

## بررسی اثر تغییر شکل پلاستیک شدید بر ریزساختار، خواص مکانیکی و هدایت الکتریکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵

علیرضا دشتی<sup>۱</sup>، محمدحسین شاعری<sup>۲\*</sup>، رضا تقی آبادی<sup>۳</sup>  
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۱۱/۰۴، ش.ص ۷۳-۸۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۲/۱۱)

### چکیده

هدف پژوهش حاضر، بررسی خواص مکانیکی، هدایت الکتریکی و ریزساختار آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پرس شده به وسیله فرآیندهای پرس در کانال‌های همسان زاویه‌دار (ECAP) و فورج چندجهتی (MDF) می‌باشد. در این پژوهش آلیاژ ۷۰۷۵ در حالت عملیات حرارتی آنیل تحت ۴ پاس فرآیند ECAP و ۳ پاس فرآیند MDF در دمای محیط قرار گرفت. خواص مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های سختی و پانچ برشی و ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) بررسی شد. در ضمن هدایت الکتریکی نمونه‌ها نیز به روش جریان گردابی اندازه‌گیری شد. نتایج این پژوهش نشان می‌دهد، ۴ پاس فرآیند ECAP، باعث افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی (حدود ۲ برابر) و ریزدانه شدن تا اندازه دانه کم‌تر از ۴۰۰ نانومتر می‌شود؛ در ضمن اکثر دانه‌ها پس از ECAP هم‌محور بوده و بخش عمده مرزهای دانه زاویه بزرگ می‌باشند. از طرف دیگر، تاثیر فرآیند MDF بر ریزدانه‌سازی و افزایش خواص مکانیکی کم‌تر از فرآیند ECAP بوده به طوری که پس از ۳ پاس MDF خواص مکانیکی حدود ۵۰ درصد افزایش یافته و اندازه دانه نمونه‌ها به کم‌تر از ۱۰۰۰ نانومتر کاهش یافته است. در ضمن در فرآیند MDF کسر مرزهای بزرگ زاویه کم‌تر از فرآیند ECAP می‌باشد. نتایج بررسی هدایت الکتریکی نشان داد، هدایت الکتریکی آلیاژ ۷۰۷۵، هدایت الکتریکی ECAP و MDF، هدایت الکتریکی آلیاژ ۷۰۷۵ به مقدار بسیار اندکی کاهش می‌یابد. لذا می‌توان عنوان نمود، ریزدانه‌سازی به وسیله فرآیندهای ECAP و MDF یکی از روش‌هایی است که می‌توان به وسیله آن استحکام را بدون کاهش قابل ملاحظه هدایت الکتریکی افزایش داد.

**واژه‌های کلیدی:** فرآیندهای ECAP و MDF، آلیاژ ۷۰۷۵-Al، خواص مکانیکی، ریزساختار، هدایت الکتریکی.

<sup>۱</sup> - دانش آموخته کارشناسی ارشد، بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

<sup>۲</sup> - استادیار، بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

<sup>۳</sup> - استادیار، بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

\* - نویسنده مسئول مقاله: shaeri@ENG.ikiu.ac.ir

## پیشگفتار

فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید<sup>۱</sup> (SPD)، قابلیت خود را به عنوان یک روش مناسب برای ایجاد ساختارهای بسیار ریزدانه در حد زیرمیکرون و نانو در فلزات و آلیاژها اثبات کرده است. این روش‌ها به صورت مستقیم مواد حجیم درشت دانه را به مواد فوق ریزدانه<sup>۲</sup> (UFG) تبدیل می‌کنند. روش‌های SPD کرنش پلاستیک قابل توجهی را در دمای اتاق یا دمای بالا به نمونه وارد می‌کنند. تغییرات ساختاری که در اثر فرآیندهای SPD به وجود می‌آیند، باعث تغییر در خواص فیزیکی (از قبیل خواص الکتریکی، خواص مغناطیسی، خواص نوری)، خواص مکانیکی (مانند استحکام، خستگی و سوپرپلاستیسیته) و خواص مهندسی (شامل مقاومت به خوردگی) فلزات می‌شود. تغییرات ساختاری و افزایش کسر مرزهای دانه در فرآیندهای SPD، باعث بهبود قابل ملاحظه خواص مکانیکی مواد می‌شود؛ اما معمولاً تاثیر قابل ملاحظه‌ای در افزایش هدایت الکتریکی مواد ندارند و در برخی از مواد نیز باعث کاهش اندک هدایت الکتریکی مواد می‌شوند. در بین روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، فرآیندهای پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان<sup>۳</sup> (ECAP) و فورج چندجهتی<sup>۴</sup> (MDF) از موثرترین و کاربردی‌ترین روش‌ها برای تولید قطعات حجیم با دانه‌های فوق‌العاده ریز (UFG) و خواص مکانیکی فوق‌العاده می‌باشند [۶-۱].

در فرآیند ECAP، تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله برش ساده با پرس مکرر قطعات در قالبی حاوی دو کانال با سطح مقطع یکسان که در زاویه قالب  $\Phi$  و انحنای خارجی  $\Psi$  به هم متصل شده‌اند، اعمال می‌گردد. شکل ۱ به صورت شماتیک نحوه انجام فرآیند ECAP را نشان می‌دهد. با توجه به این‌که ابعاد نمونه در حین فرآیند ECAP تغییر پیدا نمی‌کند، ریزدانه‌سازی و همچنین افزایش چگالی نابجایی‌ها حین فرآیند ECAP، باعث افزایش قابل ملاحظه استحکام فلزات و آلیاژها می‌شود. از مهم‌ترین مزایای فرآیند ECAP قابلیت تولید مواد کاملاً چگال با اندازه مناسب برای کاربردهای صنعتی واقعی است [۸-۷].

فورج چندجهتی (MDF) یکی از روش‌های SPD است که شامل چند مرحله فورج آزاد است که همراه با تغییر محور اعمال نیرو است. شکل ۲ به صورت شماتیک نحوه انجام این فرآیند را مشخص می‌کند. ابعاد نمونه در این فرآیند بدون تغییر باقی می‌ماند. مزیت MDF بازده بالا و هزینه کم فرآیند است [۹-۱۱].

آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر گروه ۷xxx از قبیل آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ که نسبت استحکام به چگالی بالا و چقرمگی شکست قابل قبولی دارند، به طور گسترده در صنایع هوایی و هوافضا استفاده می‌شوند. استحکام بالای آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر آلومینیوم به‌وسیله استحکام‌بخشی محلول جامد و توزیع رسوبات ریز و پراکنده در ساختار ایجاد می‌شود. یک روش بسیار موثر در بهبود خواص آلیاژهای آلومینیوم ریزدانه‌سازی به‌وسیله فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید از قبیل ECAP و MDF می‌باشد. حین تغییر شکل پلاستیک شدید آلیاژ ۷۰۷۵، ریزدانه‌سازی قابل ملاحظه‌ای به همراه استحکام‌بخشی حاصل از افزایش قابل توجه چگالی نابجایی‌ها و همچنین تشکیل رسوبات ریز و پراکنده رخ می‌دهد. در ضمن فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید می‌توانند با اعمال تنش‌های برشی زیاد، باعث خرد شدن رسوبات موجود در ساختار و در نتیجه کاهش اندازه و تغییر مورفولوژی آن‌ها شوند [۱۲-۱۳].

در تحقیقات مختلف اثر فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید از قبیل ECAP و MDF بر روی فلزات و آلیاژهایی که شکل‌پذیری مناسبی دارند از قبیل آلومینیوم، مس، نیکل و ... به طور گسترده بررسی شده است؛ اما انجام این فرآیندها بر روی آلیاژهای با ساختار HCP و یا آلیاژهای پی‌ریخت شونده که شکل‌پذیری کمتری دارند با مشکلاتی مواجه است و امکان ترک خوردن نمونه‌ها حین فرآیند وجود دارد. با افزایش دمای فرآیند، اعمال فشار پشتی در فرآیند ECAP و افزایش نرمی نمونه‌ها با انجام عملیات حرارتی آنیل می‌توان از ترک خوردن نمونه‌ها جلوگیری کرد و احتمال ترک خوردن نمونه‌ها حین فرآیند را کاهش داد. در پژوهش‌های انجام شده تاکنون، فرآیند MDF آلیاژ ۷۰۷۵ بررسی نشده است، لذا هدف اصلی پژوهش حاضر بررسی اثر فرآیند MDF بر ریزساختار، خواص مکانیکی (سختی و استحکام) و هدایت الکتریکی آلیاژ Al-۷۰۷۵ است. در ضمن به منظور مقایسه تاثیر این فرآیند بر بهبود

<sup>1</sup> - Severe plastic deformation

<sup>2</sup> - Ultrafine-grained

<sup>3</sup> - Equal channel angular pressing

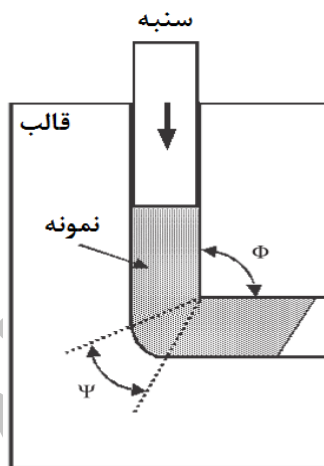
<sup>4</sup> - Multi-directional forging

ECAP میله‌هایی با قطر ۱۲ میلی‌متر و طول ۱۰۰ میلی‌متر به‌وسیله ماشینکاری تهیه شدند. قبل از انجام فرآیند ECAP نمونه‌ها به مدت ۲ ساعت در دمای  $415^{\circ}\text{C}$  تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفتند و سپس در داخل کوره با سرعت  $20^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد بر ساعت سرد شدند. فرآیند ECAP به وسیله پرس ۱۰۰ تن و سرعت پرس  $1\text{ mm/s}$ ، در قالبی با  $\Phi = 90^{\circ}$  و  $\Psi = 20^{\circ}$  انجام شد (شکل ۳). کلیه نمونه‌ها با استفاده از مسیر  $B_C$  تحت ECAP قرار گرفتند ( $90^{\circ}$  درجه چرخش حول محور طولی هر نمونه بین پاس‌های متوالی). قالب MDF مورد استفاده در پژوهش حاضر نیز در شکل ۴ نشان داده شده است. در فرآیند MDF قطعات از کوچکترین بعد توسط دستگاه پرس هیدرولیک با ظرفیت ۱۰۰ تن با نرخ کرنش ثابت  $10^{-3}\text{ s}^{-1}$  تحت تغییر شکل قرار گرفتند.

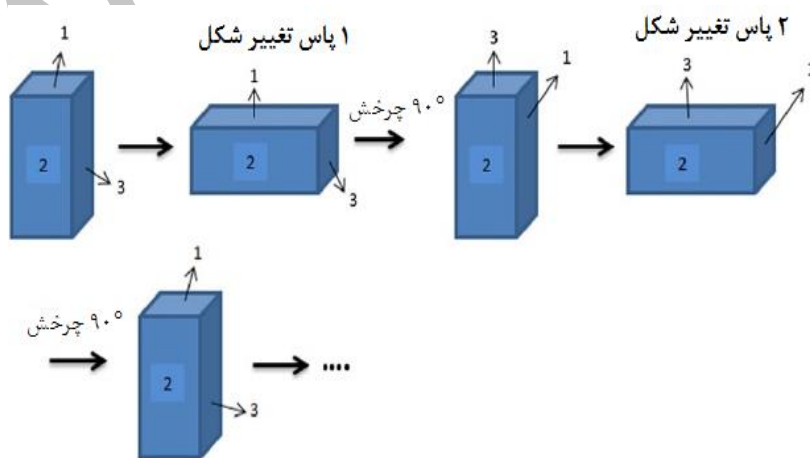
خواص مکانیکی و ریزدانه سازی با سایر فرآیندهای رایج SPD، اثر فرآیند ECAP بر ریزساختار، خواص مکانیکی (سختی و استحکام) و هدایت الکتریکی آلیاژ  $\text{Al-7075}$  نیز بررسی شده است.

## مواد و روش‌ها

آلیاژ ۷۰۷۵ مورد نیاز برای فرآیندهای ECAP و MDF به شکل میلگردهای اکستروژن شده با قطر ۲۰ میلی‌متر از شرکت آلومینات تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ مورد استفاده در این پژوهش به‌وسیله اسپکترومتر GNR Italy Metallab-7580J اندازه‌گیری و در جدول ۱ نمایش داده شده است. برای فرآیند MDF مکعب‌هایی با ابعاد  $10 \times 10 \times 15$  میلی‌متر و برای فرآیند



شکل ۱- شماتیک فرآیند ECAP [۹]



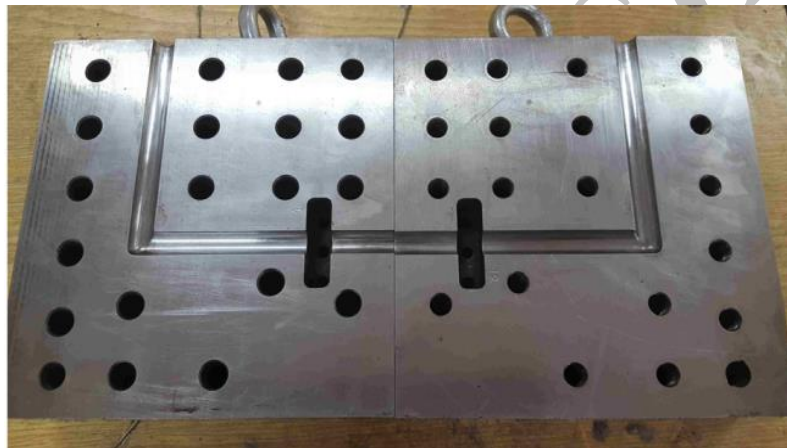
شکل ۲- مراحل فرآیند فورج چند جهتی [۱۰]

تعیین شدند. در فرآیند ECAP با افزایش تعداد پاس‌ها به بیش از ۴ و در فرآیند MDF به بیش از ۳ تقریباً تغییری در خواص مکانیکی نمونه‌ها دیده نشد. همچنین در پاس چهارم فرآیند MDF ترک‌هایی در نمونه‌ها مشاهده شد. لذا در فرآیندهای ECAP و MDF به ترتیب ۳ و ۴ پاس، به عنوان پاس‌های بهینه انتخاب شدند. همچنین با توجه به اهمیت پارامتر اصطکاک به عنوان عاملی موثر از روانکار پایه گرافیتی "Moly Coat 1000 Paste" استفاده شد.

نسبت ابعاد قطعه بعد از انجام هر پاس فرآیند بدون تغییر باقی می‌ماند. جهت انجام پاس‌های متوالی فرآیند MDF، نمونه‌ها بین هر پاس ۹۰ درجه حول محور Y مطابق با شکل ۲ چرخانده شدند. با توجه به این که تعداد پاس بهینه در فرآیند ECAP، ۴ و در فرآیند MDF، ۳ است؛ از این رو نمونه‌ها به ترتیب تا ۴ و ۳ پاس در دمای محیط تحت فرآیندهای ECAP و MDF قرار گرفتند. پاس‌های بهینه در فرآیندهای ECAP و MDF به وسیله آزمون‌های تجربی

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی)

Zn	Mg	Cu	Ti	Cr	Fe	Si	Al
۵/۷	۲/۶۵	۱/۵۰	۰/۲۰	۰/۲۱	۰/۰۹	۰/۰۷	باقیمانده



شکل ۳- قالب فولادی مورد استفاده در پژوهش حاضر با زاویه انحنای داخلی  $\Phi$  برابر ۹۰ درجه و زاویه انحنای خارجی  $\Psi$  برابر ۲۰ درجه



شکل ۴- قالب MDF و سنبه‌های مورد استفاده در پژوهش حاضر (۱. قالب، ۲. سنبه بزرگ، ۳. سنبه کوچک و ۴. نمونه)

گرفت.

بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری<sup>۸</sup> (TEM) JEOL JEM 3010 در ولتاژ شتاب دهنده ۳۰۰kV انجام شد. به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها، ابتدا دیسک‌هایی با قطر کم‌تر از ۰/۵ میلی‌متر از سطح مقطع نمونه‌ها تهیه شد و سپس ضخامت دیسک‌ها با سنباده‌زنی به حدود ۱۵ میکرومتر کاهش یافت. دیسک‌هایی با قطر ۳ میلی‌متر به وسیله پانچ از فولاد با ضخامت ۱۵ میکرومتر تهیه و در نهایت به وسیله جت دوطرفه در ولتاژ ۱۵ ولت و دمای ۲۵°C- در محلول ۳۰ درصد اسید نیتریک و ۷۰ درصد متانول تا زمان ایجاد سوراخ در دیسک الکتروپولیش شد. پراش در سطح منتخب (SAED) نمونه‌ها نیز از سطحی با ریزساختار تقریباً همگن و قطر ۲ میکرومتر انجام شد.

## نتایج و بحث

### بررسی ریزساختار

در شکل ۶ (الف) تصویر میکروسکوپ نوری آلیاژ اولیه در حالت آنیل نشان داده شده است. برای حکاکی این نمونه از محلول اچ رنگی Weck (4gr KMnO<sub>4</sub>, 1gr NaOH, 100ml distilled water) استفاده شد. همان‌گونه که در این تصویر و تصویر پراش الکترونی از الکترون‌های برگشتی (EBSD) ارائه شده در مقاله قبلی نویسندگان پژوهش حاضر [۱۵] مشخص است؛ ریزساختار ماده اولیه حاوی دانه‌هایی با اندازه ۱۰ تا ۸۰ میکرومتر است. در ضمن دانه‌های کوچکی با اندازه کم‌تر از ۵ میکرومتر نیز در ریزساختار قابل مشاهده است. میانگین اندازه دانه آلیاژ اولیه آنیل حدود ۴۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد. تصویر TEM و الگوی پراش در سطح منتخب (SAED) آلیاژ ۷۰۷۵ اولیه در حالت آنیل نیز در شکل ۶ (ب) و (ج) نمایش داده شده است. با توجه به این‌که اندازه دانه نمونه‌های اولیه بسیار بزرگ بود؛ (مشاهدات میکروسکوپ نوری نشان داد که میانگین اندازه دانه حدود ۴۰ میکرومتر است) امکان تهیه تصویری که توزیع کلی دانه‌ها را ارائه دهد با دستگاه TEM امکان پذیر نیست. شکل ۶ (ب) از قسمتی از نمونه که حاوی ریزدانه‌ها است؛ انتخاب شد. همان‌گونه که در این تصویر دیده می‌شود، دانه‌های کوچکی

پس از تولید نمونه‌ها، جهت بررسی خواص مکانیکی از آزمون‌های پانچ برشی و میکروسختی استفاده شد. میکروسختی نمونه‌ها با روش ویکرز در دمای محیط، تحت بار اعمالی ۵۰۰ گرم و زمان ساکن شدن ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. آزمون میکروسختی نمونه‌ها حداقل با ۵ بار تکرار انجام شد و میانگین داده‌ها محاسبه گردید. آزمون پانچ برشی در دمای محیط با استفاده از دستگاه Zwick/Roell Z100 Universal Tester با نرخ کرنش اولیه  $10^{-3} s^{-1}$  انجام شد. جهت تهیه نمونه‌ها برای آزمون پانچ برشی ابتدا ورق‌های نازکی با ضخامت ۰/۸ میلی‌متر عمود بر جهت طولی نمونه‌ها بریده شد، سپس ضخامت این ورق‌ها با سنباده زنی به حدود ۰/۷ میلی‌متر کاهش پیدا کرد. این ورق‌ها پس از سنباده زنی مطابق با شکل ۵ در قالب پانچ برشی با قطر پانچ ۶/۲ میلی‌متر و قطر سوراخ ۶/۲۵ میلی‌متر قرار داده شدند. از هیچ‌گونه روانکاری بین ورق و قالب استفاده نشد. میزان نیروی اعمالی بر حسب جابجایی پانچ اندازه‌گیری شد و تنش برشی بر حسب مگا پاسکال با استفاده از رابطه زیر اندازه‌گیری شد [۱۴]:

$$\tau = \frac{P}{\pi dt} \quad (1)$$

که P نیروی پانچ بر حسب نیوتن، t ضخامت نمونه بر حسب میلی‌متر و d میانگین قطر پانچ و قالب بر حسب میلی‌متر است. منحنی‌های آزمون پانچ برشی با رسم تنش برشی بر حسب جابجایی نرمال به دست آمدند. جابجایی نرمال نیز از رابطه زیر به دست می‌آید [۱۴]:

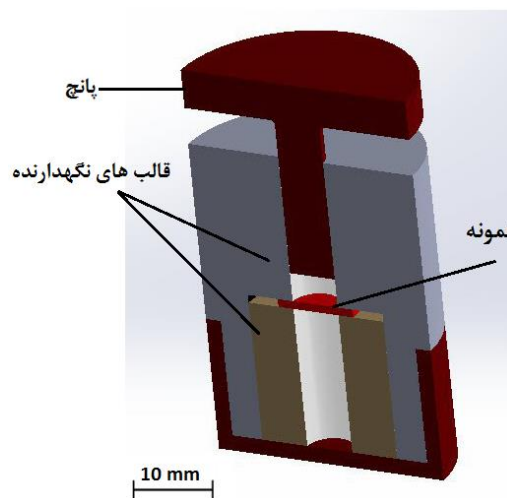
$$d = \frac{h}{t} \quad (2)$$

که d جابجایی نرمال و h جابجایی پانچ بر حسب میلی‌متر می‌باشد. شایان ذکر است که آزمون برای هر حالت ۳ بار تکرار شد و اختلاف در نتایج استحکام تسلیم و استحکام نهایی برشی اندازه‌گیری شده کم‌تر از ۵ درصد بود.

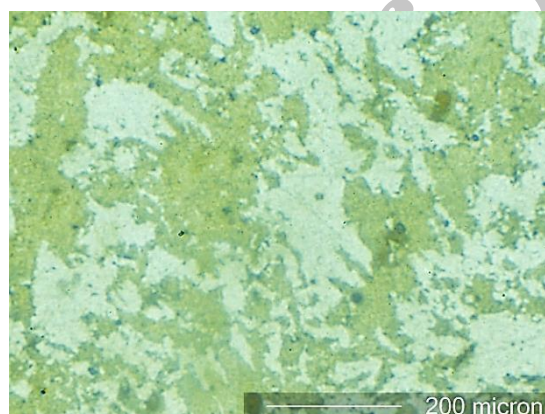
برای اندازه‌گیری هدایت الکتریکی نمونه‌ها، دستگاه SIGMOR 100 Conductivity Meter که به روش جریان گردابی، هدایت الکتریکی را مطابق با استاندارد E ۱۰۰۴ اندازه‌گیری می‌کند؛ مورد استفاده قرار گرفت. نتایج هدایت الکتریکی بر اساس درصدی از هدایت الکتریکی مس آنیل شده استاندارد (IACS %) اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری هدایت در دمای محیط و با ۳ بار تکرار برای هر حالت انجام

<sup>8</sup>- Transmission electron microscopy

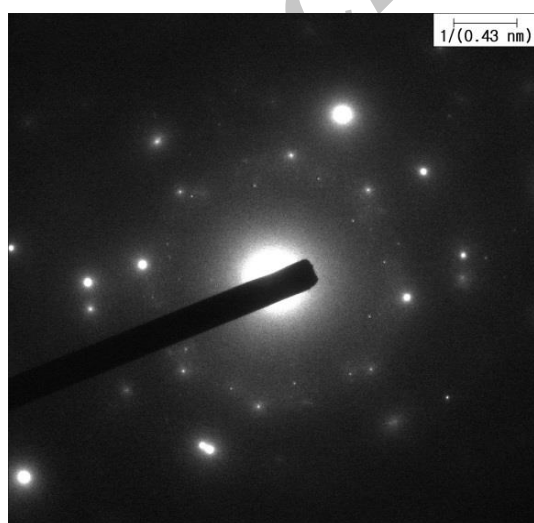
با اندازه بین ۱ تا ۵ میکرومتر در ریزساختار وجود دارد.



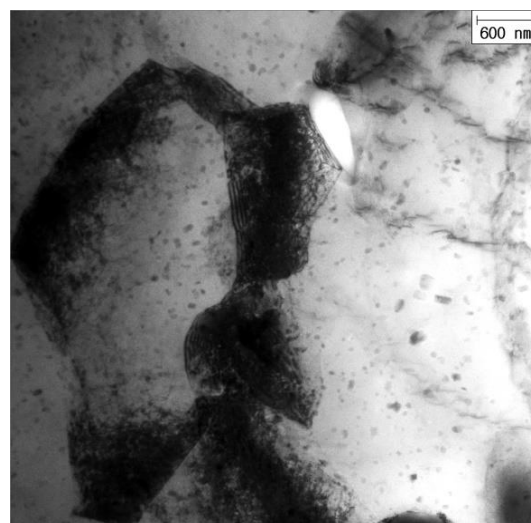
شکل ۵- شماتیک قالب پانچ برشی مورد استفاده در پژوهش حاضر



(الف)



(ج)



(ب)

شکل ۶- (الف) تصویر میکروسکوپ نوری، (ب) تصویر TEM و (ج) الگوی پراش از سطح منتخب (SAED) آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ اولیه در حالت عملیات حرارتی آنیل

حضور کرنش‌های برشی به عنوان عامل اصلی ریزدانه‌گی در فرآیندهای SPD توسط بسیاری از محققین گزارش شده است. نتایج ارائه شده در این پژوهش نیز مبین نقش موثر کرنش برشی در ریزدانه‌گی محصولات فرآیندهای ECAP و MDF است. به طور کلی می‌توان عنوان کرد، مکانیزم تقسیم دانه‌ها عامل اصلی ریزدانه‌گی حین فرآیند ECAP و MDF نمونه‌ها در پژوهش حاضر است. این مکانیزم بر اساس افزایش قابل ملاحظه چگالی نابجایی‌ها در اثر کرنش‌های برشی شدید ایجاد شده در فرآیند می‌باشد. در اثر کارسرد در فرآیندهای SPD نابجایی‌های زیادی در ساختار به وجود آمده و تجمع این نابجایی‌ها می‌تواند منجر به تشکیل مرزهای تصادفی<sup>۳</sup> (IDBs) و یا مرزهای هندسی<sup>۴</sup> (GNBs) شود. IDBs در اثر به دام افتادن یا قفل شدن نابجایی‌های در حال حرکت به‌طور اتفاقی پدید می‌آیند و GNBs به واسطه فعال شدن سیستم‌های لغزشی متفاوت و یا اختلاف در کرنش‌های موضعی در نواحی مختلف دانه‌ها ایجاد می‌شوند. قسمت‌هایی که با مرزهای هندسی و مرزهای تصادفی احاطه شده‌اند، به ترتیب بلوک‌های سلولی<sup>۵</sup> و سلول‌ها<sup>۶</sup> را تشکیل می‌دهند. با ادامه کارسرد و افزایش کرنش، زاویه عدم انطباق<sup>۷</sup> هر دو نوع مرز ذکر شده افزایش یافته و مرزهای کوچک زاویه<sup>۸</sup> و یا مرزهای فرعی<sup>۹</sup> تشکیل می‌شوند. سرعت افزایش زاویه عدم انطباق در GNBs بیش‌تر از IDBs است. از این رو با افزایش کرنش GNBs به مرزهای بزرگ زاویه<sup>۱۰</sup> تبدیل می‌شوند. زاویه عدم انطباق IDBs معمولاً کوچک است (کم‌تر از ۳ درجه)، در حالی که GNBs از مرزهای بزرگ زاویه تشکیل شده‌اند [۲۴-۲۱]. همان‌گونه که عنوان شد، کرنش‌های برشی عامل اصلی ریزدانه‌سازی در فرآیندهای ECAP و MDF هستند. با توجه به این‌که کرنش اعمال شده به نمونه‌ها در هر پاس فرآیند ECAP و MDF در پژوهش حاضر حدود ۱ و ۰/۵ است [۲۶-۲۵]، لذا می‌توان دلیل موثرتر بودن فرآیند ECAP در ریزدانه‌سازی را به کرنش اعمالی بیش‌تر در فرآیند ECAP نسبت داد.

آنالیز TEM نمونه‌های آنیل ۳ پاس MDF و ۴ پاس ECAP شده در دماهای مختلف در دو بزرگنمایی متفاوت در شکل ۷ نمایش داده شده است. بررسی دقیق ریزساختار نمونه‌ها در محدوده وسیعی از سطح نمونه نشان می‌دهد که اندازه دانه نمونه‌های ECAP شده تا چهار پاس حدود ۳۰۰-۴۰۰ نانومتر و نمونه ۳ پاس MDF شده حدود ۹۰۰-۱۰۰۰ نانومتر است. لازم به ذکر است، اندازه متوسط دانه‌ها با اندازه‌گیری حداقل ۵۰ دانه اصلی و با ضریب اطمینان<sup>۱</sup> ۹۵ درصد به کمک روش تقاطع خطی<sup>۲</sup> انجام گردید. در ضمن حداقل از ۱۰ تصویر مختلف در بزرگنمایی‌های متفاوت برای بررسی ریزساختار استفاده شد. با توجه به این تصاویر می‌توان نتیجه گرفت فرآیند ECAP، فرآیند موثرتری برای ریزدانه‌سازی در مقایسه با فرآیند MDF است. مقایسه شکل‌های ۶ (ب) و ۷ (ب) و (ه) مشخص می‌کند که مرزهای دانه در نمونه اولیه تقریباً مستقیم ولی در نمونه‌های SPD شده به خصوص در نمونه MDF شده موجی شکل هستند و ناهموازی‌هایی در دانه‌ها دیده می‌شود که در واقع نابجایی‌های موجود در دانه‌ها هستند که با چین‌های مرزدانه‌ای تلفیق شده‌اند. علت مستقیم نبودن مرزهای دانه در تصاویر TEM نمونه‌های ECAP و MDF شده وجود تنش‌های داخلی بسیار زیاد (ناشی از تغییر شکل شدید) و حضور اعوجاج الاستیک شبکه کریستالی است [۱۶]. همچنین واضح است که دانه‌های نمونه‌های پرس شده در فرآیند ECAP تقریباً هم‌محور بوده و ریزساختار همگن می‌باشد، در حالی که دانه‌های نمونه‌های پرس شده در فرآیند MDF تمایل به کشیده شدن دارند و ریزساختار به دلیل توزیع غیریکنواخت کرنش ناهمگن است.

الگوی SAED و تصویر TEM مربوط به نمونه‌های ۴ پاس ECAP و ۳ پاس MDF شده در شکل ۷ نمایش داده شده است. وجود حلقه‌های پراش در الگوی SAED این نمونه نشان می‌دهد که اکثر مرزهای دانه زاویه بزرگ هستند. اگرچه پیوستگی بیش‌تر و وضوح بالاتر حلقه‌های پراش در نمونه ECAP شده در مقایسه با نمونه MDF شده آشکار می‌سازد که اندازه دانه نمونه در فرآیند ECAP بیش‌تر کاهش یافته و کسر مرزهای دانه زاویه بزرگ در نمونه‌های ECAP شده بیش‌تر است [۱۷-۲۰].

<sup>3</sup>- incidental dislocation boundaries

<sup>4</sup>- geometrically dislocation boundaries

<sup>5</sup>- Cell blocks

<sup>6</sup>- Cells

<sup>7</sup>- Misorientation angle

<sup>8</sup>- Low angle boundary

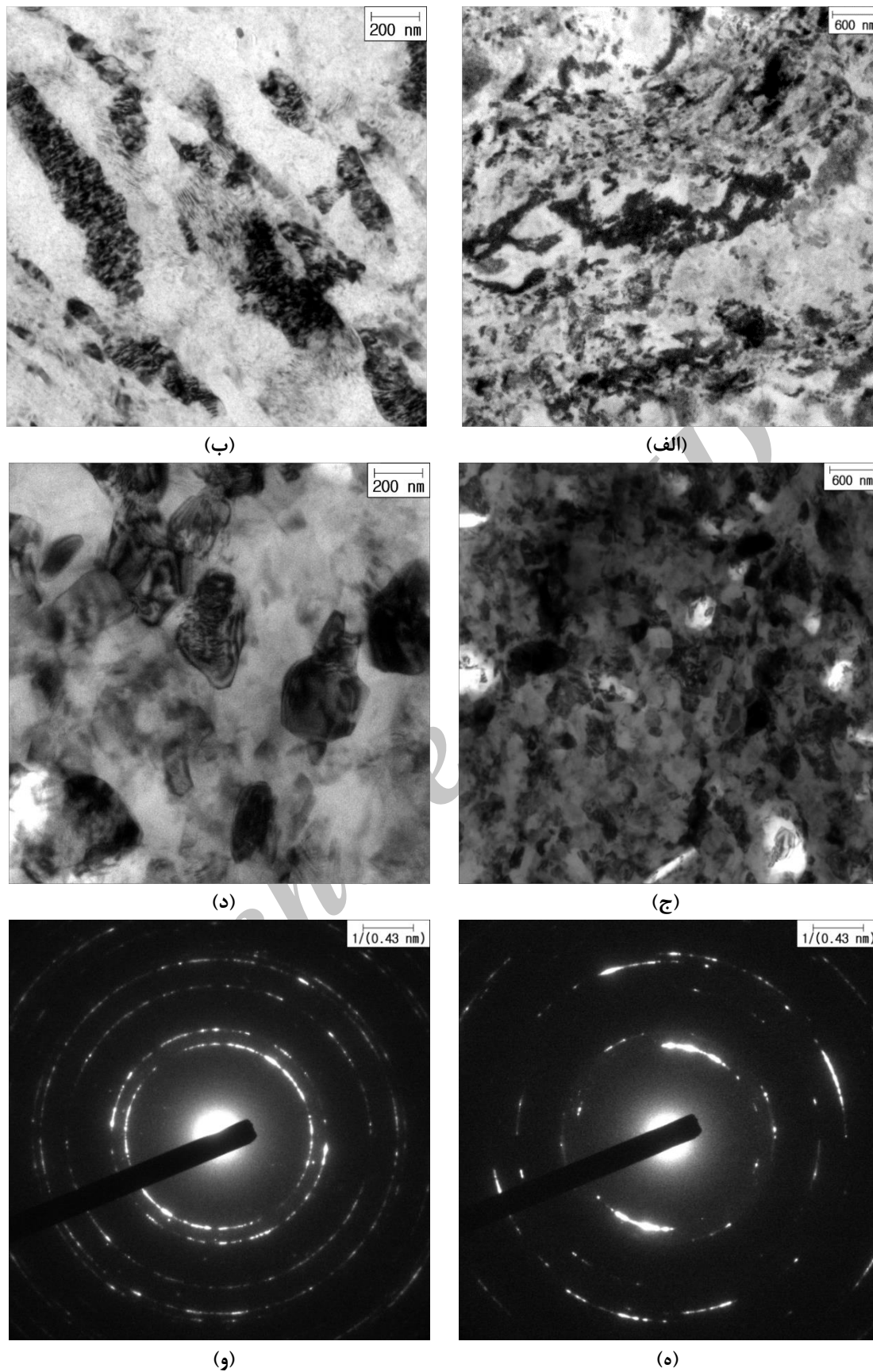
<sup>9</sup>-Sub-grain

<sup>10</sup>- High angle boundaries

<sup>1</sup>- Confidence index

<sup>2</sup>- Linear intercept method





شکل ۷- تصاویر TEM در دو بزرگنمایی مختلف به همراه الگوی پراش از سطح منتخب (SAED) آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، (الف)، (ب) و (ه) نمونه ۳ پاس MDF شده و (ج)، (د) و (و) نمونه ۴ پاس ECAP شده

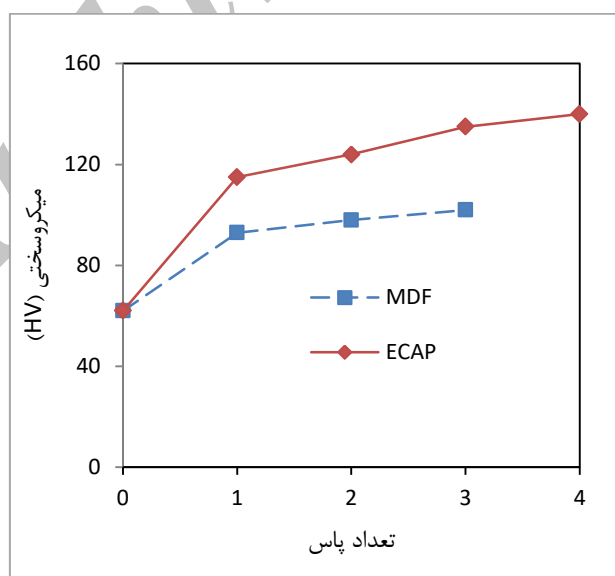


## بررسی خواص مکانیکی

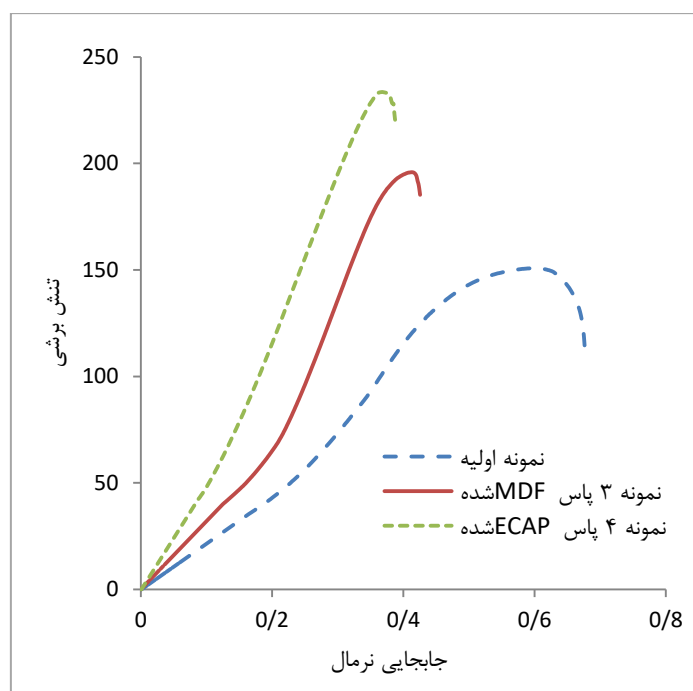
ادامه پیدا می‌کند. نقطه انحراف که با رسم یک تانژانت از قسمت خطی منحنی به دست می‌آید، به عنوان استحکام تسلیم برشی (SYS) و تنش حداکثر نیز به عنوان استحکام نهایی برشی (USS) در نظر گرفته می‌شود. مقادیر استحکام تسلیم و استحکام نهایی برشی نمونه‌ها در جدول ۲ ارائه شده‌اند. استحکام تسلیم نمونه‌ها پس از ۴ پاس ECAP حدود ۱۰۰ درصد افزایش یافت. این در حالیست که استحکام کششی تنها حدود ۵۵ درصد افزایش داشت. در ضمن ۳ پاس فرآیند MDF باعث به ترتیب حدود ۵۵ و ۳۰ درصد افزایش در استحکام تسلیم و استحکام نهایی می‌شود. لذا می‌توان عنوان کرد که تاثیر این فرآیندها در افزایش استحکام تسلیم به‌طور قابل ملاحظه‌ای بیش‌تر از تاثیر آن‌ها در افزایش استحکام کششی است. همچنین تاثیر فرآیند ECAP در افزایش استحکام به‌طور قابل توجهی بیش‌تر از تاثیر فرآیند MDF است که دلیل این مسئله اعمال کرنش بیش‌تر و در نتیجه آن کار سختی و ریزدانه سازی بیش‌تر در فرآیند ECAP در مقایسه با فرآیند MDF است. به طور کلی مقایسه نتایج سختی و آزمون پانچ برشی نشان می‌دهد، انطباق خوبی بین این نتایج وجود دارد.

در شکل ۸ تغییرات سختی نمونه‌های ECAP و MDF شده با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نشان داده شده است. همان‌گونه که در این نمودار مشخص است، با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند افزایش قابل ملاحظه‌ای در سختی نمونه‌ها مشاهده می‌شود و در ضمن در تمام نمونه‌ها میزان افزایش سختی در پاس اول بسیار بیش‌تر از پاس‌های بعدی است. افزایش سختی در پاس اول در نمونه ECAP شده حدود ۸۵ درصد و در پاس اول MDF حدود ۵۰ درصد می‌باشد. درحالی‌که افزایش سختی در مجموع پاس‌های بعدی فرآیندهای ECAP و MDF به ترتیب حدود ۲۰ و ۱۰ درصد است. در ضمن سختی نمونه‌های ECAP شده حدود ۲۵ درصد بیش‌تر از نمونه‌های MDF شده می‌باشد.

به منظور بررسی اثر فرآیندهای ECAP و MDF بر استحکام آلیاژ ۷۰۷۵، تغییرات تنش برشی بر حسب جابجایی نرمال نمونه اولیه و نمونه‌های ۳ پاس MDF و ۴ پاس ECAP شده در شکل ۹ رسم شده است. همان‌گونه که مشخص است، مشابه با منحنی تنش-کرنش کششی، در نمودارهای پانچ برشی نیز بعد از رفتار الاستیک، منحنی از حالت خطی خارج می‌شود و تا تنش حداکثر



شکل ۸- تغییرات سختی نمونه‌های ECAP و MDF شده با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند



شکل ۹- منحنی تنش برشی برحسب کرنش نرمال نمونه اولیه و نمونه‌های ۳ پاس MDF و ۴ پاس ECAP شده

جدول ۲- استحکام تسلیم برشی، استحکام کششی برشی، میکروسختی و اندازه دانه نمونه اولیه و نمونه‌های ۳ پاس MDF

و ۴ پاس ECAP شده

اندازه دانه ( $\mu\text{m}$ )	میکروسختی (HV)	استحکام کششی برشی (MPa)	استحکام تسلیم برشی (MPa)	
۴۰	۶۲	۱۵۱	۱۰۳	نمونه اولیه
۰/۹۵	۱۰۲	۱۹۶	۱۵۹	نمونه ۳ پاس MDF شده
۰/۳۵	۱۴۰	۲۳۳	۲۱۰	نمونه ۴ پاس ECAP شده

برخورد نابجایی‌های متحرک با یکدیگر، حرکت نابجایی‌ها محدود شده و استحکام افزایش می‌یابد. در اغلب پژوهش‌های انجام شده در زمینه تغییر شکل پلاستیک شدید، افزایش استحکام تسلیم ناشی از افزایش چگالی نابجایی‌ها حین تغییر شکل بر اساس مدل تیلور به صورت زیر محاسبه می‌شود [۲۷-۲۹]:

$$\sigma_d = M\alpha Gb\rho^{1/2} \quad (3)$$

که در رابطه فوق  $\rho$  چگالی نابجایی‌ها،  $\alpha$  یک ثابت،  $M$  فاکتور تیلور (برای فلزات پلی کریستال FCC حدود ۳ می‌باشد)،  $G$  مدول برشی و  $b$  طول بردار برگرز می‌باشد. مکانیزم دیگر استحکام بخشی در فلزات، استحکام بخشی ناشی از مرزدانه‌هاست. با توجه به این که در فرآیندهای SPD مواد فوق ریزدانه با چگالی بالای مرزدانه

در آلیاژهای فوق ریزدانه مکانیزم افزایش چگالی نابجایی‌ها یا کارسختی، به صورت برهم کنش بین نابجایی‌ها در داخل دانه‌های زمینه و مکانیزم استحکام دهی ناشی از مرزدانه، به صورت برهم کنش بین نابجایی‌ها و مرزهای دانه، مکانیزم‌های اصلی استحکام بخشی محسوب می‌شوند. افزایش استحکام آلیاژ ۷۰۷۵ حین فرآیندهای MDF و ECAP در پژوهش حاضر نیز ناشی از استحکام بخشی ناشی از افزایش مرزهای دانه و چگالی نابجایی‌ها است که در ادامه به تشریح این مکانیزم‌ها پرداخته می‌شود.

یکی از مکانیزم‌های پایه‌ای استحکام بخشی در سیستم‌های فلزی استحکام بخشی به وسیله نابجایی‌هاست. فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید باعث افزایش قابل ملاحظه چگالی نابجایی‌ها شده؛ در نتیجه به دلیل افزایش

هدایت الکتریکی در مواد فلزی وابستگی زیادی به ریزساختار دارد و عیوب ساختاری و شبکه مانند جاهای خالی، نابجایی‌ها، مرزهای دانه، ناخالصی‌ها و غیره که باعث پخش الکترون‌ها می‌شوند، تاثیر زیادی بر هدایت الکتریکی دارند. لذا معمولاً افزایش استحکام در مواد فلزی منجر به کاهش هدایت الکتریکی می‌شود. به عنوان مثال آلومینیوم خالص هدایت الکتریکی بالا و استحکام پایین دارد؛ اما افزایش استحکام آلومینیوم با افزودن عناصر آلیاژی، کارسختی و رسوب سختی به دلیل افزایش پخش الکترون‌ها منجر به کاهش قابل توجه هدایت الکتریکی می‌شود. ریزدانه‌سازی از روش‌هایی است که می‌توان به کمک آن استحکام را بدون کاهش قابل ملاحظه هدایت الکتریکی افزایش داد. این موضوع در پژوهش‌هایی که طی سالیان اخیر بر روی مس و آلومینیوم صورت گرفته، اثبات شده است. در پژوهش حاضر نیز فرآیندهای ECAP و MDF باعث افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی آلیاژ ۷۰۷۵ شده، در حالی که کاهش هدایت الکتریکی این آلیاژ حین این فرآیندها بسیار اندک است [۳۸-۳۹].

### نتیجه‌گیری

نتایج حاصل از پژوهش حاضر در زمینه بررسی اثر فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید ECAP و MDF بر ریزساختار، خواص مکانیکی و هدایت الکتریکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ را می‌توان به صورت زیر خلاصه نمود:

۱- نتایج بررسی ریزساختار نشان داد که فرآیندهای ECAP و MDF باعث کاهش قابل توجه اندازه دانه آلیاژ ۷۰۷۵ می‌شود، به گونه‌ای که اندازه دانه نمونه‌ها پس از ۴ پاس ECAP به کم‌تر از ۴۰۰ نانومتر و پس از ۳ پاس MDF به کم‌تر از ۱۰۰۰ نانومتر کاهش می‌یابد. فرآیند ECAP، فرآیند موثرتری برای ریزدانه‌سازی در مقایسه با فرآیند MDF می‌باشد، در ضمن در فرآیند MDF کسر مرزهای بزرگ‌زاویه کم‌تر از فرآیند ECAP است.

۲- فرآیندهای ECAP و MDF باعث افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی (استحکام و سختی) آلیاژ ۷۰۷۵ می‌شود. استحکام تسلیم و سختی نمونه‌ها پس از ۴ پاس ECAP و ۳ پاس MDF به ترتیب حدود ۱۰۰ و ۵۰ درصد افزایش می‌یابد. لذا می‌توان عنوان کرد تاثیر فرآیند ECAP در بهبود خواص مکانیکی به‌طور قابل توجهی بیش‌تر از تاثیر

تولید می‌شود، این مکانیزم دارای اهمیت زیادی است. افزایش چگالی مرزهای دانه، باعث افزایش برخورد نابجایی‌ها با مرزها شده و حرکت نابجایی‌ها را محدود می‌کند و در نتیجه آن استحکام افزایش می‌یابد. استحکام مواد پلی کریستال با توجه به رابطه هال-پیچ به اندازه دانه مرتبط می‌شود:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (4)$$

که در رابطه فوق  $k$  ثابت هال-پیچ،  $\sigma_0$  تنش اصطکاکی شبکه (به‌صورت تنش پیرلز-نابارو)،  $\sigma_y$  استحکام تسلیم و  $d$  اندازه دانه می‌باشد. نتایج بسیاری از پژوهش‌های انجام شده نشان داده‌اند که رابطه هال-پیچ برای فلزات تغییر شکل پلاستیک شدید یافته که دارای دانه‌های فوق ریز (در محدوده ۱ میکرومتر تا ۱۰۰ نانومتر) هستند، معتبر می‌باشد [۳۰-۳۶].

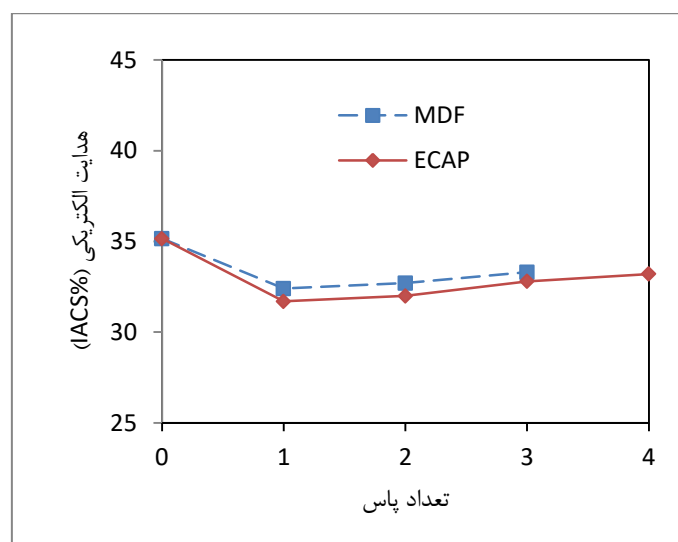
### بررسی هدایت الکتریکی

نمودار شکل ۱۰ تاثیر فرآیندهای ECAP و MDF را بر هدایت الکتریکی آلیاژ ۷۰۷۵ نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل مشخص است، هدایت الکتریکی در پاس اول هر دو فرآیند به دلیل ایجاد چگالی بالای نابجایی‌ها و تشکیل مرزهای کوچک زاویه حدود ۱۰ درصد کاهش پیدا می‌کند. این در حالیست که در پاس‌های بعدی هدایت الکتریکی اندکی افزایش می‌یابد. در ضمن، اثر فرآیند ECAP در کاهش هدایت الکتریکی به مقدار کمی بیش‌تر از فرآیند MDF است. در پاس‌های اول، چگالی نابجایی‌ها به‌طور قابل توجهی افزایش یافته و مقدار زیادی مرزهای کوچک زاویه تشکیل می‌شود و در نتیجه آن مسیر آزاد حرکت الکترون‌ها کوتاه‌تر شده و هدایت الکتریکی کاهش می‌یابد. با افزایش تعداد پاس، نابه‌جایی‌ها به مرزهای کوچک زاویه ملحق شده و مرزهای کوچک زاویه به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند و در نتیجه چگالی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد [۲۰]. کاهش چگالی نابجایی‌ها باعث می‌شود، مسیر آزاد حرکت الکترون‌ها طولانی‌تر شده و هدایت الکتریکی اندکی افزایش یابد. لذا می‌توان افزایش اندک هدایت الکتریکی با افزایش تعداد پاس را به کاهش چگالی نابجایی‌ها ناشی از تبدیل مرزهای کوچک زاویه به مرزهای بزرگ زاویه و همچنین بازیابی دینامیکی در پاس‌های بالاتر نسبت داد [۳۷-۳۸].

برای افزایش استحکام، بدون کاهش قابل ملاحظه هدایت الکتریکی دانست.

فرآیند MDF است.

۳- نتایج بررسی هدایت الکتریکی نشان داد، علی‌رغم افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی حین فرآیندهای ECAP و MDF، هدایت الکتریکی آلیاژ ۷۰۷۵ به مقدار بسیار اندکی کاهش می‌یابد. لذا می‌توان ریزدانه سازی به‌وسیله فرآیندهای ECAP و MDF را روش‌هایی مناسب



شکل ۱۰- تغییرات هدایت الکتریکی نمونه‌های ECAP و MDF شده با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند

### References:

- 1- 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, pp. 881-981, 2006.
- ۲- ز. عباسی و ر. ابراهیمی، "مطالعه تبلور مجدد استاتیکی مس پس از تغییر شکل پلاستیک شدید"، نشریه مواد نوین، جلد ۵ شماره ۲، ص ۱۰۹-۱۱۶، زمستان ۱۳۹۳.
- 3- R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, "Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation", Progress in Materials Science, Vol. 45, pp. 103-189, 2002.
- 4- A. Vinogradov, V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa, V.I. Kopylov, "Structure and properties of ultra-fine grain Cu-Cr-Zr alloy produced by equal-channel angular pressing", Acta Materialia, Vol. 50, pp. 1639-1651, 2002.
- 5- E. Cerri, P. Leo, "Influence of severe plastic deformation on aging of Al-Mg-Si alloys", Materials Science and Engineering A, Vol. 410-411, pp. 226-229, 2005.
- 6- Y.G. Ko, S.N. Byung, U. Lee, D.H. Shin, "Mechanical and electrical responses of nanostructured Cu-3 wt%Ag alloy fabricated by ECAP and cold rolling", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 504, pp.448-451, 2010.
- 7- C. Xu, T.G. Langdon, "Influence of a round corner die on flow homogeneity in ECA pressing", Scripta Materialia, Vol. 48, pp. 1-4, 2003.
- 8- C. Xu, T.G. Langdon, "The development of hardness homogeneity in aluminum and an aluminum alloy processed by ECAP", Journal of Materials Science, Vol. 42, pp. 1542-1550, 2007.
- 9- P.N. Rao, D. Singh, R. Jayaganthan. "Mechanical Properties and Microstructural Evolution of Al 6061 alloy processed by Multi Directional Forging at Liquid nitrogen temperature", Materials and Design, Vol. 56, pp. 97-104, 2014.
- 10- O. Sitdikov, T. Sakai, A. Goloborodko, H. Miura, R. Kaibyshev, "Effect of Pass Strain on Grain Refinement in 7475 Al Alloy during Hot Multidirectional Forging", Materials Transactions, Vol. 45, pp. 2232-2238, 2004.

- ۱۱- س. خانی مقانکی و م. کاظمی‌نژاد، "تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید روی رفتار پیری طبیعی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴"، نشریه مواد نوین، جلد ۶ شماره ۳، ص ۳۹-۴۶، بهار ۱۳۹۵.
- 12- K. Stiller, P.J. Warren, V. Hansen, J. Angenete, J. Gjønnes, "Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 270, pp. 55-63, 1999.
- 13- K.S. Ghosh, N. Gao, M.J. Starink, "Characterisation of high pressure torsion processed 7150 Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 552, pp. 164-171, 2012.
- 14- F. Akbaripanah, F. Fereshteh-Saniee, R. Mahmudi, H.K. Kim, "Microstructural homogeneity, texture, tensile and shear behavior of AM60 magnesium alloy produced by extrusion and equal channel angular pressing", *Materials and Design* Vol. 43, pp. 31-39, 2013.
- 15- M.H. Shaeri, M. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain, F. Djevanroodi, "Microstructure and texture evolution of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing", *Transaction Nonferrous Metal Society of China*, Vol. 25, pp. 1367-1375, 2015.
- 16- M. Vaseghi, A. Karimi Taheri, S.I. Hong, H.S. Kim, "Dynamic ageing and the mechanical response of Al-Mg-Si alloy through equal channel angular pressing", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 4076-4082, 2010.
- 17- P.W.J. Mckenzie, R. Lapovok, Y. Estrin, "The influence of back pressure on ECAP processed AA 6016: Modeling and experiment", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 2985-2993, 2007.
- 18- C.M. Cepeda-Jiménez, J.M. García-Infanta, O.A. Ruano, F. Carreño, "High strain rate superplasticity at intermediate temperatures of the Al 7075 alloy severely processed by equal channel angular pressing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 9589-9597, 2011.
- 19- K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, "Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 46, pp. 1589-1599, 1998.
- 20- M.H. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain, M.R. Abutalebi, J.K. Park, "Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment", *Materials and Design*, Vol. 57, pp. 250-257, 2014.
- 21- B. Tolaminejad, K. Dehghani, "Microstructural characterization and mechanical properties of nanostructured AA1070 aluminum after equal channel angular extrusion", *Materials and Design*, Vol. 34, pp. 285-292, 2012.
- 22- M. Reihanian, R. Ebrahimi, M.M. Moshksar, D. Terada, N. Tsuji, "Microstructure quantification and correlation with flow stress of ultrafine grained commercially pure Al fabricated by equal channel angular pressing (ECAP)", *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 1312-1323, 2008.
- 23- W.Q. Cao, A. Godfrey, Q. Liu, "EBSP investigation of microstructure and texture evolution during equal channel angular pressing of aluminium", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 361, pp. 9-14, 2003.
- 24- W. Skrotzki, N. Scheerbaum, C.G. Oertel, R. Arruffat-Massion, S. Suwas, L.S. Toth, "Microstructure and texture gradient in copper deformed by equal channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 2013-2024, 2007.
- 25- M.H. Shaeri, M. Shaeri, M. Ebrahimi, M.T. Salehi, S. H. Seyyedain, "Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 26, pp. 182-191, 2016.
- 26- J. Kavosi, M. Saei, M. Kazeminezhad, A. Dodangeh, "Modeling of dislocation density and strength on rheoforged A356 alloy during multi-directional forging", *Computational Materials Science*, Vol. 81, pp. 284-289, 2014.
- 27- J. Gubicza, I. Schiller, N.Q. Chinh, J. Illy, Z. Horita, T.G. Langdon, "The effect of severe plastic deformation on precipitation in supersaturated Al-Zn-Mg alloys", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 460-461, pp. 77-85, 2007.
- 28- S. Dadbakhsh, A. Karimi Taheri, C.W. Smith, "Strengthening study on 6082 Al alloy after combination of aging treatment and ECAP process", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 527, pp. 4758-4766, 2010.
- 29- N.Q. Chinh, J. Gubicza, T.G. Langdon "Characteristics of face-centered cubic metals processed by equal-channel angular pressing", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 1594-1605, 2007.
- 30- Y.H. Zhao, X.Z. Liao, Z. Jin, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu, "Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4589-4599, 2004.
- 31- Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto, T.G. Langdon, "Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: grain refinement,

thermal stability and tensile properties”, *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 31, pp. 691-791, 2000.

32- W. Yan, X. Liu, J. Huang, L. Chen, “Strength and ductility in ultrafine-grained wrought aluminum alloys”, *Materials and Design*, Vol. 49, pp. 520-524, 2013.

33- K. Venkateswarlu, M. Ghosh, A. Ray, C. Xu, T.G. Langdon, “On the feasibility of using a continuous processing technique incorporating a limited strain imposed by ECAP”, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 485, pp. 476-480, 2008.

34- C.S. Pande, K.P. Cooper, “Nanomechanics of Hall-Petch relationship in nanocrystalline materials”, *Progress in Material Science*, Vol. 54, pp. 689-706, 2009.

35- M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, R.Z. Valiev, T.G. Langdon, “Microhardness measurements and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg alloy with submicrometer grain size”, *Acta Materialia*, Vol. 44, pp. 4619-4629, 1996.

36- M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, R.Z. Valiev, T.G. Langdon, “Factors influencing the flow and hardness of materials with ultrafine grain sizes”, *Philosophical Magazine A*, Vol. 78, pp. 203-215, 1998.

37- M.Y. Murashkin, I. Sabirov, X. Sauvage, R.Z. Valiev, “Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity”, *Journal of Materials Science*, Vol. 51, pp. 33-49, 2016.

38- M.Y. Murashkin, I. Sabirov, V.U. Kazykhanov, E.V. Bobruk, A.A. Dubravina, R.Z. Valiev, “Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al alloy processed via ECAP-PC”, *Journal of Materials Science*, Vol. 48, pp. 4501-4509, 2013.

39- A. Afsari, M.A. Ranaci, “Equal Channel Angular Pressing to Produce Ultrafine Pure Copper with Excellent Electrical and Mechanical Properties”, *International Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, Vol. 10, pp. 215-222, 2014.

Archive of SID