

دومین کنگره انجمن مهندسين متالورژی ايران
۲۷ - ۲۹ مه‌رم‌ه ۱۳۷۷
دانشگاه صنعتی شریف

بهینه‌سازی خواص در آلیاژ حافظه دار مس - روی - آلومینیوم

سید خطیب‌الاسلام صدرنژاد^۱

حمید احمدیان^۲، حمید خرسند^۳ و عبدالرضا نانگیر^۴

- ۱ - استاد دانشکده مهندسی متالورژی - دانشگاه صنعتی شریف ۲ - فارغ التحصیل دوره کارشناسی دانشکده مهندسی متالورژی - دانشگاه صنعتی شریف ۳ - دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی متالورژی - دانشگاه صنعتی شریف ۴ - فارغ التحصیل دوره کارشناسی دانشکده مهندسی متالورژی - دانشگاه صنعتی شریف

چکیده

در این تحقیق، نمونه‌های آلیاژ مس-روی-آلومینیوم حاوی مقادیر جزئی تیتانیوم یا کبالت از طریق ذوب و ریخته‌گری ساخته شد. تأثیر ترکیب شیمیایی بر دماهای تغییر حالت، خواص مکانیکی، اندازه دانه و خواص حافظه‌داری بررسی شد. در نتیجه معلوم گردید که اگر چه با افزایش درصد آلومینیوم، از دماهای تغییر حالت می‌توان کاست؛ اما به علت بالا رفتن سختی آلیاژ که کاهش کارپذیری را نیز به همراه دارد، این افزایش عموماً مطلوب نیست. عملیات حل‌سازی، نورد گرم، نورد سرد، سردکردن ناگهانی، پیرکردن، استحاله پی‌درپی و بارگذاری و باربرداری با هدف کنترل خصوصیات حافظه‌داری و کرنش برگشت‌پذیر بر نمونه‌ها انجام شد. نتایج آزمایشها، عموماً تنزل خصوصیات حافظه‌داری و کوچک شدن حلقه هیسترسیس در اثر پیری و اعمال چرخه‌های حرارتی را به همراه داشت. پیری حاصل از ماندن در دماهای کمتر از 200°C ، کاهش دماهای تغییر حالت را نتیجه می‌داد؛ در حالیکه پیری در دماهای بین 200°C تا 350°C ، باعث افزایش این دماها و در بیش از 350°C ، باعث از بین رفتن خواص حافظه‌داری شد.

مقدمه

توانایی بیاد آوردن شکل قبلی، حتی پس از تغییر فرم شدید را «حافظه داری» می نامند. مسبب ایجاد حافظه داری، تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت است که از طریق دوقلوشدن صفحات کریستالی اتفاق می افتد. این تحول با سرعت صوت انجام شده، از نظر کریستالوگرافی برگشت پذیر بوده و از نظر ترمودینامیکی درجه ۱ است؛ بنابراین خواصی نظیر انتالپی، مقاومت الکتریکی و مدول ینانگ طی این تحول تغییر می کنند [۲،۱]. انرژی لازم برای تبدیل آستنیت به مارتنزیت می تواند از طریق سرد کردن، کشیدن و حتی اعمال میدان مغناطیسی تأمین شود. مارتنزیت تولید شده در اثر کاهش دما، سبب بروز خصوصیات حافظه داری و مارتنزیت تولید شده در اثر اعمال تنش، باعث ایجاد «فوق الاستیسیته» می شود. این دو پدیده از نظر ساختاری با هم شبیه بوده و حتی قابل داد و ستد با یکدیگرند. بروز فوق الاستیسیته، مربوط به تشکیل فاز مارتنزیت در فاصله دماهای بین A_s و M_s است که با حذف نیرو مجدداً به حالت آستنیت باز می گردد [۲].

برای نمایش خاصیت حافظه داری، آلیاژ را در حالت کاملاً مارتنزیتی ($T < M_f$) در محدوده کرنش برگشت پذیر ($\epsilon < 4\%$ برای آلیاژ این تحقیق) تغییر فرم داده و سپس گرم می کنند تا کرنش اعمالی طی تبدیل فاز مارتنزیت به آستنیت بازیابی شود. به چنین آلیاژی، حافظه دار «یک طرفه» گفته می شود. در صورتیکه فازهای مارتنزیت و آستنیت، هر کدام یک شکل متفاوت برای خود برگزینند، آلیاژ «دوطرفه» نامیده خواهد شد. ایجاد حافظه داری دو طرفه با اعمال ریز تنشهای تأثیرگذار بر جوانه زنی و رشد مارتنزیت از طریق عملیات ترمومکانیکی به اصطلاح «تربیت کردن» میسر است [۲،۳].

بکارگیری آلیاژهای حافظه دار و فوق الاستیک در سالهای اخیر مطرح شده است [۴]. برای مثال این مواد می توانند در اتصالات فلزی، کلیدهای خودکار، ترموستاتهای حرارتی، وسایل کنترل، قطعات موتور و بدنه خودرو، پوشاک شکل پذیر، قاب عینک، جراحی استخوان و عضله مصنوعی مورد استفاده قرار گیرند [۴،۳]. طراحی آلیاژ برای یک کاربرد خاص صنعتی، نیاز به تنظیم پارامترهایی همچون دمای تغییر حالت، کرنش برگشت پذیر، نیروی قابل اعمال، پایداری حرارتی، عمر کاری، مقاومت خوردگی و سازگاری بیولوژیکی در محدوده مورد قبول دارند. انجام اینکار معمولاً از طریق تغییر ترکیب شیمیایی، افزایش عناصر ریزکننده دانه، عملیات پیرکردن و اعمال چرخه های حرارتی امکان پذیر است.

از آنجا که بهینه سازی خصوصیات حرارتی، مکانیکی و حافظه داری، تحت تأثیر پیری قرار دارند و منشأ اصلی پیری فرایند نفوذ است و نفوذ نیز به حضور و میزان عناصر آلیاژی بستگی دارد، لذا دقت در تنظیم ترکیب شیمیایی و میزان جذب عناصر ریزکننده دانه، از ضروریات است [۴،۵]. اگرچه در باره شکل گیری

رسوبات پایدار و ناپایدار [6]، بهم خوردن ترکیب زمینه [7]، تغییر درجه نظم [6] و ایجاد تفاوت‌های ساختاری در فاز مادر، در اثر عملیات پیرسازی [7-9] و چرخه‌های حرارتی [10، 11]، دلایل متعددی تا کنون ارائه شده است، اما اطلاعات موجود در خصوص مکانیزم‌های پیچیده مربوط به این نوع تحولات بویژه با توجه به تنوع نوع آلیاژها، هنوز هم بسیار محدود و ناکافی بنظر می‌رسد.

تحقیق در باره تأثیر چرخه حرارتی بر دمای استحاله و خاصیت ترموالاستیک نشان می‌دهد که در برنج حاوی ۴۰/۶ درصد وزنی روی، اعمال ۵۰ چرخه حرارتی می‌تواند دمای M_s را تا حدود 5°C افزایش دهد [12]. تحقیق دیگر در مورد برنج دارای ۳۹/۶۳ درصد وزنی روی نشان می‌دهد که اعمال همین تعداد چرخه حرارتی، سبب کاهش دمای M_s تا حدود 3°C می‌شود. بنابراین اطلاعات موجود در باره تأثیر چرخه‌های حرارتی بر تغییر حالت مارتنزیت در سیستم برنج β هنوز کاملاً روشن و قانونمند نیست [12، 13]. در این مقاله، جدیدترین نتایج تحقیق در زمینه بهینه سازی خواص حافظه داری و تغییر فرم الاستیک را که در مورد نمونه‌هایی از آلیاژ مس حاوی ۲/۲۸ درصد (وزنی) روی، ۲/۷۲ درصد آلومینیوم و ۵۳/۰ درصد وزنی تیتانیوم با ساختار B2 که در سالهای اخیر در دانشکده مهندسی متالورژی دانشگاه صنعتی شریف و پژوهشکده مهندسی و علوم پزشکی جانبازان توسط مؤلفین انجام شده است [14، 15] را مورد بحث قرار می‌دهیم.

روش آزمایش

۱۷۰ گرم مس کاتدی با خلوص ۹۹/۹۹ درصد را در بوته‌ای از جنس آلومینا تا دمای 1200°C حرارت داده، آنگاه ضمن افزودن قطعات شمش آلومینیوم با خلوص ۹۹/۸۵ درصد و شمش روی با خلوص ۹۹/۹۹۵ درصد، فلز مذاب را به ترتیب بمدت یک دقیقه و ۳۰ ثانیه همزده و در ریزه‌های پیشگرم شده فولادی ریخته‌گری کردیم. برای ریزکردن دانه‌های آلیاژ، عناصر Ti و Co را در کاغذ بدون خاکستر پیچیده و قبل از ریخته‌گری به فلز مذاب افزودیم.

عملیات یکنواخت سازی در دمای 850°C به مدت ۲۴ ساعت بر نمونه انجام شد. برای جلوگیری از اکسایش سطحی، نمونه‌ها را در یک جعبه فولادی قرارداداده و اطراف آنها را با چدن پرکربن پوشانده و درب جعبه را با گل نسوز کاملاً مسدود ساختیم. پس از اتمام عملیات، لایه سطحی کربوریزه شده، از طریق براده برداری حذف شد. آنالیز نمونه‌ها، پس از ذوب، ریخته‌گری و یکنواخت کردن در جدول ۱ ارائه شده است.

نمونه‌ها را بدفعات در حدود 850°C نورد کردیم تا آنکه ضخامتشان به ۴ میلیمتر رسید. آنگاه آنها را تا

ضخامت ۰/۳ میلیمتر در دمای 500°C نورد کرده و متعاقباً در 850°C بمدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات حل سازی گرم قرار دادیم تا فاز بتای آنها پایدار شود. سپس نمونه‌ها را در مخلوط آب و یخ سریعاً سرد کرده و برای تثبیت خصوصیات حافظه‌داری و دماهای تغییر حالت، آنها را به دمای 100°C رسانده و بمدت ۳۰ دقیقه پیر ساختیم. نمایش تصویری این عملیات در شکل ۱ ارائه گردیده است.

برای تعیین میزان حافظه‌داری، نمونه‌ها را تا دمای 50°C - سرد کرده و 90° خم کردیم. سپس آنها را گرم کرده و درجه صاف شدنشان را به عنوان معیاری برای کرنش برگشت پذیر، اندازه گرفتیم. برای تعیین ساختار، نمونه‌های پیر شده را سمباده زده و توسط محلول آلومینایی ۱٪ و سپس ۰/۳٪ پولیش نمودیم. نمونه‌های پولیش شده را با آب شستشو داده، با الکل خشک کرده و با محلول $100\text{ ml H}_2\text{O}$ ، 20 ml HCl ، 5FeCl_3 حکاکی نمودیم. آنگاه ریز ساختار نمونه‌ها را توسط میکروسکوپ بررسی کردیم.

برای تعیین دمای تغییر حالت، نمونه‌ای با ابعاد $70 \times 20 \times 3$ میلیمتر تهیه کرده و با سرعت $0/5$ تا $2 \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{min}}$ از 50°C تا بالای دمای A_f گرم کرده و سپس با همان سرعت سرد نمودیم. در حین تغییر دما، مقاومت الکتریکی آلیاژ توسط مداری الکتریکی بطور پیوسته اندازه گیری و بوسیله یک دستگاه کامپیوتر رسم شد. آزمایشهای متعددی برای بررسی تأثیر پیری، چرخه‌های حرارتی و چرخه‌های بارگذاری و باربرداری و کشش تا نقطه شکست بر نمونه‌ها انجام شد. نمونه‌های کششی "زیراندازه" طبق استاندارد ASTM تهیه شد.

نتایج

دماهای تغییر حالت و سختی آلیاژها پس از عملیات ذوب، ریخته‌گری و یکنواخت سازی، در جدول ۲ لیست شده‌اند. بدلیل تغییر ترکیب شیمیایی، نوسانات قابل توجهی در مقادیر دماهای تغییر حالت و سختی آلیاژها دیده می‌شود. این تغییرات، کاربرد آلیاژهای ساخته شده را بشدت تحت تأثیر قرار داده و ضرورت اعمال فرایندهای حرارتی و مکانیکی بعدی بمنظور تصحیح دماهای تغییر حالت، ریز ساختار و خصوصیات مکانیکی را آشکار می‌سازد.

تأثیر عملیات پیری در دماهای 100 ، 200 ، 250 ، 300 و 350 درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه بر دماهای تغییر حالت نمونه‌هایی از آلیاژهای E با ابعاد $70 \times 20 \times 3$ میلیمتر و L و M با ابعاد $60 \times 20 \times 5$ میلیمتر در جدول ۳ خلاصه شده است. نتایج حاصل از آزمایش پیری به مدتهای 20 ، 60 ، 90 ، 120 و 180 دقیقه در دمای ثابت 200 درجه سانتیگراد بر آلیاژ E نیز در جدول ۴ ارائه شده است. این نتایج نشان می‌دهند که دماهای تغییر حالت عموماً در اثر پیری افزایش پیدا می‌کنند.

برای تعیین تأثیر چرخه‌های حرارتی، نمونه‌ای از آلیاژ E با ابعاد $70 \times 2 \times 3$ میلی‌متر و L با ابعاد $60 \times 2 \times 5$ میلی‌متر را در دستگاه مقاومت سنج قرار داده و چرخه‌های حرارتی از 10°C بالای A_f (34°C) تا 10°C زیر M_f (-38°C) بطور کامل بر آنها اعمال نمودیم. تعداد دفعات چرخه‌ها به ترتیب ۳، ۱۰، ۲۱، ۵۶ و ۱۳۶ مرتبه بود و در هر مرتبه حلقه هیسترسیس آلیاژ توسط کامپیوتر ضبط می‌شد. نتایج بدست آمده در جدول ۵ نمایش داده شده‌اند.

در هنگام استفاده از آلیاژهای مس، تغییر فرم بیش از کرنش برگشت پذیر باعث ایجاد اثر حافظه‌داری دوطرفه ناخواسته می‌شد که محدوده کارکرد و نیز درجه حرارت‌های تغییر حالت را بهم می‌زد. لذا علاوه بر بررسی تأثیر پیری و چرخه‌های حرارتی بر دماهای تغییر حالت، منحنی‌های تنش-کرنش دو نمونه از آلیاژهای ساخته شده در این تحقیق نیز بمنظور روشن شدن تأثیر میزان دما و نوع فاز بر خاصیت فوق‌الاستیک، ارائه شدند. نتایج آزمایشهای کشش و اندازه‌گیری کرنش برگشت‌پذیر در جدول ۵ ارائه شده است. سرعت کشش در هر سه آزمایش 0.5 / سانتیمتر بر دقیقه بود.

بحث

مقایسه اطلاعات جدولهای ۱ و ۲ نشان می‌دهد که اگر چه با افزایش درصد آلومینیوم، از دماهای تغییر حالت می‌توان کاست؛ اما به علت بالا رفتن سختی آلیاژ که کاهش کارپذیری را نیز به همراه دارد، این افزایش عموماً مطلوب نیست. علت فزونی سختی و کاهش کارپذیری، افزایش میزان فاز سخت و شکننده گاما در اثر افزایش آلومینیوم است. کشیده شدن منطقه پایداری فاز گاما در دیاگرام تعادلی Cu-Zn-Al در اثر افزایش درصد آلومینیوم به سمت ترکیب واقعی آلیاژ، این تغییرات را سبب می‌شود.

مقایسه آنالیز و میانگین اندازه دانه‌ها در آلیاژهای D و E (جدولهای ۱ و ۲) معلوم می‌سازد که افزایش 0.53 درصد Ti، سبب کاهش اندازه دانه‌های آلیاژ E نسبت به D به میزان سه برابر می‌شود درحالی‌که تغییر محسوسی در سختی آلیاژ بوجود نمی‌آورد. مقایسه اطلاعات مربوط به آلیاژهای G و M نیز نشان می‌دهد که Co هم در عین حال که خاصیت ریزکنندگی دانه دارد، تأثیر محسوسی بر سختی آلیاژ ندارد.

اطلاعات جداول ۳، ۴ و ۵ نتیجه می‌دهند که نه تنها ترکیب شیمیایی بر دماهای تغییر حالت تأثیر دارد، بلکه انجام عملیات ترمومکانیکی، پیری و چرخه‌های حرارتی هم بر اینگونه خواص، شدیداً مؤثرند؛ بطوریکه برای حفظ خواص حافظه‌داری، لازم است از پیری اکیداً جلوگیری نمود؛ زیرا پیری عامل بسیار مؤثری در سوق دادن مارتنزیت بسمت پایداری و نتیجتاً کاهش قدرت بازگشت تنش و کرنش ذخیره شده است. این

فرایند در مورد آلیاژهایی که دمای M_f آنها پایین تر از صفر سانتیگراد است، اهمیت بسیاری دارد؛ زیرا این نوع آلیاژها بطور خودبخود در دمای محیط پیر شده و در نتیجه از کار می افتند.

سرد کردن سریع سبب ایجاد دو نوع همسایگی نامنظم و منظم می شود. اثر اولی، کاهش دماهای تغییر حالت و اثر دومی، اضافه شدن دماهای تغییر حالت است. شکل ۲ نشان می دهد که پیر کردن در دماهای کوچکتر از 200°C باعث کاهش دماهای تغییر حالت و در دماهای بزرگتر از 200°C ، باعث افزایش دماهای تغییر حالت می شود. پیر کردن در دمای بالاتر از 350°C باعث فراموشی می شود. این نوع فراموشی را به تجزیه فاز مارتنزیت به فازهای تعادلی α_1 و α_2 بینایتی و γ نسبت می دهند (شکل ۳).

افزایش دماهای تغییر حالت به علت افزایش درجه نظم شبکه است که باعث کاهش انرژی آزاد فاز مارتنزیت می شود [۶]. تغییر ترکیب شیمیایی، در اثر شکل گیری رسوبات نامحلول [۷] و افزایش اندازه حوزه های نظم [۱۶] در اثر پیر کردن بعد از سریع سرد کردن نیز به افزایش دماهای تغییر حالت کمک می کند. ضمناً افزونی زمان پیری، گستردگی این تأثیرات را سبب می شود (شکل ۴).

یکی از راههای حل این مشکل، اعمال چرخه های حرارتی است؛ زیرا چرخه های حرارتی سبب معرفی تعدادی نابجایی به فاز زمینه و جلوگیری از حذف یا تشکیل مجدد مارتنزیت می شوند. روش دیگر برای تثبیت دماهای تغییر حالت، اضافه کردن آلومینیوم به آلیاژ است. اما همانطور که قبلاً نیز اشاره شد، آلومینیوم تأثیری نامطلوب بر شکل پذیری آلیاژ داشته و حداکثر مقدار آن با محدودیت مواجه است.

گر چه برای طراحی خواص بهینه آلیاژهای حافظه دار، از تأثیر مثبت چرخه های حرارتی می توان بهره جست، اما تأثیرات نامطلوب آنها بر دماهای تغییر حالت و کاهش ضخامت حلقه هیستریسیس را نیز نباید از نظر دور داشت. برای مثال، تکرار این چرخه ها سبب کاهش انرژی لازم برای تبدیل آستنیت به مارتنزیت شده و نتیجتاً افزایش دماهای تغییر حالت را سبب می شود. نتیجه این تأثیرات، باریک شدن حلقه هیستریسیس آلیاژ است (شکل ۵)؛ بطوریکه ممکن است پس از اعمال تعداد مشخصی چرخه حرارتی، خواص حافظه داری به حدی افت کند که دیگر آلیاژ قابل استفاده نباشد.

شکل ۶ نشان می دهد که درحالی که اعمال چرخه های حرارتی بر آلیاژ E باعث افزایش دماهای M_s و A_f می شود، اما تأثیر چندانی بر دماهای M_f و A_s ندارد. در ضمن می توان ادعا کرد که ساختار آلیاژ از نوع B₂ است؛ زیرا براساس تحقیقات قبلی، اعمال چرخه های حرارتی بر آلیاژهای دارای ساختار DO₃، معمولاً سبب کاهش دماهای M_f و A_s می شود [۱۱] که با نتایج این تحقیق مغایرت دارد.

بررسیهای متالوگرافی بمنظور توجیه علت تأثیر چرخه های حرارتی بر دماهای تغییر حالت، مؤید رشد تیغه های

مارتنزیت در اثر اعمال چرخه‌های حرارتی است (شکل ۷). بنظر می‌رسد که این رشد، با افزایش تعداد چرخه‌ها بیشتر شده و نهایتاً منجر به ایجاد ترک و از بین رفتن خواص حافظه‌داری یا فراموشی می‌شود. اثر اعمال چرخه‌های حرارتی بر آلیاژهای حافظه‌دار می‌تواند بسته به نوع سیستم آلیاژی، ترکیب شیمیایی، تاریخچه عملیات حرارتی و یکطرفه یا دوطرفه بودن آلیاژ فرق کند. در اینجا بنظر می‌رسد که با اعمال چرخه‌های حرارتی، تعدادی نابجایی به فاز زمینه معرفی می‌شوند که در نهایت بعنوان موانعی در مقابل حذف یا تشکیل مجدد مارتنزیت عمل خواهند نمود.

مدت لازم برای تشکیل رسوبهای α و α_1 در آلیاژهای پرآلومینیوم، بیشتر است. علت این امر کسری غلظت آلومینیوم در فازهای α و α_1 بسبب بالاتر بودن نقطه ذوب و اندازه اتمی آلومینیوم نسبت به روی و همچنین کوچکتر بودن سرعت نفوذ آلومینیوم است [۱۷].

منحنی‌های تنش - کرنش فازهای مارتنزیت و آستنیت ایجاد شده در آلیاژ G در دو دمای 25°C و 55°C - در شکل ۸ با یکدیگر مقایسه شده‌اند. همانطور که در شکل دیده می‌شود، استحکام تسلیم فاز مارتنزیت ($9/83 \text{ Kg/mm}^2$) بسیار کوچکتر از استحکام تسلیم فاز آستنیت ($31/94 \text{ Kg/mm}^2$) است. علت این امر، گسترده شدن دوقلویی‌های مارتنزیت در قسمت افقی منحنی تنش - کرنش فاز مارتنزیت است. در این دیاگرام، تغییر شکل الاستیک مارتنزیت سبب ایجاد منطقه با شیب ثابت می‌شود.

در شکل ۹، پدیده فوق الاستیک باعث ایجاد منطقه‌ای افقی با تغییر کرنشی نسبتاً بزرگ (۳٪) در اثر تنشی بسیار کوچک ($3/51 \text{ Kg/mm}^2$) شده است. ایجاد این پدیده تغییر فاز متأثر از تنش آستنیت به مارتنزیت است. برای مشاهده این اثر، لازم است دما حتماً بالای دمای Ms و زیر دمای Md (دمای حدی لازم برای مشاهده اثر فوق الاستیک) باشد. مقدار کرنش باقیمانده در آلیاژ (۴/۸۶٪) ناشی از تغییر شکل پلاستیکی نمونه و ایجاد نقایص غیر قابل برگشت از قبیل نابجاییها و جاهای خالی است.

نتیجه‌گیری

- علاوه بر ترکیب شیمیایی، اعمال پیری و چرخه‌های حرارتی نیز بر دماهای تغییر حالت تأثیر می‌گذارند.
- Ti و Co باعث ریز شدن دانه‌ها و بهبود خواص حافظه‌داری می‌شوند؛ اما از دماهای استحاله نیز می‌کاهند.
- کاهش مقدار آلومینیوم باعث کاهش سختی، افزایش قابلیت تغییر شکل و نیز شکل‌گیری رسوبات α و α_1 در اثر پیری در دماهای 35°C و بالاتر و نتیجتاً از دست رفتن حافظه می‌شود.
- پیری عموماً باعث افزایش دماهای تغییر حالت می‌شود؛ اما در درجه حرارت‌های زیر 200°C ، سبب کاهش

- دماهای تغییر حالت و در بالاتر از 350°C باعث فراموشی می گردد.
- با افزایش تعداد چرخه ها، حلقه هیستریسیس کوچکتر می شود. این کوچکتر شدن حلقه هیستریسیس، بخصوص پس از اعمال حدود ۲۰ چرخه قابل مشاهده است.
 - دماهای M_s و M_f با افزایش تعداد چرخه ها، افزایش می یابند. اما از چرخه ۲۰ به بعد تقریباً ثابت می مانند.
 - دمای A_s با افزایش تعداد چرخه ها، تغییر قابل ملاحظه ای از خود نشان نمی دهد.
 - دمای A_f با افزایش تعداد چرخه ها، ابتدا با شیب زیاد و سپس با شیب کم افزایش می یابد.
 - اعمال چرخه های حرارتی عموماً سبب باریک شدن حلقه هیستریسیس می شود.

فهرست علائم

A_s : دمای شروع تشکیل فاز آستنیت	A_f : دمای خاتمه تشکیل فاز آستنیت
M_s : دمای شروع تشکیل فاز مارتنزیت	M_d : دمای حدی برای مشاهده اثر فوق الاستیک
α_1, α, γ : فازهای پایدار و شبه پایدار	B_2 و DO_3 : ساختارهای کریستالی موجود در آلیاژ
ϵ_{rev} : کرنش برگشت پذیر	σ_{P-M} : تنش لازم برای تشکیل مارتنزیت متأثر از تنش
σ_{M-P} : تنش بازگشت مارتنزیت به آستنیت	σ_Y : استحکام تسلیم آلیاژ

مراجع

1. Wayman, C. M. and Duerig, T. W., "An Introduction to Martensite and Shape Memory" in Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Duerig, T. W., et al., Ed., Butterworth-Heinemann Ltd., pp 3-29, 1990.
2. Otsuka, K., and Shimizu, K., "Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys": *International Metals Reviews*, Vol. 31, No. 3, pp 93-114, 1986.
3. Constance, J. and Wuckoff, N. J., "Shape memory effect": *Mech. Eng.*, pp 51-53, July 1991.
4. Contrado, L., and Guenin, G., "Training and Two Way Memory Effects in Cu-Zn-Al Alloy": *Acta Metall. Mater.*, Vol. 38, No. 7, pp 1267-1272 1990.
5. Stalmans, R., et al., "Thermomech. Cycl., Two Way Mem. & Concom. Effects in

- Cu-Zn-Al Alloys": *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, No. 3, pp 501-511, 1992.
6. Rapacioli, R., and Ahlers, M., "The Influence of Short Range Disorder on the Mar. Trans. in Cu-Zn and Cu-Zn-Al": *Acta Metal.*, Vol. 27, pp 777-784, 1979.
 7. Lee, J. S., and Wayman, C. M., "Disorder on the Martensitic Transformation" *Metallography*, Vol. 19, pp 401-419, 1986.
 8. Miyazaki, S., and Otsuka, K., "Development of Shape Memory Alloys": *ISIJ International*, Vol. 29, No. 5, pp 353-377, 1989.
 9. Tsuchiya, K., et al., "Memory Alloy": *Scri. Met.*, Vol. 31, No. 4, pp 455-460, 1994.
 10. Li, J. C., and Ansell, G. S., "Effect of Thermal Cyc. on the Thermoelastic Mar. Trans. in Cu-Zn-Al Alloy": *Metal. Trans. A*, Vol. 14A, pp 1293-1297, July 1983.
 11. Tadaki, T., et al., "Effect of Thermal Cyc.": *Trans. J.I.M.*, Vol. 28, No. 2, pp 120-128, Feb. 1987.
 12. K. Shimizu, "Aging & Thermal Cycling Effects in Shape Memory Alloy": *J. Elec. Mic.*, Bol. 34, No.4, pp.277-288, 1985
 13. J. Chunli and G. S. Ansell, "Effect of Thermal Cyc. on Thermoelastic Mar. Trans. in Cu-Zn-Al Alloy": *Metal. Trans. A*, Vol. 14, July 1983, pp. 1293-1297.
۱۴. صدرنژاد، خرسند و نانگیر، "تأثیر چرخه‌های حرارتی بر دماهای تغییر حالت در آلیاژ حافظه دار $69/85Cu27/0.8Zn2/92Al0/0.5Ti$ "، برای چاپ در نشریه علمی شریف پذیرفته شده است.
۱۵. صدرنژاد و احمدیان، "خواص حافظه‌داری در آلیاژ مس-روی-آلومینیوم": مجموعه مقالات کنفرانس مکانیک امیرکبیر، ۱۳۷۶.
16. Rapacioli, R. et al., "Shape Memory Effect in Alloys", Perkins, J., ed., (Book), Plenum Press, New York, NY, pp 365-378, 1975.
 17. Leu, S. S., and Hu, C. T., "Two Way Shape Memory Behavior by Constraint Aging in a Cu-Zn-Al SMA": *Met. Trans. A*, Vol. 22A, pp 25-33, 1991.

جدول ۱ - درصد وزنی عناصر موجود در نمونه‌ها پس از عملیات ذوب، تلقیح، ریخته‌گری و یکنواخت سازی.

نمونه	مس %	روی %	آلومینیوم %	تیتانیوم %	کبالت %	سایر
A	۶۹/۹۱	۲۶/۸۱	۲/۹۷	-	-	۰/۳۱
B	۶۹/۸۱	۲۶/۹۸	۳/۰۲	-	-	۰/۱۹
C	۶۹/۶۸	۲۷/۰۹	۳/۰۶	-	-	۰/۱۷
D	۶۹/۰۷	۲۷/۹۵	۲/۷۵	-	-	۰/۲۳
E	۶۹/۴۹	۲۸/۱۵	۲/۷۲	۰/۵۳	-	۰/۱۱
F	۶۸/۶۶	۲۷/۹۷	۲/۸۲	-	۰/۴۷	۰/۰۸
G	۷۱/۵۹	۲۳/۱۹	۵/۰۶	-	-	۰/۱۶
H	۶۹/۹۱	۲۶/۸۱	۲/۹۷	-	-	۰/۳۱
I	۶۹/۸۱	۲۶/۹۸	۳/۰۲	-	-	۰/۱۹
J	۶۹/۷۶	۲۶/۸۱	۳/۲۱	-	-	۰/۲۲
K	۶۹/۶۴	۲۷/۰۹	۳/۲۰	-	-	۰/۰۷
L	۶۹/۸۵	۲۷/۰۸	۲/۹۲	۰/۰۵	-	۰/۱
M	۷۱/۴۸	۲۳/۲۰	۴/۹۸	-	۰/۲۳	۰/۱۱

جدول ۲ - دماهای استحاله (برحسب °C)، سختی برینل و میانگین اندازه دانه‌ها پس از ذوب، ریخته‌گری و یکنواخت سازی. $\Delta h \equiv A_f - M_s$

نمونه	M _s	M _f	A _s	A _f	Δh	سختی (BHN)	اندازه (μ)
A	-	-	-	-	-	۱۲۸	-
B	-۴	-۷۱	-۳۹	-۲	۲	۱۳۱	-
C	-۱۲	-۳۶	-۲۳	-۴	۸	۱۳۲	-
D	۳۵	۱۸	۲۷	۳۹	۴	۱۲۷	۴۹۰
E	۱۶	-۲۸	۱۱	۲۴	۸	۱۲۶	۱۶۰
F	۲۴	-۲۸	۸	۳۵	۱۱	۱۲۷	-
G	۳	-۵۱	-۲۴	۱۴	۱۱	۱۵۱	-
H	-	-	-	-	-	۱۲۶	-
I	-	-	-	-	-	۱۳۰	-
J	-	-	-	-	-	۱۳۵	-
K	-	-	-	-	-	۱۳۵	-
L	۲۴	-۱۷	۱۱	۲۷	۳	۱۲۵	-
M	-۲	-۴۳	-۳۹	-۶	۴	۱۴۲	-

جدول ۳ - تأثیر ۳۰ دقیقه پیر شدن آلیاژ E با ابعاد ۷۰x۲۰x۳ میلی متر مکعب و L و M با ابعاد ۶۰x۲۰x۵ میلی متر مکعب در دماهای ذکر شده بر دماهای استحاله. همه دماها برحسب °C است.

نمونه	دمای پیرکردن	M _s	M _f	A _s	A _f	A _f -M _s
E _۱	۱۰۰	۲۶	-۱۳	۱۰	۳۳	۷
E _۲	۲۰۰	۱۰	-۳۰	-۱	۱۶	۶
E _۳	۲۵۰	۲۲	-۱۶	۱۲	۳۴	۱۲
E _۴	۳۰۰	۲۵	-۱۲	۱۵	۳۹	۱۴
E _۵	۳۵۰	۲۸	-۱۱	۱۷	۴۲	۱۴
L _۱	۱۰۰	۲۴	-۲۰	۹	۲۸	۴
M _۱	۱۰۰	-۸	-۴۴	-۳۷	-۱۰	۲

جدول ۴ - افزایش دماهای تغییر حالت آلیاژ E در اثر پیری به مدت‌های ذکر شده در جدول (بر حسب دقیقه) در ۲۰۰°C.

نمونه	زمان پیرکردن	Ms	Mf	As	Af	Af-Ms
E6	۲۰	۱۸	-۲۷	۱۲	۲۸	۱۰
E7	۶۰	۱۹	-۲۵	۱۵	۲۹	۱۰
E8	۹۰	۲۶	-۳۰	۱۹	۳۱	۵
E9	۱۲۰	۳۸	-۱۰	۲۷	۴۳	۵
E10	۱۸۰	۴۱	-۸	۲۹	۴۸	۷

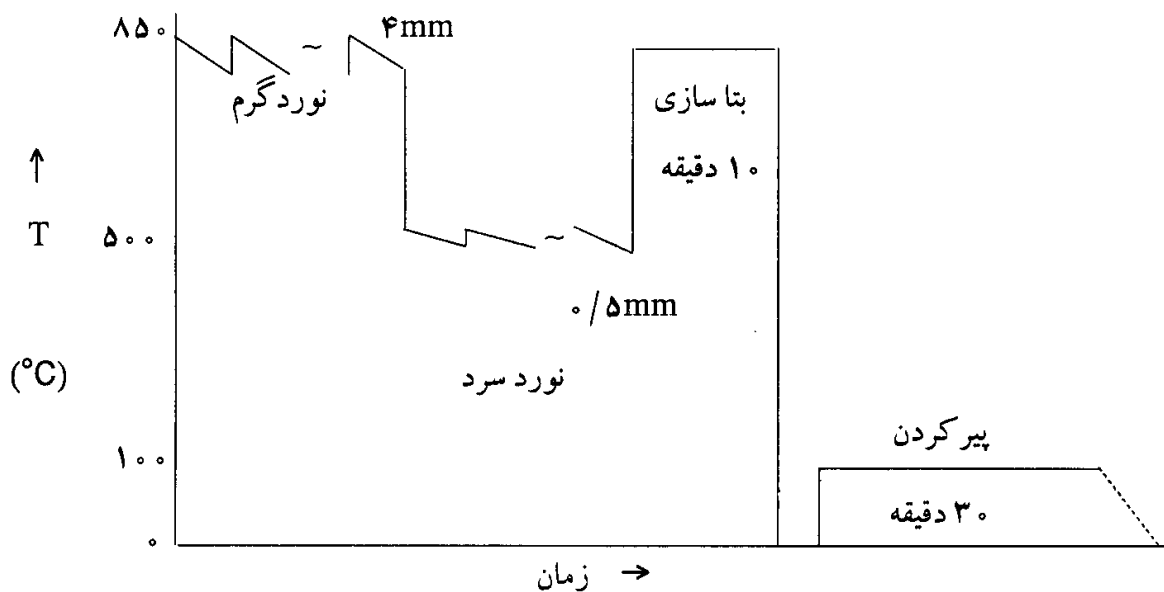
جدول ۵ - تأثیر تعداد چرخه‌های حرارتی بر دماهای تغییر حالت آلیاژهای E و L (بر حسب °C).

نمونه	تعداد چرخه‌ها	Ms	Mf	As	Af	Af-Ms
E11	۳	۱۱	-۱۱	۱۸	۳۰	۱۹
E12	۱۰	۲۵	-۱۰	۱۸	۳۱	۶
E13	۲۱	۲۷	-۱۰	۱۸	۳۳	۶
E14	۵۶	۲۹	-۹	۱۷	۳۸	۹
E15	۱۳۶	۳۱	-۱۰	۱۷	۴۲	۱۱
L2	۱	۲۴	-۱۷	۱۱	۲۷	۳
L3	۳	۲۴	-۱۰	۱۲	۳۱	۷
L4	۱۰	۲۶	-۱۰	۱۲	۳۱	۵
L5	۲۱	۳۰	-۵	۱۵	۳۲	۲
L6	۵۶	۳۰	-۴	۱۱	۳۳	۳
L7	۱۳۶	۳۰	-۵	۱۱	۳۳	۳

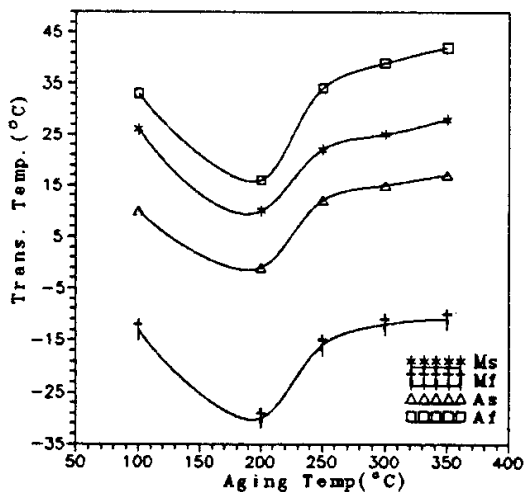
جدول ۶ - نتایج حاصل از بررسی تأثیر فوق الاستیک و کرنش برگشت پذیر.

نمونه	دمای آزمایش (°C)	sP-M Kg/mm2	sM-P Kg/mm2	sY Kg/mm2	erev %
D	۴۰	۳/۵۱	۳/۱۲	۲۱/۸۶	۴/۸۶
G1	۲۵	-	-	۳/۹۴	-
G2	-۵۵	-	-	۹/۸۳	-

σ_{P-M} : تنش لازم برای تشکیل فاز مارتنزیت متأثر از تنش ϵ_{rev} : کرنش برگشت پذیر
 σ_{M-P} : تنش لازم در دوره باربرداری برای بازگشت فاز مارتنزیت به فاز آستنیت σ_Y : استحکام تسلیم



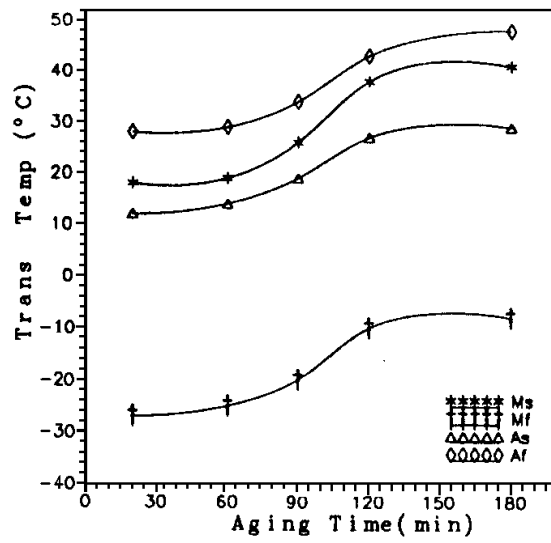
شکل ۱. نمایش تصویری عملیات ترمومکانیکی برای ساخت آلیاژ حافظه دار Cu-Zn-Al (Ti,Co).



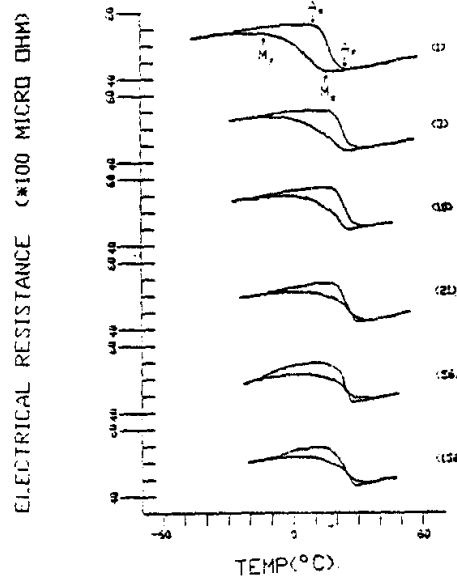
شکل ۲ - تأثیر دمای پیر کردن بر دماهای تغییر حالت.



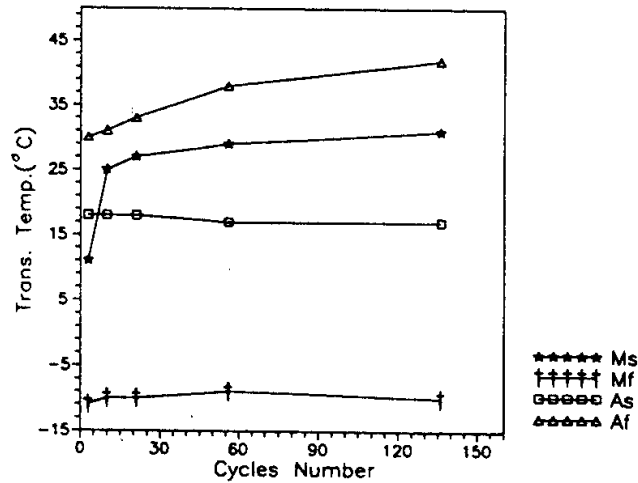
شکل ۳ - جدایش فازهای α و α_1 باینیتی در هنگام پیر کردن آلیاژها در دمای 350°C (X1000).



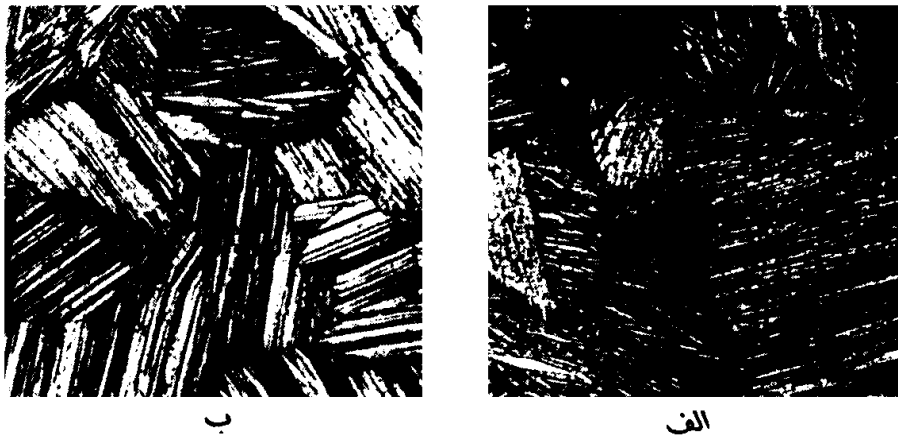
شکل ۴ - تأثیر زمان پیر کردن بر دماهای تغییر حالت.



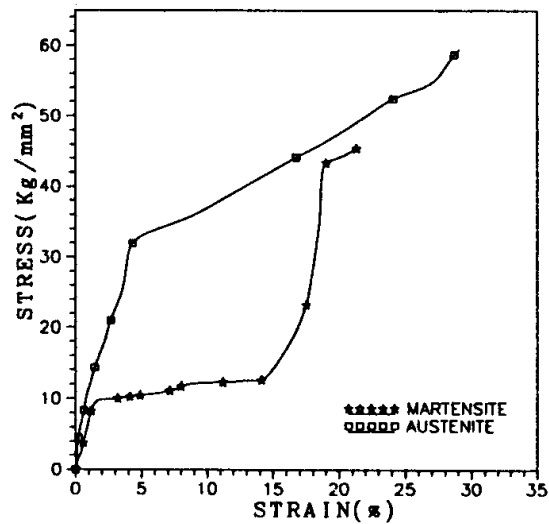
شکل ۵ - تأثیر تعداد چرخه های حرارتی بر مقاومت الکتریکی نسبی آلیاژ E.



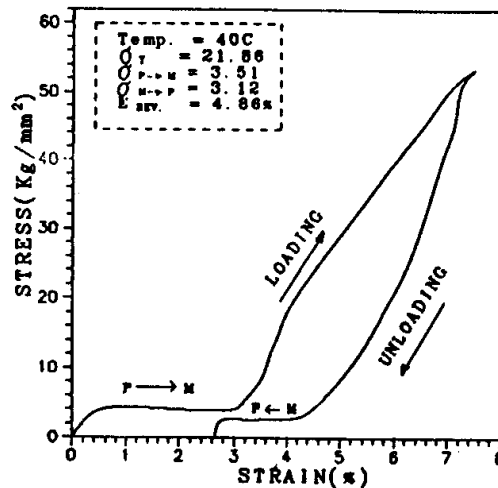
شکل ۶ - تأثیر تعداد چرخه های حرارتی بر دماهای تغییر حالت.



شکل ۷ - تأثیر اعمال چرخه های حرارتی بر ریز ساختار آلیاژ س: (الف) پس از سرد کردن سریع (بزرگنمایی: ۱۰۰X) و (ب) پس از چرخه حرارتی (بزرگنمایی: ۱۰۰X).



شکل ۸ - مقایسه منحنی تنش - کرنش فازهای مارتزیت و آستنیت آلیاژ G.



شکل ۹ - منحنی تنش - کرنش آلیاژ D نشان دهنده اثر فوق الاستیک.