

## بهبود خواص مکانیکی آلومینیوم خالص تجاری توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی

محمود ابراهیمی<sup>۱\*</sup>، شکوه عطاری<sup>۲</sup>، محمدتقی صالحی<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup>دانشگاه مراغه، گروه مهندسی مکانیک دانشکده فنی و مهندسی، مراغه، ایران.

<sup>۲</sup>دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۶/۹/۱۲، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۷/۱/۱۲، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۷/۴/۴

**چکیده** در این پژوهش، نمونه‌های آلومینیوم خالص ۱۰۵۰ به‌طور موفقیت‌آمیزی تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی تا شش پاس قرار گرفته و سپس، خواص مکانیکی، الکتریکی و ریزساختاری نمونه‌های فراوری شده به‌دست آمده و با نمونه اولیه مقایسه گردیده است. نتایج حاکی از افزایش استحکام تسلیم، استحکام نهایی و سختی نمونه در اثر اعمال این فرایند می‌باشد. مشخص گردید، میزان بهبود خواص مکانیکی در پاس‌های بعدی چشم‌گیر نیست و نیز می‌توان گفت که با دور شدن از مرکز، مقدار میکروسختی به‌تدریج و با شیب ملایم کاهش می‌یابد. اگرچه شکل‌پذیری نمونه بعد از اعمال اولین پاس کاهش می‌یابد افزایش تعداد پاس‌ها، مقدار شکل‌پذیری نمونه را در مقایسه با حالت تک‌پاسه بهبود می‌دهد. نتایج ریزساختاری نشان داد که با انجام یک پاس از فرایند مذکور، ریزساختار به شدت تغییر پیدا کرده و میزان مرزهای بزرگ زاویه به‌شدت افت پیدا می‌کند که می‌تواند دلیل اصلی کاهش هدایت الکتریکی نمونه یک‌پاسه در مقایسه با نمونه اولیه باشد. افزایش تعداد پاس‌ها موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها، تبدیل مرزهای کوچک به بزرگ زاویه و تقاطع بالای میکروباندهای برشی بعد از اعمال هر پاس می‌گردد که موجب بهبود شکل‌پذیری نمونه و افزایش هدایت الکتریکی آن در مقایسه با نمونه تک‌پاسه می‌شود. لذا، این فرایند قابلیت لازم برای بهبود هم‌زمان خواص مکانیکی و حفظ خواص الکتریکی را دارا است.

**کلمات کلیدی:** فرایند اصطکاکی اغتشاشی، آلومینیوم خالص تجاری، خواص مکانیکی، هدایت الکتریکی، مشاهدات ریزساختاری.

## Enhanced Mechanical Properties of Pure Aluminum by Friction Stir Processing

Mahmoud Ebrahimi<sup>1\*</sup>, Shokouh Attarilar<sup>2</sup>, Mohammad Taghi Salehi<sup>2</sup>

<sup>1</sup>University of Maragheh, Department of Mechanical Engineering, Maragheh, Iran.

<sup>2</sup>Iran University of Science and Technology, School of Metallurgy and Materials Engineering, Tehran, Iran.

**Abstract** In this work, commercial pure aluminum was subjected to friction stir processing (FSP) up to six passes, then, mechanical properties, electrical conductivity, and microstructure analysis of the processed samples were compared with the initial condition. Better yield strength, ultimate tensile strength, and hardness are achieved after imposing the process. Also, strengthening rate is reduced at the subsequent passes. It was found that hardness magnitude is decreased mildly by getting away from the center. Although material formability is reduced after the first pass, it is grown a little by adding the pass number. The microstructure analysis indicated that application of one pass FSP changes considerably grain size of the annealed aluminum and leads to extreme decrease of the high-angle grain boundaries density which plays the main role in the reduction of electrical conductivity. Addition of FSP pass number leads to increment of dislocations density, transformation of low-angle to high-angle grain boundaries, and the further intersection of shear micro bands, causing improvement of sample formability and electrical conductivity compared to the first pass. Therefore, this process has the capability for fabrication of pure aluminum with improved mechanical properties and acceptable electrical conductivity.

**Keywords:** Friction Stir Processing, Commercial Pure Aluminum, Mechanical Properties, Electrical Conductivity, Microstructure Analysis.

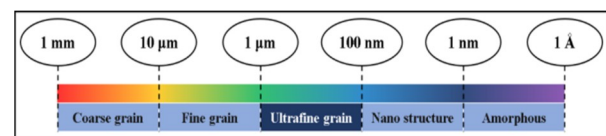
## ۱- مقدمه

یا جوشکاری با عبور یک ابزار چرخان غیرمصرفی که دارای یک پین و شانه است، در فصل مشترک دو قطعه کار انجام می‌گیرد، درحالی‌که در فرایند اصطکاکی اغتشاشی، ابزار در طول منطقه انتخاب شده‌ی نمونه که باید اصلاح ریزساختاری شود، حرکت کرده و از طریق این اغتشاش ناحیه‌ای، یک منطقه با تغییرشکل پلاستیکی شدید ایجاد می‌کند. هم‌چنین، گرمایش موضعی از طریق اصطکاک بین شانه ابزار و سطح نمونه، در ناحیه‌ای از ماده که در تماس با ابزار می‌باشد ایجاد می‌گردد [۹]. این فرایند حتی در حالت اعمال تنها یک پاس، منجر به ایجاد دانه‌های بسیار ریز در ساختار ماده می‌شود [۱۰].

مطالعات فراوانی در مورد سازوکارهای ایجاد ریزساختار در ناحیه اغتشاشی انجام گرفته و به‌نظر می‌رسد که ریزدانه شدن در اثر تبلور مجدد دینامیکی نقش قابل‌ملاحظه‌ای در آن داشته باشد [۱۱]. به‌عنوان مثال، از طریق فرایند مذکور می‌توان ساختاری بسیار ریز به‌منظور داشتن خاصیت سوپرپلاستیسی با نرخ کرنش بالا در آلیاژ آلومینیوم Al7075 ایجاد نمود [۱۲]. در مقایسه با روش‌های دیگر، فرایند اصطکاکی اغتشاشی دارای مزایای زیر است: (۱) روشی از نوع حالت جامد و با مسیر حرکتی کوتاه که منجر به اصلاح ریزساختار ماده می‌شود؛ (۲) خواص مکانیکی و ریزساختار از طریق طراحی بهینه ابزار، پارامترهای فرایند، تبرید و گرمایش فعال، به‌دقت قابل‌کنترل است؛ (۳) عمق منطقه مورد عمل را می‌توان از طریق تغییر طول ابزار پین تنظیم نمود که می‌تواند بین چندین صد میکرومتر و چندین ده میلی‌متر متغیر باشد که در دیگر فرایندها، تنظیم این مشخصه بسیار مشکل است؛ و (۴) فرایند اصطکاکی اغتشاشی، اندازه و شکل ماده را تغییر نمی‌دهد [۷].

در مطالعه‌ای که در رابطه با آلیاژ Al-Mg-Sc انجام گرفته، [۱۲] نشان داده شد که ساختار حاصل از فرایند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به ساختار حاصل از فرایند پرس با کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار دارای دانه‌های درشت‌تر، چگالی نابعجایی پایین‌تر و بافت نامنظم‌تر ولی دارای کسر حجمی بالاتری از مرزهای بزرگ زاویه<sup>۱۰</sup> بوده است. نتایج انجام گرفته حاکی از آن است که بازده کمتر فرایند اصطکاکی اغتشاشی در ریزدانه کردن و افزایش استحکام، به‌دمای بالاتر فرایند و نرخ

روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید<sup>۱</sup> جزء آن دسته از روش‌های شکل‌دهی می‌باشد که در سال‌های اخیر بسیار مورد توجه محققین قرار گرفته چرا که از طریق آن می‌توان به ساختارهای فوق‌ریزدانه<sup>۲</sup> و حتی نانو ساختار دست یافت. روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید با اعمال کرنش‌های پلاستیکی بسیار بالا بر ماده‌ای با ساختار درشت‌دانه، آن را به ماده‌ای فوق‌ریزدانه و نانو ساختار تبدیل نموده و بدین ترتیب خواص مکانیکی آن را براساس رابطه معروف هال-پچ بهبود می‌دهد، بدون اینکه نیازی به تغییر ترکیب شیمیایی آن باشد و یا تغییر قابل‌توجهی در ابعاد نمونه ایجاد گردد. موادی که توسط این روش‌ها ساخته می‌شوند اندازه دانه بسیار پایین و کمتر از یک میکرومتر دارند و دارای کسر بالایی از مرزدانه‌های بزرگ زاویه هستند. در شکل (۱) محدوده اندازه دانه در مواد فوق‌ریزدانه قابل مشاهده است که از طریق روش‌های مختلف تغییرشکل پلاستیکی شدید قابل حصول می‌باشد. هم‌چنین از مهم‌ترین روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید می‌توان به پرس با کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار<sup>۳</sup> [۲۱]، پیچش فشار بالا<sup>۴</sup> [۳]، نورد تجمعی اتصالی<sup>۵</sup> [۴]، پرس‌کاری شیار مقید<sup>۶</sup> [۵] و فرایند اکستروژن مستقیم با کانال‌های هم‌سان<sup>۷</sup> [۶] اشاره نمود.



شکل ۱. محدوده اندازه دانه در ساختارهای فوق‌ریزدانه‌ی حاصل از روش‌های مختلف تغییرشکل پلاستیکی شدید.

فرایند اصطکاکی اغتشاشی<sup>۸</sup> یکی از روش‌های مهم تغییرشکل پلاستیکی شدید می‌باشد که توسط میشر<sup>۹</sup> و همکارانش توسعه یافته است [۸ و ۷]. اصول این فرایند براساس جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بنا نهاده شده که یک روش اتصال فلزات در حالت جامد محسوب می‌شود. فرایند اتصال

<sup>1</sup> Severe plastic deformation (SPD)

<sup>2</sup> Ultrafine grain (UFG)

<sup>3</sup> Equal channel angular pressing (ECAP)

<sup>4</sup> High pressure torsion (HPT)

<sup>5</sup> Accumulative roll bonding (ARB)

<sup>6</sup> Constrained groove pressing (CGP)

<sup>7</sup> Equal channel forward extrusion (ECFE)

<sup>8</sup> Friction stir processing (FSP)

<sup>9</sup> Mishra

<sup>10</sup> High angle grain boundaries (HAGBs)

انتقال دارند که به دلیل داشتن ترکیبی مناسب از استحکام بالا و هدایت الکتریکی خوب آنها است. این آلیاژها به طور معمول دارای استحکام کششی حدود ۲۵۵ تا ۳۳۰ مگاپاسکال بوده و هدایت الکتریکی آنها در محدوده ۵۲/۵ تا ۵۷/۵ نسبت به مس استاندارد آنیل شده جهانی<sup>۱</sup> (IACS) قرار دارند [۲۱].

تحقیقات جدید به وضوح نشان می‌دهند که ریزدانه کردن نمونه تا مقادیر زیرمیکرونی و نانومتری می‌تواند روش مناسبی جهت افزایش قابل ملاحظه استحکام مکانیکی نمونه همراه با حفظ هدایت الکتریکی در آلیاژهای آلومینیوم بالاخص در آلومینیوم خالص باشد [۲۰ و ۲۲]. در نتیجه به نظر می‌رسد اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی که از انواع روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید بوده و منجر به ریزدانه شدن می‌شود، روند مناسبی جهت بهبود خواص مکانیکی و حفظ قابلیت‌های الکتریکی آلومینیوم خالص تجاری باشد. میلانی و سعید جوشکاری فوم‌های آلومینیومی خالص تولید شده به روش نورد تجمعی را به کمک فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد مطالعه قرار داده‌اند [۲۳]. نتایج حاصل از سختی‌سنجی بیانگر افزایش سختی ناحیه فراوری شده در اثر افزایش سرعت چرخشی ابزار است. هم چنین وجود عیب شیاری شدن در مرکز خط جوش که در سرعت‌های چرخشی پایین قابل مشاهده می‌باشد با افزایش سرعت چرخشی برطرف می‌شود. در مطالعه‌ای دیگر بر روی آلومینیوم ۱۰۵۰ فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی نشان داده شد که سختی در منطقه FSP شده بیشتر از فلز پایه است که به خاطر ریزدانه‌گی ماده و افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌باشد [۹].

وون<sup>۲</sup> و همکاران مطالعه‌ای بر روی تولید آلومینیوم ۱۰۵۰ فوق‌ریزدانه به کمک فرایند اصطکاکی اغتشاشی انجام داده‌اند [۲۴]. بیشترین دمای ایجاد شده در ناحیه فراوری شده برابر با ۱۹۰ و ۳۱۰ درجه سلسیوس برای سرعت چرخشی ابزار ۵۶۰ و ۱۸۴۰ دور بر دقیقه اندازه‌گیری شد. هم چنین معلوم شد که مرز بین ناحیه فراوری شده با ناحیه فلز پایه در سمت پیش‌رونده واضح‌تر از سمت پس‌رونده می‌باشد. نتایج حاصل از بررسی‌های یاداو و بوری<sup>۳</sup> مشخص نمود که اعمال تنها یک پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب کاهش اندازه

تبرید آهسته آن وابسته است. در مطالعه‌ی دیگری در رابطه با آلیاژ آلومینیوم 2024-T3 گزارش شد که استحکام منطقه اغتشاشی شده ۱/۳ برابر بیشتر از سایر مناطق است. هم‌چنین، حداکثر تنش باقیمانده طولی در سطح اغتشاشی شده تنها ۳۰ مگاپاسکال بوده که به‌ذات حالت جامد فرایند نسبت داده شده است. مطالعات ریزساختاری نیز به ریزدانه شدن نمونه و تشکیل رسوب مرزدانه‌ای در این مناطق اشاره دارد [۱۳]. هم چنین در مطالعه‌ای دیگر در نمونه‌های آلومینیومی اصطکاکی اغتشاشی شده معلوم گردید که ناحیه اغتشاشی به طور معمول دارای دانه‌های زیر میکرومتری است [۱۴].

با این حال، دانه‌های تبلور مجدد یافته‌ی ۲۵ تا ۱۰۰ نانومتری در فرایند اصطکاکی اغتشاشی نمونه‌های Al7075-T651 از طریق تبرید سریع، نشان‌دهنده ساختار میکرومتری در نتیجه رشد نانودانه‌های تبلور مجدد یافته است [۱۱]. بنابراین امکان دستیابی به آلیاژهای آلومینیوم نانوساختار از طریق فرایند اصطکاکی اغتشاشی و با تبرید فعال به طور کامل عملی است [۱۵]. علاوه بر حضور دانه‌های ریز و هم‌محور در ریزساختار آلیاژهای آلومینیومی تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی شده، وجود کسر بالایی از مرزدانه‌های بزرگ زاویه در آنها قابل مشاهده است که کسر مرزدانه‌های بزرگ زاویه به مقدار ۸۵ تا ۹۵ درصد می‌رسد [۱۶] که این مقدار بسیار بالاتر از آلیاژهای آلومینیومی عملیات حرارتی- مکانیکی شده است که به طور معمول مقدار آن بین ۵۰ تا ۶۵ درصد است [۱۷ و ۱۸]. آلومینیوم خالص به‌عنوان ماده‌ای مناسب در هادی‌ها و اتصالات مهندسی برق به کار می‌رود که به دلیل هدایت الکتریکی خوب، مقاومت به خوردگی عالی، وزن کم و قیمت ارزان‌تر آن نسبت به مس می‌باشد، اما خواص مکانیکی آن پایین بوده که دلیل مهمی بر کاربرد محدود آن می‌باشد. آلومینیوم خالص را می‌توان آلیاژی نمود تا خواص مکانیکی آن بهتر شود اما در این حالت خواص الکتریکی آن افت شدیدی پیدا می‌کند، چراکه الکترون‌ها به طور قابل ملاحظه‌ای توسط رسوبات و اتم‌های حل‌شونده پراکنده شده و موجب کاهش هدایت الکتریکی نمونه می‌گردد. به علاوه، نابجایی‌ها و اندازه دانه هم می‌تواند خواص الکتریکی نمونه آلومینیومی خالص را تحت تأثیر قرار دهند [۱۹ و ۲۰]. آلیاژهای Al-Mg-Si نظیر انواع تجاری AA6101 و AA6201 کاربردهای بسیاری در خطوط

<sup>1</sup> International annealed copper standard (%IACS)

<sup>2</sup> Kwon

<sup>3</sup> Yadav and Bauri

## ۲- روش تحقیق

ماده مورد استفاده در این پژوهش، ورق آلومینیومی خالص تجاری است که با ابعاد  $50 \times 35 \times 3$  میلی متر مکعب برش کاری و آماده سازی شده است. آنالیز شیمیایی نمونه آلومینیومی مذکور در جدول (۱) گنجانده شده است. جهت جلوگیری از اثرات تنش های پسماند و همگن شدن دانه ها، تمامی نمونه ها قبل از شروع فرایند اصطکاکی اغتشاشی در دمای  $350^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد و به مدت پنج ساعت آنیل شده اند. همچنین، عملیات اصطکاکی اغتشاشی در شش پاس و با جهت چرخش ابزار به طور ساعتگرد صورت گرفته است. لازم به ذکر است که درصد هم پوشانی  $100\%$  بوده و سرعت دورانی و انتقالی ابزار نیز به ترتیب برابر با  $588$  دور بر دقیقه و  $60$  میلی متر بر دقیقه انتخاب شده اند. ابزار مورد استفاده برای فرایند اصطکاکی اغتشاشی در این مطالعه از فولاد گرم کار H13 با میانگین سختی  $52$  راکول تهیه گردیده است. قطر پین استوانه ای و شانه ابزار به ترتیب برابر با پنج میلی متر و  $16$  میلی متر بوده و ارتفاع پین برابر با  $2.7$  میلی متر و تعقر شانه در حدود سه درجه انتخاب شده است. شکل (۲) شماتیکی از انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی و نیز نمونه آلومینیومی فراوری شده را نشان می دهد.

جدول ۱. آنالیز شیمیایی آلومینیوم خالص تجاری ( $1050$ ) مورد استفاده در این تحقیق.

نام عنصر	آلومینیوم	آهن	سیلیسیم	روی
مقدار (درصد وزنی)	باقی مانده	$0.312$	$0.124$	$0.082$
نام عنصر	منگنز	مس	منیزیم	سرب
مقدار (درصد وزنی)	$0.065$	$0.040$	$0.040$	$0.003$

نمونه های فراوری شده در ادامه، تحت بررسی خواص مکانیکی، الکتریکی و ریزساختاری قرار گرفته است. لذا به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه های اولیه و تغییر شکل یافته، نظیر استحکام تسلیم کششی، نهایی و درصد ازدیاد طول، آزمون کشش در دمای محیط انجام گرفته است [۳۱]. همان طور که در شکل (۲-ج) قابل مشاهده است نمونه های کشش در راستای عمود بر فرایند مزبور و توسط برش وایرکات تهیه شده اند. مقدار نرخ کرنش در آزمون کشش نیز به صورت ثابت و برابر با  $10^{-3} \times 8.33$  بر ثانیه در نظر گرفته شده است. هم

دانه آلومینیوم خالص تجاری از  $84$  میکرومتر به سه میکرومتر می گردد [۲۵]. همچنین، مقدار استحکام تسلیم ماده تولید شده حدود  $2/4$  برابر حالت اولیه می گردد بدون اینکه تغییر قابل ملاحظه ای در داکتیلیته آن ایجاد گردد.

تاکنون مطالعات گسترده ای در خصوص کاهش اندازه دانه آلیاژهای مختلف آلومینیوم و منیزیم از طریق اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی انجام گرفته که منجر به افزایش استحکام تسلیم و سختی نمونه ها گردیده است. لازم به ذکر است که تغییرات اندازه دانه و استحکام در تطابق با رابطه معروف هال پچ می باشد [۲۶ و ۲۷]. در مطالعه ای نشان داده شد که سختی آلیاژ منیزیم AZ31 که تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفته، با کاهش اندازه دانه افزایش می یابد.

از طرف دیگر، تغییرات ریزساختاری ایجاد شده توسط این فرایند در فلزات سبک منجر به سوپرپلاستیسیته می گردد. گزارش شده است که ریزشدن ساختار ماده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی، منجر به افزایش سوپرپلاستیسیته، کاهش تنش سیلان و تغییر به سمت نرخ های کرنش بهینه بالا در دماهای پایین شده است [۲۸]. همچنین، گزارش گردید که در اثر اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی در آلیاژهای منیزیم Mg-Al-Zn، فازهای یوتکتیک درشت و شبکه ماندی که در مرز دانه ها توزیع شده اند شکسته شده و استحکام به طور قابل ملاحظه ای تا مقادیر  $337$  مگاپاسکال افزایش می یابد و افزایش طول نسبی نیز به  $10\%$  می رسد [۲۹]. ناکاتا<sup>۱</sup> و همکاران [۳۰] گزارش دادند که در اثر اصلاح ریزساختاری ماده با اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی چندپاسه، سختی نمونه ها نسبت به نمونه اولیه  $20$  ویکرز افزایش یافته و استحکام کششی نیز  $1/7$  برابر شده است که نه تنها به دلیل از میان رفتن پوسته های سرد بوده بلکه تغییرات ساختاری نظیر توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم نیز در آن دخیل می باشد. با توجه به تحقیقات صورت گرفته به نظر می رسد که اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی به عنوان یک فرایند تغییر شکل پلاستیکی شدید می تواند گزینه مناسبی جهت اصلاحات ریزساختاری و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی باشد، لذا پژوهش حاضر با این مأموریت انجام گرفته است.

<sup>1</sup> Nakata

در رابطه، مقدار رسانایی الکتریکی آن حاصل می‌شود. لازم به ذکر است که تمامی اندازه‌گیری‌های رسانایی الکتریکی جهت اعتبار بیشتر، دوبار صورت گرفته و سپس مقدار میانگین آن مطابق با IACS% گزارش گردیده است.

جهت بررسی ریزساختاری، نمونه‌ها تا گرید ۳۰۰۰ توسط کاربید سیلیسیوم سنباده‌زنی گردیده و سپس تا ۰/۲۵ میکرومتر توسط سوسپانسیون الماسه پولیش کاری شده است. در ادامه، عملیات الکتروپولیشینگ در محلول ۱۰۰ میلی‌لیتر اسید نیتریک در ۴۰۰ میلی‌لیتر متانول و در دمای ۳۰- درجه و ولتاژ ۲۰ ولت انجام گرفته است. در نهایت، برای بررسی ریزساختار نمونه‌های آلومینیومی اولیه و فراوری شده تا شش پاس، از روش پراش الکترون برگشتی<sup>۲</sup> توسط دستگاه ساخت شرکت زایس اورینگا<sup>۳</sup> مجهز به کاتد نشر میدان در ولتاژ ۱۰ کیلوولت استفاده گردیده تا میزان مرزهای بزرگ زاویه و کوچک زاویه<sup>۴</sup> مشخص شود. اندازه گام<sup>۵</sup> نیز با توجه به پاس‌های مختلف نمونه از ۲۰۰ نانومتر تا دو میکرومتر انتخاب گردید. هم‌چنین، حداقل اختلاف جهت‌گیری<sup>۶</sup> دانه‌ها دو درجه لحاظ شد. لازم به‌ذکر است که زاویه ۱۵ درجه به‌عنوان حد بین مرزخانه‌های بزرگ زاویه و کوچک زاویه انتخاب گردیده است.

چنین، آزمون میکروسختی‌سنجی نیز بر روی سطح مقطع و عمود بر راستای فراوری نمونه‌ها به فاصله‌ی ۱ میلی‌متری از هم و با نیروی اعمالی ۱۰۰ گرم و به مدت ۱۵ ثانیه انجام گرفته است. سپس مقادیر سختی، استحکام تسلیم، استحکام نهایی و میزان درصد ازدیاد طول برای هر یک از شش پاس اندازه‌گیری شده و با مقادیر مربوط به فلز پایه مقایسه گردیده است.



شکل ۲. الف) شماتیک فرایند اصطکاکی اغتشاشی، ب) نمونه آلومینیوم خالص فراوری شده و ج) نمونه آزمون کششی تهیه شده از آن.

شکل‌پذیری از جمله فاکتورهای مهم در شکل‌دهی فلزات می‌باشد. برای این تحقیق، شکل‌پذیری مضرری از استحکام نهایی نمونه در داکتیلته آن در نظر گرفته شده، به طوری‌که هرچه این مقدار بالا باشد بدان معنا است که ماده برای انجام فرایندهای شکل‌دهی بعدی مناسب‌تر می‌باشد یا به عبارت دیگر ماده شکل‌پذیرتر است. لذا، میزان شکل‌پذیری برای حالات اولیه و فراوری شده تا شش پاس به‌دست آمده و مورد مقایسه قرار گرفته است. در ادامه، میزان رسانایی الکتریکی نمونه‌های آلومینیومی در تمامی حالات، مطابق با مس جهانی آیل‌شده استاندارد مورد ارزیابی قرار گرفته و با هم مقایسه گردیده است. روش به‌کار گرفته شده برای این‌کار نیز آزمون پروب چهار اتصال<sup>۱</sup> می‌باشد. در این آزمون، چهار پروب با فاصله مشخص از یکدیگر بر روی سطح نمونه قرار می‌گیرد. در ادامه، از طریق دستگاه به نمونه ولتاژ اعمال شده و سپس جریان عبوری از آن اندازه‌گیری و با قرار دادن این دو

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱ بررسی خواص مکانیکی و الکتریکی

همان‌گونه که بیان گردید برای بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های آلومینیوم خالص فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی از آزمون کشش استفاده گردیده است. شکل (۳) منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی را برای نمونه‌های فراوری شده یک، دو، چهار و شش پاسه نشان می‌دهد. هم‌چنین منحنی تنش- کرنش مهندسی برای نمونه اولیه جهت مقایسه بهتر آورده شده است. علاوه بر این، مقادیر استحکام تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول برای هر یک از پنج حالت مذکور به‌دست آورده شده و در جدول (۲) فهرست

<sup>2</sup> Electron back scatter diffraction (EBSD)

<sup>3</sup> Zeiss Auriga

<sup>4</sup> Low angle grain boundaries (LAGBs)

<sup>5</sup> Step size

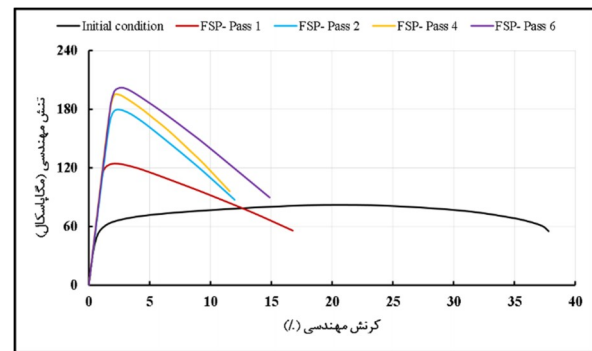
<sup>6</sup> Minimum misorientation cut-off

<sup>1</sup> Four-point probe measurement

بعد از اعمال فرایند FSP کاهش می‌یابد. دلیل آن نیز به تولید، تکثیر و انباشته شدن نابجایی‌ها در داخل و مرزها که تا حد اشباع صورت می‌گیرد و همچنین به افزایش مرزهای کوچک زاویه در مقایسه با مرزهای بزرگ زاویه مربوط می‌شود.

همچنین، نتایج میکروسختی‌سنجی نمونه‌های آلومینیومی خالص فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی تا شش پاس به همراه نمونه اولیه به دست آورده شده و در جدول (۲) گزارش شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود انجام یک پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر روی نمونه آلومینیومی خالص باعث افزایش مقدار میکروسختی از ۲۶ ویکرز به ۴۳/۵ ویکرز می‌شود که معادل با ۶۷٪ بهبود سختی است. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند مذکور نیز، روندی افزایشی در مقادیر میکروسختی همانند خواص استحکامی قابل مشاهده است. نتایج حاصله حاکی از آن است که با افزایش تعداد پاس‌ها تفاوت در افزایش مقدار سختی‌سنجی کمتر می‌شود. به‌عنوان مثال، اختلاف در مقدار میکروسختی‌سنجی بین نمونه‌های فراوری شده‌ی چهار و شش پاسه ناچیز بوده و در حد ۵٪ است، درحالی‌که تفاوت بین نمونه آلومینیومی فراوری شده یک و دو پاسه قابل توجه بوده و در حدود ۲۷٪ می‌باشد. شکل (۴) توزیع نتایج حاصل از آزمون میکروسختی‌سنجی را در عرض منطقه اغتشاشی به‌صورت نمودار نشان می‌دهد. با توجه به شکل مربوطه می‌توان بیان نمود که با دور شدن از مرکز، مقادیر میکروسختی به تدریج و با شیب ملایم کاهش می‌یابد، به طوری که بعد از فاصله نه میلی‌متری از مرکز، تأثیر عملیات مذکور ناچیز شده و سختی به شدت و با شیب تند افت کرده تا به مقدار سختی نمونه آلومینیومی اولیه برسد. نکته مهم دیگر حاصل از نتایج سختی‌سنجی این است که مقدار انحراف معیار سختی‌سنجی برای نمونه آلومینیومی پایه ۱/۴۳ می‌باشد که گویای توزیع یکنواخت سختی در آن است. با اعمال یک پاس از فرایند، مقدار انحراف معیار سختی‌سنجی افزایش می‌یابد که نشان‌دهنده بیشتر بودن غیریکنواختی سختی در آن نمونه می‌باشد. نکته جالب توجه در این است که با افزایش تعداد پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی، نمونه آلومینیومی یکنواخت‌تری به لحاظ سختی‌سنجی به دست خواهد آمد.

گردیده است. همان‌طور که از نمودار مشخص است انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب افزایش استحکام تسلیم و نهایی می‌شود. همچنین مشاهده می‌شود که تأثیر پاس‌های اولیه‌ی فرایند مذکور در افزایش استحکام نمونه آلومینیومی خالص به مراتب بیشتر از پاس‌های نهایی می‌باشد. نتایج نشان می‌دهد که با انجام اولین پاس، مقدار استحکام تسلیم و نهایی نمونه آلومینیومی به ترتیب به میزان ۱۳۵٪ و ۵۱٪ افزایش پیدا می‌کند. همچنین، پس از انجام پاس دوم تغییرات زیادی در مقادیر استحکام تسلیم و نهایی نمونه به وجود آمده و نسبت به پاس اول این مقادیر به ترتیب ۴۸٪ و ۴۵٪ افزایش می‌یابد. لازم به اشاره است که میزان افزایش تغییرات در مقادیر استحکام برای پاس‌های بعدی بسیار چشم‌گیر نیست، به‌عنوان مثال تفاوت مقادیر استحکام تسلیم و نهایی برای نمونه‌های آلومینیومی چهار و شش پاسه به ترتیب برابر با ۴٪ و ۳٪ است. همچنین با بررسی درصد افزایش طول برای نمونه‌های فوق‌الذکر می‌توان بیان نمود که نمونه آلومینیومی اولیه دارای بالاترین میزان داکتیلیتی است که پس از پاس اول در حدود ۵۶٪ کاهش پیدا می‌کند.

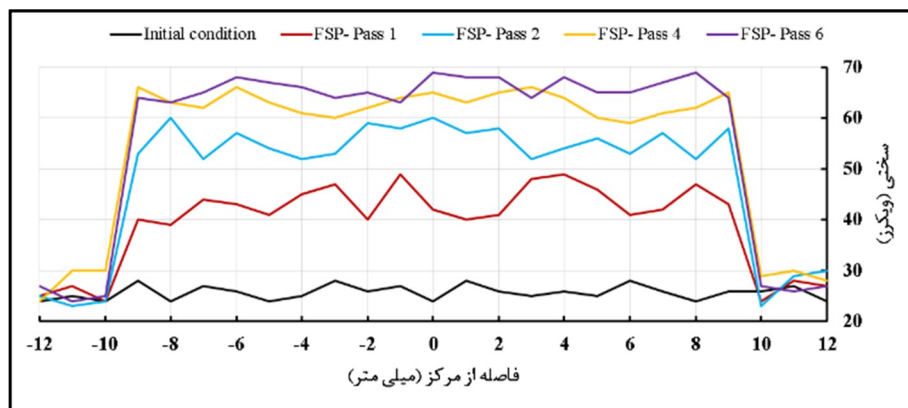


شکل ۳. منحنی تنش- کرنش مهندسی نمونه‌های اولیه و فراوری شده تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

نگاهی دقیق به نمودار تنش- کرنش نشان می‌دهد که طول منطقه تغییر شکل پلاستیکی یکنواخت با اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی در مقایسه با حالت اولیه نمونه کاهش چشم‌گیری دارد. به عبارت دیگر می‌توان گفت که اختلاف بین استحکام تسلیم و نهایی نمونه آلومینیومی خالص فراوری شده توسط روش اصطکاکی اغتشاشی کمتر می‌شود و از این‌رو کارسختی قابل توجهی برای نمونه‌های فراوری شده مشاهده نمی‌شود. در نتیجه، نرخ کارسختی نمونه آلومینیومی خالص

جدول ۲. نتایج حاصل از آزمون‌های کشش، سختی سنجی، مقدار شکل‌پذیری و هدایت الکتریکی برای نمونه‌های آلومینیوم خالص فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

هدایت الکتریکی (%IACS)	مقدار شکل پذیری	نتایج کشش (مگاپاسکال)			نتایج سختی سنجی (ویکرز)		شرایط نمونه
		درصد ازدیاد طول	استحکام نهایی	استحکام تسلیم	انحراف معیار	مقدار متوسط	
۶۱٫۳	۳۰۹۹	۳۷٫۸	۸۲	۵۱	۱٫۴۳	۲۶	آبیل شده
۵۷٫۸	۲۰۷۱	۱۶٫۷	۱۲۴	۱۲۰	۳٫۲۹	۴۳٫۵	یک پاسه
۵۷٫۱	۲۱۶۰	۱۲	۱۸۰	۱۷۸	۲٫۸۹	۵۵٫۵	دو پاسه
۵۸٫۴	۲۲۵۰	۱۱٫۶	۱۹۴	۱۹۲	۲٫۱۹	۶۳	چهار پاسه
۵۹٫۲	۲۹۵۵	۱۴٫۷	۲۰۱	۲۰۰	۲٫۰۲	۶۶	شش پاسه



شکل ۴. نتایج حاصل از آزمون میکروسختی سنجی برحسب فاصله از مرکز نمونه‌های آلومینیوم خالص فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

یکی دیگر از موضوعات مهم در مورد آلومینیوم خالص تجاری مربوط به خواص الکتریکی آن می‌باشد. لذا میزان هدایت الکتریکی نمونه‌های آلومینیومی تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی تا شش پاس و نیز نمونه اولیه به دست آورده شده و در جدول (۲) فهرست گردیده است. نتایج حاصل نشان می‌دهد که نمونه آبیل شده با ۶۱٫۳ % IACS دارای بیشترین مقدار هدایت الکتریکی است که پس از انجام اولین پاس از فرایند اغتشاشی اصطکاکی تا میزان ۵۷٫۸ % IACS افت می‌کند که به دلیل عدم تغییر ترکیب شیمیایی می‌توان این تغییرات را به چگالی مرزخانه‌ها، نابجایی‌ها، میزان مرزخانه‌های کوچک و بزرگ زاویه و در نهایت اندازه دانه نسبت داد. هم‌چنین، حدود ۳/۴٪ کاهش در میزان هدایت الکتریکی نمونه‌های آلومینیوم خالص با انجام شش پاس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی در مقایسه با نمونه اولیه قابل مشاهده می‌باشد. مشخص شده است که مرزخانه‌ها به دلیل پتانسیل بالا در استحکام‌دهی و تأثیر اندک بر تحرک الکترونی با حفظ خواص الکتریکی، استحکام را بهبود می‌دهند [۳۲]. هم‌چنین با در نظر گرفتن این نکته که هر

موضوع مهم دیگر حاصل از نتایج آزمون کشش مربوط به شکل‌پذیری نمونه‌های آلومینیومی فراوری شده توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی است. همان‌طور که از اطلاعات جدول (۲) پیدا است مقادیر شکل‌پذیری با انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی افت پیدا می‌کند که می‌تواند به دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها و تولید مرزهای کوچک زاویه در اثر اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید باشد. می‌توان گفت که حدود ۳۰٪ کاهش در مقدار شکل‌پذیری نمونه آلومینیومی خالص تنها با اعمال اولین پاس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی حاصل می‌شود، درحالی‌که با افزایش تعداد پاس‌ها، مقدار شکل‌پذیری نمونه‌ها در مقایسه با نمونه تک پاسه بهبود می‌یابد. می‌توان فهمید که نمونه شش پاسه آلومینیومی در حدود ۴۳٪ عملکرد شکل‌پذیری بهتری در مقایسه با نمونه تک پاسه خواهد داشت. بررسی خواص ریزساختاری نمونه‌های مذکور برای ارزیابی دلایل این امر ضروری است که در ادامه به آن پرداخته خواهد شد.

### ۳-۲ بررسی خواص ریزساختاری

نتایج ریزساختاری حاصل از مشاهدات پراش الکترون برگشتی نمونه‌های آلومینیومی اولیه، یک پاسه و شش پاسه در شکل (۵) نمایش داده شده است. رنگ‌های مختلف موجود در این تصاویر، نشان‌دهنده جهات بلورین مطابق با مثلث استریوگرافیک موجود در تصویر است. نتایج حاصل از مشاهدات ریزساختاری بیان می‌کند که اندازه دانه تقریبی نمونه آلومینیومی آنیل شده حدود ۵۲۰ میکرومتر و کسر مرزخانه‌های بزرگ زاویه و کوچک زاویه به ترتیب برابر با ۰/۸۵۹ و ۰/۱۴۱ می‌باشد. همچنین، ریزساختار حاصل شامل دانه‌های کشیده شده با جهات کریستالوگرافی مختلف است. ریزساختار در اثر اعمال یک پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، به شدت تغییر پیدا می‌کند و به نظر می‌رسد که جهت <۱۱۱> غالب تر است. هم چنین، میزان مرزخانه‌های بزرگ زاویه به شدت کاهش می‌یابد و به میزان ۰/۴۲۱ می‌رسد، درحالی‌که مرزخانه‌های کوچک زاویه کسر قابل ملاحظه‌ای را به خود اختصاص می‌دهند و تا مقدار ۰/۵۷۹ افزایش پیدا می‌کنند. نتایج ریزساختاری حاصل از نمونه‌های آلومینیومی اولیه و تک پاسه حاکی از کاهش ۵۱٪ مرزخانه‌های بزرگ زاویه می‌باشد که می‌تواند دلیل اصلی کاهش هدایت الکتریکی نمونه یک پاسه در مقایسه با نمونه اولیه باشد. کاهش مرزخانه‌های بزرگ زاویه برای نمونه آلومینیومی یک پاسه به وضوح در شکل (۵) قابل مشاهده است که در آن مرزهای مشخصی بین جهات کریستالوگرافی ایجاد نشده است. می‌توان ادعا نمود که اندازه دانه در این نمونه آلومینیومی خالص متغیر بوده و شامل ترکیبی از دانه‌های فوق ریزدانه ۲۴ میکرومتری و دانه‌های درشت ۱۸۰ میکرومتری است. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند مذکور به شش پاس، ریزساختار نمونه دست‌خوش تغییرات قابل ملاحظه و واضحی شده و دانه‌های فوق‌العاده ریزتری در ساختار نمونه آلومینیومی ایجاد می‌گردد. نتایج نشان می‌دهد که ترکیبی از دانه‌های فوق ریزدانه ۴۵۰ نانومتری و دانه‌های درشت ۳۶ میکرومتری در ریزساختار نمونه آلومینیومی شش پاسه قابل مشاهده است. همچنین، مقادیر مرزخانه‌های بزرگ زاویه نمونه شش پاسه نسبت به نمونه تک پاسه به شدت افزایش پیدا کرده و به مقدار ۰/۷۷۲ می‌رسد که در حدود ۸۳٪ افزایش را نشان می‌دهد، درحالی‌که کسر مرزخانه‌های کوچک زاویه تنها ۰/۲۲۸ می‌باشد.

سازوکار استحکام‌دهی مواد منجر به اعوجاجات اضافی در ساختار شبکه فلزات و آلیاژها می‌شوند، می‌توان نتیجه گرفت که سازوکارهای استحکام‌بخشی منجر به افزایش در مقاومت الکتریکی نیز می‌گردد. بهترین توصیف برای جمله پیشین را می‌توان در قانون معروف متیسن<sup>۱</sup> یافت که در رابطه پایین آورده شده است [۲۰]:

$$\rho_{\text{total}} = \rho + \rho_{\text{ss}} + \rho_{\text{p}} + \rho_{\text{d}} + \rho_{\text{gb}} \quad (۱)$$

که در آن  $\rho_{\text{total}}$  برابر با مقاومت الکتریکی کل نمونه،  $\rho$  مقاومت الکتریکی شبکه،  $\rho_{\text{ss}}$  مقاومت در اثر اتم‌های حل شونده در زمینه،  $\rho_{\text{p}}$  مقاومت اضافه شده توسط رسوب فازهای ثانویه،  $\rho_{\text{d}}$  مقاومت حاصل از نابجایی‌ها و  $\rho_{\text{gb}}$  مقاومت در اثر حضور مرزخانه‌ها است. در نتیجه می‌توان انتظار داشت که با اعمال فرایندهای مختلف تغییرشکل، میزان هدایت الکتریکی به تدریج کاهش یابد [۳۳]. در مطالعه حاضر نیز مشاهده می‌شود که در اثر اعمال یک پاس از فرایند مذکور، هدایت الکتریکی به میزان ۵/۷٪ کاهش یافته و در پاس دوم شاهد ۶/۸٪ کاهش، در پاس چهارم ۴/۷٪ کاهش و در پاس نهایی ۳/۴٪ کاهش نسبت به حالت آنیل شده وجود دارد. لذا به نظر می‌رسد که با افزایش تعداد پاس‌ها، روند کاهشی میزان هدایت الکتریکی به تدریج کم شده و به یک حالت پایا می‌رسد که ممکن است به دلیل فرایندهایی مانند بازیابی در نابجایی‌ها باشد. روند مشابهی نیز در فلز مس خالص که تحت فرایند نورد تجمعی اتصالی و اکستروژن در کانال‌های زاویه‌دار پیچشی صفحه‌ای قرار گرفته، گزارش شده است [۳۴ و ۳۵]. با توجه به مطالعات پیشین می‌توان گفت که دلیل افزایش در هدایت الکتریکی نمونه آلومینیوم خالص با افزایش تعداد پاس‌ها به حذف عیوب نقطه‌ای در اثر بازیابی دینامیکی مرتبط است. همچنین، در هر پاس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی، مقدار زیادی از انرژی به صورت حرارت از بین می‌رود و تنها مقدار کمی از آن در ماده ذخیره می‌شود. از طرف دیگر باید توجه داشت که در دانه‌های فوق ریز و نانوساختار به دلیل ایجاد مرزخانه‌های غیرتعادلی با انرژی بالا و غیرپایدار (مرزخانه‌های کوچک زاویه)، بازیابی دینامیکی در دماهای پایین فعال می‌گردد [۳۶].

<sup>۱</sup> Matthiessen's rule

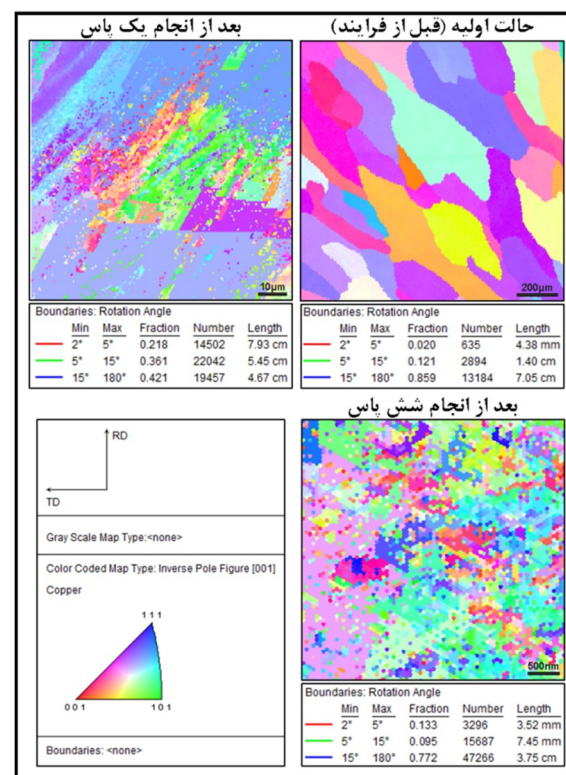


ریزتر شدن به دلیل اشباع تدریجی چگالی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد. در نتیجه، کاهش اندازه دانه برای نمونه‌های پاس نهایی با شدت کمتری ادامه می‌یابد. گزارش‌های اخیر نشان می‌دهد که سازوکار تقسیم دانه در روش‌های مختلف تغییر شکل پلاستیکی شدید براساس دو نوع مرز نابجایی صورت می‌گیرد. اولی، مرزهای هندسی لازم<sup>۱</sup> بوده که مرزهای گسترش یافته نابجایی‌های صفحه‌ای هستند. دومی، مرزهای اتفاقی نابجایی<sup>۲</sup> هستند که از به دام افتادن آماری نابجایی‌ها تشکیل می‌شوند. در طول فرایند اصطکاکی اغتشاشی، چگالی نابجایی‌ها در اثر اعمال کرنش‌های برشی شدید، بالا می‌رود. نابجایی‌های تشکیل شده در ادامه منجر به تشکیل مرزهای هندسی لازم و مرزهای اتفاقی نابجایی می‌گردد. در نتیجه، بلوک‌های سلولی و سلول‌ها به ترتیب در مناطقی که با مرزهای هندسی لازم و مرزهای اتفاقی احاطه گردیده‌اند تشکیل می‌شود [۳۶-۳۹]. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند، زاویه عدم انطباق<sup>۳</sup> هر دو نوع مرز ذکر شده بیشتر و مرزهای کوچک زاویه (مرزهای فرعی) تشکیل می‌شود. لازم به ذکر است که سرعت افزایش زاویه عدم انطباق در مرزهای هندسی لازم بیشتر از مرزهای اتفاقی نابجایی می‌باشد. در نتیجه در پاس‌های نهایی، مرزهای هندسی لازم به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌گردد.

#### ۴ - نتیجه گیری

در این پژوهش، نمونه‌های آلومینیوم خالص ۱۰۵۰ به طور موفقیت‌آمیزی تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی تا شش پاس قرار گرفتند. سپس خواص مکانیکی، الکتریکی و ریزساختاری نمونه‌های فراوری شده به دست آورده شده و با نمونه اولیه مقایسه گردید. نتایج حاکی از آن است که انجام شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب افزایش استحکام تسلیم، استحکام نهایی و سختی نمونه آلومینیومی به ۲۰۰ مگاپاسکال، ۲۰۱ مگاپاسکال و ۶۶ ویکرز گردیده که معادل با حدود ۲۹۲٪، ۱۴۵٪ و ۱۵۴٪ افزایش در مقایسه با نمونه اولیه می‌باشد. همچنین، تأثیر پاس‌های اولیه فرایند مذکور در افزایش خواص مکانیکی نمونه آلومینیومی به مراتب بیشتر از

می‌توان بیان نمود که افزایش تعداد پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها، تبدیل مرزهای کوچک زاویه به بزرگ زاویه و تقاطع بالای میکروباندهای برشی بعد از اعمال هر پاس می‌گردد. لذا، ساختار دانه‌های کشیده شده که در پاس‌های اولیه مشاهده می‌شود به تدریج حذف و ساختاری ریز و هم‌محور ایجاد می‌گردد. چنین افزایشی در کسر مرز دانه‌های بزرگ زاویه برای نمونه آلومینیومی شش پاسه حاکی از بهبود میزان شکل‌پذیری نمونه و نیز افزایش هدایت الکتریکی آن در مقایسه با نمونه تک پاسه است که در بالا بدان اشاره گردید.



شکل ۵. تصاویر پراش الکترون برگشتی نمونه آلومینیومی اولیه و نیز نمونه‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی شده تک و شش پاسه.

با توجه به نتایج خواص مکانیکی و ریزساختاری نمونه‌های آلومینیوم خالص در حالات قبل و بعد از فرایند اصطکاکی اغتشاشی مشخص است که نرخ کاهش اندازه دانه نمونه با افزایش تعداد پاس‌های فرایند، کاهش یافته است. با توجه به اینکه، آلومینیوم خالص تجاری در حالت اولیه (آنیل شده) دارای دانه‌های درشتی است، اعمال یک پاس از فرایند مذکور موجب می‌شود که نرخ کاهش اندازه دانه بسیار زیاد باشد. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند، پتانسیل نمونه‌ها برای

<sup>1</sup> Geometrically necessary boundaries (GNBs)

<sup>2</sup> Incidental dislocation boundaries (IDBs)

<sup>3</sup> Misorientation angle

- Materialia*, 39(9) (1998) 1221–1227.
- Ebrahimi, M., Attarilar, S., Djavanroodi, F., Gode, C., Kim, H.S., Wear properties of brass samples subjected to constrained groove pressing process, *Materials & design*, 63 (2014) 531–537.
  - Ebrahimi, M., Gholipour, H., Djavanroodi, F., A study on the capability of equal channel forward extrusion process, *Materials Science and Engineering: A*, 650 (2015) 1–7.
  - Ma, Z.Y., Friction Stir Processing Technology: A Review, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39 (3) (2008) 642–658.
  - Mishra, R.S., Mahoney, M.W., Mcfadden, S.X., Mara, N.A., Mukherjee, A.K., High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy, *Scripta Materialia*, 42 (2000) 163–168.
  - Saito, N., Shigematsu, I., Komaya, T., Yamauchi, G., Nakamura, M., Grain refinement of 1050 aluminum alloys by friction stir processing, *Journal of Materials Science Letters*, 20(20) (2001) 1913–1915.
  - Ma, Z.Y., Mishra, R.S., Mahoney, M.W., Grimes, R., High strain rate superplasticity in friction stir processed Al-Mg-Zr alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 351(1–2) (2003) 148–153.
  - Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Calabrese, M., Fine-grain evolution in friction-stir processed 7050 aluminum, *Scripta Materialia*, 48(10) (2003) 1451–1455.
  - Kulitskiy, V., Malopheyev, S., Mironov, S., Kaibyshev, R., Grain refinement in an Al-Mg-Sc alloy: Equal channel angular pressing versus friction-stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 674 (2016) 480–490.
  - Nadammal, N., Kailas, S.V., Suwas, S., A bottom-up approach for optimization of friction stir processing parameters; a study on aluminium 2024-T3 alloy, *Materials & Design*, 65 (2015) 127–138.
  - Mishra, R.S., Ma, Z.Y., Friction stir welding and processing, 50 (2005) 1–78.
  - Su, J.-Q., Nelson, T.W., Sterling, C.J., Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 405(1–2) (2005) 277–286.
  - Charit, I., Mishra, R.S., High strain rate superplasticity in a commercial 2024 Al alloy via friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 359(1–2) (2003) 290–296.
  - Eddahbi, M., Ruano, O.A., McNelley, T.R., The evolution of grain boundary character during superplastic deformation of an Al-6 pct Cu-0.4 pct Zr alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(5) (2001) 1093–1102.
  - McNelley, T.R., McMahan, M.E., Microtexture and grain boundary evolution during microstructural refinement processes in SUPRAL 2004, *Transactions A Physical Metallurgy and Materials Science*, 28(9) (1997) 1879–1887.
  - Rhee, H., Whittington, W.R., Oppedal, A.L., Sherif, A.R., King, A.R., Kim, H.-J., Lee, C., Mechanical properties of novel aluminum metal matrix metallic composites: Application to overhead conductors, *Materials & Design*, 88 (2015) 16–21.
  - Valiev, R.Z., Murashkin, M., Sabirov, I., A nanostructural design to produce high-strength Al alloys پاس‌های نهایی است. علاوه بر این افزایش تعداد پاس‌های فرایند موجب تولید نمونه یکنواخت‌تری به لحاظ سختی‌سنجی می‌شود. نتایج نشان داد که مقدار شکل‌پذیری نمونه آلومینیومی خالص تنها با اعمال اولین پاس از فرایند کاهش یافته، درحالی‌که با افزایش تعداد پاس‌ها، مقدار آن در مقایسه با نمونه تک پاسه بهبود می‌یابد. مطالعه حاضر بیان می‌کند که اعمال یک پاس از فرایند مذکور، هدایت الکتریکی را به میزان ۵/۷٪ کاهش داده، درحالی‌که میزان کاهش آن برای پاس نهایی حدود ۳/۴٪ نسبت به حالت آنبیل شده می‌باشد. لذا به نظر می‌رسد که با افزایش تعداد پاس‌ها، روند کاهش میزان هدایت الکتریکی به تدریج کم شده و به یک حالت پایا می‌رسد که به دلیل افزایش مرزدانه‌های بزرگ زاویه در نمونه پاس نهایی می‌باشد. با وجود بهبود قابل‌ملاحظه در خواص مکانیکی نمونه آلومینیوم پاس نهایی، هدایت الکتریکی آن کاهش ناچیزی از خود نشان داد که با توجه به کاربردهای الکتریکی این ماده و نیاز صنعت به استحکام بالای آن، بسیار رضایت‌بخش است. نتایج ریزساختاری نشان داد که نمونه آلومینیومی پاس نهایی دارای دانه‌هایی فوق‌ریزدانه با اندازه ۴۵۰ نانومتر در کنار دانه‌هایی نسبتاً درشت با اندازه تقریبی ۳۶ میکرومتر می‌باشد. لذا می‌توان گفت که فرایند حاضر قابلیت لازم برای بهبود هم‌زمان خواص مکانیکی و حفظ خواص الکتریکی را دارا است.

## سپاس‌گزاری

نویسندگان این مقاله مراتب تشکر و قدردانی خود را از کمک‌های مالی "ستاد ویژه توسعه فناوری نانو" جهت انجام این پژوهش ابراز می‌دارند.

## مراجع

- Valiev, R.Z., Langdon, T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, 51(7) (2006) 881–981.
- Djavanroodi, F., Ebrahimi, M., Effect of die channel angle, friction and back pressure in the equal channel angular pressing using 3D finite element simulation, *Materials Science and Engineering: A*, 527(4–5) (2010) 1230–1235.
- Zhilyaev, A., Langdon, T., Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, *Progress in Materials Science*, 53(6) (2008) 893–979.
- Saito, Y., Tsuji, N., Utsunomiya, H., Sakai, T., Hong, R.G., Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process, *Scripta*

37. Hwang, B., Kim, Y.G., Lee, H.S., Lee, S., Ahn, B.D., Shin, D.H., Lee, C.G., Dynamic Deformation Behavior of UltraFine-Grained Low-Carbon Steels Fabricated by Equal-Channel Angular Pressing, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36 (2005) 389–397.
38. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H., Jonas, J.J., Progress in Materials Science Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot , cold and severe plastic deformation conditions, *Progress in Materials Science*, 60 (2014) 130–207.
39. Ebrahimi, M., Shamsborhan, M., Monotonic and dynamic mechanical properties of PTCAE aluminum, *Journal of Alloys and Compounds*, 705 (2017) 28–37.
- with enhanced electrical conductivity, *Scripta Materialia*, 76 (2014) 13–16.
21. Liu, C.H., Chen, J., Lai, Y.X., Zhu, D.H., Gu, Y., Chen, J.H., Enhancing electrical conductivity and strength in Al alloys by modification of conventional thermo-mechanical process, *Materials & Design*, 87 (2015) 1–5.
22. Murashkin, M.Y., Sabirov, I., Kazykhanov, V.U., Bobruk, E.V., Dubravina, A.A., Valiev, R.Z., Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al alloy processed via ECAP-PC, *Journal of Materials Science*, 48(13) (2013) 4501–4509.
23. Milani, J.M., Saeid, T., Friction stir welding of commercially pure aluminum foams manufactured by accumulative roll-bonding process, *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 3 (2014) 35–42.
24. Kwon, Y., Saito, N., Shigematsu, I., Friction stir process as a new manufacturing technique of ultrafine grained aluminum alloy, *Journal of Materials Science Letters*, 21 (2002) 1473–1476.
25. Yadav, D., Bauri, R., Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of aluminium, *Materials Science and Engineering: A*, 539 (2012) 85–92.
26. Chang, C.I., Lee, C.J., Huang, J.C., Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys, *Scripta Materialia*, 51(6) (2004) 509–514.
27. Djavanroodi, F., Ebrahimi, M., Rajabifar, B., Akramizadeh, S., Fatigue design factors for ECAPed materials, *Materials Science and Engineering: A*, 528(2) (2010) 745–750.
28. Z. Y. Ma, R. S. Mishra, and M. W. Mahoney, Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy, *Acta Materialia*, 50 (2002) 4419–4430.
29. Feng, A.H., Ma, Z.Y., Enhanced mechanical properties of Mg-Al-Zn cast alloy via friction stir processing, *Scripta Materialia*, 56(5) (2007) 397–400.
30. Nakata, K., Kim, Y.G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., Improvement of mechanical properties of aluminum die casting alloy by multi-pass friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 437 (2) (2006) 274–280.
31. Dongare, S., A Mechanical Testing Methodology for Metal Additive Manufacturing Processes, *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, 224–243, 2014.
32. Sabirov, I., Murashkin, M.Y., Valiev, R.Z., Materials Science & Engineering A Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development, *Materials Science and Engineering: A*, 560 (2013) 1–24.
33. Çetinarslan, C.S., Effect of cold plastic deformation on electrical conductivity of various materials, *Materials & Design*, 30(3) (2009) 671–673.
34. Hosseini, S.A., Manesh, H.D., High-strength, high-conductivity ultra-fine grains commercial pure copper produced by ARB process, *Materials & Design*, 30(8) (2009) 2911–2918.
35. Shamsborhan, M., Ebrahimi, M., Production of nanostructure copper by planar twist channel angular extrusion process, *Journal of Alloys and Compounds*, 682 (2016) 552–556.
36. Wang, Y.M., Ma, E., Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal, *Acta Materialia*, 52(6) (2004) 1699–1709.