

## ساخت و بررسی رفتار سایشی کامپوزیت‌های زمینه NiTi تقویت شده با نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> تهیه شده به روش آلیاژسازی مکانیکی و پرس گرم ایزواستاتیک

محمد فرویزی<sup>۱\*</sup>، تورج عبادزاده<sup>۲</sup>، محمدرضا واعظی<sup>۱</sup> و عبدالرضا سیم‌چی<sup>۳</sup>

- ۱- پژوهشکده مواد نو، پژوهشگاه مواد و انرژی
- ۲- پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی
- ۳- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۱/۱۲/۱۹، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۲/۰۳/۰۲، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۲/۰۴/۲۴

### چکیده

کامپوزیت‌های زمینه NiTi تقویت شده با نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با انجام آلیاژسازی مکانیکی بر روی عناصر Ni و Ti در مجاورت نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و استفاده از روش پرس گرم ایزواستاتیک تهیه گردید. بررسی‌های ریزساختاری نشان دهنده تشکیل ساختار فازی پیچیده شامل فازهای آستنیتی (B2 NiTi) و مارتنزیتی (B19' NiTi) همراه با فازهای غنی از نیکل (Ni<sub>3</sub>Ti) و غنی از تیتانیم (NiTi<sub>2</sub>) می‌باشد. نتایج آزمون فرورونده نانو نشان داد که خواص مکانیکی شامل سختی و مدول الاستیک در نمونه کامپوزیتی بطور چشمگیری بیشتر از نمونه NiTi تهیه شده از پودر متمیزه است. در عین حال میزان خاصیت شبه الاستیسیته در مورد نمونه کامپوزیتی بطور جزئی کاهش یافته است. نتایج آزمون سایش نیز نشانگر بهبود قابل توجه مقاومت به سایش در مورد نمونه کامپوزیتی در بارهای کم و زیاد است که علت آن افزایش خواص مکانیکی همراه با مقدار قابل قبول خاصیت شبه الاستیسیته است.

**واژه‌های کلیدی:** نانو کامپوزیت، NiTi، نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>، پرس گرم ایزواستاتیک، سایش.

### ۱- مقدمه

بازیابی می‌شود که همین امر به بهبود عملکرد سایشی کمک می‌کند (خاصیت شبه الاستیسیته) [۵، ۱]. اما نکته مهم در مورد رفتار شبه الاستیک این است که این خاصیت فقط در محدوده دمایی کوچکی موثر است [۶]. بنابراین در حین سایش تحت بارگذاری‌های بالا و مسافت‌های طولانی که دما در سطح سایش افزایش می‌یابد ماده از محدوده شبه الاستیک خارج می‌شود و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک بر انجام استحاله مارتنزیتی تحت تنش پیشی می‌گیرد. در چنین شرایطی آلیاژ همانند آلیاژهای معمولی عمل می‌کند و بهبود خواص مکانیکی به افزایش مقاومت به سایش منجر می‌شود [۷].

بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد آلیاژ NiTi مقاومت به سایش بسیار خوبی از خود نشان می‌دهد که علت چنین رفتاری بطور عمده به رفتار شبه الاستیک آن بر می‌گردد [۱، ۲]. در کنار این خاصیت وجود برخی خواص ذاتی مانند آهنگ کارسختی بالا هم در رفتار سایشی ماده نقش دارد [۳، ۴]. در صورتیکه آلیاژ NiTi در محدوده دمایی بالاتر از A<sub>F</sub> تحت اعمال تنش قرار گیرد تغییر فاز (استحاله) از فاز آستنیت به مارتنزیت انجام می‌شود که پس از باربرداری بخش عمده تغییر شکل ایجاد شده

\* عهده‌دار مکاتبات: محمد فرویزی

نشانی: کرج، مشکین دشت، پژوهشگاه مواد و انرژی

تلفن: ۰۲۶۳-۶۲۰۱۸۸۸، دورنگار: ۰۲۶۳-۶۲۰۱۸۸۸، پست الکترونیکی: mmfarvizi@merc.ac.ir

وزنی Ti و ۵۶ درصد وزنی Ni در حضور درصدهای مختلف نانوذرات  $Al_2O_3$  (بین صفر تا ۶ درصد وزنی) در آسیاب مکانیکی پر انرژی آسیاب شده و پودر نانوکامپوزیتی تهیه شده ( $Al_2O_3$ -NiTi) به روش پرس گرم ایزواستاتیک (Hot Isostatic Pressing: HIP) تحت تف جوشی قرار گرفت.

پس از تهیه نمونه‌های بالک با دانسیته بسیار نزدیک به دانسیته تئوریک، اثر افزودن نانوذرات  $Al_2O_3$  بر رفتار سایشی، خاصیت شبه الاستیسیته و خواص مکانیکی نظیر سختی و مدول الاستیک مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

## ۲- فعالیت‌های تجربی

مواد اولیه مورد استفاده در این پژوهش شامل پودرهای عنصری تیتانیوم (Alfa Aesar, Germany, ۹۹/۶٪) و نیکل (INCO Company, Canada, ۹۹/۸٪) و نانوالفا آلومینا (Taimei Chemicals, ۹۹/۹٪) با میانگین اندازه ذرات ۸۰ نانومتر می‌باشند که با نسبت وزنی مناسب برای تهیه NiTi به صورت هم اتمی باهم مخلوط شدند. برای تهیه مخلوط کامپوزیتی، نانوذرات  $Al_2O_3$  با درصد وزنی مشخص (بین صفر تا ۶ درصد وزنی) به مخلوط شامل Ni و Ti اضافه گردید. فرآیند آسیابکاری در اتمسفر آرگون با خلوص بالا انجام گرفت. همچنین از ۱ درصد وزنی اسید استئاریک به عنوان عامل کنترل کننده فرآیند استفاده شد. مخلوط تهیه شده با نسبت‌های وزنی مشخص در آسیاب سیاره‌ای تحت آلیاژسازی مکانیکی قرار گرفت. زمان آلیاژسازی مکانیکی ۲۰ ساعت، نسبت وزنی پودر به گلوله ۱۰:۱، سرعت چرخش در حین فرآیند آسیاب ۳۰۰ دور بر دقیقه و گلوله‌های مورد استفاده در آلیاژسازی مکانیکی از جنس فولاد پر کروم انتخاب شد. شرایط انجام آلیاژسازی مکانیکی مطابق مرجع [۱۵] انتخاب گردید. در حالت کلی، روش‌های تف جوشی بدون اعمال فشار در نمونه‌های نایتینولی منجر به ایجاد قطعه با دانسیته کامل نمی‌شوند [۱۶] و به همین دلیل برای تهیه قطعاتی با دانسیته بالاتر بایستی از روش‌های پیشرفته‌تر مانند HIP استفاده کرد. برای انتخاب شرایط انجام HIP از روش بهینه شده مربوط به تف جوشی پودرهای NiTi که منجر

امروزه دسته جدیدی از کامپوزیت‌ها بوجود آمده‌اند که در آنها از مواد حافظه‌دار مانند NiTi به عنوان فاز زمینه و از ذرات سخت و ترد مانند TiC و TiN به عنوان تقویت کننده ذره‌ای استفاده می‌شود [۵،۸].

برای سنتز این کامپوزیت‌ها از روش‌های مختلفی مانند ذوب و ریخته‌گری و یا از روش‌های مبتنی بر متالورژی پودر مانند آلیاژسازی مکانیکی استفاده شده است. با توجه به مشکلات موجود در روش‌های مبتنی بر ذوب و ریخته‌گری نظیر جدانشینی عناصر آلیاژی، جذب ناخالصی‌ها و رشد بی‌رویه اندازه دانه و همچنین کارپذیری پایین آلیاژ NiTi، تمایل روز افزونی به ساخت این آلیاژ از طریق روش‌های مبتنی بر متالورژی پودر وجود دارد. در بین روش‌های بر پایه متالورژی پودر، روش آلیاژسازی مکانیکی از برخی جهات حائز اهمیت است: اولاً در این روش مشکلات ناشی از رشد دانه و جدانشینی که در روش‌های مبتنی بر ریخته‌گری بوجود می‌آید، وجود ندارد و مثال‌های متنوعی از استفاده موفق از این روش برای سنتز مواد نانوکامپوزیت وجود دارد [۹-۱۲]. همچنین مزیت مهم دیگر آن، امکان سنتز کامپوزیت از مواد ارزان قیمت و بصورت درجا است. پودر کامپوزیتی  $Al_2O_3$ /NiTi اولین بار به روش آلیاژسازی مکانیکی سنتز شده است [۱۳]. اما گزارشی در مورد خواص قطعات تف جوشی شده از جمله خواص سایشی و مکانیکی آن ارائه نگردیده است. در تحقیقات انجام شده بر روی کامپوزیت‌های زمینه حافظه‌دار بطور عمده از ذرات با سایز میکرونی و با درصدهای بالا برای تقویت زمینه NiTi استفاده شده و مطالعه جامعی در مورد تاثیر افزودن ذرات نانومتری به عنوان تقویت کننده بر خواص سایشی و مکانیکی آن انجام نشده است. طبق مکانیزم استحکام بخشی ارووان، استفاده از ذرات نانومتری به جای ذرات با سایز میکرونی می‌تواند در درصدهای مشابه منجر به افزایش بیشتر خواص مکانیکی شود [۱۴]. آلومینا با دارا بودن سختی و استحکام بالا، مقاومت به خوردگی مناسب و خواص حرارتی خوب دارای کاربردهای فراوانی در عرصه مهندسی است که از آن جمله می‌توان به کاربرد آن به عنوان ماده مقاوم به سایش اشاره کرد. در این تحقیق برای تهیه پیش ماده، عناصر Ti و Ni با نسبت وزنی ۴۴ درصد

شد. همچنین برای مطالعه دقیق تر ریزساختار از دستگاه Cs-corrected STEM (JEM-2100F) با ولتاژ 200 kV استفاده گردید.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- آلیاژسازی مکانیکی در سیستم Ni-Ti-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

در شکل ۱-الف طرح پراش اشعه ایکس مربوط به سیستم Ni-Ti که در حضور ۶ درصد وزنی از نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> در زمان‌های مختلف تحت آلیاژسازی مکانیکی قرار گرفته است نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود در زمان‌های اولیه آلیاژسازی مکانیکی شدت پیک‌های عنصری نیکل و تیتانیوم کم شده و پهنای پیک‌ها افزایش می‌یابد که علت آن ریز شدن اندازه کریستالیت‌ها و افزایش عیوب شبکه‌ای و نابجایی‌ها است که منجر به افزایش کرنش شبکه‌ای می‌شود. با ادامه فرآیند آسیاکاری و ورود تدریجی اتم‌های تیتانیوم به ساختار نیکل، محلول جامد فوق اشباع در سیستم تشکیل می‌شود. از سوی دیگر با توجه به اینکه اتم‌های تیتانیوم سایز بزرگتری (۱/۴۵ آنگستروم) نسبت به اتم‌های نیکل (۱/۲۴ آنگستروم) دارند، ورود آنها به شبکه نیکل باعث افزایش ثابت شبکه آن می‌شود و در نتیجه پیک مورد نظر به سمت زوایای پراش کمتر منتقل می‌شود. پس از انجام ۱۰ ساعت آسیاکاری، پیک جدیدی در  $2\theta = 42.6^\circ$  تشکیل می‌شود که مربوط به فاز NiTi است. بررسی‌های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) و همچنین وجود عرض پیک زیاد در نتایج XRD نشانگر ساختار نانومتری فاز NiTi تشکیل شده است. نکته قابل توجه در این بخش اثر فعال کننده نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> در آلیاژسازی مکانیکی است بطوریکه تشکیل NiTi در غیاب نانوذرات نیازمند ۴۰ ساعت آسیاکاری در شرایط مشابه است [۱۵،۲۱] در حالی که در حضور این ذرات زمان رسیدن به فاز NiTi بطور قابل توجهی کاهش می‌یابد که این امر منجر به کاهش ورود ناخالصی‌هایی مانند آهن به سیستم می‌شود. علت تسریع تشکیل فاز NiTi در حضور نانوذرات، افزایش دانسیته نابجایی‌ها طبق مکانیزم ارووان می‌باشد [۱۵].

به ایجاد دانسیته نزدیک ۱۰۰٪ می‌شود استفاده گردید [۲۰-۱۷]. برای فرآیند تف جوشی، دمای ۱۰۶۵ °C و فشار ۱۰۰ MPa و زمان ۳ ساعت انتخاب شد. در داخل هر یک از کپسول‌های مورد استفاده در روش HIP حدود ۲۰ گرم از پودرهای تهیه شده ریخته شد. قطر نمونه‌ها پس از تف جوشی حدود ۲۰ میلی‌متر می‌باشد. کپسول‌های فولادی که نمونه‌های تف جوشی شده در داخل آنها قرار داشتند با استفاده از ماشینکاری از نمونه جدا شده و سطح نمونه بوسیله سنباده آماده گردید.

پس از تهیه نمونه‌های تف جوشی شده و آماده‌سازی سطحی آنها، به منظور بررسی خواص مکانیکی موضعی نمونه‌ها و خاصیت شبه الاستیسیته از روش فرورونده نانو (Nanoindentation) استفاده گردید.

دستگاه فرورونده در مقیاس نانو مورد استفاده در این آزمایش‌ها، Agilent Technologies Nanoindenter 6200 می‌باشد. مقدار ضریب پوآسون اعمال شده در محاسبات ۰/۳ بوده و خطای مربوط به دفع حرارتی توسط دستگاه اصلاح گردید. همچنین با استفاده از نرم‌افزار موجود در دستگاه مقدار سختی و مدول الاستیک در هر نقطه از نمونه بطور خودکار محاسبه شد. نوع فرورونده انتخاب شده از نوع هرمی (برکوویچ) و ماکزیمم مقدار بار اعمالی ۳۰ mN انتخاب گردید. برای اطمینان از نتایج بر روی هر نمونه در ۱۰ نقطه متفاوت اندازه‌گیری انجام شد.

برای بررسی خواص سایشی از دستگاه سایش با مدل (Neo-Tribo RFW160) و مکانیزم گلوله بر روی دیسک در شرایط خشک استفاده شد. جنس گلوله‌ها کاربید تنگستنی و قطر آنها ۶ میلی‌متر بودند. بار عمودی اعمالی در حین سایش بین ۱۰ تا ۳۰ نیوتن و فرکانس حرکت گلوله ۵ هرتز و طول ناحیه حرکتی گلوله‌ها ۲ میلی‌متر انتخاب شد. پس از انجام سایش با مسافت‌های مختلف تغییر وزن، تغییر در عمق و عرض ناحیه تحت سایش بطور خودکار توسط سنسورهای موجود در دستگاه سایش تعیین گردید.

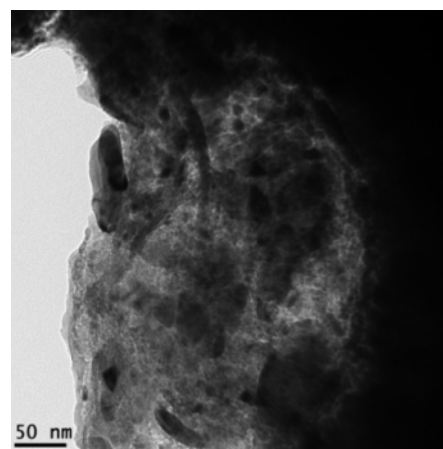
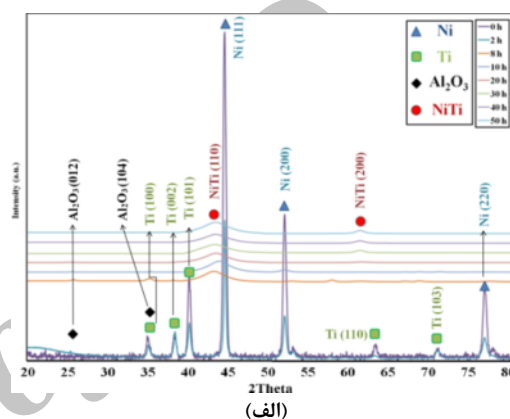
برای بررسی سطح سایش از میکروسکوپ الکترونی روبشی (JEOL JSPM-5400, Japan) مجهز به EDS و برای ارزیابی ریزساختار از پراش اشعه X توسط تابش K $\alpha$  مس از دستگاه Advanced Bruker Diffractometer استفاده

گرفته است. همچنین پیک مربوط به عنصر ناخالصی آهن در بررسی صورت گرفته مشاهده نشد. در واقع یکی از مهمترین مزیت‌های کاهش زمان آلیاژسازی مکانیکی در حضور نانوذرات، به حداقل رسیدن میزان ورود ناخالصی‌ها به پودر کامپوزیتی است که اثر مستقیم در کیفیت نهایی قطعه تف جوشی شده از این پودر خواهد داشت.

### ۳-۲- تهیه نمونه‌های بالک به روش HIP

پس از تهیه پودر کامپوزیتی به روش MA با ترکیب  $6\text{wt.}\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiTi}$ ، به دلیل اینکه استفاده از روش‌های معمولی تف جوشی منجر به ایجاد ساختار متخلخل می‌گردد از روش پرس گرم ایزواستاتیک برای تهیه قطعات بالک با دانسیته نزدیک به دانسیته تئوریک استفاده گردید. در شکل ۳-الف طرح پراش اشعه ایکس مربوط به نمونه کامپوزیتی پس از انجام تف جوشی ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود نمونه تف جوشی شده دارای ساختار فازی پیچیده شامل فاز غنی از نیکل ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ )، فاز غنی از تیتانیوم ( $\text{NiTi}_2$ )، فاز آستنیتی  $\text{NiTi}$  B2 و فاز مارتنزیتی  $\text{NiTi}$  B19' است. مطابق نتایج تحقیق صورت گرفته توسط Laeng و همکارانش [۲۲] تشکیل  $\text{NiTi}$  از طریق واکنش حالت جامد بین نیکل و تیتانیوم از لحاظ ترمودینامیکی حالت ترجیحی ندارد و معمولاً ترکیبات بین فلزی  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  و  $\text{NiTi}_2$  قبل از تشکیل  $\text{NiTi}$  تشکیل می‌شوند. تشکیل این ترکیبات بین فلزی پس از انجام تف جوشی بر روی نمونه‌های تهیه شده از پودرهای عنصری توسط سایر محققین نیز گزارش شده است [۲۵-۲۳]. همچنین تشکیل این فازها به دلیل تغییر نسبت  $\text{Ni/Ti}$  در زمینه باعث تغییر دمای استحاله مارتنزیتی می‌شود که تشکیل فاز مارتنزیتی در کنار فاز آستنیتی می‌تواند به همین علت باشد. از روش HRTEM جهت بررسی دقیق‌تر ریزساختار نمونه‌های بالک استفاده شد (شکل ۳-ب). بررسی تصاویر مربوطه با استفاده از تکنیک FFT تایید کننده وجود ساختار پیچیده فازی است ولی در بیشتر بخش‌ها فاز آستنیتی  $\text{NiTi}$  B2 غالب است. طبق بررسی‌های ریزساختاری انجام گرفته به روش HRTEM بر روی نمونه  $6\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiTi}$  تهیه شده از پودر آلیاژسازی مکانیکی و تف جوشی شده به روش HIP نشان می‌دهد

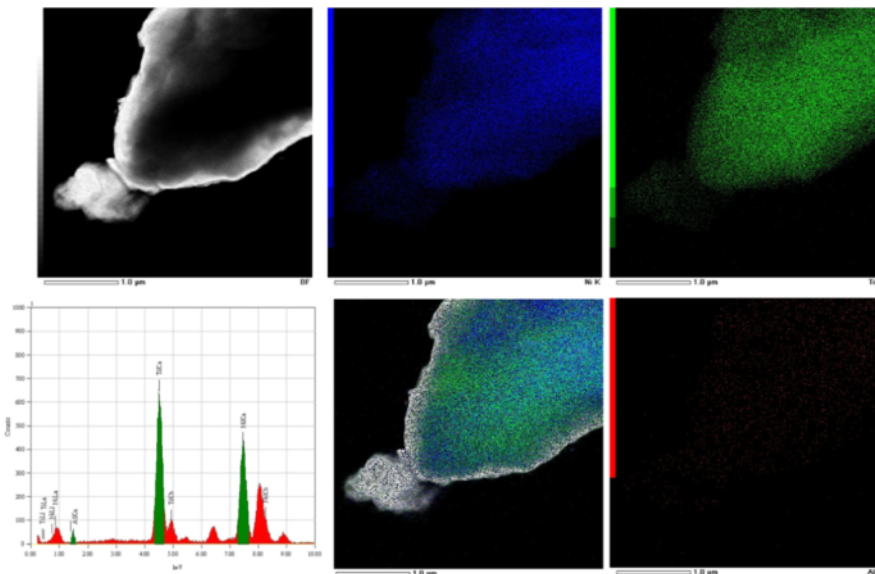
در شکل ۱-ب تصویر TEM مربوط به سیستم  $6\text{wt.}\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni-Ti}$  پس از انجام آلیاژسازی مکانیکی به مدت ۱۰ ساعت نشان داده شده است. اندازه تقریبی کریستالیت‌ها در این حالت بین ۱۰ تا ۷۰ نانومتر می‌باشد. به منظور بررسی روند انجام آلیاژسازی مکانیکی (MA) پس از گذشت ۱۰ ساعت از زمان آسیاکاری در سیستم  $\text{Ni-Ti}$  و در حضور ۶٪ از فاز تقویت کننده نانو  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ، از روش ایجاد نقشه عنصری توسط EDX-TEM Mapping استفاده شد (شکل ۲).



(ب)

شکل ۱: الف) الگوی XRD برای نمونه پودری  $6\text{wt.}\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiTi}$  که تحت فرآیند آلیاژسازی مکانیکی در زمان‌های مختلف قرار گرفته و ب) تصویر TEM از پودر کامپوزیتی  $6\text{wt.}\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-NiTi}$  پس از انجام آلیاژسازی به مدت ۱۰ ساعت.

همانگونه که مشاهده می‌شود نانوذرات تقویت کننده دارای توزیع همگن در ساختار هستند و از سوی دیگر بررسی شدت پیک‌های عناصر نیکل و تیتانیوم و نحوه توزیع آنها نشان می‌دهد که آلیاژسازی در سیستم به خوبی صورت



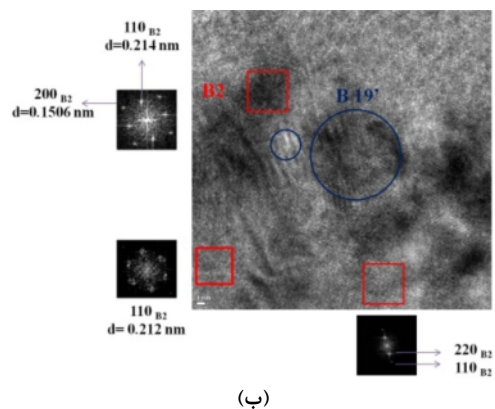
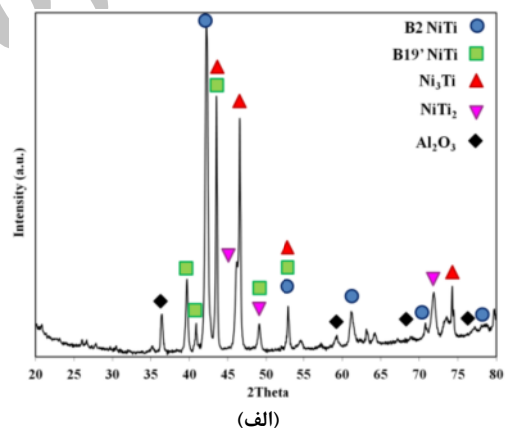
شکل ۲: بررسی نحوه توزیع عناصر در سیستم Ni-Ti- 6wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> پس از گذشت ۱۰ ساعت از زمان آسیاکاری به روش EDX-TEM Mapping.

وجود تیغه‌های مارتنزیتی با اندازه‌های کوچک با نظریه ارائه شده توسط Zhang و همکارانش [۲۶،۲۷] مطابق است. در ساختار این نمونه وجود فازهای بین فلزی NiTi<sub>2</sub> و Ni<sub>3</sub>Ti توسط روش XRD تثبیت شده است که این فازها از رشد تیغه‌های مارتنزیتی جلوگیری می‌کنند و باعث تشکیل مورفولوژی ظریف فاز مارتنزیتی می‌گردند.

### ۳-۳- بررسی خواص مکانیکی با روش فرورونده نانو

روش فرورونده نانو امروزه بطور گسترده برای تعیین خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرد [۲۸]. در این روش با استفاده از اعمال نیرو به یک فرورونده و تحلیل منحنی نیروی اعمالی بر حسب عمق فرورفتگی فرورونده در سطح می‌توان خواص نظیر سختی، مدول الاستیک و شبه الاستیسیته را تعیین کرد. در شکل ۴ منحنی مذکور برای نمونه کامپوزیتی با ترکیب 6wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiTi و به روش HIP تهیه شده نشان داده شده است. برای محاسبه خاصیت شبه الاستیسیته از روش پیشنهاد شده توسط D.Y. Li استفاده گردید [۲۹]. نتایج مربوط به تحلیل این منحنی در جدول ۱ ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود خواص مکانیکی شامل مدول الاستیک و سختی در نمونه کامپوزیتی که توسط نانوذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> تقویت شده بسیار بیشتر از نمونه NiTi

نمونه مناطق مارتنزیتی و آستنیتی در سایزهای کوچک و در فواصل نزدیک به هم قرار دارند (شکل ۳-ب).



(ب)

شکل ۳: الف) XRD مربوط به نمونه بالک با ترکیب 6wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiTi تهیه شده به روش HIP و ب) تصویر HRTEM مربوط به ریزساختار به همراه تصاویر FFT از زمینه کامپوزیت مربوطه.

می‌دهد که این ماده همچنان دارای خاصیت شبه الاستیک قابل توجهی است.

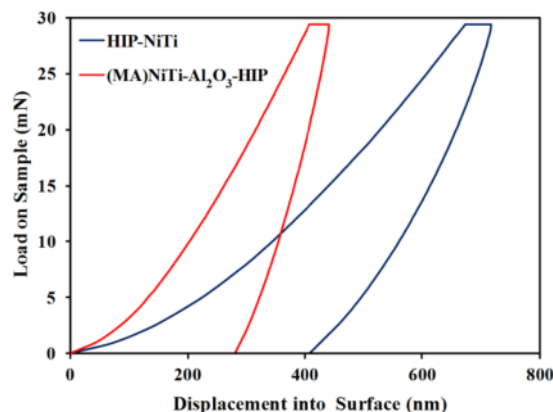
### ۳-۴- بررسی رفتار سایشی

همانگونه که اشاره شد آلیاژ NiTi دارای مقاومت بسیار خوب در برابر سایش به خصوص در بارگذاری‌های کم است. در بارگذاری‌های کم خاصیت شبه الاستیسیته در سیستم فعال است و تنش اعمالی باعث انجام استحاله مارتنزیتی تحت تنش در زمینه NiTi می‌شود و در نتیجه بخش قابل توجهی از کرنش ایجاد شده پس از باربرداری بازیابی می‌شود که منجر به افزایش مقاومت به سایش می‌گردد [۱]. اما در سایش تحت نیروی زیاد، تغییر شکل پلاستیک با مکانیزم لغزش بر استحاله مارتنزیتی تحت تنش پیشی می‌گیرد. با توجه به این شرایط، در این تحقیق برای تقویت فاز زمینه از نانوذرات  $Al_2O_3$  با درصدی کم استفاده گردید تا ضمن بهبود خواص مکانیکی افت چشمگیری در شبه الاستیسیته ایجاد نشود. تصویر SEM با بزرگنمایی کم در شکل ۵ تغییرات عرض ناحیه سائیده شده در نمونه NiTi خالص (بدون تقویت کننده) تهیه شده به روش HIP پس از انجام تست سایش به مسافت ۳۰۰ متر و در نیروهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن را نشان می‌دهد.

عرض ناحیه سائیده شده به عنوان معیاری از مقاومت ماده به سایش مطرح می‌باشد. عرض ناحیه مذکور پس از انجام تست سایش در نیروی ۱۰ و ۲۰ N به ترتیب حدود ۱۹۶۱ و ۲۹۶۱ میکرون می‌باشد. در شکل ۶ عرض ناحیه تحت سایش در نیروی ۲۰ N برای نمونه کامپوزیتی  $6Al_2O_3-NiTi$  ارائه شده است که در مقایسه با شرایط مشابه با نمونه NiTi کاهش قابل توجهی از خود نشان می‌دهد. در شکل ۷ عرض ناحیه سائیده شده تحت بارهای مختلف برای نمونه مرجع و نمونه کامپوزیتی ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود عرض این ناحیه هم در بار کم و هم در بار زیاد برای نمونه کامپوزیتی کمتر است که نشان می‌دهد مقاومت به سایش پس از افزودن نانوذرات بهبود یافته است.

علت این افزایش، بهبود خواص مکانیکی و دارا بودن مقدار قابل قبول خاصیت شبه الاستیسیته در فاز زمینه می‌باشد.

است ولی خاصیت شبه الاستیسیته برای نمونه کامپوزیتی کاهش یافته است که نشان دهنده دشواری در استحاله مارتنزیتی تحت تنش است.



شکل ۴: منحنی بار اعمالی بر حسب جابجایی در سطح که از آزمون فرورونده نانو بدست آمده است.

جدول ۱: خواص مکانیکی محاسبه شده از شکل ۴.

	مدول الاستیک (GPa)	سختی (GPa)	ضریب شبه الاستیسیته ( $\eta$ Ratio)
HIP-NiTi (Atomized)	۵۲/۰۶±۸/۵	۳/۶±۰/۳	۴۶/۹±۱/۱
HIP-6Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -NiTi(MA)	۱۴۹/۳۵±۸	۹/۱۲±۰/۷	۴۰/۹±۲

با توجه به نتایج حاصل از XRD می‌توان گفت وجود فازهای بین فلزی  $NiTi_2$  و  $Ni_3Ti$ ، ریزتر بودن ریزساختار و همچنین توزیع نانوذرات آلومینایی در بالاتر بودن میزان خواص مکانیکی نمونه کامپوزیتی نقش دارند. از سوی دیگر، نمونه  $MA-6Al_2O_3-NiTi-HIP$  از لحاظ خاصیت شبه الاستیسیته دارای مقدار ضریب  $\eta$  کمتری نسبت به نمونه تهیه شده از پودر اتمیزه نایتینول است که علت آن کمتر بودن فاز آستنیت در این نمونه و همچنین نقش بازدارنده نانوذرات در انجام استحاله مارتنزیتی  $B2 \leftrightarrow B19'$  می‌باشد. هر چند در نمونه‌های کامپوزیتی تقویت شده با نانوذرات میزان خاصیت شبه الاستیسیته نسبت به نمونه NiTi خالص افت کرده اما همچنان این ماده دارای رفتار شبه الاستیک قابل توجهی است. مقایسه مقدار ضریب  $\eta$  این نمونه ( $\eta=40/9$ ) با موادی نظیر فولاد و نیکل با مقدار ضریب  $\eta$  حدود ۱۱٪ در بارگذاری‌های مشابه [۳۰] نشان

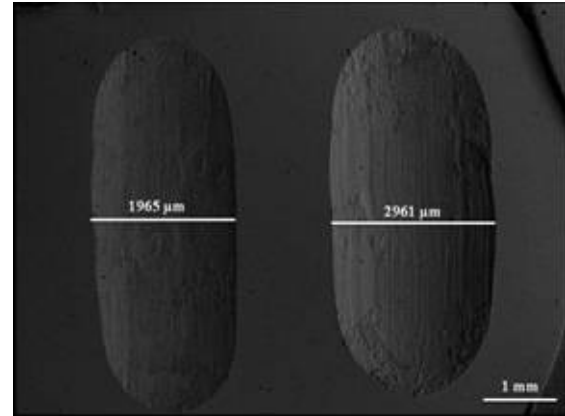
خصوص در بارگذاری‌هایی با بار زیاد دچار مشکل می‌کند که برای جبران آن و ارتقاء خواص مکانیکی می‌توان از مکانیزم استحکام بخشی با ذرات نانومتری استفاده کرد.

#### ۴- نتیجه‌گیری

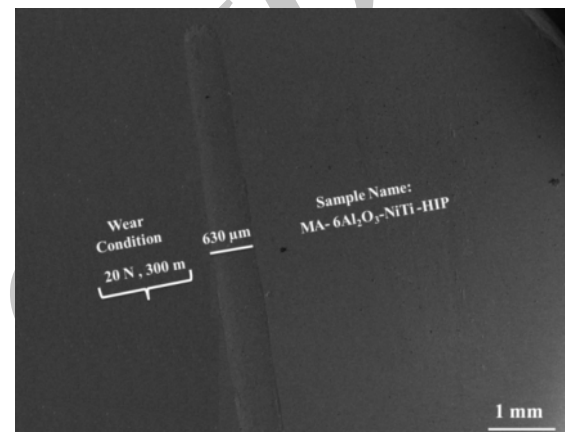
در این پژوهش در ابتدا پودر نانوکامپوزیت با ترکیب NiTi تقویت شده با ۶ درصد وزنی از نانوذرات  $Al_2O_3$  به روش آلیاژسازی مکانیکی تهیه گردید. هدف از افزایش نانوذرات بهبود خواص سایشی و تسهیل تشکیل فاز NiTi می‌باشد. بررسی‌های ریزساختاری نشانگر تسریع تشکیل فاز NiTi به دلیل افزایش دانسیته نابجایی‌ها در مجاورت نانوذرات می‌باشد. برای تهیه نمونه بالک با دانسیته کامل از روش پرس گرم ایزواستاتیک استفاده گردید. مطالعه ریزساختار نمونه بالک نشان داد که کامپوزیت تهیه شده دارای ساختار فازی پیچیده شامل NiTi در هر دو حالت مارتنزیتی و آستنیتی،  $Ni_3Ti$  و  $NiTi_2$  می‌باشد. نتایج مربوط به آزمون فرورونده نانو نشان داد مدول الاستیک و سختی کامپوزیت حاصل در مقایسه با نمونه مرجع (نمونه NiTi تهیه شده از پودر اتمیزه به روش HIP) افزایش قابل توجهی یافته است این در حالی است که میزان خاصیت شبه الاستیسیته پس از افزودن نانوذرات به مقدار جزئی کاهش یافته است. مقدار خاصیت شبه الاستیسیته در نمونه کامپوزیتی حدود ۴۱٪ است که نشان می‌دهد کامپوزیت تهیه شده دارای ترکیبی از خواص مکانیکی مناسب و شبه الاستیسیته است که همین عامل باعث افزایش قابل توجه خواص سایشی در بارهای کم و زیاد می‌شود.

#### مراجع

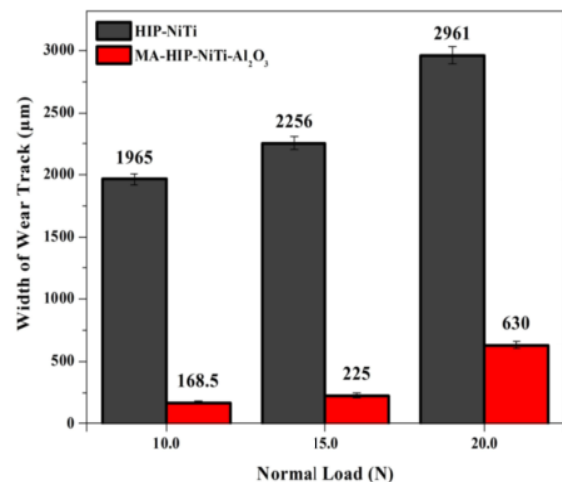
- [1] D.Y. Li, *Wear*, **221**, 1998, 116.
- [2] M. Abedini, H.M. Ghasemi, M. Nili Ahmadabadi, *Mater Design*, **30**, 2009, 4493.
- [3] J. Jin, H. Wang, *Acta Metall. Sinica*, **24**, 1988, 66.
- [4] Y.N. Liang, S.Z. Li, Y.B. Jin, W. Jin, S. Li, *Wear*, **198**, 1996, 236.
- [5] H.Z. Ye, R. Liu, D.Y. Li, R. Eadie, *Comp. Sci. Tech.*, **61**, 2001, 987.
- [6] I. Radu, D.Y. Li, *Wear*, **263**, 2007, 858.
- [7] M. Farvizi, T. Ebadzadeh, M.R. Vaezi, H.S. Kim, A. Simchi, *Mater Design*, **51C**, 2013, 375.
- [8] H.Z. Ye, R. Liu, D.Y. Li, R. Eadie, *Scrip. Mater.*, **41**, 1999, 1039.
- [9] C. Suryanarayana, *Progress. Mater. Sci.*, **46**, 2001, 1.



شکل ۵: تصویر SEM از سطح سایش نمونه مرجع (NiTi) پس از انجام تست سایش به مسافت ۳۰۰ متر تحت بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن.



شکل ۶: تصویر SEM از سطح سایش نمونه  $6Al_2O_3$ -NiTi پس از انجام تست سایش به مسافت ۳۰۰ متر و تحت بار ۲۰ نیوتن.



شکل ۷: تغییرات عرض ناحیه سائیده شده با بار اعمالی برای نمونه NiTi و نمونه  $6Al_2O_3$ -NiTi.

آلیاژ NiTi علی‌رغم خواص ممتاز و منحصر بفرد دارای سختی پایین است که همین عامل عملکرد آن را به

- [20] E. Schuller, O.A. Hamed, M. Bram, D. Sebold, H.P. Buchkremer, D. Stover, *Adv. Eng. Mater.*, **5**, 2003, 918.
- [21] T. Mousavi, F. Karimzadeh, M.H. Abbasi, *Mater. Sci. Eng. A*, **487**, 2008, 46.
- [22] J. Laeng, Z. Xiu, X. Xu, X. Sun, H.Ru, Y. Liu, *Physica Scripta*, **129**, 2007, 250.
- [23] M.D. McNeese, D.C. Lagoudas, T.C. Pollock, *Mater. Sci. Eng. A*, **280**, 2000, 334.
- [24] A. Ghasemi, S.R. Hosseini, S.K. Sadrnezhad, *Mater. Sci. Eng. C*, **32**, 2012, 1266.
- [25] W. Maziarz, J. Dutkiewicz, J. Van Humbeeck, T. Czeppe, *Mater. Sci. Eng. A*, **375-377**, 2004, 844.
- [26] J.X. Zhang, M. Sato, *Acta Materialia*, **49**, 2001, 3001.
- [27] X. Zhang, M. Sato, A. Ishida, *Smart Materials and Structures*, **13**, 2004, 37.
- [28] A.C. Fischer-Cripps, "The IBIS Handbook of Nano-indentation", Forestville, NSW: Fischer-Cripps Lab. Pty Ltd., 2009.
- [29] R. Liu, D.Y. Li, *Scrip. Mater.*, **41**, 1999, 691.
- [30] C. Zhang, Z.N. Farhat, *Wear*, **267**, 2009, 394.
- [10] M. Zakeri, R. Yazdani-Rad, M.H. Enayati, M.R. Rahimpour, *J. Alloys Compds.*, **403**, 2005, 258.
- [11] S.J. Hwang, J. Lee, *Mater. Sci. Eng. A*, **405**, 2005, 140.
- [12] J. Li, F. Li, K. Hu, *J. Mater. Proc. Tech.*, **147**, 2004, 236.
- [13] T. Mousavi, F. Karimzadeh, M.H. Abbasi, *J. Alloys Compds.*, **467**, 2009, 173.
- [14] Z. Zhang, D.L. Chen, *Mater. Sci. Eng. A*, **483-484**, 2008, 148.
- [15] M. Farvizi, T. Ebadzadeh, M.R. Vaezi, A. Simchi, H.S. Kim, *Nano*, **8**, 2013, 1350048.
- [16] B. Bertheville, M. Neudenberger, J.E. Bidaux, *Mater. Sci. Eng. A*, **384**, 2004, 143.
- [17] L. Krone, E. Schüller, M. Bram, O. Hamed, H.P. Buchkremer, D. Stover, *Mater. Sci. Eng. A*, **378**, 2004, 185.
- [18] J. Mentz, J. Frenzel, M.F. Wagner, K. Neuking, G. Eggeler, H.P. Buchkremer, D. Stover, *Mater. Sci. Eng. A*, **491**, 2008, 270.
- [19] J. Mentz, M. Bram, H.P. Buchkremer, D. Stover, *Adv. Eng. Mater.*, **8**, 2006, 247.

Archive of SID