



## بررسی فرآیند آموزش شبه الاستیک و اثر حافظه‌داری دوسویه در آلیاژ حافظه‌دار نیکل-تیتانیوم

محمود براتی<sup>1</sup>، محمود کدخدائی<sup>2\*</sup>، شبنم ارباب شیرانی<sup>3</sup>

1- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

2- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

3- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه مهندسی پرست، پرست، فرانسه

\* اصفهان، صندوق پستی 8415683111، cc.iut.ac.ir، kakhodaei

### اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 09 آبان 1396

پذیرش: 11 بهمن 1396

ارائه در سایت: 02 اسفند 1396

کلید واژگان:

آلیاژ حافظه‌دار

فرآیند آموزش شبه الاستیک

کرش باقیمانده

اثر حافظه‌داری دوسویه

### چکیده

با ظهور آلیاژهای حافظه‌دار و به دلیل دارا بودن ویژگی‌های بسیار ارزنده مکانیکی و بیولوژیکی، این آلیاژها به طور گسترده در صنایع مختلف مورد استفاده قرار گرفتند. در بین تمام آلیاژهای حافظه‌دار، آلیاژ نیکل-تیتانیوم به دلیل خواص حرارتی و مکانیکی بسیار خوب و همچنین سازگاری بسیار مناسب با بدن انسان بیشترین کاربرد را در صنایع مختلف و به ویژه در بیومکانیک داشته و تحقیقات زیادی بر روی خواص ترمومکانیکی آن صورت گرفته است. در اکثر کاربردها، آلیاژ نیکل-تیتانیوم تحت بارگذاری ترمومکانیکی چرخه‌ای قرار می‌گیرد. مهمترین محدودیت‌های استفاده از این آلیاژ، افت خواص ماده و ناپایداری آن حین بارگذاری‌های چرخه‌ای (فرآیند آموزش) می‌باشند. در پژوهش حاضر، با استفاده از روش اندازه‌گیری همزمان مقاومت الکتریکی، فرآیند آموزش شبه الاستیک آلیاژ نیکل-تیتانیوم و همچنین اثر حافظه‌داری دوسویه به وجود آمده پس از این فرآیند مورد مطالعه قرار گرفته است. در ابتدا نحوه تغییرات کرنش باقیمانده و مقاومت الکتریکی ویژه حین فرآیند آموزش نشان داده شده و در ادامه با اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی ویژه پس از فرآیند آموزش (حین بارگذاری‌های حرارتی خاص بدون اعمال تنش) و همچنین کرنش حافظه‌داری دوسویه به دست آمده، تاثیر مارتنزیت باقیمانده و نابجایی‌ها (کرش پلاستیک) بر روی کرنش باقیمانده مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج به دست آمده نشان می‌دهند که حدود 33 درصد کرنش باقیمانده به وجود آمده حین فرآیند آموزش ناشی از مارتنزیت باقیمانده و حدود 67 درصد آن به خاطر نابجایی‌ها (کرش پلاستیک) می‌باشد.

## Investigation on pseudoelastic training method and the generated two-way shape memory effect in NiTi shape memory alloy

Mahmoud Barati<sup>1</sup>, Mahmoud Kadkhodaei<sup>1\*</sup>, Shabnam Arbab Chirani<sup>2</sup>

1- Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

2- Ecole Nationale d'Ingénieurs de Brest, Brest, France

\* P.O.B. 8415683111, Isfahan, Iran, kakhodaei@cc.iut.ac.ir

### ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper

Received 31 October 2017

Accepted 31 January 2018

Available Online 21 February 2018

### Keywords:

Shape memory alloy

Pseudoelastic training method

Residual strain

Two-way shape memory effect

### ABSTRACT

With the advent of shape memory alloys (SMAs), several commercial and industrial applications were proposed due to their superior mechanical and biological properties. Among these materials, Nickel-Titanium (NiTi) alloys are widely applied and well-researched since they are characterized not only by good thermal and mechanical properties but also by excellent biocompatibility compared to other SMAs. In most of the applications, the structural components and devices made of NiTi SMAs work under cyclic thermomechanical loading and one of the major limitations facing the industrial use of this alloy is the degradation of the material when subjected to cyclic loadings (i.e., training). In this study, pseudoelastic training procedure in NiTi shape memory alloy and the resultant two-way shape memory effect are studied using in-situ electric resistivity measurement. At first, variations in the residual strain and in the electric resistivity during pseudoelastic training method are revealed. Then, by measuring the electric resistivity after training procedure (upon specified thermal cycling at stress-free condition) as well as the induced two-way shape memory strain, the effects of residual martensite and dislocation (plastic deformation) on the residual strain are investigated. The obtained results show that about 33% of the residual strain accumulated in 100 pseudoelastic cycles can be ascribed to the residual martensite and about 67% of the residual strain is attributed to the dislocations (plasticity).

### 1- مقدمه

که به علت برخورداری از ویژگی‌های خاص در صنایع مختلف مانند اتومبیل‌سازی، هوافضا [1]، رباتیک [2,3]، الکترونیک و همچنین علوم پزشکی (بیومکانیک) مورد استفاده قرار می‌گیرند [4]. همان‌طور که در "شکل 1"

آلیاژهای حافظه‌دار<sup>1</sup> (SMA) یکی از جدیدترین انواع مواد هوشمند می‌باشند

<sup>1</sup> Shape Memory Alloy (SMA)

### Please cite this article using:

M. Barati, M. Kadkhodaei, Sh. Arbab Chirani, Investigation on pseudoelastic training method and the generated two-way shape memory effect in NiTi shape memory alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 18, No. 03, pp. 86-94, 2018 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

مارتنزیت نیز بازیابد، به این خاصیت اثر حافظه داری برگشت پذیر یا اثر حافظه داری دوسویه<sup>13</sup> می گویند. به عبارت دیگر آلیاژهای حافظه دار با آموزش می توانند شکل خود را در دمای بالای آستنیت و دمای پایین مارتنزیت در حین گرم و سرد شدن بدون اعمال نیرو بازیابند. در این حالت، ماده هم شکل خود را در دمای بالا و هم در دمای پایین به یاد می آورد و همچنین با تغییر دما، شکل های مختلفی را به خود می گیرد. به بیان دیگر در اثر حافظه داری دوسویه هیچ نیروی خارجی جهت تغییر شکل ماده لازم نیست. برگشت پذیری به حالت اولیه در اثر سرد و گرم کردن آلیاژهای حافظه دار آموزش دیده در بازه معینی از دما امکان پذیر است و کرنش هایی که در یک آلیاژ با اثر حافظه داری دوسویه حاصل می شود به طور معمول کمتر از میزانی است که در اثر حافظه داری یک سویه حاصل می شود.

روش های آموزش مختلفی برای ایجاد اثر حافظه داری دوسویه ارائه شده که در ادامه مهمترین و پرکاربردترین روش ها آورده شده است:

- روش اول: آموزش به وسیله چرخه بارگذاری شبه الاستیک؛ این فرآیند به وسیله تکرار مارتنزیت (غیردوقلو) ناشی از بارگذاری و باربرداری در فاز آستنیت در دمای بالای  $A_f$  و زیر  $M_d$  (آستانه تغییر شکل پلاستیک) که رفتار شبه الاستیک وجود دارد، انجام می گیرد.

- روش دوم: آموزش به وسیله چرخه حافظه داری یک سویه؛ در این فرآیند ابتدا آلیاژ تا دمای زیر  $M_f$  سرد شده و سپس تغییر شکل می یابد و در انتها گرم می شود تا شکل اصلی خود را در دمای بالا بازیابد. بعد از چند مرتبه تکرار این چرخه، این ترکیب باعث تغییر شکل خودبخودی و پیوسته آلیاژ در مرحله سرد شدن می شود و آلیاژ در جهتی که در طول تکرار چرخه تغییر شکل داده، منحرف می گردد.

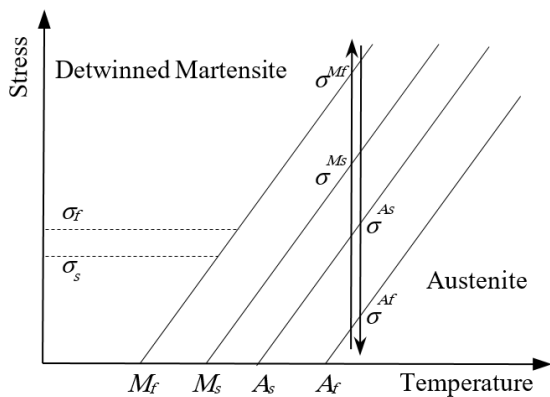


Fig. 1 Stress-temperature phase diagram of an SMA

شکل 1 دیاگرام فازی تنش-دما آلیاژ حافظه دار

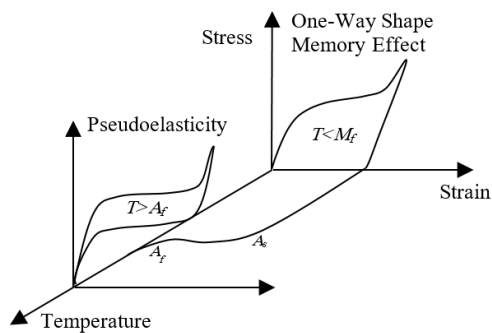


Fig. 2 One-way shape memory effect and pseudoelastic behavior

شکل 2 اثر حافظه داری یک سویه و رفتار شبه الاستیک

مشاهده می شود، آلیاژهای حافظه دار در گستره دمای کاری خود دارای دو فاز آستنیت و مارتنزیت (مارتنزیت دوقلو<sup>1</sup> و مارتنزیت غیردوقلو<sup>2</sup>) با ساختار کریستالی متفاوت و در نتیجه خواص متمایز هستند. بر این اساس چهار دمای اصلی برای استحاله مارتنزیتی تعریف می شود که این دماها، در دیاگرام فازی ارائه شده در "شکل 1" نشان داده شده اند. در طی استحاله رفت، تبدیل آستنیت به مارتنزیت در دمای شروع مارتنزیتی<sup>3</sup> ( $M_s$ ) آغاز شده و در دمای پایان مارتنزیتی<sup>4</sup> ( $M_f$ ) تمام می شود و ماده پس از آن به طور کامل مارتنزیتی شده است (شکل 1). به طور مشابه در استحاله برگشت، تبدیل مارتنزیت به آستنیت از دمای شروع آستنیتی ( $A_s$ ) آغاز شده و در دمای پایان آستنیتی ( $A_f$ ) کامل می شود (شکل 1).

مهمترین ویژگی های این آلیاژها اثر حافظه داری یک سویه<sup>5</sup> و رفتار شبه الاستیک<sup>6</sup> می باشند [5]. اگر به آلیاژ حافظه دار در حالت مارتنزیت دوقلو (در دماهای کمتر از  $M_f$ ) بار مکانیکی اعمال شود، مارتنزیت غیردوقلو ایجاد می گردد. پس از باربرداری، گرم کردن دوباره آلیاژ حافظه دار تا دمای بالاتر از  $A_f$  منجر به استحاله برگشت (از مارتنزیت غیردوقلو به آستنیت) شده و این حالت بازیابی کامل شکل اولیه را به دنبال خواهد داشت. این رفتار اثر حافظه داری یک سویه نام دارد که در "شکل 2" نشان داده شده است. سرد کردن مجدد آلیاژ به زیر دمای  $M_f$  (استحاله رفت)، منجر به تشکیل دوباره مارتنزیت دوقلو بدون مشاهده هرگونه تغییر شکل می شود. علاوه بر تحول فازی تحریک شده توسط دما، استحاله می تواند از طریق اعمال تنش به اندازه کافی بزرگ به آلیاژ با ساختار اولیه آستنیتی، صورت گیرد. در اثر اعمال تنش، مارتنزیت غیردوقلو از فاز آستنیت تشکیل می گردد. اگر دمای آلیاژ بالاتر از  $A_f$  باشد، حین باربرداری و استحاله برگشت، تقریباً تمام تغییر شکل ایجاد شده در آلیاژ در اثر تنش وارده بازیابی شده و آلیاژ به شکل اولیه خود بازمی گردد. این رفتار ماده اثر شبه الاستیک یا سوپر الاستیک نامیده می شود که در "شکل های 1 و 2" نشان داده شده است.

آلیاژهای زیادی این خواص دوگانه را دارا می باشند ولی دو دسته از این مواد کاربرد صنعتی بیشتری دارند. این دو دسته آلیاژهای خاصی بر پایه مس و نیز آلیاژهای بر پایه نیکل و تیتانیوم هستند [4]. در این بین آلیاژ نایتینول<sup>7</sup> (آلیاژ نیکل-تیتانیوم<sup>8</sup>) به دلیل خواص حرارتی و مکانیکی بسیار خوب و همچنین سازگاری بسیار مناسب با بدن انسان بیشترین کاربرد را در صنایع مختلف و به ویژه در بیومکانیک داشته و تحقیقات زیادی بر روی خواص ترمومکانیکی آن صورت گرفته است [4]. در اکثر کاربردهای ذکر شده، این آلیاژ تحت بارگذاری ترمومکانیکی چرخه ای قرار می گیرد و مهمترین محدودیت های موجود برای استفاده از این آلیاژ، افت خواص<sup>9</sup> [6-8] و ناپایداری<sup>10</sup> [9] ماده حین بارگذاری چرخه ای (فرآیند آموزش<sup>11</sup>) می باشند.

همان طور که قبلاً ذکر گردید، آلیاژ حافظه دار بکر<sup>12</sup> یا آموزش ندیده دارای اثر حافظه داری یک سویه بوده و فقط شکل خود را در فاز آستنیت می تواند بازیابد. اگر آلیاژ حافظه دار علاوه بر فاز آستنیت، بتواند شکل خود را در فاز

1 Twinned  
2 Detwinned  
3 Martensitic Start Temperature  
4 Martensitic Final Temperature  
5 One-way Shape memory effect  
6 Pseudoelasticity  
7 Nitinol  
8 NiTi  
9 Degradation  
10 Instability  
11 Training  
12 Virgin

13 Two-way shape memory effect

می توان اطلاعات خوبی در مورد میکروساختار و سینتیک استحاله به دست آورد.

در پژوهش حاضر سعی شده بررسی دقیق تری بر روی کرنش باقیمانده، تاثیر نابجایی ها (کرنش پلاستیک) و همچنین مارتنزیت باقیمانده و در نهایت کرنش حافظه داری دوسویه انجام شود و نحوه ارتباط و تاثیر این پارامترها بر یکدیگر مورد مطالعه قرار گیرد. اگر در حالت کلی مکانیزم ایجاد کرنش باقیمانده را ناشی از ترکیب نابجایی ها (کرنش پلاستیک) و مارتنزیت باقیمانده در نظر بگیریم، این که چه مقدار از کرنش باقیمانده مربوط به نابجایی ها است، و چه مقدار مربوط به مارتنزیت باقیمانده مبحث بسیار مهم و حایز اهمیتی است و می توان از آن برای ارائه مدل های ساختاری مناسب برای بارگذاری های چرخه ای استفاده نمود. لذا می توان گفت که نقطه قوت این پژوهش، بررسی کرنش حافظه داری دوسویه با هدف بررسی این دو مکانیزم است که تاکنون به این شکل مورد بررسی قرار نگرفته است.

علاوه بر کرنش باقیمانده و کرنش حافظه داری دوسویه، نحوه تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه نیز، حین و بعد از فرآیند آموزش شبه الاستیک، اندازه گیری و بررسی شده و با حالت اولیه (ماده بکر یا آموزش ندیده) مقایسه شده است. در حین بحث های مطرح شده، از این پارامتر فیزیکی نیز استفاده شده تا برخی رفتارها را بررسی نموده و در مورد آن ها بحث های تکمیلی ارائه شود.

نتایج بدست آمده نشان می دهد که برای آلیاژ نایتینول مورد بررسی، منشأ کرنش باقیمانده ترکیبی از نابجایی ها (تغییر شکل پلاستیک) و مارتنزیت باقیمانده است. با اعمال یک بارگذاری حرارتی خاص بر روی سیم آموزش دیده، مارتنزیت باقیمانده و در نتیجه آن اثر حافظه داری دوسویه حذف شده و کسری از کرنش باقیمانده که ناشی از مارتنزیت باقیمانده می باشد، به دست آمده است. پس از آن با انجام یک آزمایش کشش ساده (آزمایش شبه الاستیک)، رفتار سیم حافظه دار پس از حذف مارتنزیت باقیمانده (یا همان اثر حافظه داری دوسویه) مورد بررسی قرار گرفته است.

## 2- مشخصات نایتینول و تجهیزات آزمایشگاهی

نمونه مورد مطالعه در این پژوهش، سیم نیکل-تیتانیوم یا همان نایتینول است که از شرکت فرت و این متالز<sup>۱</sup> (کد شماره 6) با قطر 0.6 میلی متر خریداری شده است. تمام آزمایش ها با استفاده از دستگاه آزمون کشش زوئیک<sup>۲</sup> و از روش 4 نقطه ای [25] برای اندازه گیری همزمان مقاومت الکتریکی حین بارگذاری، استفاده شده است (شکل 3). در این روش با استفاده از دو سیم الکتریکی، جریان ثابت به آلیاژ اعمال شده و توسط دو سیم الکتریکی دیگر تغییرات ولتاژ اندازه گیری می شود. با تقسیم ولتاژ اندازه گیری شده به جریان ثابت اعمال شده، مقاومت الکتریکی بدست می آید.

دستگاه زوئیک مجهز به محفظه حرارتی<sup>۳</sup> برای اعمال بارگذاری حرارتی از 70- تا 250 درجه سانتی گراد می باشد. برای دماهای پایین تر از دمای محیط حین چرخه سرد کردن، از نیتروژن مایع استفاده شده است. این دستگاه مجهز به کرنش سنج بوده که می توان کرنش محلی را با دقت بسیار خوبی اندازه گیری نمود. علاوه بر این برای هر آزمایش، کرنش کلی (به دست آمده از جابجایی فک ها) نیز ثبت شده است.

برای ایجاد شرایط شبه استاتیکی، تمام آزمایش ها با نرخ کرنش  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  و

روش سوم: آموزش به وسیله بارگذاری حرارتی از دمای زیر  $M_f$  تا دمای بالای  $A_f$  تحت تنش ثابت [11,10].

به طور کلی می توان گفت که رفتار آلیاژ حافظه دار نایتینول حین بارگذاری چرخه ای (فرآیند آموزش) به میکروساختار اولیه (سایز دانه ها، عیوب کریستالی، رسوب ها<sup>۴</sup>) [13,12]، استحاله مارتنزیتی (ناسازگاری کریستالوگرافیکی بین فازها حین استحاله) [14]، دما [15-17] و پارامترهای دیگر حین بارگذاری چرخه ای (نرخ کرنش، دامنه تنش و کرنش، حالت تنش و نوع بارگذاری) [18-20] بستگی دارد. در نتیجه، مطالعه رفتار نایتینول حین بارگذاری چرخه ای و پس از آن (رفتار حافظه داری دوسویه) تا حدودی مشکل و پیچیده می باشد.

یکی از بارزترین پارامترهایی که حین بارگذاری چرخه ای (به عبارت دیگر حین فرآیند آموزش) قابل مشاهده بوده و مختص به فرآیند آموزش خاصی نیست، کرنش باقیمانده می باشد. پژوهش های گوناگونی برای بررسی منشأ کرنش باقیمانده با روش های متالورژیکی مختلف انجام شده و برخی پژوهشگران معتقدند که ترکیبی از وجود نابجایی ها (تغییر شکل پلاستیک) و مارتنزیت باقیمانده به وجود آمده حین بارگذاری چرخه ای منجر به ایجاد کرنش باقیمانده در نایتینول می گردد [9]. اما نحوه تغییرات کرنش باقیمانده به همراه کرنش حافظه داری دوسویه بررسی نشده و در اکثر مقالات فقط نحوه تغییرات کرنش باقیمانده مورد بررسی قرار گرفته و معمولاً هیچ اشاره ای به کرنش حافظه داری دوسویه به وجود آمده نشده است.

با توجه به توضیحاتی که داده شد، می توان گفت که اهمیت بررسی کرنش حافظه داری دوسویه بدین خاطر است که این کرنش نشانگر مقدار مارتنزیت باقیمانده است. به بیان دیگر، دلیل به وجود آمدن کرنش حافظه داری دوسویه، فقط مارتنزیت باقیمانده است و نابجایی ها و تغییر شکل پلاستیک تاثیر مستقیمی بر روی اثر حافظه داری دوسویه و کرنش حافظه داری دوسویه ندارد. لذا با بررسی تغییرات کرنش باقیمانده حین فرآیند آموزش و همچنین بررسی کرنش حافظه داری دوسویه پس از فرآیند، می توان تاثیر دو مکانیزم نابجایی (تغییر شکل پلاستیک) و مارتنزیت باقیمانده را در فرآیند آموزش تجزیه و تحلیل نمود.

روش های گوناگونی برای بررسی میکروساختار آلیاژهای حافظه دار حین بارگذاری های ترمودینامیکی مختلف وجود دارند. از جمله این روش ها پراش نوترونی<sup>۲</sup> و پراش اشعه ایکس<sup>۳</sup> [21,9] می باشند. با این روش می توان به خوبی سینتیک استحاله و میکروساختار ماده را حین بارگذاری های مختلف بررسی نمود. ولی استفاده از این روش نیازمند تجهیزاتی است که در اکثر موارد قابل دسترس نمی باشد. از جمله روش های دیگر برای بررسی میکروساختار ماده حین بارگذاری، می توان به روش میکروگرافی اپتیکی<sup>۴</sup> [23,22] و روش تصویربرداری حرارتی<sup>۵</sup> [24] اشاره کرد که با استفاده از این دو روش نمی توان نتایج کمی ارائه نمود.

یکی از روش های ساده ولی کارآمد برای بررسی میکروساختار ماده و سینتیک استحاله حین بارگذاری های ترمودینامیکی مختلف، استفاده از روش اندازه گیری مقاومت الکتریکی ماده می باشد [25-29]. از آنجایی که مقاومت الکتریکی آلیاژ حافظه دار با تغییر فاز ماده از استتیت به مارتنزیت و بالعکس تغییر می کند، با اندازه گیری همزمان<sup>۶</sup> مقاومت الکتریکی حین بارگذاری،

<sup>1</sup> Precipitates

<sup>2</sup> Neutron Diffraction

<sup>3</sup> X-ray Diffraction

<sup>4</sup> Optic Micrograph

<sup>5</sup> Infrared Thermography

<sup>6</sup> In-situ

<sup>7</sup> Fort Wayne Metals

<sup>8</sup> Zwick

<sup>9</sup> Thermal chamber

دست آمده است. نتایج به دست آمده از این دو آزمایش به ترتیب در "شکل های 4 و 5" نشان داده شده است.

برای استخراج دماهای استحاله از نمودارهای به دست آمده از این دو آزمایش، باید از شیوهی برخورد کردن خطوط مماس استفاده شود. در این روش برای هر دمای استحاله دو خط مماس رسم می‌گردد. خط اول مماس به حالت پایدار حرارتی می‌باشد و خط دیگر، مماس به حالت شبه پایدار از قله یا دره (بسته به سرد کردن یا گرم کردن نمونه) در حین استحاله می‌باشد و تقاطع این خطوط، دمای استحاله را نشان می‌دهد. در هر دو حالت شروع و پایان استحاله، برای استخراج دماهای شروع و پایان، از این روش استفاده می‌گردد.

همان‌طور که در "شکل 4" مشاهده می‌شود، حین گرم کردن (استحاله رفت) فقط یک قله مشاهده می‌شود و مارتنزیت مستقیماً به آستنیت تبدیل می‌شود. این در حالی است که حین سرد کردن (استحاله برگشت) دو دره دیده می‌شود و به عبارت دیگر آستنیت مستقیماً به مارتنزیت تبدیل نمی‌شود. ابتدا آستنیت به یک فاز میانی به نام فاز رامبوهدرال<sup>2</sup> تبدیل شده و سپس با کاهش دمای بیشتر، فاز رامبوهدرال به مارتنزیت تبدیل می‌شود [30]. در "شکل 4" دمای شروع ( $R_s$ ) و دمای پایان ( $R_f$ ) فاز رامبوهدرال نشان داده شده است.

فاز رامبوهدرال ممکن است حین گرم کردن نیز پدیدار شود، ولی زمانی که قله (یا دره حین سرد کردن) تبدیل مارتنزیت به رامبوهدرال و همچنین قله تبدیل رامبوهدرال به آستنیت همپوشانی داشته باشند، نتایج آزمون گرماسنج روبشی تفاضلی نمی‌تواند وجود فاز رامبوهدرال را نشان دهد [31]. این حالت معمولاً زمانی اتفاق می‌افتد که هیستریزس دمایی فاز رامبوهدرال بسیار کوچک باشد (یعنی محدوده دمایی که فاز رامبوهدرال در آن پایدار است، بسیار کوچک باشد) [31].

در "شکل 5"، نتایج یک چرخه حرارتی بدون اعمال تنش نشان داده شده است. از آنجایی که مقاومت الکتریکی ویژه<sup>3</sup> آلیاژ حافظه‌دار با تغییر فاز ماده تغییر می‌کند، اطلاعات مفیدی را برای بررسی میکروساختار ماده فراهم می‌نماید. همان‌طور که در "شکل 5" مشاهده می‌شود، مادامی که در ماده تغییر فازی اتفاق نمی‌افتد، مقاومت الکتریکی ویژه رابطه خطی با دما دارد. به بیان دیگر، مقاومت الکتریکی ویژه ماده در سه فاز آستنیت، مارتنزیت و رامبوهدرال به صورت خطی با دما تغییر می‌کند. ولی در حین استحاله، مقاومت الکتریکی ویژه به صورت غیر خطی تغییر کرده تا زمانی که استحاله کامل گردد. همانند نتایج به دست آمده از آزمون گرماسنج روبشی تفاضلی، نتایج اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی ویژه حین سرد کردن نشان می‌دهد که آستنیت ابتدا به رامبوهدرال و سپس رامبوهدرال به مارتنزیت تبدیل می‌شود. همان‌طور که در "شکل 5" مشاهده می‌شود، مقاومت الکتریکی ویژه فاز رامبوهدرال بزرگتر از فاز آستنیت و مارتنزیت می‌باشد (همانند نتایج ارائه شده در مرجع [32]). ولی حین گرم کردن، برخلاف نتایج به دست آمده از آزمون گرماسنج روبشی تفاضلی، نتایج اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی ویژه نشان می‌دهد که مارتنزیت مستقیماً به آستنیت تبدیل نمی‌شود، بلکه مارتنزیت ابتدا به رامبوهدرال و سپس رامبوهدرال به آستنیت تبدیل می‌شود (نقطه A در شکل 5). همان‌طور که در "شکل 5" مشاهده می‌شود، هیستریزس فاز رامبوهدرال بسیار کوچک بوده و به راحتی نمی‌توان دماهای استحاله فاز رامبوهدرال را با استفاده از شیوهی برخورد خطوط مماس به

نرخ دمایی  $4 \pm \text{C/min}$  انجام شده است. در این پژوهش تعدادی از بارگذاری‌های حرارتی در تنش بسیار کم (حدود 3 مگاپاسکال) انجام شده (مثلاً آزمایش کرنش حافظه‌داری دوسویه) که در ادامه با نام "بارگذاری حرارتی بدون اعمال تنش" آورده شده است. لازم به ذکر است که تمام آزمایش‌ها در آزمایشگاه IRDL فرانسه انجام شده است.

### 3- آزمایش‌های تجربی و بحث و بررسی نتایج

#### 3-1- استخراج دماهای استحاله

دماهای استحاله از نتایج دو آزمایش گرماسنج روبشی تفاضلی<sup>1</sup> و اندازه‌گیری تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه حین یک چرخه حرارتی بدون اعمال تنش به

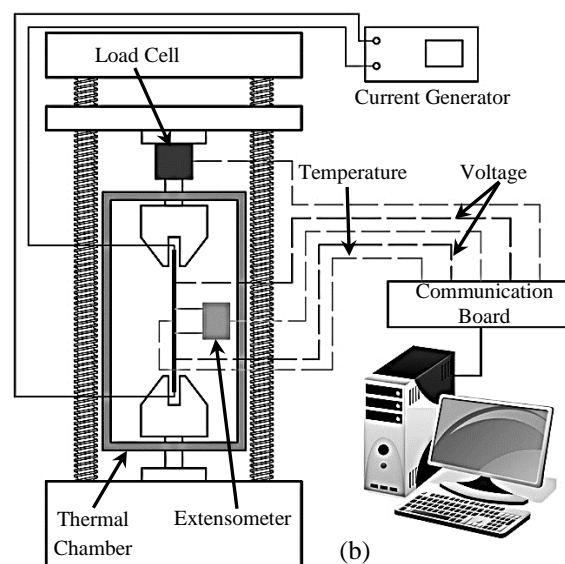
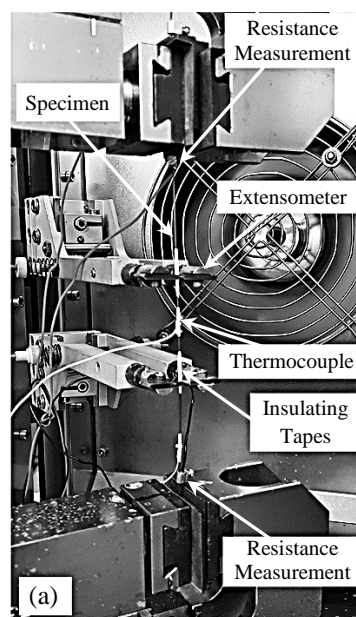


Fig. 3 (a) Experimental setup (Zwick) (b) schematic diagram of in-situ electric resistivity measurements

شکل 3 الف- دستگاه آزمون کشش ب- شماتیکی از روش چهار نقطه‌ای برای اندازه‌گیری همزمان مقاومت الکتریکی حین بارگذاری

<sup>2</sup> R-phase  
<sup>3</sup> Resistivity

<sup>1</sup> Differential scanning calorimetry (DSC)

تنش های باقیمانده (یا به عبارت دیگر مارتنزیت باقیمانده) سبب می شود که تنش شروع استحاله با افزایش تعداد چرخه ها کاهش یابد.

نحوه تغییرات کرنش باقیمانده بر حسب شماره چرخه در "شکل 7" نشان داده شده است. کرنش باقیمانده تا حدود چرخه سیام تغییرات قابل توجهی داشته و پس از چرخه سیام کرنش باقیمانده با شیب بسیار کم تغییر کرده است. لذا می توان نتیجه گرفت که اثرات ذکر شده (ناشی از فرآیند آموزش) تا حدود چرخه سیام اتفاق می افتد و پس از آن فرآیند آموزش اثر قابل توجهی بر روی آلیاژ مورد بررسی نمی گذارد.

شاو و همکارانش در سال 1995، رفتار سیم آلیاژ حافظه دار نایتینول را به شکل تجربی مورد مطالعه قرار دادند و برای اولین بار رفتارهای ناپایدار این آلیاژ را بررسی نمودند [33]. این رفتار ناپایدار با استحاله فازی شروع شده و در ادامه گسترش می یابد. براساس این رفتار ناپایدار و محلی، منحنی تنش-کرنش، پس از افزایش اولیه دارای افت بوده (نقطه A در شکل 6) و پس از آن سطح صاف تنش دیده می شود (چرخه اول در شکل 6). این تغییرات تنش با شروع فرآیند استحاله برگشت نیز دیده می شوند.

با اندازه گیری کرنش محلی (به وسیله کرنش سنج نشان داده شده در شکل 3) و مقایسه آن با کرنش کلی، که از جابجایی فک دستگاه به دست می آید، می توان این رفتار غیر متعارف آلیاژ نایتینول را بررسی نمود.

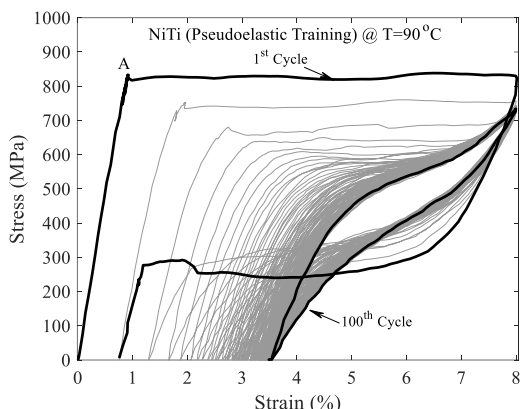


Fig. 6 Evolutions of the stress with strain during a cyclic tensile test (Pseudoelastic training method)

شکل 6 نمودار تنش-کرنش بارگذاری کششی چرخه ای (روش آموزش شبه الاستیک)

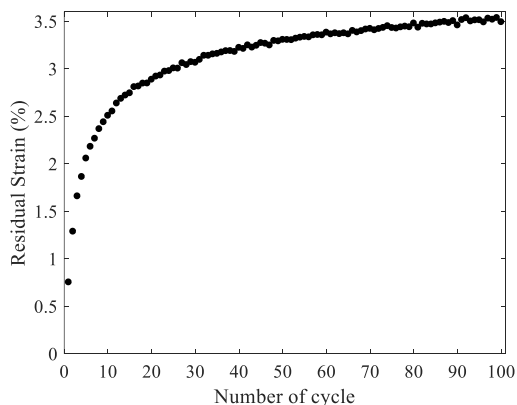


Fig. 7 Variations of the residual strain with number of cycles during a cyclic tensile test (Pseudoelastic training method)

شکل 7 نمودار تغییرات کرنش باقیمانده بر حسب شماره چرخه در بارگذاری کششی چرخه ای (روش آموزش شبه الاستیک)

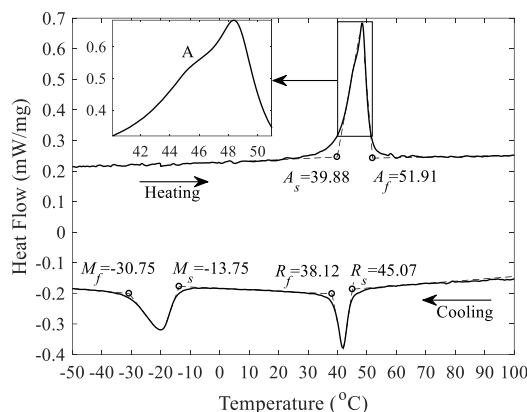


Fig. 4 The result of differential scanning calorimetry (DSC) test

شکل 4 نتایج آزمایش گرماسنج روبشی تفاضلی

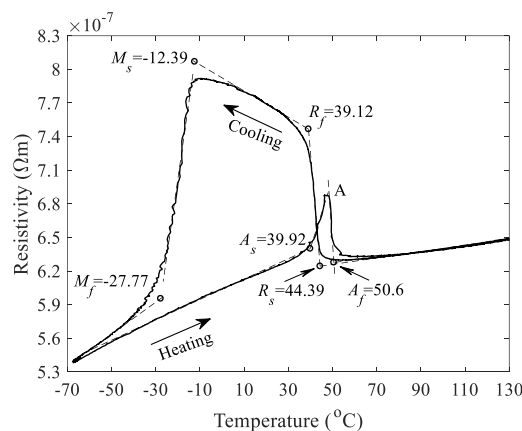


Fig. 5 Evolution of the electric resistivity versus temperature at stress-free condition during a heating-cooling cycle

شکل 5 تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه بر حسب دما در یک چرخه حرارتی بدون اعمال تنش

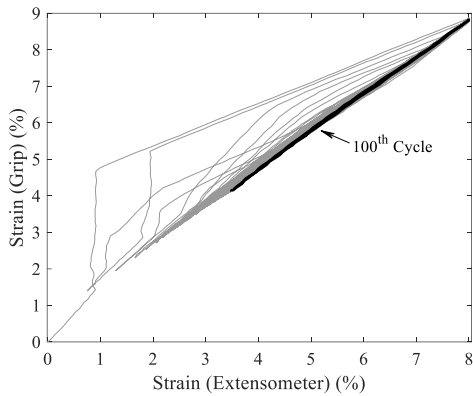
دست آورد. لذا دماهای استحاله همانند آزمون گرماسنج روبشی تفاضلی استخراج شده است.

با بررسی دقیق تر نتایج به دست آمده از آزمون گرماسنج روبشی تفاضلی (نقطه A در شکل 4)، تغییر شیب منحنی در نقطه A به دلیل وجود فاز رامبوهدرال، حین چرخه گرمایش است. این مورد، در نتایج اندازه گیری مقاومت الکتریکی ویژه (نقطه A در شکل 5)، به دلیل بیشتر بودن مقاومت الکتریکی ویژه رامبوهدرال نسبت به آستنیت و مارتنزیت، به خوبی قابل مشاهده است.

### 3-2- فرآیند آموزش شبه الاستیک

با توجه به دمای پایان آستنیت  $A_f=51.91^\circ\text{C}$ ، برای فرآیند آموزش شبه الاستیک، دمای 90 درجه سانتی گراد در نظر گرفته شده است. منحنی تنش-کرنش چرخه ای (با تعداد 100 چرخه) در "شکل 6" نشان داده شده است. براساس نتایج ارائه شده در "شکل 6" می توان گفت که اثرات فرآیند آموزش بر روی منحنی تنش-کرنش آلیاژ حافظه دار، کاهش تنش شروع استحاله ( $\sigma^M_s$  در شکل 1)، کاهش هیستریزیس (مساحت زیر نمودار تنش-کرنش) و افزایش کرنش باقیمانده در این آلیاژ می باشند.

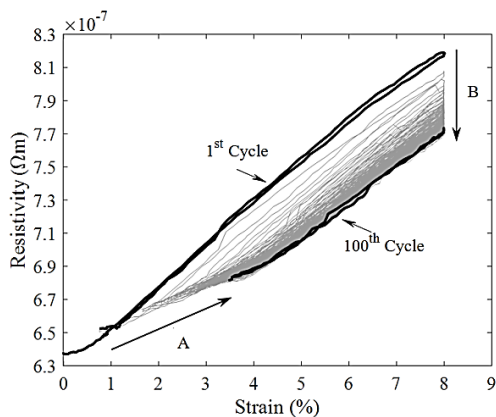
ایجاد نایجایی ها حین بارگذاری چرخه ای باعث به وجود آمدن تنش باقیمانده و در نتیجه مارتنزیت باقیمانده در سیم نایتینول می گردد [9]. این



**Fig. 9** Evolutions of the global strain versus the local strain during a cyclic tensile test (100<sup>th</sup> Cycle)

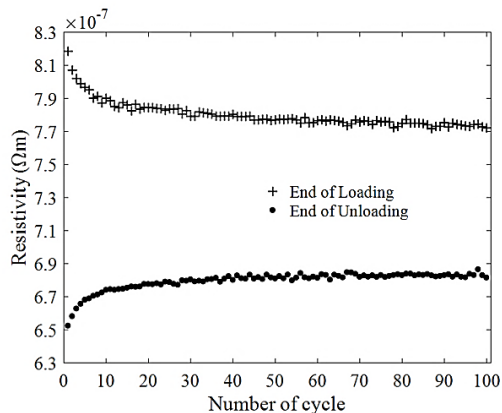
شکل 9 تغییرات کرنش کلی نسبت به کرنش محلی در بارگذاری کششی چرخه‌ای (چرخه صدم)

مقاومت الکتریکی ویژه مارتنزیت غیردوقلو بزرگتر از آستنیت است [27]، لذا می‌توان گفت که مارتنزیت باقیمانده موجب افزایش مقاومت الکتریکی ویژه می‌شود. از سوی دیگر وجود نایجایی‌ها نیز موجب افزایش مقاومت الکتریکی ویژه ماده می‌گردد [35]. بر این اساس می‌توان نتیجه گرفت که افزایش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای باربرداری (تنش صفر) به دلیل ایجاد نایجایی‌ها و مارتنزیت باقیمانده حین بارگذاری چرخه‌ای می‌باشد.



**Fig. 10** Evolutions of the electric resistivity versus strain during a cyclic tensile test

شکل 10 تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه برحسب کرنش در بارگذاری چرخه‌ای



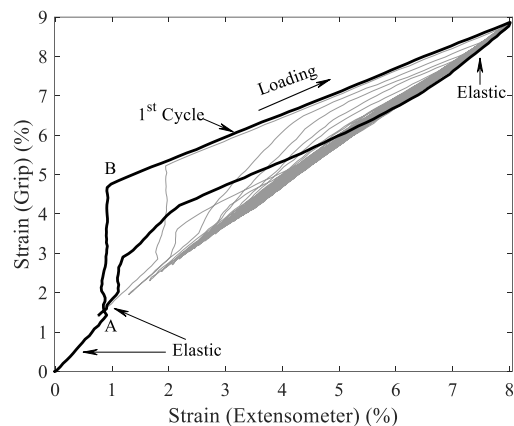
**Fig. 11** Variations of the electric resistivity at the end of loading and unloading with the number of cycles

شکل 11 تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای بارگذاری و باربرداری برحسب شماره چرخه‌ها

اگر در مواد متعارف، منحنی کرنش کلی برحسب کرنش محلی ترسیم شود، منحنی حاصل تقریباً خط 45 درجه را دنبال می‌کند. اما نتایج ارائه شده در "شکل 8" (برای چرخه اول)، نشان می‌دهد که نایتینول از این حالت پیروی نمی‌کند. در چرخه اول به محض شروع استحاله (نقطه A در شکل 8)، کرنش محلی و کرنش کلی از هم جدا شده و دیگر خط 45 درجه را دنبال نمی‌کنند. وقتی جبهه انتقال فاز خارج از محل اندازه‌گیری کرنش محلی است، کرنش کلی به شدت افزایش یافته، درحالی‌که کرنش محلی تقریباً ثابت است. پس از وارد شدن این جبهه به محل اندازه‌گیری کرنش محلی (نقطه B در شکل 8)، درحالی‌که نمونه تحت کشش قرار دارد و کرنش کلی همچنان افزایش می‌یابد، کرنش محلی نیز افزایش می‌یابد. این جدایی تا تکمیل شدن استحاله و گسترش جبهه فاز ادامه خواهد داشت (در آزمایش حاضر به دلیل انتخاب کرنش ماکزیمم 8 درصد، استحاله تکمیل نشده است). این پدیده در استحاله برگشت نیز اتفاق می‌افتد. در واقع، در ابتدا و انتهای تغییر شکل (حین باربرداری) که به ترتیب معادل با پاسخ الاستیک مارتنزیت غیردوقلویی و آستنیت هستند، تغییر شکل همگن بوده و جدایی کرنش دیده نمی‌شود. با توجه به موارد ذکر شده، می‌توان گفت که یکی دیگر از اثرات فرآیند آموزش شبه الاستیک، حذف رفتار ناپایدار و محلی آلیاژ نایتینول و همگن شدن منحنی تنش-کرنش (چرخه صدم در شکل 6) می‌باشد [34]. همان‌طور که در "شکل 9" نشان داده شده است، می‌توان همگن بودن رفتار آلیاژ را از خطی بودن منحنی کرنش کلی نسبت به کرنش محلی در چرخه صدم نیز نتیجه‌گیری کرد.

در "شکل 10" تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه برحسب کرنش آورده شده است. این نتایج نشان می‌دهند که مقاومت الکتریکی ویژه رابطه خطی با کرنش دارد. بردار A در "شکل 10" نشان‌دهنده افزایش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای باربرداری (تنش صفر) و بردار B نشان‌دهنده کاهش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای بارگذاری (کرنش 8 درصد)، با افزایش تعداد چرخه‌ها می‌باشند. برای وضوح بهتر، در "شکل 11"، تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای باربرداری (تنش صفر) و انتهای بارگذاری (کرنش 8 درصد) برحسب شماره چرخه آورده شده است.

همان‌طور که قبلاً ذکر شد، می‌توان منشأ کرنش باقیمانده به وجود آمده حین بارگذاری چرخه‌ای شبه الاستیک (شکل 7) را ترکیبی از نایجایی‌ها (کرنش پلاستیک) و مارتنزیت باقیمانده در نظر گرفت [9]. از آنجایی که



**Fig. 8** Evolutions of the global strain versus the local strain during a cyclic tensile test (1<sup>st</sup> Cycle)

شکل 8 تغییرات کرنش کلی نسبت به کرنش محلی در بارگذاری کششی چرخه‌ای (چرخه اول)

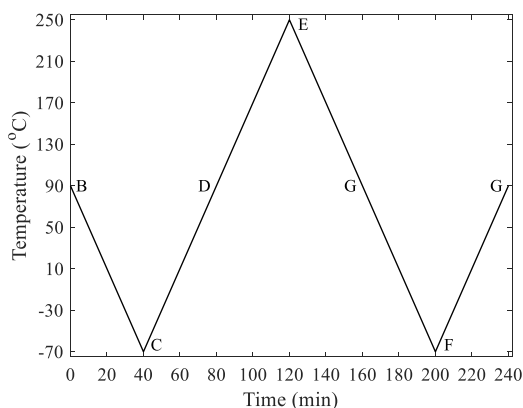


Fig. 12 Applied thermal cycles at stress-free condition after pseudoelastic training

شکل 12 بارگذاری حرارتی اعمال شده (بدون اعمال تنش) پس از فرآیند آموزش شبه الاستیک

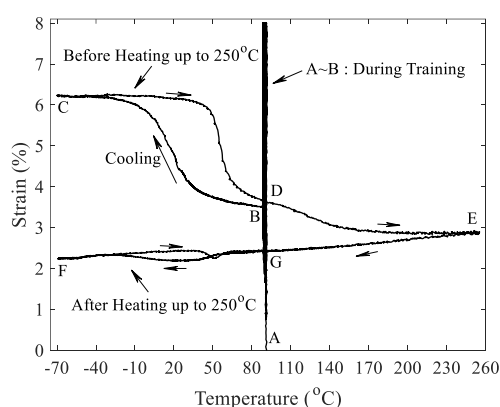


Fig. 13 Variations of the strain with temperature during and after training

شکل 13 تغییرات کرنش بر حسب دما حین و بعد از فرآیند آموزش

در "شکل 14"، منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه برحسب دما برای بارگذاری حرارتی نشان داده شده در "شکل 12"، ارائه شده و با منحنی مقاومت الکتریکی ویژه ماده، قبل از فرآیند آموزش مقایسه شده است. این نتایج نشان می دهند که، مقاومت الکتریکی ویژه سیم پس از فرآیند آموزش (مسیر B-C-D در شکل 14) افزایش یافته است. ولی این افزایش در دماهای بالا، کمتر از دماهای پایین است. با افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (مسیر D-E-G در شکل 14)، مقاومت الکتریکی ویژه کاهش می یابد، که همان طور که قبلاً ذکر شد، دلیل این کاهش، حذف مارتنزیت باقیمانده می باشد.

در "شکل 15" منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه برحسب دما، بعد از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (مسیر G-F-G در شکل های 12، 13 و 14) با منحنی مقاومت الکتریکی ویژه ماده قبل از فرآیند آموزش مقایسه شده است. این نتایج نشان می دهند که با حذف مارتنزیت باقیمانده، مقاومت الکتریکی ویژه در دماهای پایین، به طور چشمگیری کاهش پیدا کرده است (مقاومت الکتریکی ویژه در دمای پایین تا حدودی بیشتر از دمای بالا می باشد که ممکن است ناشی از عدم حذف کامل مارتنزیت باقیمانده در دماهای پایین باشد). نتایج به دست آمده قبل از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (شکل 14)، نشان می دهند که افزایش مقاومت الکتریکی ویژه در دماهای پایین، خیلی بیشتر از دماهای بالا می باشد. لذا با توجه به نتایج به دست آمده

کاهش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای بارگذاری (کرنش 8 درصد) نشان می دهد که با افزایش مارتنزیت باقیمانده و همچنین کرنش باقیمانده، حین بارگذاری آستنیت کمتری به مارتنزیت غیردوقلو تبدیل شده و در نتیجه با افزایش تعداد چرخه ها، مقدار کسر حجمی مارتنزیت دوقلو در انتهای بارگذاری کاهش می یابد.

### 3-3- اثر حافظه داری دوسویه

برای بررسی اثر حافظه داری دوسویه و همچنین بررسی منشأ کرنش باقیمانده، پس از فرآیند آموزش، چندین بارگذاری حرارتی بدون اعمال تنش بر روی نمونه انجام شده که در "شکل 12" نشان داده شده است. پس از بارگذاری چرخه ای (فرآیند آموزش)، ماده تا دمای -70 درجه سانتی گراد سرد شده (نقطه C) و سپس تا دمای 250 درجه سانتی گراد (نقطه E) گرم می شود. در ادامه دوباره تا دمای -70 درجه سانتی گراد (نقطه F) سرد شده و پس از آن با گرم کردن مجدد، ماده به دمای 90 درجه سانتی گراد (نقطه G) خواهد رسید. برای مشاهده اثر حافظه داری دوسویه به دست آمده پس از فرآیند آموزش، بایستی ماده را بدون اعمال تنش تا دمای کمتر از  $M_f$  سرد و مجدداً آن را تا دمای بالای  $A_f$  گرم نمود. این بارگذاری حرارتی در "شکل 12" با نقاط B، C و D نشان داده شده است.

در "شکل 13" نمودار کرنش برحسب دما برای بارگذاری حرارتی نشان داده شده در "شکل 12" ارائه شده است. همان طور که در "شکل 13" مشاهده می شود، با تغییر دما از 90 درجه سانتی گراد (نقطه B) تا -70 درجه سانتی گراد (نقطه C)، کرنش حدود 2.71% افزایش یافته که با افزایش دما تا 90 درجه سانتی گراد (نقطه D)، این مقدار کرنش بازیابی می گردد. این تغییر کرنش با اعمال بارگذاری حرارتی بدون تنش، اثر حافظه داری دوسویه نامیده می شود. به بیان دیگر، کرنش حافظه داری دوسویه به وجود آمده در اثر فرآیند آموزش شبه الاستیک حدود 2.71% می باشد.

برای بررسی مقدار مارتنزیت باقیمانده (یا همان اثر حافظه داری دوسویه)، دمای سیم نایتینول را تا 250 درجه سانتی گراد (نقطه E در شکل های 12 و 13) افزایش می دهیم. این دما به این دلیل انتخاب شده که به اندازه کافی زیاد نیست که منجر به بازنشانی<sup>1</sup> نابعایی ها شود [35]. با بررسی دقیق تر منحنی کرنش-دما از نقطه D تا E در "شکل 13"، می توان گفت که از حدود دمای 180 درجه سانتی گراد به بعد، مقدار کرنش تغییر قابل توجهی نمی کند. لذا افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد، اثری بر روی نابعایی ها نخواهد گذاشت ولی همان طور که در "شکل 13" مشاهده می شود، این افزایش دما منجر به حذف حدود 33.2 درصد کرنش باقیمانده می گردد (کاهش کرنش باقیمانده از نقطه D به نقطه G).

پس از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (مسیر D-E-G در شکل های 12 و 13)، یکبار دیگر سیم نایتینول تا دمای -70 درجه سانتی گراد سرد و گرم شده است (مسیر G-F-G در شکل های 12 و 13). این بارگذاری حرارتی تا دمای -70 درجه سانتی گراد (پس از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد) نشان می دهد که کرنش حافظه داری دوسویه تقریباً از بین می رود. به عبارت دیگر افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد، منجر به حذف مارتنزیت باقیمانده (اثر حافظه داری دوسویه) و کرنش باقیمانده ناشی از آن شده است.

براساس موارد ذکر شده می توان نتیجه گیری کرد که حدود 33.2 درصد کرنش باقیمانده به وجود آمده در فرآیند آموزش شبه الاستیک، ناشی از مارتنزیت باقیمانده و حدود 66.8 درصد آن، ناشی از نابعایی ها است.

<sup>1</sup> Restoration

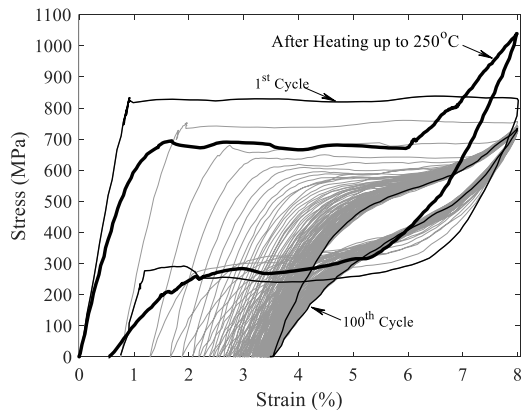


Fig. 16 Tensile pseudoelastic test after heating up to 250°C

شکل 16 آزمایش کششی شبه الاستیک بعد از گرم کردن تا 250 درجه سانتی گراد

مقداری از تنش باقیمانده و حذف مارتنزیت باقیمانده، مقدار تنش شروع استحاله به مقدار تقریبی 700 مگاپاسکال می‌رسد. علاوه بر این، وجود نابجایی‌ها پس از فرآیند آموزش، موجب کاهش کرنش استحاله ماکزیمم می‌گردد.

#### 4- نتیجه گیری

در این پژوهش، فرآیند آموزش شبه الاستیک آلیاژ نایتینول و همچنین اثر حافظه داری دوسویه به وجود آمده پس از این فرآیند، با استفاده از روش اندازه گیری همزمان مقاومت الکتریکی، مورد بررسی قرار گرفته است. دماهای استحاله این آلیاژ، از آزمایش گرماسنج روشی تفاضلی و همچنین اندازه گیری تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه حین یک چرخه حرارتی بدون اعمال تنش به دست آمده است. که دماهای استحاله به دست آمده از این دو آزمایش، تطابق بسیار خوبی با یکدیگر داشتند.

نتایج به دست آمده از فرآیند آموزش شبه الاستیک نشان می‌دهند که، اثرات این فرآیند آموزش بر روی منحنی تنش-کرنش آلیاژ حافظه دار، کاهش تنش شروع استحاله و کاهش هیستریزس (مساحت زیر نمودار تنش-کرنش) در این آلیاژ می‌باشند. علاوه بر این فرآیند آموزش موجب همگن و پایدار شدن رفتار شبه الاستیک و همچنین افزایش کرنش باقیمانده با افزایش تعداد چرخه‌ها می‌شود. نتایج به دست آمده از اندازه گیری همزمان مقاومت الکتریکی ویژه، نشان می‌دهند که این پارامتر رابطه خطی با کرنش داشته و در انتهای بارگذاری (تنش صفر) با افزایش تعداد چرخه‌ها افزایش و در انتهای بارگذاری (کرنش 8 درصد) با افزایش تعداد چرخه‌ها کاهش می‌یابد. افزایش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای بارگذاری (تنش صفر)، به دلیل ایجاد نابجایی‌ها و مارتنزیت باقیمانده حین بارگذاری چرخه‌ای بوده و کاهش مقاومت الکتریکی ویژه در انتهای بارگذاری (کرنش 8 درصد)، نشان‌دهنده کاهش کسر حجمی مارتنزیت دوقلو در انتهای بارگذاری می‌باشد.

برای بررسی اثر حافظه داری دوسویه و همچنین بررسی منشأ کرنش باقیمانده، پس از فرآیند آموزش، چندین بارگذاری حرارتی بدون اعمال تنش بر روی نمونه انجام شده است. نتایج به دست آمده نشان می‌دهند که افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد، منجر به حذف مارتنزیت باقیمانده و کرنش باقیمانده ناشی از آن شده و در نتیجه اثر حافظه داری دوسویه نیز از بین می‌رود. بر این اساس می‌توان گفت که حدود 33.2 درصد کرنش باقیمانده به وجود آمده در فرآیند آموزش شبه الاستیک ناشی از مارتنزیت باقیمانده و حدود 66.8 درصد آن ناشی از نابجایی‌ها است.

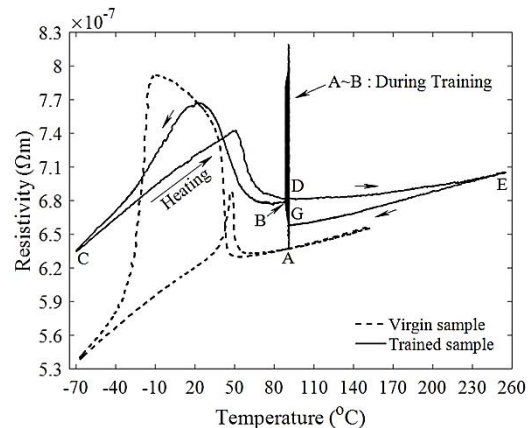


Fig. 14 Variations of the electric resistivity with temperature during and after training

شکل 14 تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه بر حسب دما حین و بعد از فرآیند آموزش

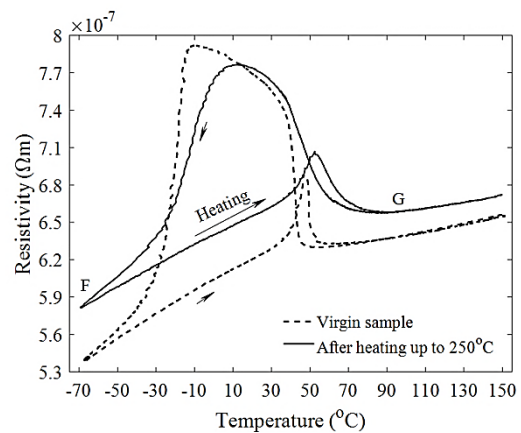


Fig. 15 Variations of the electric resistivity with temperature after heating up to 250°C

شکل 15 تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه بر حسب دما پس از گرم کردن تا 250 درجه سانتی گراد

بعد از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (شکل 15)، می‌توان نتیجه گرفت که نابجایی‌ها تقریباً به یک اندازه مقاومت الکتریکی ویژه را در دماهای بالا و پایین افزایش می‌دهند و افزایش زیاد مقاومت الکتریکی ویژه در دماهای پایین بیشتر مربوط به مارتنزیت باقیمانده است.

در نهایت می‌توان گفت که افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد منجر به حذف مارتنزیت باقیمانده و در نتیجه حذف اثر حافظه داری دوسویه می‌گردد. در حقیقت افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد منجر به آزاد سازی<sup>1</sup> تنش باقیمانده می‌شود، به طوری که مارتنزیت باقیمانده را حذف می‌کند. برای بررسی بهتر این موضوع، پس از گرم کردن ماده تا دمای 250 درجه سانتی گراد، یک آزمایش کشش ساده در دمای 90 درجه سانتی گراد بر روی سیم نایتینول انجام شده است. نتایج این آزمایش به همراه منحنی تنش-کرنش حین فرآیند آموزش در "شکل 16" ارائه شده است.

همان‌طور که قبلاً ذکر گردید، به دلیل ایجاد تنش‌های باقیمانده (یا به عبارت دیگر مارتنزیت باقیمانده) حین فرآیند آموزش، تنش شروع استحاله کاهش می‌یابد، به نحوی که از مقدار 820 مگاپاسکال در چرخه اول، به مقدار تقریبی 410 مگاپاسکال در چرخه صدم می‌رسد. ولی همان‌طور که در "شکل 16" مشاهده می‌شود، پس از افزایش دما تا 250 درجه سانتی گراد (آزاد شدن

<sup>1</sup> Release



## 5- مراجع

- [19] R. DesRoches, J. McCormick, M. Delemont, Cyclic properties of superelastic shape memory alloy wires and bars, *Journal of Structural Engineering*, Vol. 130, No. 1, pp. 38-46, 2004.
- [20] H. Tobushi, Y. Shimeno, T. Hachisuka, K. Tanaka, Influence of strain rate on superelastic properties of TiNi shape memory alloy, *Mechanics of Materials*, Vol. 30, No. 2, pp. 141-150, 1998.
- [21] N. Jones, S. Raghunathan, D. Dye, In-situ synchrotron characterization of transformation sequences in TiNi-based shape memory alloys during thermal cycling, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 4, pp. 912-921, 2010.
- [22] L. C. Brinson, I. Schmidt, R. Lammering, Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy: micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 52, No. 7, pp. 1549-1571, 2004.
- [23] S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, K. Otsuka, Effect of cyclic deformation on the pseudoelasticity characteristics of Ti-Ni alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 17, No. 1, pp. 115-120, 1986.
- [24] D. Delpueyo, X. Balandraud, M. Grédiac, Applying infrared thermography to analyse martensitic microstructures in a Cu-Al-Be shape-memory alloy subjected to a cyclic loading, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 28, pp. 8249-8258, 2011.
- [25] M. Barati, S. A. Chirani, M. Kadkhodaei, L. Saint-Sulpice, S. Calloch, On the origin of residual strain in shape memory alloys: experimental investigation on evolutions in the microstructure of CuAlBe during complex thermomechanical loadings, *Smart Materials and Structures*, Vol. 26, No. 2, pp. 025024, 2017.
- [26] P. A. Gédouin, S. A. Chirani, S. Calloch, Phase proportioning in CuAlBe shape memory alloys during thermomechanical loadings using electric resistance variation, *International Journal of Plasticity*, Vol. 26, No. 2, pp. 258-272, 2010.
- [27] V. Novák, P. Šittner, G. Dayananda, F. Braz-Fernandes, K. Mahesh, Electric resistance variation of NiTi shape memory alloy wires in thermomechanical tests: Experiments and simulation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 481, pp. 127-133, 2008.
- [28] E. L. Cuéllar, G. Guenin, M. Morin, Study of the stress-assisted two-way memory effect of a Ti-Ni-Cu alloy using resistivity and thermoelectric power techniques, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 358, No. 1, pp. 350-355, 2003.
- [29] J. Uchil, K. Mahesh, K. G. Kumara, Electrical resistivity and strain recovery studies on the effect of thermal cycling under constant stress on R-phase in NiTi shape memory alloy, *Physica B: Condensed Matter*, Vol. 324, No. 1, pp. 419-428, 2002.
- [30] P. Šittner, M. Landa, P. Lukáš, V. Novák, R-phase transformation phenomena in thermomechanically loaded NiTi polycrystals, *Mechanics of Materials*, Vol. 38, No. 5, pp. 475-492, 2006.
- [31] V. Antonucci, G. Faiella, M. Giordano, F. Mennella, L. Nicolais, Electrical resistivity study and characterization during NiTi phase transformations, *Thermochimica Acta*, Vol. 462, No. 1, pp. 64-69, 2007.
- [32] V. Novák, P. Šittner, G. N. Dayananda, F. M. Braz-Fernandes, K. K. Mahesh, Electric resistance variation of NiTi shape memory alloy wires in thermomechanical tests: Experiments and simulation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 481-482, No. Supplement C, pp. 127-133, 2008.
- [33] J. A. Shaw, S. Kyriakides, Thermomechanical aspects of NiTi, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 43, No. 8, pp. 1243-1281, 1995.
- [34] N. Zotov, M. Pfund, E. Polatidis, A. F. Mark, E. J. Mittemeijer, Change of transformation mechanism during pseudoelastic cycling of NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 682, No. Supplement C, pp. 178-191, 2017.
- [35] R. Delville, B. Malard, J. Pilch, P. Sittner, D. Schryvers, Transmission electron microscopy investigation of dislocation slip during superelastic cycling of Ni-Ti wires, *International Journal of Plasticity*, Vol. 27, No. 2, pp. 282-297, 2011.
- [1] H. Basaeri, M. R. Zakerzadeh, A. Yousefi Koma, S. S. Mohtasebi, Design and aerodynamic analysis of a morphing wing with shape memory alloy actuator, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 5, pp. 60-70, 2015. (in Persian فارسی)
- [2] A. Fadaiepour, H. Khajehsaeid, A. Ghanbari, Design and modeling of artificial arm muscle using shape memory alloys, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 10, pp. 29-38, 2017. (in Persian فارسی)
- [3] A. Hadi, A. Hassani, K. Alipour, J. Koohsorkhi, Conceptual design and modeling of an adaptable robotic mechanism actuated by shape memory alloy for inspection of low diameter pipes, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 1, pp. 394-402, 2017. (in Persian فارسی)
- [4] J. Mohd Jani, M. Leary, A. Subic, M. A. Gibson, A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, *Materials & Design*, Vol. 56, No. Supplement C, pp. 1078-1113, 2014.
- [5] D. C. Lagoudas, *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*, pp. 5-15, New York: Springer Science & Business Media, 2008.
- [6] G. Eggeler, E. Hornbogen, A. Yawny, A. Heckmann, M. Wagner, Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 378, No. 1, pp. 24-33, 2004.
- [7] Z. Zeng, J. Oliveira, M. Yang, D. Song, B. Peng, Functional fatigue behavior of NiTi-Cu dissimilar laser welds, *Materials & Design*, Vol. 114, pp. 282-287, 2017.
- [8] X. Zhang, S. Wang, X. Yan, D. Yue, R. Sun, X. Zhou, Probabilistic analysis for the functional and structural fatigue of NiTi wires, *Materials & Design*, Vol. 102, pp. 213-224, 2016.
- [9] P. Sedmák, P. Šittner, J. Pilch, C. Curfs, Instability of cyclic superelastic deformation of NiTi investigated by synchrotron X-ray diffraction, *Acta Materialia*, Vol. 94, pp. 257-270, 2015.
- [10] R. Lahoz, J. Puértolas, Training and two-way shape memory in NiTi alloys: influence on thermal parameters, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 381, No. 1, pp. 130-136, 2004.
- [11] M. Ansari, M. Golzar, A. H. Behraves, Experimental studies of training stress effect on NiTi SMA performance in higher and lower stress than training stress, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No. 10, pp. 14-24, 2013. (in Persian فارسی)
- [12] C. Chluba, W. Ge, R. L. de Miranda, J. Strobel, L. Kienle, E. Quandt, M. Wuttig, Ultralow-fatigue shape memory alloy films, *Science*, Vol. 348, No. 6238, pp. 1004-1007, 2015.
- [13] K. Gall, H. Maier, Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys, *Acta Materialia*, Vol. 50, No. 18, pp. 4643-4657, 2002.
- [14] K. Atli, I. Karaman, R. Noebe, G. Bigelow, D. Gaydos, Work production using the two-way shape memory effect in NiTi and a Ni-rich NiTiHf high-temperature shape memory alloy, *Smart Materials and Structures*, Vol. 24, No. 12, pp. 125023, 2015.
- [15] B. Stradel, S. Ohashi, H. Ohtsuka, S. Miyazaki, T. Ishihara, Effect of mechanical cycling on the pseudoelasticity characteristics of TiNi and TiNiCu alloys, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 203, No. 1-2, pp. 187-196, 1995.
- [16] J. Shaw, S. Kyriakides, Initiation and propagation of localized deformation in elasto-plastic strips under uniaxial tension, *International Journal of Plasticity*, Vol. 13, No. 10, pp. 837-871, 1997.
- [17] H. Sehitoglu, R. Anderson, I. Karaman, K. Gall, Y. Chumlyakov, Cyclic deformation behavior of single crystal NiTi, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 314, No. 1, pp. 67-74, 2001.
- [18] H. Soul, A. Isalgue, A. Yawny, V. Torra, F. Lovey, Pseudoelastic fatigue of NiTi wires: frequency and size effects on damping capacity, *Smart Materials and Structures*, Vol. 19, No. 8, pp. 085006, 2010.