

Research Paper

Study of Phase Transformation and Mechanical Response in NiTi Shape Memory Alloy Under Different Thermomechanical Treatments

*Yousef Payandeh¹, Bahman Mirzakhani¹

1. Assistant Professor, Department of Materials Science & Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran.

Citation: Payandeh Y, Mirzakhani B. Study of Phase Transformation and Mechanical Response in NiTi Shape Memory Alloy Under Different Thermomechanical Treatments. Metallurgical Engineering. 2016; 19(1):42-54 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.40894.1060>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.40894.1060>

ABSTRACT

In this work, the martensitic transformation and mechanical response of a near equiatomic NiTi Shape Memory Alloy (SMA) subjected to different thermo-mechanical treatments has been studied. The NiTi wire in as drawn condition was subjected to seven heat treatment cycles in order to prepare the wires with different transformation characteristics. The transformation temperatures have been measured using DSC method. The wires were then subjected to tensile test at the temperature of 20, 80 and 90 °C, in order to study the stress induced martensite.

According to the results, with increasing the heat treatment temperature or time, the M_s increases and the R_s decreases in such a way that the R-phase disappears when the temperature achieves to 600 °C.

The stress at which, the martensitic reorientation takes place is independent of the heat treatment conditions. The stress induced martensitic, however, forms under different stresses, depending on the heat treatment temperature and time. These samples show the superelastic effect at high temperature; but in the case of the samples with martensitic reorientation, the alloys are not able to present this effect. Therefore, it is possible to determine the mechanical response of the material with respect to the given applications.

Key words: NiTi Shape Memory Alloy, Martensitic transformation, Martensitic reorientation, Twinning, Slip

■ ■

* *Corresponding Author:*

Yousef Payandeh, PhD

Address: Department of Materials Science & Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran.

Tel: +98 (86) 32625820

E-mail: y-payandeh@araku.ac.ir

بررسی تحولات فازی و پاسخ آلیاژ حافظه‌دار NiTi تحت عملیات ترمومکانیکی

* یوسف پاینده^۱، بهمن میرزاخانی^۱

۱- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه اراک، اراک، ایران.

چکیده

در این پژوهش، دگرگونی مارتنزیتی و پاسخ آلیاژ حافظه‌دار NiTi تحت عملیات ترمومکانیکی مختلف مورد مطالعه قرار گرفت. به منظور بررسی تغییر فاز و مقایسه پاسخ ماده، چند نمونه با ویژگی‌های مختلف تحول، با انجام عملیات حرارتی در دماهای °C ۶۰۰ - ۳۵۰ و کوئچ در آب، آماده شد. دماهای استحاله، با استفاده از روش کالریتری (DSC) اندازه‌گیری شد. پس از آن، برای تعیین تنش‌ها که در آن تحول رخ می‌دهد، آزمایش کشش در دمای اتاق و در دو دمای بالاتر از Af روی نمونه‌ها انجام گرفت. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که با افزایش دما و یا زمان عملیات حرارتی، دمای شروع استحاله مارتنزیتی افزایش و دمای شروع و پایان تحول فاز R کاهش می‌یابد، به طوری که در دماهای بالاتر فاز R ناپدید می‌شود. در دمای اتاق، تنش‌ها که در آن جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی صورت می‌گیرد برای نمونه‌های مختلف یکسان بوده و ظاهراً در دماها و زمان‌های بیشتر عملیات حرارتی تغییر نمی‌کند. اما در نمونه‌هایی که در آن‌ها تحول مارتنزیتی رخ می‌دهد، تشکیل مارتنزیت ناشی از تنش از فاز R تحت تنش‌های متفاوت اتفاق می‌افتد. این نمونه‌ها در دمای بالا رفتار سوپرالاستیک نشان می‌دهند. در حالی که در نمونه‌هایی که در ۵۵۰ درجه و بالاتر عملیات حرارتی شده‌اند چنین رفتاری دیده نمی‌شود. بنابراین با تغییر هدفمند شرایط می‌توان پاسخی متفاوت و متناسب با کاربرد آلیاژ دریافت نمود. این مهم در طراحی محصولات ساخته شده از آلیاژهای حافظه‌دار مثل محرکه‌ها بسیار اهمیت دارد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ حافظه‌دار NiTi، تحول مارتنزیتی، جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی، دوقلویی، لغزش

۱. مقدمه

وفق می‌دهند. در این مورد تغییر شکل ماکروسکوپی و یا کرنش دائمی قابل مشاهده نیست. با اعمال بار جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی رخ می‌دهد که در نتیجه آن، وریانت‌های مارتنزیتی به یک وریانت تبدیل می‌گردند (Detwinning). در اثر این پدیده، کرنش دائمی در قطعه ایجاد می‌شود که بسته به نوع آلیاژ (و عملیات حرارتی انجام شده) می‌تواند تا ۸٪ برسد. بعد از حرارت دادن تا دمایی بالاتر از یک درجه حرارت خاص، استحاله معکوس رخ می‌دهد و کرنش دائمی بازیافت می‌شود.

این اثر به عنوان اثر حافظه‌داری شناخته شده است. سوپرالاستیسیته زمانی اتفاق می‌افتد که کریستال در فاز آستنیتی تحت بار ترمومکانیکی قرار گیرد. در این مورد، در اثر تنش اعمالی، فاز آستنیت به مارتنزیت دگرگون می‌شود. مارتنزیت ناشی از تنش^۵ مارتنزیت تک‌وریانته^۶ است و به‌طور مستقیم از آستنیت تولید شده است. در این فرایند نیز تغییر شکل دائمی قابل توجهی ایجاد می‌شود که بر خلاف حالت قبل بلافاصله بعد از برداشتن بار و در نتیجه تغییر فاز معکوس [۲]

آلیاژهای حافظه‌دار^۱ (SMAs) آلیاژهای فلزی هستند که وقتی تحت بارهای ترمومکانیکی قرار می‌گیرند استحاله فازی مارتنزیتی در آن‌ها رخ می‌دهد. پس از حرارت دادن تا یک دمای معین (A_p) آن‌ها می‌توانند به شکل اصلی برگردند که در نتیجه آن، مقدار قابل توجهی از تغییر شکل دائمی بازیافت می‌شود. دگرگونی فاز مارتنزیتی از ویژگی‌های کلیدی این آلیاژها است. این تحول یک استحاله فازی حالت جامد برشی بدون نفوذ از فاز مادر آستنیتی است [۱]. اثر حافظه‌داری^۲ (SME) و سوپرالاستیسیته^۳ از ویژگی‌های اصلی آلیاژهای حافظه‌دار هستند که آن‌ها را از مواد دیگر متفاوت می‌سازد.

در طی تحول مارتنزیتی، آلیاژ از فاز با تقارن بالا (آستنیت) به فاز تقارن پایین (مارتنزیت) تبدیل می‌شود. در غیاب تنش‌های اعمالی، این تحول به شیوه خودسازگار^۴ صورت می‌گیرد که در آن وریانت‌های فاز مارتنزیتی معمولاً خود را در قالب دوقلویی

1. Shape Memory Alloys (SMAs)
2. Shape Memory Effect (SME)
3. Superelasticity (SE) or pseudoelasticity
4. Self-accommodating manner

* نویسنده مسئول:

دکتر یوسف پاینده

نشانی: اراک، دانشگاه اراک، دانشکده فنی مهندسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی.

تلفن: ۳۲۶۲۵۸۲۰ (۸۶) +۹۸

پست الکترونیکی: y-payandeh@araku.ac.ir

مرور مطالعات صورت گرفته بر روی آلیاژهای نیکل تیتانیوم نشان می‌دهد که پاسخ آلیاژ به شرایط عملیات حرارتی وابسته است. با این وجود مرجعی که تاثیر این شرایط را به صورت جامع بررسی کرده باشد وجود ندارد. هدف از این پژوهش مطالعه دقیق دماهای تغییر فاز و رفتار مکانیکی آلیاژ تحت تاثیر شرایط عملیات حرارتی است. ضمناً با توجه به اینکه در آلیاژ مورد مطالعه، تحولی دو مرحله‌ای از نوع فاز R رخ می‌دهد، دگرگونی آستنیت به فاز R نیز مورد بررسی قرار گرفته است.

۲. مواد و روش تحقیق

آلیاژ حافظه‌دار نیکل تیتانیوم با ترکیب شیمیایی ۵۰-۵۰ درصد اتمی و با قطر ۱ میلی‌متر از شرکت Nimesis Technol-ogy فرانسه، تحت شرایط کار سرد^۸، دریافت شد. در این وضعیت چگالی نابه‌جایی‌ها بیش از حد بالا است طوری که مانع از ارائه یک اثر حافظه‌داری خوب توسط آلیاژ می‌شود. بنابراین، به‌منظور کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها مورد نیاز برای ارایه اثر حافظه‌داری، آلیاژ باید آنیل شود. برای بررسی دگرگونی فاز، ویژگی‌های مختلف تحول مورد نیاز است. بنابراین، عملیات حرارتی در دماهای مختلف (۳۵۰، ۴۰۰، ۴۵۰، ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد) انجام شد. در همه موارد آلیاژ پس از عملیات حرارتی در آب کوئنچ گردید.

دماهای استحاله، با استفاده از روش کالریمتری (DSC) اندازه‌گیری شد. پس از آن، برای تعیین تنشی که در آن تحول رخ می‌دهد، آزمایش کشش در دمای اتاق روی نمونه‌ها انجام گرفت. بعد از تحلیل اولیه نتایج، به منظور بررسی بیشتر، سه عملیات حرارتی انتخاب شد: در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه، در ۴۵۰ درجه به مدت ۶۰ دقیقه و در ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه. نمونه‌ها با نشانه‌های M-۴۵۰،

باز یافت می‌شود.

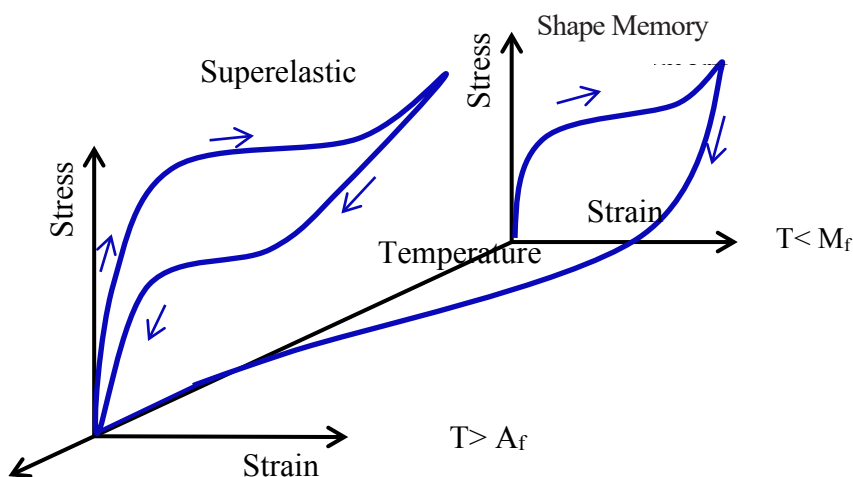
در طول تحول مارتنزیتی، ساختار جدید باید از طریق لغزش و یا دوقلویی شکل گیرد. دوقلویی شدن به‌طور کامل برگشت‌پذیر است. برای اینکه اثر حافظه‌داری برگشت‌پذیر باشد، دوقلویی باید روند غالب باشد و هست. مرزهای دوقلویی انرژی بسیار کمی دارند و کاملاً متحرک هستند. اگر تنش به ساختار اعمال شود، مرزهای دوقلویی قادر هستند به راحتی حرکت کرده تا اثر تنش وارده را از بین ببرند^۳].

تصویر شماره ۱ ارتباط بین تنش، کرنش و درجه حرارت را با توجه به خاصیت سوپرالاستیسیته و اثر حافظه‌داری در آلیاژهای حافظه‌دار نشان می‌دهد [۴]. در آلیاژهای پایه نیکل تیتانیوم سه نوع متمایز از تحولات مارتنزیتی وجود دارد. نوع اول هنگامی رخ می‌دهد که آلیاژهای دوتایی نیکل تیتانیوم از درجه حرارت بالا کوئنچ شود. مارتنزیت در این مورد B1۹' نامیده می‌شود (مونوکلینیک).

نوع دوم دگرگونی هنگامی صورت می‌گیرد که در یک آلیاژ دو تایی نیکل تیتانیوم، نیکل با مس جایگزین شود. در این مورد تحول حین سرد کردن در دو مرحله رخ می‌دهد. مارتنزیت حاصل از دگرگونی اول B1۹ نامیده می‌شود (اورتورومبیک) و استحاله دوم دگرگونی فازی از B1۹ به B1۹' است.

نوع سوم تحولی دو مرحله‌ای است. استحاله اول در طی سرد کردن، دگرگونی فازی فاز R نامیده می‌شود. تحول دوم تغییر فاز از فاز R به B1۹' است. فاز R دارای ساختار تریگونال است [۵]. نشان داده شده که دگرگونی فازی فاز R یک تحول مارتنزیتی است [۶-۱۲]. استحاله فازی فاز R با تحول مارتنزیتی متعاقب آن رقابت می‌کند [۵]. جزئیات تحول فاز R توسط سینتر و همکارانش منتشر شده است [۱۳].

8. As drawn condition



7. Accommodate the stress

تصویر ۱. ارتباط شمایتنک تنش، کرنش و درجه حرارت در آلیاژهای حافظه‌دار [۴].

جدول ۱. دماهای تحول پس از انجام عملیات حرارتی آلیاژ در شرایط مختلف.

آلیاژ	مواجهه با گرما	Mf (1)	Ms (1)	Rf (1)	Rs (1)	As (1)	Af (1)
M-600	۶۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۳۷	۴۶	-	-	۶۵	۸۴
M-550-60	۵۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۳۵	۴۲	-	-	۵۵	۷۶
M-550	۵۵۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه	۱۹	۳۳۰	۳۳۴	۴۱	۵۷	۷۲
M-500	۵۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۴	۱۷	۳۸	۴۵	۵۳	۶۷
M-450	۴۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۲۱-	۲	۴۱	۵۲	۴۹	۶۵
M-400	۴۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۷۰-	۸-	۴۵	۵۹	۴۷	۶۴
M-350	۳۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه			۴۵	۶۵	۴۵	۶۴

(۱) A_s , R_s , M_s و A_f به ترتیب دمای شروع و پایان مارتنزیت، فاز R و آستنیت می‌باشد.

* از آنجا که پیک مربوط به دو فاز در یکدیگر ادغام شده، این دو دما به‌طور دقیق نشان‌دهنده M_s و R_s نیست.

۳. نتایج و بحث

نتایج اندازه‌گیری دمای استحاله

در حین سرد کردن آلیاژ نیکل تیتانیوم مورد بررسی، تحول متوالی از آستنیت (B۲) به فاز R و سپس از فاز R به مارتنزیت (B۱۹') رخ می‌دهد. در گرمایش استحاله مارتنزیت (B۱۹') به آستنیت (B۲) اتفاق می‌افتد.

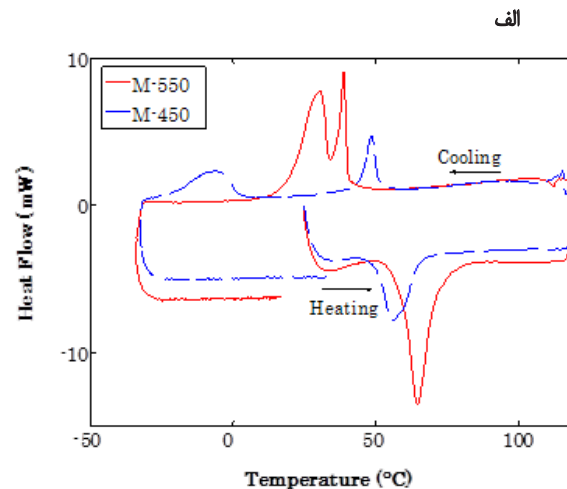
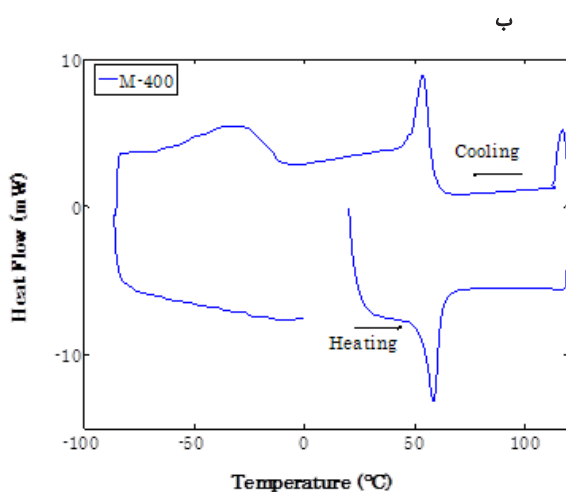
منحنی‌های کالری متری مربوط به نمونه‌های M-۵۵۰، M-۴۵۰ و M-۴۰۰ در تصویر شماره ۲ نشان داده شده است. درجه حرارت تحول پس از انجام عملیات حرارتی در شرایط مختلف با استفاده از منحنی‌های DSC استخراج گردید و نتایج حاصل در جدول شماره ۱ آورده شده است. همان‌طور که در این جدول دیده می‌شود، با افزایش دمای عملیات حرارتی، درجه

M-۴۰۰ و M-۵۵۰ علامت‌گذاری شدند. بررسی‌های بیشتر از جمله مطالعه رفتار مکانیکی در دمای بالا، عمدتاً روی نمونه‌های تحت این سه عملیات حرارتی انجام گرفت.

برای مطالعه تغییرات تنش-کرنش نمونه‌ها در دمای اتاق، از ماشین Zwick ۱۴۷۶ با سلول ۱۰ کیلونیوتن مجهز به کرنش‌سنج MultiXtens^۱ استفاده شد. طول اولیه (L_0) ۵۰ میلی‌متر در نظر گرفته شد. در درجه حرارت بالا (۸۰ و ۹۰ درجه سانتی‌گراد) آزمون‌ها در یک محفظه حرارتی و با استفاده از دستگاه Zwick ۱۴۸۴ با سلول ۴۰ کیلونیوتن و کرنش‌سنج Clip-on با طول اولیه ۲۰ میلی‌متر انجام شد. در هر دو مورد نمونه‌ها با سرعت نیم میلی‌متر بر دقیقه کشیده شدند.

9. Load cell

10. Extensometer



تصویر ۲. نتایج آزمایش کالری متری نمونه‌های (الف) M-۵۵۰ و M-۴۵۰ در محیط آرگون و (ب) M-۴۰۰ در محیط هلیوم.

جدول ۲. تنش تحول در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف.

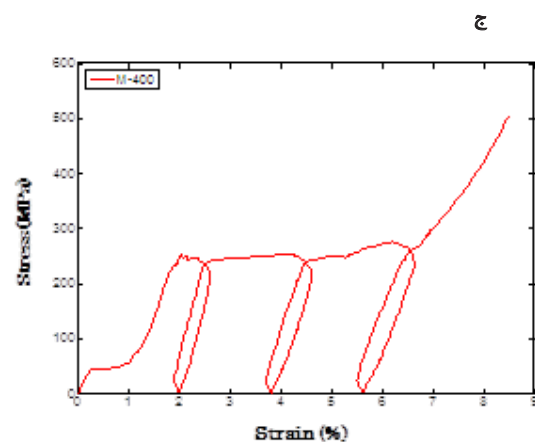
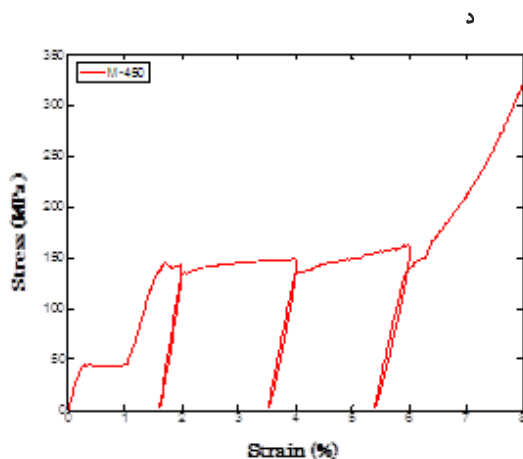
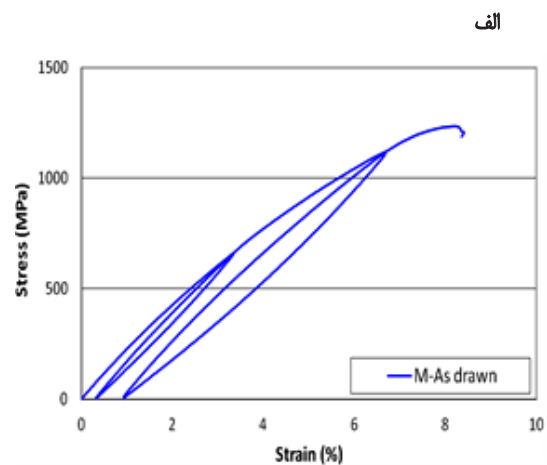
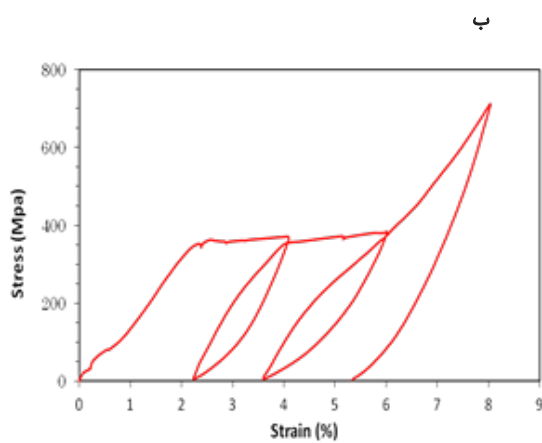
آلیاژ	مواجهه با حرارت	فشار مسطح در دمای اتاق (Mpa)	سوپرلاستیسیته	اثر حافظه‌دار
M-600	۶۰۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه	۱۰۰*	خیر	بله
M-550-60	۵۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۱۰۰*	خیر	بله
M-550	۵۵۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه	۱۰۰*	خیر	بله
M-500	۵۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۱۲۰**	بله	بله
M-450	۴۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۱۴۰**	بله	بله
M-400	۴۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۲۵۰**	بله	بله
M-350	۳۵۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه	۴۰۰**	بله	بله

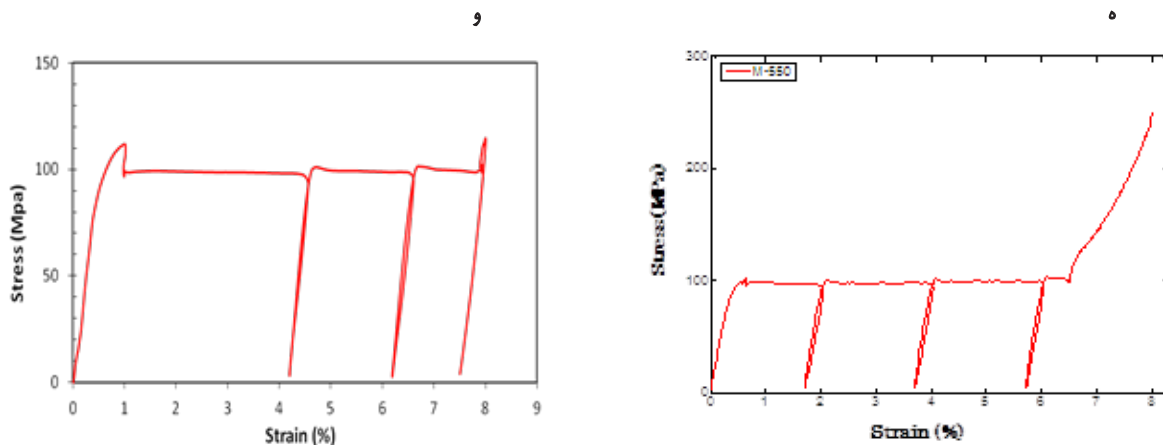
* جهت گیری مجدد مارتنزیت ** استحاله مارتنزیتی.

مرزهای دوقلوبی تسهیل می‌شود. در نتیجه نیروی محرکه لازم برای تشکیل مارتنزیت کاهش یافته و دمای شروع تحول افزایش می‌یابد. در مورد فاز R، وضعیت متفاوت است. در این مورد، درجه حرارتی که در آن استحاله آستنیت به فاز R شروع می‌شود

حرارت شروع و پایان مارتنزیت (M_s , M_f) و دمای آغاز و پایان آستنیت (A_s , A_f) افزایش می‌یابد.

دلیل این تغییرات این است که با زیاد شدن دما یا زمان آنیل، چگالی نابه‌جایی‌ها کاهش می‌یابد به طوری که شرایط برای حرکت



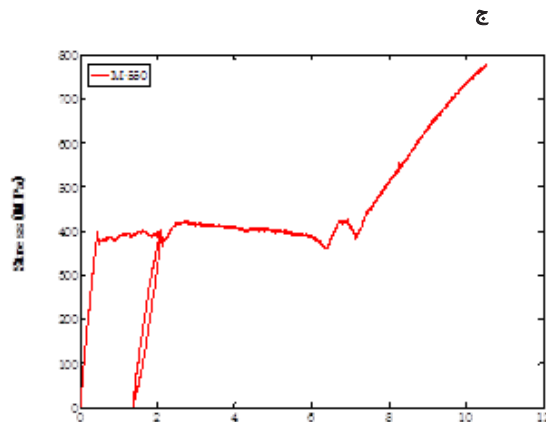
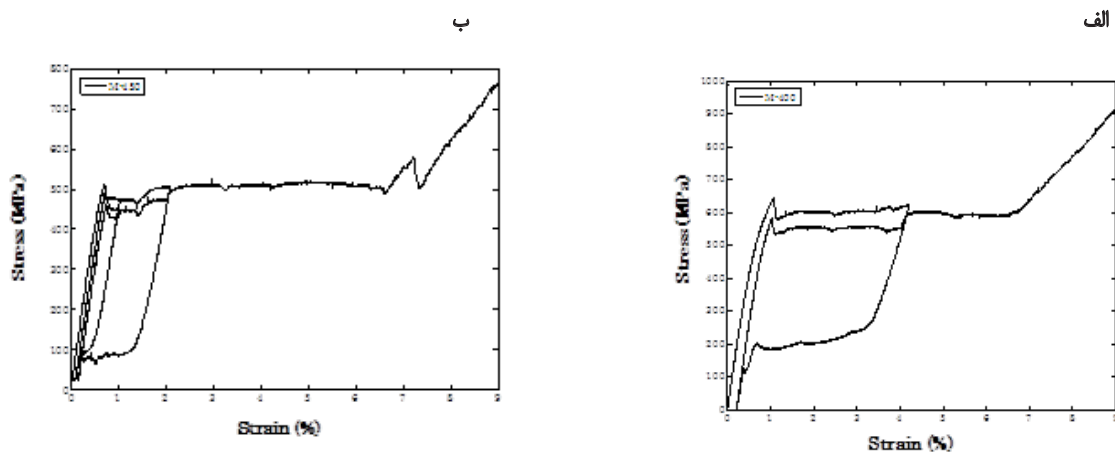


تصویر ۳. دیاگرام تنش-کرنش برای سیم‌های الف) در شرایط کار سرد ب) M-۳۵۰ ج) M-۴۰۰ د) M-۴۵۰ ه) M-۵۵۰ و) M-۶۰۰ در دمای محیط.

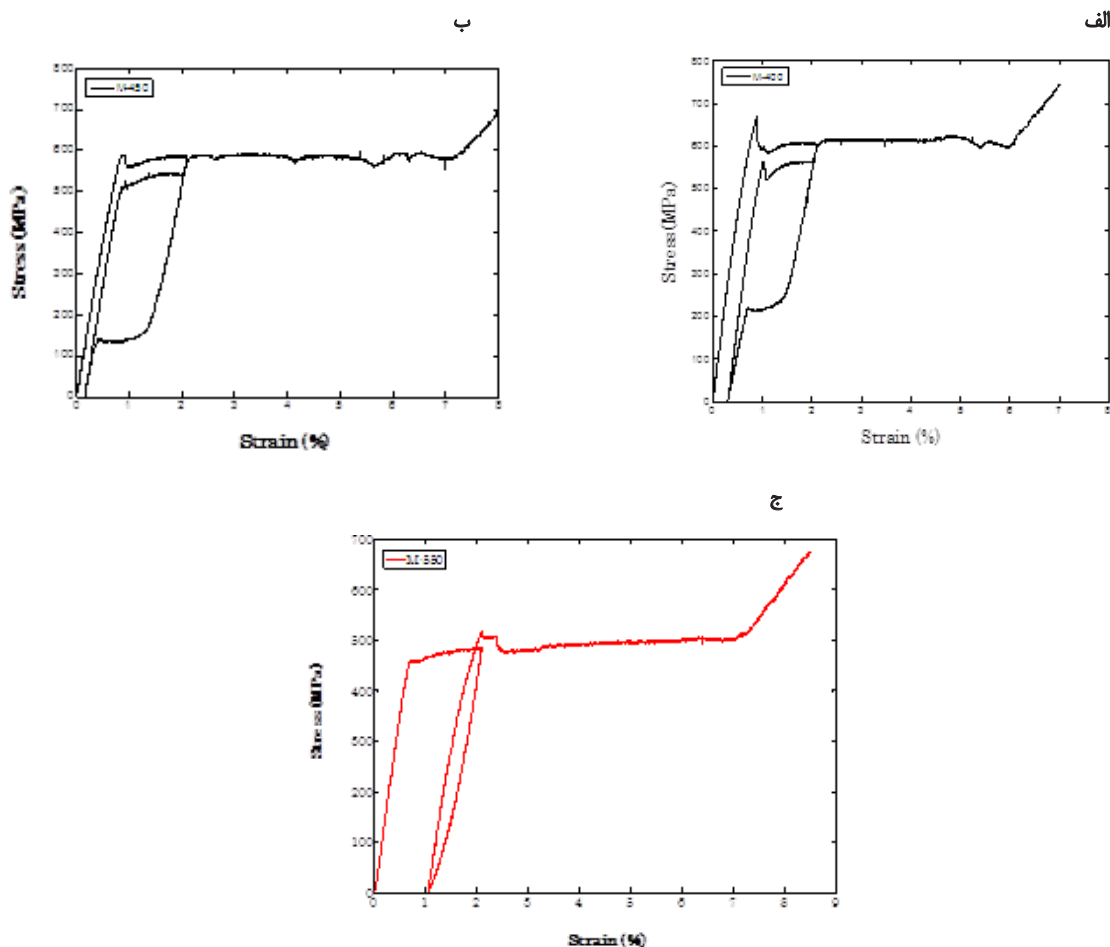
نتایج آزمون مکانیکی

رفتار مکانیکی نمونه‌های مختلف در دمای اتاق در تصویر شماره ۳ (الف تا و) نشان داده شده است. نتایج آزمایش کشش در دمای ۸۰ و ۹۰ درجه سانتی‌گراد نیز به ترتیب در تصویر شماره ۴ (الف تا ج) و ۵ (الف تا ج) نشان داده شده است.

R_p و همچنین دمایی که پس از آن تحول کامل می‌شود (R_f) با کاهش درجه حرارت عملیات حرارتی افزایش می‌یابد. لازمه تشکیل فاز R در آلیاژ مورد استفاده، آرایش مجدد نابه‌جایی‌ها است. با افزایش دما یا زمان عملیات آنیل، به دلیل کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها این مساله محقق نمی‌شود. بنابراین دمای شروع تشکیل فاز R کاهش می‌یابد.



تصویر ۴. دیاگرام تنش-کرنش برای سیم‌های الف) M-۴۰۰ ب) M-۴۵۰ ج) M-۵۵۰ در دمای ۸۰ °C.



تصویر ۵. دیاگرام تنش-کرنش برای سیم‌های الف) M-۴۰۰ (ب) M-۴۵۰ (ج) M-۵۵۰ در دمای ۹۰°C.

به‌طور کلی برای یک آلیاژ حافظه‌دار خاص، شرایط عملیات حرارتی نقش بسزایی در دمای استحاله و خواص ترمومکانیکی آلیاژ ایفا می‌کند. با تغییر دما و زمان عملیات حرارتی می‌توان M_s را افزایش یا کاهش داد. از آنجا که تنشی که در آن تحول رخ می‌دهد (استحاله مارتنزیتی و یا دوقلویی) به اختلاف دمای آزمایش و دمای شروع دگرگونی بستگی دارد، این تنش نیز وابسته به شرایط عملیات حرارتی خواهد بود.

دگرگونی آستنیت به فاز R

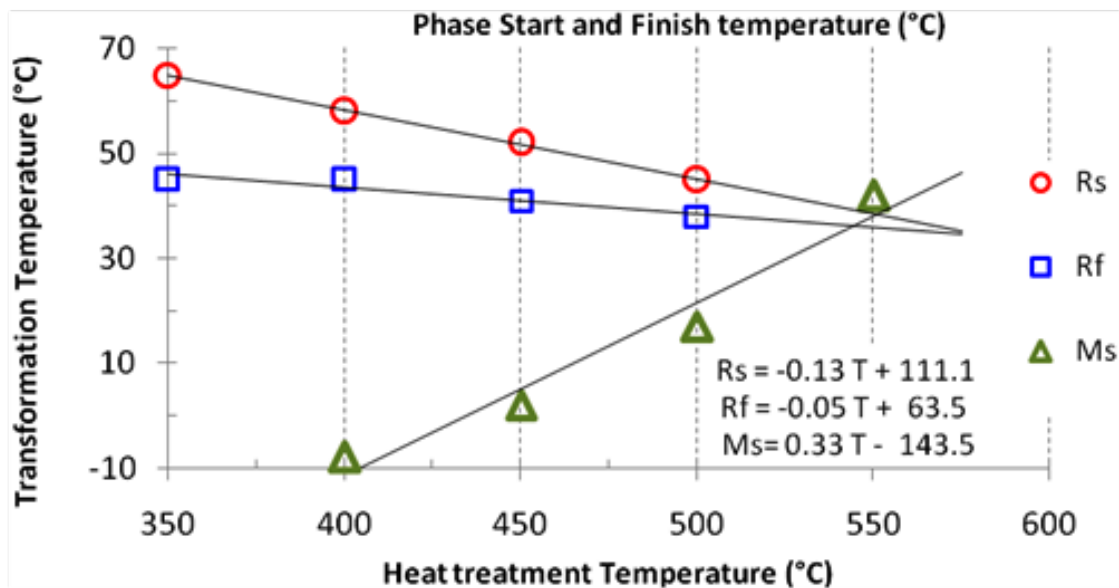
همان‌طوری که اشاره شد، درجه حرارت شروع و پایان استحاله آستنیت به فاز R، با افزایش دمای عملیات حرارتی کاهش می‌یابد. با توجه به این که با افزایش دمای عملیات حرارتی درجه حرارت شروع مارتنزیت افزایش یافته و دمای شروع تشکیل فاز R کاهش می‌یابد و این که R_s از M_s بزرگتر است ($M_s < R_s$)، با افزایش دمای عملیات حرارتی این دو به هم نزدیک می‌شوند. با این وجود می‌توان پیش‌بینی کرد که تحت شرایط خاص عملیات حرارتی فاز R ناپدید شود. در تصویر شماره ۶ دمای شروع و پایان تشکیل فاز R و M_s به صورتی تابعی از دمای عملیات حرارتی

در زمانی یک ساعت) نشان داده شده است. با برون‌یابی نقاط روی شکل دیده می‌شود که در دمای عملیات حرارتی بیشتر از ۵۵۰ درجه، این دو درجه حرارت R_s و R_f با هم مساوی می‌شوند ولی قبل از آن و در دمای ۵۵۰ درجه، $R_s < M_s$ می‌شود. یعنی آستنیت مستقیماً به مارتنزیت تبدیل می‌شود.

با نگاهی به منحنی‌های DSC دیده می‌شود که عملیات حرارتی در دمای ۵۵۰ درجه و زمان ۳۰ دقیقه (تصویر شماره ۲- الف)، قسمتی از دو پیک مربوط به مارتنزیت و فاز R در هم ادغام شده و دماهای بیشتر (600°C) یا طی زمان‌های بیشتر (یک ساعت) عملیات حرارتی این فاز به‌طور کلی ناپدید می‌شود. از طرف دیگر هر چه زمان یا دمای عملیات حرارتی از این مقدار کمتر شود، فاصله دو پیک بیشتر شده و استحاله فاز R به مارتنزیت در دماهای پایین‌تر اتفاق می‌افتد.

تغییر فاز آستنیت به فاز R به‌طور کامل برگشت پذیر بوده و اندازه هیسترسیس به انرژی فصل مشترک مرزهای فاز بستگی دارد [۵].

به‌طور کلی در آلیاژهای نیکل تیتانیوم، در سه حالت تحول فاز



تصویر ۶. مقایسه دمای شروع و پایان تشکیل فاز R در دماهای متفاوت عملیات حرارتی.

R رخ می‌دهد [۵]:

چند درصد از نیکل در آلیاژ تیتانیوم-۵۰ درصد نیکل با آهن یا آلومینیم جایگزین شود؛

آلیاژهای غنی از نیکل وقتی در دمای مناسب (مثلاً ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد) پیرسازی شوند طوری که فاز Ti_3Ni_4 رسوب کند؛

عملیات حرارتی آلیاژ پس از کار سرد به نحوی که ساختاری با آرایش مجدد نابه‌جایی‌های ایجاد شود.

در این موارد، هر دو فاز R و $B19'$ به ترتیب تحت تاثیر عنصر سوم (آهن یا آلومینیم)، میدان تنشی ناشی از رسوب 11 (اخیراً معلوم شده که نقش رسوب پیچیده تر است)، و میدان تنشی ناشی از نابه‌جایی‌های مرتب شده با تراکم بالا قرار می‌گیرد [۵].

با توجه به این که آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش آلیاژ ۵۰-۵۰ بوده و حاوی آهن و یا آلومینیم نیست، تنها مورد سوم می‌تواند دلیل تحول فاز R در این آلیاژ باشد؛ یعنی ایجاد ساختاری با آرایش مجدد نابه‌جایی‌ها پس از عملیات حرارتی. بنابراین، عدم شکل‌گیری این فاز در دماهای بالای عملیات حرارتی می‌تواند به دلیل این واقعیت باشد که کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها در اثر عملیات حرارتی به حدی است که آرایش لازمه تشکیل فاز R محقق نمی‌شود.

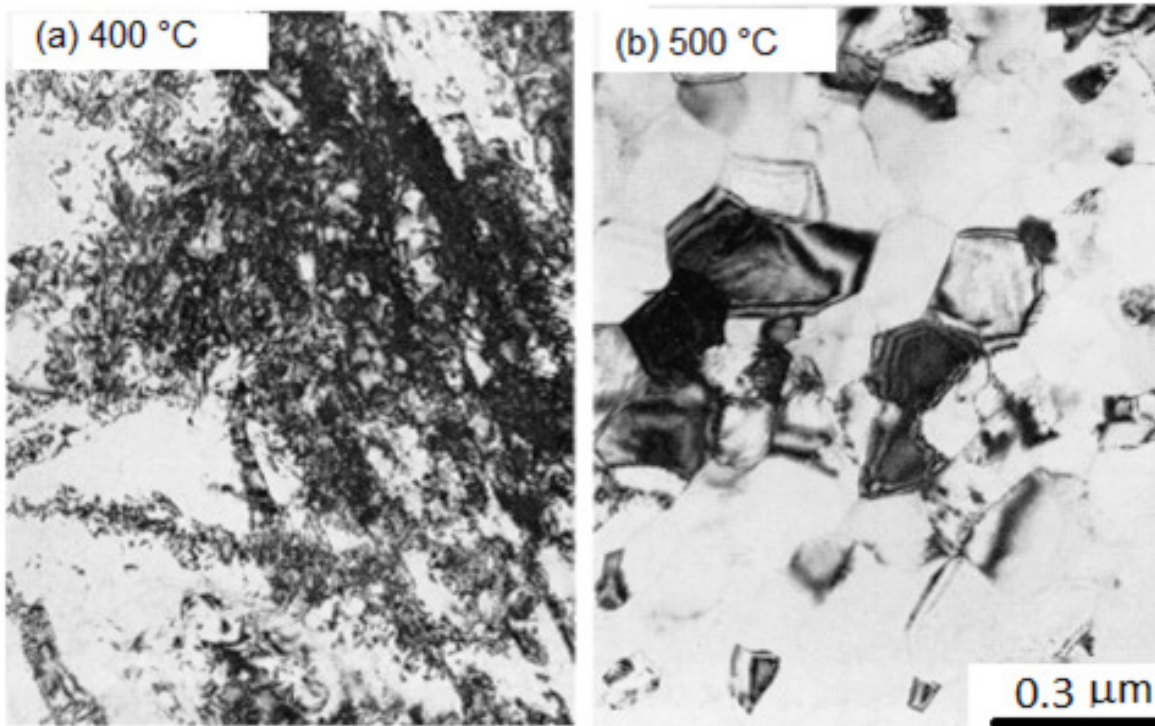
تحول مارتنزیتی، یک استحاله فازی حالت جامد برشی [۱] و نتیجه حرکت هماهنگ و جمعی اتم‌ها است که در آن هر اتم در طول فاصله‌های کوچکتر از پارامتر شبکه حرکت می‌کند [۱۴]. خواص منحصر به فرد آلیاژهای حافظه‌دار نتیجه وجود

فصل مشترک مارتنزیت/فاز مادر متحرک است. در طی تحول معکوس، با انقباض صفحات مارتنزیتی، این فصل مشترک به عقب برمی‌گردد؛ بر خلاف این نوع استحاله در آلیاژهای آهنی که با جوانه‌زنی دوباره آستنیت صورت می‌گیرد.

با توجه به ماهیت جابجایی گروهی تحول مارتنزیتی، تنش نقش بسیار مهمی ایفا می‌کند. اعمال تنش بر حجمی از آستنیت باعث می‌شود که وریانت‌های مختلف مارتنزیتی در حین دگرگونی فازی در جهت بار اعمال شده جهت‌گیری کنند. این امر منجر به ایجاد کرنش‌های دائمی متشکل از یک جزء برشی، عامل تغییر در شکل، و یک جزء انبساطی می‌گردد که موجب تغییر حجم می‌شود. جزء برشی فاکتور غالب است و در راستای تنش می‌باشد [۱۵]. این مساله باعث انجام کار مثبت (کرنش دائمی و تنش هم جهت هستند) توسط ماده شده و در نتیجه کل انرژی آن کاهش می‌یابد. بنابراین، دگرگونی فازی آستنیت به مارتنزیت، در مقایسه با حالت تنش صفر، در دمایی بالاتر شروع می‌شود. علاوه بر این، اگر یک میدان تنشی مناسب اعمال می‌شود، مارتنزیت دوقلویی (M_2) مجبور به جهت‌گیری مجدد و تشکیل مارتنزیت غیردوقلویی (M_1) می‌شود.

رفتار مکانیکی نمونه اولیه، در شرایط کار سرد و در دمای اتاق در تصویر ۳-الف نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل دیده می‌شود، ماده در این شرایط خواص حافظه‌داری نشان نمی‌دهد. دلیل آن، همان‌طوری که قبلاً اشاره شد، وجود نابه‌جایی‌ها با چگالی بالا در ریزساختار است. از آنجایی که در نمونه کار مکانیکی شده تراکم عیوب ساختاری زیاد است، مرزهای دوقلویی قادر به حرکت نیستند. بنابراین اثر حافظه‌داری قابل مشاهده نیست. اما در نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی

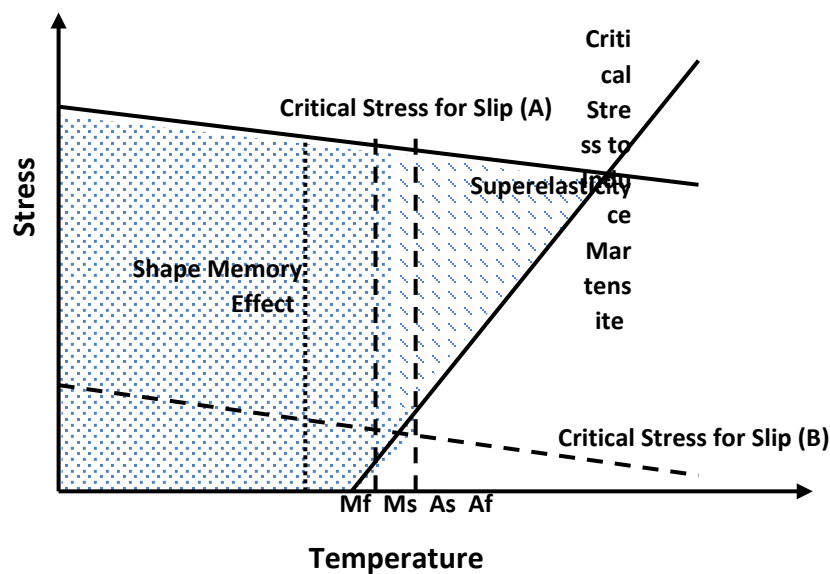
11. Precipitates



تصویر ۷. TEM از آلیاژ Ti-۴۹,۸Ni که به مدت یک ساعت در دو دمای (الف) ۴۰۰ °C و (ب) ۵۰۰ °C آنیل شده است [۵].

عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف را نشان می‌دهد. با نگاهی به جدول شماره ۲ دیده می‌شود که با کاهش دمای عملیات حرارتی، تحول در تنش‌های بیشتر اتفاق می‌افتد.

قرار گرفته‌اند، چگالی نابه‌جایی‌ها کاهش پیدا کرده و ماده قادر به نشان دادن خواص حافظه‌داری خواهد بود. رفتار مکانیکی نمونه‌های مختلف در دمای اتاق در تصاویر شماره ۳-ب تا ۳-و نشان داده شده است. جدول شماره ۲ تنش تحول در نمونه‌های



تصویر ۸. خاصیت سوپرالاستیسیته و اثر حافظه‌داری آلیاژهای حافظه‌دار در فضای تنش-دما به‌طور شماتیک، و تنش بحرانی برای استحاله ناشی از تنش [۱۷].

تصاویر ۴ و ۵ نشان داده شده است.

نمونه‌هایی که در آن‌ها، در دمای اتاق، تحول مارتنزیتی ناشی از تنش از فاز R رخ می‌دهد در دمای بالاتر رفتار سوپرالاستیک نشان می‌دهند ($M-350$ تا $M-500$). در حالی که در نمونه‌هایی که در 550 درجه و بالاتر عملیات حرارتی شده‌اند چنین رفتاری دیده نمی‌شود ($M-550$ ، $M-60$ ، $M-550$ و $M-600$). این بدان معنی است که پس از عملیات در 550 درجه و بالاتر تبلور مجدد صورت می‌گیرد. طبق تحقیقات Otsuka و Ren [۵] با انجام عملیات آنیل روی آلیاژ $Ti-49/8 Ni$ به مدت یک ساعت در دمای $500^{\circ}C$ ، تبلور مجدد صورت می‌گیرد (تصویر شماره ۷).

با توجه به اینکه آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق حاوی نیکل بیشتری است، دمای تبلور مجدد آن بالاتر بوده و طبق نتایج به‌دست آمده این دما $550^{\circ}C$ می‌باشد. بنابراین، در نتیجه تبلور مجدد چگالی ناهنجاری‌ها به کمتر از یک مقدار مشخص که برای بروز رفتار سوپرالاستیک نیاز است، کاهش و اندازه دانه-ها افزایش می‌یابد. این دو عامل تنش لازم برای لغزش و تغییر شکل پلاستیک را کاهش می‌دهد. از طرف دیگر در دمای بالای آزمایش، تنش لازم برای تشکیل مارتنزیت افزایش می‌یابد. در این حالت، هنگامی که یک نمونه در دمای بالاتر از A_p تحت تنش قرار گیرد، قبل از شروع استحاله ناشی از تنش، لغزش رخ می‌دهد و بنابراین، سوپرالاستیسیته ظاهر نمی‌شود. زیرا تنش بحرانی برای لغزش خیلی کم است (مورد B در تصویر شماره ۸).

در واقع، اثر حافظه‌داری و سوپرالاستیسیته تنها پس از عملیات ترمومکانیکی مناسب آلیاژ تحقق پیدا می‌کند. چرا که در شرایط عملیات محلول سازی لغزش می‌تواند در تنش‌های بحرانی پایین اتفاق بیفتد [۵]. وجود تنش بحرانی پایین برای لغزش ناهنجاری‌ها می‌تواند مسئول محدودیت رفتار سوپرالاستیک در شرایط خاص عملیات حرارتی باشد [۱۸]. بنابراین، هنگامی که یک نمونه در دمای بالاتر از A_p تحت آزمون کشش قرار گیرد، لغزش قبل از تحول مارتنزیتی شروع می‌شود.

این یکی از ویژگی‌های آلیاژهای نیکل تیتانیوم در مقایسه با سایر آلیاژهای حافظه‌دار فاز بتا است. در آلیاژهای نیکل تیتانیوم، تنش بحرانی برای لغزش باید با استفاده از عملیات ترمومکانیکی مناسب (کار سرد، رسوب سختی، پالایش دانه^{۱۴}) افزایش داده شود [۵]. در این آلیاژها، برای یک ترکیب شیمیایی مشخص، خواص حافظه‌داری به شدت با عملیات حرارتی تغییر می‌کند. این تطبیق‌پذیری^{۱۵} بزرگ یکی از مزایای ارائه شده توسط این آلیاژها است. این قابلیت تنظیم پاسخ ترمومکانیکی یک آلیاژ مشخص، یک مزیت پژوهش حاضر است.

با توجه به جدول شماره ۱، نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 550 درجه و بالاتر در دمای اتاق مارتنزیتی‌اند و در آن‌هایی که در 500 درجه حرارت و پایین‌تر تحت عملیات حرارتی قرار گرفته‌اند فاز R، در دمای 20 درجه، فاز پایدار است. بنابراین، با اعمال تنش کششی، در دسته اول جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی اتفاق می‌افتد؛ در حالی که در منحنی تنش-کرنش گروه دوم دو پله دیده می‌شود. مرحله اول مربوط به آرایش مجدد و ریانت‌های (غیردوقلویی-دوقلویی شدن) فاز R بوده [۱۶] و در مرحله دوم تحول مارتنزیتی ناشی از تنش از فاز R به مارتنزیت $B_{19'}$ رخ می‌دهد.

با مقایسه این رفتار در نمونه‌های مختلف، دیده می‌شود که با کاهش دمای عملیات حرارتی از 450 درجه به 350 درجه سانتی‌گراد، کرنش مربوط به فاز R (پله اول) کاهش می‌یابد. دلیل آن می‌تواند چگالی بالای ناهنجاری‌ها باشد که در مقابل حرکت مرزهای دوقلویی فاز R مقاومت می‌کند. کرنش ایجاد شده در نمونه $M-450$ حدود یک درصد است. این کرنش که با حرارت دادن آلیاژ تا درجه حرارت بالای R_s بازیابی می‌شود [۸ و ۹] می‌تواند تا $1/37$ درصد برسد [۱۲].

طبق مطالعات انجام شده روی پلی‌کریستال‌های نیکل تیتانیوم، تنش سیلان^{۱۲} برای غیردوقلویی-دوقلویی شدن فاز R در آلیاژی با چگالی بالای ناهنجاری‌ها بسیار بالاتر از این تنش برای آلیاژی با رسوب است [۷ و ۱۶]. با توجه به خواص دگرگونی فازی فاز R، از آلیاژهایی با این تحول می‌توان برای دستگاه‌هایی مانند محرک‌های حرارتی، جایی که هیسترسیس کوچک درجه حرارت و قابلیت اطمینان^{۱۳} بالا مورد نیاز است، استفاده کرد.

در دمای اتاق، تنشی که در آن جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی صورت می‌گیرد در حدود 100 مگاپاسکال است. این تنش برای نمونه‌های مختلف ($M-550$ ، $M-60$ ، $M-550$ و $M-600$) یکسان بوده و ظاهراً در دماها و زمان‌های بیشتر عملیات حرارتی تغییر نمی‌کند. اما در نمونه‌هایی که در آن‌ها تحول مارتنزیتی رخ می‌دهد، تشکیل مارتنزیتی ناشی از تنش از فاز R تحت تنش‌های متفاوت اتفاق می‌افتد. این تنش از 120 مگاپاسکال در نمونه عملیات حرارتی شده در 500 درجه تا 400 مگاپاسکال در نمونه $M-350$ (عملیات حرارتی شده در 350 درجه) افزایش می‌یابد.

برای مطالعه رفتار مکانیکی نمونه‌ها در دماهای بالاتر از A_p ، آن‌ها در دماهای 80 و 90 درجه سانتی‌گراد مورد آزمون کشش قرار گرفتند. در این مقاله، برای این درجه حرارت‌ها عبارت "دمای بالا" استفاده می‌شود. انتخاب این دو درجه حرارت، به منظور مطالعه نمونه‌ها در حالت آستنیتی و بررسی اینکه آیا در آن‌ها اثر سوپرالاستیک دیده می‌شود یا نه، صورت گرفته است. رفتار مکانیکی نمونه‌ها در 80 و 90 درجه سانتی‌گراد به ترتیب در

14. Grain refinement

15. Versatility

12. Flow stress

13. Reliability

جدول ۳. تنش‌ها که تحت آن در نمونه‌های مختلف استحاله رخ می‌دهد.

نمونه‌ها	$\sigma=0$	T=20 °C	T=80 °C	T=90 °C	روابط
	M _s (°C)	σ (Mpa)			
M-550	۳۴	۱۰۰	۳۷۰	۴۶۰	$\sigma= 8.2 (T- M_s)$
M-450	۲	۱۴۰	۵۰۰	۵۸۰	$\sigma= 6.6 (T- M_s)$
M-400	۸-	۲۵۰	۶۰۰	۶۷۰	$\sigma= 6.7 (T- M_s)$

* در M-550 جهت‌گیری مارتنزیت اتفاق می‌افتد.

خط روی نقاط)، وابستگی تنش تحول (σ) به دمای آزمایش (T) را می‌توان با معادله زیر نشان داد:

$$\sigma - \sigma_0 = B\Delta T = B(T - T_0)$$

که در آن σ_0 تنش تحول در دمای T_0 ، B ثابت می‌باشد. با توجه به اینکه M_s دمای شروع استحاله در تنش صفر است، رابطه بالا به صورت زیر در می‌آید:

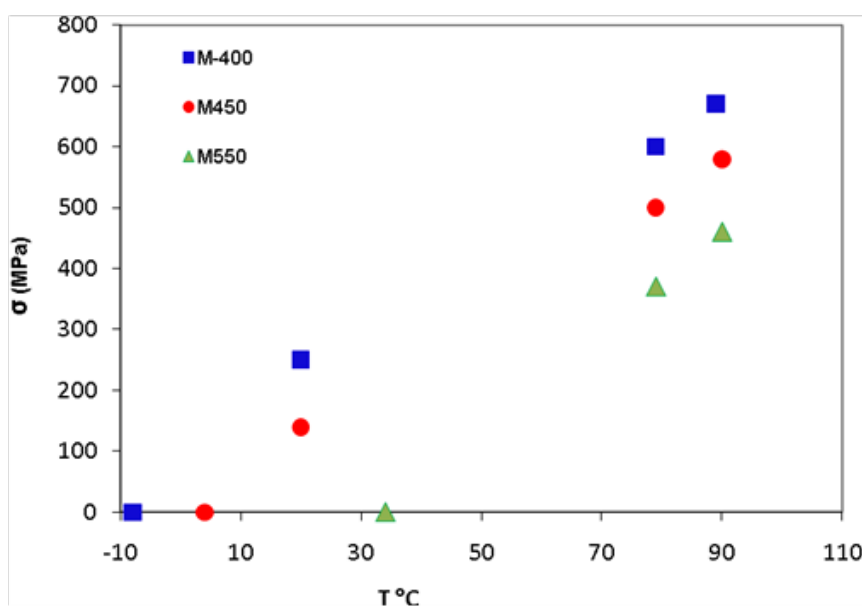
$$\sigma = B\Delta T = B(T - M_s)$$

در ستون سمت راست جدول شماره ۳ این معادله برای نمونه‌های مختلف نشان داده شده است. با مقایسه منحنی‌های تنش و کرنش نشان داده شده در فصل دوم، می‌توان دید که در یک دمای آزمایش مشخص، زمانی که M_s کاهش یابد تنش تحول افزایش پیدا می‌کند. از طرف دیگر برای یک نمونه مشخص (با M_s ثابت)، با افزایش دمای آزمایش استحاله در تنشی بالاتر شروع می‌شود. این منطقی است زیرا باید T افزایش یابد یا M_s کاهش یابد تا اختلاف دما ثابت بماند (ΔT). به عبارت دیگر، زمانی

همان‌طوری که اشاره شد سوپرالاستیسیته پایدار اغلب تحت تاثیر یک تنش بحرانی پایین برای تغییر شکل پلاستیک قرار می‌گیرد. از روش‌های مختلفی چون رسوب سختی و کرنش سختی برای افزایش آستانه لغزش نابه‌جایی‌ها استفاده شده است [۱۸]. همچنین گزارش شده که ساختارهای میکروسکوپی ریزدانه می‌تواند نقش حیاتی در بهبود خواص سوپرالاستیک بازی کند، چرا که در این حالت تنش بحرانی برای لغزش به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد [۱۹ و ۲۰].

با مقایسه رفتار مکانیکی نمونه‌ها در دماهای ۲۰، ۸۰ و ۹۰ درجه سانتی‌گراد (تصاویر ۳ تا ۵) دیده می‌شود که تنش تحول با افزایش دمای آزمایش زیاد می‌شود. جدول شماره ۳ جزئیات این افزایش را نشان می‌دهد.

تصاویر ۴ و ۵ نشان می‌دهد که درجه حرارت شروع دگرگونی تحت تنش با افزایش دمای آزمایش افزایش می‌یابد. تغییرات M_s تحت تنش برای سه نمونه مختلف در تصویر شماره ۸ نشان داده شده است. اگر رابطه نقاط خطی در نظر گرفته شود (فیت کردن



تصویر ۹. اثر تنش اعمالی بر M_s .

ΔT افزایش می‌یابد که دما آزمایش افزایش و یا M_s کاهش یابد. حمایت مالی برای انجام این تحقیق قدردانی می‌شود.

تصویر شماره ۹- اثر تنش اعمالی بر M_s را برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۴۰۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه نشان می‌دهد. همان گونه که در شکل دیده می‌شود، با افزایش تنش اعمالی دمای شروع تحول افزایش می‌یابد. برای توجیه این پدیده و تجزیه و تحلیل تحول مارتنزیتی ناشی از تنش، می‌توان از رابطه کلاوزیوس-کلاپیرون [۲۱ و ۲۲] استفاده کرد که به شکل زیر خلاصه می‌شود:

$$d\sigma/dT = -\Delta S^tr / \varepsilon = -\Delta H^tr / T\varepsilon$$

که در آن σ تنش تک محوره اعمالی، ε کرنش تحول، ΔS^tr و ΔH^tr به ترتیب آنتروپی و آنتالپی تغییر فاز در واحد حجم است. وقتی که یک کریستال در حالت آستنیتی به مارتنزیت تبدیل می‌شود، ΔS^tr و ΔH^tr منفی هستند. بنابراین شیب $d\sigma/dT$ برای مارتنزیت ناشی از تنش مثبت می‌باشد. این بدان معنی است که با افزایش تنش اعمالی دمای شروع تحول افزایش می‌یابد و برعکس.

۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش، اثر شرایط مختلف عملیات حرارتی بر دگرگونی مارتنزیتی و رفتار آلیاژ حافظه‌دار NiTi مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج به‌دست آمده نشان می‌دهد که:

با افزایش دما و یا زمان عملیات حرارتی، دمای شروع استحاله مارتنزیتی افزایش و دمای شروع و پایان تحول فاز R کاهش می‌یابد، طوری در دماهای بالاتر فاز R ناپدید می‌شود.

• تنش‌ها که در آن جهت‌گیری مجدد مارتنزیتی صورت می‌گیرد مستقل از شرایط عملیات حرارتی است.

تشکیل مارتنزیت ناشی از تنش از فاز R تحت تنش‌های متفاوت اتفاق می‌افتد. این تنش با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی کاهش می‌یابد.

نمونه‌هایی که در آن‌ها، در دمای اتاق، تحول مارتنزیتی ناشی از تنش از فاز R رخ می‌دهد در دمای بالا رفتار سوپرالاستیک نشان می‌دهند. در حالی که در نمونه‌هایی که در ۵۵۰ درجه و بالاتر عملیات حرارتی شده‌اند چنین رفتاری دیده نمی‌شود. در این حالت، قبل از شروع استحاله ناشی از تنش، لغزش رخ داده و بنابراین، سوپرالاستیسیته ظاهر نمی‌شود.

• با توجه به مطالب بیان شده، پاسخ آلیاژ در شرایط کاری به نوع آلیاژ و شرایط عملیات ترمومکانیکی بستگی دارد که با تنظیم این شرایط می‌توان پاسخی متناسب دریافت نمود.

تشکر و قدردانی

بدین وسیله از حوزه معاونت پژوهشی دانشگاه اراک به دلیل

References

- [1] G. B. Olson, M. Cohen. Stress assisted isothermal martensitic transformation: Application to TRIP steels. *Metall. Trans. A* 13A (1982), p.1907-1914.
- [2] C. M. Wayman. Phase transformations, nondiffusive. In: Cahn, R. W., Haasen, P. (Eds.), *Physical Metallurgy*. North-Holland Physics Publishing, New York (1983).
- [3] K. A. Tsoi. Thermomechanical and Transformational Behaviour and Applications of Shape Memory Alloys and their Composites. PhD thesis; School of Aerospace, Mechanical and Mechatronic Engineering; University of Sydney; September 2002.
- [4] L. I. Barbero Bernal. Cyclic Behavior of Superelastic Ni-Ti and NiTiCr Shape Memory Alloys, PhD thesis. Georgia Institute of Technology, December 2004.
- [5] K. Otsuka, X. Ren. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science* 50 (2005), p. 511-678.
- [6] CM. Hwang, M. Meichle, MB. Salamon, CM. Wayman. Transformation behaviour of a Ti50Ni47Fe3 alloy II. Subsequent premartensitic behaviour and the commensurate phase; *Philos Mag A*; 47 (1983), p. 31-62.
- [7] S. Miyazaki and K. Otsuka. Mechanical behaviour associated with the premartensitic rhombohedral-phase transition in a Ti-50Ni47Fe3 alloy; *Philos Mag A* 50 (1984), p. 393-408.
- [8] VN. Khachin, YI. Paskal, VE. Gunter, AA. Monasevich and VP. Sivokha. Structural Transformation, Physical Properties and Memory Effects in the NiTi and Ti-based Alloys; *Phys Met Metallogr* 46 (1978), p. 49-57.
- [9] VN. Khachin, VE. Gjunter, VP. Sivokha and AS. Savvinov. Lattice instability, martensitic transformation, plasticity and anelasticity of NiTi; *Proc Int Conf on Martensitic Transformation (ICOMAT-79)*, Cambridge, MA, (1979). p. 474.
- [10] H.C. Ling, R. Kaplov. Phase Transition and Shape Memory in NiTi; *Metall Trans A* 11(1980), p. 77-83.
- [11] H.C. Ling, R. Kaplov. Stress-Induced Shape Changes and Shape Memory in the R and Martensite Transformations in Equiatomic NiTi; *Metall Trans A* 12 (1981), p. 2101-2111.
- [12] H.C. Ling, and R. Kaplow. Stress-induced shape changes and shape memory in the R and martensitic transformations in equiatomic NiTi, *Metallurgical Transactions A* 12 (1981), p. 2101-2111.
- [13] P. Sittner, M. Landa, P. Lukas and V. Novak. R-phase transformation phenomena in thermomechanically loaded NiTi polycrystals, *Mechanics of Materials* 38 (2006), p. 475-492.
- [14] K. Otsuka, CM. Wayman. Editors, *shape memory materials*. Cambridge: Cambridge University Press, (1999).
- [15] P. A. Popov. Constitutive Modelling of Shape Memory Alloys and Upscaling of Deformable Porous Media. PhD thesis. Texas A & M University, 2005.
- [16] S. Miyazaki, S. Kimura, K. Otsuka. Shape-memory effect and pseudoelasticity associated with the R-phase transition in Ti-50.5 at.% Ni single crystals. *Philos Mag A* 57 (1988), p. 467-478.
- [17] K. Otsuka, K. Shimizu. Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys; *Int Metals Rev* (1986), p. 31: 93-114.
- [18] F. Sun, S. Nowak, T. Gloriant, P. Laheurte, A. Eberhardt and F. Prima, Influence of a short thermal treatment on the superelastic properties of a titanium-based alloy; *Scripta Materialia* 63 (11) (2010), p. 1053-1056.
- [19] C. Kim. A Smart Polymer Composite Actuator with Thin SMA Strips, *Int. J. Mod. Phys. B* 20 (25-27), (2006), p. 3733-3738.
- [20] H.Y. Kim, T. Sasaki, J.I. Kim, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki, Texture and shape memory behavior of Ti-22Nb-6Ta alloy, *Acta Mater.* 54 (2006), p. 423-433.
- [21] MW. Burkart, and TA. Read. Diffusionless phase change in the Indium-Thallium system; *Trans AIME* (1953), p.197-1516.
- [22] P. Wollants, M. De Bonte and JR. Roos. A Thermodynamic Analysis of the Stress-Induced Martensitic Transformation in a Single Crystal; *Z Metallkd* (1979), p. 70- 113.