



پایان نامه‌ی کارشناسی ارشد در رشته‌ی مهندسی مواد - شناسایی، انتخاب و ساخت مواد مهندسی

# تأثیر کار مکانیکی بر رسوب سختی آلومینیوم ۶۰۸۲

به وسیله‌ی  
فاطمه رحیمی

استاد راهنما  
دکتر بابک هاشمی

اسفند ماه ۱۳۸۸



بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ


به نام خدا

### اظہارنامہ

اینجانب فاطمہ رحیمی دانشجوی رشته‌ی مهندسی مواد گرایش شناسایی و انتخاب مواد مهندسی دانشکده مهندسی، اظہار می‌کنم که این پژوهش حاصل تلاش خودم بوده و در جاهایی که از منابع دیگران استفاده کرده‌ام نشانی دقیق و مشخصات کامل آن را نوشته‌ام. همچنین اظہار می‌کنم که تحقیق و موضوع پایان‌نامه ام تکراری نیست و تعهد می‌نمایم که بدون مجوز دانشگاه دستاوردهای آن را منتشر ننموده و یا در اختیار غیر قرار ندهم. کلیه حقوق این اثر مطابق با آیین‌نامه مالکیت فکری و معنوی متعلق به دانشگاه شیراز است.

نام و نام خانوادگی: فاطمہ رحیمی

تاریخ و امضاء: ۱۳۸۹ / ۳ / ۵

  
۱۹ / ۲ / ۲۴

به نام خدا

تأثیر کار مکانیکی بر رسوب سختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۸۲

به وسیله:

فاطمه رحیمی

پایان نامه

ارائه شده به تحصیلات تکمیلی دانشگاه به عنوان بخشی  
از فعالیت‌های تحصیلی لازم برای اخذ درجه کارشناسی ارشد

در رشته:

مهندسی مواد گرایش شناسایی و انتخاب مواد

از دانشگاه شیراز - واحد بین‌الملل

شیراز

جمهوری اسلامی ایران



ارزیابی شده توسط کمیته پایان نامه با درجه: عالی

دکتر بابک هاشمی، استادیار بخش مهندسی مواد دانشگاه شیراز (رئیس کمیته)

دکتر سید احمد جنابعلی جهرمی استاد بخش مهندسی مواد دانشگاه شیراز

دکتر رامین ابراهیمی، دانشیار بخش مهندسی مواد دانشگاه شیراز

تقدیم به:

پدرا مادر و همسر عزیزم

و

همه آنانی که به من اندیشیدن را آموختند

## سپاسگزاری

اکنون که به یاری حق این مهم به پایان رسیده است، از زحمات و حمایت های بی دریغ استاد گرانقدرم جناب آقای دکتر بابک هاشمی و اساتید مشاورم جناب آقایان دکتر جهرمی و دکتر ابراهیمی تشکر می کنم. بدین وسیله تشکر ویژه خود را از تمامی کسانی که در این امر مرا یاری نمودند، مخصوصاً "جناب آقای حمیدرضا فولادفر به خاطر همکاری بی شائبه ایشان در کلیه امور آزمایشگاهی و مشورت در نتایج و بحث ابراز می نمایم. به علاوه، از مسئولین محترم آزمایشگاه مهندسی مواد دانشگاه شیراز صمیمانه تشکر و قدردانی می کنم.

در نهایت از خانواده ام که بسیاری از ناهمواریها را برایم هموار ساختند و صمیمانه مرا در راه رسیدن به هدف یاری نمودند، نهایت تشکر و سپاسگزاری را دارم و توفیق روزافزون ایشان را از خداوند متعال خواستارم.

## چکیده

### تأثیر کار مکانیکی بر رسوب سختی آلومینیوم ۶۰۸۲

به کوشش

فاطمه رحیمی

آلیاژ آلومینیوم ۶۰۸۲ از جمله آلیاژهای با استحکام متوسط آلومینیوم است که پاسخ مناسبی به عملیات پیرسختی می دهد. در این تحقیق تأثیر انجام کار مکانیکی در مراحل مختلف عملیات پیرسختی بر خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۸۲ بررسی شده است. به طور کلی، انجام نورد قبل از عملیات محلول سازی به علت ریز کردن دانه بندی باعث افزایش نسبی استحکام شده و نورد پیش از پیرسازی به دلیل غیر همگن کردن رسوب گذاری و کاهش پراکندگی رسوبات منجر به کاهش استحکام می شود. این کاهش استحکام در نمونه هایی که به مقدار کم و یا به مقدار زیاد نورد شده بودند کمتر از نمونه های نورد شده با کرنش متوسط بود. نمونه ای که پیش از پیرسازی تنها ۲۰٪ نورد شده بود نه تنها کاهش چندانی در سختی نشان نداد، بلکه افزایش مناسبی نیز در درصد ازدیاد طول یکنواخت نسبت به نمونه پیرسخت شده به روش معمول داشت که این پدیده به توزیع دواندازه ای رسوبات در زمینه نسبت داده شد. همچنین نقش نورد پیش از محلول سازی بر افزایش چکش خواری مؤثر ارزیابی شد. به طوری که بیشترین افزایش چکش خواری در نمونه ای که پیش از محلول سازی ۷۰٪ و پیش از پیرسازی ۲۰٪ نورد شده بود مشاهده شد. تأثیر عملیات ECAP بر آلومینیوم ۶۰۸۲ مطابق انتظار افزایش زیاد استحکام و کاهش شدید چکش خواری بود. با پیرسازی نمونه های ECAP شده در دمای پایین ( $100^{\circ}\text{C}$ ) استحکام و چکش خواری آلیاژ به طور همزمان افزایش پیدا کرد که علت آن کوتاه شدن فاصله تجمع نابجایی ها و به تأخیر افتادن شکست تشخیص داده شد.

**کلید واژه‌ها:** پیرسختی، نورد، ECAP، چکش خواری



## فهرست مطالب

صفحه	عنوان
	<b>فصل اول: مقدمه</b>
۱	مقدمه .....
	<b>فصل دوم: تئوری</b>
۳	۱-۲- اصول پیرسختی .....
۳	۱-۱-۲- تجزیه محلول‌های جامد فوق اشباع .....
۵	۲-۱-۲- خط انحلال مناطق GP .....
۶	۳-۱-۲- نواحی عاری از رسوب در مرز دانه ها .....
۸	۴-۱-۲- تأثیر عناصر جزئی .....
۱۱	۵-۱-۲- مکانیزم‌های سخت کردن .....
۱۶	۲-۲- فرآیندهای پیرسازی .....
۱۷	۳-۲- رفتار مکانیکی .....
۱۹	۱-۳-۲- خواص کششی .....
۲۰	۲-۳-۲- چقرمگی .....
۲۴	۴-۲- آلیاژهای Al-Mg-Si ( سری ۶xxx) .....
۲۷	۵-۲- مروری بر پژوهش‌های گذشته .....
۲۷	۱-۵-۲- پژوهش‌های متمرکز بر خواص مکانیکی .....
۲۸	۱-۱-۵-۲- پژوهش‌های متمرکز بر فوق ریز کردن ساختار .....
	<b>فصل سوم: روش انجام کار</b>
۲۹	۱-۳- بررسی تأثیر نورد در مراحل مختلف پیرسختی بر خواص مکانیکی آلیاژ .....

۲-۳- تأثیر عملیات ECAP و پیر سازی بر استحکام و چکش خواری آلیاژ ریز ساختار به دست آمده.....	۳۰
۳-۳- عملیات مکانیکی انجام شده.....	۳۱
۳-۳-۱- نورد.....	۳۱
۳-۳-۲- فشار زاویه‌ای در کانال‌های هم مقطع (ECAP).....	۳۱
۳-۳-۴- آزمایش‌های مکانیکی.....	۳۲
۳-۳-۴-۱- آزمایش سختی.....	۳۲
۳-۳-۴-۲- آزمایش کشش.....	۳۲
۳-۳-۵- مشاهدات میکروسکوپی.....	۳۲
۳-۳-۵-۱- میکروسکوپ نوری.....	۳۲

#### فصل چهارم: نتایج و بحث

۱-۴- نتایج بررسی‌های متمرکز بر خواص مکانیکی.....	۳۳
۱-۴-۱- نورد در دمای محیط.....	۳۳
۱-۴-۲- فشار در کانال‌های زاویه دار هم مقطع (ECAP).....	۵۹

#### فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادات

۱-۵- نتیجه گیری.....	۶۴
۲-۵- پیشنهادات.....	۶۵

فهرست منابع و مآخذ.....	۶۶
-------------------------	----

## فهرست جدول ها

صفحه	عنوان
۲۹.....	جدول ۱-۳ ترکیب شیمیایی آلومینیوم ۶۰۸۲ استفاده شده

## فهرست شکل ها

عنوان	صفحه
شکل ۱-۲ بخشی از دیاگرام یوتکتیک Al-Cu. موقعیت خط انحلال مناطق GP نیز نشان داده شده است.....	۳
شکل ۲-۲ نمایش اعوجاج صفحات شبکه زمینه در نزدیکی مناطق هم‌سیمی GP.....	۴
شکل ۳-۲ مقطع TEM نشان‌دهنده فاز میله‌ای شکل $Al_2CuMg$ که به طور غیر یکنواخت روی خطوط نابجایی رسوب کرده است. الیاز با ترکیب $Al\ 2.5Cu\ 1.5Mg$ می‌باشد که به مدت ۷ ساعت در دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد پیرسازی شده است.....	۵
شکل ۴-۲ نمایش تغییرات توزیع اندازه منطقه GP با زمان پیرسازی ( $t_1 < t_2 < t_3$ ).....	۶
شکل ۵-۲ مناطق عاری از رسوب در آلیاژ $Al-4Zn-3Mg$ پیرسخت شده به مدت ۲۴ ساعت در دمای $150^{\circ}C$ .....	۷
شکل ۶-۲ نمایش پروفایل غلظت جاهای خالی از اتم در مجاورت مرزدانه در آلیاژهای شوکه شده.....	۷
شکل ۷-۲ منحنی‌های سختی- زمان برای آلیاژهای $Al-4Cu$ و $Al-4Cu-0.05Zn$ [۱۲].....	۹
شکل ۸-۲ مقطع TEM نشان‌دهنده رسوب‌های $\theta'$ همراه با ذرات کوچک قلع.....	۹
شکل ۹-۲ اثر ۰/۳٪ نقره روی عرض PFZ و توزیع رسوب در $Al-4Zn-3Mg$ پیرسازی شده در $150^{\circ}C$ به مدت ۲۴ ساعت.....	۱۰
شکل ۱۰-۲ تیغه‌های فاز $\Omega$ رسوب کرده روی صفحات $\{111\}$ در یک آلیاژ $Al-Cu-Mg-Ag$ .....	۱۱
شکل ۱۱-۲ نمایش بریده شدن یک رسوب ریز (مثلاً منطقه GP) به وسیله نابجایی در حال حرکت.....	۱۱
شکل ۱۲-۲ (a) برش رسوب‌های ریز که منجر به لغزش صفحه‌ای و تجمع نابجایی در مرزدانه می‌شود. (b) تمرکز تنش در نقاط سه‌گانه مرزدانه به دلیل حضور مناطق عاری از رسوب.....	۱۲
شکل ۱۳-۲ نمایش چگونگی پشت سر گذاردن رسوب‌های پراکنده توسط یک نابجایی.....	۱۳

- شکل ۲-۱۴ نمایش رابطه بین استحکام و اندازه ذره برای یک نمونه آلیاژ پیرسختی شونده (A) ذرات رسوب به وسیله نابجایی‌ها بریده می‌شوند (B) ذرات رسوب به وسیله نابجایی‌ها دور زده می‌شوند. ۱۴.....
- شکل ۲-۱۵ مقطع میکروسکوپی آلیاژ  $\text{Al-5.3Cu-1.3Li-0.4Mg-0.4Ag-0.16Zr}$  (a) شوکه شده و به مدت ۸ ساعت در دمای  $160^\circ\text{C}$  پیرسازی گردیده است که ذرات رسوب ریز هم‌سیما با زمینه  $\theta''$  و همچنین تیغه‌های فاز  $T_1$  در ساختار دیده می‌شود (سختی: ۱۴۶DPH) (b) پس از شوکه کردن ۶٪ کار سرد روی آن اعمال شده و به مدت ۸ ساعت در دمای  $160^\circ\text{C}$  پیرسازی گردیده است. فاز شبه هم‌سیمای  $T_1$  با اندازه بسیار بزرگتر ولی با توزیع یکنواخت دیده می‌شود (سختی ۲۰۰DPH). ۱۵.....
- شکل ۲-۱۶ بخشی از دیاگرام دوتایی  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  ۱۶.....
- شکل ۲-۱۷ بخشی از دیاگرام فاز چهارتایی  $\text{Al-Zn-Mg-Cu}$  حاوی ۱/۱۵٪ مس در دمای  $460^\circ\text{C}$  ۱۷.....
- شکل ۲-۱۸ رشته‌های جهت‌دار شده ترکیبات بین فلزی درشت در آلیاژ نورد شده آلومینیوم (X250). ۱۹.....
- شکل ۲-۱۹ جهات اصلی مربوط به ساختار دانه در یک آلیاژ کارپذیر آلومینیوم. ظهور ترک که می‌تواند در این جهات سه‌گانه در نمونه تحت تنش بروز کند در شکل دیده می‌شود. ۱۹.....
- شکل ۲-۲۰ توسعه ترک به واسطه تجمع جاهای خالی جوانه زده روی ذرات رسوب. (a) شمای جوانه‌زنی حفرات به خاطر شکافت ذره که به دنبال اتصال ترک پیش‌رونده به این حفره‌ها صورت می‌گیرد. (b) شکافت ذره ترکیب بین فلزی  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  همراه با جوانه‌زنی حفره و توسعه ترک در زمینه نرم مجاور در آلیاژ آلومینیوم با استحکام بالا. (c) مسیر ترک در یک آلیاژ ریختگی آلومینیوم که تحت تأثیر حضور ذرات سیلیکون درشت قرار گرفته است (مقطع میکروسکوپ نوری  $700\times$ ) [۲]. ۲۱.....
- شکل ۲-۲۱ تافنس شکست نمونه ورق آلیاژهای تجارتي  $\text{Al-Cu-Mg}$  با مقادیر مختلف آهن و سیلیسیم. ۲۲.....
- شکل ۲-۲۲ تأثیر تبلور مجدد، شکل و اندازه دانه در آلیاژهای مختلف گروه ۷۰۰۰ بر تافنس شکست. ۲۳.....
- شکل ۲-۲۳ چندین مورد کاربرد آلیاژهای گروه ۶۰۰۰. ۲۴.....
- شکل ۲-۲۴ میزان استحکام در وضعیت T6 برای آلیاژهای گروه ۶۰۰۰. ۲۵.....
- شکل ۳-۱) تصویر شماتیک قطعات تشکیل دهنده قالب ECAP. ۳۰.....

- شکل ۳-۲) تصویر قالب ECAP استفاده شده در حالت سر هم شده ..... ۳۱
- شکل ۴-۱) نمودار سختی بر حسب مدت زمان عملیات محلول سازی برای نمونه های مختلف ..... ۳۴
- شکل ۴-۲) نمودار سختی بر حسب دمای تبلور مجدد برای نمونه های اولیه مختلف با درصد های مختلف نورد (از ۲۰ تا ۷۰٪) ..... ۳۵
- شکل ۴-۳) تاثیر میزان کرنشهای متفاوت نورد بر استحکام و چکش خواری نمونه پیرسخت شده ..... ۳۶
- شکل ۴-۴) سختی حاصل از نورد نمونه های مختلف پس از عملیات محلول سازی در دمای  $530^{\circ}\text{C}$  و زمان ۲ ساعت ..... ۳۷
- شکل ۴-۵) اندازه دانه ها در نمونه های مختلف پس از ۲ ساعت محلول سازی در دمای  $530^{\circ}\text{C}$  (الف) نمونه نورد نشده (ب) نمونه ۲۰٪ نورد شده (ج) نمونه ۷۰٪ نورد شده ..... ۳۹
- شکل ۴-۶) سختی حاصل از نورد نمونه های مختلف پس از عملیات محلول سازی در دمای  $530^{\circ}\text{C}$  و زمان متناسب ..... ۳۹
- شکل ۴-۷) ریز ساختار نمونه های محلول سازی شده در زمانی متناسب با میزان نورد (الف) ۲۰٪ نورد شده (ب) ۷۰٪ نورد شده ..... ۴۰
- شکل ۴-۸) تاثیر نورد پیش از عملیات محلول سازی بر نمودار تنش کرنش نمونه های مختلف ..... ۴۱
- شکل ۴-۹) مقایسه نرخ کارسختی نرماله برای نمونه های مختلف ..... ۴۲
- شکل ۴-۱۰) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $175^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۳
- شکل ۴-۱۱) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $150^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۵
- شکل ۴-۱۲) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $100^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۶
- شکل ۴-۱۳) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $70^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۷
- شکل ۴-۱۴) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $175^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۸
- شکل ۴-۱۵) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $150^{\circ}\text{C}$  روی سختی ..... ۴۹

- شکل ۴-۱۶) تاثیر نورد پس از محلول سازی و قبل از پیر سازی در دمای  $100^{\circ}\text{C}$  روی سختی..... ۵۰
- شکل ۴-۱۷) مقایسه بین استحکام و درصد ازدیاد طول یکنواخت نمونه های مختلف ..... ۵۱
- شکل ۴-۱۸) مقایسه بین استحکام و درصد ازدیاد طول یکنواخت نمونه های مختلف ..... ۵۲
- شکل ۴-۱۹) چگونگی موضعی شدن تغییر فرم و کرنش در اطراف رسوبات درشت..... ۵۴
- شکل ۴-۲۰) رفتار دو نمونه مختلف کامل و ناقص محلول سازی شده با افزایش کرنش نورد..... ۵۵
- شکل ۴-۲۱) تاثير محلول سازی ناقص و یا کامل بر فرایند پیرسختی برای نمونه های مختلف ..... ۵۶
- شکل ۴-۲۲) مقایسه استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول یکنواخت نمونه های مختلف ..... ۵۷
- شکل ۴-۲۳) بررسی تاثیر کرنش های بسیار بالا پیش از پیرسازی در دمای  $175^{\circ}\text{C}$ ..... ۵۹
- شکل ۴-۲۴) بررسی تاثیر کرنش های بسیار بالا پیش از پیرسازی در دمای  $150^{\circ}\text{C}$ ..... ۶۰
- شکل ۴-۲۵) بررسی تاثیر کرنش های بسیار بالا پیش از پیرسازی در دمای  $100^{\circ}\text{C}$ ..... ۶۱
- شکل ۴-۲۶) بررسی تاثیر کرنش های بسیار بالا پیش از پیرسازی در دمای  $70^{\circ}\text{C}$ ..... ۶۲
- شکل ۴-۲۷) مقایسه استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول یکنواخت نمونه های مختلف ..... ۶۳

## مقدمه

آلیاژهای گروه ۶۰۰۰ آلومینیوم، آلیاژهای با استحکام متوسط هستند که استفاده گسترده ای در صنایع مختلف دارند. این آلیاژ به علت مقاومت به خوردگی تنش‌ی بالا از مقبولیت زیادی جهت استفاده در مصارفی که با محیط خورنده در ارتباط است برخوردار می‌باشند و بنابراین مادامی که استحکام متوسط برای کاربرد قطعه آلومینیومی کافی باشد به سراغ گروه‌های با استحکام بالاتر مانند گروه ۷۰۰۰ که به شدت به خوردگی تنش حساس هستند نمی‌رویم. حال چنانچه با انجام فرآیند جدیدی نظیر عملیات ترمودینامیکی بتوانیم محدوده استحکام آلیاژ را تا حدی ارتقاء دهیم، می‌توانیم دامنه کاربرد وسیع تری از این آلیاژ را در اختیار داشته باشیم.

از سویی دیگر همانند کلیه آلیاژهای پیر سخت شونده، آلیاژهای گروه ۶۰۰۰ نیز در ماکزیمم سختی به دست آمده از عملیات پیرسختی، دارای چکش خواری بسیار محدود بوده و در نتیجه باعث ایجاد بسیاری از محدودیت‌ها در فرآیندهای شکل دهی بعدی می‌شود. از این رو افزایش چکش خواری آلیاژ به نحوی که به استحکام آلیاژ لطمه ای نزند می‌تواند نقش بسزایی در بالا بردن کارایی‌های این آلیاژ داشته باشد. در این پژوهش، تلاش بر این است تا تأثیر کار مکانیکی در مراحل مختلف پیرسختی، بر خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۸۲ بررسی شود و در صورت امکان با انجام یک یا چند مرحله کار مکانیکی به صورت نورد، با عملیات پیرسختی، استحکام یا چکش خواری یا هر دوی این خواص را در آلیاژ بهبود دهیم. با توجه به اهمیت حفظ قیمت مناسب تولید و پرهیز از تحمیل مراحل پیرسختی، باید تا حد امکان از اضافه کردن مراحل حرارتی که نیاز به توقف طولانی قطعات در کوره و صرف هزینه زیاد انرژی و زمان دارد اجتناب کرد و بیشتر با تنظیم دما و زمان در همان مراحل معمول پیر سختی که متناسب با مراحل نورد انتخاب می‌شود، فرآیند را طراحی نمود.

عملیات ترمودینامیکی انجام شده بر روی آلیاژهای آلومینیوم تا کنون غالباً تکیه بر نقش استحکامدهی از طریق کار مکانیکی داشته و تلاش بر این بوده است تا با ادغام کرنش سختی و پیرسختی، استحکام بهتری از آلیاژ بگیریم. نقش درهم کنش بین نابجایی‌های تولید شده در مرحله نورد و رسوب گذاری در مرحله پیرسازی کمتر مورد توجه بوده و به تأثیرات این درهم کنش بر روی خواص مکانیکی کمتر پرداخته شده است.



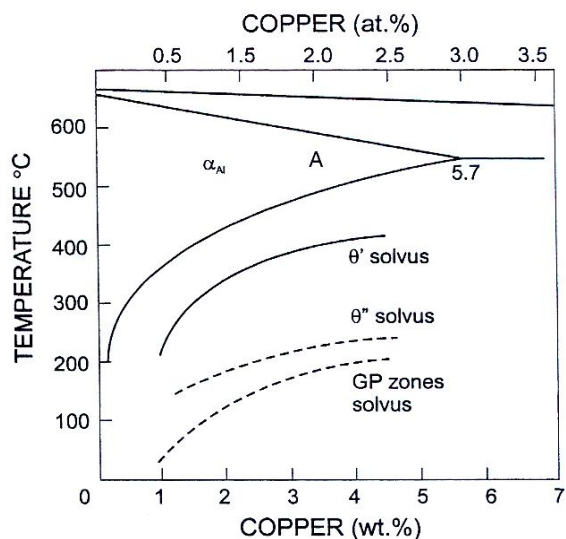
این پژوهش بر دو قسمت اصلی متمرکز است. ابتدا بررسی تأثیر مشترک انجام کار مکانیکی (مشخصاً نورد) و پیرسختی بر خواص مکانیکی و تلاش برای ارتقاء چکش خواری آلیاژ پیرسخت شده بدون لطمه زدن به استحکام مناسب آن و قسمت دیگر تلاش برای رفع مشکل کمبود چکش خواری نمونه ای که تحت عملیات تغییر فرم پلاستیک شدید ECAP قرار گرفته و بهبود نسبی درصد ازدیاد طول یکنواخت آن بوده است. اهمیت قسمت دوم در این است که آلیاژی که تحت تغییر فرم پلاستیک شدید قرار گرفته است از استحکام بسیار بالایی برخوردار است و این استحکام بیشتر از محدوده معمول استحکام برای آلیاژ می باشد. اما کمبود شدید چکش خواری در آلیاژ به دست آمده، عملاً استفاده از آلیاژ را تا حد زیادی غیر عملی کرده و کاربردهای صنعتی ناچیزی را برای آن فراهم می کند. حال چنانچه چکش خواری آلیاژ با روشی که استحکام را از بین نبرد افزایش پیدا کند، آلیاژ در تراز بالاتری از خواص مکانیکی قرار گرفته و کاربردهای به مراتب بیشتری را می توان برای آن متصور شد.

## فصل دوم: تئوری

### ۱-۲- اصول پیرسختی

#### ۱-۱-۲- تجزیه محلول‌های جامد فوق اشباع

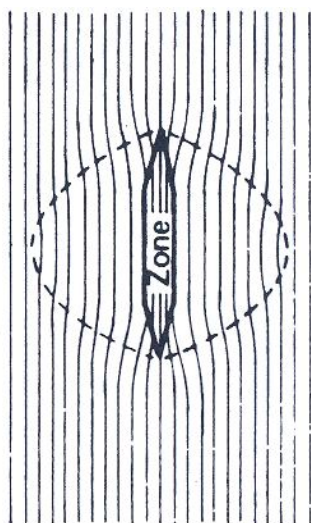
- شرط اولیه برای پیرسختی یک آلیاژ کاهش در حلالیت حالت جامد یک یا چند عنصر آلیاژی با کاهش دما است. این عملیات حرارتی به طور معمول شامل مراحل زیر است:
- ۱- عملیات محلول سازی در دمای نسبتاً بالا در منطقه تک فازی (برای مثال در منطقه A شکل ۱-۲) برای حل شدن عناصر آلیاژی.
  - ۲- سرد کردن سریع یا شوکه کردن<sup>۱</sup> غالباً تا دمای محیط به منظور رسیدن به محلول جامد فوق اشباعی از عناصر آلیاژی در آلومینیوم.
  - ۳- تجزیه کنترل شده محلول جامد فوق اشباع، برای تشکیل رسوبات ریز پراکنده با پیرسازی در مدت زمان مناسب در یک یا دو دما که این دما می تواند دمای اتاق نیز باشد [۱].



شکل ۱-۲ بخشی از دیاگرام یوتکتیک Al-Cu. موقعیت خط انحلال مناطق GP نیز نشان داده شده است [۲].

<sup>۱</sup> quenching

تجزیه کامل یک محلول جامد فوق اشباع غالباً فرایند پیچیده ای است که ممکن است شامل چندین مرحله باشد. به طور نمونه نواحی Guineire-preston (GP) و رسوبات فازهای میانی معمولاً علاوه بر فاز تعادلی تشکیل می شود. مناطق GP دسته های اتمی منظم و غنی از عناصر محلول است که ضخامت آنها ممکن است یک یا دو صفحه اتمی باشد [۱]. ساختار این مناطق مشابه ساختار زمینه بوده و با آن هم سیما<sup>۱</sup> می باشد، با این حال معمولاً کرنش های الاستیک قابل توجهی ایجاد می کند (شکل ۲-۲). تشکیل این مناطق مستلزم حرکت اتم ها در فواصل نسبتاً کوتاه است. به طوری که به صورت ذرات بسیار ریز با دانسیته  $(10^{17}-10^{18}) \text{ cm}^{-3}$  در زمینه پراکنده شده است [۳]. بسته به سیستم آلیاژی، نرخ جوانه زنی و ساختار واقعی تا حد زیادی متأثر از حضور مکان های خالی اضافی در شبکه است که پس از شوک کردن آلیاژ باقی مانده است.



Matrix planes

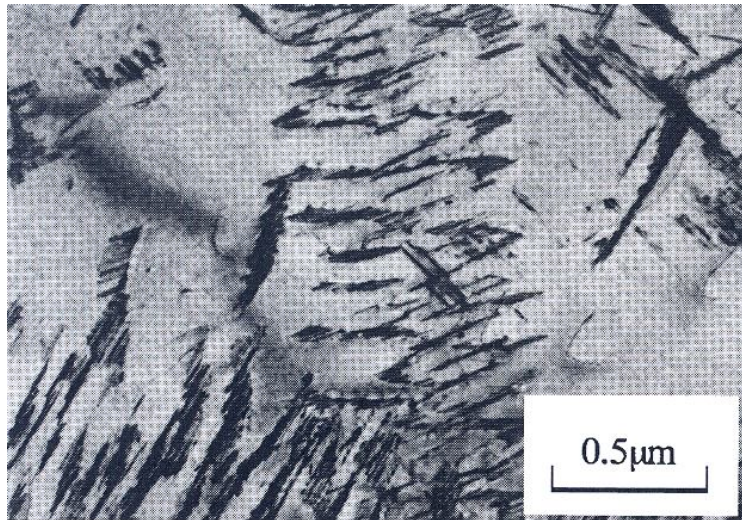
شکل ۲-۲ نمایش اعوجاج صفحات شبکه زمینه در نزدیکی مناطق هم سیمای GP [۲]

اندازه رسوب های میانی معمولاً بزرگتر از مناطق GP بوده و با صفحات شبکه زمینه شبه هم-سیما<sup>۲</sup> می باشد. این رسوبات دارای ترکیب و ساختار کریستالی معین بوده و تفاوت ترکیب و ساختار آن ها با رسوب تعادلی کم است. در برخی آلیاژها، رسوب میانی در مناطق پایدار GP جوانه می زند و در پاره ای آلیاژها جوانه زنی این فاز به طور یکنواخت در عیوب شبکه ای مانند نابجایی ها صورت می گیرد (شکل ۳-۲) [۴]. تشکیل رسوب تعادلی نهایی مستلزم از بین رفتن کامل هم سیمایی با فاز مادر است. این رسوب فقط در دماهای پیرسازی نسبتاً بالا تشکیل شده

<sup>1</sup> Coherent

<sup>2</sup> Semi-coherent

و به علت درشتی و پراکنده بودن سختی چندانی را موجب نمی شود. حداکثر سخت شدن در آلیاژهای تجاری زمانی اتفاق می افتد که پراکندگی بحرانی مناطق GP یا رسوب میانی و یا هر دو وجود داشته باشد. در برخی از موارد بر روی آلیاژها پس از شوکه کردن و پیش از پیرسازی کارسرد (مثلا ۰/۵٪) انجام می گیرد که در نتیجه آن دانسیته نابجایی ها افزایش یافته و مکان‌های بیشتری را برای جوانه زنی غیر یکنواخت رسوبات میانی فراهم می آورد [۵].



شکل ۲-۳ مقطع TEM نشان‌دهنده فاز میله‌ای شکل  $Al_2CuMg$  که به طور غیر یکنواخت روی خطوط نابجایی رسوب کرده است. الیاز با ترکیب  $Al\ 2.5Cu\ 1.5Mg$  می‌باشد که به مدت ۷ ساعت در دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد پیرسازی شده است [۴].

### ۲-۱-۲- خط انحلال مناطق GP

خط انحلال مناطق GP را می توان به صورت خطی شبه پایدار در دیاگرام تعادلی نشان داد (شکل ۱-۲) این خط حد فوقانی را برای پایداری مناطق GP در آلیاژهای با ترکیبات مختلف مشخص کرده و مکان دقیق آن بسته به غلظت جاهای خالی اضافی متغیر است. خطوط انحلال برای رسوبات شبه پایدار<sup>۱</sup> دیگر نیز قابل تعیین می‌باشد. ارتباط توزیع اندازه مناطق GP با زمان پیرسازی به طور شماتیک در شکل ۲-۴ نشان داده شده است. مدل پیشنهاد شده به وسیله لوریمر<sup>۲</sup> و نیکولسون<sup>۳</sup> [۶] که بر اساس آن مناطق GP تشکیل شده در زیر دمای انحلال در صورت رسیدن به اندازه بحرانی ( $d_{crit}$ ) (شکل ۲-۴) می تواند به عنوان جوانه‌هایی برای مرحله بعدی فرایند پیرسازی یعنی تشکیل رسوبات میانی عمل کند، به وسیله شواهد تجربی تایید

<sup>1</sup> Meta stable

<sup>2</sup> Lorimer

<sup>3</sup> Nicholson