

بررسی رسوب‌سختی چند سازه‌ی‌های آلومینیوم - SiCp

سیدمرتضی سیدریحانی (دانشیار)
حمیدرضا محمدیان سمنانی (کارشناس ارشد)
دانشکده‌ی مهندسی و علم‌مواد، دانشگاه صنعتی شریف

تحقیقات انجام شده روی چندسازه‌ی‌های زمینه فلزی - که آلیاژ زمینه قابلیت رسوب‌سختی دارد - نشان می‌دهد که سینتیک رسوب‌گذاری در این چندسازه‌ی‌ها سریع‌تر از آلیاژ زمینه (بدون ذرات) است. در این پروژه رسوب‌سختی چندسازه‌ی‌ها با زمینه‌ی آلیاژ ۶۰۶۱ و ذرات SiCp از طریق و اندازه‌گیری مقاومت ویژه‌ی الکتریکی و انجام آزمایشات کشش مطالعه شده است. اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی روش مناسبی است برای توصیف چگونگی تغییر ساختار میکروسکوپی طی عملیات حرارتی - مقاومت الکتریکی در اثر عملیات حل‌سازی افزایش و در اثر پیرسازی کاهش می‌یابد. مقاومت الکتریکی نمونه‌ها پس از همگن‌سازی، بر حسب زمان پیری در دماهای مختلف انجام شده است. دمای پیری در محدوده‌ی فاز 175°C و در محدوده‌ی فاز 250°C در نظر گرفته شده است.

مقدمه

در سال‌های اخیر تحقیقات زیادی روی چندسازه‌ی‌های زمینه‌فلزی انجام گرفته است. در این میان آلیاژهای آلومینیوم از اهمیت بیشتری برخوردارند. [۱-۵]

امروزه مشخص شده است که سرعت رسوب‌گذاری در چندسازه‌ی‌های زمینه‌فلزی که دارای زمینه‌ی رسوب سخت شونده‌اند، به مراتب بیشتر از آلیاژ بدون تقویت‌کننده است، و رسوب‌گذاری فازهای نیمه پیوسته با حضور ذرات تقویت‌کننده شتاب می‌گیرد. این مطلب در مورد فاز β' در چندسازه‌ی $\text{SiCp}/6061$ و فاز θ' در چندسازه‌ی Al-Cu/SiCp و فاز δ' در چندسازه‌ی $\text{SiCp}/2124$ دیده شده است. شتاب رسوب‌گذاری معمولاً متأثر از ناهم‌جایی‌هایی است که در اثر سریع سرد کردن آلیاژ در اطراف ذرات سخت به وجود می‌آیند. این ناهم‌جایی‌ها در اثر اختلاف انبساط حرارتی بین ذره و زمینه و میدان تنش حاصل از آن به وجود می‌آیند. براساس مطالعات تئوری و آزمایشگاهی، به نظر می‌رسد چگالی و توزیع ناهم‌جایی اثر مهمی بر سرعت رسوب‌گذاری دارند.

عموماً مراحل تشکیل رسوب در آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ چنین است: (فاز تعادل صفحه‌ی) $\beta \rightarrow$ (فاز نیمه پیوسته‌ی میله‌ی) $\beta' \rightarrow$ (فاز پیوسته سوزنی) $\beta'' \rightarrow$ مناطق GP \rightarrow محلول جامد فوق اشباع ذرات SiCp یک تنش پسماند کششی در زمینه ایجاد می‌کنند در صورتی که حضور مناطق GP یک تنش پسماند فشاری به وجود می‌آورد. بنابراین کاهش انرژی جوانه‌زنی رسوب‌ها بر اثر حضور ذرات به وجود می‌آید. این تأثیر در زمان‌های کوتاه خیلی بیشتر قابل تشخیص است.

مواد و نتایج آزمایش

آلیاژ ۶۰۶۱

آلیاژ ۶۰۶۱ از طریق ریخته‌گری و از آلومینیم خالص و آلیاژهای Al-Mg و Al-Si تهیه شده است. ترکیب آلیاژ ریخته شده در جدول ۱ آورده شده است. از آلیاژ به دست آمده، به روش مخلوط مذاب - جامد یک چندسازه‌ی‌ها با ده درصد ذرات SiCp با مش 1000 تهیه شده است.

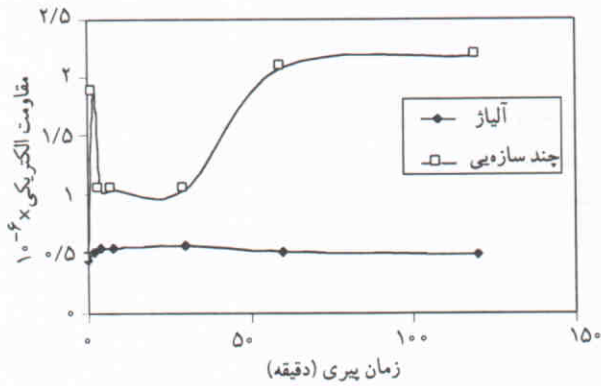
اندازه‌گیری مقاومت الکتریکی

ابتدا نمونه‌هایی با ابعاد $5 \times 2 / 2 \times 50$ میلی‌متر از چندسازه‌ی‌ها و آلومینیم خالص تهیه و با استفاده از یک مدار خاص مقاومت الکتریکی اندازه‌گیری شد. پس از آماده شدن مدار، نمونه‌ها ابتدا به مدت دو ساعت در دمای 520°C قرار می‌گیرند (عمل همگن‌سازی و حل رسوب‌های تشکیل شده)، و سپس به سرعت تا 25°C سرد شده و بلافاصله مقاومت الکتریکی آنها اندازه‌گیری می‌شود (مقاومت الکتریکی زمان صفر). سپس نمونه‌ها در داخل کوره 175°C قرار گرفته و بعد از یک دقیقه مجدداً نمونه‌ها سرد و مقاومت الکتریکی آنها اندازه‌گیری می‌شود. این عمل برای زمان‌های ۱۵، ۳۰، ۶۰ دقیقه و سپس زمان‌های ۲، ۴، ۸، ۱۶ و ۳۲ ساعت تکرار می‌شوند و در هر مرحله بعد از سرد شدن سریع، مقاومت الکتریکی آنها اندازه‌گیری می‌شود. جدول ۲ مقادیر مقاومت الکتریکی یک چندسازه‌ی‌ها و یک ماده‌ی ساده را بر حسب زمان‌های مختلف پیری در 175°C نشان می‌دهد.

شکل ۱ منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی آلیاژ تقویت نشده و چندسازه‌ی‌ها را بر حسب زمان پیرسازی در 175°C نشان می‌دهد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی شمش‌های ۶۰۶۱ ریخته‌گری شده.

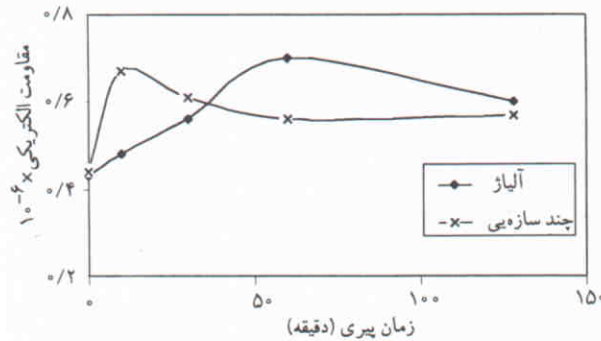
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
۰/۵۹	۰/۱۴	۰/۲۸	۰/۰۲	۱/۳۳	۰/۳۹	۰/۰۰۷	۰/۰۰۶
Ni	Pb	Sn	Sb	Be	Li	Al	
۰/۰۱	۰/۰۸	۰/۰۳	۰/۰۰۵	ناچیز	ندارد	پایه	



شکل ۱. منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی آلیاژ تقویت نشده و چندسازه‌ی بر حسب زمان پیری در ۱۷۵°C.

جدول ۲. مقادیر مقاومت الکتریکی بر حسب زمان پیری در ۱۷۵°C.

زمان پیری بر حسب دقیقه	مقاومت الکتریکی $10^{-6} \times (\Omega.m)$ ماده‌ی ساده	مقاومت الکتریکی $10^{-6} \times (\Omega.m)$ چندسازه‌ی
۰	۰/۴۴	۰/۴۴
۲	۰/۵۱	۱/۸۶
۴	۰/۵۴	۱/۰۳
۸	۰/۵۴	۱/۰۳
۳۰	۰/۵۶	۱/۰۳
۶۰	۰/۵۱	۲/۰۷
۱۲۰	۰/۴۸	۲/۱۸



شکل ۲. منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی چندسازه‌ی و آلیاژ تقویت نشده بر حسب زمان پیری در ۲۵°C.

جدول ۳. مقادیر مقاومت الکتریکی بر حسب زمان پیری در ۲۵°C.

زمان پیری بر حسب دقیقه	مقاومت الکتریکی $10^{-6} \times (\Omega.m)$ ماده‌ی ساده	مقاومت الکتریکی $10^{-6} \times (\Omega.m)$ چندسازه‌ی
۰	۰/۴۳	۰/۴۴
۱۰	۰/۴۸	۰/۶۷
۳۰	۰/۵۶	۰/۶۱
۶۰	۰/۷۰	۰/۵۶
۱۲۸	۰/۶۰	۰/۵۷

در این مرحله نیز نمونه‌ها پس از همگن‌سازی به مدت ۲ ساعت در ۵۲°C و سرد کردن سریع آنها در ۲۵°C، مورد آزمایش کشش قرار گرفته‌اند.

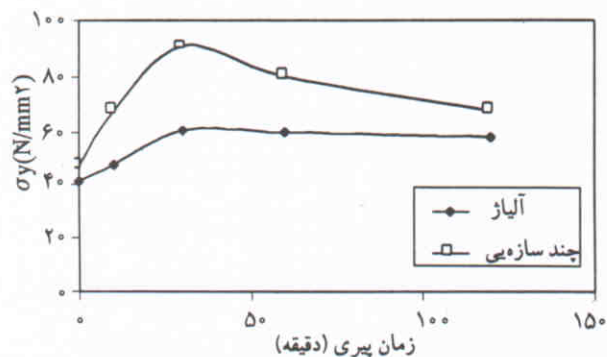
در اینجا نیز برای مطالعه‌ی اثر پیرسازی روی نمونه‌ها، نمونه‌های ساده و چندسازه‌ی پس از همگن شدن در زمان‌های ۰، ۱۰، ۳۰، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه در ۲۵°C پیر شده و بلافاصله پس از سرد شدن نمونه به دستگاه بسته شده و کشش انجام گرفته است.

مقادیر σ_y و σ_u برای نمونه‌های پیر شده در زمان‌های مختلف در ۲۵°C در جدول‌های ۴ و ۵ ذکر شده است. شکل ۳ منحنی تغییرات تنش تسلیم نمونه‌های ساده و چندسازه‌ی را بر حسب زمان پیری در

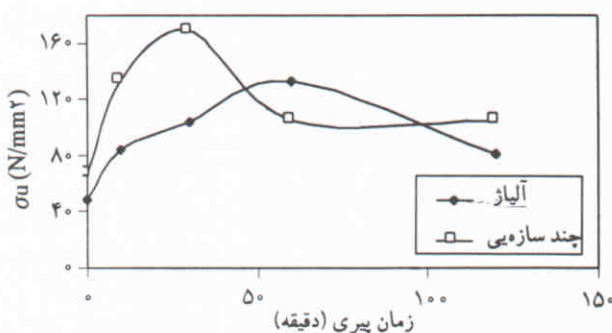
مقاومت الکتریکی چندسازه‌ی و آلیاژ تقویت نشده بر حسب زمان‌های مختلف پیری در ۲۵°C نیز به ترتیبی که در بالا ذکر شد، اندازه‌گیری، و نتایج حاصل از آن در جدول شماره ۳ آورده شده است. منحنی تغییرات مقاومت الکتریکی بر حسب زمان پیری در ۲۵°C در شکل ۲ نشان داده شده است.

آزمایش کشش

آزمایشات کشش توسط Instron با سرعت بارگذاری ۰/۵ سانتی‌متر بر دقیقه انجام شده است. به همین منظور حدود ۳۰ نمونه مطابق استاندارد تهیه شده است.



شکل ۳. منحنی تغییرات تنش تسلیم نمونه‌های ساده و چندسازه‌یی برحسب زمان پیری در ۲۵۰°C.



شکل ۴. منحنی تغییرات بیشینه‌ی تنش کششی (σ_u) نمونه‌های چندسازه‌یی و ساده برحسب زمان پیری در ۲۵۰°C.

از آزمایش‌های انجام شده چنین نتیجه می‌شود که مطابق انتظار، سرعت تشکیل رسوب‌ها در نمونه‌ی تقویت شده به دلیل وجود میدان‌های کرنش در اطراف ذرات بیشتر از نمونه‌ی تقویت نشده است.

مقاومت الکتریکی مستقیماً به حضور اتم‌های محلول و ساختار آلیاژ وابسته است. بنابراین می‌توان تغییرات ساختاری را بر اثر تغییرات مقاومت الکتریکی پیش‌بینی کرد.

به‌عنوان مثال علت افزایش مقاومت الکتریکی در شکل‌های ۱ و ۲ اصولاً تشکیل مناطق GP و تبدیل مناطق β' → β است، چرا که در این فرایند تغییر چگالی اتم‌های محلول می‌تواند به‌عنوان عاملی باعث افزایش مقاومت الکتریکی شود. از طرف دیگر، تشکیل مناطق GP و فازهای β' تأثیر به‌سزایی در افزایش استحکام آلیاژ دارد، زیرا حضور این فازها موجب اختلال در حرکت ناب‌جایی‌ها شده، و در نتیجه باعث افزایش تنش تسلیم و استحکام کششی می‌شود. نتایج شکل‌های ۳ و ۴ مؤید این مسئله است.

علت اختلاف در بیشینه‌ی خواص مکانیکی و مقاومت الکتریکی راکه در زمان‌های مختلف پیری اتفاق می‌افتد، می‌توان چنین بیان

جدول ۴. اندازه‌ی تنش تسلیم نمونه‌های ساده و چندسازه‌یی برحسب زمان پیری در ۲۵۰°C.

زمان پیری بر حسب دقیقه	σ _y ماده ساده N/mm ²	σ _y ماده چندسازه‌یی N/mm ²
0	41/2	46/7
10	47/5	67/5
30	60/5	90/5
60	60	80
120	57/5	67/5

جدول ۵. اندازه‌ی σ_u (ماکزیم تنش کششی) نمونه‌های ساده و چندسازه‌یی برحسب زمان پیری در ۲۵۰°C.

زمان پیری بر حسب دقیقه	σ _u ماده ساده N/mm ²	σ _u ماده چندسازه‌یی N/mm ²
0	47/4	66/3
10	84	132
30	103	168
60	132	104
120	81	104

۲۵۰°C نشان می‌دهد. در شکل ۴ نیز منحنی تغییرات UTS برای نمونه‌های ساده و چندسازه‌یی برحسب زمان پیری در ۲۵۰°C نشان داده شده است.

نتیجه‌گیری

میدان تنش ایجاد شده در اطراف ذرات سخت در یک چندسازه‌یی که در اثر اختلاف انبساط حرارتی بین ذره و زمینه به‌وجود می‌آید، موجب می‌شود که سرعت جوانه‌زنی و تشکیل رسوب در جسم چندسازه‌یی بیشتر از جسم تقویت نشده باشد. [۷، ۶] این اختلاف سرعت جوانه‌زنی و تشکیل رسوب در زمان‌های کوتاه پیرشدن مهم‌تر است، زیرا اگر نمونه‌ها ۲۴ ساعت در دمای محیط نگه داشته شود، اختلاف سرعت جوانه‌زنی تا حدودی پایین می‌آید. [۸] در محدوده‌ی فاز β' (پیری در ۲۵۰°C) اثر سرد شدن‌های متوالی از دمای پیری تا دمای محیط بر سرعت جوانه‌زنی و تشکیل رسوب تأثیر ندارد. به عکس، سرعت جوانه‌زنی در محدوده‌ی فاز β' (پیری در ۱۷۵°C) بستگی به چگالی ناب‌جایی‌ها دارد و لذا سرد شدن‌های متوالی می‌تواند بر سرعت جوانه‌زنی تأثیر داشته باشد. [۵]

تبدیل مناطق GP به فاز β' می‌تواند اثر بیشتری بر افزایش استحکام داشته باشد، در صورتی‌که از نظر مقاومت الکتریکی که بیشتر به اتم‌های محلول حساس است، تغییر چندانی رخ نمی‌دهد.

کرد: اصولاً تشکیل مناطق GP و فاز β' بر اثر کاهش اتم‌های محلول در آلیاژ بر مقاومت الکتریکی تأثیر می‌گذارد. البته تشکیل مناطق GP و همچنین فاز β' بر افزایش استحکام آلیاژ نیز مؤثر است ولی

منابع

1. Dutta, I. and Baurell, D.L. "Influence of dislocation density and distribution on the aging behaviour of 6061-Al-SiC_pw composite", *Act. Met. Mat.*, **38**, p 2041 (1990).
2. Taya, M. and Lulay, K.E. "Strengthening of a particulate metal matrix composite by quenching", *Act. Met. Mat.*, **39** (1991).
3. Humphreys, F.J. and Basu, *The Microstructure and Strength of Particulate Metal Matrix Composites*, (1992).
4. Ibrahim, I.A. and Mohamed, F.A. "Particulate reinforced metal matrix composites", *A review. J. of Material Science*, **26** (1991).
5. Seyed-Reihani, S.M, Dafir, D. and Merle, P. "Experimental analysis of the acceleration of β' precipitation in 6061/SiC_p composit", *Script. Met.*, **28** (1993).
6. Appendin, P. and Badini, C. "6061 aluminium alloy-siC_p particulate composites a comparison between aging behaviour in T₆ and T₄ treatments", *Mat. Science. and Eng.*, **A135** (1991).
7. Withers, P.J. and Stobbs, W.M. "The application of the Eshel by Method of internal stresses determination of short fiber metal-matrix composites", *Act. Met.*, **37** (1989).
8. Seyed-Reihani, S.M. "Study of the enhanced precipitation of an aluminium 6061 alloy reinforced by SiC_p particles in the range of β' phase temperature", *J. of Eng. I.R.I.*, **8** (55) (1995).