

بررسی آلیاژهای نایتینول در سیم‌های ارتودنسی: خواص، کاربرد و سازوکار

چکیده

نایتینول (NiTi)، به دلیل ویژگی‌های منحصر به فردی چون حافظه شکلی، مقاومت به خستگی و زیست‌سازگاری بالا، در حوزه‌های پزشکی و مهندسی بسیار مورد استفاده قرار گرفته است. از مهم‌ترین کاربردهای این آلیاژ در ساخت سیم‌های ارتودنسی است که به دلیل توانایی اعمال نیروی ثابت و کم‌فشار، موجب بهبود روند درمان و کاهش زمان درمان می‌شود. با این حال، چالش‌های متعددی از جمله آزادسازی یون‌های نیکل و تأثیر آن بر زیست‌سازگاری، کنترل ترکیب شیمیایی و بهینه‌سازی فرآیندهای تولید، همچنان نیازمند بررسی‌های عمیق‌تر هستند. در این پژوهش، تأثیر فرآیندهای تولید از جمله ذوب القایی و متالورژی پودر بر خواص مکانیکی و فازی سیم‌های نایتینول بررسی شده است. همچنین، نقش عملیات حرارتی و پیرسازی بر اصلاح ساختاری و بهبود خاصیت فوق‌الاستیک این آلیاژ تحلیل شده است. بررسی‌های انجام‌شده نشان می‌دهد که با کنترل دقیق ترکیب شیمیایی و جلوگیری از اکسیداسیون تیتانیوم در مراحل تولید، می‌توان خواص عملکردی نایتینول را بهینه‌سازی کرد. علاوه بر این، استفاده از پوشش‌های محافظ مانند Ni-P-NiTi نقش بسزایی در کاهش آزادسازی یون‌های نیکل و افزایش مقاومت به خوردگی این آلیاژ دارد. نتایج حاصل از بررسی نیروی بازگشتی سیم‌های نایتینول نشان می‌دهد که پیرسازی در دمای ۴۰۰ تا ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت کمتر از ۶۰ دقیقه، خاصیت فوق‌الاستیک را بهبود داده و استحکام مکانیکی را افزایش می‌دهد. در نهایت، تأثیر عوامل محیطی مانند pH و دما بر مقاومت به خوردگی این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته و مطابق نتایج اعمال پوشش‌های سطحی می‌تواند نرخ خوردگی را به‌طور قابل توجهی کاهش دهد.

کلیدواژه‌ها: نایتینول، حافظه شکلی، خاصیت فوق‌الاستیک، زیست‌سازگاری، مقاومت به خوردگی، عملیات حرارتی، پوشش‌دهی

Investigation of Nitinol Alloys in Orthodontic Wires: Properties, Applications, and Mechanisms

Abstract

Nitinol (NiTi), due to its unique properties such as shape memory effect, fatigue resistance, and high biocompatibility, has been extensively used in medical and engineering fields. One of the most significant applications of this alloy is in the production of orthodontic wires, which, due to their ability to apply constant and low-force pressure, enhance the treatment process and reduce its duration. However, several challenges, including nickel ion release and its impact on biocompatibility, chemical composition control, and manufacturing process optimization, still require further investigation. This study examines the effects of manufacturing processes, including induction melting and powder metallurgy, on the mechanical and phase properties of Nitinol wires. Additionally, the role of heat treatment and aging in structural modification and improvement of the superelastic property of this alloy has been analyzed. The investigations indicate that by precisely controlling the chemical composition and preventing titanium oxidation during production, the functional properties of Nitinol can be optimized. Furthermore, the application of protective coatings such as Ni-P-NiTi plays a significant role in reducing nickel ion release and increasing the corrosion resistance of this alloy. The results obtained from the evaluation of the restoring force of Nitinol wires indicate that aging at a temperature range of 400 to 450°C for less than 60 minutes improves superelasticity and enhances mechanical strength. Finally, the influence of environmental factors such as pH and temperature on the corrosion resistance of this alloy has been examined, and the results suggest that applying surface coatings can significantly reduce the corrosion rate.

Keywords: Nitinol, shape memory, superelasticity, biocompatibility, corrosion resistance, heat treatment, coating

آلیاژهای نایتینول (NiTi) به دلیل داشتن خواص منحصر به فردی مانند، استحکام مکانیکی بالا، زیست‌سازگاری خوب و مقاومت عالی در برابر خوردگی، به طور گسترده‌ای در ساخت سیم‌های ارتودنسی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱]. نایتینول، آلیاژی از ترکیب نیکل و تیتانیوم با نسبت‌های اتمی بین Ni-۵۰ تا Ti-۵۰/۵Ni است، که می‌تواند سه فاز مختلف آستنیت مکعبی مرکزپر، مارتنزیت مونوکلینیک و مارتنزیت رومبوهدرال تشکیل دهد. دمای استحاله آستنیت به مارتنزیت و بالعکس، به شدت تحت تأثیر ترکیب شیمیایی آلیاژ نایتینول قرار دارد که از عوامل اصلی در تعیین رفتار و خواص این آلیاژ است. اگر دمای استحاله آستنیتی در آلیاژهای حافظه‌دار کمتر از دمای بدن انسان (۳۰ تا ۳۷ درجه سانتی‌گراد) باشد، این آلیاژ در فاز آستنیت باقی می‌ماند و تحت تنش، خاصیت فوق‌الاستیکی از خود نشان می‌دهد. در این حالت، آلیاژ قادر است تحت بارگذاری، طول خود را ۶ تا ۸ درصد بیشتر از حالت اولیه افزایش دهد و به محض برداشتن بار، به طول اولیه خود بازگردد. این ویژگی منحصر به فرد، نایتینول را به یک گزینه مناسب برای استفاده در سیم‌های ارتودنسی تبدیل کرده است [۲، ۳]. استحاله فازی در نایتینول، مشابه با فلزات و آلیاژهای آلوتروپیک دیگر، می‌تواند به صورت حرارتی (از طریق گرم یا سرد کردن) یا مکانیکی (از طریق بارگذاری یا تخلیه بار) رخ دهد. در ارتودنسی، استحاله فازی عمدتاً به صورت مکانیکی اتفاق می‌افتد؛ بنابراین، برای بررسی عملکرد سیم‌های کمافی، می‌توان از تست‌های کشش و فشار در دماهای پایان آستنیتی شدن (Af) و بالاترین دمای تبدیل مارتنزیت ناشی از تنش (Mf) استفاده کرد [۴]. یک ماکزیمم یا قله^۱ تنش در اثر تبدیل آستنیت به مارتنزیت ایجاد می‌شود که آزادسازی این تنش با تبدیل مجدد مارتنزیت به آستنیت عامل اصلی حرکت و تراز کردن دندان‌ها در ارتودنسی است [۵].

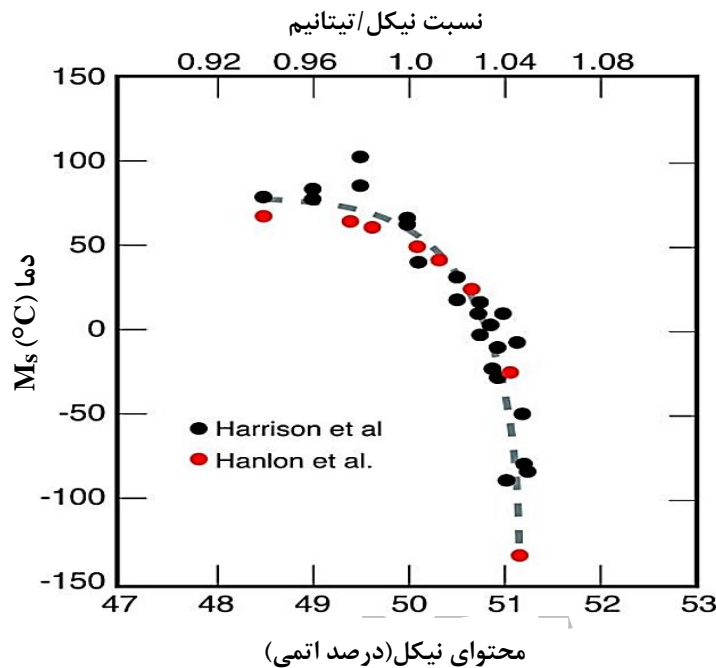
یکی از چالش‌های مهم در استفاده از نایتینول، آزادسازی یون‌های نیکل سمی است که می‌تواند بر زیست‌سازگاری آن تأثیر بگذارد. تحقیقات نشان داده که غلظت یون‌های نیکل آزادشده در محیط‌های خورنده دهان، از ۰/۱ تا ۰/۵ میلی‌گرم بر لیتر متغیر است و این مقدار از نیکل ممکن است در طولانی مدت مشکلات حساسیتی یا سمیت ایجاد کند [۱]. به منظور کاهش این اثرات، استفاده از پوشش‌های محافظ مانند Ni-P و Ni-P-NiTi می‌تواند میزان آزادسازی یون‌های نیکل را تا ۸۰ درصد کاهش دهد. علاوه بر این، مقاومت به خوردگی این آلیاژ در محیط‌هایی با pH متغیر (بین ۳ تا ۷) نشان می‌دهد که تحت شرایط خاص، نایتینول مقاومت بهتری نسبت به فولاد ضدزنگ دارد. تست خمش و بررسی نیروی بهینه، یکی از روش‌های کلیدی برای ارزیابی خواص مکانیکی سیم‌های نایتینول در کاربردهای ارتودنسی است. در تست خمش سه‌نقطه‌ای، سیم تحت نیروی عمودی قرار می‌گیرد و میزان خمش و بازگشت نیرو اندازه‌گیری می‌شود. این آزمایش نشان داده که نیروی بهینه برای حرکت دندان‌ها در محدوده ۰/۱ تا ۰/۵ نیوتن است، زیرا این نیرو ضمن کاهش آسیب به بافت‌ها، کارایی ارتودنسی را افزایش می‌دهد. با این حال، اصطکاک ایجاد شده بین سیم‌های کمافی و براکت‌های ارتودنسی می‌تواند رفتار نیرو-خمش را تغییر دهد. اصطکاک بالا باعث ایجاد شیب در نمودار نیروی آزاد شده می‌شود و از ثابت ماندن نیرو جلوگیری می‌کند، که این مسئله روند درمان را طولانی‌تر کرده و کیفیت آن را کاهش می‌دهد. استفاده از سیم‌های دایره‌ای در مراحل اولیه درمان و توجه به جنس و سطح سیم‌ها، از جمله راهکارهای کاهش اثرات نامطلوب اصطکاک است [۶]. در سال‌های اخیر توجه گسترده‌ای برای اصلاح ساختاری و افزایش طول عمر و کارایی سیم‌های ارتودنسی نایتینولی معطوف شده است. عملیات حرارتی نقش مهمی در بهبود خواص مکانیکی و تنظیم رفتار استحاله‌ای آلیاژ نایتینول دارد. فرآیند پیرسازی در دماهای ۴۰۰ تا ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های کمتر از ۶۰ دقیقه، با تشکیل رسوبات غنی از نیکل مانند Ni₄Ti₃، موجب بهبود خاصیت فوق‌الاستیک و افزایش استحکام مکانیکی سیم‌های ارتودنسی می‌شود. این رسوبات به عنوان موانع حرکت ناب‌جایی عمل کرده و رشد صفحات مارتنزیتی را کنترل می‌کنند. همچنین عملیات حرارتی در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت ۲۰ دقیقه صفحات مارتنزیتی تثبیت‌شده را به فاز آستنیتی باز می‌گرداند و خاصیت فوق‌الاستیک را احیا می‌کند. با این حال، افزایش بیش از حد دما یا زمان عملیات می‌تواند باعث رسوب‌گذاری بیش‌ازحد یا تشکیل فازهای ثانویه مانند Ti₂Ni شود که خواص مکانیکی و فوق‌الاستیک سیم را کاهش می‌دهد. بنابراین، تنظیم دقیق شرایط حرارتی برای بهینه‌سازی عملکرد سیم‌های نایتینول ضروری است [۷، ۸].

با توجه به اهمیت آلیاژ نایتینول در کاربردهای ارتودنسی و ویژگی‌های خاص آن، این مقاله یک بررسی جامع از فرآیندهای ساخت، خواص سوپر الاستیسیته، زیست‌سازگاری و مقاومت به خوردگی آلیاژ نایتینول است. همچنین تأثیر عوامل مختلف مانند دما، pH و پوشش‌دهی بر ویژگی‌های این آلیاژ و عملکرد سیم‌های ارتودنسی مورد بررسی قرار گرفته است.

^۱ peak

۲- فرآیندهای ساخت آلیاژ نایتینول

دمای شروع و پایان تبدیل فاز به شدت به ترکیب آلیاژ بستگی دارد، به طوری که حتی کوچک‌ترین نوسان در ترکیب می‌تواند به طور قابل توجهی دمای استحاله را تغییر دهد. دمای شروع مارتنزیت (M_s) به‌طور تجربی وابسته به ترکیب آلیاژ است. همان‌طور که در شکل (۱) مشاهده می‌شود، کاهش محتوای نیکل منجر به افزایش قابل توجهی در دمای استحاله مارتنزیتی می‌شود [۹]. این موضوع مشکلات خاصی در استفاده از نایتینول ایجاد کرده و نیازمند کنترل دقیق ترکیب محصول نهایی است [۱۰].



شکل ۱ وابستگی دمای شروع مارتنزیت به محتوای نیکل [۹].

۲-۱- فرآیندهای ریخته‌گری

در فرایند ریخته‌گری آلیاژهای حافظه‌شکلی^۲ از روش‌های ذوب قوسی^۳ یا ذوب القایی^۴ استفاده می‌شود و نمونه پس از ریخته‌گری، تحت فرآیندهای کار گرم و ماشین‌کاری قرار می‌گیرد تا به شکل نهایی درآید. برای جلوگیری از آلودگی در حین ذوب، این فرآیندها معمولاً در اتمسفر گاز بی‌اثر انجام می‌شوند. همچنین، استفاده از مواد اولیه خالص برای دستیابی به ترکیب یکنواخت و خواص همگن در آلیاژ ضروری است. دو روش اصلی برای ذوب این آلیاژها عبارت‌اند از ذوب القایی تحت خلأ^۵ و ذوب قوسی تحت خلأ^۶ هزینه تولید در هر دو روش مشابه است و هر دو روش مواد اولیه مناسبی برای الزامات امروزی تجهیزات پزشکی فراهم می‌کنند [۱۱]. شکل (۲) شماتیکی از دو روش فوق را نشان می‌دهد [۱۲، ۱۳]. در روش ذوب القایی در خلأ مواد خام (تیتانیوم و نیکل) در یک بوته گرافیتی تحت خلأ یا اتمسفر گاز خنثی ذوب می‌شوند. در این فرایند، میدان مغناطیسی متناوب تولیدشده توسط کویل القایی، جریان‌های گردابی الکتریکی را در بوته و فلزات القا می‌کند. این نیروهای الکترودینامیکی باعث ایجاد حرکت در مذاب شده و با هم‌زدن آن، ترکیب شیمیایی را یکنواخت و خواص متالورژیکی را بهبود می‌بخشد. از سوی دیگر، در فرآیند ذوب القایی در خلأ، مذاب NiTi قادر است کربن را حل کرده و ذرات TiC در حین جامدسازی تشکیل می‌شوند. این امر غلظت نیکل در آلیاژ NiTi را افزایش داده و دمای انتقال فاز را کاهش می‌دهد. محتوای کربن در شمش تحت شرایط مناسب بین

^۲ SMAs

^۳ Arc Melting

^۴ Induction Melting

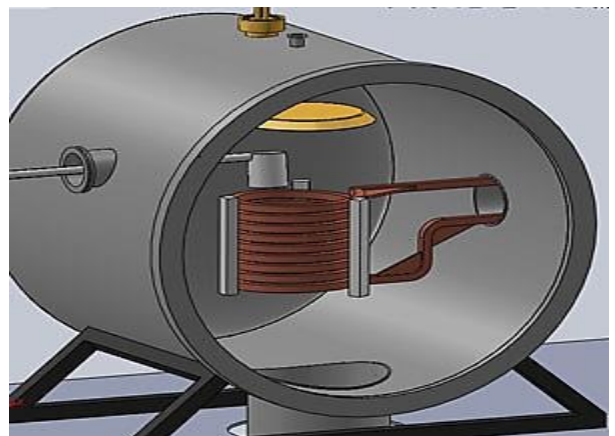
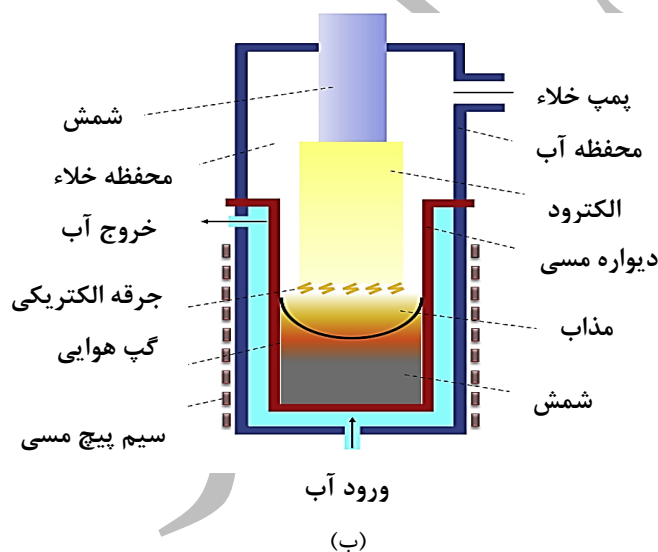
^۵ VIM - Vacuum Induction Melting

^۶ VAR - Vacuum Arc Remelting

200 ppm تا 500 ppm است که تأثیری بر ویژگی‌های حافظه شکلی آلیاژ ندارد. یکی دیگر از مزایای این روش، قابلیت کنترل دقیق ترکیب شیمیایی است. در صورت انجام دقیق عملیات، دمای Ms شمش می‌تواند با دقت ± 5 درجه سانتی‌گراد کنترل شود. سایر مواد بوته‌ای ممکن است مشکلاتی مانند حساسیت به ترک خوردگی حرارتی، قیمت بالاتر و ناپایداری ترمودینامیکی به دلیل تکامل اکسیژن داشته باشند [۱۳].

در مقابل، فرایند ذوب قوسی تحت خلأ نیازی به استفاده از بوته ندارد و محصولی با خلوص بسیار بالا تولید می‌کند. این روش دیگر نیازی به بوته ندارد و همچنین بازدهی خلوص بسیار بالا و همگنی شیمیایی از طریق چندین چرخه ذوب را فراهم می‌کند. در روش ذوب قوسی تحت خلأ، سیستم گرمایشی به دو نوع تقسیم می‌شود. در نوع اول از یک الکتروود غیرمصرفی برای ایجاد قوس الکتریکی استفاده می‌شود که به دلیل انعطاف‌پذیری در پردازش طیف گسترده‌ای از آلیاژها، در آزمایشگاه‌ها ترجیح داده می‌شود. در این روش، مواد خام روی یک قالب مسی نصب شده و با قوس آرگون از یک الکتروود تنگستنی حرارت داده می‌شوند. هنگام ذوب، آلیاژ به دلیل کشش سطحی به شکل دکمه‌ای درمی‌آید و برای دستیابی به ترکیب یکنواخت، معمولاً چندین بار مجدداً ذوب می‌شود. در نوع دوم، از یک الکتروود مصرفی که خود شامل مواد خام مورد ذوب است، استفاده می‌شود. این الکتروود هم‌زمان به‌عنوان منبع گرما و تأمین‌کننده مواد عمل می‌کند. با اعمال قوس آرگون، الکتروود گرم شده و آلیاژ مذاب به داخل قالب ریخته و یک شمش استوانه‌ای تشکیل می‌دهد. این روش از نظر بهره‌وری بالاتر از نوع اول بوده و برای تولید آلیاژهای NiTi با کیفیت بالا مناسب است، مشروط بر اینکه تعداد چرخه‌های ذوب، همگنی شمش و جلوگیری از جذب اکسیژن به‌دقت کنترل شوند. یکی از چالش‌های ذوب چندباره در این روش، افزایش غلظت کربن و اکسیژن است که در صورت نشستی در خلأ رخ می‌دهد. اکسیژن به‌ویژه در چنین شرایطی به راحتی جذب شده و منجر به تشکیل فازهای غنی از اکسیژن و کربن می‌شود. این مسئله باعث کاهش میزان Ti در آلیاژ شده و در نتیجه دماهای انتقال فاز را کاهش می‌دهد که می‌تواند بر عملکرد آلیاژ تأثیر منفی بگذارد [۱۴].

در کنار روش‌های مرسوم ذوب القایی تحت خلأ و ذوب قوسی تحت خلأ، روش ذوب پرتوی الکترونی^۷ نیز می‌تواند برای تولید آلیاژهای نایتینول استفاده شود. در این روش، ذوب در یک بوته مسی خنک‌شونده با آب و تحت خلأ بالا (فشار کمتر از 10^{-2} پاسکال) انجام می‌شود، که باعث کاهش میزان آلودگی کربنی و اکسیژنی می‌شود. این حال، این فرآیند با چالش‌هایی همراه است، از جمله کنترل دشوار ترکیب شیمیایی به دلیل تبخیر برخی عناصر در فشار بالا و عدم یکنواختی ترکیب شیمیایی در سراسر شمش به دلیل انجماد یک‌جهته از پایین به بالا. با این وجود، روش پرتو الکترونی برای تولید آلیاژهای NiTi که نیاز به کنترل دقیق دماهای تحول فازی ندارند، گزینه‌ای مناسب محسوب می‌شود [۱۵].



شکل ۲. نمای از روش‌های: الف) کوره ذوب القایی در خلأ [۱۲]، ب) کوره قوسی ذوب مجدد در خلأ [۱۳].

۲-۲- فرآیندهای متالورژی پودر

پودرهای فلزی از طریق فرآیندهای انجماد سریع مانند اتمیزه‌سازی گازی یا الکتروود چرخان تولید می‌شوند. پودرهای اتمیزه‌شده با گاز معمولاً شکل کروی دارند و برای تبدیل آن‌ها به قطعات نهایی، نیاز به فرآیندهای فشرده‌سازی مانند پرس ایزواستاتیک گرم^۸ یا قالب‌گیری تزریقی فلز^۹ است. متالورژی پودر این امکان را فراهم می‌کند که ترکیب‌های آلیاژی با درصدهای بالاتر تولید شوند، بدون اینکه مشکلاتی مانند جدایش شیمیایی ایجاد شود. این روش ساختاری یکنواخت و همگن ایجاد کرده و در نتیجه خواص مکانیکی و فیزیکی ایزوتروپیک را بهبود می‌بخشد. علاوه بر این، بهبود خواص مکانیکی در این روش باعث افزایش طول عمر قطعات شده و یا امکان استفاده از مواد با گرید پایین‌تر را در کاربردهای حساس فراهم می‌کند. افزایش داکتیلیته در فرایند متالورژی پودر امکان اجرای فرآیندهایی مانند آهنگری، نورد، اکستروژن و سایر فرآیندهای کار گرم را فراهم می‌سازد. همچنین، ماشین‌کاری آسان‌تر به دلیل ریزساختار یکنواخت و ریزدانه یکی دیگر از مزایای این روش است. از آنجا که آلیاژ نایتینول دارای قابلیت ماشین‌کاری محدودی است، روش‌های ساخت نزدیک به شکل نهایی در تولید آن ترجیح داده می‌شوند.

فرآیند متالورژی پودر به دلیل توانایی آن در تولید قطعات نیمه‌ساخته و شکل نهایی، گزینه‌ای مناسب برای تولید صنعتی نایتینول محسوب می‌شود. علاوه بر این، استفاده از این روش موجب صرفه‌جویی در مصرف مواد، کاهش انرژی مصرفی، امکان اتوماسیون فرآیند و کنترل دقیق ترکیب شیمیایی می‌شود. در عین حال، این روش مشکلات ناشی از فرآیندهای ذوب مانند جدایش شیمیایی را از بین می‌برد و کیفیت نهایی محصول را بهبود می‌بخشد [۱۵]. فرآیندهای تولید نایتینول بر پایه پودر به دو دسته اصلی تقسیم شده‌اند: فرآیندهای متالورژی پودر مرسوم^{۱۰} و فرآیندهای ساخت افزایشی^{۱۱} [۱۶].

۲-۲-۱ فرآیندهای متالورژی پودر مرسوم

پنج روش اصلی برای تولید آلیاژهای متراکم و متخلخل نایتینول از پودرهای اولیه و پیش‌آلیاژی مورد استفاده قرار گرفته‌اند. این روش‌ها شامل تفجوشی متداول^{۱۲} (CS)، سنتز خود انتشاری با دمای بالا^{۱۳} (SHS)، پرس ایزواستاتیک گرم (HIP)، تفجوشی پلاسما جرقه‌ای^{۱۴} (SPS) و قالب‌گیری تزریقی فلز (MIM) هستند. تفجوشی متداول از ساده‌ترین روش‌های متالورژی پودر است. در این روش، نمونه‌ها تحت گرمادهی طولانی‌مدت قرار می‌گیرند، اما کنترل دقیق شکل و اندازه حفرات امکان‌پذیر نیست. ساختار متخلخل حاصل در این روش معمولاً دارای اندازه‌های کوچک و شکل‌های نامنظم است. با این روش می‌توان حداکثر ۴۰ درصد تخلخل ایجاد کرد. یکی دیگر از روش‌ها سنتز خود احتراقی است که یک فرآیند احتراق گرمایی محسوب می‌شود. در این روش، واکنش از یک انتهای نمونه آغاز شده و به‌صورت خودپایدار در سراسر آن گسترش می‌یابد و واکنش بین نیکل و تیتانیوم به دلیل گرمای تولید شده ادامه پیدا می‌کند. یکی از چالش‌های اصلی این روش، عدم کنترل دقیق فازهای بین‌فلزی است. تخلخل محصول در این روش به تخلخل اولیه مواد خام، شرایط سنتز مانند تغییر حجم مولی، شیب حرارتی جبهه احتراق و گازهای ایجاد شده در اثر حذف ناخالصی‌های فرار بستگی دارد. با کنترل دما و افزودن مواد رقیق‌کننده، امکان تغییر اندازه و توزیع حفرات وجود دارد. با این حال، فازهای بین‌فلزی مانند Ti_2Ni ، Ni_3Ti و Ni_4Ti_3 معمولاً در ساختار نهایی حضور دارند که باعث شکنندگی آلیاژ می‌شوند. در روش سنتز خود احتراقی می‌توان تخلخل‌هایی بیش از ۵۰ درصد ایجاد کرد. این روش نیاز به پیش‌گرم کردن نمونه‌ها دارد، زیرا گرمای تولید شده در واکنش بین نیکل و تیتانیوم کافی نیست تا احتراق خودپایدار شود. پیش‌گرم کردن بیش از حد می‌تواند باعث ایجاد ساختار متخلخل ناهمسانگرد شود. فرآیند سنتز خود احتراقی به دو شیوه مختلف انجام شود که هر یک تأثیر مستقیمی بر ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی آلیاژ دارند.

۱- احتراق نقطه‌ای که واکنش از یک نقطه آغاز شده و در سراسر نمونه گسترش می‌یابد.

^۸ HIP-Hot Isostatic Pressing

^۹ MIM-Metal Injection molding

^{۱۰} Conventional Powder Metallurgy

^{۱۱} AM-Additive Manufacturing

^{۱۲} CS-Conventional Sintering

^{۱۳} SHS-Self-propagating High-temperature Synthesis

^{۱۴} SPS-Spark Plasma Sintering

۲- احتراق حجمی که کل نمونه تا دمای واکنش گرم شده و سپس واکنش به‌طور همزمان در کل حجم نمونه اتفاق می‌افتد.

در مقایسه با روش‌های سنتی احتراق فلزات، دمای احتراق در سنتز خودانتشاری برای نایتینول نسبتاً پایین بوده و در محدوده ۸۷۰ تا ۱۰۷۰ درجه سانتی‌گراد قرار دارد، که کمتر از نقطه ذوب نیکل و تیتانیوم است. کنترل دقیق فاز پیش‌گرم و استفاده از منابع گرمایی خارجی مانند لیزر می‌تواند بهبود یکنواختی ساختار محصول، کاهش نواقص متالورژیکی و کنترل بهتر ترکیب فازی را به همراه داشته باشد.

فرآیند پرس ایزواستاتیک گرم یک روش تف‌جوشی تحت فشار است که امکان تولید قطعاتی با چگالی نظری بدون تخلخل را فراهم می‌کند. در آلیاژهای متراکم نایتینول، تحول مارتنزیتی ناشی از تنش به‌طور یکنواخت در سراسر نمونه رخ داده و در داده‌های آزمون کشش، مناطق تحول فازی مشخص قابل مشاهده هستند. در این روش، مخلوط پودرهای فلزی اولیه درون یک محفظه کاملاً جوشکاری‌شده و تخلیه‌شده از گاز قرار گرفته و تحت فشار و دمای بالا فشرده می‌شود. گاز آرگون نیز می‌تواند به‌عنوان محیط بی‌اثر مورد استفاده قرار گیرد که با حذف نیاز به محفظه هوابندی‌شده، فرآیند را ساده‌تر می‌کند. در این حالت، گاز آرگون درون پودرهای فلزی به دام افتاده و پس از فرآیند تف‌جوشی، منجر به تشکیل حفرات کروی‌شکل در ساختار نهایی می‌شود. از مزایای فرآیند پرس ایزواستاتیک گرم می‌توان به زمان کوتاه‌تر انتشار در حالت جامد، کنترل بهتر بر اندازه حفرات و امکان تولید قطعات با اشکال مختلف است. در مقایسه با روش سنتز خود احتراقی، این روش کنترل‌پذیرتر و پایدارتر بوده و قابلیت تولید نایتینول متخلخل با تخلخل‌های نزدیک به کروی (۳۰-۴۰ درصد) را فراهم می‌کند.

فرآیند تف‌جوشی پلاسما جرقه‌ای که با نام تف‌جوشی با جریان الکتریکی پالسی^{۱۵} نیز شناخته می‌شود، یک روش پیشرفته برای تولید قطعات متخلخل نایتینول از پودرهای پیش‌آلیاژی است. در این روش، پودرهای پیش‌آلیاژی درون یک قالب گرافیتی قرار داده شده و تحت فشار قرار می‌گیرند. سپس یک جریان الکتریکی پالسی قوی به نمونه اعمال می‌شود که باعث اتصال ذرات در دماهای نسبتاً پایین و در مدت‌زمان کوتاه است. تخلیه جرقه‌ای باعث خالص‌سازی سطح ذرات و بهبود کیفیت نهایی محصول سینترشده می‌شود. این روش سرعت بالاتری نسبت به سایر روش‌ها دارد و می‌تواند قطعاتی با کیفیت سطحی و استحکام بالا تولید کند.

از دیگر فرایندهای متالورژی پودر روش قالب‌گیری تزریقی فلز است. این روش مشابه قالب‌گیری تزریقی پلاستیک‌ها عمل می‌کند و برای تولید انبوه قطعات کوچک و پیچیده (معمولاً زیر ۴۰۰ میکرون) با هزینه کم مورد استفاده قرار می‌گیرد. این روش علاوه بر آلیاژهای فلزی، برای تولید قطعات سرامیکی و کامپوزیتی نیز کاربرد دارد. این فرآیند شامل چهار مرحله اصلی است:

۱. تهیه خوراک اولیه (مخلوط پودر آلیاژ و ماده چسباننده)

۲. قالب‌گیری تزریقی

۳. حذف چسباننده

۴. تف‌جوشی در دمای بالا حدود ۱۲۰۰ °C

برای دستیابی به نتایج مطلوب، هر مرحله باید بهینه‌سازی شود. در مرحله قالب‌گیری، دما و فشار مواد تزریق‌شده و طراحی صحیح قالب تأثیر قابل توجهی بر کیفیت نهایی دارد. حذف چسباننده ابتدا در یک حمام شیمیایی و سپس تحت خلأ و دمای بالا انجام می‌شود. به دلیل فعالیت سینترینگ پایین پودرهای نایتینول و نبود پیش‌فشرده‌سازی، این فرآیند نیازمند دماهای بالای تف‌جوشی است. همچنین، تهیه پودر مناسب از نظر اندازه و ترکیب، و جلوگیری از آلودگی خارجی، برای موفقیت این فرآیند ضروری است. در تولید قطعات نایتینول برای کاربردهای هوافضا و پزشکی، استاندارد ASTM F167 الزام می‌کند که میزان ناخالصی اکسیژن زیر ۳۰۰ ppm باشد. بنابراین، این فرآیندها باید در محیط‌های محافظت‌شده انجام شوند. برای مثال، برای تولید ابزارهای پزشکی، از پودرهای پیش‌آلیاژی نایتینول با قطر کمتر از ۲۱ میکرون استفاده می‌شود. بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که چگالی این محصولات حدود ۹۵ درصد چگالی

نظری نایتینول بوده و در حین فرآیند، فازهای ناخالصی غنی از تیتانیوم مانند TiC و TiO₂ در زمینه NiTi ظاهر شدند که ترکیب را به نفع فاز غنی از نیکل تغییر دادند. مزایا و محدودیت‌های هر روش به طور خلاصه در جدول ۱ آورده شده است [۱۵].

جدول ۱ مزایا و محدودیت‌های فرآیندهای متالورژی پودر مرسوم [15]

محدودیت‌ها	مزایا	فرآیند PM
محصولات حاوی مقدار زیادی حفره (تا ۴۰٪)، کنترل کم بر روی اندازه و مقدار حفره‌ها، احتمال ایجاد حفرات ثانویه محصولات دارای مقدار بالای تخلخل (تا ۶۹٪)، احتمال ناقص بودن واکنش به دلیل زمان کوتاه شکل‌گیری و دمای بالا، احتمال ایجاد فازهای ثانویه	هزینه کم، دقت ابعادی خوب، نرخ تولید بالا، در دسترس بودن طیف وسیعی از مواد	CS
نیاز به مواد DC گران، مناسب برای نمونه‌های با اشکال ساده	نیاز کم به انرژی، سادگی فرآیند و تجهیزات، خلوص بالاتر محصولات، هزینه کم	SHS
گاز بی‌اثر می‌تواند حفراتی تا ۴۰٪ ایجاد کند، احتمال ایجاد فازهای ثانویه، تجهیزات پرهزینه، نرخ تولید پایین	دمای زینترینگ پایین و زمان پردازش کوتاه، جلوگیری از تولید محصولات ناخواسته، بازده انرژی بالا، دقت در کنترل حرارت، یکنواختی زینترینگ	SPS
محصولات با حفره‌های باقی‌مانده، دمای زینترینگ بالا، احتمال وجود مقدار زیاد ناخالصی، ابزارسازی پرهزینه، محدودیت اندازه قطعه	محصولات مترکم بدون حفره، خواص مکانیکی خوب، کنترل مناسب روی اندازه حفره، زینترینگ با دمای پایین، واکنش تقریباً کامل با زمان کوتاه	HIP
	پیچیدگی شکل خوب، نرخ تولید بالا، محصولات با خواص مکانیکی نزدیک به مواد کار شده، کنترل ابعادی مناسب	MIM

۲-۲-۲ فرآیندهای تولید افزایشی

ساخت افزایشی، که با نام نمونه‌سازی سریع نیز شناخته می‌شود، فرآیندی است که در آن قطعات از طریق افزودن پیوسته لایه‌های مواد شکل می‌گیرند. در این روش، هندسه‌ی دقیق قطعه ابتدا از طریق مدل‌سازی سه‌بعدی تعیین شده و سپس مواد به صورت لایه‌لایه ذوب، رسوب‌گذاری و تثبیت می‌شوند تا ساختار نهایی شکل بگیرد. از جمله مزایای این روش می‌توان به تولید قطعات با هندسه‌های پیچیده بدون نیاز به ابزارهای برشی و قالب‌گیری، کاهش هدررفت مواد و افزایش بهره‌وری، امکان تولید سریع قطعات بدون نیاز به ریخته‌گری یا فورجینگ پرهزینه و صرفه‌جویی در انرژی و هزینه‌های تولید اشاره کرد. روش‌های متعددی در ساخت افزایشی برای تولید قطعات فلزی و آلیاژی وجود دارد که مهم‌ترین آن‌ها عبارتند از: تف‌جوشی لیزری انتخابی^{۱۶} (SLS)، ذوب لیزری انتخابی^{۱۷} (SLM)، شکل‌دهی خالص لیزری^{۱۸} (LENS) و ذوب پرتو الکترونی^{۱۹} (EBM).

تف‌جوشی لیزری انتخابی اولین روش تجاری‌سازی شده در ساخت افزایشی است که با استفاده از یک لیزر پرقدرت، ذرات پودر را به یکدیگر متصل کرده و قطعات سه‌بعدی تولید می‌کند. این روش ابتدا برای نمونه‌سازی پلیمری توسعه یافت و سپس به فلزات، سرامیک‌ها و کامپوزیت‌ها تعمیم داده شد. این روش هزینه‌ی بالایی دارد که ناشی از استفاده از لیزر پرقدرت است. همچنین، برای دستیابی به کیفیت سطحی مطلوب، به عملیات تکمیلی مانند ماشین‌کاری یا پولیش‌کاری نیاز دارد. علاوه بر این، پیش‌گرمایش بستر پودر جهت جلوگیری از انقباض حرارتی و تغییر شکل ضروری است. برای کاهش اثر اکسیداسیون نیز از محافظه‌ی حاوی نیتروژن استفاده می‌شود.

^{۱۶} SLS-Selective Laser Sintering

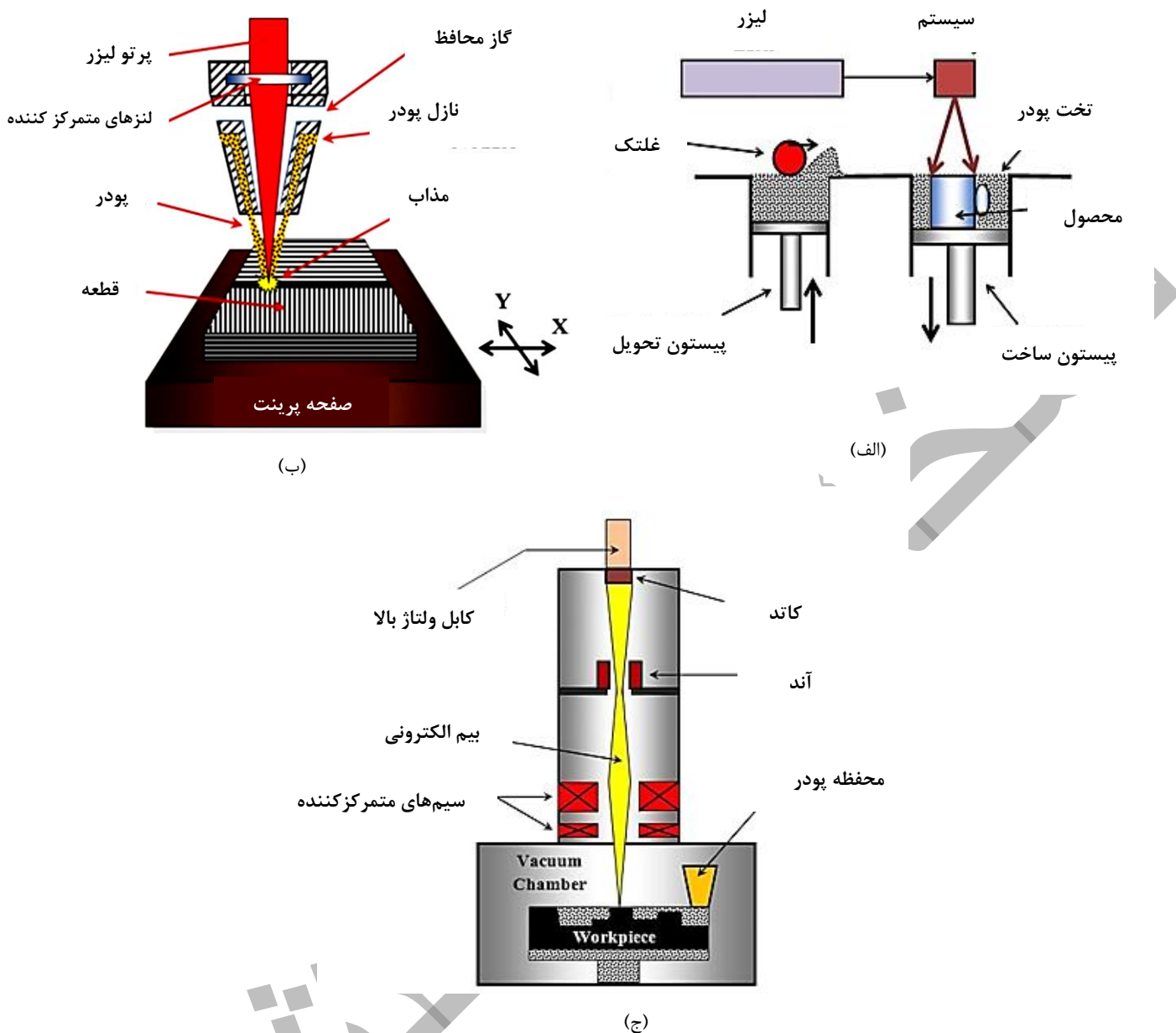
^{۱۷} SLM-Selective Laser Melting

^{۱۸} LENS-Laser Engineered Net Shaping

^{۱۹} EBM-Electron Beam Melting

در روش ذوب لیزری انتخابی، یک لیزر پر قدرت (معمولاً Nd:YAG) یا فیبری برای ذوب کامل پودرهای فلزی و تشکیل قطعات سه بعدی استفاده می‌شود. در این روش، دقت بالاتر، خواص مکانیکی بهتر و تولید قطعات مترکم‌تر نسبت به SLS را فراهم می‌کند. از ویژگی‌های مهم این روش امکان ذوب کامل پودرها و تولید قطعات بدون تخلخل، استفاده از الگوهای اسکن متفاوت برای کاهش تنش‌های پسماند، کنترل اثر اکسیژن برای بهبود خواص مکانیکی است.

از دیگر روش‌های ساخت افزایشی روش شکلدهی خالص لیزری است. در این روش، پودر فلزی همزمان با ذوب شدن توسط لیزر، تزریق می‌شود. این روش عمدتاً برای ساخت قطعات سه بعدی در مقیاس صنعتی از فلزات مختلف استفاده می‌شود. از ویژگی‌های مهم این روش، امکان تولید قطعات مترکم یا متخلخل بسته به تنظیمات لیزر، قابلیت کنترل ریزساختار با تنظیم توان لیزر و نرخ اسکن و خواص متالورژیکی و مکانیکی بهتر نسبت به روش‌های سنتی است. در روش شکلدهی خالص لیزری برای تولید نایتینول، قطعات بدون حضور فازهای ناخواسته مانند $Ti_2 Ni$ ، $Ni_4 Ti_3$ و $Ni_3 Ti$ ساخته شده‌اند. کنترل دقیق انرژی لیزر موجب ایجاد ریزساختارهای دانه‌ای ریزتر شده و در نتیجه، استحکام فشاری محصولات نهایی به محدوده ۸۹۰ تا ۱۰۵۰ MPa افزایش یافته است. در این فرآیند، با استفاده از ذوب لایه‌ای پودر فلزی توسط پرتو الکترونی در شرایط خلأ بالا قطعات را تولید می‌کند. دمای کاری حدود ۱۰۰۰ سانتی‌گراد در محفظه خلأ بالا، کاهش تنش‌های پسماند و تحریفات حرارتی در مقایسه با ذوب لیزر انتخابی، امکان تولید قطعات کاملاً مترکم و بدون حفره و بازیافت پودرهای استفاده‌نشده از جمله مزایای مهم این روش هستند [۱۵، ۱۷، ۱۸]. شکل ۳ نمایی از فرآیندهای تولید افزایشی با متالورژی پودر را نشان می‌دهد.

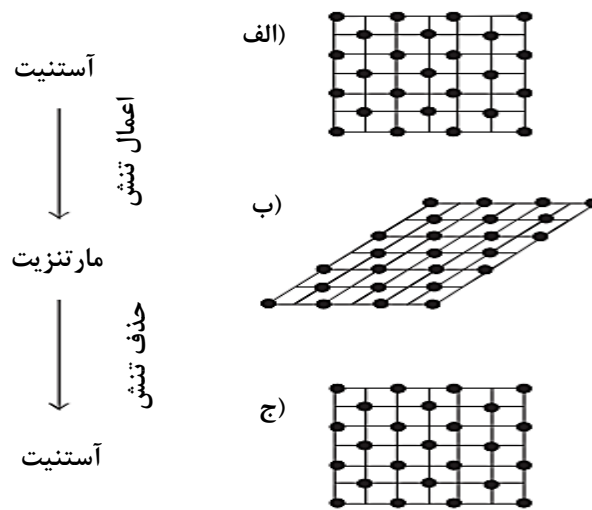


شکل ۳ نمایی از روش‌های: الف) فرآیند SLS [۱۸] ب) فرآیند LENS [۱۵] ج) فرآیند EBM [۱۵].

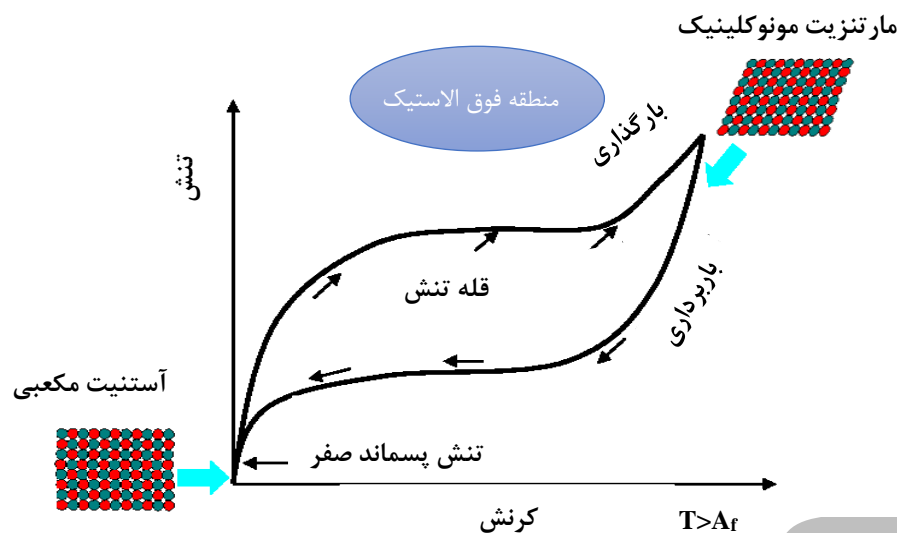
۳- خاصیت سوپر الاستیسیته آلیاژ نایتینول

آلیاژ نایتینول از دو فاز اصلی تشکیل شده است که تأثیر چشمگیری بر ویژگی‌های منحصر به فرد آن دارند. فاز آستنیت که دارای ساختار بلوری مکعبی مرکز پر است، در دماهای بالاتر یا شرایط تنش کم پایدار است. در مقابل، فاز مارتنزیت ساختار بلوری مونوکلینیک دارد و در دماهای پایین‌تر یا تحت تنش پایدار می‌شود. تغییرات بین این دو فاز، پایه‌گذار خواص استثنایی نایتینول مانند حافظه شکلی و سوپر الاستیسیته هستند [۱۹، ۲۰]. برای کاربردهای ارتودنسی، آلیاژ نایتینول به دلیل خواص منحصر به فرد خود، به ویژه حافظه شکلی و سوپر الاستیسیته، به طور گسترده در ساخت سیم‌های ارتودنسی استفاده می‌شود. در فرآیند ارتودنسی، ابتدا سیم نایتینول سطح بندی شده و در دندان‌ها تراز می‌شود. با ایجاد تنش، فاز آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود که این استحاله باعث تولید یک نیروی ثابت و ملایم می‌گردد. این نیرو، بدون آسیب رساندن به دندان‌ها و بافت‌های اطراف، به حرکت

دندان‌ها و تراز کردن آنها کمک می‌کند. به عبارت دیگر، نیروی آزادشده از سیم که آن را به حالت اصلی بازمی‌گرداند، همان نیرویی است که موجب حرکت دندان‌های نامنظم می‌شود [۲۱، ۲۲]. شکل (۴) به مکانیزم خاصیت فوق‌الاستیک اشاره دارد [۲۳]. در خاصیت فوق‌الاستیک، دمای آزمایش به طور کلی بالاتر از دمای پایان آستنیت یا بین دمای شروع آستنیت (A_s) و پایان آستنیت (A_f) است و ماده در دمای آزمایش در حالت آستنیتی قرار دارد. در اثر اعمال تنش آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌گردد. با این حال این مارتنزیت تنها تحت اعمال تنش پایدار است و زمانی که تنش حذف شود، مواد به فاز آستنیتی برمی‌گردند. بنابراین، در خاصیت فوق‌الاستیک، نیازی به حرارت دادن برای بازیابی شکل اصلی وجود ندارد، زیرا در این حالت، مارتنزیت تنها تحت تنش پایدار می‌ماند [۲]. همان طور که در نمودار تنش-کرنش نشان داده شده است (شکل ۵)، خاصیت فوق‌الاستیک با قله یا ماکزیمم نیرو مشخص می‌شود، این نمودار نشان می‌دهد که نیروی اعمال شده در محدوده حرکت دندان تقریباً ثابت است [۲۴].



شکل ۴ مکانیزم فوق‌الاستیسیته زمانی که دمای آزمایش بالاتر از A_f باشد: (الف) آستنیت در دمای آزمایش (ب) مارتنزیت پایدار شده در اثر تنش (ج) آستنیت پس از حذف تنش [۲۳].

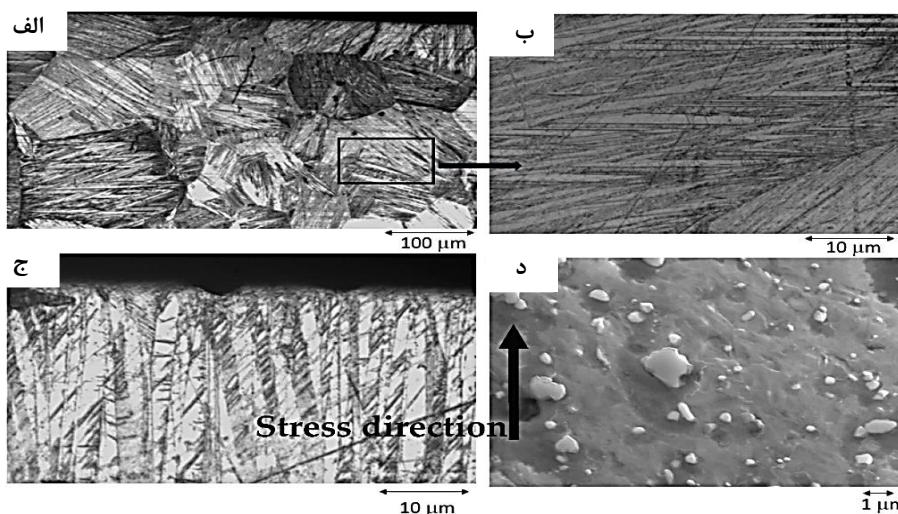


شکل ۵ منحنی تنش-کرنش شماتیک نشان دهنده خاصیت فوق الاستیک [۲۴].

مدول الاستیک آلیاژ نایتینول به مدول الاستیک استخوان نزدیک است، که این ویژگی آن را برای کاربردهای پزشکی بسیار مناسب می‌سازد [۲۵]. سیم‌های کم‌انرژی ساخته شده از فولاد ضدزنگ به دلیل مدول الاستیک بالا، کرنش کمی دارند و برای دندان‌های بسیار نامنظم مناسب نیستند. بنابراین، ارتودنسیست باید با توجه به نوع دندان‌ها، جنس سیم مناسب را انتخاب کند [۲۶]. خاصیت فوق‌الاستیک با یک تنش (یا نیروی) ثابت و یک تغییر شکل برگشت‌پذیر مشخص می‌شود. در مرحله اولیه، تغییر شکل الاستیک فاز اصلی (آستنیتی) ظاهر می‌شود که در آن یک رابطه خطی بین تنش و کرنش برقرار بوده و مدول الاستیک برابر با شیب این خط تعریف می‌شود. با افزایش تنش، تغییر شکل فوق‌الاستیک مارتنزیتی تحت یک تنش ثابت نمایان می‌شود [۲۷]. در ابتدا، برای تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت، نیاز به اعمال تنش وجود دارد. پس از برداشتن بار، مارتنزیت تمایل دارد به حالت آستنیت بازگردد و در این فرآیند، تنش باقی‌مانده در سیم آزاد شده و صرف تراز کردن دندان‌ها می‌شود. میزان تنش با کاهش دمای استحاله از مارتنزیت به آستنیت (یا بالعکس) افزایش می‌یابد [۲۸]. چندین فاکتور تولیدی و متالورژیکی وجود دارند که بر دماهای استحاله و ویژگی‌های خاصیت فوق‌الاستیک تأثیر می‌گذارند. از جمله این عوامل می‌توان به غلظت نیکل، دمای آنیل، نسبت کار سرد و افزودن عنصر سوم اشاره کرد [۲۷]. لازم به ذکر است که خواص سیم‌های ارتودنسی نایتینول ممکن است تحت تأثیر عوامل مختلفی قرار گیرد، از جمله ترکیب شیمیایی، اندازه دانه، چرخه‌های مکانیکی و حرارتی، تنش‌های پسماند و عملیات پرداخت سطح سیم‌ها. علاوه بر این، عملیات حرارتی احتمالی که برای بهبود خواص مکانیکی سیم‌ها انجام می‌شود، می‌تواند تغییرات قابل توجهی در دمای استحاله ایجاد کرده و در نتیجه بر منحنی‌های فوق‌الاستیک تأثیر بگذارد. فاز مارتنزیتی ناشی از کشش در دمای دهان 37°C پایدار نیست و تحت تنش‌های مکانیکی تمایل به بازگشت به فاز اولیه و بازیابی شکل اولیه دارد. این استحاله‌ها به عنوان استحاله‌های مارتنزیتی ترموالاستیک شناخته می‌شوند و می‌توانند تا ۲۰ درصد تغییر فرم الاستیک داشته باشند [۲۹-۳۳].

آلکارز و همکاران [۲۱] در پژوهش خود نشان دادند که اگر سیم‌های ارتودنسی تحت بارهای زیاد قرار گیرند یا برای مدت طولانی استفاده شوند، نابه‌جایی‌هایی ایجاد می‌شوند که منجر به قفل شدن صفحات مارتنزیت می‌گردند. این صفحات پس از تثبیت، دیگر در دمای 37°C به فاز اولیه خود باز نمی‌گردند. برای بازگشت این صفحات به فاز آستنیتی، نیاز به دماهای بسیار بالاتری است که معمولاً بین 400°C تا 500°C قرار دارند. تثبیت مارتنزیت باعث کاهش و مهار خاصیت فوق‌الاستیک می‌شود. از آنجا که دما یک کمیت برداری نیست، صفحات مارتنزیتی در مناسب‌ترین جهات تشکیل می‌شوند، همان‌طور که در شکل (۶-الف و ب) نشان داده شده است. با این حال، اگر صفحات مارتنزیتی در اثر تنش ایجاد شوند، به دلیل برداری بودن تنش‌ها، این صفحات همسو با جهت تنش تشکیل خواهند شد، همان‌طور که در شکل (۶-ج) مشاهده می‌شود. با این حال پس از یک دوره تنش ۳ ماهه، مشهود است که بخشی از صفحات مارتنزیتی به فاز آستنیتی تبدیل نشده است. مارتنزیت تثبیت شده تا حدی یا به طور کامل خاصیت فوق‌الاستیک سیم ارتودنسی را کاهش می‌دهد. به منظور تبدیل مجدد به آستنیت و بازیابی خاصیت فوق‌الاستیک، سیم نایتینول باید به مدت ۲۰ دقیقه و دمای تقریباً 400°C تحت

عملیات حرارتی قرار گیرد. باید مراقب بود که دما و زمان عملیات افزایش نیابد زیرا این امر می‌تواند منجر به ظهور رسوبات غنی از تیتانیوم در زمینه آستنیتی شود که موجب کاهش خاصیت فوق الاستیک سیم می‌شود شکل (۶-۵).



شکل ۶ الف) ریزساختار مارتنزیتی در آلیاژ نایتینول (ب) ریزساختار الف در بزرگمایی بیشتر (ج) صفحات مارتنزیتی ناشی از تنش (د) صفحات مارتنزیتی تثبیت شده بر روی زمینه آستنیتی [۲۱].

۴- زیست سازگاری آلیاژ نایتینول

مقاومت به خوردگی آلیاژ نایتینول و عدم سمیت فلزات تشکیل‌دهنده آن، عوامل اصلی زیست‌سازگاری آلیاژ نایتینول هستند. زیست‌سازگاری نایتینول ویژگی‌های منحصر به خود را دارد که با فلزات تشکیل‌دهنده آن متفاوت است. با این حال برای درک زیست‌سازگاری نایتینول، بسیار مهم است که اثرات فلزات تشکیل‌دهنده آن درک شود [۳۸-۳۴]. یکی از این فلزات تیتانیوم خالص است. این فلز به خوبی توسط بافت‌های دهان سازگار می‌شود. زیست‌سازگاری و مقاومت در برابر خوردگی تیتانیوم به دلیل تشکیل طبیعی یک لایه اکسید تیتانیوم (TiO_2) پایدار بر روی سطوح آن است [۳۹]. نیکل نیز یکی از عناصر کمیاب ضروری برای انسان‌ها و حیوانات است. کمبود نیکل می‌تواند منجر به کاهش فعالیت برخی از آنزیم‌ها، تخریب عضلات، کاهش رشد، افزایش وزن، و افزایش مرگ‌ومیر نوزادان شود [۴۰، ۴۱]. از سوی دیگر، سطح بالای نیکل می‌تواند با ایجاد اثرات سمی و سرطان‌زا یا واکنش‌های حساسیت‌زا، آسیب‌های جدی به بدن وارد کند [۴۲، ۴۳]. برای ورود یون‌های نیکل به داخل سلول‌های بدن، این یون‌ها باید با یون‌های منیزیم در غشای سلولی رقابت کنند. با توجه به اینکه غلظت یون‌های منیزیم در مایعات بدن بالاست، غلظت یون‌های نیکل باید به حد کافی بالا باشد تا بتواند از غشای سلولی عبور کند. با این حال، افزایش غلظت یون‌های نیکل می‌تواند اثرات مخربی مانند آسیب به DNA و ایجاد ژن‌های مرتبط با تومورهای سرطانی به همراه داشته باشد [۴۴، ۴۵]. از جمله راهکارهای افزایش مقاومت به خوردگی و بهبود زیست‌سازگاری اصلاح سطح سیم‌های ارتودنسی است. ارمیگا و همکاران [۴۶] نشان داده‌اند رسوب‌گذاری پلاسمایی در دماهای پایین با استفاده از پلاسمای فشار پایین به عنوان یک روش بسیار مؤثر به منظور تنظیم تراکم سطح، افزایش چسبندگی و بهبود زیست‌سازگاری برای اصلاح سطح مواد اثبات شده است. همچنین آرمیتاژ و همکاران [۴۷] روی زیست‌سازگاری و سمیت سلولی آلیاژ نایتینول که توسط روش‌های ساچمه‌زنی، الکتروپولیش، پولیش و گرمایش تغییر یافته بود، تحقیق کردند و نتایج نشان داد که سمیت و زیست‌سازگاری سلولی تمام سطوح تغییر یافته، مطلوب بود.

۴-۱ - مقاومت در برابر خوردگی آلیاژ نایتینول

رفتار خوردگی و تجزیه نایتینول در محیط پیچیده مایعات بدن به دلیل اثرات سمی نیکل از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. بنابراین، ضروری است که داده‌های گسترده‌ای در مورد رفتار خوردگی این آلیاژ در محیط‌های بدنی در دسترس باشد. نایتینول تمایل دارد با تشکیل لایه‌ای از TiO_2 همراه با ردیف‌هایی از نیکل که هم به شکل اکسید شده و هم به شکل فلزی حضور دارند، سطح خود را پوشش دهد. از این رو، لازم است ارتباط بین ترکیب اکسید سطحی آلیاژ و توانایی

آن در مقابله با خوردگی مورد بررسی قرار گیرد. با این حال، آلیاژهای نایتینول نسبت به فولاد ضد زنگ، کبالت-کرومیوم یا بتا-تیتانیوم حساسیت بیشتری به خوردگی نشان می‌دهند. به ویژه اینکه آزاد شدن یون‌های نیکل و تیتانیوم از سیم‌های ارتودنسی در محیط‌های خورنده نیز مشاهده شده است [۴۶، ۴۷].

۴-۲- اثر دما و pH بر خوردگی آلیاژ نایتینول

با توجه به تغییر دما و pH ناشی از مصرف غذاها و نوشیدنی‌های مختلف، بررسی تأثیر این دو عامل بر خوردگی سیم‌های ارتودنسی در دهان ضروری است. مطابق با پژوهش‌های باراس و همکاران [۴۸] توانایی نایتینول در بازپسیو شدن به طور قابل توجهی با افزایش دما کاهش می‌یابد، در حالی که تغییرات دما تأثیر قابل توجه دیگری نشان نمی‌دهد. اگر نرخ خوردگی تنها توسط فرآیند اکسایش فلز کنترل شود، نرخ خوردگی با افزایش دما طبق رابطه آرنیوس^{۲۰} به صورت نمایی افزایش خواهد یافت. علاوه بر این، تغییرات دما می‌تواند مقاومت یک ماده در برابر خوردگی نقطه‌ای^{۲۱} را نیز تحت تأثیر قرار دهد. تاکنون تعداد کمی از مطالعات روی تأثیر دما بر نایتینول در محیط فیزیولوژیک انجام شده است. pH محلول یکی از عوامل مهم در خوردگی مواد است، زیرا یون‌های هیدروژن با سطح ماده برهم‌کنش داشته و مقاومت آن را در برابر خوردگی تغییر می‌دهند. همچنین، اجزای محلول مانند یون‌های کلرید می‌توانند اثر یون‌های هیدروژن را تقویت کنند. همبستگی مستقیم بین دما و نرخ خوردگی همیشه وجود ندارد؛ دما می‌تواند با تغییر حلالیت اجزا و/یا تغییر pH محلول، بر خوردگی نقطه‌ای نیز تأثیر بگذارد. به دلیل حضور فلوئور در خمیردندان‌ها و بزاق دهان، تأثیر محلول فلوئورید اسیدی بر سیم‌های ارتودنسی حاوی تیتانیوم تحت شرایط مختلف pH و دما مورد بررسی قرار گرفت.

میلون و وان [۴۹] نشان داده‌اند افت وزنی سیم‌ها در اثر خوردگی در محیط‌های مختلف به طور قابل توجهی متفاوت بود. پس از قرار دادن ۵ سیم برای ۳ روز در بزاق مصنوعی، ۱/۲ تا ۵/۷ درصد افت وزنی به طور میانگین ثبت شد. در محلول pH= ۳/۵ با دمای ۶۰°C، تمام سیم‌ها بیشترین میزان افت وزن را تجربه کردند. در pH= ۶، بدون توجه به دما، هیچ افت وزنی ثبت نشد. به دلیل غلظت بالا HF در یک محلول با pH= ۵/۳ و دمای ۳۷°C یا ۶۰°C، سطح سیم‌ها به طور قابل توجهی خورده شدند. از سوی دیگر در یک محلول با دمای ۵°C، سطح خوردگی بدون توجه به مقدار pH ناچیز بود.

۴-۳- اثر پوشش‌دهی بر روی خوردگی نایتینول

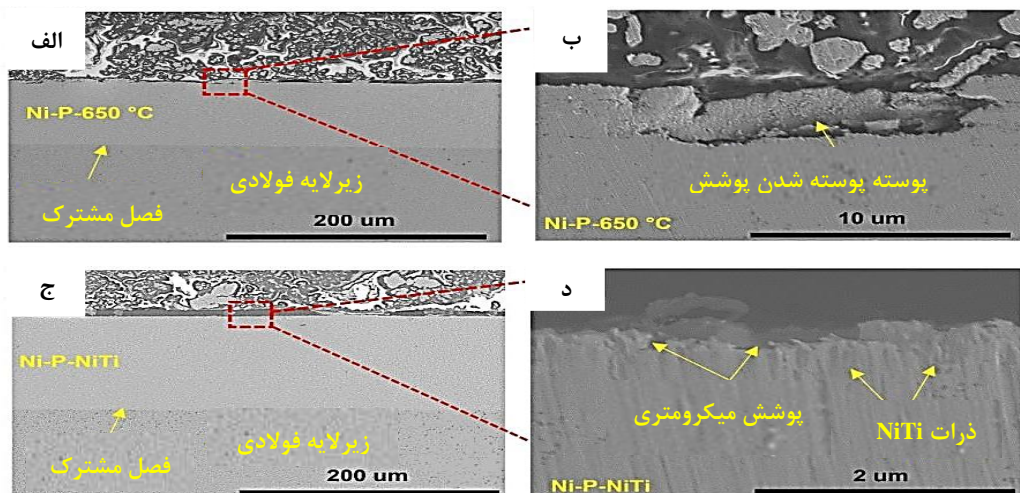
مشکل اصلی مرتبط با استفاده از آلیاژ نایتینول در کاربردهای پزشکی مانند ارتودنسی، قلب و عروق، ارتوپدی و اورولوژی، آزاد شدن یون‌های سمی Ni^{2+} و Ti^{2+} در داخل بدن انسان است. آلیاژ نایتینول نیز حساس به خوردگی نقطه‌ای تحت پلاریزاسیون آنودیک در پتانسیل‌های بالاتر از $V(SCE) = ۳۰/۰$ است. بنابراین حفاظت از سطح نایتینول با یک پوشش آلی بیولوژیک مانند پلیمرهای هادی از اهمیت خاصی برخوردار می‌شود [۵۰-۵۴]. ژانگ و همکاران [۵۵] در جدول (۲) پژوهش‌های اخیر محققان بر روی برخی پوشش‌های نایتینول مناسب برای کاربرد ارتودنسی را نشان داده‌اند.

لی و همکاران [۵۶] نشان داده‌اند پوشش‌های الکتروکاتولس Ni-P و پوشش ترکیبی Ni-P-NiTi از جمله پوشش‌های محافظ پرکاربرد است که در برخی صنایع به دلیل ویژگی‌های مکانیکی مناسب، چسبندگی عالی و عملکرد برتر در مقابل خوردگی استفاده می‌شود. پوشش‌ها به روش الکتروکاتولس بر روی زیرلایه‌های فولاد کم کربن (AISI ۱۰۱۸) با طول ۱۸mm، عرض ۱۰mm و ضخامت ۶mm که بر روی آلیاژ نایتینول قرار گرفتند، توسعه یافتند. زیرلایه‌ها می‌بایست مطابق جدول (۳) مراحل براساس استاندارد AISI ۱۰۱۸ پرداخت کاری شوند. لایه میانی Ni-P (ضخامت: ۵μm تا ۸μm) برای بهبود اتصال بین زیرلایه و پوشش‌های ترکیبی قرار داده شد. دمای رسوب‌گذاری توسط یک ترمومتر نظارت شد و مقدار pH محلول توسط یک متر تشخیص داده شد. ضخامت پوشش‌ها متناسب با زمان رسوب الکتروکاتولس تعیین می‌شود. عملیات حرارتی پوشش‌ها در یک کوره خلاء و در دمای ۶۵۰°C انجام شد. پوشش Ni-P-NiTi بر روی فولاد کم کربن تهیه شد. ارزیابی سایش-خوردگی بر روی پوشش‌های Ni-P و Ni-P-NiTi انجام شد. نتایج آزمون SPEC نشان داد که پوشش نیکل-فسفر-نایتینول مقاومت بیشتری نسبت به خوردگی، سایش و سایش-خوردگی نسبت به پوشش Ni-P به دلیل توسعه فاز آستنیت دارد. پوشش Ni-P-NiTi دارای حفاظت ۱/۵ برابر بیشتری در برابر سایش-خوردگی نسبت به پوشش Ni-P است. مطابق شکل (۷)، مشاهدات SEM نشان

^{۲۰} Arrhenius

^{۲۱} pitting

داده‌اند که مکانیزم اصلی آسیب دیدگی پوشش، ضربه‌های مکرر و خوردگی زیرسطحی برای پوشش Ni-P است. با این حال میکرواندازه‌گیری و میکروخرایش‌زنی ممکن است مکانیزم‌های تخریب اصلی برای پوشش Ni-P-NiTi باشند.



شکل ۷ عکس‌های SEM سطح مقطع نمونه‌های نایتینول: (الف) پوشش Ni-P (ب) پوشش Ni-P پس از خوردگی (ج) پوشش P-Ni-NiTi (د) پوشش Ni-P-NiTi پس از میکروخرایش [۵۶].

جدول ۲ مطالعات اخیر بر روی پوشش‌های نایتینول برای کاربرد ارتودنسی [۵۵].

اثرات دیگر	اثر پوشش بر خوردگی نایتینول	شرایط مطالعه	ماده پوششی
مقاومت به سایش	کاهش I_{corr} از $23/72$ به $1/72 \mu A/cm^2$	بزاغ مصنوعی	Al-SiO ₂
-	کاهش E_{corr}	بزاغ مصنوعی	Ni-Ti-Cr
-	کاهش نیکل از $8/36$ به $0/57 mg/L$	بزاغ مصنوعی	Epoxy
-	کاهش نیکل آزاد شده	بزاغ مصنوعی	Ni-P
مقاومت به سایش	حفاظت $1/5$ برابری نسبت به Ni-P	بزاغ مصنوعی	Ni-P-NiTi

جدول ۳ مراحل پرداخت زیرلایه‌های فولاد کم کربن مطابق استاندارد AISI 1018 [۵۶].

مراحل (به ترتیب)	فرآیندها	الزامات
مرحله ۱	سنگ زنی	استفاده از سنباده‌های (۶۰۰، ۴۰۰، ۳۲۰، ۲۴۰)
مرحله ۲	پولیش	استفاده از ورقه‌های الماسه مختلف (۹ μm، ۳ μm، ۱ μm)
مرحله ۳	حذف گریس	غوطه‌وری در محلول گرم در دما ۸۵°C به مدت ۵ دقیقه (۳۰ g.L ⁻¹ Na ₃ PO ₄)
مرحله ۴	فعال‌سازی سطح	قراردادن در ۲۰ درصد حجمی محلول H ₂ SO ₄ به مدت ۱۵ ثانیه (۳۰ g.L ⁻¹ NaOH، ۵۰ g.L ⁻¹ Na ₂ CO ₃)

۵- خمش سیم و نیروی بهینه در ارتودنسی

عملیات ارتودنسی به طور معمول بسته به نامنظمی اولیه دندان‌ها بین ۶ تا ۳۰ ماه طول می‌کشد. نیروی مورد نیاز برای شروع حرکت دندان توسط پتانسیل برگشت فنری سیم‌کمانی ایجاد می‌شود. تحقیقات قبلی نشان داده است که نیروهای بازگشت فنری در محدوده ۰/۱ تا ۰/۵ نیوتون کارایی بهینه را در تراز کردن دندان‌ها نشان می‌دهد و پیامدهای نامطلوب را به حداقل می‌رساند [۵۹-۵۷]. با این حال میزان مناسب نیروی اعمال شده هنگام حرکت دادن دندان‌های ارتودنسی کاملاً مبهم است. بنابراین، عمل ارتودنسی ممکن است بیشتر از حد انتظار طول بکشد و عوارض جانبی نامطلوبی داشته باشد [۲۱].

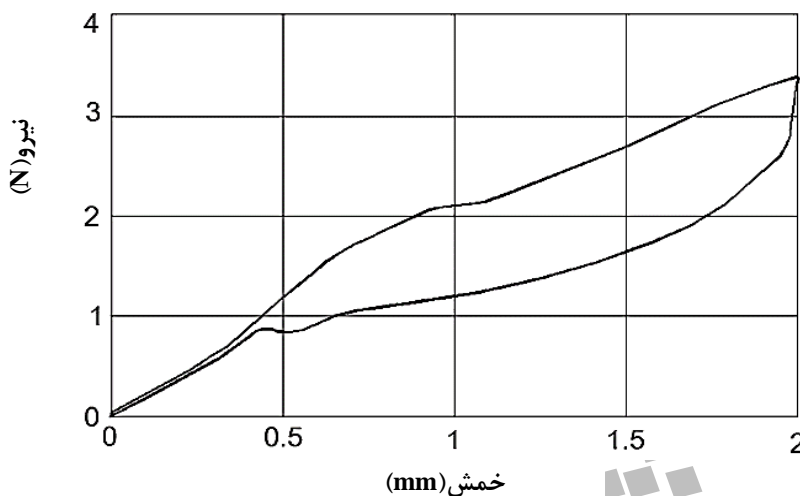
۵-۱- انواع سیم‌های ارتودنسی

متیو و همکاران [۶۰] سیم‌کمانی‌های ارتودنسی تجاری را با توجه به سطح مقطعشان به سه دسته مجزا طبقه بندی کردند: دایره‌ای (مخروطی)، مربعی و مستطیل شکل، در مرحله اولیه عملیات ارتودنسی، از سیم‌های دایره‌ای به دلیل افزایش انعطاف پذیری، نیروی خمشی کمتر و کاهش مقاومت اصطکاکی آنها در مقایسه با سیم‌های مربعی و مستطیل استفاده می‌شود. آنها نشان دادند که برای یک سیستم براکت یکسان، سیم‌های دایره‌ای به قطر ۰/۰۱۶ in نیروی تخلیه ۱/۱N را نشان دادند، باید توجه شود که این مقدار حداکثر نیروی آزادشده در شرایط خاص (مانند خمش شدید) را نشان می‌دهد و نیروی متوسط در طول درمان در عمل کمتر است، زیرا اصطکاک و دیگر فاکتورها نیروی موثر را کاهش می‌دهند. برای سیم‌های مستطیلی با سطح مقطع ۰/۰۲۲×۰/۰۱۶ in² افزایش نیروی بازگشتی تا ۵/۳N گزارش شده است و سیم‌های مربعی با سطح مقطع ۰/۰۱۶×۰/۰۱۶ in² نیروی ۳/۳N را نشان می‌دهند. هنگامی که دندان‌ها شروع به منظم شدن کردند، متخصص ارتودنسی برای ایجاد گشتاور در دندان نامنظم، سیم دایره‌ای را به یک سیم قوسی مستطیلی تغییر می‌دهد. اگرچه سیم قوسی مستطیلی بهترین گزینه است زیرا می‌تواند هر دو مؤلفه نیرو و گشتاور را در خود جای دهد، اما اغلب در ابتدای درمان استفاده نمی‌شود زیرا نیروی بیشتری از نیروی بهینه برای عدم آسیب به بافت‌ها تولید می‌کند و به سختی وارد شکاف براکت می‌شود. بنابراین برای درمان ارتودنسی مفید خواهد بود اگر خواص خمشی سیم مستطیلی را بتوان تغییر داد تا انعطاف پذیرتر شود و این امکان را فراهم کند که نیروی کمتری تولید کند و در اسرع وقت در طول عملیات ارتودنسی مورد استفاده قرار گیرد [۶۱].

۵-۲- اثر اصطکاک بر نیرو و خمش سیم‌های کمانی

به طور گسترده‌ای شناخته شده است که اصطکاک نقش کلیدی در تعیین روند نیرو-خمشی سیم‌های کمانی نایتینول در پیکربندی براکت ایفا می‌کند. اصطکاک ایجاد شده در سطح تماس سیم‌های کمانی و شکاف‌های براکت تابعی از خمش اعمال شده، اندازه سیم کمانی، اندازه شکاف براکت و فاصله بین براکت است. با توجه به این موارد، سیم کمانی گوشه‌های براکت را بیشتر تحت فشار قرار می‌دهد و میزان اصطکاک را افزایش می‌دهد. مطابق

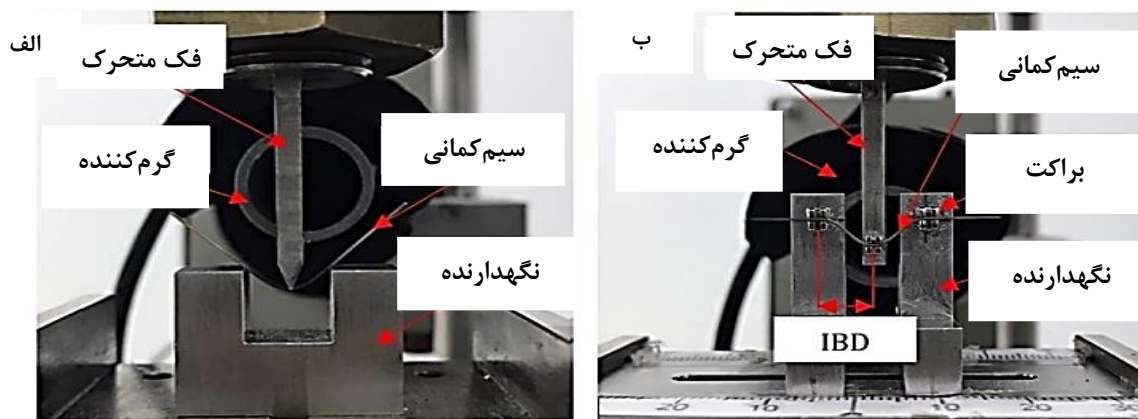
شکل (۸) اگر مولفه اصطکاک به اندازه کافی قوی باشد، این پتانسیل را دارد که رفتار نیروی ثابت معمولی سیم‌های کمّانی نایتینول فوق الاستیک را به یک شیب نیرو تبدیل کند. این نشان می‌دهد که وقتی دندان حرکت می‌کند، نیرو دیگر با مقدار ثابتی ایجاد نمی‌شود [۶۶-۶۱]. مونیرو و رازالی [۶۷] نشان داده‌اند تغییرات مکرر در اندازه نیروی اعمال شده بر روی دندان‌های نامنظم در طول درمان ارتودنسی توصیه نمی‌شود زیرا سرعت حرکت دندان را کاهش می‌دهد و ممکن است به بافت دندان‌ها و لثه آسیب وارد کند. بنابراین لازم است دوبار تست خمش برای سیم‌های ارتودنسی انجام می‌شود، یک مرتبه برای بدست آوردن مقدار نیروی فوق الاستیک که تنها سیم مورد خمش قرار می‌گیرد و مرتبه دوم سیم به همراه براکت‌ها برای بررسی اثر اصطکاک تحت خمش قرار خواهد گرفت. در ادامه به دلیل اهمیت فراوان نیروی بهینه مورد نیاز برای منظم شدن دندان‌ها، تست خمش سه نقطه‌ای و رفتار نیرو-خمش مورد بررسی قرار گرفته است.



شکل ۸ اثر اصطکاک بر نمودار نیرو-خمش سیم کمّانی [۶۱].

۵-۳- تست خمش سه نقطه‌ای

همان طور که اشاره شد خواص مکانیکی سیم کمّانی معمولاً توسط یک تست خمشی سه نقطه‌ای ارزیابی می‌شود تا نیروی بازگشتی بهینه برای عملیات ارتودنسی مشخص شود [۶۸]. معمولاً تست خمش سه نقطه‌ای به گونه‌ای انجام می‌شود که یک نیروسنج با قسمتی از سیم تماس پیدا می‌کند و مطابق با استاندارد ISO ۱۵۸۴۱، سیم ارتودنسی در فواصل از پیش تعیین شده بارگذاری و سپس بازگشت نیرو در راستای سیم خواهد بود و نیروهای (حرکت دندان) و مقادیر تغییر شکل الاستیک سیم اندازه‌گیری می‌شوند [۶۹]. نیروی عمودی را می‌توان به وسط سیم بین دندان‌های ثنایای مرکزی و نیش توسط میله‌ای که به آن متصل است با سرعت ۱ mm در دقیقه برای خمش ۲ mm، اعمال کرد. گاتو و همکاران [۷۰] در تست خمش سه نقطه‌ای نشان داده‌اند کمترین نیروی ایجاد شده پس از به کارگیری سیم دایره‌ای 0.16 in^2 در خمش ۱ mm، $95 \pm 10 \text{ g}$ و حداقل نیروی فعال‌سازی در سیم مستطیلی in^2 0.16×0.22 در مقدار خمش مشابه $150 \pm 10 \text{ g}$ بود، در حالی که بیشترین نیرو $210 \pm 10 \text{ g}$ در خمش ۳ mm بود. شکل ۹ آزمایش خمش سه نقطه‌ای را نشان می‌دهد که برای ارزیابی رفتار خمشی سیم کمّانی نایتینول و اثر اصطکاک بر آن استفاده می‌شود [۶۲].



شکل ۹ تست خمش برای ثبت رفتار نیرو-خمش سیم‌های کمانی نایتینول: (الف) تنظیم سه نقطه از سیم (ب) تنظیم سه براکت [۶۲].

۵-۴- رفتار نیرو-خمش

طبق پژوهش‌های هسو و همکاران [۷۱] رفتار نیرو-خمش سیم‌های قوسی نایتینول بسته به درجه خمش و فواصل بین براکت تغییر می‌کند. آزمایش خمش سه نقطه‌ای، ماکزیمم تخلیه بار سیم‌های نایتینول فوق الاستیک را نشان می‌دهد در حالی که نیروی اعمالی کمتر از این مقدار است. هنگامی که سیم‌های نایتینول فوق الاستیک با براکت‌هایی در دستگاه آزمایش شدند، با توجه به شکل سیم، کرنش‌های مختلفی از ۲mm الی ۴mm تولید شدند که این کرنش وابسته به خمش سیم و تخلیه بار در همان نقطه بارگذاری بود. این ویژگی ارتودنتیست‌ها را قادر می‌سازد تا نیروی آزاد شده در طول تراز سیم نایتینول را میزان کنند [۷۲]. همچنین باید توجه داشت که نیرو و میزان خمش اعمال شده در قسمت‌های مختلف با یکدیگر متفاوت است برای مثال با وجود استفاده از روش‌های مختلف بستن توسط ارتودنتیست‌ها، سیم‌های آلیاژ نایتینول افزایش قابل ملاحظه‌ای در اندازه نیرو روی دو دندان همسایه ثنایای مرکزی و نیش با کمترین افزایش قطر را نشان دادند. با این حال مهم‌ترین علت بررسی رفتار نیرو-خمش پدیده قله نیرو است که اغلب در رفتار فوق الاستیک سیم‌های قوسی نایتینول در طول بارگذاری و تخلیه بار در تست‌های خمش سه نقطه‌ای مشاهده می‌شود. همان‌طور که در قسمت‌های قبلی گفته شد هنگامی که سیم‌های کمانی با براکت‌های ارتودنسی جفت می‌شوند، اصطکاک لغزشی باعث می‌شود که قله نیروی سیم‌های کمانی فوق الاستیک نایتینول در هر دو چرخه بارگذاری و تخلیه بار تبدیل به نواحی شیب‌دار شود که اثر مخرب بر فرآیند درمان ارتودنسی دارد [۷۳]. [۷۴]

۶- اثر عملیات حرارتی بر سیم‌های کمانی نایتینول

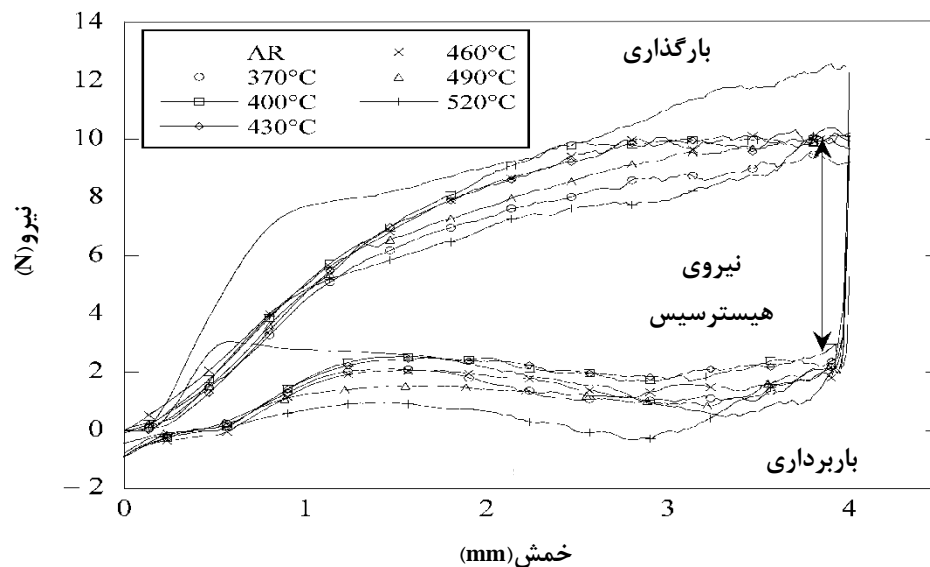
عملیات حرارتی و فرآیند پیرسازی از جمله راهکارهای موثر بر بهبود عملکرد مکانیکی و حرارتی آلیاژهای نایتینول غنی از نیکل است [۷۵، ۷۶]. وانگ و همکاران [۳] نشان دادند آلیاژهای نایتینول با محتوای نیکل در محدوده ۴۹/۸ تا ۵۶ درصد اتمی در برابر تشکیل فازهای ثانویه رسوبات غنی از نیکل مانند Ni_4Ti_3 حساس هستند. طبق یافته‌های سیلوا و لیو [۷۷، ۷۸] به خوبی مشخص شده است که پیرسازی آلیاژ نایتینول در دماهای $300^{\circ}C$ تا $600^{\circ}C$ به مدت ۱۰ الی ۶۰ دقیقه به طور مطلوبی بر اندازه و چگالی Ni_4Ti_3 اثرگذار است و در نتیجه دمای استحاله و رفتار مکانیکی نایتینول را تغییر می‌دهد، در نتیجه موجب بهبود خاصیت فوق‌الاستیک و افزایش استحکام مکانیکی سیم‌های ارتودنسی می‌شود. این رسوبات به عنوان موانع حرکت ناب‌جایی عمل کرده و رشد صفحات مارتنزیتی را کنترل می‌کنند. انتخاب دما و زمان پیرسازی سیم‌های نایتینول از اهمیت بسیار زیادی برخوردار است، گزارش شده است در دماهای بالاتر از ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، فرآیند پیرسازی ممکن است منجر به کاهش نیروی بازگشتی آلیاژ شود. این کاهش به دلیل تشکیل رسوبات و تغییرات میکروسکوپی در ساختار کریستالی آلیاژ است که می‌تواند بر خاصیت حافظه‌شکلی و سوپرالاستیسیته آن تأثیر منفی بگذارد. همچنین، عملیات حرارتی در محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌تواند کرنش باقی‌مانده قابل توجهی در آلیاژ ایجاد کند. این کرنش‌ها پس از اتمام تست کشش مشاهده می‌شوند و ممکن است به دلیل تشکیل فازهای غیرمطلوب یا رسوبات نامطلوب در ساختار آلیاژ باشند. بنابراین، انتخاب دمای

مناسب برای عملیات حرارتی پیرسازی نایتینول بسیار مهم است تا خواص مطلوب آلیاژ حفظ شود [۷۹]. بلینی و همکاران [۸۰] مطابق با جدول ۴ نشان دادند که در دمای 400°C ، نیروهای فعالسازی خاصیت فوق الاستیک در سیم‌های تولید شده توسط سازندگان مختلف به تدریج کاهش می‌یابد، اما سیم قوسی همچنان خاصیت فوق‌الاستیک خود را حفظ می‌کند. برعکس، نمونه‌هایی که در دمای 600°C حرارت داده شدند، هیچ قله‌ای نشان ندادند و در نتیجه رفتار فوق‌الاستیک آن‌ها ناپدید شد. با این حال، خاصیت فوق‌الاستیک با اعمال یک عملیات حرارتی در دمای 900°C به مدت ۳۰ دقیقه، که قادر به حل کردن رسوبات بود، مجدداً بازگشت. تحقیقات مونیر و همکاران [۸۱] حضور رسوبات Ni-Ti غنی از تیتانیوم (Ti_2Ni) را هنگامی که یک آلیاژ Ni-Ti (۵۰ درصد با ریزساختار مارتنزیتی) تحت عملیات حرارتی در دمای 600°C قرار می‌گیرند، نشان داده‌اند. رسوبات Ti_2Ni مانع از رشد صفحات مارتنزیتی می‌شود و می‌تواند منبع جوانه‌زنی باشد. مشاهدات مشابهی توسط گارگل و همکاران [۸۲] گزارش شده است که در آن دمای استحاله مارتنزیتی آلیاژ نایتینول به دلیل خروج مقدار قابل توجهی تیتانیوم از نایتینول برای تولید رسوبات غنی از تیتانیوم، نسبت به دمای اتاق افزایش می‌یابد. به طور کلی، شرایط پیرسازی ایده‌آل برای عملکرد فوق‌الاستیک مناسب و حداکثر قابلیت بازیابی بین 400°C تا 450°C برای مدت زمان پیرسازی کمتر از ۶۰ دقیقه است [۸۰].

جدول ۴ حداقل سطح نیرو برای فعالسازی فوق‌الاستیک در نمونه‌های بدون پیرسازی و نمونه‌های پیرسازی شده (در دماهای 400°C و 600°C به مدت ۱ ساعت) ساخته شده توسط شرکت‌های مختلف [۸۰]

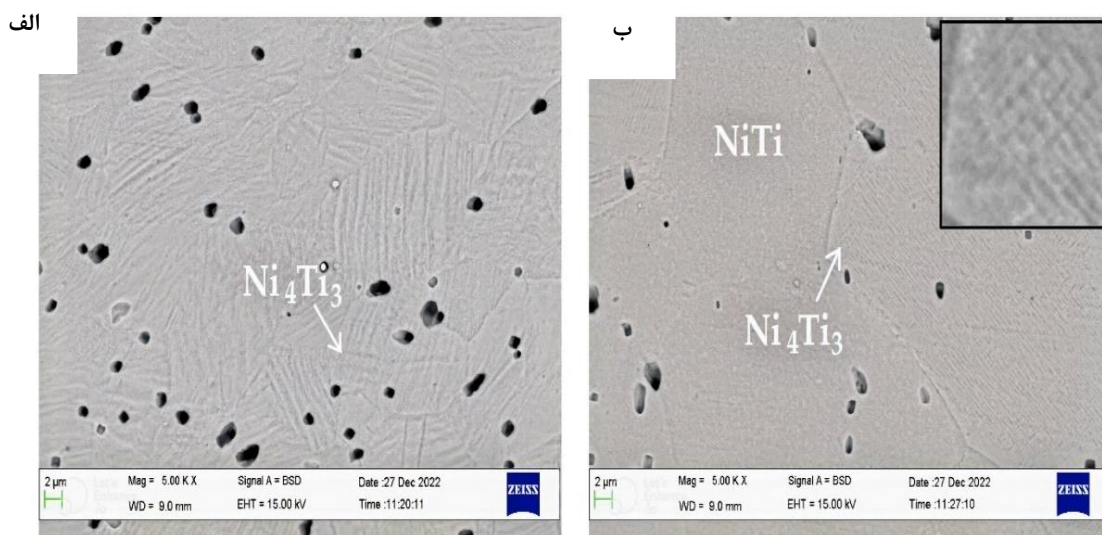
نیروی بازگشتی-انحراف معیار (N) پیرسازی در دمای 600°C	نیروی بازگشتی-انحراف معیار (N) پیرسازی در دمای 400°C	نیروی بازگشتی-انحراف معیار (N) پیرسازی نشده	نام شرکت سازنده
.	(۰/۱۰۷) ۱/۲۰۹	(۰/۰۹۸) ۱/۴۲۸	HS
.	(۰/۰۹۰) ۱/۰۵۶	(۰/۰۷۷) ۱/۱۳۸	DAMON
.	(۰/۱۷۰) ۱/۲۹۹	(۰/۱۵۷) ۱/۴۱۸	RMO
.	(۰/۰۴۶) ۱/۳۹۹	(۰/۳۵۵) ۱/۶۳۹	3M
.	(۰/۰۷۳) ۰/۶۳۴	(۰/۰۵۴) ۰/۹۱۵	EURO
.	(۰/۷۰۱) ۱/۱۲۵	(۰/۰۳۴) ۱/۴۲۲	FOR
.	(۰/۰۷۷) ۱/۱۹۳	(۰/۰۹۴) ۱/۳۲۳	PRO
.	(۰/۰۹۶) ۰/۳۴۱	(۰/۱۰۱) ۱/۷۷۲	GAC

بنابراین عملیات حرارتی پرکاربردترین فرآیندی است که برای تنظیم خواص نایتینول استفاده می‌شود. در طول پیرسازی، جوانه‌زنی و رشد رسوب‌های غنی از نیکل به خوبی ثبت شده‌اند و معمولاً برای افزایش Af (دمای پایان تشکیل آستنیت) برای ترکیبات غنی از نیکل استفاده می‌شود. مونیر و همکاران [۶۲] مطابق شکل (۱۰) نتایج تست خمش سیم‌های کم‌انرژی نایتینول پیرسازی شده را در آزمایش خمش سه نقطه‌ای در دمای 36°C ، نشان داده‌اند. سیم‌های قوسی نایتینول که پیرسازی شده بودند به مانند سیم پیرسازی نشده تغییر شکلی را از خود نشان دادند که بیانگر رفتار فوق‌الاستیک است و منحنی بارگذاری افزایش خطی نیرو را تا خمش $0/8\text{mm}$ نشان داد. سپس یک قله نیرو مشاهده می‌شود که به تغییر شکل الاستیک ساختار آستنیتی نسبت داده می‌شود. پس از برداشتن بار خمشی، سیم قوسی به شکل مستقیم اولیه خود بازیابی می‌شود که با ظهور قله نیرو دوم همراه است. این اتفاق در نتیجه تبدیل معکوس ساختار مارتنزیت به آستنیت است. مطابق شکل، در یک دما و زمان بهینه پیرسازی میزان اتلاف نیرو یا نیروی هیسترسیس کاهش پیدا کرده و در نتیجه عمر سیم‌های ارتودنسی افزایش می‌یابد.



شکل ۱۰ منحنی نیرو-خمش بدست آمده از تست خمش سه نقطه‌ای سیم‌های کمانی NiTi پس از پیرسازی در دماهای مختلف [۸۱].

در تطابق با گفته‌های قبلی مونیر و همکاران [۸۱] مطابق شکل (۱۱) نشان داده اند با فرآیند پیرسازی، رسوبات Ni_4Ti_3 تشکیل می‌شود که به عنوان موانع مؤثری برای حرکت نابه‌جایی عمل می‌کند و در نتیجه موجب کاهش صفحات مارتنزیتی تثبیت شده می‌شوند. همچنین عملیات حرارتی که انرژی حرارتی مورد نیاز برای رسوب گذاری را فراهم می‌کند، می‌تواند فرآیندهای آنیل را نیز فعال کند، که در طی آن با بازآرایی و کاهش چگالی عیوب، انرژی کرنش ذخیره شده در شبکه را حذف می‌کند. این فرآیندها بر خواص حرارتی و مکانیکی نایتینول تأثیر می‌گذارند. نیروی محرکه برای آنیل، در سیم‌هایی که به شدت کار سرد شده‌اند به دلیل مقدار بالاتر انرژی داخلی ذخیره شده آنها بیشتر است. بنابراین میزان اثرگذاری عملیات حرارتی علاوه بر زمان و دما به مقدار کار سرد نیز بستگی دارد.



شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپ نوری رسوبات Ni_4Ti_3 : الف) نمونه بدون پیرسازی ب) نمونه پیرسازی شده در دمای $370^{\circ}C$ به مدت ۱ ساعت [۸۱].

۷- نتیجه گیری

نایتینول یا آلیاژ نیکل تیتانیوم به دلیل داشتن خاصیت فوق الاستیک و مدول الاستیک نزدیک به استخوان و همچنین دمای استحاله نزدیک به دمای بدن، مناسب کاربردهای پزشکی مانند ارتودنسی است. در این مقاله، عوامل مختلف مؤثر بر کارایی سیم کمانی ارتودنسی از جنس نایتینول بررسی شد. تولید نایتینول به دلیل کنترل دقیق ترکیب شیمیایی آن از حساسیت زیادی برخوردار است. هر اتمی از تیتانیوم که در فرآیند تولید اکسید شود، یک اتم تیتانیوم از شبکه نایتینول کاهش یافته و دمای استحاله و خاصیت فوق الاستیک را به شدت تحت تاثیر می‌دهد. خاصیت فوق الاستیک به صورت دو نیروی ثابت در نمودار تنش- کرنش بدست آمده در تست خمش سه نقطه‌ای نمایان می‌شود که مقدار این نیرو متناسب با جنس آلیاژ و شکل سیم می‌باشد. نیروی ثابت و اندک آزاد شده در اثر بازگشت فاز مارتنزیت ناپایدار به آستنیت موجب منظم شدن دندان‌ها در ارتودنسی می‌شود. ایجاد اصطکاک لغزشی در هنگام قرار دادن سیم درون براکت موجب شیب‌دار شدن این نیروهای ثابت می‌شود که برای ارتودنسی مناسب نیست. با گذشت چند ماه و تثبیت صفحات مارتنزیتی خاصیت فوق الاستیکی نایتینول کاهش می‌یابد. عملیات حرارتی در دمای $400^{\circ}C$ و به مدت بیست دقیقه موجب بازگشت صفحات مارتنزیتی تثبیت شده به فاز آستنیت می‌شود. همچنین با فرآیند پیرسازی و تشکیل فازهای ثانویه نیکل-تیتانیوم، تثبیت صفحات مارتنزیتی و رشد این صفحات به تاخیر می‌افتد. شرایط پیرسازی ایده‌آل برای عملکرد فوق الاستیک مناسب و حداکثر قابلیت بازیابی بین $400^{\circ}C$ تا $450^{\circ}C$ برای مدت زمان پیرسازی کمتر از ۶۰ دقیقه است. در دما و زمان عملیات حرارتی نیز باید دقت شود تا خواص فوق الاستیک نایتینول کاهش نیابد. مقاومت به خوردگی و زیست‌سازگاری نایتینول نیز به دلیل آزاد شدن یون‌های نیکل و ایجاد حساسیت و مشکلات دیگر از اهمیت زیادی برخوردار است. اما تیتانیوم به دلیل تشکیل اکسید محافظ تیتانیوم آسیبی به بدن نمی‌رساند. دما و pH از عوامل اثرگذار بر خوردگی نایتینول هستند. با ایجاد پوشش‌هایی بر روی سیم‌های نایتینول، از جمله Ni-P و Ni-P-NiTi، مقاومت به خوردگی نایتینول در محیط دهان بهبود می‌یابد.

- [١] A. Munir, S. Zulfiqar, J. J. Mathavan, and A. Sohail, "Understanding the force deflection behavior of NiTi archwire at distinct bending configuration: A narrative review in vitro Studies," *Engineering Journal*, vol. 28, no. 2, pp. 15-27, 2024. <https://doi.org/10.4186/ej.2024.28.2.15>
- [٢] A. Wadood, "Brief overview on nitinol as biomaterial," *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2016, no. 1, p. 4173138, 2016. <https://doi.org/10.1155/2016/4173138>
- [٣] Z. Wang, J. Everaerts, E. Salvati, and A. M. Korsunsky, "Evolution of thermal and mechanical properties of Nitinol wire as a function of ageing treatment conditions," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 819, p. 153024, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153024>
- [٤] X. Huang and Y. Liu, "Effect of annealing on the transformation behavior and superelasticity of NiTi shape memory alloy," *Scripta Materialia*, vol. 45, no. 2, pp. 153-160, 2001. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01005-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01005-3)
- [٥] N. Chahine, A. Benmarouane, A. Addad, and A. Fadel, "Study of the corrosion of the nickel-titanium orthodontics archwires in the mouth," *Sch J Dent Sci*, vol. 9, no. 2, pp. 28-38, 2022. <https://doi.org/10.36347/sjds.2022.v09i02.002>
- [٦] A. Phukaoluan *et al.*, "Comparison of friction forces between stainless orthodontic steel brackets and TiNi wires in wet and dry conditions," *International orthodontics*, vol. 15, no. 1, pp. 13-24, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.ortho.2016.12.017>
- [٧] P. Chainani, P. Paul, and V. Shivlani, "Recent advances in orthodontic archwires: a review," *Cureus*, vol. 15, no. 10, 2023. <https://doi.org/10.7759/cureus.47633>
- [٨] J. Lee and Y. C. Shin, "Effects of composition and post heat treatment on shape memory characteristics and mechanical properties for laser direct deposited nitinol," *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, vol. 6, pp. 41-58, 2019. <https://doi.org/10.1007/s40516-019-0079-5>
- [٩] T. Duerig, "The metallurgy of Nitinol as it pertains to medical devices," in *Titanium in medical and dental applications*: Elsevier, 2018, pp. 555-570. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-812456-7.00025-1>
- [١٠] E. Farber, J.-N. Zhu, A. Popovich, and V. Popovich, "A review of NiTi shape memory alloy as a smart material produced by additive manufacturing," *Materials Today: Proceedings*, vol. 30, pp. 761-767, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.563>
- [١١] J. Frenzel, Z. Zhang, K. Neuking, and G. Eggeler, "High quality vacuum induction melting of small quantities of NiTi shape memory alloys in graphite crucibles," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 385, no. 1-2, pp. 214-223, 2004. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.05.002>
- [١٢] Foolad24. "آشنایی با کوره ی-القایی (https://foolad24.com/post/article) آشنایی با کوره ی-القایی/ accessed March 10, 2025.
- [١٣] J. Chu, Y. Bao, X. Li, F. Gao, and M. Wang, "Characterization of oxidation behavior of Mn fumes generated in the vacuum treatment of melting Mn steels," *steel research international*, vol. 92, no. 1, p. 2000333, 2021. <https://doi.org/10.1002/srin.202000333>
- [١٤] J. Cui, B. Li, Z. Liu, F. Qi, J. Xu, and J. Zhang, "Comparative investigation on ingot evolution and product quality under different arc distributions during vacuum arc remelting process," *Journal of materials research and technology*, vol. 18, pp. 3991-4006, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.058>
- [١٥] M. H. Elahinia, M. Hashemi, M. Tabesh, and S. B. Bhaduri, "Manufacturing and processing of NiTi implants: A review," *Progress in materials science*, vol. 57, no. 5, pp. 911-946, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2011.11.001>
- [١٦] S. Parvizi, S. M. Hashemi, F. Asgarinia, M. Nematollahi, and M. Elahinia, "Effective parameters on the final properties of NiTi-based alloys manufactured by powder metallurgy methods: A review," *Progress in Materials Science*, vol. 117, p. 100739, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100739>

- [17] V. Kumar, H. Kaur, A. Kumari, G. Hooda, V. Garg, and H. Dureja, "Drug delivery and testing via 3D printing," *Bioprinting*, vol. 36, p. e00298, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.bprint.2023.e00298>
- [18] I. Gibson *et al.*, *Additive manufacturing technologies*. Springer, 2021. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7>
- [19] K. Otsuka and X. Ren, "Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys," *Progress in materials science*, vol. 50, no. 5, pp. 511-678, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001>
- [20] K. Bhattacharya, *Microstructure of martensite: why it forms and how it gives rise to the shape-memory effect*. Oxford University Press, 2003. <https://doi.org/10.1093/oso/9780198509349.001.0001>
- [21] I. Alcaraz *et al.*, "Properties of superelastic nickel–titanium wires after clinical use," *Materials*, vol. 16, no. 16, p. 5604, 2023. <https://doi.org/10.3390/ma16165604>
- [22] L. Sun *et al.*, "Stimulus-responsive shape memory materials: A review," *Materials & Design*, vol. 33, pp. 577-640, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.065>
- [23] ResearchGate. "Mechanism of superelasticity when test temperature is above Af." https://www.researchgate.net/figure/Mechanism-of-superelasticity-when-test-temperature-is-above-Af-a-Austenite-at-test_fig2_309743317 (accessed March 10, 2025).
- [24] ResearchGate. "Stress vs. strain curve of SMA." https://www.researchgate.net/figure/a-Stress-vs-strain-curve-of-SMA-i-i-ii-i-i-temperature-Or-Austinite-finish_fig3_382884524 (accessed March 10, 2025).
- [25] M. Niinomi, "Recent research and development in titanium alloys for biomedical applications and healthcare goods ", *Science and technology of advanced Materials*, vol. 4, no. 5, p. 445, 2003. <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.09.002>
- [26] R. R. Adharapurapu, *Phase transformations in nickel-rich nickel-titanium alloys: influence of strain-rate, temperature, thermomechanical treatment and nickel composition on the shape memory and superelastic characteristics*. University of California, San Diego, 2007.
- [27] F. Pastor *et al.*, "Effect of fluoride content of mouthwashes on superelastic properties of NiTi orthodontic archwires," *Materials*, vol. 15, no. 19, p. 6592, 2022, <https://doi.org/10.3390/ma15196592>
- [28] F. Gil, M. Cenizo, E. Espinar, A. Rodriguez, E. R perez, and J. Manero, "NiTi superelastic orthodontic wires with variable stress obtained by ageing treatments," *Materials Letters*, vol. 104, pp. 5-7, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.03.135>
- [29] J. Brice o, A. Romeu, E. Espinar, J. Llamas, and F. Gil, "Influence of the microstructure on electrochemical corrosion and nickel release in NiTi orthodontic archwires," *Materials Science and Engineering: C*, vol. 33, no. 8, pp. 4989-4993, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2013.08.024>
- [30] P. S nchez, B. Vidi, J. Mena-Alvarez, J. Gil, C. Rico, and J. M. Aragonese, "Effect of stabilized martensite on the long-term performance of superelastic NiTi endodontic files," *Materials*, vol. 16, no. 11, p. 4089, 2023. <https://doi.org/10.3390/ma16114089>
- [31] S. H. Lee and Y. I. Chang, "Effects of recycling on the mechanical properties and the surface topography of nickel-titanium alloy wires," *American journal of orthodontics and dentofacial orthopedics*, vol. 120, no. 6, pp. 654-663, 2001. <https://doi.org/10.1067/mod.2001.118997>
- [32] E. Rup rez, J. M. Manero, L.-A. Bravo-Gonz lez, E. Espinar, and F. J. Gil, "Development of biomimetic NiTi alloy: influence of thermo-chemical treatment on the physical, mechanical and biological behavior," *Materials*, vol. 9, no. 6, p. 402, 2016. <https://doi.org/10.3390/ma9060402>
- [33] J. Gil, E. Rup rez, E. Velasco, C. Aparicio, and J. M. Manero, "Mechanism of fracture of NiTi superelastic endodontic rotary instruments," *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, vol. 29, pp. 1-6, 2018. <https://doi.org/10.1007/s10856-018-6140-7>
- [34] M. Godoy-Gallardo *et al.*, "Antibacterial coatings on titanium surfaces: a comparison study between in vitro single-species and multispecies biofilm," *ACS applied materials & interfaces*, vol. 7, no. 10, pp. 5992-6001, 2015. <https://doi.org/10.1021/acsami.5b00402>
- [35] F. Gil and J. Planell, "Thermal efficiencies of NiTiCu shape memory alloys," *Thermochimica Acta*, vol. 327, no. 1-2, pp. 151-154, 1999. [https://doi.org/10.1016/S0040-6031\(98\)00607-8](https://doi.org/10.1016/S0040-6031(98)00607-8)

- [36] H. Zitter and H. Plenk Jr, "The electrochemical behavior of metallic implant materials as an indicator of their biocompatibility," *Journal of biomedical materials research*, vol. 21, no. 7, pp. 881-896, 1987. <https://doi.org/10.1002/jbm.820210705>
- [37] B. Kasemo and J. Lausmaa, "The biomaterial-tissue interface and its analogues in surface science and technology," *The bone-biomaterial interface*, University of Toronto press, Toronto, pp. 19-32, 1991. <https://doi.org/10.3138/9781442671508-005>
- [38] M. Anke, B. Groppe, H. Kronemann, and M. Grün, "Nickel--an essential element," *IARC scientific publications*, no. 53, pp. 339-365, 1984.
- [39] M. Szilagyi, M. Anke, and I. Balogh, "Effect of nickel deficiency on biochemical variables in serum, liver, heart and kidneys of goats," *Acta veterinaria Hungarica*, vol. 39, no. 3-4, pp. 231-238, 1991.
- [40] H. Gerber, "Evaluation of tissue compatibility of in vitro cultures of embryonic bone," *Evaluation of Biomaterials*, 1980.
- [41] C. B. Klein, K. Frenkel, and M. Costa, "The role of oxidative processes in metal carcinogenesis," *Chemical research in toxicology*, vol. 4, no. 6, pp. 592-604, 1991. <https://doi.org/10.1021/tx00024a001>
- [42] C. B. Klein *et al.*, "Senescence of nickel-transformed cells by an X chromosome: possible epigenetic control," *Science*, vol. 251, no. 4995, pp. 796-799, 1991. <https://doi.org/10.1126/science.1990442>
- [43] S. Shabalovskaya, J. Anderegg, F. Laab, P. Thiel, and G. Rondelli, "Surface conditions of Nitinol wires, tubing, and as-cast alloys. The effect of chemical etching, aging in boiling water, and heat treatment," *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, vol. 65, no. 1, pp. 193-203, 2003. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.10001>
- [44] W. Carroll and M. Kelly, "Corrosion behavior of nitinol wires in body fluid environments," *Journal of Biomedical Materials Research Part A: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, vol. 67, no. 4, pp. 1123-1130, 2003. <https://doi.org/10.1002/jbm.a.10099>
- [45] R. Senkutvan, S. Jacob, A. Charles, V. Vadgaonkar, S. Jatol-Tekade, and P. Gangurde, "Evaluation of nickel ion release from various orthodontic arch wires: An in vitro study," *Journal of International Society of Preventive and Community Dentistry*, vol. 4, no. 1, pp. 12-16, 2014. <https://doi.org/10.4103/2231-0762.130921>
- [46] F. Ormiga, J. A. d. C. P. Gomes, and M. C. P. de Araújo, "Dissolution of nickel-titanium endodontic files via an electrochemical process: a new concept for future retrieval of fractured files in root canals," *Journal of endodontics*, vol. 36, no. 4, pp. 717-720, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.joen.2009.11.024>
- [47] D. A. Armitage, T. L. Parker, and D. M. Grant, "Biocompatibility and hemocompatibility of surface-modified NiTi alloys," *Journal of Biomedical Materials Research Part A: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, vol. 66, no. 1, pp. 129-137, 2003. <https://doi.org/10.1002/jbm.a.10549>
- [48] C. Barras and K. Myers, "Nitinol--its use in vascular surgery and other applications," *European Journal of Vascular and Endovascular Surgery*, vol. 19, no. 6, pp. 564-569, 2000. <https://doi.org/10.1053/ejvs.2000.1111>
- [49] L. Millon and W. Wan, "The polyvinyl alcohol-bacterial cellulose system as a new nanocomposite for biomedical applications," *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, vol. 79, no. 2, pp. 245-253, 2006. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.30535>
- [50] S. A. Shabalovskaya, "On the nature of the biocompatibility and on medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys," *Bio-medical materials and engineering*, vol. 6, no. 4, pp. 267-289, 1996. <https://doi.org/10.3233/BME-1996-6405>

- [٥١] D. Starosvetsky and I. Gotman, "Corrosion behavior of titanium nitride coated Ni–Ti shape memory surgical alloy," *Biomaterials*, vol. 22, no. 13, pp. 1853-1859, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(00\)00368-9](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(00)00368-9)
- [٥٢] B. O'Brien, W. Carroll, and M. Kelly, "Passivation of nitinol wire for vascular implants—a demonstration of the benefits," *Biomaterials*, vol. 23, no. 8, pp. 1739-1748, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(01\)00299-X](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(01)00299-X)
- [٥٣] S. Z. El Abedin, U. Welz-Biermann, and F. Endres, "A study on the electrodeposition of tantalum on NiTi alloy in an ionic liquid and corrosion behaviour of the coated alloy," *Electrochemistry communications*, vol. 7, no. 9, pp. 941-946, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2005.06.007>
- [٥٤] L. Li *et al.*, "Time-dependent corrosion behavior of electroless Ni–P coating in H₂S/Cl⁻ environment," *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 46, no. 21, pp. 11849-11864, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.01.053>
- [٥٥] R. Zhang, B. Han, and X. Liu, "Functional surface coatings on orthodontic appliances: Reviews of friction reduction, antibacterial properties, and corrosion resistance," *International Journal of Molecular Sciences*, vol. 24, no. 8, p. 6919, 2023. <https://www.mdpi.com/1422-0067/24/8/6919>
- [٥٦] Z. Li, M. A. Islam, Z. Farhat, and G. Jarjoura, "Enhanced Erosion–Corrosion Resistance of Nickel–Phosphorus–Nitinol Coating," *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*, vol. 8, no. 2, p. 45, 2022. <https://doi.org/10.1007/s40735-022-00646-4>
- [٥٧] C. I. Theodorou, A. M. Kuijpers-Jagtman, E. M. Bronkhorst, and F. A. Wagener, "Optimal force magnitude for bodily orthodontic tooth movement with fixed appliances: A systematic review," *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedics*, vol. 156, no. 5, pp. 582-592, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ajodo.2019.05.011>
- [٥٨] I. B. Naceur, A. Charfi, and T. Bouraoui, "Finite element modeling of superelastic nickel–titanium orthodontic wires," *Journal of biomechanics*, vol. 47, no. 15, pp. 3630-3638, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jbiomech.2014.10.007>
- [٥٩] M. Greene, A. Rizkalla, T. Burkhart, A. Mamandras, and A. Tassi, "Friktion und Bogenkontakt bei modernen selbstligierenden Zahnspangensystemen: Ein In-vitro-Vergleich," *Journal of Orofacial Orthopedics/Fortschritte der Kieferorthopädie*, pp. 1-9, 2023. <https://doi.org/10.1007/s00056-021-00361-8>
- [٦٠] T. Mathew, "The Loading and unloading properties of various arch wires as a function of cross-sectional dimension and inter bracket span width system," *Malay Dent J*, vol. 32, no. 1, pp. 29-41, 2011.
- [٦١] M. N. Ahmadabadi, T. Shahhoseini, M. Habibi-Parsa, M. Haj-Fathalian, T. Hoseinzadeh-Nik, and H. Ghadirian, "Static and cyclic load-deflection characteristics of NiTi orthodontic archwires using modified bending tests," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 18, no. 5-6, p. 793, 2009. <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9488-5>
- [٦٢] A. Munir, M. Hassan, N. Khairi, and M. Razali, "Assessment of the Force-Deflection Behavior of Aged NiTi Archwires in Various Inter-Bracket Distance Configurations," *International Journal of Nanoelectronics and Materials (IJNeAM)*, vol. 16, no. December, pp. 361-369, 2023. <https://doi.org/10.58915/ijneam.v16iDECEMBER.417>
- [٦٣] I. Uysal, B. Yilmaz, A. O. Atilla, and Z. Evis, "Nickel titanium alloys as orthodontic archwires: A narrative review," *Engineering Science and Technology, an International Journal*, vol. 36, p. 101277, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101277>
- [٦٤] M. T. Maliael and H. Babu, "Load deflection characteristics of copper nickel titanium orthodontic Archwires," *International journal of health sciences*, vol. 6, no. S6, pp. 4008-4016. <https://doi.org/10.53730/ijhs.v6nS6.11562>
- [٦٥] F. Bhat, N. Shetty, F. Khan, M. Bhat, and A. Husain, "Comparative evaluation of load-deflection property of different brands of nickel-titanium archwires " , *APOS Trends in Orthodontics*, vol. 8, no. 2, pp. 92-92, 2018. <https://doi.org/10.4103/apos.apos.32.18>
- [٦٦] K. Tochigi, S. Oda, and K. Arai, "Influences of archwire size and ligation method on the force magnitude delivered by nickel-titanium alloy archwires in a simulation of mandibular right lateral incisor

- linguoversion," *Dental Materials Journal*, vol. 34, no. 3, pp. 388-393, 2015.
<https://doi.org/10.4012/dmj.2014-270>
- [٦٧] A. Munir and M. Razali, "Force deflection behaviors of NiTi archwires at different bending conditions: A mini review," in *Proceeding of 5th International Conference on Advances in Manufacturing and Materials Engineering: ICAMME 2022, 9–10 August, Kuala Lumpur, Malaysia, 2023*: Springer, pp. 71-76 .
https://doi.org/10.1007/978-981-19-9509-5_10
- [٦٨] A. Nespoli, E. Villa, L. Bergo, A. Rizzacasa, and F. Passaretti, "DSC and three-point bending test for the study of the thermo-mechanical history of NiTi and NiTi-based orthodontic archwires: the material point of view," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 120, no. 2, pp. 1129-1138, 2015.
<https://doi.org/10.1007/s10973-015-4441-3>
- [٦٩] W. Elkhali Letaief, A. Fathallah, T. Hassine, and F. Gamaoun, "Finite element analysis of hydrogen effects on superelastic NiTi shape memory alloys: Orthodontic application," *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, vol. 29, no. 16, pp. 3188-3198, 2018. <https://doi.org/10.1177/1045389X18754356>
- [٧٠] E. Gatto, G. Matarese, G. Di Bella, R. Nucera, C. Borsellino, and G. Cordasco, "Load-deflection characteristics of superelastic and thermal nickel-titanium wires," *The European Journal of Orthodontics*, vol. 35, no. 1, pp. 115-123, 2013. <https://doi.org/10.1093/ejo/cjr103>
- [٧١] H.-M. Hsu, K.-C. Chen, C.-J. Chang, T.-M. Lee, and J.-K. Liu, "Load-Deflection Behaviors of Superelastic NiTi Wires Using Two Bending Test Methods Including Passive Self-Ligating Brackets," *Taiwanese Journal of Orthodontics*, vol. 36, no. 1, p. 2, 2024. <https://doi.org/10.38209/2708-2636.1353>
- [٧٢] S. Dechkunakorn, R. Isarapatanapong, N. Anuwongnukroh, N. Chiranavanit, J. Kajorchaiyakul, and A. Khantachawana, "Mechanical properties of several NiTi alloy wires in three-point bending tests," *Applied Mechanics and Materials*, vol. 87, pp. 14-19, 2011. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.87.14>
- [٧٣] D. J. Fernandes, C. N. Elias, R. Vidal, and A. d. M. Mendes, "Mechanical performance of nickel-titanium archwires," *Materials Research*, vol. 18, no. 6, pp. 1264-1277, 2015. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.003615>
- [٧٤] A. Bhardwaj, M. Ojha, A. Garudapalli, and A. K. Gupta, "Microstructural, mechanical and strain hardening behaviour of NiTi alloy subjected to constrained groove pressing and ageing treatment," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 294, p. 117132, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117132>
- [٧٥] O. Benafan, G. Bigelow, and D. Scheiman, "Transformation behavior in NiTi-20Hf shape memory alloys– Transformation temperatures and hardness," *Scripta Materialia*, vol. 146, pp. 251-254, 2018.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.11.050>
- [٧٦] C. Yang, T. Liu, M. Zhong, Z. Wu, J. Deng, and Y. Du, "High recovery stress performance of NiTi shape memory alloy with a wide temperature window," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 32, no. 23, pp. 10956-10968, 2023. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-07886-6>
- [٧٧] J. D. Silva, S. C. Martins, N. I. de Azevedo Lopes, P. D. Resende, L. A. Santos, and V. T. L. Buono, "Effects of aging treatments on the fatigue resistance of superelastic NiTi wires," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 756, pp. 54-60, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.037>
- [٧٨] S. Liu, J. Zhu, Y. Lin, G. Wang, and X. Wang, "Effect of stretching-bending deformation and aging treatment on phase transformation behavior and superelasticity of Ti-50.8 at %Ni alloy," *Intermetallics*, vol. 129, p. 107051, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.107051>
- [٧٩] T. Yamazaki, A. L. Montagnoli, M. L. Young, and I. Takeuchi, "Tuning the temperature range of superelastic Ni-Ti alloys for elastocaloric cooling via thermal processing," *Journal of Physics: Energy*, vol. 5, no. 2, p. 024020, 2023. <https://doi.org/10.1088/2515-7655/accd21>
- [٨٠] H. Bellini, J. Moyano, J. Gil, and A. Puigdollers, "Comparison of the superelasticity of different nickel-titanium orthodontic archwires and the loss of their properties by heat treatment," *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, vol. 27, pp. 1-10, 2016. <https://doi.org/10.1007/s10856-016-5767-5>
- [٨١] A. Munir, M. F. Razali, M. H. Hassan, and G. Franz, "Effect of short-term ageing treatment on bending force behavior of commercial nickel-titanium archwire," *Materials*, vol. 16, no. 3, p. 1008, 2023.
<https://doi.org/10.3390/ma16031008>

[٨٢] J. d. A. Gurgel, S. Kerr, J. M. Powers, and V. LeCrone, "Force-deflection properties of superelastic nickel-titanium archwires," *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedics*, vol. 120, no. 4, pp. 378-382, 2001. <https://doi.org/10.1067/mod.2001.117200>

مركز
البحر
العلمي