵]. فرانز کارل آرچارد^۵، دانشمند و متالورژیست آلمانی احتمالاً اولین نفری بوده است که در اواخر قرن هجدهم آلیاژهای با میزان یکسان از تمامی عناصر را مورد مطالعه قرار داده است [۶]. در دو پژوهش جداگانه توسط جین وی یه و همکارانش^۶ در تایوان و برایان کانتور و همکارانش^۷ در بریتانیا و هم‌زمان با پژوهش رانگاناتان^۸ در هند که در سال ۲۰۰۴ چاپ گردید، عملاً آلیاژهای آنترویی بالا به جامعه مهندسی معرفی شدند [۷-۹]. دو تعریف اصلی برای آلیاژهای آنترویی بالا ارائه شده است [۱۰]. یکی بر اساس ترکیب شیمیایی و دیگری بر اساس آنترویی اختلاط. در مورد حالت اول آلیاژهایی که دارای حداقل ۵ عنصر مجزا بوده که میزان هر کدام از عناصر نیز بین ۵ (در بعضی مواقع حتی کم‌تر) تا ۳۵ درصد (اتمی) باشد آلیاژهای آنترویی بالا شناخته می‌شوند. در صورتی که عنصری کم‌تر از ۵ درصد باشد به عنوان عنصر جزئی شناخته می‌شود. تعریف دیگری بدین شرح وجود دارد که آلیاژهایی دارای آنترویی اختلاط بیش از $R \frac{1}{5}$ را آلیاژ آنترویی بالا می‌شناسیم، که R ثابت جهانی گازها با مقدار $8/314J/(mol.K)$ می‌باشد. اگرچه هر کدام از تعاریف فوق گستره وسیعی از آلیاژها را شامل می‌گردد و دارای هم‌پوشانی خوبی می‌باشند؛ اما آلیاژها در جاهایی که هر دو تعریف هم‌پوشانی ندارند نیز جزو آلیاژهای آنترویی بالا محسوب می‌شوند. اصل اساسی در هر دو تعریف، داشتن آنترویی اختلاط بالا به منظور بهبود شکل‌گیری فازهای محلول جامد و جلوگیری از تشکیل فازهای اینترمتالیک یا بین فلزی می‌باشد. این اصل بسیار مهم است تا از شکل‌گیری ساختار پیچیده و ترد در آلیاژهای آنترویی بالا جلوگیری گردد.

F تعداد درجات آزادی، C تعداد اجزا (مواد) سازنده سیستم و P تعداد فازهای موجود در تعادل ترمودینامیکی هستند. تعداد درجات آزادی بیان گر میزان استقلال متغیرهای شدتی است؛ در واقع درجات آزادی این مفهوم را در بردارد که برای پیش بینی وضعیت و تعیین مقدار دقیق بخش عمده‌ای از خواص ترمودینامیکی سیستم، بررسی تغییرات تعداد محدودی از خواص ترمودینامیکی سیستم (نظیر دما و فشار) کافی است.

این موضوع ثابت گردیده است که بالا بودن آنروپی اختلاط موجب افزایش حلالیت عناصر در هم دیگر و اجتناب از شکل گیری جدایش بین فازی و ترکیبات بین فلزی می شود. این موضوع در آلیاژهای حاوی ۵ تا ۹ عنصر فلزی نیز دیده شده است [۱۸].

آنروپی بسیار بالا در آلیاژهای آنروپی بالا موجب افزایش حد حلالیت برای محلول‌ها، ترکیبات بین فلزی و تشکیل فازهای محلول می شود. رقابت بین آنروپی و آنالتلی اختلاط یک پارامتر طراحی مناسب برای میزان حلالیت در فازهای محلول جامد می باشد [۱۰].

فازهای محلول جامد ناشی از چند عنصر اصلی عموماً در آلیاژهای آنروپی بالا ایجاد می گردند و مفهوم ساختار بلوری از یک یا دو عنصر به چندین عنصر گسترش پیدا کرده است. شکل (۱) مثالهایی از ساختارهای بلورین FCC و BCC را که ترکیبی از ۵ عنصر اصلی هستند، نشان می دهند. در واقع، چنین شبکه چند عنصری دچار اعوجاج گردیده و علت این موضوع تفاوت اندازه اتمی اتم‌های حلال می باشد. باید توجه داشت که اعوجاج هم در ساختار بلوری و یا بی شکل بر خواص حرارتی، نوری، شیمیایی و مکانیکی تأثیر می گذارد [۱۰]. در این زمینه می توان به تغییر خواص خوردگی مواد به علت اعوجاج ساختاری اشاره نمود، ساختارهای آمورف که اعوجاج بالایی دارند مقاومت به خوردگی بهتری دارند و یکی از مواردی که ذکر می گردد، کاهش انرژی سطحی می باشد، اما دلیل یا دلایل اصلی آن هنوز نیاز به بررسی بیش تری دارند.

از طرفی اعوجاج می تواند پراکندگی فونون‌ها را افزایش می دهد، لذا باعث کاهش ضریب انتقال حرارت و یا عایق شدن می گردد. اعوجاج هم چنین می تواند به دلیل تغییر در میزان فرکانس جذب خواص انعکاسی را تغییر دهد و مثال دیگر این که اعوجاج شدید شبکه که می تواند استحکام بالای آلیاژهای BCC را توجیه می نماید [۲۰-۱۹].

از آلیاژهای بررسی شده می توان به TiZrNbTaMo، TiNbTaZrMo، TiNbTaZr، TiNbTaV و TiNbTaZr اشاره نمود، که در این پژوهش‌ها نیز بر شناسایی آلیاژهای مشابه با عناصر دیگر تأکید شده است [۲۱-۲۳].

یکی از مسائلی که در استفاده متداول از آلیاژهای آنروپی بالا به عنوان بایومواد با آن مواجه هستند یکی هزینه گران و از همه روش‌های ساخت و دیگری قیمت بالای مواد اولیه مهم تر عدم همگنی مناسب در طی فرآیند ساخت است. تفاوت چگالی بایومواد فلزی و استخوان یا بافت‌های مربوط به آن نیز جزو چالش‌های دارای اهمیت می باشد [۲۴]. که در پژوهش حاضر با به کارگیری عناصر سبک تر نظیر آهن مدنظر قرار گرفته است.

یکی از مسائلی که استفاده متداول از آلیاژهای آنروپی بالا به عنوان بایومواد با آن مواجه هستند یکی هزینه گران روش‌های ساخت و دیگری قیمت بالای مواد اولیه و از همه مهم تر عدم همگنی مناسب در طی ساخت می باشد.

تفاوت چگالی بایومواد فلزی و استخوان یا بافت‌های مربوط به آن نیز جزو چالش‌های دارای اهمیت می باشد [۲۵]. که در پژوهش حاضر با به کارگیری عناصر سبک تر نظیر آهن مدنظر بوده است.

در پژوهشی که توسط پوپسکو و همکارانش^۹ انجام شد، اثر زمان آسیاب کاری، تراکم و تف جوشی بر روی ساختار و خواص مکانیکی و خوردگی آلیاژ TiZrNbTaFe مورد بررسی قرار گرفت. نتایج این پژوهش نشان داد که خواص مکانیکی آلیاژ معرفی شده از خواص آلیاژ Ti-6Al-4V بهتر می باشد [۲۶].

خوردگی و استحکام مکانیکی مشکل سنگین بودن دارد و با چگالی بالایش که برابر ۱۶/۶ گرم بر سانتی متر مکعب هم وزن نهایی آلیاژ را بالا برده و هم آن را گران می کند [۲۹].

ضمناً چگالی استخوان ۱/۳۹ گرم بر سانتی متر مکعب و هرچه مواد مورد استفاده چگالی نزدیک به آن داشته باشد از نظر کاربردی مزیت محسوب می شود. لذا به کارگیری از مواد سبک تر در آلیاژهای حاوی TiZrNb به جای تانتالم مزیت جدی محسوب شده و در این پژوهش با به کارگیری از عناصر سبک تر نظیر آهن، کروم و وانادیم این موضوع دنبال خواهد شد. انتخاب عناصر آهن در کنار کروم و وانادیم در آلیاژهای مورد بررسی در این رساله، بدین جهت بوده که اولین آلیاژ به کار رفته به عنوان کاشته فولاد وانادیم دار بوده و کروم در آهن می تواند اکسید پایداری نظیر آنچه در فولادهای ضدزنگ ایجاد می گردد، به وجود آورد [۶ و ۷۲]. کاربرد اصلی آلیاژهای ساخته شده در این پژوهش می تواند به عنوان بیومواد جایگزین استخوان و سلولهای استخوانی مدنظر قرار گیرد. با توجه به اینکه بیشتر بررسی های قبلی صورت گرفته بر روی آلیاژ TiZrNbTaMo بوده است و تمامی عناصر ذکر شده سنگین می باشند، جایگزینی با عناصر سبک تر، می تواند خواص نزدیک تری به استخوان ایجاد نماید. در جدول (۱) مشخصات برخی فلزات مورد توجه در آلیاژهای آنتروپی بالا نشان داده شده است [۲۹].

شناسایی آلیاژهای آنتروپی بالای تک فاز دارای اهمیت بالایی هم از نظر شکل گیری آنتروپی بالا و هم خواص ذاتی می باشد؛ اما اطلاعات موجود در این زمینه محدودیت ها و خطاهای خود را دارند و بهبود و پیشرفت در این زمینه احساس می گردد. با وجود اینکه آلیاژهای گسترده ای شناخته شده اند، اما هم چنان نیاز به شناسایی آلیاژهای جدید وجود دارد. شناسایی و انتخاب مواد جدید می تواند موجب شناخت و تولید مواد جدیدی گردد که از نظر خواص نتایج مناسبی ارائه نمایند.

از آلیاژهایی که پتانسیل تحقیقات گسترده بر روی آن وجود دارد، آلیاژهای TiZrNbTaHF و TiZrNbTaMo می باشند. از طرفی با توجه به تحقیقات قبلی انجام شده بر روی آلیاژهای دیگر نظیر TiZrFeSi و آلیاژهای آنتروپی بالا دارای آهن موضوع به کارگیری از آلیاژهای آنتروپی بالایی که دارای آهن می باشند مورد توجه قرار دارند. در پژوهشی که توسط بایی و کیم^{۱۰} در سال ۲۰۲۰ صورت گرفت، اهمیت توجه به آلیاژهای آنتروپی بالا با عنصر آهن و دارای عملکرد مناسب مورد تحلیل و بررسی قرار گرفت و نتایج حاصل حاکی از خواص مطلوب این آلیاژها در دمای محیط می باشد [۲۷-۲۸].

مورد دیگری که باید توجه ویژه به آن داشت بحث چگالی در آلیاژهای مورد استفاده به عنوان کاشته می باشد. عنصری نظیر تانتالم با وجود اثرات مثبت آن هم از نظر خواص

جدول (۱): مشخصات برخی فلزات مورد توجه در آلیاژهای آنتروپی بالا [۹۸].

عناصر/ویژگی	چگالی/گرم بر سانتی متر مکعب	ساختار بلوری	نقطه ذوب به درجه سانتی گراد
Ta	۱۶/۶	BCC	۳۰۱۷
Nb	۸/۶	BCC	۲۴۷۷
V	۶/۱۱	BCC	۱۹۱۰
Cr	۷/۲	BCC	۱۹۰۷
Ti	۴/۵	HCP/BCC	۱۶۶۸
Zr	۶/۴۹	BCC	۱۸۵۵
Mo	۱۰/۲	BCC	۲۶۲۳
Fe	۷/۸۷	FCC	۱۵۳۶

متالورژی پودر با یک بار پرس و تف جوشی و یا دو بار پرس و تف جوشی برای دستیابی به فشردگی بالاتر و پرینتر سه بعدی. اکثر آلیاژهای آنتروپی بالا، توسط روش ذوب قوسی

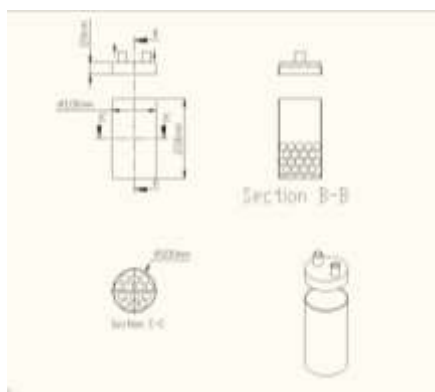
روش های تولید آلیاژهای آنتروپی بالا به ۴ دسته کلی تقسیم می شوند: تولید از حالت مذاب نظیر ریخته گری، تولید از حالت گاز، تولید الکتروشیمیایی و تولید از حالت جامد نظیر

روش متالورژی پودر، تولید شدند. در نهایت، فازهای نهایی شکل گرفته و ریزساختار، مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

پودرهای فلزی متشکل از تیتانیوم (Ti)، زیرکونیوم (Zr)، نیوبیم (Nb)، آهن (Fe)، کروم (Cr) و وانادیم (V) با سطح خلوص ۹۹/۸٪ ساخته شدند. اندازه دانه پودرها بین ۱ تا ۹۳ میکرومتر تعیین شدند.

در مطالعه حاضر توزین و اختلاط بعدی پودرهای فلزی با نسبت مولی ۱ با هدف تولید آلیاژهای متشکل از $TiZrNbFeV$ ، $TiZrNbFeCr$ و $TiZrNbCrV$ انجام شد. الکل اتیلیک در خالص ترین شکل خود، با غلظت تا ۹۹ درصد، به عنوان عاملی برای کنترل فرآیند استفاده شد. وجود اسید استناریک (به جای الکل اتیلیک) در فرآیند تف جوشی باعث ایجاد مشکلات متعددی می شود. مهم ترین آنها وقوع انفجار قرص های پرس شده در هنگام تف جوشی و همچنین دشواری مدیریت و حذف این عامل از سیستم است. در نتیجه، نویسندگان مؤکداً استفاده از الکل اتیلیک را توصیه می کنند. نسبت وزن گلوله فولاد به پودر ۱۰ به ۱ بوده و برای مخلوط کردن پودرها از گلوله های فولادی ضدزنگ با گرید ۳۰۴ استفاده گردید. آسیاب ماهواره ای به مدت ۴۰ ساعت و با سرعت ۱۲۰ دور در دقیقه برای ساعت هر کدام از پودرهای آلیاژی به کار گرفته شد. شکل ۱ شماتیک مخزن مخصوص فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و گلوله های مورد استفاده را نشان می دهد.



شکل (۱): شماتیک مخزن مخصوص فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و گلوله های مورد استفاده.

خلأ دار و روش ذوب القایی خلأ دار تولید می گردند. علت استفاده بیش تر از ذوب قوسی برای ساخت آلیاژهای آنتروپی بالا این است که طی این فرآیند از دماهای بسیار بالا حدود ۳۰۰۰ درجه سانتی گراد استفاده می گردد که می تواند تمامی عناصر دیرگداز را نیز به خوبی ذوب نماید [۳۰]. روش دیگری که دارای اهمیت خاص خود می باشد، استفاده از روش تولید حالت جامد می باشد. این روش که در واقع فرآیند آلیاژسازی مکانیکی می باشد. طی این پروسه ذرات پودری خام تحت یک تغییر شکل پلاستیکی شدید قرار می گیرند و پیوسته متحمل جوش سرد و شکست می شوند. اگر پودر مورد استفاده از نظر ترکیب شیمیایی همگن بوده، فرآیند را آسیاب کردن مکانیکی می شناسند. در این وضعیت، هیچ گونه تغییری در ترکیب شیمیایی پودر ابتدایی صورت نخواهد گرفت و آلیاژسازی مکانیکی تنها منجر به تغییر در ساختار داخلی و اندازه ذرات می گردد. باید توجه داشت که با وجود واکنش های شیمیایی در فرآیند، ترکیب شیمیایی نهایی تغییر نخواهد کرد. در مراحل ابتدایی آسیاب کردن ذرات به علت تمایل سطح ذرات به جوش خوردن در نتیجه نرم بودن ذرات پودر، تمایل به جوش خوردن و تشکیل ذرات بزرگ تر افزایش می یابد. با ادامه تغییر شکل، ذرات کار سخت شده و شکست توسط مکانیزم خستگی ادامه می یابد. در نهایت این اتفاقات موجب نانو بلوره شدن و یا ساختار آمورف خواهد شد و از طرفی به کارگیری از متالورژی پودر می تواند ترکیب هموژنی از عناصری که دارای نقطه ذوب بالایی هستند ایجاد نماید [۳۱].

با استفاده از سیستم $TiNbTaZrX$ به عنوان پایه، تودای^{۱۱} مطالعه ای را برای بررسی امکان جایگزینی جزء پنجم با مولیبدن، تنگستن، وانادیم، آهن و کروم، انجام داد [۳۳]. سیستم های آلیاژی مختلف زیست سازگاری و خواص مکانیکی ناهمگن را نشان می دهند [۳۴]؛ بنابراین در مطالعه حاضر ترکیبی از Ti ، Zr ، Nb ، Cr ، V و Fe به عنوان آلیاژهای $TiZrNbCrV$ ، $TiZrNbFeCr$ و $TiZrNbFeV$ از طریق پودرهای حاصل از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی آنها و

گردید. با استفاده از تجربیات شخصی نویسنده، استفاده از هیدروژن همراه با آرگون هنگام کار با یک کوره غیر خلأ، در حضور پودرهای وانادیوم به عنوان کاتالیزور اکسیژن، از اهمیت بالایی برخوردار است.

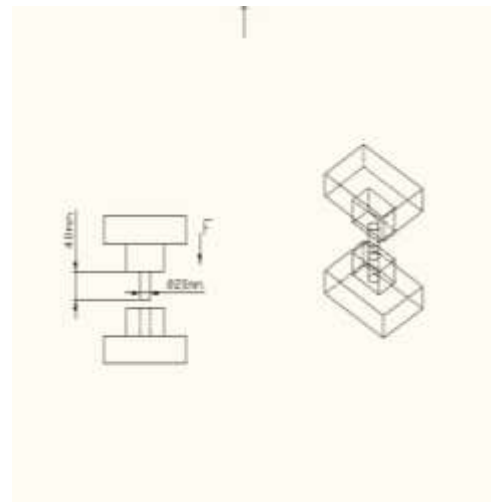
۲-۱- مطالعات XRD و FE-SEM

تعیین فازها در آلیاژها پس از فرآیند های آلیاژسازی مکانیکی و تف جوشی با استفاده از آنالیز پراش اشعه ایکس با استفاده از تابش Cu-K α (JEOL JDX-3530 M، ساخت کشور جمهوری چک) انجام شد. نمونه های تف جوشی شده با استفاده از درجات مختلف کاغذ سنباده پرداخت شدند. فرآیند حکاری^{۱۳} با قرارگیری آلیاژها در محلولی شامل ۳۰ میلی لیتر اسید نیتریک (۱/۴۰ مولار)، ۱۰ میلی لیتر اسید هیدروفلوئوریک (۴۰٪) و ۶۰ میلی لیتر آب به مدت تقریباً ۱۰ ثانیه، انجام شد. ریزساختار نمونه ها از طریق استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) (ساخت: TESCAN، جمهوری چک؛ مدل: Mira 3-XMU) مجهز به طیف سنجی پرتو ایکس پراکند انرژی (EDS) مورد بررسی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

شکل (۳) نشان دهنده تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (FE-SEM از اندازه دانه الف) کروم (ب آهن ج) تیتانیم (د) زیرکنیم (ه نیوبیم و) وانادیم است. اندازه دانه مواد مورد استفاده برای کروم بین ۹۳ تا ۶۰، برای آهن ۸۰ تا ۳۳، برای تیتانیم ۱۲ تا ۲، برای زیرکنیم ۳۵ تا ۲۰، برای نیوبیم ۳۰ تا ۱۲ و برای وانادیم ۹ تا ۱ میکرومتر می باشد.

پس از حذف الکل اتیلیک از طریق تبخیر از پودرها، پودرهای خشک شده در یک قالب استوانه ای به قطر ۲ سانتی متر ریخته شدند. برای ساخت این قرص ها از پرس مگا ۲۰ تن مدل PRB20 استفاده گردید. برای اعمال تنش فشاری نمونه ها تحت فشار ۲۰۰۰ مگاپاسکال قرار گرفت. شکل (۲) شماتیک قالب و پرس مورد استفاده برای آماده سازی قرص های نمونه را نشان می دهند.



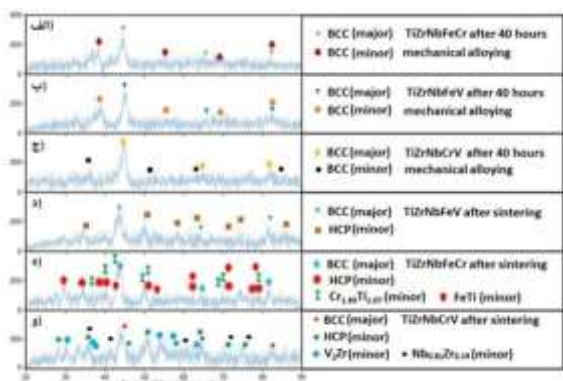
شکل (۲): شماتیک قالب و پرس مورد استفاده برای آماده سازی قرص های نمونه.

قرص های پودری در یک کوره در شرایط جوی کنترل شده با استفاده از مخلوط گازی متشکل از آرگون و هیدروژن و با شیب حرارتی ۱۰ درجه سانتی گراد در دقیقه، و در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت قرار گرفتند. متعاقباً، این نمونه ها در داخل کوره با نرخ کنترل شده ۱ درجه سانتی گراد در دقیقه خنک شدند. تنش فشاری اعمال شده و دمای مورد استفاده بر اساس تحقیق قبلی صورت گرفته و نقطه ذوب بالای آلیاژهای ساخته شده مدنظر قرار گرفت. در زمان هایی که از روش تف جوشی پلاسما جرقه^{۱۲} SPS برای تف جوشی استفاده نمی گردد، به منظور ایجاد ساختار هموزن استفاده از دماهای بالای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد برای تف جوشی توصیه می گردد [۳۸].

نوع پرس مورد استفاده نیز هیدرولیکی بادی با توجه به نیاز به اعمال تنش فشاری یکنواخت بر روی سنبه فشاری انتخاب

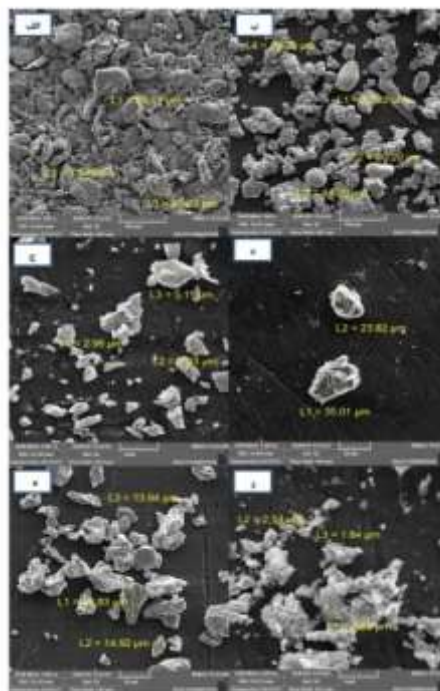
قابل توجه فازهای BCC و همچنین فازهای فرعی مختلف می‌شود.

شکل ۴ (د) الگوهای پراش اشعه ایکس آلیاژ TiZrNbFeV را نشان می‌دهد. شکل ۴ (د) یک فاز مکعبی (BCC) قابل توجهی را نشان داده که با یک فاز HCP هم زمان وجود دارد. شکل ۴ (ه، و) یک فاز مکعبی BCC و HCP را در کنار دو فاز بین فلزی برای آلیاژهای TiZrNbFeCr و TiZrNbCrV نشان می‌دهد. انتخاب عناصر آلیاژی و نسبت‌های مربوط به آنها، نقش مهمی در ایجاد فازهای متمایز دارد.



شکل (۴): الگوهای پراش اشعه ایکس: الف) آلیاژ TiZrNbFeCr پس از ۴۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، ب) آلیاژ TiZrNbFeV پس از ۴۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، ج) آلیاژ TiZrNbCrV پس از ۴۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، د) آلیاژ TiZrNbFeV پس از تف جوشی، ه) آلیاژ TiZrNbFeCr پس از تف جوشی و و) آلیاژ TiZrNbCrV پس از تف جوشی.

یک مثال مربوط به آلیاژهای آنتروپی بالا نشان می‌دهد که استفاده از پودر به همراه تکنیک تف جوشی پلاسمای جرقه (SPS) منجر به افزایش یافتن ترکیبات بین فلزی می‌شود [۴۱]. در صورت کاهش سرعت خنک‌سازی متعاقب فرآیند تف جوشی، یک فاز HCP احتمالاً در کنار فاز غالب در آلیاژهای حاوی تیتانیوم (چند جزئی) تشکیل می‌شود [۴۷]. مطالعه حاضر نشان داده است که خنک‌سازی تدریجی پس از فرآیند تف جوشی منجر به ایجاد درصد کمی از فازهای (HCP) در هر یک از سه آلیاژ مورد بررسی می‌شود. علاوه بر این، دو تا از آلیاژهای مورد بررسی تشکیل فازهای بین فلزی ناشی از فرآیند خنک‌سازی مشابه را نشان دادند.



شکل (۳): تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری FE-SEM از اندازه دانه: الف) کروم، ب) آهن، ج) تیتانیوم، د) زیرکیم، ه) نیوبیم و و) وانادیم است. اندازه دانه مورد استفاده برای کروم بین ۹۳ تا ۶۰، برای آهن ۸۰ تا ۳۳، برای تیتانیوم ۱۲ تا ۲، برای زیرکیم ۳۵ تا ۲۰، برای نیوبیم ۳۰ تا ۱۲ و برای وانادیم ۹ تا ۱ میکرومتر.

۱-۳- آنالیز XRD

شکل (۴) نشان می‌دهد که فاز غالب مشاهده شده در همه نمونه‌ها BCC است. مطالعات قبلی [۳۳، ۳۵، ۴۶-۳۸] در آلیاژهای زیست سازگار آنتروپی بالا، وجود یک فاز BCC غالب را نشان داده است. چندین مطالعه وجود تک فاز محلول جامد در ساختار BCC را نشان داده است [۳۵-۳۷، ۴۳-۴۲]. برخلاف، تحقیقات دیگر وجود فازهای BCC مضاعف را نشان داده‌اند که فازهای اصلی و فرعی فاقد ترکیبات بین فلزی هستند که توسط برخی از محققان مشخص شده است [۳۳، ۳۵، ۳۸، ۴۰، ۴۲، ۴۵-۴۴]. برخی از تحقیقات وجود ترکیبات بین فلزی را در آلیاژهایی با ترکیبات شیمیایی مشابه مورد بحث قرار داده‌اند [۳۹ و ۴۱]. در تحقیق حاضر، تمام آلیاژهای نشان داده شده در شکل ۴ (الف-و) پس از ۴۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، دو فاز قابل توجه BCC با فازهای فرعی مرتبط مشاهده می‌شود. مشاهده شد که فرآیند تف جوشی منجر به تشکیل مقدار

۲-۳- مطالعات ریزساختار

هنگام استفاده از آلیاژهای آنترویی بالا (HEA)، مانند آلیاژهای آنترویی بالای زیست سازگار، ترکیب ریزساختاری غالب آلیاژهای ذوب شده معمولاً از دو ناحیه مجزا دندردیتی و بین دندردیتی تشکیل می‌شود [۳۳، ۳۵، ۳۸، ۴۰-۴۲]. با این حال، در زمینه محصولات متالورژی پودر، یک ساختار جایگزین شامل دو ناحیه متخلخل و فشرده اغلب مشاهده می‌شود [۴۱]. پدیده‌ای که در آن توانایی نفوذ مختلف عناصر، منجر به ایجاد جدایش در عناصر آلیاژی می‌شود.

برای مطالعه ریزساختارهای دقیق آلیاژهای مذکور از شکل‌های (۵) الی (۷) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (FE-SEM) استفاده شد. تصویربرداری الکترون ثانویه برای نمایش نواحی تهی ایجاد شده از متالورژی پودر مورد استفاده قرار گرفت، درحالی‌که تصویربرداری الکترونی برگشتی برای بررسی ویژگی‌های ریزساختاری استفاده شد. ویژگی‌های ریزساختاری سه آلیاژ تف جوشی شده در شکل‌های ۵ (الف، ب)، ۶ (ب) و ۷ (الف، ب، ج). به‌طور خاص، دانه‌های فشرده در کنار نواحی تاریک دیده می‌شوند که می‌توانند به‌عنوان حفره‌های خالی تفسیر شوند. تولید حفره‌ها یک نتیجه شناخته شده در روش متالورژی پودر است. در بحث زیر از تصاویر الکترونی برگشتی برای تحلیل ریزساختار استفاده می‌شود.

داده‌های پراش اشعه ایکس جزئیات برجسته‌ای را با توجه به فاز BCC و فازهای فرعی اضافی ارائه می‌کند. ماهیت ریزساختاری این سه آلیاژ را می‌توان از نمایش گرافیکی تصاویر الکترون برگشتی نشان داده شده در شکل‌ها استنباط کرد. از شکل‌های ۵ (د)، ۶ (الف) و ۷ (د). می‌توان استنباط کرد که در هر سه مورد، ترکیب شامل مناطق خاکستری عمدتاً کم‌رنگ، با رخدادهای پراکنده و تابع مناطق خاکستری تیره، سیاه و سفید است.

همان‌طور که در مرجع [۳۸] بیان شد، وجود طبقه‌بندی‌های خاکستری کم‌رنگ و تیره در آلیاژهای آنترویی بالای زیست سازگار ساخته شده به روش ریخته‌گری نیز مشاهده می‌شود.

مشاهده اصلی نواحی خاکستری کم‌رنگ در تمام تصاویر الکترونی برگشتی، همراه با در نظر گرفتن یافته‌های پراش اشعه ایکس، این نتیجه را می‌دهد که منطقه خاکستری کم‌رنگ با فاز BCC مطابقت دارد. نتایج مشاهدات نشان داده شده با شکل ۵ (ج)، ۶ (الف) و ۷ (د) نمی‌توانند تأثیر رسوبات را در منطقه خاکستری کم‌رنگ نشان دهند. با این وجود، می‌توان تعیین کرد که این رسوبات در مناطق خاکستری تیره مخلوط می‌شوند. متناوباً، مناطق خاکستری تیره در آلیاژ TiZrNbFeV توسط فاز HCP جزئی تشکیل شده است، درحالی‌که ترکیبی از فاز HCP جزئی و دو ترکیب بین فلزی دیگر، مناطق خاکستری تیره را در هر دو آلیاژ TiZrNbCrV و TiZrNbFeCr را مشخص می‌کنند.

تجزیه و تحلیل نقطه سفید در شکل ۶ (الف) در نقطه (ب) و شکل ۷ (د) در نقطه (ج)، همان‌طور که در جدول (۲) ارائه شده است، منطقه‌ای با غلظت بالای Nb را نشان می‌دهد. این مشاهدات با یافته‌های تحقیقات قبلی که پدیده ناشی از عدم انتشار Nb را گزارش می‌کردند، مطابقت دارند [۴۱ و ۴۷].

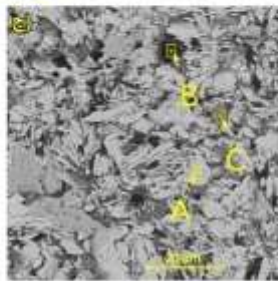
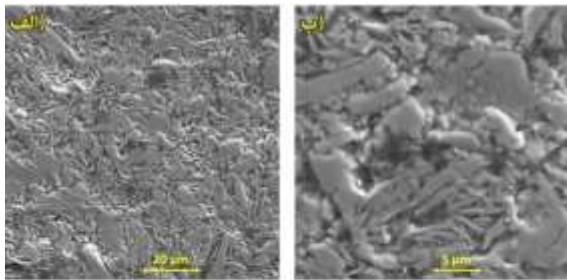
این مطالعه نشان می‌دهد که ترکیب ذرات Nb می‌تواند به‌عنوان یک مانع نفوذ در طول فرآیند تف جوشی عمل کند. در نتیجه، مشاهده می‌گردد که استفاده از دمای بالاتر برای جلوگیری از تجمع Nb در ریزساختار مورد نیاز است. علاوه بر این، توصیه می‌شود که نرخ‌های خنک‌سازی بالاتری برای به حداقل رساندن تشکیل فازهای دیگر و جلوگیری از ادغام، همان‌طور که در منابع توضیح داده شده است، به کار گرفته شود [۴۱ و ۴۷]. واضح است که دستیابی به درجات بالاتری از سرعت تف جوشی و خنک‌کنندگی توسط محدودیت‌های فنی در این پژوهش محدود شده است.

ارزیابی TiZrNbCrV در شکل ۵ (ج) واقع در موقعیت (A) مربوط به رنگ خاکستری کم‌رنگ آن، ناکافی بودن Zr و Nb را نشان می‌دهد. برعکس، بررسی شکل ۵ (ج) در نقطه (C) مربوط به سایه خاکستری تیره آن نشان‌دهنده بیش از حد Zr همراه با کمبود Nb است. غلظت قابل توجهی از Zr شناسایی شده در مناطق خاکستری تیره آلیاژ TiZrNbCrV

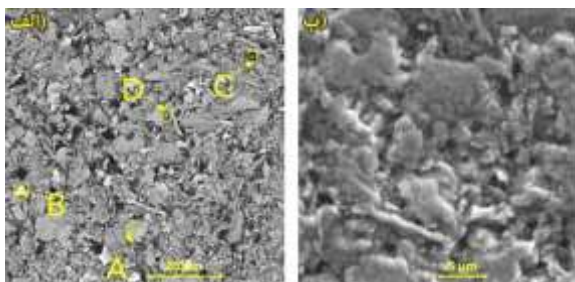
نازک شامل تنش‌های پسماند فشاری در سطح زیر لایه فولادی است. این لایه نازک به شدت پارامتر شبکه‌ای فولاد را کاهش داده و منجر به کوچک شدن فضاهای خالی در دسترس اتم‌های هیدروژن نفوذکننده می‌شود [۴۸-۴۹].

باید در نظر داشت فاکتور دمای تف جوشی بر ساختار نهایی و ویژگی‌های بیومواد تأثیرگذار بوده و بررسی این موضوع نیز می‌تواند در پژوهش‌های آینده مدنظر باشد. ضمناً استفاده از سایر فرآیندهای تف جوشی نظیر تف جوشی جرقه پلاسمایی نیز می‌تواند بر خواص نهایی آلیاژ تأثیرگذار باشد [۵۰-۵۱].

شکل‌های (۸)، (۹) و (۱۰) نیز طیف‌های EDS مربوط به شکل‌های (۵) الی (۷) را نشان می‌دهند.



شکل (۵): تصاویر FE-SEM از آلیاژ $TiZrNbCrV$ در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) وب) تصویر الکترون ثانویه و، ج) تصویر الکترون برگشتی.



شکل (۶): تصاویر FE-SEM از آلیاژ $TiZrNbFeCr$ در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) تصویر الکترون پس پراکنده و ب) تصویر الکترون ثانویه.

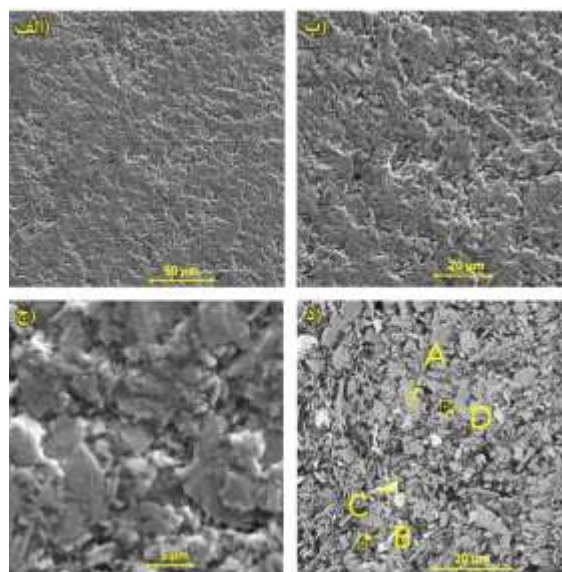
شواهدی را برای حضور ترکیبات بین فلزی دارای زیرکیم در این مناطق فراهم می‌کند.

نمایش آلیاژ $TiZrNbFeCr$ در شکل ۶ (الف)، به‌ویژه در نقطه (A)، نشان‌دهنده کاهش غلظت Ti در مناطق خاکستری کم‌رنگ است. علاوه بر این، کمبود Nb در مناطق تیره مشاهده می‌شود، همان‌طور که در شکل ۶ (الف) در نقطه (D) نشان داده شده است. کمبود Ti موجود در مناطق خاکستری کم‌رنگ منجر به پیدایش ترکیبات بین فلزی مبتنی بر Ti در مناطق تیره‌رنگ آلیاژ $TiZrNbFeCr$ می‌شود.

شکل ۷ (د) در نقطه (A) آنالیز شیمیایی انجام شده بر روی آلیاژ $TiZrNbFeV$ را نشان می‌دهد که مقدار محدودی از V و حضور نسبی Zr را نشان می‌دهد، همان‌طور که توسط منطقه خاکستری تیره آن در شکل ۷ (د) نشان داده شده است. نقطه (B) غلظت نسبتاً کمتری از Ti و Nb را در مقایسه با سایر نقاط نشان می‌دهد. مطابق با تجزیه و تحلیل پراش اشعه ایکس (XRD)، آلیاژ $TiZrNbFeV$ توزیع عمدتاً یکنواختی از عناصر آلیاژی (به‌استثنای Nb) را نشان می‌دهد.

جدول (۱) یافته‌های EDS را برای آزمایش‌های مستند شده در شکل‌های ۵ (ج)، ۶ (الف) و ۷ (ج) نشان می‌دهد. داده‌های ارائه شده در شکل ۵ (ج) در نقطه (B)، شکل ۶ (الف) در نقطه (C) و شکل ۷ (د) در نقطه (D) به‌وضوح غلظت قابل توجهی از آلومینیوم را در مناطق سیاه نشان می‌دهد. این پدیده به استفاده از خمیر الماس، یک عامل صیقل دهنده رایج که در تجزیه و تحلیل متالوگرافی استفاده می‌شود، نسبت داده می‌شود. پدیده فوق نشان می‌دهد که نواحی سیاه مناطقی هستند که با فضاهای خالی مشخص می‌شوند که در طی فرآیند تحلیل متالوگرافی آلوده و اشغال می‌شوند.

آلیاژ $TiZrNbCrV$ تنها آلیاژ بدون عنصر آهن (Fe) در ترکیب آن است. با این حال، جدول (۲) وجود اندازه‌گیری آهن را نشان می‌دهد. طبق تحقیقات قبلی، آلودگی در طول فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به‌عنوان منبع وجود آهن در آلیاژ $TiZrNbCrV$ شناسایی شده است. علت اساسی تأثیر مثبت عملیات ساچمه زنی سطح نمونه‌های فولادی در بهبود عمر نسبی نمونه‌ها در آزمون نرخ کرنش آهسته، ایجاد یک لایه

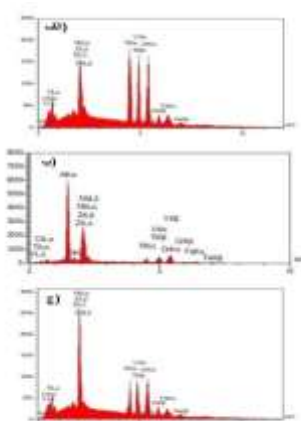


شکل (۷): تصاویر FE-SEM از آلیاژ TiZrNbFeV در

بزرگنمایی‌های مختلف: الف)، ب)، ج) تصاویر الکترون ثانویه و د) تصویر الکترون برگشتی.

جدول (۲): تجزیه و تحلیل EDS نقاط (بر اساس درصد اتمی) ذکر شده در تصاویر الکترون برگشتی در شکل‌های ۵ الی ۷.

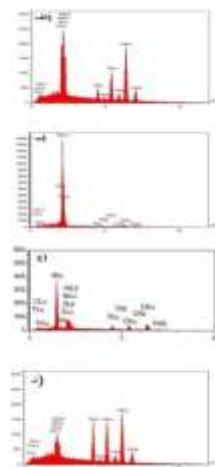
Si	Al	Nb	Zr	Fe	Cr	V	Ti	نقاط
-	-	6.61	12.85	2.81	24.03	25.21	28.49	شکل ۵ در نقطه A
4.33	71.21	3.6	8.33	0.44	4.52	3.86	3.71	شکل ۵ در نقطه B
-	-	5.4	36.15	2.92	19.03	17.72	18.78	شکل ۵ در نقطه C
-	-	22.46	18.71	26.16	22.15	-	10.52	شکل ۶ الف) در نقطه A
-	-	85.67	5.49	3.55	2.92	-	2.37	شکل ۶ الف) در نقطه B
2.83	76.17	3.55	5.02	4.21	3.89	-	4.33	شکل ۶ الف) در نقطه C
-	-	11.46	26.6	23.02	18.09	-	20.83	شکل ۶ الف) در نقطه D
-	-	21.95	16.71	28.97	-	12.78	19.59	شکل ۷ د) در نقطه A
-	-	8.14	26.82	24.91	-	23.21	16.92	شکل ۷ د) در نقطه B
-	-	91.21	4.13	2.2	-	1.32	1.14	شکل ۷ د) در نقطه C
-	65.62	2.79	9.21	8.56	-	7.98	5.84	شکل ۷ د) در نقطه D



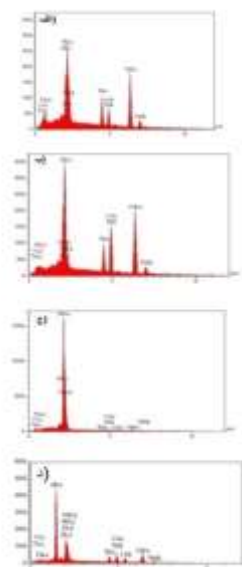
شکل (۸): طیف EDS آلیاژ TiZrNbCrV در نقطه A الف)، B ب) و C ج).

۵- مراجع

- [1] R. E. Reed-Hill, R. Abbaschian & R. Abbaschian, "Physical metallurgy principles", New York: Van Nostrand, Vol. 17, 1973.
- [2] J. R. Davis, ed, "Alloying: understanding the basics", ASM international. 2001.
- [3] D. Brandt, "Metallurgy fundamentals", Goodheart-Willcox Company, Inc, 1985,
- [4] B. Cantor, "Multicomponent and high entropy alloys", Entropy, vol. 16, no. 9, 2014.
- [5] J. W. Yeh, "Overview of high-entropy alloys", In High-Entropy Alloys Springer, Cham, 2016.
- [6] M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw & Y. Zhang, "High-entropy alloys", Cham: Springer International Publishing, 2016.
- [7] 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", Advanced Engineering Materials, vol. 6, no. 5, 2004.
- [8] B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight & A. J. B. Vincent, "Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys", Materials Science and Engineering: A, vol. 375, 2004.
- [9] S. Ranganathan, "Alloyed pleasures: multimetallic cocktails", Current science, 2003.
- [10] J. W. Yeh, "Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys", Jom, vol. 65, no. 12, 2013.
- [11] P. K. Huang, J. W. Yeh, T. T. Shun & S. K. Chen, "Multi-principal-element alloys with improved oxidation and wear resistance for thermal spray coating", Advanced Engineering Materials, 2004.
- [12] C. Y. Hsu, J. W. Yeh, S. K. Chen & T. T. Shun, "Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl 0.5 Fe alloy with boron addition", Metallurgical and Materials Transactions A, 2004.
- [13] J. W. Yeh, S. J. Lin, T. S. Chin, J. Y. Gan, S. K. Chen, T. T. Shun, C. H. Tsau & S. Y. Chou, "Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements", Metallurgical and Materials Transactions A, 2004.
- [14] T. K. Chen, T. T. Shun, J. W. Yeh & M. S. Wong, "Nanostructured nitride films of multi-



شکل (۹): طیف EDS آلیاژ $TiZrNbFeCr$ در نقطه A (الف)، B (ب)، C (ج) و D (د).



شکل (۱۰): طیف EDS آلیاژ $TiZrNbFeV$ در نقطه A (الف)، B (ب)، C (ج) و D (د).

۴- نتیجه گیری

- ۱- ریزساختار آلیاژهای ساخته شده شامل چهار ناحیه برای همه آلیاژهای حاوی BCC اصلی، HCP جزئی (و سایر فازها)، فضاهای خالی و نواحی Nb می باشند.
- ۲- خنک سازی تدریجی پس از فرآیند تف جوشی منجر به ایجاد درصد کمی از فازهای (HCP) در هر یک از سه آلیاژ مورد بررسی می شود. علاوه بر این، دو تا از آلیاژهای مورد بررسی تشکیل فازهای بین فلزی ناشی از فرآیند خنک سازی مشابه را نشان دادند.

- [25] M. Niinomi, T. Narushima & M. Nakai, "Advances in metallic biomaterials", Heidelberg, DE: Springer, 2015.
- [26] G. Popescu, B. Ghiban, C. A. Popescu, L. Rosu, R. Truscă, I. Carcea, V. Soare, D. Dumitrescu, I. M. Constantin, T. Olaru & B. A. Carlan, "New TiZrNbTaFe high entropy alloy used for medical applications", In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering Publishing, 2018.
- [27] J. W. Bae & H. S. Kim, "Towards ferrous medium-entropy alloys with low-cost and high-performance", Scripta Materialia, 2020.
- [28] K. Biswas, J. W. Yeh, P. P. Bhattacharjee & J. T. M. DeHosson, "High entropy alloys: Key issues under passionate debate", Scripta Materialia, 2020.
- [29] H. Naser-Zoshki, A. R. Kiani- Rashid & J. Vahdati-Khaki, "Design of Refractory High-Entropy Alloys to Reduce Weight and Cost", Founding Research Journal, vol. 4, no. 14, pp. 167-173, 2020.
- [30] H. Zhang, Y. Pan & Y. He, "Effects of annealing on the microstructure and properties of 6FeNiCoCrAlTiSi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding", Journal of thermal spray technology, 2011.
- [31] E. P. George, D. Raabe & R. O. Ritchie, "High-entropy alloys", Nature Reviews Materials, 2019.
- [32] B. R. Ke, Y. C. Sun, Y. Zhang, W. R. Wang, W. M. Wang, P. Y. Ma ... & Z. Y. Fu, "Powder metallurgy of high-entropy alloys and related composites: A short review", International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2021.
- [33] M. Todai, T. Nagase, T. Hori, A. Matsugaki, A. Sekita, T. Nakano, "Novel TiNbTaZrMo high-entropy alloys for metallic biomaterials", Scr. Mater, 2017.
- [34] D. Castro, P. Jaeger, A. Catarina Baptista & J. P. Oliveira, "An Overview of High-Entropy Alloys as Biomaterials", Metals, 2021.
- [35] Y. Iijim, T. Nagase, A. Matsugaki, P. Wang, K. Ameyama & T. Nakano, "Design and development of Ti-Zr-Hf-Nb-Ta-Mo high-entropy alloys for metallic biomaterials", Materials and Design, vol. 202, 2021.
- [36] A. Motallebzadeh, N. S. Peighambaroust, S. Sheikh, H. Murakami, S. Guo & D. Canadinc, "Microstructural, mechanical and electrochemical characterization of TiZrTaHfNb and Ti1.5ZrTa0.5Hf0.5Nb0.5 refractory high-entropy element high-entropy alloys by reactive DC sputtering", Surface and Coatings Technology, 2004.
- [15] C. J. Tong, Y. L. Chen, J. W. Yeh, S. J. Lin, S. K. Chen, T. T. Shun, C. H. Tsau & S. Y. Chang, "Microstructure characterization of $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements" Metallurgical and Materials Transactions A, 2005.
- [16] G. U. O. Sheng & C. T. Liu, "Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase", Progress in Natural Science: Materials International, 2011.
- [17] Y. E. H. Jien-Wei, "Recent progress in high entropy alloys", Ann. Chim. Sci. Mat, 2006.
- [18] Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw & Z. P. Lu, "Microstructures and properties of high-entropy alloys", Progress in Materials Science, 2014.
- [19] L. M. Wang, C. C. Chen, J. W. Yeh & S. T. Ke, "The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating $\text{Ni}_x\text{Co}_0.6\text{Fe}_0.2\text{Cr}_0.2\text{SizAlTi}_0.2$ high-entropy alloys" Materials Chemistry and Physics, 2011.
- [20] H. Zhang, Y. Pan & Y. He, "Effects of annealing on the microstructure and properties of 6FeNiCoCrAlTiSi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding", Journal of thermal spray technology, vol. 20, no. 5, pp. 1049-1055 2011.
- [21] W. Y. Ching, S. San, J. Brechtel, R. Sakidja, M. Zhang, & P. K. Liaw, "Fundamental electronic structure and multiatomic bonding in 13 biocompatible high-entropy alloys", NPJ Computational Materials, 2020.
- [22] S. P. Wang & J. Xu, "TiZrNbTaMo high-entropy alloy designed for orthopedic implants: As-cast microstructure and mechanical properties", Materials Science and Engineering: C, 2017.
- [23] T. Nagase, K. Mizuuchi & T. Nakano, "Solidification microstructures of the ingots obtained by arc melting and cold crucible levitation melting in TiNbTaZr medium-entropy alloy and TiNbTaZrX (X= V, Mo, W) high-entropy alloys", Entropy, vol. 21, no. 5, pp. 483.
- [24] A. Vats, N. S. Tolley, J. M. Polak & J. E. Gough, "Scaffolds and biomaterials for tissue engineering: a review of clinical applications", Clinical Otolaryngology & Allied Sciences, vol. 28, no. 3, pp. 165-72, 2003.

"Mechanical, corrosion, and wear properties of biomedical Ti-Zr-Nb-Ta-Mo high entropy alloys", Journal of Alloys and Compounds, 2021.

[46] W. Yang, Y. Liu, Sh. Pang, P. K. Liaw & T. Zhang, "Bio-corrosion behavior and in vitro biocompatibility of equimolar TiZrHfNbTa high-entropy alloy", Intermetallics, 2020.

[47] A. Amigó, A. Vicente, Conrado R. M. Afonso & V. Amigó, "Mechanical Properties and the Microstructure of Ti-35Nb-10Ta-xFe Alloys Obtained by Powder Metallurgy for Biomedical Applications", Metals, 2019.

[48] V. Mayur, G. M. Muralikrishna & B. S. Murty. "High-entropy alloys by mechanical alloying: A review", Journal of Materials Research, 2019.

[49] M. Yousefi, M. Rajabi, A. Reyhani, N. Asgari & Kh. Rahmani, "Investigation of microstructure of pressed and sintered TiZrNbCrV, TiZrNbFeCr, TiZrNbFeV high entropy alloys produced through powder metallurgy and mechanical alloying", Metal Science and Heat treatment, accepted article, 2023.

[۵۰] ن. حسن زاده نعمتی، م. بابایی، ع. چیدری، عرفان و د. ملک پزوه، "آلیاژسازی مکانیکی و ساخت قطعات آلیاژی Zn-4Mn از طریق SPS به منظور استفاده در کاشتنی های کوتاه مدت"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال ۱۶، دوره ۴، صص ۱۷-۲۵، ۱۴۰۱.

[۵۱] م. خدائی، م. مرآتیان، ا. صوابی و م. ح. فتحی، "اثر دمای تف جوشی بر ویژگی های کاشتنی تیتانیومی متخلخل تولید شده به روش فضا نگه دارنده جهت استفاده در بازسازی بافت سخت"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال ۹، دوره ۳، صص ۹-۱، ۱۳۹۴.

۶- پی نوشت

- [1] X-Ray Diffraction
- [2] Field Emission Scanning Electron Microscopy
- [3] Hexagonal Closest Packed
- [4] Body-Centered Cubic (BCC) Structure
- [5] Franz Karl Achard
- [6] Yeh et al
- [7] Cantor et al
- [8] Ranganathan
- [9] Popescu et al
- [10] Bae & Kim
- [11] Todai
- [12] Spark Plasma Sintering
- [13] Etching

alloys for biomedical applications", Intermetallics, 2019.

[37] T. Ishimoto, R. Ozasa, K. Nakano, M. Weinmann, Ch. Schnitter, M. Stenzel, A. Matsugaki, T. Nagase, T. Matsuzaka, M. Todai, H. S. Kim & T. Nakano, "Development of TiNbTaZrMo bio-high entropy alloy (Bio-HEA) super-solid solution by selective laser melting, and its improved mechanical property and biocompatibility", Scripta Materialia, 2021.

[38] T. Hori, T. Nagase, M. Todai, A. Matsugaki & T. Nakano, "Development of non-equiatom Ti-Nb-Ta-Zr-Mo high-entropy alloys for metallic biomaterials", Scripta Materialia, 2019.

[39] T. Nagase, Y. Iijima, A. Matsugaki, K. Ameyama & T. Nakano, "Design and fabrication of Ti-Zr-Hf-Cr-Mo and Ti-Zr-Hf-Co-Cr-Mo highentropy alloys as metallic biomaterials", Materials Science & Engineering C, 2020.

[40] J. Shittu, M. Pole, I. Cockerill, M. Sadeghilaridjani, L V. Kumar Reddy, G. Manivasagam, H. Singh, Harpreet S. Grewal, H. Singh Arora & S. Mukherjee, "Biocompatible High Entropy Alloys with Excellent Degradation Resistance in a Simulated Physiological Environment", ACS Appl. Bio Mater, 2020.

[41] Y. Wu, P. K. Liaw & Y. Zhang, "Preparation of Bulk TiZrNbMoV and NbTiAlTaV High-Entropy Alloys by Powder Sintering", Metals, 2021.

[42] Z. Jiří, M. Jaroslav, P. Zdeněk, A. Irena & V. Jaroslav, "Structure And Mechanical Properties Of Tanbhfzrti High Entropy Alloy", Jun Brno, Czech Republic, 2015.

[43] B. Weia, J. Panga, J. Xub, C. Sunb, H. Zhangb, Z. Wang, C. Yu & W. Ke, "Microbiologically influenced corrosion of TiZrNb medium-entropy alloys by Desulfovibrio desulfuricans", Journal of Alloys and Compounds, 2021.

[44] H. Song, S. Lee & K. Lee, "Thermodynamic parameters, microstructure, and electrochemical properties of equiatom TiMoVWCr and TiMoVNbZr high-entropy alloys prepared by vacuum arc remelting", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2021.

[45] N. Huaa, W. Wang, Q. Wang, Y. Ye, S. Lin, L. Zhang, Q. Guo, J. Brechtlc & P. K. Liaw,