

# مدل سازی و پیش بینی استحکام تسلیم آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ پس از انجام فرایند نورد تجمعی

محمد رضا رضائی<sup>۱\*</sup>، محمدرضا طرقي نژاد<sup>۲</sup>، فخرالدین اشرفی زاده<sup>۲</sup>

۱- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه دامغان، دامغان، سمنان، ایران

۲- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

\*عهده دار مکاتبات: m.r.rezaei@du.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۷/۲۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۰۳)

**چکیده:** در پژوهش حاضر خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ فوق ریزدانه پس از سیکل های مختلف فرایند نورد تجمعی به صورت کمی مورد ارزیابی قرار گرفت. جهت نیل به این هدف، مدل سازی استحکام تسلیم نمونه ها بر مبنای پارامترهای ریزساختاری مستخرج از الگوهای پراش پرتو ایکس و تصاویر میکروسکوپی و استفاده از روابط ریاضی مربوطه برای محاسبه مکانیزم های استحکام دهی صورت پذیرفت. ریزساختار نمونه ها پس از سیکل های مختلف نورد تجمعی توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری و خواص مکانیکی آنها با آزمون کشش تک محوری بررسی شدند. چگالی نابجایی های ذخیره شده در نمونه ها از الگوهای پراش پرتو ایکس مربوطه با استفاده از رابطه معروف ویلیامسون-هال تعیین گردید. مطالعات ریزساختاری نمایانگر تشکیل تدریجی ساختار فوق ریزدانه همراه با حضور اندک رسوبات برش ناپذیر با افزایش تعداد سیکل ها بود. نتایج بررسی تجربی خواص مکانیکی نشان داد که استحکام تسلیم آلیاژ پس از سیکل های مختلف نورد تجمعی افزایش پیدا کرد تا پس از سیکل سوم به ۲۷۸ MPa رسید. مکانیزم استحکام دهی ناشی از مرزهای دانه با افزایش استحکام حدود ۹۵ MPa بیشترین سهم را در افزایش استحکام تسلیم پس از سیکل اول داشت و نقش مثبت آن با افزایش تعداد سیکل های نورد افزایش پیدا کرد. همچنین، استحکام تسلیم تجربی تعیین شده توسط آزمون کشش در توافق خوبی با استحکام تسلیم تئوری محاسبه شده از مکانیزم های استحکام دهی بود.

## واژه های کلیدی:

آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱، نورد تجمعی، استحکام تسلیم، مدل سازی، مکانیزم های استحکام دهی.

## ۱- مقدمه

است [۲-۳]. مواد با اندازه دانه های بسیار ریز توسط روش هایی مانند رسوب الکتروشیمیایی، آلیاژسازی مکانیکی، کریستالیزاسیون فاز آمورف و تغییر شکل پلاستیکی شدید تولید می شوند [۴]. روش های تغییر شکل پلاستیکی شدید به طور موفقیت آمیزی برای تولید مواد فوق ریز دانه گسترش یافته اند [۵]. در این روش ها کرنش های پلاستیکی بسیار بالا بر روی ماده اعمال می شود که منجر به ریز شدن ساختار و افزایش استحکام ماده

در دهه های اخیر تولید مواد با اندازه دانه های کوچکتر از یک میکرون مورد توجه زیادی قرار گرفته است [۱]. این مواد به عنوان مواد فوق ریزدانه با ابعاد ۱۰۰ نانومتر تا یک میکرون و مواد نانو ساختار با ابعاد کوچکتر از ۱۰۰ نانومتر شناخته می شوند [۲]. نه تنها به دلیل فعال شدن مکانیزم های پچ استحکام بالایی از این دسته از مواد انتظار می رود، بلکه رفتار سوپرپلاستیک با نرخ کرنش بالا و در درجه حرارت های پایین نیز از جمله خواص آنها

در پژوهش پیشین که توسط محققان حاضر صورت پذیرفته است روند تولید ساختار ریزدانه در آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ و تغییرات خواص مکانیکی به صورت کیفی بررسی شده است [۱۸]. اما در آن پژوهش مانند دیگر مطالعات گسترده انجام شده در زمینه استفاده از فرایند نورد تجمعی برای تولید مواد فوق ریزدانه و نانو ساختار به خصوص در آلیاژهای مختلف آلومینیم، بررسی دقیق خواص مکانیکی این مواد با رویکرد تحلیل مکانیزم های مؤثر در استحکام بخشی مورد توجه قرار نگرفته است. به عنوان مثال افزایش قابل توجه استحکام و سختی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ [۱۹-۲۰]، [۲۱] و آلومینیم خالص [۲۲] در اثر اعمال فرایند نورد تجمعی تنها با بررسی کیفی ریزساختار تحلیل شده است. بنابراین، در این پژوهش تلاش می شود تا با استخراج پارامترهای فازی و ریزساختاری و استفاده از آنها در روابط ریاضی مربوطه، سهم مکانیزم های مختلف استحکام بخشی در افزایش استحکام آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ حین نورد تجمعی بررسی و تحلیل شود.

## ۲- مواد و روش انجام تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ مورد استفاده توسط کوانتومتری اندازه گیری شد که در جدول ۱ نشان داده شده است. قبل از انجام عملیات نورد تجمعی، عملیات حرارتی محلولی در یک کوره الکتریکی بر روی نمونه ها صورت پذیرفت. این عملیات در دمای ۵۳۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱/۵ ساعت بر روی نمونه ها انجام شد. برای جلوگیری از اکسید شدن ورق ها، عملیات انحلالی برای جلوگیری از رسوب گذاری و ایجاد محلول فوق اشباع، نمونه ها تا دمای محیط در آب کوئنچ شدند. سپس، ورق آلومینیمی با ضخامت ۱ میلیمتر به نوارهایی به طول ۲۰۰ میلیمتر و عرض ۴۰ میلیمتر بریده شده و توسط مته، چهار سوراخ در چهار گوشه ورق ها ایجاد گردید و سپس تحت فرایند نورد تجمعی قرار گرفت.

می گردد. تغییر شکل های متداول مانند نورد سرد یا کشش می تواند منجر به ریز شدن ریزساختار در دماهای پایین شود. اما معمولاً ساختارهای تشکیل شده، ریزساختارهایی از نوع سلولی حاوی مرزهای زاویه کم<sup>۱</sup> می باشند. تفاوت این ساختارها با نانو ساختارهای حاصل از تغییر شکل پلاستیکی شدید این است که نانو ساختارها، حاوی دانه هایی فوق ریز با مرزهای زاویه زیاد هستند [۶-۷]. مشخصه مهم روش های تغییر شکل پلاستیکی شدید که تقریباً در همه آنها مشترک است اعمال کرنش های بسیار بالا به نمونه بدون تغییر در ابعاد کلی آن می باشد. مشخصه دیگر این است که شکل نمونه پس از اعمال کرنش-های پلاستیکی شدید حفظ می شود، یعنی ابزار مورد استفاده مانع از سیلان آزاد ماده به اطراف می شوند که در نتیجه آن نمونه تحت فشار هیدرواستاتیکی شدیدی قرار می گیرد. حضور این فشار بالا برای دستیابی به کرنش های بالا و همچنین ایجاد دانسیته بالایی از نواقص کریستالی برای ریز کردن دانه<sup>۲</sup>ها لازم و ضروری است [۷-۸]. روش های تغییر شکل پلاستیکی شدید مختلفی برای تولید مواد ریزساختار و پر استحکام گسترش یافته اند که مهمترین آنها روش پیچش تحت فشار بالا، پرس در قالب زاویه دار، اکستروژن هیدرواستاتیکی و نورد تجمعی<sup>۲</sup> هستند [۲، ۹-۱۰]. یکی از مهمترین روش های تغییر شکل پلاستیکی شدید روش نورد تجمعی است که برای اولین بار توسط سایتو و همکارانش در سال ۱۹۹۸ معرفی شد [۱۱]. روش نورد تجمعی به دلیل تجهیزات ساده و در دسترس و به دلیل قابلیت اجرا بر روی قطعات بالک بسیار بزرگ نسبت به سایر روش های تغییر شکل پلاستیکی شدید مزیت دارد [۱۲]. همچنین، اعمال این فرایند تا تعداد سیکل های مختلف روی فلزات مختلف اعم از فولاد، آلیاژهای آلومینیم و مس و همچنین، کامپوزیت ها سبب بهبود قابل توجه استحکام آنها شده است [۱۳-۱۵]. آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ در دسته آلیاژهای آلومینیم عملیات حرارتی پذیر بوده و قابلیت نورد پذیری بسیار خوبی نیز در دمای محیط دارد [۱۶-۱۷]. لذا، این آلیاژ کاندیدای مناسبی برای انجام عملیات نورد تجمعی و بررسی تأثیر آن روی خواص مکانیکی به ویژه استحکام محسوب می شود.

ریزساختار نمونه‌های نورد تجمعی شده توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری<sup>۳</sup> مدل فیلیس تحت ولتاژ ۱۲۰ کیلو ولت بررسی شد. برای آماده‌سازی نمونه‌ها سطوح نمونه‌ها از دو طرف با سنباده ۶۰۰ و ۸۰۰ به میزان ۰/۹ میلی‌متر برداشته شد تا ضخامت نمونه‌ها به ۰/۱ میلی‌متر برسد. سپس نمونه‌ها پولیش گردید تا سطحی براق و شفاف آماده شود. فویل‌های استاندارد برای بررسی توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری به قطر ۳ میلی‌متر تهیه و موازی با صفحه نورد الکتروپولیش شدند. برای الکتروپولیش از محلول حاوی ۷۲ میلی لیتر اتانول، ۲۰ میلی لیتر بتوکسیتانول و ۸ میلی لیتر اسید پرکلریک ( با غلظت ۷۱٪) در دمای ۳- درجه سانتیگراد استفاده شد. ولتاژ اعمالی در حین الکتروپولیش ۳۵ ولت بود.

آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه‌ها با استفاده از دستگاه دیفرکتومتر مدل فیلیس و با استفاده از تابش Cu K $\alpha$  در جریان ۲۰ mA و ولتاژ ۳۰ kV انجام گردید. زاویه تابش ۲ $\theta$  در محدوده ۲۰ تا ۹۰ درجه تنظیم و آنالیز با اندازه گام ۰/۰۴ انجام شد. برای محاسبه چگالی نابجایی‌ها می‌توان از الگوهای پراش پرتو ایکس استفاده کرد. برای این منظور از روش ویلیامسون-هال که اساس آن ارتباط اندازه دانه و میکرو کرنش با پهنای پیک در نیمه ارتفاع<sup>۴</sup> است بهره برده می‌شود. رابطه ویلیامسون هال عبارت است از [۲۳].

$$B \cos \theta = \frac{K\lambda}{D} + 4\epsilon \sin \theta \quad (1)$$

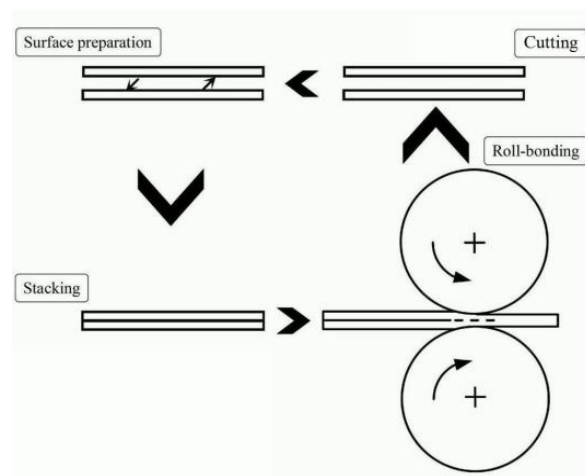
در این رابطه  $B$  پهنای پیک در نیمه ارتفاع،  $\theta$  زاویه پراش،  $K$  ثابتی با مقدار حدود ۱،  $\lambda$  طول موج اشعه ایکس،  $D$  اندازه متوسط کریستالیت و  $\epsilon$  میکرو کرنش متوسط شبکه است. تصحیح گوسین پارامتر  $B$  جهت حذف تأثیرات دستگاهی از الگوی پراش، به صورت زیر انجام می‌پذیرد.

$$B^2 = B_{exp}^2 - B_{ins}^2 \quad (2)$$

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱

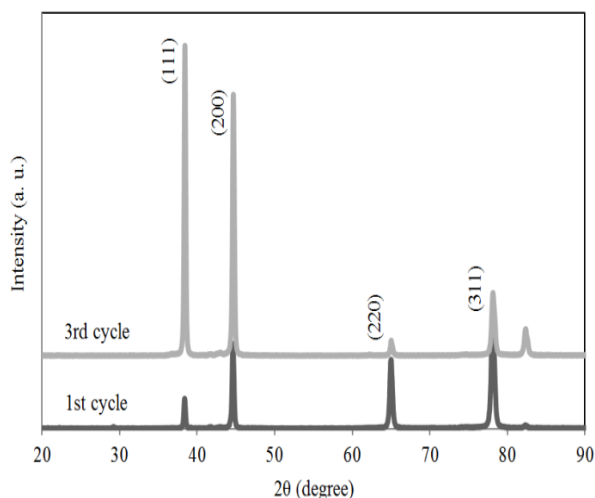
عناصر	آلومینیم	منیزیم	سیلیسیم	آهن	مس	باقیمانده
ترکیب (درصد وزنی)	۹۷/۳۰	۱/۱۶	۱/۶۳	۰/۴۹	۰/۲۵	۰/۰۷

پس از انجام عملیات حرارتی محلولی ابتدا نوارهای آلومینیومی برای از بین بردن چربی‌ها و آلودگی‌های سطحی با استون شستشو شده و سپس برای ایجاد پیک پیوند مناسب توسط برس خورشیدی برشکاری شدند. بعد از عملیات سطحی، دو سطح برشکاری شده روی هم قرار گرفته و توسط سیم مسی محکم بسته شده و تحت نورد قرار گرفتند. دستگاه نورد مورد استفاده دارای غلتک‌هایی به قطر ۱۲۷ میلی‌متر بوده و سرعت نورد ۳ دور در دقیقه در نظر گرفته شد. پس از انجام هر سیکل نورد، ورق به دست آمده در راستای عرضی به دو قسمت مساوی بریده شد و برای از بین بردن ترک‌های لبه‌ای و دندانه‌دار شدن لبه‌ها، بین هر سیکل لبه نمونه‌ها با استفاده از دستگاه گیوتین دستی بریده شدند. عملیات نورد تجمعی تا ۳ سیکل در دمای اتاق و بدون روانکار صورت پذیرفت. کاهش ضخامت در هر سیکل حدود ۵۰ درصد بود و بنابراین ضخامت نهایی ورق نسبت به ورق اولیه در هر سیکل بدون تغییر باقی ماند. مراحل فرایند نورد تجمعی در شکل ۱ نشان داده شده است.



شکل (۱): شماتیک مراحل فرایند نورد تجمعی

تعداد سیکل ها دستخوش تغییر شده اند. این تغییرات در نتیجه اعمال تغییر شکل های پلاستیکی شدید و در نتیجه ورود عیوب کریستالی به خصوص نابجایی ها درون ساختار رخ می دهند.



شکل (۲): الگوی پراش از نمونه های نورد تجمعی شده پس از سیکل اول و سوم

نمودارهای ویلیامسون-هال مستخرج از الگوهای پراش نمونه های نورد تجمعی شده در شکل ۳ نمایش داده شده است. با توجه به معادلات مربوط به خطوط برازش شده روی نقاط و رابطه (۱) اندازه کریستالیت و میکرو کرنش محاسبه می شود. سپس با قرار دادن این پارامترها در روابط (۳)، (۴) و (۵) مقدار چگالی نابجایی های ذخیره شده محاسبه می شود. چگالی نابجایی ها برای نمونه نورد تجمعی شده پس از سیکل اول و سوم به ترتیب از معادلات نمایش داده در نمودارهای شکل ۳ الف و ۳ ب محاسبه می شود. پارامترهای محاسبه شده از نمودارهای ویلیامسون-هال در جدول ۲ نمایش داده شده اند. با توجه به این جدول، افزایش تعداد سیکل باعث افزایش چگالی نابجایی ها درون ریزساختار شده است به-طوری که چگالی نابجایی ها از  $1.63 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  برای نمونه یک سیکل نورد تجمعی شده به  $3.89 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  برای نمونه سه سیکل نورد تجمعی شده رسیده است. افزایش چگالی نابجایی ها در اثر فعال شدن منابع تولید نابجایی مانند فرانک-رید<sup>۵</sup> تحت اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید رخ می دهد [۲۵].

در این رابطه  $B_{exp}$  مقدار پهنای پیک در نیمه ارتفاع از الگوی پراش و  $B_{ins}$  مقدار دستگاهی پهنای پیک در نیمه ارتفاع از یک ماده مرجع است. در این پژوهش، از ذرات پودر کاربید سیلیسیم با مقدار پهنای پیک در نیمه ارتفاع برابر با ۰/۰۹ به عنوان ماده مرجع استفاده شد لازم به ذکر است که بر اساس رابطه (۱)، در روش ویلیامسون-هال نیاز به حل یک رابطه دو مجهولی وجود دارد که منوط به وارد کردن مشخصات حداقل دو پیک از الگوی پراش در رابطه است. در این پژوهش چهار پیک مربوط به صفحات (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) جهت تعیین چگالی نابجایی ها انتخاب شدند. از روابط زیر برای تخمین چگالی نابجایی ها در ساختارهای تغییر شکل شدید یافته استفاده می شود [۲۴].

$$\rho_D = \frac{3}{D^2} \quad (۳)$$

$$\rho_s = \frac{6\pi\varepsilon^2}{b^2} \quad (۴)$$

$$\rho = (\rho_D \times \rho_s)^{1/2} \quad (۵)$$

در این روابط،  $\rho_D$  سهم چگالی نابجایی از اندازه کریستالیت،  $\rho_s$  سهم چگالی نابجایی از میکرو کرنش شبکه،  $b$  بردار برگرز و  $\rho$  چگالی نابجایی است. به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه ها، آزمایش کشش در دمای محیط (به وسیله دستگاه کشش) انجام شد. آزمون کشش برای هر حالت ۳ مرتبه انجام پذیرفت. پس از انجام آزمایش کشش، منحنی های تنش مهندسی-کرنش مهندسی برای نمونه های نورد تجمعی شده رسم شد.

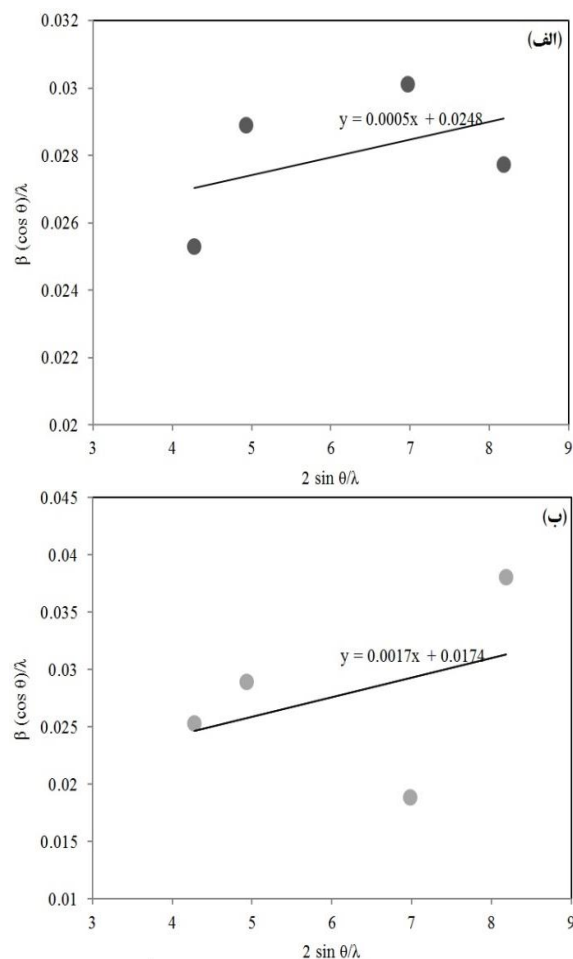
### ۳- نتایج و بحث

الگوهای پراش پرتو ایکس از نمونه های نورد تجمعی شده پس از سیکل های اول و سوم در شکل ۲ نمایش داده شده است. صفحات کریستالی مربوط به هر پیک نیز در این شکل مشخص شده اند. با توجه به این الگوها، شدت و پهنای پیک ها با افزایش

یک سیکل نورد تجمعی شده مشخص است. اندازه متوسط دانه-های فرعی در حدود ۵۹۰ نانومتر می باشد. نظر به غیریکنواخت بودن فرایندهای تغییرشکل پلاستیکی شدید و عدم توزیع یکنواخت کرنش در سراسر نمونه، دانه های فرعی با اندازه های مختلف در نمونه تشکیل شده است. همچنین رسوباتی با اندازه متوسط ۱۰۵ nm در ریزساختار نمونه پس از سیکل اول نورد تجمعی تشکیل شده اند. حضور رسوبات در نمونه ARB شده ناشی از وقوع مکانیزم رسوب گذاری دینامیک<sup>۶</sup> است. با وجود اینکه فرایند نورد تجمعی روی آلیاژ ۶۰۶۱ در شرایط آنیل محلولی صورت پذیرفته است، افزایش چگالی نابجایی ها باعث تشدید پدیده نفوذ و لذا تشکیل رسوبات حین تغییرشکل پلاستیکی شدید می شود [۲۶].

با افزایش تعداد سیکل، دانه های هم محور با مرزهای کاملاً مشخص در ریزساختار تشکیل شده اند به طوری که پس از سیکل سوم نورد تجمعی (شکل ۴ ب) دانه ها توسط مرزهای دانه واضح-تری از یکدیگر تفکیک شده اند. اندازه متوسط دانه ها در این نمونه ۳۲۰ nm است. همچنین، کماکان رسوبات مختلفی با اندازه متوسط ۸۵ nm درون ریزساختار حضور دارند. نکته ای که در اینجا بایستی به آن توجه شود این است که اندازه دانه (کریستالیت) محاسبه شده توسط روش ویلیامسون-هال (جدول ۲) اختلاف قابل ملاحظه ای با اندازه دانه بدست آمده از تصاویر TEM دارد. دلیل این موضوع به مکانیزم تعیین اندازه دانه توسط روش پراش پرتو ایکس مربوط است. در حقیقت در روش پراش پرتو ایکس هرگونه تاثیر ناشی از متغیرهای ریزساختاری در کوهرنسی پراش سبب تغییر پهنای پیک شده که در نتیجه آن اندازه کریستالیت محاسبه شده متفاوت خواهد بود.

بر همین اساس دیواره های سلول نابجایی<sup>۷</sup> نیز توانایی افزایش پهنای پیک های پراش را دارند و بنابراین اندازه دانه محاسبه شده می تواند مربوط به سلول های نابجایی که بسیار کوچک تر از اندازه دانه های اصلی و فرعی هستند باشد [۲۷]. سیر تحول ریزساختار متأثر از افزایش تعداد سیکل مشاهده شده به دلیل وقوع



شکل (۳): نمودارهای ویلیامسون-هال از نمونه های نورد تجمعی شده پس از سیکل: (الف): اول و (ب): سوم

جدول (۲): پارامترهای محاسبه شده از نمودارهای ویلیامسون-هال برای نمونه های نورد تجمعی شده پس از سیکل های مختلف

تعداد سیکل	اندازه کریستالیت (نانومتر)	میکروکرنش نابجایی ( $10^{14} m^{-2}$ )	چگالی نابجایی
۱	۴۰/۳۲	۰/۰۰۰۲۵	۱/۶۳
۳	۵۷/۴۷	۰/۰۰۰۸۵	۳/۸۹

در شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری حاصل از نمونه ها پس از سیکل های مختلف نورد تجمعی نشان داده شده است. با توجه به شکل ۴ الف دانسیته بالایی از نابجایی ها و همچنین ساختار سلول ها و دانه های فرعی تشکیل شده در نمونه

مدول الاستیک متفاوت نسبت به اتم های عناصر میزبان (در اینجا آلومینیم) باعث ایجاد میدان های کرنشی در اطراف نابعجایی ها درون ریزساختار می شوند. این میدان های کرنشی که به اتمسفر کاترل<sup>۹</sup> نیز معروف هستند در حرکت نابعجایی ها درون ماده اختلال ایجاد می کنند که افزایش استحکام را در پی دارد [۲۸]. افزایش استحکام ناشی از این مکانیزم توسط رابطه زیر قابل محاسبه است [۲۹]:

$$\Delta\sigma_{SS} = M G b \varepsilon_{SS}^{3/2} \sqrt{c} \quad (6)$$

$$\varepsilon_{SS} = |\dot{\varepsilon}_G - \beta \varepsilon_b| \quad (7)$$

$$\dot{\varepsilon}_G = \frac{\varepsilon_G}{1 + \frac{1}{2} |\varepsilon_G|} \quad (8)$$

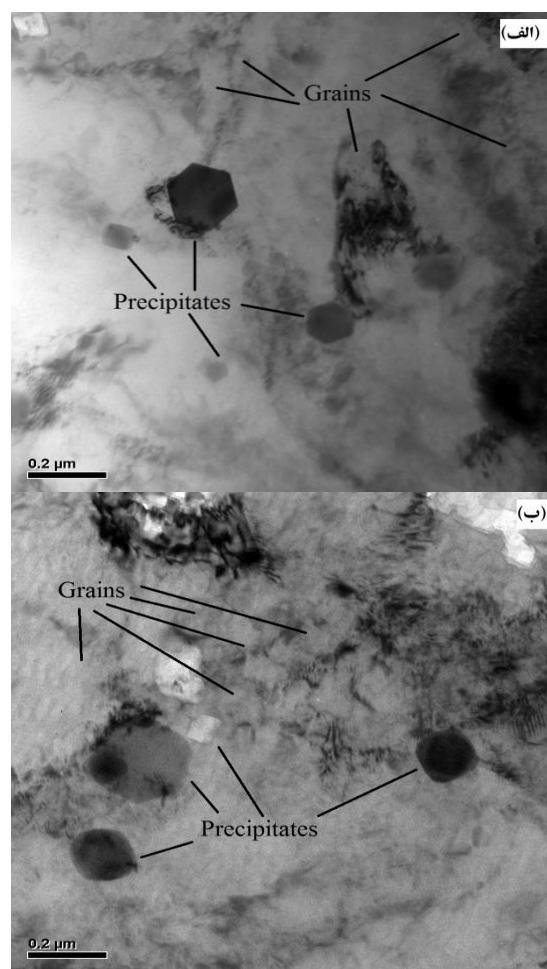
$$\varepsilon_G = \frac{1}{G} \frac{dG}{Dc} \quad (9)$$

$$\varepsilon_b = \frac{1}{a} \frac{da}{dc} \quad (10)$$

در این روابط M ضریب تیلور است که برای آلومینیم برابر با ۳/۰۶ است، G مدول برشی (۲۵/۴ GPa برای آلومینیم)، b بردار برگرز (۰/۲۸۶ nm برای آلومینیم)،  $\varepsilon_{SS}$  کرنش شبکه، c غلظت اتمی عنصر محلول،  $\beta$  ثابت برابر با ۳ و a پارامتر شبکه میزبان است. از آنجاییکه عناصر منیزیم و سیلیسیم مؤثرترین عناصر در افزایش استحکام آلیاژ ۶۰۶۱ هستند محاسبات روابط (۶) تا (۱۰) با در نظر گرفتن این دو عنصر به عنوان عناصر محلول صورت پذیرفته است.

**ب- رسوب سختی<sup>۱۰</sup>:** رسوبات نقش ویژه ای را در افزایش استحکام آلیاژ ۶۰۶۱ ایفا می کنند. رسوبات نانومتری برش ناپذیر تشکیل شده حین انجام فرایند نورد تجمعی از طریق ایجاد تداخل در حرکت نابعجایی ها با فعال شدن مکانیزم معروف اوروان<sup>۱۱</sup> باعث افزایش استحکام آلیاژ شده که توسط رابطه اشبی-اوروان محاسبه می شود [۳۰].

پدیده معروف تبلور مجدد دینامیکی پیوسته رخ داده است که به دلیل موضوع این مقاله جزئیات آن بحث و بررسی نمی شود.



شکل (۴): تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از نمونه های نورد تجمعی شده پس از سیکل: (الف): اول و (ب): سوم

در مورد آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ مکانیزم های استحکام دهی مطرح شامل محلول جامد، رسوب سختی، مرزهای دانه و کرنش سختی هستند که سه مورد آخر به دلیل تغییرات ابعاد رسوبات، اندازه دانه ها و چگالی نابعجایی ها در طول انجام فرایند نورد تجمعی دستخوش تغییر می شوند. در ادامه تأثیر هر یک از مکانیزم های فوق در استحکام دهی آلیاژ مورد بررسی قرار می گیرد:

**الف- استحکام دهی ناشی از تشکیل محلول جامد<sup>۱۲</sup>:** های عنصر آلیاژی حل شده در محلول جامد به دلیل اندازه و

رابطه هال-پیچ در محدوده اندازه دانه فوق ریز و نانومتری تا یک اندازه بحرانی (۲۰ نانومتر) اعتبار دارد و پس از آن به دلیل تغییر ساختار مرزهای دانه و تشدید مکانیزم های نفوذی، انحرافات در رابطه مشاهده شده است [۲].

**۵- کرنش سختی<sup>۱۳</sup>:** اساس این مکانیزم تولید و ازدیاد نابجایی-ها، حرکت نابجایی و اندرکنش بین آنها است. حین اعمال تغییر شکل پلاستیک، منابع تولید نابجایی (منابع فرانک-رید) فعال شده و تعداد نابجایی ها افزایش می یابد. به دلیل اندرکنش میدان-های کرنشی نابجایی های تولید شده، حرکت نابجایی بعدی از میان میدان کرنشی دشوارتر خواهد بود. بنابراین، افزایش مقدار کرنش پلاستیک اعمالی سبب بهبود استحکام ماده می شود. این افزایش استحکام توسط رابطه تیلور به صورت زیر قابل محاسبه است [۳۳].

$$\Delta\sigma_{Dis} = MaGb\sqrt{\rho} \quad (15)$$

در این رابطه  $\alpha$  ثابت برابر با ۰/۲۴ و  $\rho$  چگالی نابجایی ها (جدول ۲) است.

مقادیر افزایش استحکام ناشی از مکانیزم های مختلف برای نمونه-های یک سیکل و سه سیکل نورد تجمعی شده در جدول ۳ ارائه شده است. مطابق با این جدول، مکانیزم استحکام دهی مرزدانه ها سهم حداکثری را در افزایش استحکام تسلیم در تمام سیکل های نورد تجمعی به خود اختصاص داده است. همچنین، میزان تأثیر این مکانیزم نیز با افزایش تعداد سیکل ها افزایش قابل توجهی یافته است به طوری که در نمونه ۳ سیکل نورد تجمعی شده حدود ۵۰ درصد از استحکام حاصل شده مربوط به این مکانیزم است. از طرفی، مکانیزم کرنش سختی نقش دوم را افزایش استحکام نمونه ها ایفا کرده است. این نتایج مشابه نتایج بدست آمده برای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ فوق ریزدانه تولید شده به روش اکستروژن با نرخ کرنش آهسته<sup>۱۴</sup> است که مکانیزم استحکام دهی ناشی از مرزهای دانه در رتبه اول و مکانیزم کرنش سختی در رتبه دوم مکانیزم های مؤثر در افزایش استحکام آلیاژ معرفی شدند [۲۹]. همچنین،

$$\Delta\sigma_{oro} = \frac{0.8Mgb}{2\pi L(1-\nu)^{1/2}} \ln\left(\frac{x}{2b}\right) \quad (11)$$

که در این رابطه  $\nu$  ضریب پواسون با مقدار برابر با ۰/۳۳،  $L$  فاصله بین رسوبات و  $x$  قطر متوسط رسوبات در صفحه لغزش است. پارامتر  $L$  و  $x$  توسط روابط زیر محاسبه می شوند.

$$L = \sqrt{\frac{2}{3}} \left( \sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right) d_p \quad (12)$$

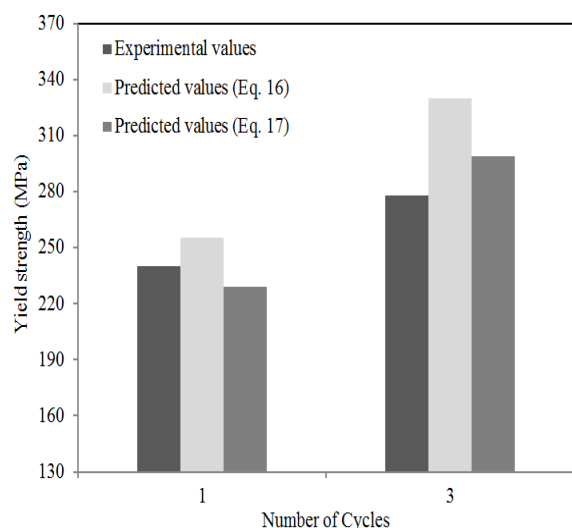
$$x = \sqrt{\frac{2}{3}} d_p \quad (13)$$

در این روابط  $f$  کسر حجمی رسوبات و  $d_p$  قطر متوسط رسوبات است که از تصاویر TEM (شکل ۴) استخراج می شوند.

**ج- مرزهای دانه<sup>۱۲</sup>:** حین تغییر شکل، به منظور وقوع لغزش از یک دانه به دانه مجاور، تنش در جبهه تجمع نابجایی ها نزدیک مرزدانه بایستی از یک مقدار بحرانی تجاوز نماید. به عبارت دیگر، مرزهای دانه سد مهمی در برابر حرکت نابجایی ها هستند. بنابراین، اغلب دستیابی به ساختار با دانه بندی کوچک برای نیل به خواص مکانیکی برتر مطلوب است. مطالعات پیشین نشان داده اند که حتی مرزهای زاویه کوچک (دانه های فرعی) با زاویه عدم تطابق بالای ۵ درجه نیز مانند مرزهای اصلی در افزایش استحکام تأثیرگذار هستند [۳۱]. بنابراین، دانه های فرعی مشاهده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (شکل ۴) نیز در محاسبات افزایش استحکام با این مکانیزم در نظر گرفته می شوند. افزایش استحکام ناشی از این مکانیزم توسط رابطه معروف هال-پیچ قابل محاسبه است [۳۲].

$$\Delta\sigma_{H-P} = kd^{-1/2} \quad (14)$$

در این رابطه  $d$  اندازه دانه متوسط و  $k$  شیب رابطه هال-پیچ است که بیانگر دشواری لغزش متقاطع در ساختار است. مقدار  $k$  برای آلومینیم در حدود  $74 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$  است. لازم به ذکر است که



شکل (۵): مقایسه مقادیر استحکام تجربی و پیش بینی شده (تخمین زده شده با استفاده از روابط (۱۶) و (۱۷)) برای نمونه های نورد تجمعی شده پس از تعداد سیکل مختلف

بر اساس شکل ۵، مقادیر استحکام تسلیم پیش بینی شده توسط رابطه (۱۷) تطابق خوبی با مقادیر تجربی دارد. اختلاف مقادیر پیش بینی شده و تجربی در سیکل اول و سوم به ترتیب به کمتر از ۵ و ۸ درصد رسیده است.

#### ۴- نتایج و بحث

در پژوهش حاضر رفتار مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ پس از عملیات نورد تجمعی به صورت کمی مورد ارزیابی قرار گرفت. مهم ترین نتایج حاصل شده به شرح زیر است:

۱- مکانیزم استحکام دهی ناشی از مرزهای دانه بیشترین سهم را در افزایش استحکام نمونه های نورد تجمعی شده به خود اختصاص داد.

۲- مکانیزم استحکام دهی کرنش سختی که سهم دوم را در افزایش استحکام داشت با افزایش تعداد سیکل تأثیر بیشتری از خود به نمایش گذاشت.

۳- استحکام تسلیم پیش بینی شده توسط یکی از روابط ریاضی در تطابق خوبی با استحکام تسلیم تجربی بود.

#### ۵- مراجع

افزایش نقش مکانیزم استحکام دهی مرز دانه ها با افزایش میزان تغییر شکل پلاستیکی شدید اعمالی پیش از این نیز گزارش شده است [۳۴].

جدول (۳): افزایش استحکام پیش بینی شده ناشی از مکانیزم های استحکام-

بخشی مختلف

سیکل سوم	سیکل اول	مکانیزم
۳۶/۴۵	۳۶/۴۵	محلول جامد (مگاپاسکال)
۳۷/۶۶	۳۴/۱۹	رسوب سختی (مگاپاسکال)
۱۳۰/۸۱	۹۶/۳۴	مرزهای دانه (مگاپاسکال)
۱۰۵/۲۲	۶۸/۱۱	کرنش سختی (مگاپاسکال)

با جمع جبری ساده افزایش استحکام تسلیم ناشی از مکانیزم های استحکام دهی مختلف می توان استحکام تسلیم را برای نمونه ها پس از سیکل های مختلف پیش بینی کرد.

$$\sigma_{Predic} = \sigma_0 + \Delta\sigma_G + \Delta\sigma_{Load} + \Delta\sigma_{Dis} \quad (16)$$

در این رابطه  $\sigma_{Predic}$  استحکام تسلیم پیش بینی شده و  $\sigma_0$  تنش اصطکاکی (ذاتی) (حدود ۲۰ MPa برای آلومینیم) است.

همچنین، مقدار استحکام تسلیم تجربی و پیش بینی شده توسط رابطه (۱۶) در نمودار شکل ۵ مقایسه شده است (لازم به ذکر است که استحکام تسلیم نمونه نورد نشده ۴۹ MPa اندازه گیری شد). مشاهده می شود که اختلاف قابل توجهی بین مقادیر تجربی و مقادیر پیش بینی شده توسط رابطه (۱۶) وجود دارد. اما با توجه به مطالعات صورت پذیرفته، در شرایطی که فاصله متوسط بین نابجایی ها و فاصله بین رسوبات قابل مقایسه باشد استحکام دهی ناشی از رسوبات و نابجایی ها (کرنش سختی) به صورت مجذور توان دوم در نظر گرفته شده و رابطه (۱۷) برای محاسبه استحکام تسلیم کل استفاده می گردد [۳۵].

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{H-P} + \sqrt{\Delta\sigma_{oro}^2 + \Delta\sigma_{Dis}^2} \quad (17)$$



- severe plastic deformation”, *Wear*, Vol. 271, No. 9, pp. 1828-1832, 2011.
- [11] Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai & R. Hong, “Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process”, *Scripta materialia*, Vol. 39, No. 9, pp. 1221-1227, 1998.
- [12] J. Del Valle, M. Pérez-Prado & O. Ruano, “Accumulative roll bonding of a Mg-based AZ61 alloy”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 410, pp. 353-357, 2005.
- [13] M. Alizadeh & M. Paydar, “High-strength nanostructured Al/B 4 C composite processed by cross-roll accumulative roll bonding”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 538, pp. 14-19, 2012.
- [14] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, S. Amirkhanlou & H. Edris, “Strengthening mechanisms in nanostructured interstitial free steel deformed to high strain”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, pp. 656-662, 2015.
- [15] S. A. Hosseini & H. D. Manesh, “High-strength, high-conductivity ultra-fine grains commercial pure copper produced by ARB process”, *Materials & Design*, Vol. 30, No. 8, pp. 2911-2918, 2009.
- [16] H. Yu, L. Su, C. Lu, K. Tieu, H. Li, J. Li, A. Godbole & C. Kong, “Enhanced mechanical properties of ARB-processed aluminum alloy 6061 sheets by subsequent asymmetric cryorolling and ageing”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 674, pp. 256-261, 2016.
- [17] C. Y. Chou, C. W. Hsu, S. L. Lee, K. W. Wang & J. C. Lin, “Effects of heat treatments on AA6061 aluminum alloy deformed by cross-channel extrusion”, *Journal of materials processing technology*, Vol. 202, No. 1, pp. 1-6, 2008.
- [18] M. R. Rezaei, M. R. Toroghinejad & F. Ashrafzadeh, “Production of nano-grained structure in 6061 aluminum alloy strip by accumulative roll bonding”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 529, pp. 442-446, 2011.
- [19] K. T. Park, H. J. Kwon, W. J. Kim & Y. S. Kim, “Microstructural characteristics and thermal stability of ultrafine grained 6061 Al alloy fabricated by accumulative roll bonding process”, *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 14, pp. 3633-3640, 2000.
- [20] E. Ortiz Cuellar, M. Hernandez Rodriguez & E. García Sanchez, “Evaluation of the tribological properties of an Al-Mg-Si alloy processed by severe plastic deformation”, *Materials Characterization*, Vol. 92, pp. 1-14, 2014.
- [21] Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, A. J. Barnes & T. G. Langdon, “Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation”, *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 14, pp. 3633-3640, 2000.
- [22] R. Z. Valiev & T. G. Langdon, “Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement”, *Progress in Materials Science*, Vol. 51, No. 7, pp. 881-981, 2006.
- [23] S. متین و م. پاکشیر، "بررسی رفتار خوردگی حفره-ای کامپوزیت Al-nano ZrO<sub>2</sub> تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی"، فصلنامه علمی-پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۹، شماره ۱، ص ۷-۱، بهار ۱۳۹۴.
- [24] S. متین و م. پاکشیر، "بررسی رفتار خوردگی حفره-ای کامپوزیت Al-nano ZrO<sub>2</sub> تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی"، فصلنامه علمی-پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۰، شماره ۲، ص ۱۷۷-۱۸۴، تابستان ۱۳۹۵.
- [25] X. Sauvage, G. Wilde, S. Divinski, Z. Horita & R. Valiev, “Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 540, pp. 1-12, 2012.
- [26] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev & I. V. Alexandrov, “Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation”, *Progress in materials science*, Vol. 45, No. 2, pp. 103-189, 2000.
- [27] R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, M. J. Zechetbauer & Y. T. Zhu, “Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation”, *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Vol. 58, No. 4, pp. 33-39, 2006.
- [28] Sabirov, M. Perez Prado, J. Molina Aldareguia, I. Semenova, G. K. Salimgareeva & R. Valiev, “Anisotropy of mechanical properties in high-strength ultra-fine-grained pure Ti processed via a complex severe plastic deformation route”, *Scripta Materialia*, Vol. 64, No. 1, pp. 69-72, 2011.

- “Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy”, *Acta Materialia*, Vol. 62, pp. 141-155, 2014.
- [30] V. Rajkovic, D. Bozic, J. Stasic, H. Wang & M. T. Jovanovic, “Processing, characterization and properties of copper-based composites strengthened by low amount of alumina particles”, *Powder Technology*, Vol. 268, pp. 392-400, 2014.
- [31] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji & N. Hansen, “Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed”, *Acta Materialia*, Vol. 57, No. 14, pp. 4198-4208, 2009.
- [32] M. Rezaei, S. Shabestari & S. Razavi, “Effect of ECAP consolidation temperature on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Ti metallic glass reinforced aluminum matrix composite”, *Journal of Materials Science & Technology*, 2017.
- [33] B. Li, A. Godfrey, Q. Meng, Q. Liu & N. Hansen, “Microstructural evolution of IF-steel during cold rolling”, *Acta Materialia*, Vol. 52, No. 4, pp. 1069-1081, 2004.
- [34] S. Malopheyev, V. Kulitskiy & R. Kaibyshev, “Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al Mg Sc Zr alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 698, pp. 957-966, 2017.
- [35] N. Kamikawa, K. Sato, G. Miyamoto, M. Murayama, N. Sekido, K. Tsuzaki & T. Furuhashi, “Stress-strain behavior of ferrite and bainite with nano-precipitation in low carbon steels”, *Acta Materialia*, Vol. 83, pp. 383-396, 2015.
- Materials Science and Engineering: A, Vol. 316, No. 1, pp. 145-152, 2001.
- [20] S. H. Lee, Y. Saito, T. Sakai & H. Utsunomiya, “Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 325, No. 1, pp. 228-235, 2002.
- [21] S. O. Gashti, A. Fattah alhosseini, Y. Mazaheri & M. K. Keshavarz, “Microstructure, mechanical properties and electrochemical behavior of AA1050 processed by accumulative roll bonding (ARB)”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 688, pp. 44-55, 2016.
- [22] M. Eizadjou, H. D. Manesh & K. Janghorban, “Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 474, No. 1, pp. 406-415, 2009.
- [23] G. Williamson & W. Hall, “X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram”, *Acta metallurgica*, Vol. 1, No. 1, pp. 22-31, 1953.
- [24] M. H. Farshidi, M. Kazeminezhad & H. Miyamoto, “Severe plastic deformation of 6061 aluminum alloy tube with pre and post heat treatments”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 563, pp. 60-67, 2013.
- [25] V. Bratov & E. Borodin, “Comparison of dislocation density based approaches for prediction of defect structure evolution in aluminium and copper processed by ECAP”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 631, pp. 10-17, 2015.
- [26] H. J. Roven, M. Liu & J. C. Werenskiold, “Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al-Mg-Si aluminium alloy”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 483, pp. 54-58, 2008.
- [27] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, J. Dutkiewicz & J. A. Szpunar, “Investigation of nanostructured Al/Al 2 O 3 composite produced by accumulative roll bonding process”, *Materials & Design*, Vol. 35, pp. 37-42, 2012.
- [28] J. Z. Zhao, A. K. De & B. C. De Cooman, “Kinetics of Cottrell atmosphere formation during strain aging of ultra-low carbon steels”, *Materials Letters*, Vol. 44, No. 6, pp. 374-378, 2000.
- [29] K. Ma, H. Wen, T. Hu, T. D. Topping, D. Isheim, D. N. Seidman, E. J. Lavernia & J. M. Schoenung,

## ۶- پی نوشت

- [1] Low angle grain boundaries (LAGB)  
 [2] Accumulative roll bonding (ARB)  
 [3] Transmission electron microscopy (TEM)  
 [4] Full width at half maximum (FWHM)  
 [5] Frank-Read source  
 [6] Dynamic precipitation  
 [7] Dislocation cell walls  
 [8] Solid solution strengthening  
 [9] Cottrell atmosphere  
 [10] Precipitates  
 [11] Orowan  
 [12] Grain boundaries

[13] Strain hardening

[14] Slow strain-rate (SSR) extrusion

## Modelling and prediction of the yield strength of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll bonding (ARB)

Mohamad Reza Rezaei<sup>1\*</sup>, Mohamad Reza Toroghinejad<sup>2</sup>, Fakhroddin Ashrafizadeh<sup>2</sup>

1- Assistant Professor, School of Engineering, Damghan University, Damghan, Semnan, Iran

2- Professor, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

\*Corresponding author: m.r.rezaei@du.ac.ir

---

### Abstract

In the present research, a quantitative approach was employed to investigate the mechanical properties of ultrafine grained 6061 aluminum alloy after different cycles of accumulative roll bonding (ARB) process. In this regard, the yield strength of samples was modelled based on the microstructural parameters extracted from x-ray diffraction (XRD) patterns and micrographs using corresponding mathematical equations. The microstructural features and mechanical properties of samples were analyzed by transmission electron microscopy (TEM) and uniaxial tensile test, respectively. The density of stored dislocations was calculated from XRD patterns by famous Williamson-Hall equation. Microstructural characterizations revealed that ultrafine grains as well as non-shearable precipitates were formed gradually by increasing the number of ARB cycles. The yield strength of ARBed samples was increased by increasing the number of cycles and reached to 278 MPa after third cycle. The grain refinement mechanism was the dominant strengthening mechanism in one cycle ARBed sample, contributing a strength increment estimated to about 95 MPa and its positive role was increased continuously by increasing the number of cycles. Also, the experimentally determined yield strength was in reasonable agreement with theoretically determined yield strength from strengthening mechanisms.

**Keywords:** 6061 Aluminum Alloy, Accumulative Roll Bonding, Yield Strength, Modelling, Strengthening Mechanisms.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Mohamad Reza Rezaei, Mohamad Reza Toroghinejad, Fakhroddin Ashrafizadeh, Modelling and prediction of the yield strength of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll bonding (ARB), in Persian, *New Process in Material Engineering*, 2018, 12(3), 45-56.