

## Research Paper

### Effect of cold rolling and short-term annealing on microstructure and hardness of A356 aluminum alloy

Mohammad Amin Jafari Jozan<sup>1</sup>, \*Roohollah Jamaati<sup>2</sup>

1- BSc. Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran

2- Assistant Professor, Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran

**Citation:** Jafari Jozan M.A, Jamaati R. Effect of cold rolling and short-term annealing on microstructure and hardness of A356 aluminum alloy. Metallurgical Engineering 2018; 21(3): 237-246 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.92029.1206>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.92029.1206>

#### ABSTRACT

In this research, the effect of cold rolling and short-term heat treatment on the microstructure and hardness of A356 aluminum alloy were investigated. Microstructural observations by optical microscopy, quantitative analysis using Clemex software and hardness test by Brinell macrohardness were performed. The results showed that the rolling process led to refining, increasing the sphericity, and decreasing the aspect ratio of the silicon particles, as well as removal of porosity in the casting sample. The distribution of silicon particles at the RD-ND plane was more uniform than the RD-TD and section because during the rolling process, the dimensional changes occurs only in the RD and ND directions, resulting in more plastic deformation at the RD-ND plane, and the distribution of silicon particles which is totally dependent on the amount of plastic deformation became more uniform. Also, rolling and heat treatment caused the grain refinement of aluminum through activation of continuous recrystallization and particle stimulated nucleation (PSN) mechanisms. The presence of silicon particles resulted in formation of finer grains and also suppression of the grain growth. Rolling process increased the hardness of the sample, but the heat treatment up to 300 s reduced the hardness. Finally, increasing the heat treatment time to 600s resulted in an increase in hardness of 26% due to the completion of the continuous recrystallization mechanism.

**Keywords:** Aluminum alloy, Rolling, Annealing, Microstructure, Hardness.

■ ..... ■  
\* *Corresponding Author:*

**Roohollah Jamaati, PhD**

**Address:** Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran.

**Tel:** +98 (11) 35501807

**E-mail:** [jamaati@nit.ac.ir](mailto:jamaati@nit.ac.ir)

## اثر نورد سرد و آنیل کوتاه مدت روی ریزساختار و سختی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶

محمد امین جعفری جوزان<sup>۱</sup>، روح‌اله جماعتی<sup>۲</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل، ایران.

### چکیده

در این پژوهش، اثر نورد سرد و عملیات حرارتی کوتاه‌مدت روی ریزساختار و سختی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ بررسی شد. مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری، آنالیز کمی با استفاده از نرم‌افزار کلمکس و آزمون سختی‌سنجی توسط سختی‌سنج برینل انجام شد. نتایج نشان داد که فرایند نورد باعث ریز شدن، افزایش کرویت و کاهش نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم و نیز حذف تخلخل‌های موجود در نمونه‌ی ریختگی شد. توزیع ذرات سیلیسیم در مقطع RD-ND نسبت به مقطع RD-TD یکنواخت‌تر بود زیرا در فرایند نورد ورق تغییرات ابعادی فقط در جهات RD و ND رخ می‌دهد و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک بیش‌تری در مقطع RD-ND به وجود آمده و توزیع ذرات سیلیسیم که کاملاً وابسته به مقدار تغییر شکل پلاستیک است در این مقطع یکنواخت‌تر شد. همچنین، نورد و عملیات حرارتی موجب ریز شدن دانه‌های آلومینیم از طریق فعال‌سازی مکانیزم‌های تبلور مجدد پیوسته و جوانه‌زنی تحریک شده توسط ذرات شد. ذرات سیلیسیم علاوه بر این که موجب تولید دانه‌های ریزتری شدند، از رشد این دانه‌ها نیز جلوگیری کردند. فرایند نورد موجب افزایش سختی نمونه شد اما انجام عملیات حرارتی تا ۳۰۰ ثانیه، سختی را کاهش داد. در نهایت، افزایش زمان عملیات حرارتی به ۶۰۰ ثانیه به دلیل کامل شدن مکانیزم تبلور مجدد پیوسته موجب افزایش سختی به میزان ۲۶٪ گردید.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیم، نورد، آنیل، ریزساختار، سختی.

### ۱. مقدمه

در این روش، ورق‌های آلیاژ A۳۵۶ روی هم قرار گرفته و در سیکل‌های پیاپی، نورد اتصالی سرد روی آن‌ها انجام شد. این محققان دریافته‌اند که با اعمال فرایند نورد اتصالی تجمعی، مورفولوژی ذرات سیلیسیم تغییرات قابل توجهی داشته و از میزان تخلخل‌های موجود در این آلیاژ کاسته می‌شود. دوامی و همکاران [۵] دریافته‌اند که با عملیات حرارتی آلیاژ ریختگی، ذرات سیلیسیم یوتکتیک، گرد و کروی‌تر می‌شوند و با افزایش زمان عملیات حرارتی، اندازه ذرات افزایش پیدا می‌کند. تحقیقات آن‌ها نشان داد که با افزایش مدت زمان عملیات حرارتی فرصت لازم جهت نفوذ و درشت شدن به ذرات سیلیسیم داده می‌شود. موسوی و همکاران [۶] در تحقیقات خود به این نتیجه دست یافتند که عملیات حرارتی همگن‌سازی باعث حل شدن برخی از رسوبات و کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک می‌شود و چقرمگی ضربه این حالت نسبت به حالت عملیات حرارتی نشده به ۳/۵ برابر می‌رسد. اغلب تحقیقات انجام شده در زمینه‌ی آلیاژ A۳۵۶ روی تغییر مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک متمرکز شده است. در حالی که اندازه دانه‌ی فاز آلفا نیز می‌تواند منجر به تغییرات

آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ یکی از مهم‌ترین آلیاژهایی است که در صنعت خودروسازی مورد استفاده قرار می‌گیرد. از جمله ویژگی‌های برجسته‌ی آلیاژ A۳۵۶ می‌توان به وزن مخصوص پایین، مقاومت به سایش بالا، استحکام ویژه‌ی بالا و مقاومت به خوردگی عالی آن اشاره کرد. اما مشکل اصلی این آلیاژ پایین بودن حد استحکام و همچنین چقرمگی کم می‌باشد. استحکام و چقرمگی پایین در آلیاژ A۳۵۶ مربوط به حضور فاز سوزنی شکل سیلیسیم یوتکتیک در زمینه‌ی آلومینیم آلفا است [۱-۳].

تا به حال تحقیقات گوناگونی روی این آلیاژ به منظور رفع محدودیت موجود در آلیاژ A۳۵۶ صورت گرفته است. محققان مختلف تاثیر فرایندهای مختلف حرارتی و مکانیکی را روی ریزساختار و خصوص مکانیکی این آلیاژ مورد بررسی قرار داده‌اند [۴-۶]. جماعتی و همکاران [۵] برای بهبود خواص مکانیکی این آلیاژ از فرایند نورد اتصالی تجمعی که یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید است استفاده نمودند.

\* نویسنده مسئول:

دکتر روح‌اله جماعتی

نشانی: بابل، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، دانشکده مهندسی مواد.

تلفن: ۰۹۸ ۳۵۵۰۱۸۰۷ (۱۱)

پست الکترونیکی: jamaati@nit.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ A۳۵۶

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Bal.	۷/۲۸	۰/۳۱	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۳۳	۰/۰۴	۰/۰۱

استفاده از نمد مخصوص و محلول آلومینا پولیش شدند و توسط محلول کلر (۲ میلی لیتر اسید فلئوریدریک، ۳ میلی لیتر اسید کلریدریک، ۵ میلی لیتر اسید نیتریک و ۱۹۰ میلی لیتر آب) اچ گردیدند. بررسی ریزساختاری در مقطع RD-TD توسط میکروسکوپ نوری و با بزرگنمایی‌های ۱۰۰ و ۴۰۰ برابر صورت گرفت. آنالیز تصویری با استفاده از تصاویر به دست آمده توسط نرم‌افزار Clemex انجام شد.

آزمون تعیین تخلخل روی نمونه‌های ریختگی و نورد شده انجام شد. در این آزمون از روش غوطه‌وری در آب استفاده گردید. وزن نمونه‌ها در دو حالت خشک و غوطه‌وری توسط یک ترازوی دیجیتال با دقت چهار رقم اعشار اندازه‌گیری شد. بر اساس قانون ارشمیدس و با فرض این که دانسیته‌ی آب برابر با یک گرم بر سانتیمتر مکعب باشد اختلاف دو عدد فوق، برابر با حجم قطعه می‌باشد. با داشتن حجم و وزن قطعه، دانسیته‌ی ظاهری نمونه‌ها ( $\rho_{app}$ ) به دست آمده و درصد حجمی تخلخل از رابطه‌ی زیر محاسبه شد.

$$\%Porosity = \left(1 - \frac{\rho_{app}}{\rho_{th}}\right) \times 100$$

که در این رابطه،  $\rho_{app}$  دانسیته‌ی ظاهری و  $\rho_{th}$  دانسیته‌ی تئوری می‌باشد.

به منظور بررسی ماکروسختی، از روش برینل براساس استاندارد 92E-ASTM 17 و از دستگاه سختی‌سنجی شرکت کوپا استفاده شد. آزمون سختی روی هر نمونه نه بار انجام شد و میانگین مقدار سختی برای هر نمونه به دست آمد.

### ۳. نتایج و بحث

شکل ۱ تصاویر ریزساختاری نمونه ریختگی آلیاژ A۳۵۶ را در سه بزرگنمایی مختلف نشان می‌دهد. ریزساختار نمونه‌ی اولیه شامل فازهای یوتکتیک و آلفا آلومینیم می‌باشد. فاز یوتکتیک در این آلیاژ شامل ذرات سوزنی شکل سیلیسیم است که چنین مورفولوژی تأثیر بسیار مخربی روی خواص مکانیکی خواهد داشت. با توجه به شکل ۱ مناطقی از ماده شامل تخلخل می‌باشد که ناشی از عوامل متعددی است. به دام افتادن گازها در حین ریخته‌گری، ورود حباب‌های هوا به داخل مذاب، پدیده‌ی انقباض انجمادی، تبخیر آب موجود در سطح ذرات تقویت‌کننده و همچنین تولید گاز هیدروژن از جمله عوامل مؤثر ایجاد تخلخل در نمونه‌ی ریختگی هستند [۵]. مقدار کسر حجمی تخلخل موجود در نمونه‌ی ریختگی برابر با ۳/۲٪ بوده است.

خواص مکانیکی شود لذا می‌توان به این نتیجه رسید که به منظور دستیابی به خواص مکانیکی بهتر در این آلیاژ می‌بایست فرایندی اعمال شود که به طور همزمان موجب ریزشدن و کروی شدن سیلیسیم و نیز ریزشدن اندازه دانه‌ی فاز زمینه شود. بدین منظور می‌توان از روش‌های مختلف ترمومکانیکال استفاده کرد. بنابراین هدف این پژوهش اعمال فرایند نورد سرد معمولی و متعاقباً آنیل کوتاه‌مدت روی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ و بررسی ریزساختار و سختی آن می‌باشد.

### ۲. مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از شمش‌های ریختگی آلیاژ A۳۵۶ که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است استفاده شد. این شمش سپس به ابعاد ۴×۴۰×۱۰۰ میلی‌متر مکعب برش داده شد و به عنوان نمونه‌ی اولیه تحت فرایندهای بعدی قرار گرفت. روی این نمونه‌ها، فرایند نورد با کاهش ضخامت ۶۲/۵٪ در دمای محیط و بدون حضور روانکار اعمال گردید. ضخامت نمونه‌ها پس از نورد برابر با ۱/۵ mm بود.

پس از فرایند نورد سرد، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی آنیل کوتاه‌مدت در دمای ۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد قرار گرفتند. ابتدا کوره عملیات حرارتی به مدت بیست دقیقه تحت دمای اعمالی ۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد قرار داده شد تا از همگنی دما در نقاط مختلف کوره اطمینان حاصل شود. سپس شش قطعه که به ابعاد ۱/۵×۵×۲۰ میلی‌متر مکعب برش داده شده بودند درون کوره قرار گرفتند. نمونه‌ها با توجه مدت زمان مشخص خود در داخل کوره تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند و سپس در محیط آبی کوئچ شدند. در این پژوهش از زمان‌های ۱۰، ۳۰، ۶۰، ۱۲۰، ۳۰۰ و ۶۰۰ ثانیه برای عملیات آنیل کوتاه‌مدت استفاده شد.

روی نمونه‌های ریختگی، نورد اولیه و نیز آنیل شده (در زمان‌های مختلف) بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری انجام گرفت. به منظور جلوگیری از تغییرات ریزساختاری حین متالوگرافی از مانت سرد استفاده شد. مانت سرد شامل رزین و یک اسید هاردنر بود که به نسبت یک قسمت هاردنر و ۲۰۰ قسمت رزین با هم مخلوط شدند. پس از گذشت تقریبی سه ساعت استحکام مانت به میزان قابل توجهی رسیده و نمونه‌ها آماده‌ی متالوگرافی شدند. به منظور آماده‌سازی سطح نمونه‌ها برای بررسی‌های ریزساختاری از سنباده‌های با شماره‌های ۱۸۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۵۰۰ و ۲۰۰۰ استفاده شد. پس از آن نمونه‌ها با

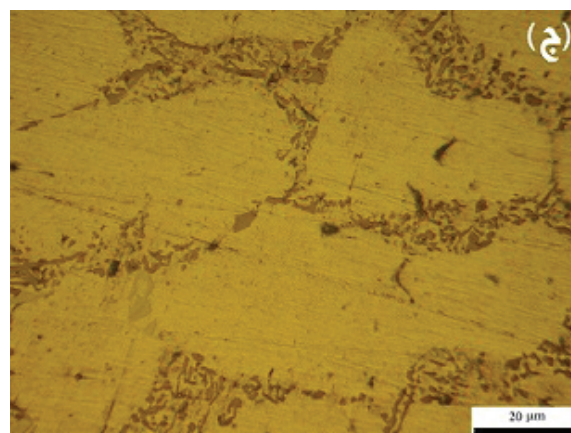
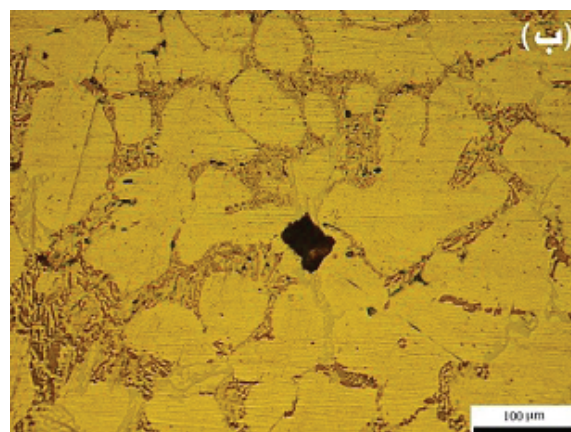
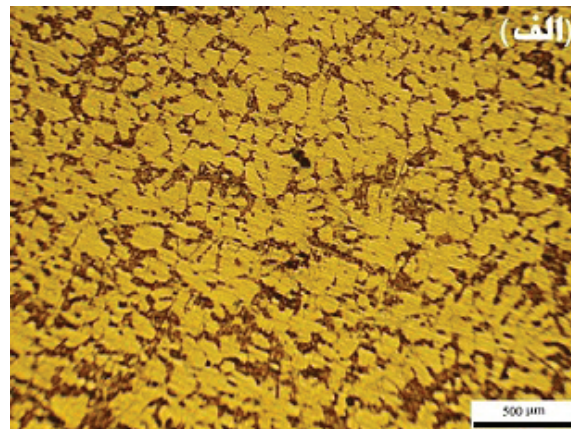
همچنین نشان می‌دهد که فرایند نورد باعث کاهش و حذف تخلخل‌های موجود در نمونه‌ی ریختگی می‌شود. در واقع با انجام فرایند نورد، کسر حجمی تخلخل از ۳/۲٪ به ۰/۷٪ کاهش یافت.

پس از انجام شدن نورد، سیلیسیم‌های شکسته شده دارای لبه‌ها و گوشه‌های تیز می‌باشند که از جمله مناطق مناسب برای تمرکز تنش به شمار می‌روند و به همین دلیل موجب افت خواص مکانیکی ماده خواهند شد و ماده در تنش‌های اعمالی بسیار پایین‌تر خواهد شکست [۹-۱۲]. با توجه به مشکل به وجود آمده مبنی بر پدیدار شدن ذرات نوک تیز سیلیسیمی، برای از بین بردن این مشکل فرایند عملیات حرارتی آنیل به کار برده شد. بدین منظور نمونه‌ها در زمان‌های مختلف در دمای ۲۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفتند.

آنالیز کمی مورفولوژی ذرات سیلیسیم مربوط به نمونه‌ی ریختگی در جدول ۲ آورده شده است. همچنین، شکل‌های ۳، ۴ و ۵ نتایج حاصل از آنالیز تصویری مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونه‌های عملیات حرارتی شده را نشان می‌دهد. جدول ۲ و شکل ۳ نشان می‌دهند که فرایند نورد موجب افزایش چشمگیر کرویت ذرات سیلیسیم شده است. با توجه به شکل ۳، مقدار کرویت ذرات سیلیسیم برای زمان ۱۲۰ ثانیه آنیل با رشد ۵/۳ درصدی و برای زمان ۶۰۰ ثانیه آنیل با کاهش ۱۸/۴ درصدی همراه بوده است. افزایش مدت زمان آنیل موجب حذف گوشه‌های تیز سیلیسیم شده و مقدار کرویت را افزایش می‌دهد. این گوشه‌ها چون از میزان انرژی بالایی برخوردار هستند مستعدترین مناطق برای شرکت در پدیده نفوذ می‌باشند [۱۳-۱۵]. از طرفی چون دانسیته‌ی نابجایی‌ها به واسطه‌ی انجام نورد سرد افزایش می‌یابد، اتم‌های سیلیسیم موجود در گوشه‌های تیز در حین عملیات حرارتی می‌توانند از طریق نفوذ تونلی در امتداد خط نابجایی مکان اصلی خود را ترک کرده و منجر به افزایش کرویت ذرات سیلیسیم شوند.

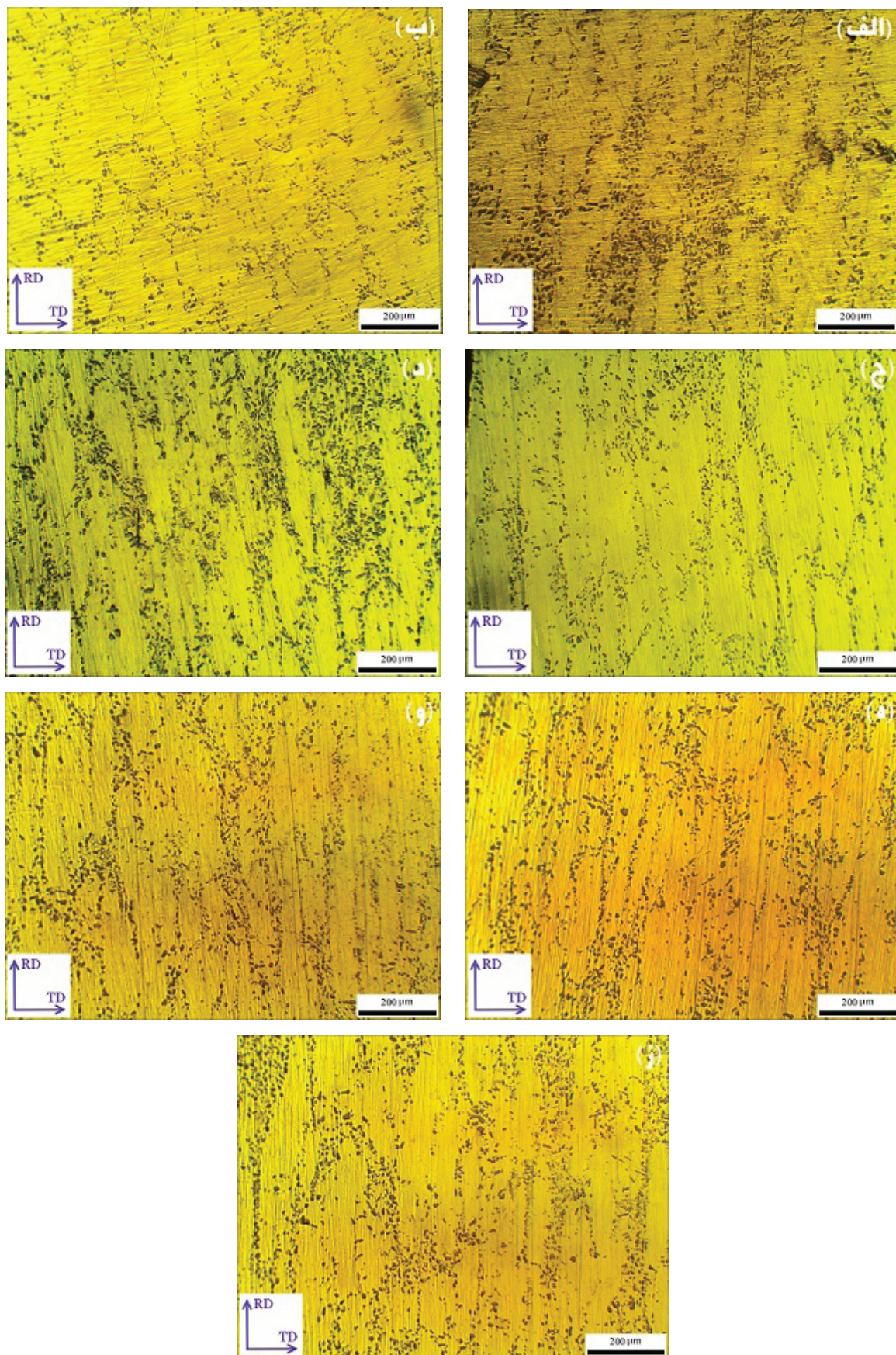
در شکل ۴ تغییرات اندازه قطر میانگین ذرات در نمونه‌های عملیات حرارتی شده قابل مشاهده است. جدول ۲ و شکل ۴ نشان می‌دهند که نورد دارای اثر قابل توجهی روی قطر میانگین ذرات است به طوری که قطر ذرات سیلیسیم از  $11/26 \mu\text{m}$  برای نمونه‌ی ریختگی به  $8/88 \mu\text{m}$  برای نمونه‌ی نورد شده کاهش می‌یابد.

همچنین شکل ۴ نشان می‌دهد که روند تغییرات تقریباً نزولی می‌باشد به طوری که نمونه ۱۲۰ ثانیه آنیل نسبت به نمونه ۶۰۰ ثانیه آنیل با افت ۱۶/۱ درصدی قطر میانگین ذرات همراه است. کاهش قطر میانگین ذرات سیلیسیم به خاطر حذف گوشه‌های نوک تیز می‌باشد که اگر مدت زمان عملیات حرارتی بیشتر شود با ایجاد شرایط لازم، پدیده نفوذ اتفاق می‌افتد و با ادغام و یا با پیوستن ذرات بسیار کوچک به



شکل ۱. ریزساختارهای نوری نمونه‌ی ریخته شده.

ریزساختارهای مقطع RD-TD نمونه‌های نورد شده و آنیل شده در شکل ۲ آورده شده است. شکل ۲ تصاویر میکروسکپ نوری برای نمونه‌های نوردی و آنیل شده می‌باشد. همانطور که در شکل ۲(الف) مشاهده می‌شود با اعمال فرایند نورد ذرات سیلیسیمی شکسته می‌شوند. سیلان فاز زمینه در نتیجه‌ی فشار ناشی از فرایند نورد موجب نفوذ فلز در میان گوشه‌های ذرات و همچنین شکسته شدن ذرات Si می‌شود و در ادامه این ذرات را از هم دور می‌کند و به این ترتیب باعث همگن شدن توزیع ذرات در زمینه می‌شود. شکل ۲(الف)



شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری برای نمونه‌ها بعد از (الف) نورد، (ب) نورد و ۱۰ ثانیه عملیات حرارتی، (ج) نورد و ۳۰ ثانیه عملیات حرارتی، (د) نورد و ۱۲۰ ثانیه عملیات حرارتی، (و) نورد و ۳۰۰ ثانیه عملیات حرارتی، (ز) نورد و ۶۰۰ ثانیه عملیات حرارتی.

ذرات بزرگتر احتمالاً شاهد رشد قطر میانگین ذرات سیلیسیم خواهیم بود [۱۶]. در شکل ۵ نیز تغییرات نسبت طول به عرض ذرات نشان شده است. با توجه به این شکل و جدول ۲ می‌توان نتیجه گرفت که مقدار نسبت طول به عرض به طور قابل توجهی توسط فرایند نورد کاهش می‌یابد (از ۲/۱۲ به ۱/۷۵). دلیل این کاهش نیز خرد شدن ذرات سیلیسیم سوزنی شکل توسط تغییر شکل پلاستیک حین فرایند نورد می‌باشد. شکل ۵ نشان می‌دهد که نسبت طول به عرض در زمان‌های مختلف آنیل تقریباً ثابت است.

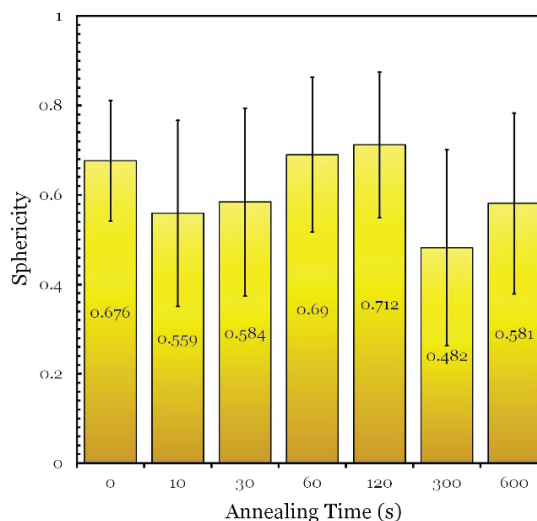
جدول ۲. مورفولوژی ذرات سیلیسیم برای نمونه ریختگی.

نسبت طول به عرض	کروییت	قطر میانگین (μm)
۲/۱۲	۰/۳۹۶	۱۱/۲۶

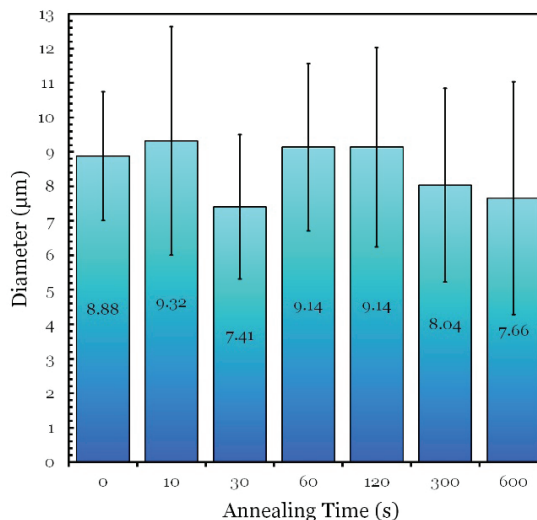
شکل ۶ تصاویر مربوط به مقطع RD-ND نمونه‌های عملیات حرارتی شده می‌باشد. این شکل نشان می‌دهد که توزیع و پخش شدن ذرات سیلیسیم در راستای نورد به مقدار بیشتری انجام شده است. در هنگام نورد، با اعمال نیرو از جانب غلتک، زمینه نرم آلومینیمی در راستای نورد منبسط می‌شود اما ذرات درشت و سوزنی شکل سیلیسیم که بسیار ترد و شکننده هستند ترک می‌خورند و خرد می‌شوند [۱۷]. در ادامه، زمینه آلومینیم به علت انعطاف‌پذیری بالا می‌تواند وارد ترک‌های به وجود آمده در ذرات سیلیسیم شود تا جایی که زمینه از دو طرف ترک ایجاد شده به هم می‌رسند و اتصال ایجاد می‌کنند. با ورود هرچه بیشتر فاز زمینه در بین ذرات خرد شده، ذرات سیلیسیم در راستای انبساط که همان جهت نورد است از یکدیگر فاصله می‌گیرند و به صورت طولی در راستای نورد پخش می‌شوند.

با مقایسه‌ی شکل‌های ۲ و ۶ می‌توان نتیجه گرفت که توزیع ذرات سیلیسیم در مقطع RD-ND نسبت به مقطع RD-TD یکنواخت‌تر است. در فرایند نورد ورق حالت کرنش صفحه‌ای وجود دارد و تغییرات ابعادی فقط در جهات RD و ND رخ می‌دهد. لذا تغییر شکل پلاستیک بیش‌تری در مقطع RD-ND به وجود آمده و توزیع ذرات سیلیسیم که کاملاً وابسته به مقدار تغییر شکل پلاستیک است در این مقطع یکنواخت‌تر می‌شود. در مقطع RD-TD به دلیل این که در یک بعد (یعنی TD) تغییر ابعادی تقریباً صفر است، توزیع ذرات فقط از طریق انبساط در راستای نورد می‌تواند بهبود یابد و در نتیجه از یکنواختی کمتری برخوردار است.

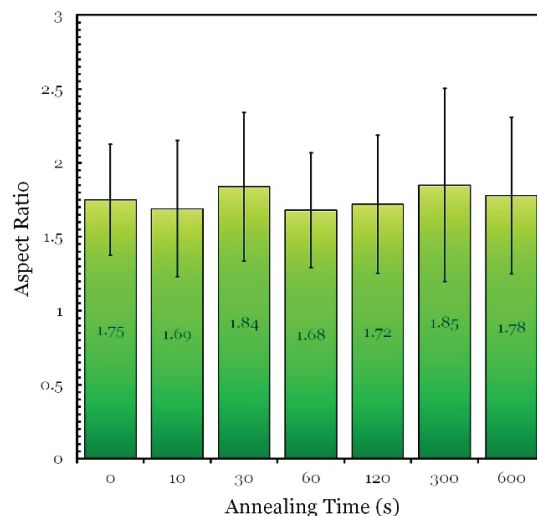
تصاویر ریزساختاری مقطع RD-TD نمونه‌ها پس از اچ شدن در شکل ۷ آورده شده است. شکل ۸ نتایج آنالیز تصویری مربوط به نمونه‌های اچ شده و تغییرات اندازه دانه فاز زمینه آلومینیمی می‌باشد. شکل ۱ نشان داد که اندازه دانه‌ی زمینه در نمونه‌ی ریختگی برابر با ۸۰ μm است. با توجه به شکل‌های ۷ و ۸ می‌توان بیان کرد که نورد و عملیات حرارتی



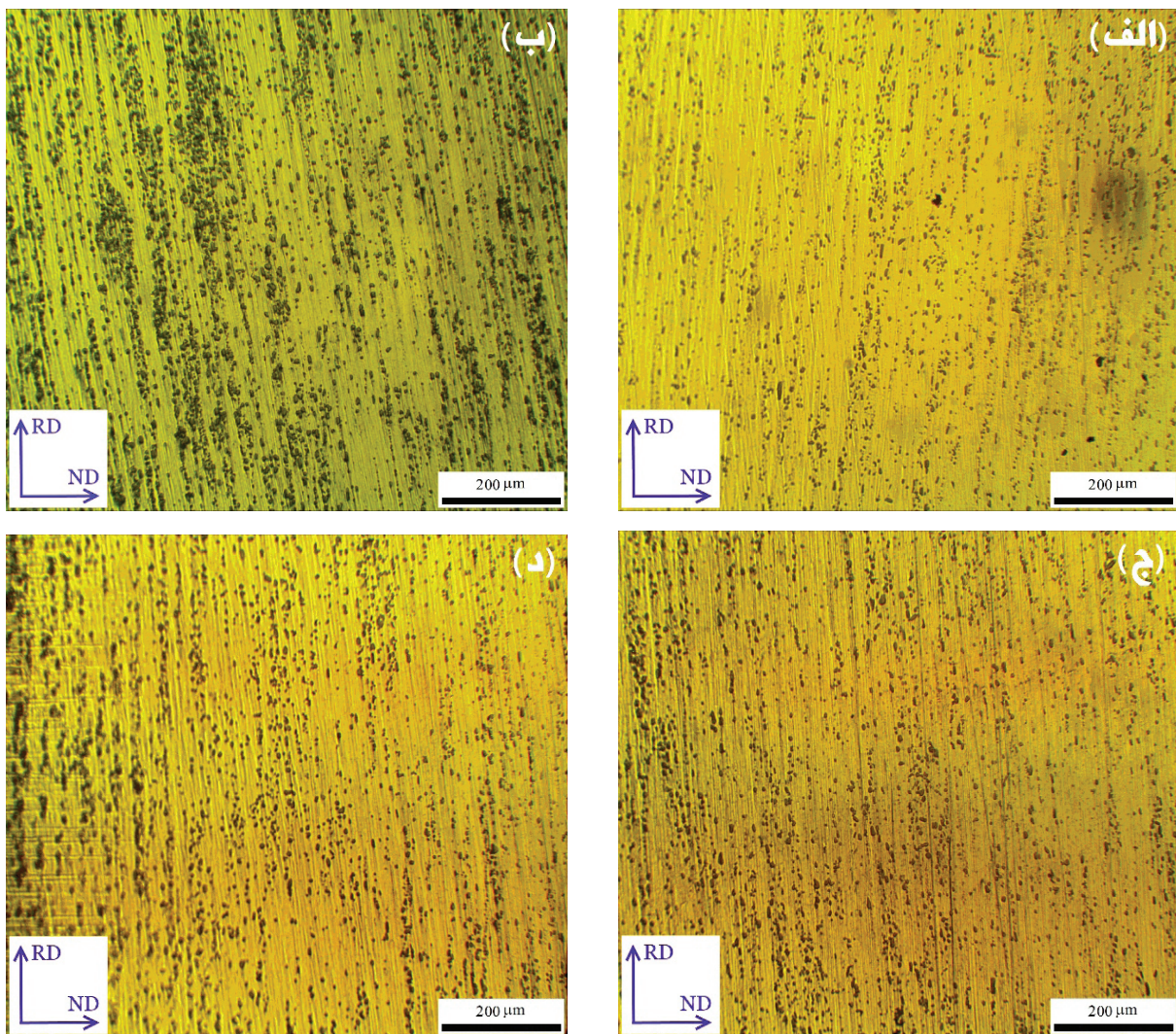
شکل ۳. تغییرات کروییت نسبت به زمان آنیل.



شکل ۴. تغییرات قطر میانگین نسبت به زمان آنیل.



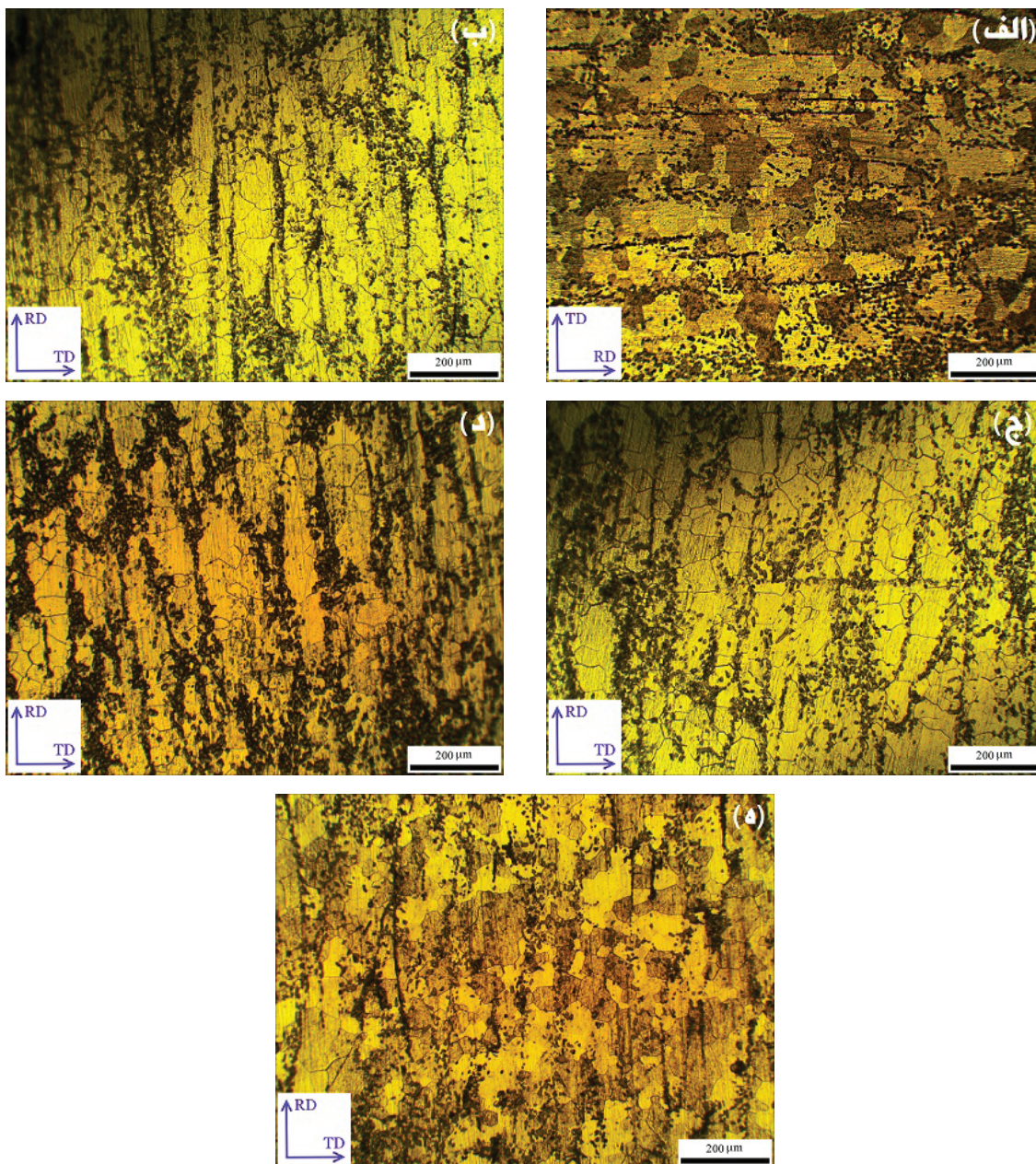
شکل ۵. تغییرات نسبت طول به عرض نسبت به زمان آنیل.



شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ نوری برای سطح جانبی نمونه‌ها بعد از (الف) نورد، (ب) ۳۰ ثانیه عملیات حرارتی، (ج) ۶۰ ثانیه عملیات حرارتی، (د) ۶۰۰ ثانیه عملیات حرارتی.

نسبت به مناطق تهی از ذرات وجود دارد. در هنگام نورد، دانسیته‌ی نابجایی‌ها در اطراف موانعی مانند ذرات سیلیسیم بیش‌تر افزایش پیدا می‌کند. لذا انرژی کرنشی ماده به صورت موضعی در قسمت‌هایی که حاوی ذرات سیلیسیم هستند شدیداً افزایش می‌یابد. به همین علت مرزها و دانه‌های فرعی بیش‌تری در هنگام بازیابی در این مناطق به وجود می‌آید و در نتیجه دانه‌های اصلی تشکیل شده هم ریزتر می‌شوند. به این مکانیزم جوانه‌زنی تحریک شده توسط ذرات گفته می‌شود. شکل ۸ نشان می‌دهد که با افزایش زمان عملیات حرارتی، ابتدا اندازه دانه با شدت زیادی افت می‌کند اما در ادامه از شدت کم شدن مقدار اندازه دانه کاسته می‌شود. این موضوع به علت رشد تعدادی از دانه‌ها در زمان‌های عملیات حرارتی بالاتر می‌باشد که اثر دانه‌های ریزی که در آن زمان تشکیل شده‌اند را خنثی می‌کند. باید به این نکته اشاره شود که رشد دانه برای دانه‌هایی که در مناطق تهی از ذرات قرار دارند

تأثیر زیادی روی اندازه دانه فاز زمینه دارد به طوری که اندازه دانه برای نمونه نوردی  $26/6 \mu\text{m}$  است و برای نمونه ۶۰۰ ثانیه آنیل  $16/5 \mu\text{m}$  می‌باشد. البته تأثیر نورد روی کاهش اندازه دانه نسبت به عملیات حرارتی بیش‌تر بوده است. با انجام نورد روی نمونه‌ی ریختگی ابتدا دانسیته‌ی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد. سپس با بالا رفتن انرژی ذخیره شده، در نتیجه‌ی مقدار انرژی نقص در چیده شدن بالای آلومینیم، مکانیزم بازیابی فعال می‌شود. در هنگام وقوع مکانیزم بازیابی، تعدادی از نابجایی‌ها یکدیگر را خنثی می‌کنند و مابقی نابجایی‌ها زیر هم ردیف می‌شوند و مرزهای فرعی را به وجود می‌آورند. در ادامه دانه‌های فرعی ایجاد شده به واسطه‌ی مکانیزم تبلور مجدد ناپیوسته دچار چرخش می‌شوند. در انتها، چرخش دانه‌های فرعی موجب تشکیل دانه‌ی اصلی با مرزهای زاویه بزرگ می‌شود. شکل ۷ نشان می‌دهد که دانه‌های ریزتری در مجاورت ذرات سیلیسیم

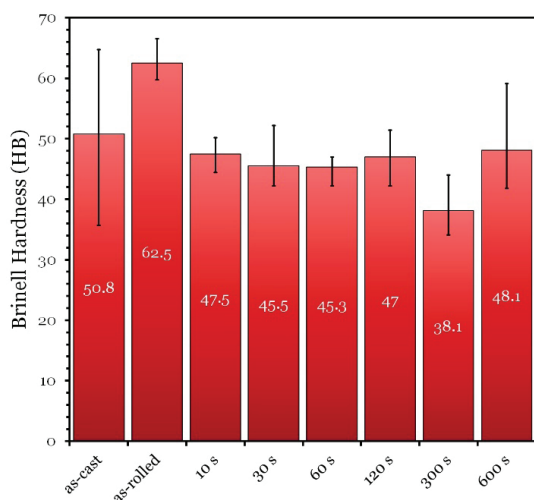


شکل ۷. تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ها بعد از اچ کردن (الف) نورد، (ب) نورد و ۳۰ ثانیه آنیل، (ج) نورد و ۶۰ ثانیه آنیل، (د) نورد و ۳۰۰ ثانیه آنیل و (ه) نورد و ۶۰۰ ثانیه آنیل.

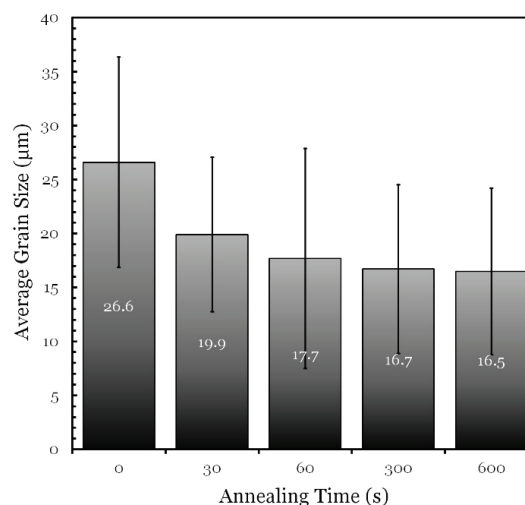
نشان می‌دهد. این شکل نشان می‌دهد که فرایند نورد تاثیر بسیار زیادی بر روی سختی نمونه دارد به طوری که میزان سختی از مقدار ۵۰/۸ HB برای نمونه ریختگی به ۶۲/۵ HB برای نمونه‌ی نورد شده افزایش پیدا می‌کند. افزایش قابل توجه سختی توسط اعمال فرایند نورد دلایل متعددی دارد: ۱- با توجه به شکل‌های ۷ و ۸، نورد موجب کاهش اندازه دانه‌ی آلومینیم می‌شود و طبق رابطه‌ی هال-پچ می‌تواند سختی آلیاژ را افزایش دهد. در واقع با کاهش اندازه دانه به علت افزایش کسر مرزدانه‌ها که موانع مهمی برای جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها هستند، مقدار سختی افزایش می‌یابد.

راحت‌تر بوده و در زمان‌های آنیل بالا می‌توانند به طور قابل توجهی درشت شوند. اما دانه‌های ریزی که در مجاورت ذرات سیلیسیم به وجود آمده‌اند نمی‌توانند به راحتی رشد کنند. این موضوع به دلیل قفل شدن مرزهای این دانه‌ها توسط ذرات سیلیسیم ریز موجود در مناطق حاوی ذرات سیلیسیم می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که ذرات سیلیسیم علاوه بر این که می‌توانند موجب تولید دانه‌های ریزتری شوند، تا حد زیادی مانع از رشد این دانه‌ها نیز می‌گردند [۵]. شکل ۹ روند تغییرات سختی را برای نمونه‌های ریختگی، نورد شده و عملیات حرارتی شده در زمان‌های مختلف را





شکل ۹. تغییرات سختی برینل برای نمونه‌های مختلف.



شکل ۸. تغییرات اندازه دانه میانگین نسبت به زمان آنیل.

روی ریزساختار و سختی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ پرداخته شده است. مهم‌ترین نتایج به دست آمده عبارت‌اند از:

۱- فرایند نورد باعث ریز شدن، افزایش کرویت و کاهش نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم و نیز حذف تخلخل‌های موجود در نمونه‌ی ریختگی شد.

۲- توزیع ذرات سیلیسیم در مقطع RD-ND نسبت به مقطع RD-TD یکنواخت‌تر بود زیرا در فرایند نورد ورق تغییرات ابعادی فقط در جهات RD و ND رخ می‌دهد و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک بیش‌تری در مقطع RD-ND به وجود آمده و توزیع ذرات سیلیسیم که کاملاً وابسته به مقدار تغییر شکل پلاستیک است در این مقطع یکنواخت‌تر شد.

۳- عملیات حرارتی اثر زیادی روی مقدار نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم نداشت اما مقدار کرویت و قطر میانگین ذرات را تحت تاثیر قرار داد.

۴- نورد و عملیات حرارتی موجب ریز شدن دانه‌های آلومینیم از طریق فعالسازی مکانیزم‌های تبلور مجدد پیوسته و جوانه‌زنی تحریک شده توسط ذرات شد. ذرات سیلیسیم علاوه بر این که موجب تولید دانه‌های ریزتری شدند، از رشد این دانه‌ها نیز جلوگیری کردند.

۵- فرایند نورد موجب افزایش سختی نمونه شد اما انجام عملیات حرارتی تا ۳۰۰ ثانیه، سختی را کاهش داد. افزایش زمان عملیات حرارتی به ۶۰۰ ثانیه به دلیل کامل شدن مکانیزم تبلور مجدد پیوسته موجب افزایش سختی به میزان ۲۶٪ گردید.

### تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله مراتب قدردانی خود را از حمایت دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل از طریق اعتبار پژوهشی شماره BNUT/393044/97 اعلام می‌دارند.

۲- فصل مشترک‌های ذرات سیلیسیم و زمینه‌ی آلومینیم به عنوان مانعی بسیار قوی موجب توقف نابجایی‌ها می‌شوند. با توجه به جدول ۲ و شکل ۴، اندازه‌ی ذرات سیلیسیم توسط اعمال نورد کاهش پیدا می‌کند. لذا کسر فصل مشترک‌های ذره-زمینه افزایش یافته و موجب افزایش سختی می‌شود.

۳- با انجام کار سرد توسط نورد، دانسیته‌ی نابجایی‌ها در نمونه افزایش می‌یابد و مکانیزم کارسختی فعال می‌شود. این عامل نیز می‌تواند در افزایش سختی تاثیرگذار باشد [۱۹-۲۴].

شکل ۹ نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی آنیل روی نمونه‌های نورد شده تا زمان ۳۰۰ ثانیه موجب کاهش مقدار سختی می‌شود. این نتیجه به دلیل کاهش شدید دانسیته‌ی نابجایی‌ها در اثر عملیات حرارتی می‌باشد. هر چند با افزایش زمان آنیل، اندازه دانه به طور تدریجی کاهش یافته است (شکل ۸) و این عامل می‌بایست موجب افزایش سختی شود اما شکل ۹ نشان می‌دهد که اثر کاهش دانسیته‌ی نابجایی‌ها بر اندازه‌ی دانه غالب می‌شود و لذا سختی کاهش می‌یابد.

با افزایش زمان عملیات حرارتی به ۶۰۰ ثانیه، مقدار سختی به HB ۴۸/۱ افزایش می‌یابد که نسبت به نمونه‌ی قبل، افزایشی ۲۶ درصدی را نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد که اثر دانسیته‌ی نابجایی‌ها در نمونه‌ی ۳۰۰ ثانیه آنیل به طور کامل از بین رفته و با افزایش زمان عملیات حرارتی به ۶۰۰ ثانیه به واسطه‌ی تکمیل مکانیزم تبلور مجدد پیوسته و تبدیل دانه‌های فرعی به اصلی که موانع قوی‌تری در برابر حرکت نابجایی‌ها هستند، سختی افزایش می‌یابد. در این مورد دانه‌های بسیار ریز تولید شده در مجاورت ذرات سیلیسیم از طریق مکانیزم جوانه‌زنی تحریک شده توسط ذرات، نقش اساسی دارند.

### ۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش، به بررسی اثر نورد سرد و آنیل کوتاه‌مدت

## References

- [1] S. Amir Khanlou, M. R. Rezaei, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, High strength and highly-uniform composites produced by compocasting and cold rolling processes, *Materials and Design*, Vol. 32, No. 4, pp. 2085-2090, 2011.
- [2] R. Jamaati, S. Amir Khanlou, M.R. Toroghinejad, B. Niroumand, CAR process: A technique for significant enhancement of as-cast MMC properties, *Materials Characterization*, Vol. 62, No. 12, pp. 1228-1234, 2011.
- [3] S. Amir Khanlou, R. Jamaati, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, Using ARB process as a solution for dilemma of Si and SiCp distribution in cast Al-Si/SiCp composites, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 6, pp. 1159-1165, 2011.
- [4] R. Jamaati, S. Amir Khanlou, M. R. Toroghinejad, B. Niroumand, Comparison of the microstructure and mechanical properties of as-cast A356/SiC MMC processed by ARB and CAR methods, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, No. 7, pp. 1249-1253, 2011.
- [5] P. Davami, M. Ostad Shabani, R. Rahimpour, A. Tofigh, Influence of time and temperature solutionizing on spheroidization of the silicon particles of AMNCs, *Tehran, Iran*, June, pp. 12-28, 2016.
- [6] S. Mousavi, S. Shabestari, Investigation of the effect of heat treatment of hardening on microstructure and impact resistance of A356 alloy, *Shiraz, Iran*, November 8-9, 2016.
- [7] P. Momeni, R. Jamaati, Effect of accumulative roll bonding process on microstructure and hardness of A356/TiC cast composite, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 9, pp. 390-396, 2017.
- [8] E. Damavandi, S. Nourouzi, S.M. Rabiee, Effect of porosity on microstructure and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(p)/Al-A356 MMC, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 3, pp. 243-250, 2014.
- [9] M. Amnelahi, S. Shabestari, Effect of Thermal Treatment of Germination, Improvement and Thermal Treatment on the Microstructure and Strength of Aluminum Alloy 356, *The sixth congress of material engineering, Iran*, November 6-8, 2012.
- [10] N. Iri, A. Abedi, The effect of different T6 heat treatment conditions on the microstructure and hardness of A356/SiC nanocomposites, *Shahrud, Iran*, February 29-30, 2012.
- [11] V. Tari, M. Kianinia, E. Dahkordi, Investigation of the effect of thermal re-aging treatment on the mechanical properties of aluminum alloy T6-7075, *The eleventh of congress material engineering, Iran*, November 25-26, 2014.
- [12] A. Heydari, V. Shakeri, M. Golestanipour, Effect of thermal treatment on the compressive strength of aluminum foam A356, *The first national congress of metal and non-monetary alloys*, 17, Oct, 2017.
- [13] M. Naseri, R. Jamaati, M.R. Toroghinejad Abrasion behavior of aluminum/alumina composite produced by cumulative rolling process, *The fifth congress of materials engineering and casting society of Iran*, October 3-4, 2011.
- [14] H. Mahjou, M. Nezafati, Correction of the structure and mechanical properties of aluminum 7075-T6 by thermal aging, *Third national conference of heat treatment*, May 10-11, 2012.
- [15] K. Amouri, J. Amouri, S. Ahmadiard, M. Kazazi, S. Kazemi, Preparation and characterization of A356 composite reinforced with SiC nano and microparticles by stir casting method, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 10, pp. 335-342, 2014.
- [16] A. Eshaghi, H. R. Ghasemi, R. Taghiabadi, The effect of T6 heat treatment on the microstructure of aluminum-silicon 322, *The eleventh congress of material engineering, Iran*, November 25-26, 2014.
- [17] S.M. Hosseini, S.J. Hosseinipour, A. Gorji, S. Nourouzi, F. Zhalefar, Prediction of the behavior of the ductility and mechanical properties of aluminum alloy AA6063 after heat treatment, *The fourth congress of material engineering, Iran*, November 5-6, 2010.
- [18] B. Shahriari, F. Akhlaghi, Optimization of the heat treatment process to create a cellular structure in the aluminum alloy A356, *The seventh national seminar of surfacing engineering and heat treatment, Iran*, October 16-17, 2006.
- [19] M.A. Saboohi, S. Hoseinnejad, Investigating of the cold rolling and annealing effects on microstructure and mechanical properties of nanostructured Ni-Cr-Mn Maraging steel, *Metallurgical Engineering*, Vol. 54, No. 1, pp. 24-29, 2014.
- [20] P. Asghari-Rad, M. Nili-Ahmadabadi, H. Shirazi, Semi-Solid Microstructural Evolution of Severely Deformed AISI 304 Stainless Steel. *Metallurgical Engineering*, Vol. 19, No. 2, pp. 94-108, 2016.
- [21] M.H. Shaeri, M. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain, M.R. Abutalebi, Texture evolution of ultrafine grained Al-7075 alloy produced by ECAP, *Metallurgical Engineering*, Vol. 56, No. 2, pp. 49-57, 2015.
- [22] A. Sedghi, M.H. Shaeri, L. Shahrdami, Microstructural and mechanical characterization of Al/CNT-SiC hybrid nanocomposite prepared by hot pressing. *Metallurgical Engineering*, Vol. 20, No. 1, pp. 26-36, 2017.
- [23] M.F. Tarazkouhi, H.R. Jafarian, M.R. Aboutalebi, A. Ghorbanian, H. Shirazi, Microstructure evolution and mechanical properties during cold rolling and reverse transformation in Fe-18 Ni Martensitic Steel. *Metallurgical Engineering*, Vol. 20, No. 3, pp. 162-171, 2017.
- [24] S. Etemadi Maleki, E. Etemadi, S.G. Shabestari, F. Rikhtegar, Investigation on hardness and porosity of Al-CNT and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CNT nanocomposites produced by cold press-sintering and spark plasma sintering (SPS) methods, *Metallurgical Engineering*, Vol. 20, No. 3, pp. 209-218, 2017.