

خواص حافظه داری در آلیاژ مس - روی - آلمینیوم

سید خطیب الاسلام صدرنژاد* و حمید احمدیان**

دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه صنعتی شریف

(دریافت مقاله: ۱۳۷۵/۸/۲۲ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۷۶/۱۱/۱۸)

چکیده - در این تحقیق آلیاژ مس - روی - آلمینیوم توسط کوره برقی مقاومتی ذوب شده و سپس در یک ریزه فولادی ریخته گردی شد. با انجام آزمایش‌های متعدد، شیوه بهینه برای رسیدن به تجزیه نهایی در محدوده هیپویوتکتویید مشخص شد. تأثیر عنصر آلیاژی تیتانیوم بر ریزی دانه‌ها و خصوصیات حافظه داری بررسی شد. عملیات حل سازی (بنا کردن) در 850°C و سپس سرد کردن سریع^۱ در محلول آب و یخ سبب ایجاد ساختار مارتینزیتی و نهایتاً ظهور خاصیت حافظه داری در نمونه‌ها شد. اثر فوق کشسان در دمای 40°C (بین Md و Ms) بررسی شد و برای تعیین تأثیر نوع فاز بر خواص، آزمایش کشش در دو دمای 25°C و -55°C انجام شد. نتایج به دست آمده نشان داد که پیری حاصل از ماندن در دماهای تا 200°C ، کاهش دماهای تغییر حالت را به همراه دارد در حالی که عملیات پیر کردن در دماهای ثابت بین 200°C تا 350°C و زمان ثابت بلا فاصله بعد از سرد کردن سریع آلیاژ باعث افزایش دماهای تغییر حالت می‌شود. این نتایج همچنین نشان داد که پیر کردن در بیش از 350°C از بین رفتن خواص حافظه داری آلیاژ را سبب می‌شود.

Shape Memory Properties in Cu-Zn-Al Alloy

K. Sadrnezhaad and H. Ahmadian

Department of Metallurgical Engineering, Sharif University of Technology

ABSTRACT- In this research a Cu-Zn-Al alloy is produced by melting the raw materials in an electric resistance furnace and then pouring it into a steel mould. The optimum way to achieve the final analysis in the hypo-eutectoid range is determined and the influence of the alloying element, Ti on the grain size and the shape memory properties of the samples are investigated. Solution treatment (done at 850°C) followed by quenching in ice-water mixture results in the formation of the martensitic structure and the shape memory effect. Aging at temperatures below 200°C results in the reduction of transformation temperatures, while aging at temperatures between 200°C and 350°C results in the enhancement of these temperatures and at temperatures above 350°C results in the destruction of the shape memory properties. Effect of super-elasticity at 40°C (between Md and Ms) is observed and tensile tests are run at 25°C and -55°C to verify the influence of the prevailing phase.

* استاد
** کارشناس

فهرست علائم

γ	یکی از فازهای شبه پایدار در نمودار تعادلی مس - روی - آلمینیوم	دمای شروع تشکیل فاز مارتزیت	Ms	دمای خاتمه تشکیل فاز آستنیت	Af
σ_{P-M}	تشش لازم برای تشکیل فاز مارتزیت متأثر از تنش	یکی از فازهای پایدار در نمودار تعادلی مس - روی -	α	دمای شروع تشکیل فاز آستنیت	As
σ_{M-P}	تشش لازم در دوره باربرداری برای بازگشت فاز مارتزیت به فاز آستنیت	آلمینیوم	α_1	یک نوع ساختار کریستالی	B ₂
σ_Y	استحکام تسلیم	یکی از فازهای پایدار در نمودار تعادلی مس - روی -	ϵ_{rev}	یک نوع ساختار کریستالی	DO ₃
		آلمینیوم		اندازه دانه	d
		کرنش برگشت پذیر		ضریب ثابت	K
				دمای حدی برای مشاهده اثر فوق کشسان	Md

۱ - مقدمه

تحقیقات لی و انسل [۹] نشانگر افزایش دماهای Ms و Af در آلیاژ مس حاوی ۲۹ درصد اتمی روی و ۳ درصد اتمی آلمینیوم تحت تاثیر دوره‌های عملیات حرارتی است [۹]. در حالی که آزمایش‌های تاداکی و همکارانش [۱۰] نشان می‌دهد که دماهای Ms و Af آلیاژ مس حاوی ۱۲/۵ درصد وزنی روی و ۱۹/۴ درصد اتمی آلمینیوم در اثر این دوره‌ها کاهش پیدا می‌کنند. علت این امر تفاوت ساختار کریستالی فاز مادر است که در آلیاژ اول با کمتر از ۷ درصد آلمینیوم از نوع B₂ و در دومی با بیشتر از ۷ درصد آلمینیوم از نوع DO₃ است [۴].

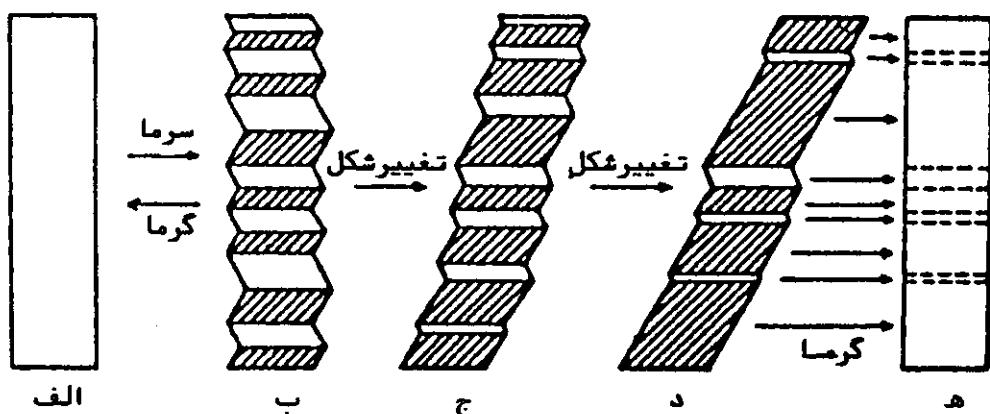
در این تحقیق به بررسی روش ساخت و خواص حافظه داری آلیاژ مس حاوی ۲۸/۲ درصد وزنی روی، ۲/۷۲ درصد وزنی آلمینیوم و ۵/۰ درصد وزنی تیتانیوم می‌پردازیم. ساختار این آلیاژ B₂ است. لذا اعمال دوره‌های حرارتی، رشد تیغه‌های مارتزیت و افزایش دماهای تغییر حالت را نشان می‌دهد.

پدیده‌پیری در مارتزیت توسط سوچیا و همکارانش [۱۱] مورد بررسی قرار گرفته و نتایجی در خصوص افزایش دماهای As و Af به علت تغییرات ساختاری و افزایش پایداری مارتزیت^۱ به دست داده است. شکل گیری رسوبات مختلف ، به هم خوردن ترکیب‌زمینه [۷] و تغییر درجه نظم پس از عملیات سرد کردن سریع [۸] از دلائل مهم بروز این پدیده است.

برای بررسی تأثیر پیری بر خواص آستنیت، محدوده دما و زمانی که تأثیر در فاز آستنیت رخ می‌دهد، باید مورد بررسی قرار

باشد، حافظه دار گویند [۱]. پدیده حافظه داری^۲ در اثر تغییر حالت دو فاز آستنیت و مارتزیت به یکدیگر حاصل می‌شود [۲]. برای نمایش خاصیت حافظه داری، آلیاژ در حالت کاملاً "مارتزیتی" به میزان کمتر از حد کرنش برگشت پذیر تغییر شکل یافته و سپس گرم می‌شود تا کرنش اعمالی را طی تبدیل فاز مارتزیت به آستنیت برگرداند [۴]، شکل (۱). به چنین آلیاژی، حافظه دار یک طرفه گفته می‌شود. در آلیاژ حافظه دار دو طرفه فازهای مارتزیت و آستنیت دو شکل متفاوت برای خود برگزیده و به خاطر می‌سپارند. بروز مجدد این اشکال از طریق اعمال گرما، نیرو و یا میدان مغناطیسی می‌تواند عملی شود [۳ و ۵].

بهینه‌سازی اقتضا می‌کند که اثرات پیری و دوره‌های حرارتی^۳ بحدوده زمان و دمای مجاز برای کاربرد آلیاژ حافظه دار را بدانیم. از آنجا که دماهای تغییر حالت تحت تأثیر پیری قرار دارند و منشأ اصلی پیری فرایند نفوذ است و نفوذ نیز به حضور و میزان عناصر آلیاژی بستگی دارد، لذا ترکیب شیمیایی آلیاژ باید به دقت تعیین و کنترل شود. برای توضیح پدیده پیری، دلایل متعددی ارائه شده است که از آن جمله می‌توان به شکل گیری رسوبات پایدار و ناپایدار، به هم خوردن ترکیب زمینه [۷] و تغییر درجه نظم بعد از عملیات سرد کردن سریع [۸] اشاره کرد.



شکل ۱ - تغییر حالت آستینیت به مارتنتزیت و مارتنتزیت به آستینیت که در اثر سرد کردن و گرم کردن حاصل شده و سبب بروز خاصیت حافظه داری می شود [۴].

کوچکتر بودن دمای جوش روی (907°C) از دمای ذوب مس (1083°C), تبخیر روی در هنگام ذوب آلیاژ نسبتاً زیاد بود، جدول (۱). آلمینیوم نیز به علت ترکیب شدن با اکسیژن هوا هدر رفته و باعث تغییر ترکیب شیمیایی آلیاژ می شد. خواص فیزیکی و خلوص مواد اولیه مورد استفاده در ساخت آلیاژهای این تحقیق در جدول (۲) فهرست شده اند.

با توجه به دمای تغییر حالت مورد انتظار (حدود دمای اتاق)، ترکیب شیمیایی آلیاژ به کمک نمودار سه جزئی Cu-Zn-Al و اطلاعات شکلهای (۲) و (۳) و روابط تجربی (۱) و (۲) [۱۲]، قبل از ذوب کردن پیش بینی شده و با اطلاعات حاصل از تجزیه شیمیایی پس از ذوب و ریخته گری مقایسه شد.

$$\text{As}({}^{\circ}\text{C}) = 2117 - 58/\text{wt\%Zn} - 149/\text{wt\%Al} \quad (1)$$

$$\text{Ms}({}^{\circ}\text{C}) = 2212 - 66/\text{at\%Al} + 1/\text{at\%Zn} \quad (2)$$

عملیات یکنواخت سازی در دمای 850°C به مدت ۲۴ ساعت بر نمونه انجام شد. برای جلوگیری از اکسایش سطحی و جداش روی، نمونه در یک جعبه پر از گرافیت قرار گرفته و درب جعبه با گل نوز کاملاً پوشانیده شد. پس از اتمام عملیات، لایه سطحی کربوریزه شده از طریق برداشتن حذف شد. تجزیه شیمیایی پس از ذوب، ریخته گری و یکنواخت کردن نمونه ها در جدول (۳) ارائه شده است.

گیرد. در هنگام استفاده از آلیاژهای مس، تغییر شکل بیش از کرنش برگشت پذیر باعث ایجاد اثر حافظه داری دو طرفه ناخواسته می شود که محدوده کارکرد و نیز دماهای تغییر حالت را به هم می زند. لذا علاوه بر بررسی تأثیر پیری و دوره های حرارتی بر دماهای تغییر حالت، منحنیهای تنش-کرنش دو نمونه از آلیاژهای ساخته شده در این تحقیق نیز به منظور روشن شدن تأثیر میزان دما و نوع فاز بر خاصیت فوق کشسان، ارائه شده اند.

۲ - روش آزمایش

چند نمونه آلیاژ مس - روی - آلمینیوم با استفاده از یک کوره برقی مقاومتی ذوب و در ریشه فولادی ریخته شد. برای این منظور مس را ابتدا در بوته ای از جنس آلمینیوم ذوب کرده و تا دمای 1200°C گرم کردیم. آن گاه آلمینیوم و متعاقباً روی را به مس مذاب افزودیم. کل زمان لازم برای حل شدن دو عنصر اخیر یک دقیقه و برای عناصر آلیاژی دیگر، ۳۰ ثانیه در نظر گرفته شد. برای جلوگیری از جداش نقلی آلمینیوم و مس، فلز مذاب را توسط یک میله فولادی به هم زده و سپس در ریشه فولادی به ابعاد $240 \times 110 \times 10$ میلیمتر مکعب ریخته گری کردیم. حداکثر کاهش دما در اثر به هم زدن 150°C بود. جرم بار ریخته شده در هر آزمایش 250 گرم بود.

لازم بود مقدار اتلاف روی و آلمینیوم قبل از هر آزمایش در نظر گرفته شود. لذا آزمایشها متعددی برای تعیین میزان اتلاف انجام شد که نتیجه آنها در جدول (۱) خلاصه شده است. به علت

جدول ۱ - اتلاف روی و آلمینیوم در حین آلیاژ سازی

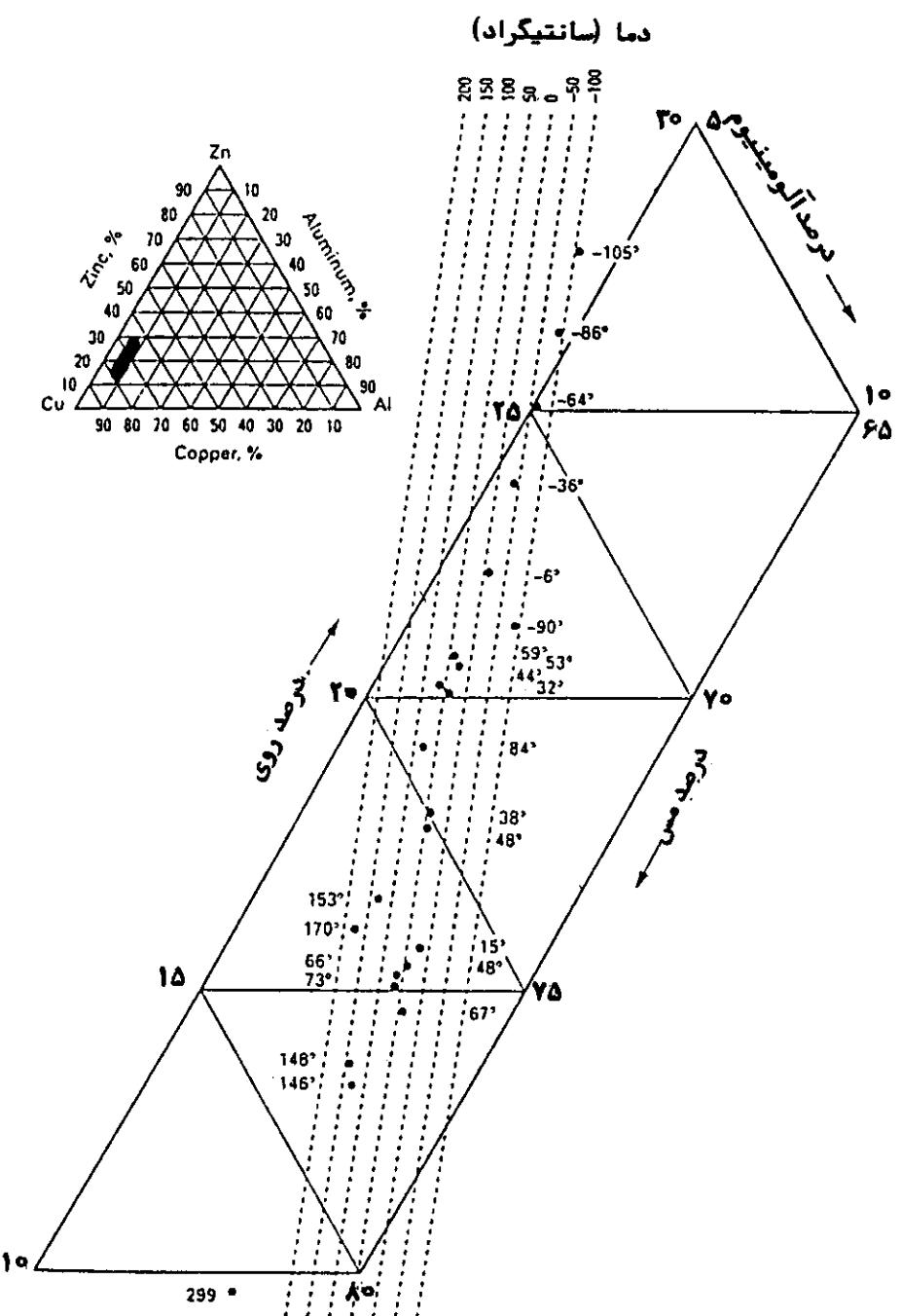
نمونه	مس.%	روی.%	آلومینیوم.%	تیتانیوم.%	کبالت.%	افت روی	افت آلمینیوم
A	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۲	%۱۲
B	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۴	%۱۴
C	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۴	%۱۴
D	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۸	%۱۶
E	۶۸/۳	۲۸/۱	۲/۸	۰/۸	-	%۸	%۱۶
F	۶۸/۳۸	۲۸/۱	۲/۸	-	۰/۷۲	%۸	%۱۶
G	۷۱/۸	۲۳/۲۶	۴/۹۴	-	-	%۸	%۱۶

جدول ۲ - خواص فیزیکی و خلوص مواد اولیه مورد استفاده برای ساخت آلیاژهای این تحقیق

عنصر	نقطه ذوب(°C)	نقطه جوش(°C)	چگالی (gr/cm³)	درجه خلوص(درصد)
Cu	۱۰۸۳	۲۵۶۰	۸/۹۵۴	۹۹/۹۹
Zn	۴۲۰	۹۰۷	۷/۱۴۴	۹۹/۹۹۰
Al	۶۶۰	۲۵۲۰	۲/۷۰۷	۹۹/۸۵
Ti	۱۶۷۰	۳۲۹۰	۴/۵	۹۹/۴
Co	۱۴۹۵	۲۹۳۰	۸/۸	>۹۹/۹۹

جدول ۳ - درصد وزنی عناصر در نمونه‌ها پس از عملیات ذوب، ریخته گری و یکنواخت سازی

نمونه	Cu	Zn	Al	Ti	Co	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	۲۷/۹۰	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	۷۱/۰۹	۲۳/۱۹	۵/۰۶	-	-	۰/۱۶



شکل ۲ - رابطه ترکیب شیمیایی و Ms در آلیاژ [11] Cu-Zn-Al.

آن گاه، ریزساختار نمونه‌ها از طریق بررسی مقاطع میکروسکوپی مشخص شد.

از روش نورد گرم برای بهبود ساختار و تولید تسممه‌های حافظه‌دار استفاده شد. مراحل کار به قرار زیر بود:

- آلیاژ به مدت ۱۰ تا ۲۰ دقیقه در دمای ۸۵۰°C آنیل شد.
- کاهش سطح مقطع نمونه در هر مرحله از نورد، ۸ تا ۱۰ درصد بود.

نمونه‌های ریختگی تحت عملیات یکتواخت سازی، نورد گرم، سریع سرد کردن و پیری قرار گرفته و سپس سنباده خورده و توسط محلول آلمینایی یک میکرون و ۰/۳ میکرون پولیش شدند. نمونه‌های پولیش شده را با آب شستشو داده، با الکل خشک کرده و با محلول زیر حکاکی کردیم:



شکل ۴ - دستگاه اندازه‌گیر مقاومت الکتریکی بر حسب دما

- مدار A/D برای تبدیل و ارسال اطلاعات دریافتی به رایانه برای رسم به صورت نمودار مراحل اندازه‌گیری به قرار زیر بود:

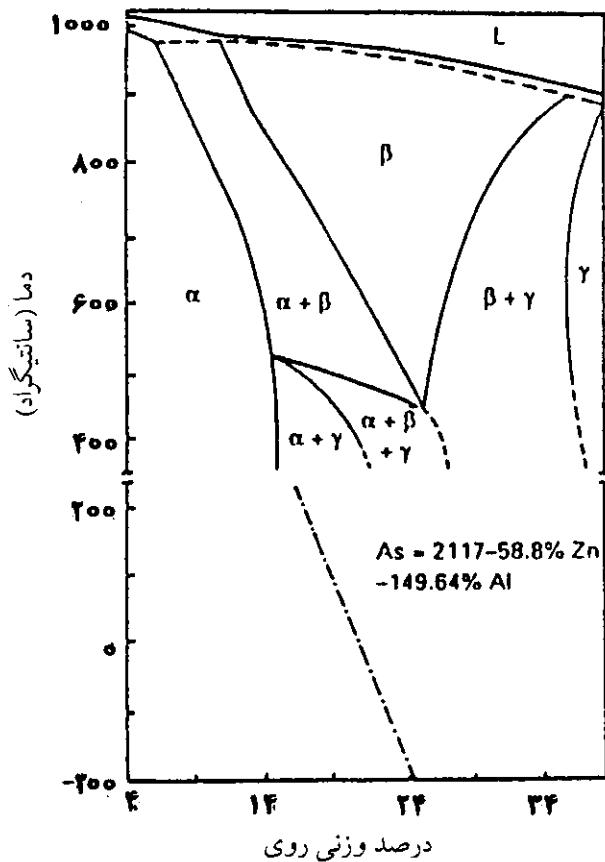
(الف) نمونه آماده سازی شده با عیار $70 \times 2 \times 0.05 \pm 0.05$ میلیمتر/ 3° میلیمتر مکعب تحت عملیات حل سازی، سرد کردن سریع، اسید شویی و چربی گیری قرار گرفت.

(ب) نمونه متصل به ترموموپل را داخل یک لوله آزمایش تعییه کرده و سپس تا بالای دمای Af حرارت دادیم. از پشم شیشه برای عایقکاری و ثابتی دما استفاده شد.

(ج) سرعت اولیه سرد کردن ۱ تا ۲ درجه سانتیگراد بر دقیقه بود. اما در هنگام تغییر شیب منحنی تا $1/5$ درجه سانتیگراد بر دقیقه کاهش داده شد.

(د) پس از کامل شدن تغییر حالت آستینیت به مارتینزیت ($T < Mf$)، سرد کردن را متوقف کرده و لوله آزمایش حاوی نمونه را داخل بشر آب قرار داده و توسط گرمکن حرارت دادیم. آهنگ تغییر دما در گرم کردن با سرد کردن مشابه داشت.

(ه) وقتی دما از Af تجاوز کرد، آزمایش را متوقف کرده و اطلاعات ترسیم شده را برای استفاده‌های بعدی روی دیسکت ضبط کردیم. آزمایش‌های متعددی برای بررسی تأثیر پیری، دوره‌های حرارتی و دوره‌های بارگذاری و باربرداری بر نمونه‌های ساخته شده انجام شد. تمامی نمونه‌ها ابتدا تحت عملیات حل سازی، سریع سرد کردن در مخلوط آب و یخ و اسید شویی قرار گرفته و سپس



شکل ۳ - سطح مقطع Cu-Zn با ۶ درصد وزنی آلومینیوم در سیستم سه تائی Cu-Zn-Al [۱۲].

- پس از هر مرحله نورد، عملیات آئیل میانی، در دمای 85°C و به مدتی متناسب با ضخامت نمونه انجام شد.
- مجموعاً ۹۷ درصد کاهش در سطح مقطع از طریق عملیات نورد از ضخامت ۱۰ میلیمتر تا $3/0$ میلیمتر بر هر نمونه اعمال شد.
- با استفاده از کوره مقاومتی، عملیات حل سازی به مدت ۱۰ دقیقه و در دمای $85^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ بره نمونه اعمال شد.
- پس از حل سازی، نمونه‌ها در مخلوط آب و یخ سریع سرد شدند.
- پس از تعیین دمای تغییر حالت از روش اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی استفاده شد، شکل (۴). دستگاه مورد استفاده مشتمل بر قسمت‌های زیر بود:

- گرمکن برقی و ظرف آب برای گرم کردن نمونه
- فلاسک ازت مایع برای سرد کردن نمونه
- ترموموپل پلاتین - رو دیوم برای اندازه‌گیری دما
- سخت افزار اندازه‌گیر مقاومت الکتریکی بر حسب دما با دقت



شکل ۴ - دستگاه اندازه گیر مقاومت الکتریکی بر حسب دما

- مدار A/D برای تبدیل و ارسال اطلاعات دریافتی به رایانه برای رسم به صورت نمودار مراحل اندازه گیری به قرار زیر بود:

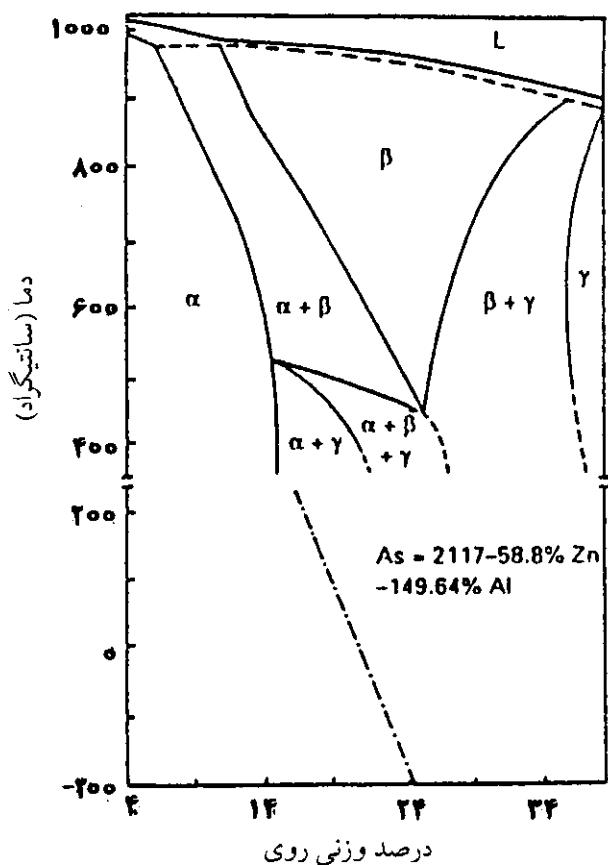
الف) نمونه آماده سازی شده با عیار $70 \times 2 \times 0.05 \pm 0.03$ میلیمتر^۳، سرد کردن سریع، اسید شویی و چربی گیری قرار گرفت.

ب) نمونه متصل به ترموموپل را داخل یک لوله آزمایش تعییه کرده و سپس تا بالای دمای Af حرارت دادیم. از پشم شیشه برای عایقکاری و ثابتی دما استفاده شد.

ج) سرعت اولیه سرد کردن ۱ تا ۲ درجه سانتیگراد بر دقیقه بود. اما در هنگام تغییر شیب منحنی تا $1/5$ درجه سانتیگراد بر دقیقه کاهش داده شد.

د) پس از کامل شدن تغییر حالت آستینیت به مارتینزیت ($T < Mf$)، سرد کردن را متوقف کرده و لوله آزمایش حاوی نمونه را داخل بشر آب قرار داده و توسط گرمکن حرارت دادیم. آهنگ تغییر دما در گرم کردن با سرد کردن مشابه داشت.

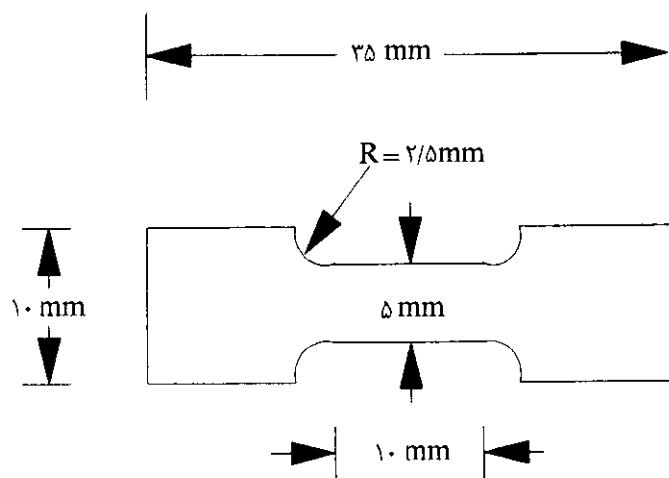
ه) وقتی دما از Af تجاوز کرد، آزمایش را متوقف کرده و اطلاعات ترسیم شده را برای استفاده های بعدی روی دیسکت ضبط کردیم. آزمایش های متعددی برای بررسی تأثیر پیری، دوره های حرارتی و دوره های بارگذاری و باربرداری بر نمونه های ساخته شده انجام شد. تمامی نمونه ها ابتدا تحت عملیات حل سازی، سریع سرد کردن در مخلوط آب و یخ و اسید شویی قرار گرفته و سپس



شکل ۳ - سطح مقطع Cu-Zn با ۶ درصد وزنی آلومینیوم در سیستم سه تائی Cu-Zn-Al [۱۲].

- پس از هر مرحله نورد، عملیات آئیل میانی، در دمای 85°C و به مدتی متناسب با ضخامت نمونه انجام شد.
- مجموعاً ۹۷ درصد کاهش در سطح مقطع از طریق عملیات نورد از ضخامت ۱۰ میلیمتر تا $3/0$ میلیمتر بر هر نمونه اعمال شد.
- با استفاده از کوره مقاومتی، عملیات حل سازی به مدت ۱۰ دقیقه و در دمای $85^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ بره نمونه اعمال شد.
- پس از حل سازی، نمونه ها در مخلوط آب و یخ سریع سرد شدند.
- پس از تعیین دمای تغییر حالت از روش اندازه گیری مقاومت الکتریکی استفاده شد، شکل (۴). دستگاه مورد استفاده مشتمل بر قسمتهای زیر بود:

- گرمکن بر قی و ظرف آب برای گرم کردن نمونه
- فلاسک ازت مایع برای سرد کردن نمونه
- ترموموپل پلاتین - رو دیوم برای اندازه گیری دما
- سخت افزار اندازه گیر مقاومت الکتریکی بر حسب دما با دقت



شکل ۵ - ابعاد نمونه کششی با ضخامت ۱ میلیمتر.

جدول ۴ - دماهای تغییر حالت نمونه ها پس از عملیات ذوب، ریخته گری و یکنواخت سازی برحسب
 $\Delta h = Ms - Af$ درجه سانتیگراد

Δh	Af	As	Mf	Ms	نمونه
-	-	-	-	-	A
۲	-۲	-۳۹	-۷۱	-۴	B
۸	-۴	-۲۳	-۳۶	-۱۲	C
۴	۳۹	۲۷	۱۸	۲۵	D
۸	۲۴	۱۱	-۲۸	۱۶	E
۱۱	۳۵	۸	-۲۸	۲۴	F
۱۱	۱۴	-۲۴	-۵۱	۳	G

تغییر ترکیب شیمیایی، نوسانات قابل توجهی در مقدار این دماها دیده می شود. این تغییرات، کاربرد آلیاژهای ساخته شده را به شدت تحت تأثیر قرار داده و ضرورت اعمال فرایندهای مکانیکی و حرارتی بعدی به منظور تصحیح دماهای تغییر حالت را آشکار می سازند. تأثیر عملیات پیری در دماهای ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۵۰، ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه بر دماهای تغییر حالت نمونه ای از آلیاژ E با ابعاد $70 \times 20 \times 3$ میلیمتر مکعب در جدول (۵) خلاصه شده است. نتایج حاصل از آزمایش پیری به مدتاهای ۲۰

آزمایشهای پیری، اعمال دوره های حرارتی، کشش تا نقطه شکست و نیم سیکلهای بارگذاری و باربرداری بر آنها انجام شد. نمونه های کششی "زیراندازه"^۵ از آلیاژهای D، E و G طبق استاندارد ASTM تهیه شد. ابعاد نمونه ها در شکل (۵) مشخص شده اند.

۳ - نتایج

دماهای تغییر حالت پس از عملیات ذوب، ریخته گری و یکنواخت کردن نمونه ها در جدول (۴) فهرست شده اند. به دلیل

جدول ۵ - تأثیر ۳۰ دقیقه پیر شدن آلیاژ E در دماهای ذکر شده (بر حسب سانتیگراد) بر دماهای شروع

و خاتمه تغییر حالت

Af	As	Mf	Ms	دمای پیرکردن	نمونه
۳۳	۱۰	-۱۳	۲۶	۱۰۰	E۱
۱۶	-۱	-۳۰	۱۰	۲۰۰	E۲
۳۴	۱۲	-۱۶	۲۲	۲۵۰	E۳
۳۹	۱۵	-۱۲	۲۵	۳۰۰	E۴
۴۲	۱۷	-۱۱	۲۸	۳۵۰	E۵

جدول ۶ - افزایش دماهای تغییر حالت آلیاژ E در اثر پیری به مدهای ذکر شده در جدول (بر حسب دقیقه) در $^{\circ}\text{C}$ ۲۰۰

Af	As	Mf	Ms	زمان پیرکردن	نمونه
۲۸	۱۲	-۲۷	۱۸	۲۰	E۶
۲۹	۱۵	-۲۵	۱۹	۶۰	E۷
۳۱	۱۹	-۳۰	۲۶	۹۰	E۸
۴۳	۲۷	-۱۰	۳۸	۱۲۰	E۹
۴۸	۲۹	-۸	۴۱	۱۸۰	E۱۰

جدول ۷ - تأثیر تعداد دوره های حرارتی بر دماهای تغییر حالت آلیاژ E (بر حسب سانتیگراد)

Af	As	Mf	Ms	تعداد چرخه ها	نمونه
۳۰	۱۸	-۱۱	۱۱	۳	E۱۱
۳۱	۱۸	-۱۰	۲۵	۱۰	E۱۲
۳۳	۱۸	-۱۰	۲۷	۲۱	E۱۳
۳۸	۱۷	-۹	۲۹	۵۶	E۱۴
۴۲	۱۷	-۱۰	۳۱	۱۳۶	E۱۵

اندازه گیری کرنش برگشت پذیر در جدول (۸) ارائه شده است. سرعت کشش در هر سه آزمایش ۰/۰۵ سانتیمتر بر دقیقه بوده است. تصاویری از تغییرات ریزساختاری نمونه ها تحت تأثیر عملیات حرارتی و مکانیکی در شکل (۵) نشان داده شده است.

۴ - بحث

براساس نتایج نشان داده شده در جدول (۱)، کمترین اتلاف ماده در هنگام ذوب و ریخته گری، ۱۲ درصد برای روی و ۸ درصد برای آلمینیوم به طور تجربی به دست آمده است. بررسی آلیاژ های ساخته شده نشان می دهد که اضافه کردن عناصر آلیاژی Co و

Al، ۹۰، ۱۲۰ و ۱۸۰ دقیقه در دماهای ثابت ۲۰۰ درجه سانتیگراد بر آلیاژ E نیز در جدول (۶) ارائه شده است. این نتایج نشان می دهند که دماهای تغییر حالت عموماً در اثر پیری افزایش پیدا می کنند. برای تعیین تأثیر دوره های حرارتی، نمونه ای از آلیاژ E با ابعاد $70 \times 20 \times 3$ میلیمتر مکعب را در دستگاه مقاومت سنج قرار داده و چرخه های حرارتی از 10°C بالای Af (340°C) تا 10°C زیر Mf (-38°C) به طور کامل بر آنها اعمال کردیم. تعداد دفعات چرخه ها به ترتیب ۳، ۱۰، ۲۱، ۵۶ و ۱۳۶ مرتبه بود و در هر مرتبه حلقه هیسترسیس آلیاژ توسط رایانه ضبط می شد. نتایج به دست آمده در جدول (۷) نمایش داده شده اند. نتایج آزمایشهای کشش و

جدول ۸ - تأثیر حاصل از بررسی تأثیر فوق کشسان و کرنش برگشت پذیر

ε_{rev} %	σ_Y Kg/mm ²	σ_{M-P} Kg/mm ²	σ_{P-M} Kg/mm ²	دماهی آزمایش (°C)	نمونه
۴/۸۶	۲۱/۸۶	۳/۱۲	۳/۵۱	۴۰	D
-	۳/۹۴	-	-	۲۵	G۱
-	۹/۸۳	-	-	-۵۵	G۲

σ_{P-M} : تنش لازم برای تشکیل فاز مارتنتزیت متأثر از تنش

σ_{M-P} : تنش لازم در دوره باربرداری برای بازگشت فاز مارتنتزیت به فاز آستنیت

σ_Y : استحکام تسلیم

ε_{rev} : کرنش برگشت پذیر

جدول ۹ - سختی نمونه ها پس از ریخته گری

سختی برینل	اندازه (میکرون)	نمونه
۱۲۸		A
۱۳۱		B
۱۳۳		C
۱۲۷	۴۹۰	D
۱۲۶	۱۶۰	E
۱۲۷		F
۱۵۱		G

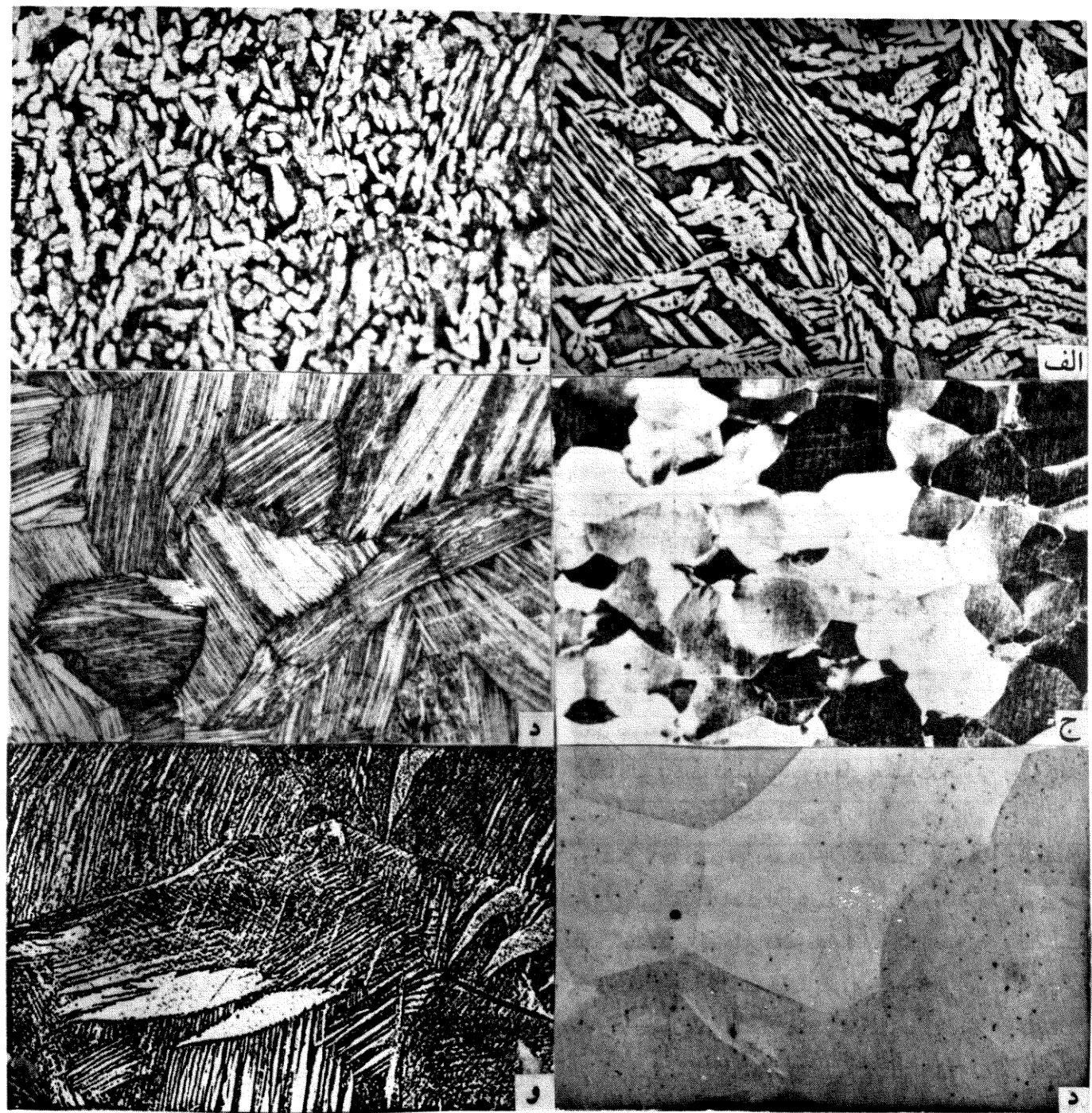
می شود. شکل (۶ - د) تیغه های مارتنتزیت را که لازمه حافظه دار شدن نمونه هاست، نشان می دهد. در ضمن دماهای تغییر حالت تحت تأثیر ترکیب شیمیایی، دوره های عملیات حرارتی و پیر کردن شدیداً تغییر می کنند، جدولهای (۴ تا ۷).

شکل (۷) نشان می دهد در حالی که اعمال دوره های عملیات حرارتی بر آلیاژ E باعث افزایش دماهای Af و Ms می شود، اما تأثیر چندانی بر دماهای Mf و As ندارد. تکرار این دوره ها سبب رشد تیغه های مارتنتزیت، کاهش انرژی لازم برای تبدیل آستنیت به مارتنتزیت و افزایش دماهای Ms و Af می شود. نتیجه این تأثیرات، باریک شدن حلقه هیستروسیس آلیاژ است، شکل (۸). در ضمن می توان ادعای کرد که ساختار آلیاژ از نوع B است زیرا ساختار DO_۲ معمولاً سبب کاهش دماهای Mf و As در اثر اعمال دوره های عملیات حرارتی می شود [۱۰]. علت این امر ریز شدن تیغه های مارتنتزیت در اثر اعمال دوره های حرارتی است.

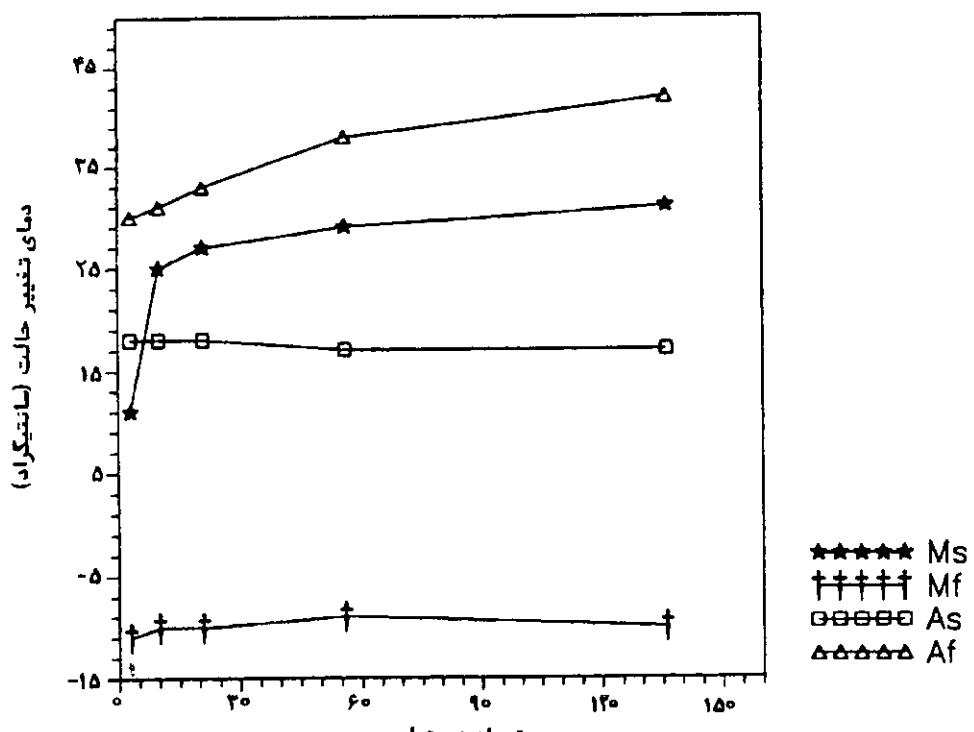
Ti می تواند باعث بهبود خواص حافظه داری شود. برای تعیین میزان حافظه داری، نمونه ها را تا زیر دمای M_f سرد کرده و ۹۰ خم کردیم. سپس آنها را گرم کرده و درجه صاف شدن شان را به عنوان معیاری برای حافظه داری اندازه گرفتیم. بر اساس معادله هال- پچ در مورد تأثیر اندازه دانه بر دمای شروع تغییر حالت، داریم [۱۵]:

$$Ms = MS^S + Kd^{-1/2} \quad (۳)$$

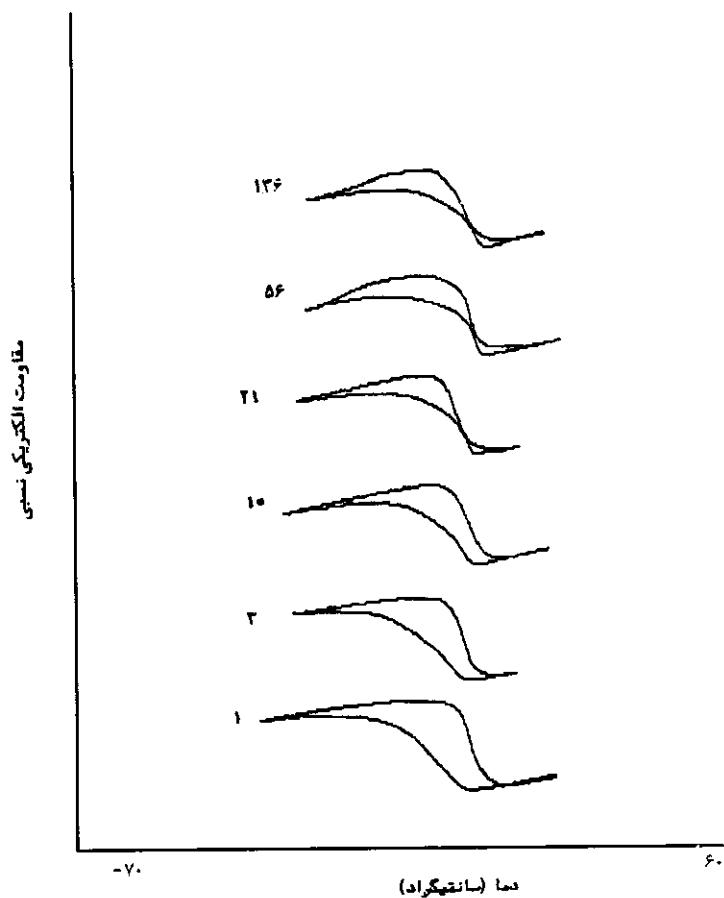
با مقایسه تجزیه شیمیایی و میانگین قطر دانه ها در آلیاژهای D و E، جدولهای (۱) و (۴) معلوم می شود که افزایش Ti اندازه دانه های آلیاژ E را حدوداً سه برابر کاهش می دهد در حالی که تغییر محسوسی در سختی آلیاژ به وجود نمی آورد. ولی افزایش ۲/۰ درصد آلمونیوم در آلیاژ G باعث افزایش سختی آلیاژ به میزانی قابل توجه می شود. از طریق مقایسه سطوح مقاطع متالوگرافی شده، شکل (۶)، تغییر ریز ساختار آلیاژ E طی عملیات ترمومکانیکی مشخص



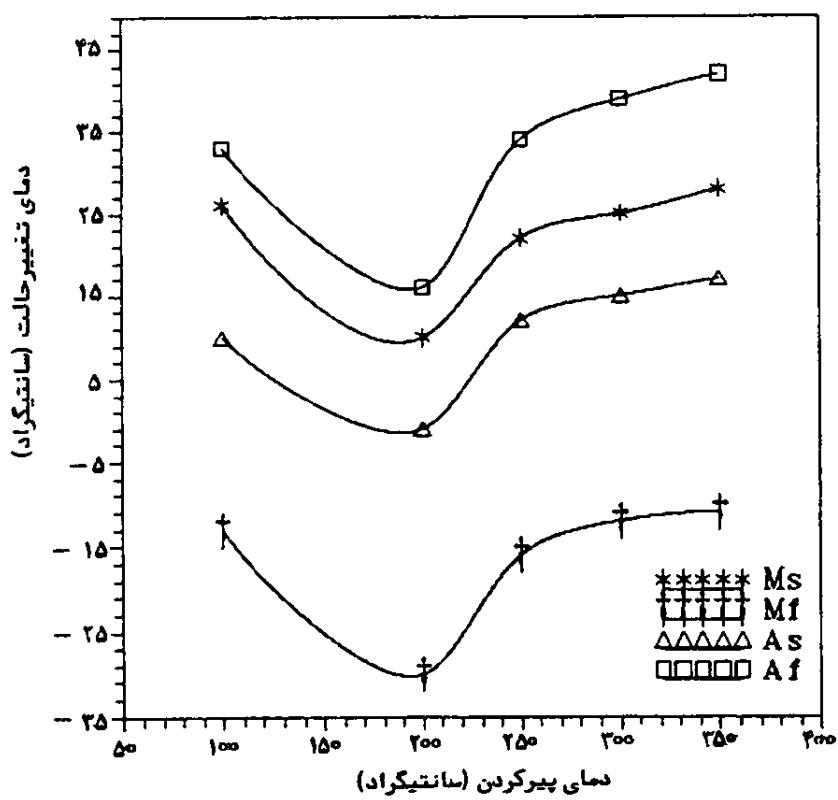
شکل ۶ - تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه‌ها: (الف) نمونه E ریختگی با بزرگنمایی $X100$ ، (ب) نمونه E یکنواخت شده با بزرگنمایی $X100$ ، (ج) نمونه E نورد شده با بزرگنمایی $X100$ ، (د) نمونه E سریع سرد شده با بزرگنمایی $X100$ ، (ه) نمونه D نورد شده با بزرگنمایی $X100$ و (و) نمونه E پس از ۱۵۶ دوره حرارتی با بزرگنمایی $X100$



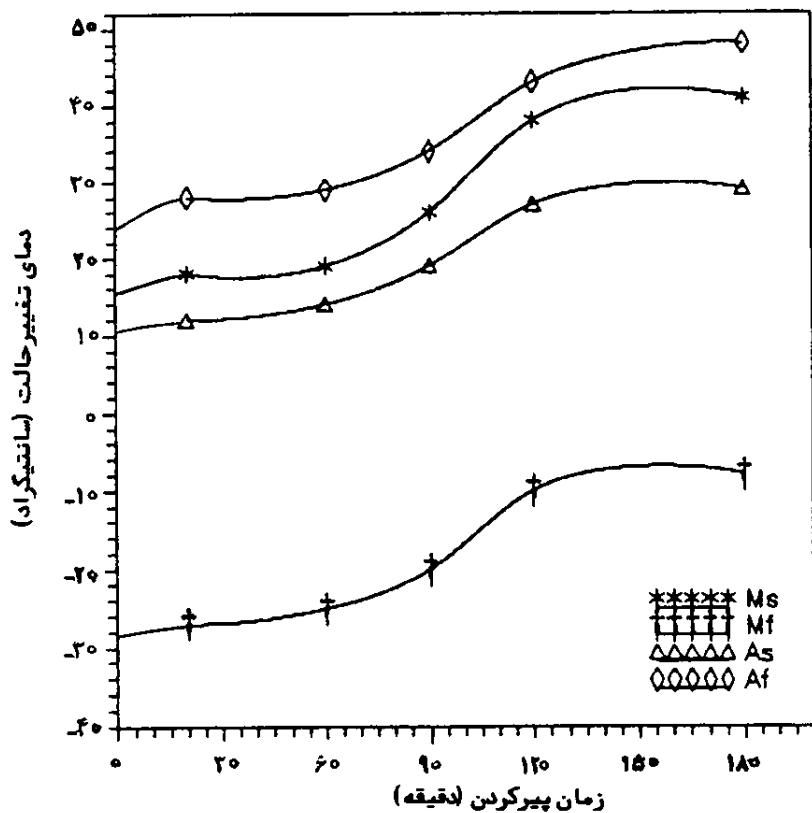
شکل ۷ - تأثیر دوره های عملیات حرارتی بر دمای تغییر حالت



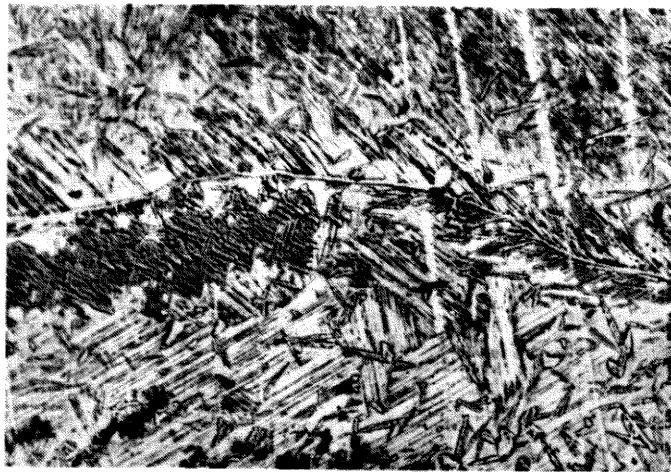
شکل ۸ - تأثیر دما و تعداد دوره های عملیات حرارتی بر مقاومت الکتریکی نسبی آلیاز E



شکل ۹ - تأثیر دمای پیر کردن بر دماهای تغییر حالت



شکل ۱۰ - تأثیر زمان پیر کردن بر دماهای تغییر حالت



شکل ۱۱ - جدایش فازهای α و α_1 باینیتی در هنگام پیر کردن آلیاژها در دمای 350°C ($\times 100$)

آلومینیوم است [۱۹].

در مقالات و تحقیقات قبل، از دست رفتن حافظه به رسوب فازهای α ، α_1 و γ نسبت داده شده است. لیکن با توجه به چگونگی جدایش فاز α و α_1 در مرز دانه‌های مارتنتزیت، شکل (۱۱) و اینکه رسوب کردن فاز γ در حالت ناتعادلی فقط به میزان بسیار کمی میسر است، تاثیر رسوب γ بر از دست رفتن خاصیت حافظه‌داری چندان صحیح به نظر نمی‌رسد.

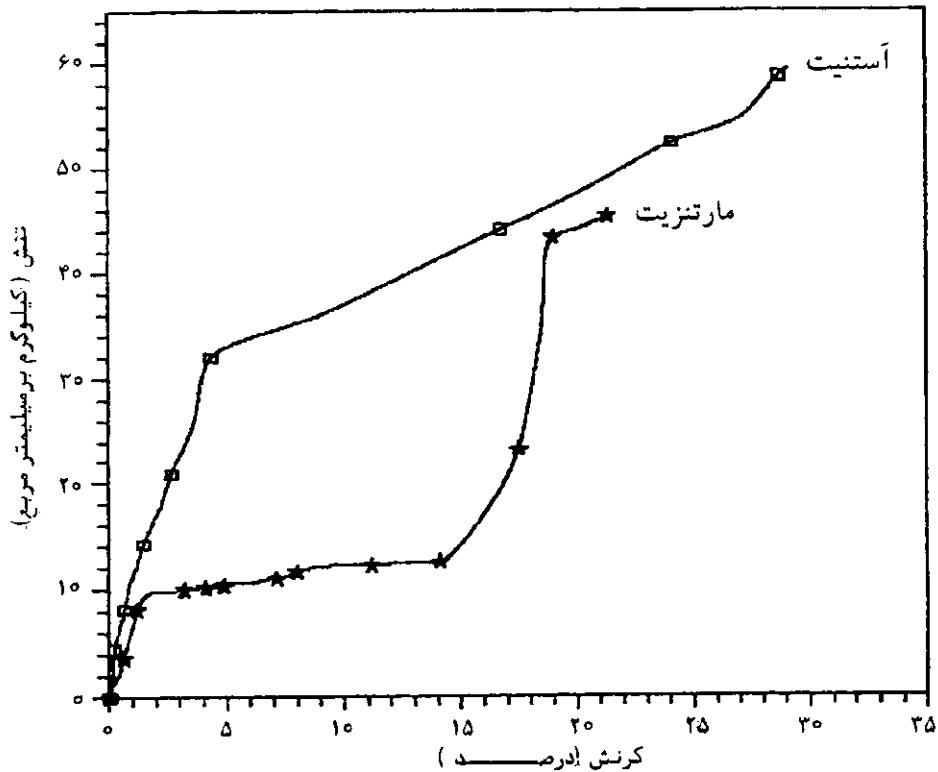
منحنیهای تنش - کرنش فازهای مارتنتزیت و آستنتیت ایجاد شده در آلیاژ G در دو دمای 25°C و -55°C - در شکل (۱۲) با یکدیگر مقایسه شده‌اند. همان طور که در شکل دیده می‌شود، استحکام تسلیم فاز مارتنتزیت ($9/83 \text{ Kg/mm}^2$) بسیار کوچکتر از استحکام تسلیم فاز آستنتیت ($31/94 \text{ Kg/mm}^2$) است. علت این امر، حذف دوقلویهای مارتنتزیت در قسمت افقی منحنی تنش - کرنش فاز مارتنتزیت است. در این نمودار، تغییر شکل کشسان مارتنتزیت سبب ایجاد منطقه با شیب ثابت می‌شود.

در شکل (۱۳)، پدیده فوق کشسان باعث ایجاد منطقه‌ای افقی با تغییر کرنشی نسبتاً بزرگ ($3/51 \text{ Kg/mm}^2$) در اثر تنشی بسیار کوچک ($3/51 \text{ Kg/mm}^2$) شده است. ایجاد این پدیده به علت حذف دوقلویهای مارتنتزیت در تغییر فاز متأثر از تنش آستنتیت به مارتنتزیت است. برای مشاهده این اثر، لازم است دما حتماً بالای دمای Ms و زیر دمای Md (دمای حدی لازم برای مشاهده اثر فوق کشسان) باشد. مقدار کرنش باقیمانده در آلیاژ ($4/86 \text{ %}$) ناشی

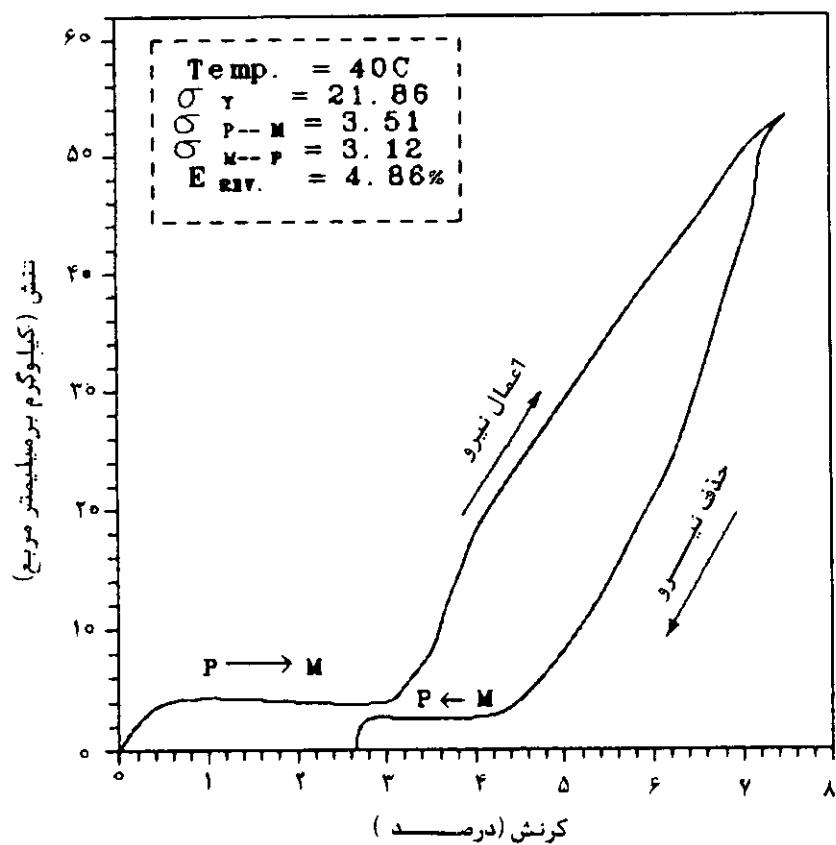
سرد کردن سریع این نوع آلیاژها سبب ایجاد دو همسایگی منظم و نامنظم می‌شود. در اثر ایجاد اولی دماهای تغییر حالت افزایش و در اثر ایجاد دومی دماهای تغییر حالت کاهش می‌باشد. شکل (۹) نشان می‌دهد که پیر کردن در دماهای کوچکتر از 200°C باعث کاهش دماهای تغییر حالت و در دماهای بزرگتر از 200°C باعث افزایش دماهای تغییر حالت می‌شود. افزایش دماهای تغییر حالت در اثر افزایش درجه نظم شبکه و در نتیجه کاهش انحراف آزاد فاز مارتنتزیت است [۱۶]. تغییر ترکیب شیمیایی ناشی از شکل گیری رسوبات نامحلول غنی [۱۷] و افزایش اندازه حوزه‌های نظم [۱۸] در اثر پیر کردن بعد از سریع سرد کردن نیز به افزایش دماهای تغییر حالت کمک می‌کند. ضمناً افزونی زمان پیری، گستردگی این تأثیرات را سبب می‌شود، شکل (۱۰).

پیر کردن در دمای بالاتر از 350°C باعث از بین رفتن خاصیت حافظه‌داری یا فراموشی می‌شود. این نوع فراموشی را به تجزیه فاز مارتنتزیت به فازهای تعادلی α و α_1 باینیتی و γ نسبت می‌دهند. نمونه‌ای از این نوع تجزیه فاز در شکل (۱۱) مشاهده می‌شود. مناطق سفید رنگ جدا شده فاز α و مناطق مرزی جدا شده فاز α_1 باینیتی هستند.

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



شکل ۱۲ - مقایسه منحنی تنش - کرنش فازهای مارتنزیت و آستنیت آلیاژ G.



شکل ۱۳ - منحنی تنش - کرنش آلیاژ D نشان دهنده اثر فوق کشسان

- در دماهای زیر 200°C سبب کاهش دماهای تغییر حالت می‌شود.
- اعمال دوره‌های حرارتی سبب افزایش دماهای Ms و Af و Ms بازیک شدن حلقه هیسترسیس می‌شود.

- تیتانیوم می‌تواند باعث ریز شدن دانه‌ها و بهبود خواص حافظه‌داری شود اما بر دماهای تغییر حالت نیز تأثیر می‌گذارد.
- کاهش مقدار آلمینیوم باعث شکل‌گیری رسبات α_1 و α_2 در اثر پیری در دماهای 350°C و بالاتر و نتیجتاً از دست رفتن حافظه می‌شود.

قدرتانی

بر خود لازم می‌دانیم که از پژوهشکده مهندسی و علوم پزشکی جانبازان به خاطر تامین امکانات مالی پروژه و دانشکده مهندسی متالورژی دانشگاه صنعتی شریف به سبب در اختیار گذاشتن تجهیزات آزمایشگاهی مورد نیاز تشکر کنیم.

از تغییر شکل کشسان نمونه و ایجاد نقاچیص برگشت ناپذیر از قبیل تابه جاییها و جاهای خالی است.

۵- نتیجه‌گیری

- حداقل اتلاف روی و آلمینیوم در هنگام ساخت آلیاژ مس - روی - آلمینیوم با استفاده از کوره الکتریکی مقاومتی به ترتیب ۱۲ و ۸ درصد است. میزان اتلاف به عواملی همچون طول زمانی فرایند ذوب و ریخته‌گری، نحوه افزایش عناصر سازنده و پتانسیل اکسیژن محیط اطراف بستگی دارد.
- برای جلوگیری از جدایش ثقلی، لازم است آلیاژ قبل از انجاماد کاملاً به هم زده شود.
- علاوه بر ترکیب شیمیایی، اعمال دوره‌های حرارتی و پیری نیز بر دماهای تغییر حالت تأثیر می‌گذارند.
- پیری عموماً باعث افزایش دماهای تغییر حالت می‌شود اما پیرکردن

واژه نامه

- | | |
|------------------------------|-------------------------------|
| 1. quenching | 3. thermal cycling |
| 2. shape memory effect (SME) | 4. stablization of martensite |

مراجع

1. Constance, J., and Wuckoff, N. J., *Mech. Eng.*, pp. 51-53, July 1991.
2. Wayman, C. M., and Duerig, T. W., *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*, Duerig, T. W., et al., ed., (Book), Butterworth-Heinemann Ltd., pp. 3-20, 1990.
3. Contrado, L., and Guienin, G., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 38, No. 7, pp. 1267-1272, 1990.
4. Otsuka, K., and Shimizu, K., *International Metals Reviews*, Vol. 31, No. 3, pp. 93-114, 1986.
5. Stalmans, R., et al., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, No.3, pp. 501-511, 1992.
6. Miyazaki, S., and Otsuka, K., *ISIJ International*, Vol. 29, No. 5, pp. 353-377, 1989.
7. Lee, J. S., and Wayman, C. M., *Metallography*, Vol. 19, pp. 401-419, 1986.
8. Rapacioli, R., and Ahlers, M., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 27, pp. 777-784, 1979.
9. Li, J. C., and Ansell, G. S., *Metal. Trans. A*, Vol. 14A, pp. 1293-1297, July 1983.
10. Tadaki, T., et al., *Trans. Jpn. Inst. Met.*, Vol. 28, No. 2, pp. 120-128, Feb. 1987.
11. Tsuchiya, K., et al., *Scripta Met.*, Vol. 31, No. 4, pp. 455-460, 1994.
12. *Metals Hand Book*, Ed. 10, Vol. 6, ASM International, pp. 897-902.
13. Wu, M. H., *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*, Duerig, T. W., et al., ed., (Book), Butterworth-Heinemann Ltd., pp. 70-89, 1990.
14. احمدیان، ح.، "ساخت آلیاژ حافظه دار Cu-Zn-Al و بررسی خواص متالورژیکی و حافظه داری آن"، پیروزه کارشناسی، (استاد پیروزه: سید خطیب‌الاسلام صدرثاد)، دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه صنعتی شریف، زمستان ۱۳۷۴
15. Jianxin, Wu, et al., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 36, No. 6, pp. 1521-1526, 1988.
16. Rapacioli, R., and Ahlers, M., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 27, pp. 777-784, 1979.
17. Lee, J. S., and Wayman, C. M., *Metallography*, Vol. 19, pp. 401-419, 1986.
18. Rapacioli, R. et al., *Shape Memory Effect in Alloys*, Perkins, J., ed., (Book), Plenum Press, New York, NY, pp. 365-378, 1975.
19. Leu, S. S., and Hu, C. T., *Met. Trans. A*, Vol. 22A, pp. 25-33, 1991.