

خواص حافظه داری در آلیاژ مس - روی - آلومینیوم

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 - آلومینیوم توسط کوره برقی مقاومتی ذوب شده و سپس در یک ریژه فولادی ریخته‌گری شد. با انجام آزمایشهای متعدد، شیوه بهینه برای رسیدن به تجزیه نهایی در محدوده هیپویوتکتوئید مشخص شد. تأثیر عنصر آلیاژی تیتانیوم بر ریزی دانه‌ها و خصوصیات حافظه داری بررسی شد. عملیات حل سازی (بتا کردن) در 850°C انجام شد و سپس سرد کردن سریع^۱ در مخلوط آب و یخ سبب ایجاد ساختار مارتنزیتی و نهایتاً ظهور خاصیت حافظه داری در نمونه‌ها شد. اثر فوق کشسان در دمای 40°C (بین Ms و Md) 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 بلافاصله 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. Sadrnezhad 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.

** کارشناس

* استاد

دمای خاتمه تشکیل فاز	Ms	دمای شروع تشکیل فاز	γ	یکی از فازهای شبه پایدار در نمودار تعادلی مس - روی - آلومینیوم
آستنیت		مارتنزیت		
دمای شروع تشکیل فاز	MS ^S	مقدار ثابت معادله		
آستنیت		یکی از فازهای پایدار در نمودار تعادلی مس - روی - آلومینیوم	σ_{P-M}	تنش لازم برای تشکیل فاز مارتنزیت متأثر از تنش
یک نوع ساختار کریستالی		آلومینیوم	σ_{M-P}	تنش لازم در دوره باربرداری برای بازگشت فاز مارتنزیت به فاز آستنیت
اندازه دانه	α_1	یکی از فازهای پایدار در نمودار تعادلی مس - روی - آلومینیوم		σ_{γ}
ضریب ثابت		کرنش برگشت پذیر		
دمای حدی برای مشاهده اثر				
فوق کشسان	ϵ_{rev}			

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 آلومینیوم تحت تاثیر دوره‌های عملیات حرارتی است [۹]. در حالی که آزمایشهای تاداکا و همکارانش [۱۰] نشان می‌دهد که دماهای Ms و Af آلیاژ مس حاوی ۱۲/۵ درصد وزنی روی و ۱۹/۴ درصد اتمی آلومینیوم 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 آلومینیوم از نوع B_p و در دومی با بیشتر از ۷ درصد آلومینیوم از نوع DO_p است [۴].

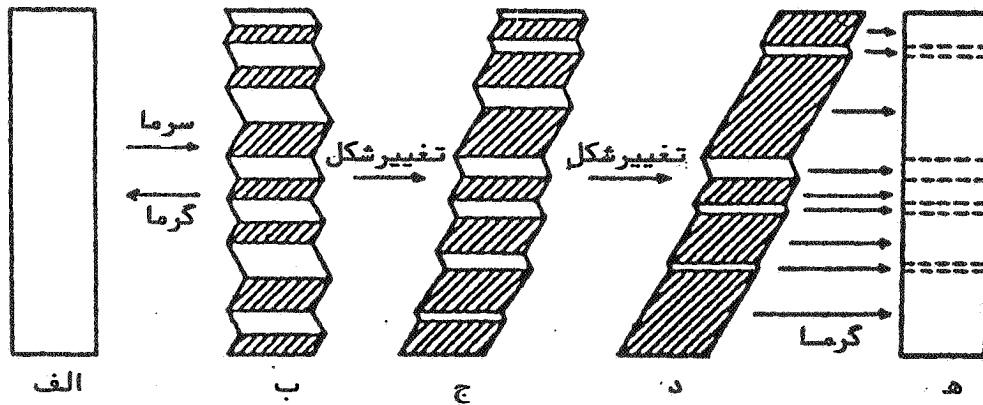
در این تحقیق به بررسی روش ساخت و خواص حافظه داری آلیاژ مس حاوی ۲۸/۲ درصد وزنی روی، ۲/۷۲ درصد وزنی آلومینیوم و ۰/۵۳ درصد وزنی تیتانیوم می‌پردازیم. ساختار این آلیاژ B_p است. لذا اعمال دوره‌های حرارتی، رشد تیغه‌های مارتنزیت و افزایش دماهای تغییر حالت را نشان می‌دهد.

پدیده پیری در مارتنزیت 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 مارتنزیت^۴ به دست داده است. شکل‌گیری رسوبات مختلف، به هم خوردن ترکیب زمینه [۷] و تغییر درجه نظم پس از عملیات سرد کردن سریع [۸] از دلایل 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

به ماده‌ای که توانایی به خاطر سپردن شکل اولیه خود را داشته باشد، حافظه دار گویند [۱]. پدیده حافظه داری^۲ در اثر تغییر حالت دو فاز آستنیت و مارتنزیت به یکدیگر حاصل می‌شود [۲]. برای نمایش خاصیت حافظه داری، آلیاژ در حالت کاملاً مارتنزیتی به میزان کمتر از حد کرنش برگشت پذیر تغییر شکل یافته و سپس گرم می‌شود تا کرنش اعمالی را طی تبدیل فاز مارتنزیت به آستنیت برگرداند [۴]، شکل (۱). به چنین آلیاژی، حافظه دار یک طرفه گفته می‌شود. در آلیاژ حافظه دار دو طرفه فازهای مارتنزیت 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 بر محدوده 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 شکل‌گیری 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 آستنیت به مارتنزیت و مارتنزیت به آستنیت 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). آلومینیوم 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.

$$\text{As}(^{\circ}\text{C}) = 2117 - 58/79(\text{wt}\% \text{Zn}) - 149/64(\text{wt}\% \text{Al}) \quad (1)$$

$$\text{Ms}(^{\circ}\text{C}) = 2212 - 66/9[1/355(\text{at}\% \text{Al}) + 1(\text{at}\% \text{Zn})] \quad (2)$$

عملیات یکنواخت سازی در دمای 850°C به مدت ۲۴ ساعت بر نمونه انجام شد. برای جلوگیری از اکسایش سطحی و جدایش روی، نمونه در یک جعبه پر از گرافیت قرار گرفته و درب جعبه با گل نسوز کاملاً پوشانیده شد. پس از اتمام عملیات، لایه سطحی کربوریزه شده از طریق براده برداری حذف شد. تجزیه شیمیایی پس از ذوب، ریخته گری و یکنواخت کردن نمونه‌ها 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 - آلومینیوم با استفاده از یک کوره برقی مقاومتی ذوب و در ریژه فولادی ریخته شد. برای این منظور مس را ابتدا در بوت‌های از جنس آلومینا ذوب کرده و تا دمای 1200°C گرم کردیم. آن گاه آلومینیوم 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 جدایش ثقلی آلومینیوم و مس، فلز مذاب را توسط یک میله فولادی به هم زده و سپس در ریژه فولادی به ابعاد $110 \times 110 \times 240$ میلیمتر مکعب ریخته گری کردیم. حداکثر کاهش دما در اثر به هم زدن 150°C بود. جرم بار ریخته شده در هر آزمایش ۲۵۰ گرم بود.

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

جدول ۱ - اتلاف روی و آلومینیوم در حین آلیاژ سازی

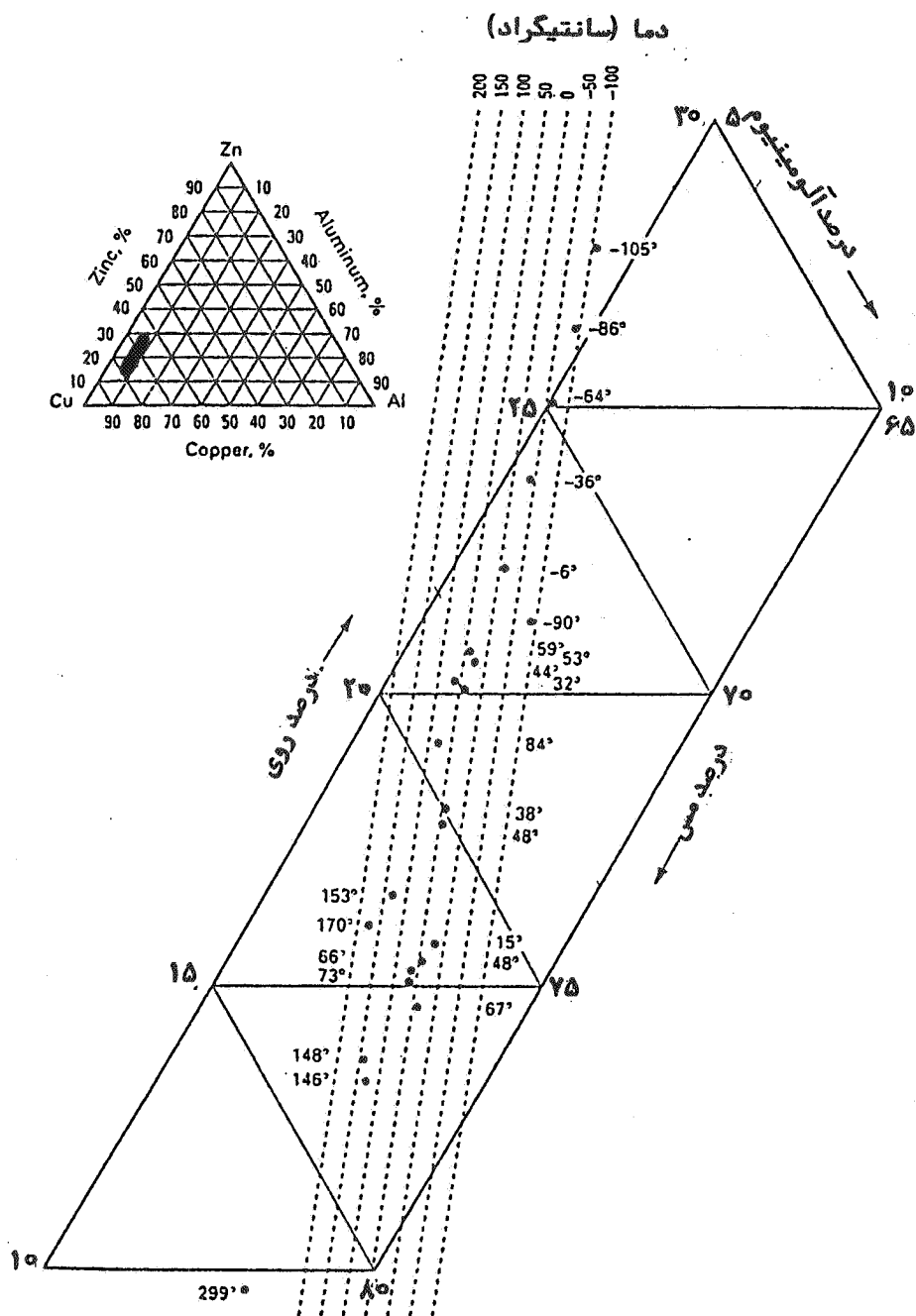
نمونه	مس %	روی %	آلومینیوم %	تیتانیوم %	کبالت %	افت روی	افت آلومینیوم
A	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۲	%۱۲
B	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۴	%۱۴
C	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۴	%۱۴
D	۶۹/۱	۲۸/۱	۲/۸	-	-	%۱۶	%۸
E	۶۸/۳	۲۸/۱	۲/۸	۰/۸	-	%۱۶	%۸
F	۶۸/۳۸	۲۸/۱	۲/۸	-	۰/۷۲	%۱۶	%۸
G	۷۱/۸	۲۳/۲۶	۴/۹۴	-	-	%۱۶	%۸

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

عنصر	نقطه ذوب (°C)	نقطه جوش (°C)	چگالی (gr/cm ^۳)	درجه خلوص (درصد)
Cu	۱۰۸۳	۲۵۶۰	۸/۹۵۴	۹۹/۹۹
Zn	۴۲۰	۹۰۷	۷/۱۴۴	۹۹/۹۹۵
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، ریخته‌گری 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	۲۷/۹۵	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



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

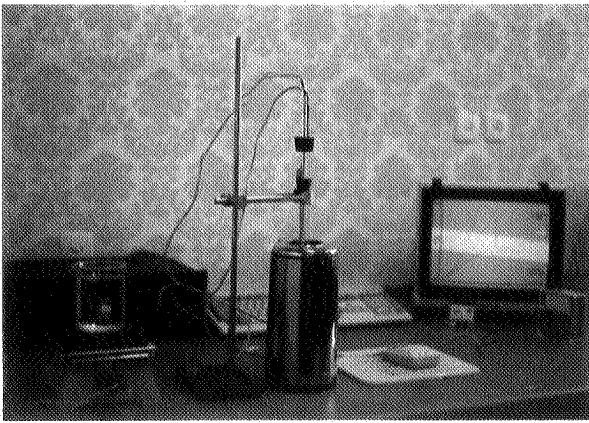
از روش نورد گرم برای بهبود ساختار و تولید تسمه‌های حافظه‌دار استفاده شد. مراحل کار به قرار زیر بود:

● آلیاژ به مدت ۱۰ تا ۲۰ دقیقه در دمای 850°C آنیل شد.

● کاهش سطح مقطع نمونه در هر مرحله از نورد، ۸ تا ۱۰ درصد بود.

نمونه‌های ریختگی تحت عملیات یکنواخت سازی، نورد گرم، سریع سرد کردن و پیری قرار گرفته و سپس سنباده خورده و توسط محلول آلومینایی یک میکرون و $0/3$ میکرون پولیش شدند. نمونه‌های پولیش شده را با آب شستشو داده، با الکل خشک کرده و با محلول زیر حکاکی کردیم:

$5\text{ gr FeCl}_3, 20\text{ ml HCl}, 100\text{ ml H}_2\text{O}$



شکل ۴ - دستگاه اندازه‌گیر مقاومت الکتریکی برحسب دما

۱۰-۵ اهم

● 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 ابعاد (0.5 ± 0.05) میلیمتر $70 \times 2 \times 0.3$ میلیمتر مکعب تحت عملیات حل سازی، سرد کردن سریع، اسید شویی و چربی‌گیری قرار گرفت.

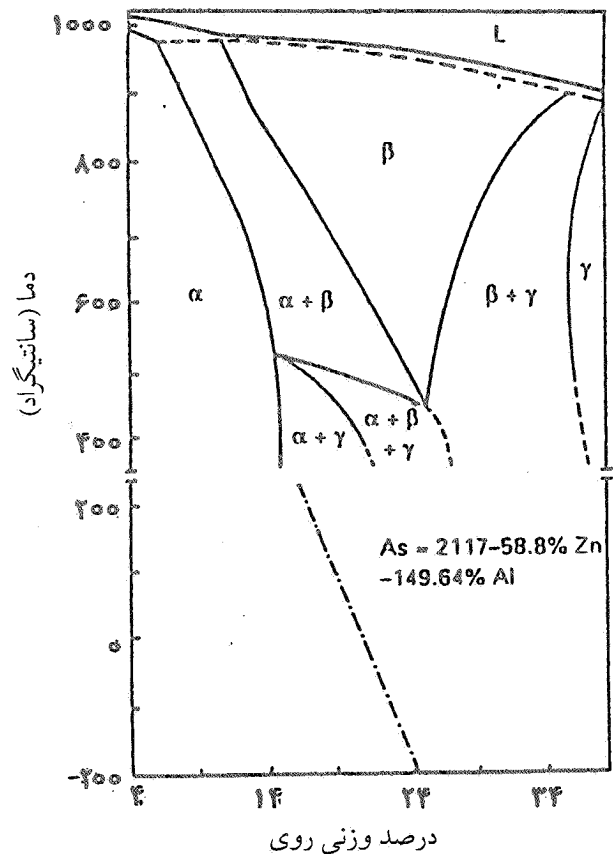
ب) نمونه متصل به ترموکوپل را داخل یک لوله آزمایش تعبیه کرده و سپس تا بالای دمای Af حرارت دادیم. از پشم شیشه برای عایقکاری و تثبیت دما استفاده شد.

ج) سرعت اولیه سرد کردن ۱ تا ۲ درجه سانتیگراد بر دقیقه بود. اما در هنگام تغییر شیب منحنی تا ۰/۵ درجه سانتیگراد بر دقیقه کاهش داده شد.

د) پس از کامل شدن تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت $(T < Mf)$ ، 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 مشابهت 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 تایی Cu-Zn-Al [۱۲].

● پس از هر مرحله نورد، عملیات آنیل میانی، در دمای 850°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 ۰/۳ میلیمتر بر هر نمونه اعمال شد.

● با استفاده از کوره مقاومتی، عملیات حل سازی به مدت ۱۰ دقیقه و در دمای $850^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ بر هر نمونه اعمال شد.

● پس از حل سازی، نمونه‌ها در مخلوط آب و یخ سریع سرد شدند.

● برای تعیین دمای تغییر حالت از روش اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی استفاده شد، شکل (۴). دستگاه مورد استفاده مشتمل بر

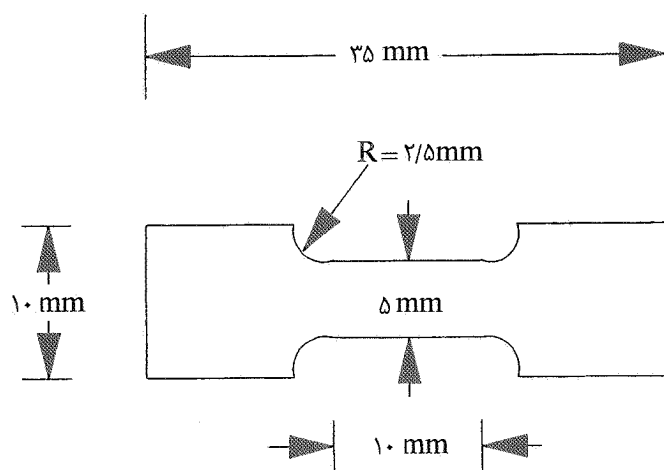
قسمتهای زیر بود:

● گرمکن برقی و ظرف آب برای گرم کردن نمونه

● فلاسک ازت مایع برای سرد کردن نمونه

● ترموکوپل پلاتین - رودیوم برای اندازه‌گیری دما

● سخت افزار اندازه‌گیر مقاومت الکتریکی برحسب 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

درجه سانتیگراد $\Delta h = Ms - Af$

Δh	Af	As	Mf	Ms	نمونه
-	-	-	-	-	A
۲	-۲	-۳۹	-۷۱	-۴	B
۸	-۴	-۲۳	-۳۶	-۱۲	C
۴	۳۹	۲۷	۱۸	۳۵	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 ۷۰×۲×۰/۳ میلیمتر مکعب در جدول (۵) خلاصه شده است. نتایج حاصل از آزمایش پیری به مدت های 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

نمونه	دمای پیرکردن	Ms	Mf	As	Af
E1	۱۰۰	۲۶	-۱۳	۱۰	۳۳
E2	۲۰۰	۱۰	-۳۰	-۱	۱۶
E3	۲۵۰	۲۲	-۱۶	۱۲	۳۴
E4	۳۰۰	۲۵	-۱۲	۱۵	۳۹
E5	۳۵۰	۲۸	-۱۱	۱۷	۴۲

جدول ۶ - 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
E6	۲۰	۱۸	-۲۷	۱۲	۲۸
E7	۶۰	۱۹	-۲۵	۱۵	۲۹
E8	۹۰	۲۶	-۳۰	۱۹	۳۱
E9	۱۲۰	۳۸	-۱۰	۲۷	۴۳
E10	۱۸۰	۴۱	-۸	۲۹	۴۸

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

نمونه	تعداد چرخه‌ها	Ms	Mf	As	Af
E11	۳	۱۱	-۱۱	۱۸	۳۰
E12	۱۰	۲۵	-۱۰	۱۸	۳۱
E13	۲۱	۲۷	-۱۰	۱۸	۳۳
E14	۵۶	۲۹	-۹	۱۷	۳۸
E15	۱۳۶	۳۱	-۱۰	۱۷	۴۲

اندازه‌گیری 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 نمونه‌ها تحت تأثیر عملیات حرارتی و مکانیکی در شکل (۵) نشان داده شده است.

۴ - بحث

بر اساس نتایج نشان داده شده در جدول (۱)، کمترین اتلاف ماده در هنگام ذوب و ریخته‌گری، ۱۲ درصد برای روی و ۸ درصد برای آلومینیوم به طور تجربی به دست آمده است. بررسی آلیاژهای ساخته شده نشان می‌دهد که اضافه کردن عناصر آلیاژی Co و

۶۰، ۹۰، ۱۲۰ و ۱۸۰ دقیقه در دمای ثابت ۲۰۰ درجه سانتیگراد بر آلیاژ E نیز در جدول (۶) ارائه شده است. این نتایج نشان می‌دهند که دماهای تغییر حالت عموماً در اثر پیری افزایش پیدا می‌کنند. برای تعیین تأثیر دوره‌های حرارتی، نمونه‌ای از آلیاژ E با ابعاد $70 \times 20 \times 3$ میلیمتر مکعب را در دستگاه مقاومت سنج قرار داده و چرخه‌های حرارتی از 100°C بالای Af (34°C) تا 10°C زیر Mf (-38°C) به طور کامل بر آنها اعمال کردیم. تعداد دفعات چرخه‌ها به ترتیب ۳، ۱۰، ۲۱، ۵۶ و ۱۳۶ مرتبه بود و در هر مرتبه حلقه هیسترسیس آلیاژ توسط رایانه ضبط می‌شد. نتایج به دست آمده در جدول (۷) نمایش داده شده‌اند. نتایج آزمایشهای کشش و

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

نمونه	دمای آزمایش (°C)	σ_{P-M} Kg/mm ²	σ_{M-P} Kg/mm ²	σ_Y Kg/mm ²	ϵ_{rev} %
D	۴۰	۳/۵۱	۳/۱۲	۲۱/۸۶	۴/۸۶
G _۱	۲۵	-	-	۳/۹۴	-
G _۲	-۵۵	-	-	۹/۸۳	-

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

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

σ_Y : استحکام تسلیم

ϵ_{rev} : کرنش برگشت پذیر

جدول ۹ - سختی نمونه ها پس از ریخته‌گری

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

می‌شود. شکل (۶ - د) تیغه‌های مارتنزیت را که لازمه حافظه دار شدن نمونه هاست، نشان می‌دهد. در ضمن دماهای تغییر حالت تحت تأثیر ترکیب شیمیایی، دوره‌های عملیات حرارتی و پیر کردن شدیداً تغییر می‌کنند، جدولهای (۴ تا ۷).

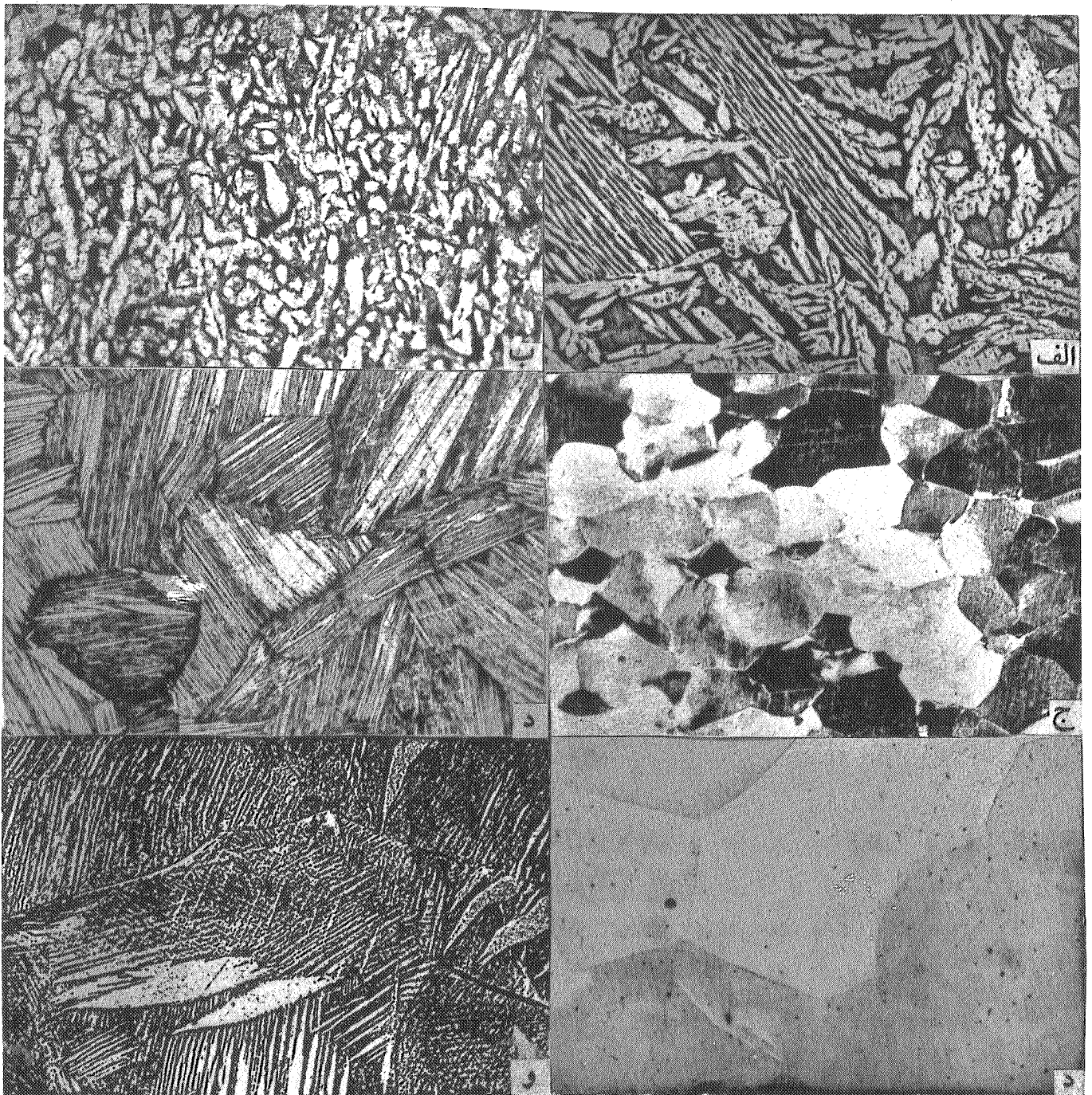
شکل (۷) نشان می‌دهد درحالی‌که اعمال دوره‌های عملیات حرارتی بر آلیاژ E باعث افزایش دماهای Af و Ms می‌شود، اما تأثیر چندانی بر دماهای Af و Ms ندارد. تکرار این دوره‌ها سبب رشد تیغه‌های مارتنزیت، کاهش انرژی لازم برای تبدیل آستنیت به مارتنزیت و افزایش دماهای Af و Ms می‌شود. نتیجه این تأثیرات، باریک شدن حلقه هیسترسیس آلیاژ است، شکل (۸). در ضمن می‌توان ادعا کرد که ساختار آلیاژ از نوع B_۲ است زیرا ساختار DO_۳ معمولاً سبب کاهش دماهای Af و Ms در اثر اعمال دوره‌های عملیات حرارتی می‌شود [۱۰]. علت این امر ریز شدن تیغه‌های مارتنزیت در اثر اعمال دوره‌های حرارتی است.

Ti می‌تواند باعث بهبود خواص حافظه داری شود. برای تعیین میزان حافظه داری، نمونه‌ها را تا زیر دمای M_F سرد کرده و ۹۰° خم کردیم. سپس آنها را گرم کرده و درجه صاف شدنشان را به عنوان معیاری برای حافظه داری اندازه گرفتیم. بر اساس معادله هال-پیچ^۶ در مورد تأثیر اندازه دانه بر دمای شروع تغییر حالت، داریم [۱۵]:

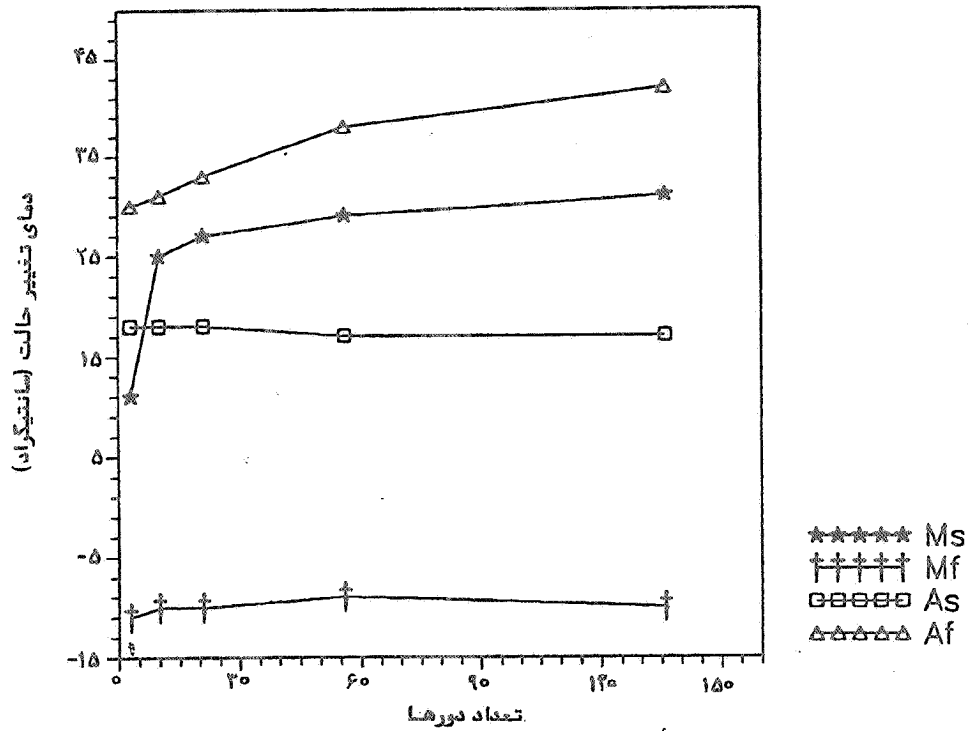
$$M_s = M_s^s + K_d^{-1/2} \quad (3)$$

با مقایسه تجزیه شیمیایی و میانگین قطر دانه‌ها در آلیاژهای D و E، جدولهای (۱) و (۹) معلوم می‌شود که افزایش Ti اندازه دانه‌های آلیاژ E را حدوداً سه برابر کاهش می‌دهد در حالی که تغییر محسوسی در سختی آلیاژ به وجود نمی‌آورد. ولی افزایش ۲/۰۹ درصد آلومینیوم در آلیاژ G باعث افزایش سختی آلیاژ به میزانی قابل توجه می‌شود.

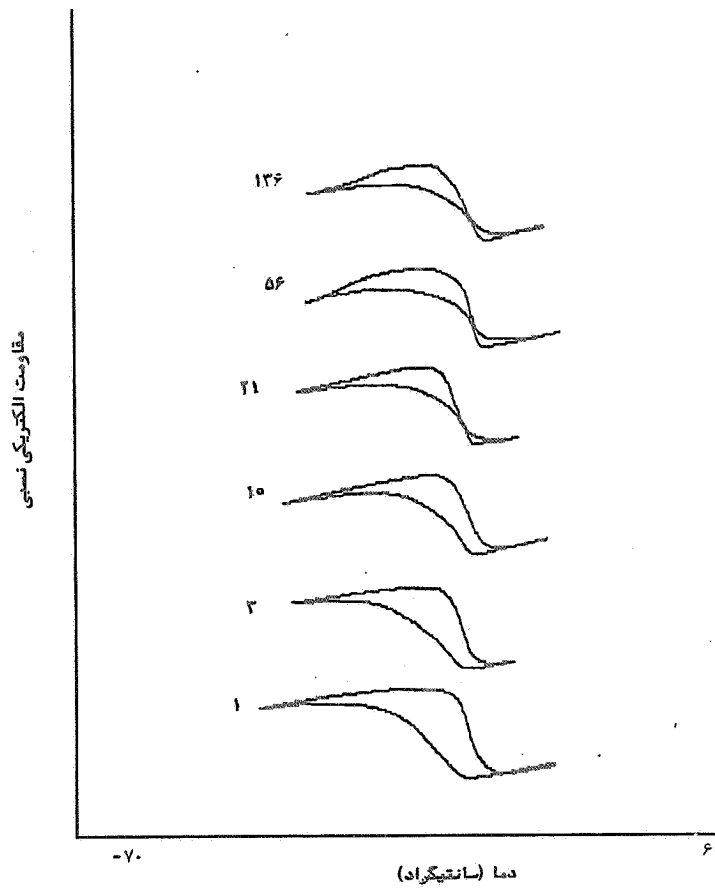
از طریق مقایسه سطوح مقاطع متالوگرافی شده، شکل (۶)، تغییر ریزساختار آلیاژ E طی عملیات ترمومکانیکی مشخص



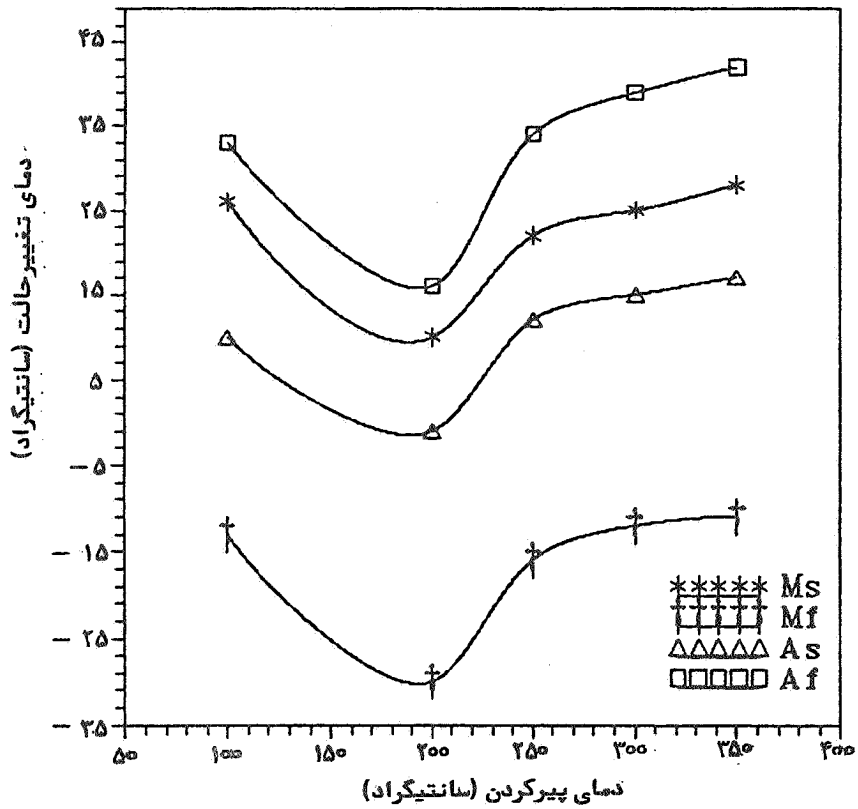
شکل ۶ - تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه‌ها: (الف) نمونه E ریختگی با بزرگنمایی $\times 100$ ، (ب) نمونه E یکنواخت شده با بزرگنمایی $\times 100$ ، (ج) نمونه E نورد شده با بزرگنمایی $\times 50$ ، (د) نمونه E سریع سرد شده با بزرگنمایی $\times 100$ ، (ه) نمونه D نورد شده با بزرگنمایی $\times 100$ ، (و) نمونه E پس از ۱۵۶ دوره حرارتی با بزرگنمایی $\times 100$



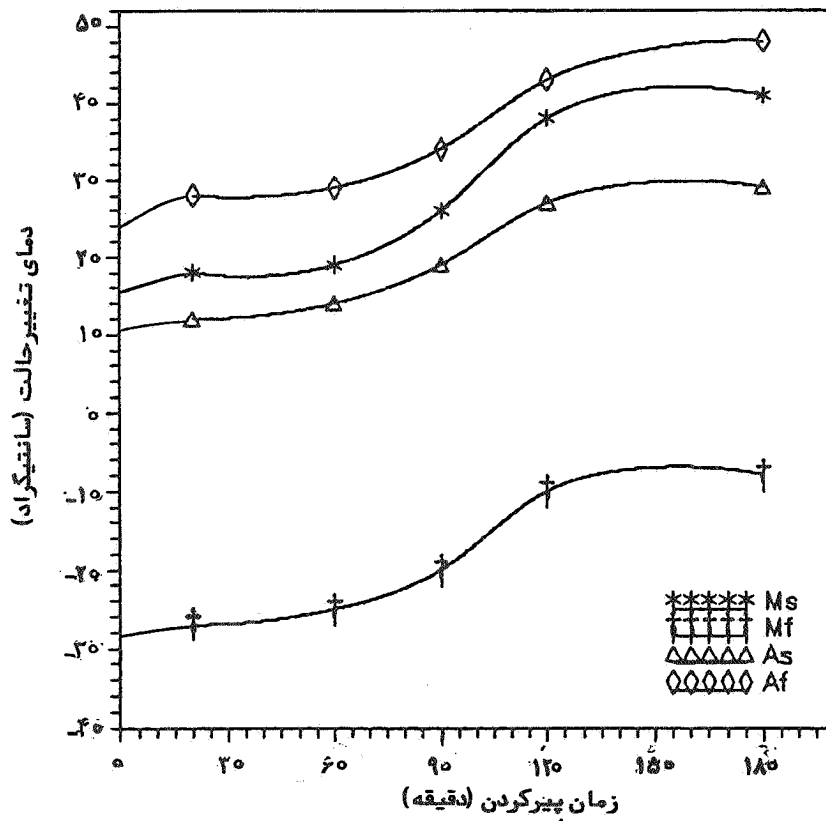
شکل ۷ - تأثیر دوره‌های عملیات حرارتی بر دماهای تغییر حالت



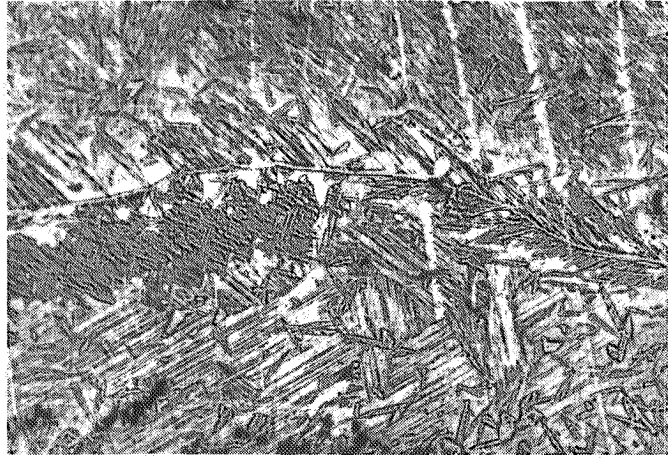
شکل ۸ - تأثیر دما و تعداد دوره‌های عملیات حرارتی بر مقاومت الکتریکی نسبی آلیاژ E



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 مارتنزیت، شکل (۱۱) و اینکه رسوب کردن فاز γ در حالت ناتهادلی فقط به میزان بسیار کمی میسر است، تاثیر رسوب γ بر از دست رفتن خاصیت حافظه‌داری چندان صحیح به نظر نمی‌رسد.

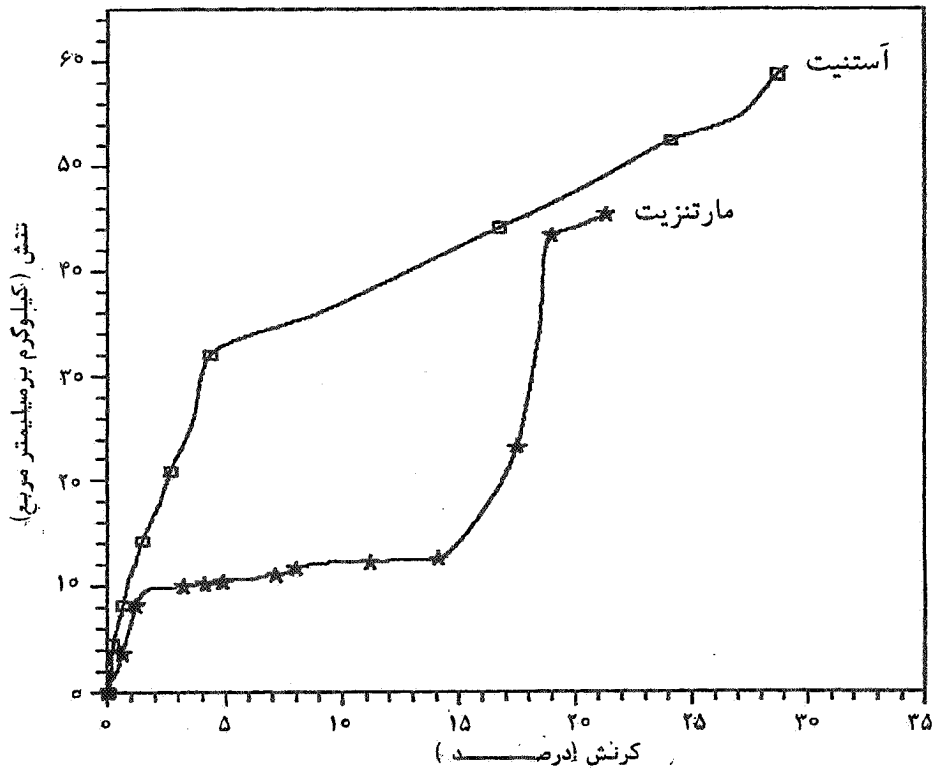
منحنیهای تنش - کرنش فازهای مارتنزیت و آستنیت ایجاد شده در آلیاژ G در دو دمای 25°C و 55°C در شکل (۱۲) با یکدیگر مقایسه شده‌اند. همان طور که در شکل دیده می‌شود، استحکام تسلیم فاز مارتنزیت ($9/83 \text{ Kg/mm}^2$) بسیار کوچکتر از استحکام تسلیم فاز آستنیت ($31/94 \text{ Kg/mm}^2$) است. علت این امر، حذف دوقلویهای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

در شکل (۱۳)، پدیده فوق کشسان باعث ایجاد منطقه‌ای افقی با تغییر کرنشی نسبتاً بزرگ (۰.۳٪) در اثر تنشی بسیار کوچک ($3/51 \text{ Kg/mm}^2$) شده است. ایجاد این پدیده به علت حذف دوقلویهای مارتنزیت در تغییر فاز متأثر از تنش آستنیت به مارتنزیت است. برای مشاهده این اثر، لازم است دما حتماً بالای دمای M_s و زیر دمای M_d (دمای حدی لازم برای مشاهده اثر فوق کشسان) باشد. مقدار کرنش باقیمانده در آلیاژ (۰.۴/۸۶٪) ناشی

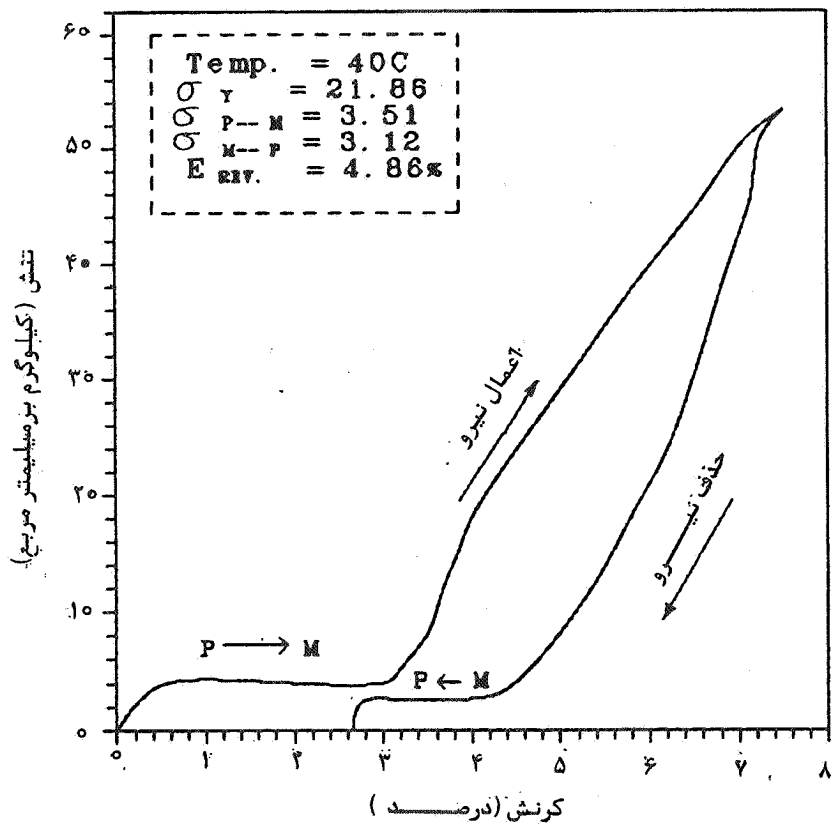
سرد کردن سریع این نوع آلیاژها سبب ایجاد دو همسایگی منظم و نامنظم می‌شود. در اثر ایجاد اولی دماهای تغییر حالت افزایش و در اثر ایجاد دومی دماهای تغییر حالت کاهش می‌یابند. شکل (۹) نشان می‌دهد که پیر کردن در دماهای کوچکتر از 200°C باعث کاهش دماهای تغییر حالت و در دماهای بزرگتر از 200°C باعث افزایش دماهای تغییر حالت می‌شود. افزایش دماهای تغییر حالت در اثر افزایش درجه نظم شبکه و در نتیجه کاهش انرژی آزاد فاز مارتنزیت 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 مارتنزیت 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 آلومینیوم‌دارتر، 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

از تغییر شکل کشسان نمونه و ایجاد تقایص برگشت ناپذیر از قبیل نابه جایها و جاهای خالی است.

۵ - نتیجه گیری

- حداقل اتلاف روی و آلومینیوم در هنگام ساخت آلیاژ مس - روی - آلومینیوم 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 انجماد 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 پیر کردن

در دماهای زیر 200°C سبب کاهش دماهای تغییر حالت می‌شود. ● اعمال دوره‌های حرارتی سبب افزایش دماهای Ms و Af و باریک شدن حلقه هیستریسیس می‌شود.

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

قدردانی

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.

واژه نامه

- | | |
|------------------------------|--------------------------------|
| 1. quenching | 3. thermal cycling |
| 2. shape memory effect (SME) | 4. stabilization 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 Guenin, 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"، پروژه کارشناسی، (استاد پروژه: سید خطیب‌الاسلام صدرنژاد)، 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.