مجله مهندسی مکانیک مدرس، اسفند 1396، دوره 17، شماره 12، ص‌ص 345-353

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

# اثر فرآیند پرس در کانال‌های زاویه‌دار مساوی(ECAP) بر پارامترهای شکست و خستگی آلومینیوم 6063

محمدعلی کاظمی[1]، رحمن سیفی[2*]

1- دانشجوی دکتری، مهندسی مکانیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان
2- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان
* همدان، کدپستی 651754161، rseifi@basu.ac.ir

**اطلاعات مقاله**

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 20 شهریور 1396
پذیرش: 06 آذر 1396
ارائه در سایت: 24 آذر 1396

*کلید واژگان:*
پرس در کانال‌های مساوی زاویه‌دار
اندازه دانه متوسط
رشد ترک خستگی
استحکام شکست

**چکیده**

در این پژوهش اثر تغییر شکل‌های پلاستیک شدید ناشی از فرآیند پرس در کانال‌های زاویه دار مساوی (ECAP) بر رشد ترک خستگی، خواص مکانیکی، بافت، زبری و استحکام شکست آلیاژ آلومینیوم 6063 مورد مطالعه قرار گرفته است. اندازه متوسط دانه‌ها پس از فرآیند به کمتر از 100nm رسید. آنالیز بافت فلز قبل و بعد از فرآیند بررسی و مقایسه شده است. رشد ترک خستگی تحت بارهای با دامنه بار متفاوت و نسبت بار یکسان در نمونه‌های پرس شده مطالعه شده و نتایج با حالت نمونه اولیه مقایسه شده است. تنش تسلیم و نهائی به ترتیب 230 و 79 درصد افزایش یافتند. پس از چهار پاس، افزایش طول از 16.6% به 7% کاهش یافت. نرخ رشد ترک خستگی پس از پاس اول فرآیند افزایش یافت. ضرائب معادله پاریس قبل و بعد از فرآیند تغییر نمود اما برای دامنه بارهای مختلف بدون تغییر باقی ماند. استحکام شکست پس از پاس اول فرآیند کاهش و در پاس‌های بعدی افزایش یافت. استحکام شکست در مود ترکیبی پس از فرآیند کاهش یافت. از میکروسکوپ نیروی اتمی برای محاسبه زبری استفاده شد. تصاویر SEM برای مطالعه سطوح شکست تهیه شدند. در سطوح شکست نرم، حفره‌های بزرگ قبل از فرآیند و حفره‌های کوچک‌تر پس از فرآیند مشاهده شدند.

# Effects of the equal channel angular pressing (ECAP) on the fracture and fatigue parameters of Al-6063 alloy

**Mohammad Ali Kazemi, Rahman Seifi***

Mechanical Engineering Department, Bu-Ali Sina University, Hamedan, Iran
* P.O.C. 651754161, Hamedan, Iran, rseifi@basu.ac.ir

**ARTICLE INFORMATION**

Original Research Paper
Received 11 September 2017
Accepted 27 November 2017
Available Online 15 December 2017

*Keywords:*
Equal channel angular pressing
Average grain size
Fatigue crack growth
Fracture toughness

**ABSTRACT**

In this paper, effects of severe plastic deformation (SPD) on the fatigue crack growth, mechanical properties, texture, roughness and fracture toughness of Al-6063 were studied. The Al-6063 alloy was deformed by ECAP process. The average grain size refined to less than 100nm. The textural study conducted before and after ECAP process. The fatigue crack growth tests were performed for different load range at same load ratio. The yield and ultimate stresses increased about 230% and 79% after ECAP process, respectively. The elongation reduced from 16.6% to 7% after four passes of ECAP process. The fatigue crack growth rate increased after first pass of ECAP process. The Paris equation parameters changed before and after ECAP but there is no significant change for different load ranges. The fracture toughness decreased after first pass of ECAP process. The atomic force microscopy (AFM) were used for measuring roughness. The scanning electron microscope (SEM) pictures were made for fracture surface study. The ductile and fissured fracture with large dimples were seen before ECAP process. The fracture surface with refined dimples observed after ECAP process.

## 1- مقدمه

انواع روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید[1](SPD) برای تولید مواد فوق ریزدانه[2] (UFG) در سالیان اخیر مورد توجه بسیاری از پژوهشگران قرار گرفته است [2,1]. این مواد در زمینه‌های مختلف کاربرد گسترده‌ای دارند [3]. اندازه متوسط دانه‌ها نقش بسزایی در تعیین خواص مکانیکی این مواد دارند [4]. یکی از روش‌های مرسومِ SPD برای تولید مواد فوق ریزدانه فرآیند پرس در کانال‌های مساوی زاویه‌دار[3] (ECAP) است [6,5]. از ویژگی‌های این روش سادگی و وسعت دامنه کاربرد آن برای مواد فلزی می‌باشد [7]. در این روش نمونه‌ها از درون دو کانال که با یکدیگر متقاطع‌اند عبور می‌کنند. تغییر شکلی که به نمونه اعمال می‌شود، از نوع برش است. همچنین در اثر این تغییر شکل شدید، تغییر ابعاد محسوسی در نمونه رخ نمی‌دهد. برای تکرار

[1] Severe Plastic Deformation
[2] Ultra-Fine Grain
[3] Equal Channel Angular Pressing

**برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:**

**Please cite this article using:**

M. A. Kazemi, R. Seifi, Effects of the equal channel angular pressing (ECAP) on the fracture and fatigue parameters of Al-6063 alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 345-353, 2018 (in Persian)

[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]

[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

فرآیند ECAP بر روی یک نمونه، مسیرهای مختلفی استفاده می‌شود. بعضی از این مسیرها در "شکل 1" آورده شده است [8]. مسیر A یکی از متداول‌ترین مسیرهای انجام فرآیند ECAP است. در این مسیر نمونه برای گذراندن پاس بعدی هیچگونه چرخشی نسبت به پاس قبلی ندارد. در دو دهه اخیر مطالعات مختلفی بر روی خواص مکانیکی و ریزساختار مواد فوق ریزدانه انجام شده است. به‌عنوان نمونه، در مراجع [10,9] بر روی آلومینیوم و آلیاژهای آن و در مراجع [11-13] بر روی آلیاژ منیزیم مطالعاتی انجام شده است. شاعری و همکاران [14] اثر دما در فرآیند ECAP را بر روی خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ آلومینیوم 7075 بررسی کردند. نتایج نشان داد که با افزایش دمای فرآیند پرس در کانال‌های مساوی، خواص مکانیکی ماده با کاهش روبرو است. همچنین اندازه دانه متوسط پس از چهار پاس فرآیند در محدوده بین 300 تا 1000 نانومتر اندازه‌گیری شد. افزایش تنش تسلیم و تنش نهایی در آلیاژ آلومینیوم 7005 پس از فرآیند ECAP در دمای محیط، توسط دووان و همکاران مورد بررسی قرار گرفت [15]. فرآیند پرس در کانال‌های مساوی زاویه‌دار بر روی خواص دیگر ماده مانند خستگی [10]، خوردگی [16] و استحکام شکست [17] تاثیرگذار است. وارتر و پیپان [17] اثر جهت ساخت نمونه‌ها از شمش مستخرج از فرآیند ECAP را بر استحکام شکست فولاد بررسی کردند. نتایج نشان داد که جهت ساخت نمونه‌ها تاثیر بسزایی در استحکام شکست دارد. رحمت آبادی و همکاران محاسبه استحکام شکست مواد تحت فرآیند نورد را مورد بررسی قرار دادند [19,18]. نتایج نشان داد که استحکام ماده پس از فرآیند افزایش و شکل‌پذیری کاهش یافته است.

وارتر و پیپان پژوهشی جامع در زمینه استحکام شکست فلزات تحت تغییر شکل شدید، انجام دادند [20]. امروزه بررسی استحکام شکست مواد فوق ریزدانه، به دلیل کاربردهای خاص آن‌ها در مهندسی مورد توجه محققین قرار گرفته است [21]. مستعد و همکاران نشان دادند که پس از فرآیند پرس در کانال‌های مساوی، بافت اولیه ماده با یک بافت قوی‌تر با دانسیته بیشتر جایگزین شده است [16]. بررسی اثر فرآیند ECAP بر استحکام شکست فلزات در مود اول، به دلیل سادگی فرآیند آن مورد توجه اغلب محققین قرار گرفته است. اما در بسیاری از کاربردهای مهندسی حالت بارگذاری ترکیبی رخ می‌دهد. از این رو بررسی استحکام شکست فلزات در مود ترکیبی حائز اهمیت است.

در این پژوهش اثر فرآیند پرس در کانال‌های مساوی زاویه دار بر روی استحکام کششی، ریزساختار[1]، بافت و استحکام شکست در مود اول و ترکیبی آلیاژ 6063 آلومینیوم مورد بررسی قرار گرفت.

## 2- کار عملی

نمونه‌های ساخته شده جهت فرآیند ECAP به صورت شمش به ابعاد 12×12×110 mm از میلگردهای آلیاژ آلومینیوم 6063 به قطر 20mm ماشین‌کاری شدند. نتایج آنالیز کوانتومتری آلیاژ مورد استفاده در جدول 1 قابل مشاهده است. به‌منظور دستیابی به شکل‌پذیری بهتر، قبل از فرآیند ECAP نمونه‌ها به مدت 3 ساعت در دمای 420 درجه سلسیوس تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. برای کاهش اصطکاک بین سطح داخلی کانال و نمونه‌ها و همچنین جلوگیری از آسیب به سطح نمونه‌ها از روان‌کار $MoS_2$ استفاده شد. این روان‌کار در دماهای بالا از قابلیت روان‌کاری خوبی برخوردار است [7]. برای فرآیند شکل‌دهی از یک قالب دو تکه استفاده شد. همان‌طور که در "شکل 2" مشخص شده، قسمت میانی قالب به‌صورت مخروطی می‌باشد و توسط قسمت خارجی قالب (پوسته خارجی قالب) احاطه شده است.

این نوع از قالب بدلیل نداشتن پیچ اتصال، زمان انجام فرآیند را کاهش می‌دهد. زاویه داخلی کانال‌های متقاطع بایکدیگر برابر $\Phi = 90^{\circ}$ و زاویه گوشه خارجی $\Psi = 22^{\circ}$ می‌باشد. برای بهبود پالایش دانه‌بندی ماده و خواص مکانیکی آن مسیر A برای انجام فرآیند در نظر گرفته شده است [22,7]. فرآیند ECAP تا پنج پاس بدون آسیب به نمونه‌ها در دمای 200 درجه سلسیوس انجام شد. به منظور دستیابی به ریزساختار یکنواخت‌تر سرعت سنبه در طی فرآیند برابر 0.5mm/s در نظر گرفته شده است. پژوهش‌های مختلف سرعت فرآیند شکل‌دهی به روش ECAP را بین دامنه 0.5-20 mm/s گزارش نموده‌اند. هر چه میزان سرعت فرآیند شکل‌دهی کمتر باشد ریز ساختار یکنواخت‌تری در ماده شکل می‌گیرد [7]. براساس معادله (1) و برحسب تعداد پاس‌های گذرانده شده ($N$) توسط نمونه، کرنش معادل اعمال شده به نمونه‌ها، $\varepsilon_N$ در هر پاس برابر 1.05 می‌باشد [7].

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}}\left[2\cot\left(\frac{\Phi+\Psi}{2}\right)+\Psi\csc\left(\frac{\Phi+\Psi}{2}\right)\right] \quad (1)$$

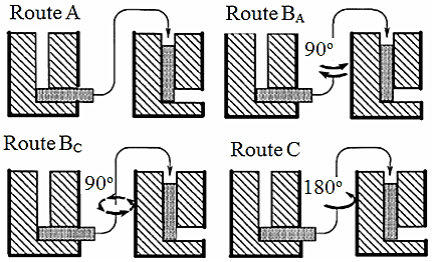


**Fig. 1** Fundamental processing routes used in ECAP [7]

**شکل 1** مسیرهای اصلی مورد استفاده در فرآیند ECAP [7]

**جدول 1** خواص شیمیایی (درصد وزنی) آلیاژ Al 6063

**Table 1** Chemical composition (wt. %) of Al-6063 alloy

| Al | Si | Fe | Cu | Mg | Mn |
|---|---|---|---|---|---|
| Base | 0.44 | 0.93 | 3.50 | 1.02 | 0.59 |
| Cr | Co | Pb | Ti | Zn | Ni |
| 0.03 | 0.005 | 0.1 | 0.04 | 0.38 | 0.005 |

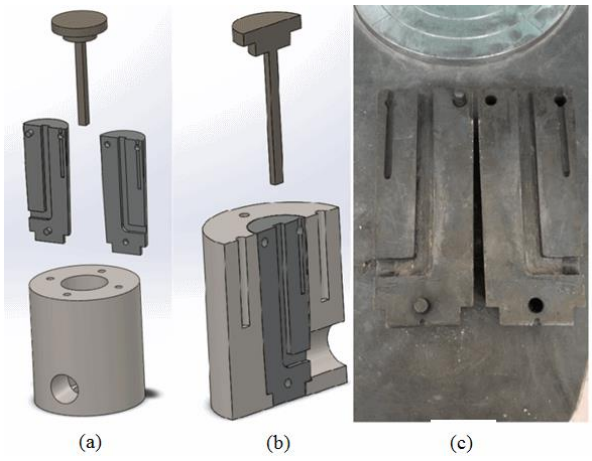


**Fig. 2** (a) Schematic view of die parts (b) cross section of assembled die (c) Cone shape parts of the die

**شکل 2** (a) شکل شماتیک قطعات قالب (b) برش قالب مونتاژ شده (c) قسمت مخروطی شکل میانی قالب

[1] Micro-structure



[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]
[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

نمونه‌هایی نیز برای آزمایش‌های کشش، استحکام شکست و رشد ترک از شمش‌های شکل‌دهی شده ساخته شدند.

### 2-1- آزمون کشش

آزمون کشش نمونه‌های خام و شکل‌دهی شده توسط دستگاه کشش و خستگی زوئیک رول[1] انجام شد. خواص کششی مواد شکل‌دهی شده بوسیله فرآیند ECAP توسط پژوهشگران متعددی مورد بررسی قرار گرفته است. بنابراین در این پژوهش هدف از انجام آزمون کشش به‌دست آوردن استحکام تسلیم و نهائی و همچنین درصد افزایش طول در ماده خام و شکل‌دهی شده می‌باشد. در نمونه مورد آزمایش طول سنجش، شعاع فیلت[2] و قطر نمونه به ترتیب 45mm، 8mm و 9mm مطابق با استاندارد ASTM E8 [23] بود. برای هر حالت، سه نمونه مورد سنجش قرار گرفته است. سرعت کشش اعمالی به نمونه برابر 1mm/min و مقدار نرخ کرنش برابر $3.7 \times 10^{-4}s^{-1}$ است. برای محاسبه تغییر طول نمونه‌ها از اکستنسیومتر تماسی استفاده شد. دستگاه کشش حین آزمون این مقادیر را ثبت می‌نماید که برای محاسبه کرنش آن‌ها استفاده شده است. نمودار تنش-کرنش برای آلیاژ در حالت اولیه، بعد از یک و چهار پاس ECAP در "شکل 3" آورده شده است. خواص کششی به‌دست آمده، در جدول 2 آورده شده است. بیشترین افزایش در استحکام تسلیم و نهایی پس از پاس اول به‌ترتیب 150 و 45 درصد می‌باشد. این افزایش تا پاس چهارم با نرخ کمتری ادامه دارد. پس از پاس اول و چهارم افزایش طول در نمونه نسبت به ماده خام به ترتیب 34 و 58 درصد کاهش یافته است. به‌دلیل بهبود دانه‌بندی ماده و همچنین کاهش اندازه دانه‌ها که در "شکل 4" مشخص است، حرکت نابجائی‌ها کندتر شده و لذا ماده سخت و شکننده شده است. نتایج نیز حاکی از کاهش ازدیاد طول در ماده است که در تطابق با نتایج هوریتا و همکاران است [24]. به‌دلیل افزایش چگالی نابجائی‌ها استحکام ماده افزایش یافته است که نتایج دیگر پژوهشگران را تایید می‌نماید [7]. برای این آلیاژ آلومنیوم، مقادیر مدول الاستیسیته $E = 70\text{GPa}$ و ضریب پواسون $\nu = 0.3$ در نظر گرفته شده است.

### 2-2- ریزساختار و آنالیز بافت

برای اعتبارسنجی بهبود اندازه دانه پس از فرآیند ECAP، اندازه متوسط دانه‌های ماده قبل و بعد از فرآیند اندازه‌گیری شد. "شکل 4" ریز ساختار ماده قبل و بعد از فرآیند ECAP را نشان می‌دهد. اندازه دانه برای ماده خام بین 8 تا 75 میکرومتر اندازه‌گیری شد. اندازه دانه متوسط برابر45 میکرومتر محاسبه گردید. از الگوی XRD جهت اندازه‌گیری اندازه بلورک‌ها استفاده شد. به نظر می‌رسد روند تغییرات اندازه بلورک‌ها مشابه روند تغییرات اندازه دانه باشد. اندازه دانه فرعی ماده شکل‌دهی شده توسط پراش اشعه ایکس XRD[3] و به‌کارگیری فرمول شرر[4] اندازه‌گیری شد [25، 26].

ژونگ و همکاران [27] نشان دادند در مقایسه نتایج به‌دست آمده از میکروسکوپ الکترونی عبوری، TEM و پراش اشعه ایکس، اندازه‌گیری اندازه دانه به روش پراش اشعه ایکس برای اندازه دانه‌های کمتر از $2\mu m$ اعتبار دارد. اندازه دانه فرعی پس از 5 پاس فرآیند ECAP کمتر از $100nm$ اندازه‌گیری شد.

مقادیر شدت پراش اشعه ایکس برحسب زاویه $2\theta$ برای نمونه پس از پنج پاس فرآیند در "شکل 5" آورده شده است. پیک اول با بیشترین شدت پراش مربوط به پردانسیته‌ترین صفحه در ساختار FCC یعنی صفحه‌ی (1 1 1) می‌باشد. همچنین صفحات مربوط به هر پیک در "شکل 5" آورده شده است.

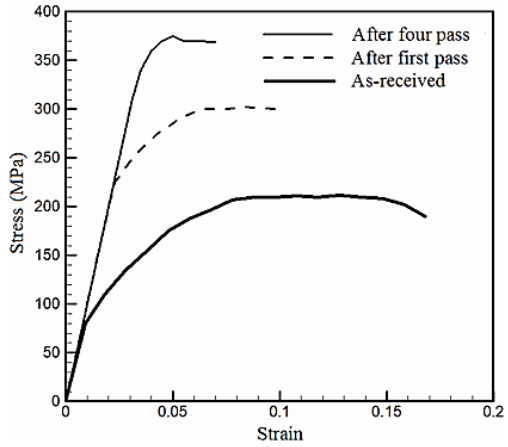


**Fig. 3** Stress strain curves for Al 6063 before and after the ECAP process

**شکل 3** نمودار تنش-کرنش قبل و بعد از فرآیند ECAP برای Al 6063

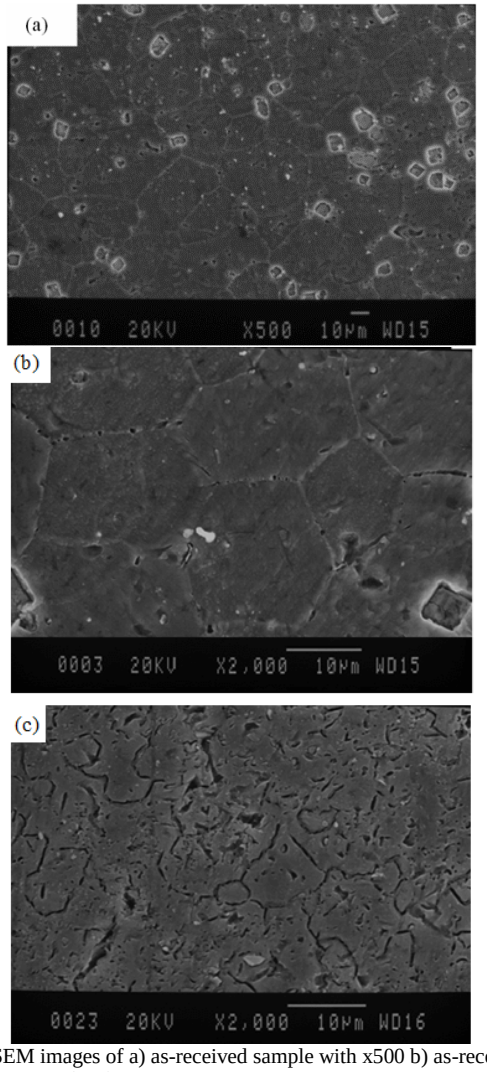


**Fig. 4** SEM images of a) as-received sample with x500 b) as-received with x2000 c) after first pass with x2000

**شکل 4** تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM (a) ماده خام با بزرگ نمایی 500 (b) ماده خام با بزرگنمایی 2000 (c) بعد از یک پاس فرآیند ECAP با بزرگنمایی2000

[1] zwick/roell universal testing machine
[2] radius of fillets
[3] X-Ray Diffraction
[4] scherrer equation



[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]
[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

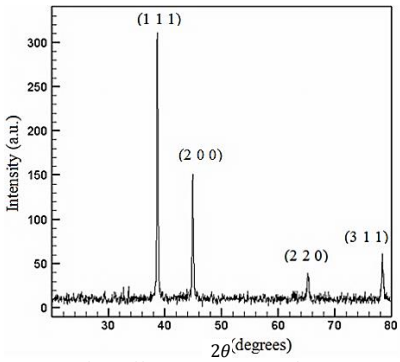


**Fig. 5** Intensity (a.u.) for different $2\theta$ degrees for sample after five passes of ECAP process

**شکل 5** مقادیر شدت پراش برحسب زاویه $2\theta$ برای نمونه پس از پنج پاس ECAP

**جدول 2** مشخصه‌های کششی ماده قبل و بعد از فرآیند ECAP (هر عدد میانگین سه آزمون می‌باشد).

**Table 2** Tensile data of Al-6063 for as-received and ECAPed samples with different passes (each data is the mean value of three tests)

| نمونه | تنش تسلیم (MPa) | استحکام نهائی (MPa) | ازدیاد طول (%) |
|---|---|---|---|
| خام | 90 | 209 | 16.6 |
| یک پاس فرآیند | 225 | 304 | 10.0 |
| چهار پاس فرآیند | 300 | 375 | 7.0 |

تصاویر سطح برش عرضی نمونه‌ها قبل و بعد از فرآیند ECAP توسط میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM[1]) تهیه شد. نمونه‌ها از صفحه عمود بر راستای شکل‌دهی (ED) تهیه شدند. "شکل 6" تصاویر سطح ماده قبل از فرآیند و پس از پنج پاس فرآیند را نشان می‌دهد. همان‌طور که در تصاویر مشخص است بهبود اندازه دانه و یکنواختی بیشتر در دانه‌بندی ماده پس از فرآیند ECAP قابل توجه است. زبری متوسط در نمونه خام و شکل‌دهی شده اندازه‌گیری شد که به ترتیب برابر 140nm و 123nm می‌باشد. "شکل 7" سطوح نمونه‌های خام و شکل‌دهی شده را نشان می‌دهد. سطح نمونه پس از اعمال فرآیند دارای یکنواختی بیشتر نسبت به نمونه خام است.

تصاویر قطبی صفحات (0 2 2) و (1 1 1) در دو حالت قبل از فرآیند و بعد از فرآیند در "شکل 8" قابل مشاهده است.

با توجه به انتخاب مسیر A برای انجام فرآیند و این موضوع که پس از پاس اول فرآیند بافت ماده دیگر تابع بافت اولیه نیست و بیشتر تابع مسیر انتخابی جهت انجام فرآیند می‌باشد [28]، چرخش نسبت به جهت شکل‌دهی مورد انتظار نبود که نتایج به‌دست آمده نیز این موضوع را نشان می‌دهند. در "شکل 8" مشخص است که بافت ماده پس از فرآیند ECAP تقویت شده است. تقویت بافت ماده پس از فرآیند شکل‌دهی نقش بسزایی در افزایش استحکام ماده دارد.

### 2-3- رشد ترک و استحکام شکست

در نمودار تغییرات نرخ رشد ترک برحسب بازه ضریب شدت تنش در مقیاس لگاریتمی، معمولا سه ناحیه مجزا قابل تشخیص است. ناحیه اول، از بازه ضریب شدت تنش آستانه شروع می‌شود که تا قبل از این مقدار ترک رشد نمی‌کند. ضریب شدت تنش تابعی از طول ترک و مقدار بار اعمالی است.

رشد ترک در این ناحیه وابسته به ریزساختار ماده و خواص جریان ماده می‌باشد. نرخ رشد ترک به اندازه دانه حساس است. دانه‌بندی ریزتر باعث می‌شود فواصل مرز دانه‌ها به یکدیگر نزدیکتر شده و ترک مجبور به شکستن

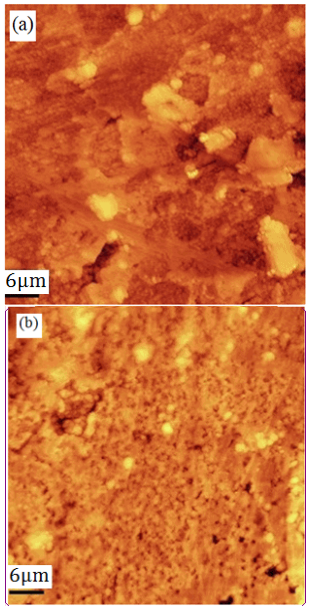


**Fig. 6** Atomic Force Microscopy image (a) as-received (b) after five passes of ECAP process

**شکل 6** تصاویر میکروسکوپ نیروی اتمی (a) ماده خام (b) پس از 5 پاس فرآیند ECAP

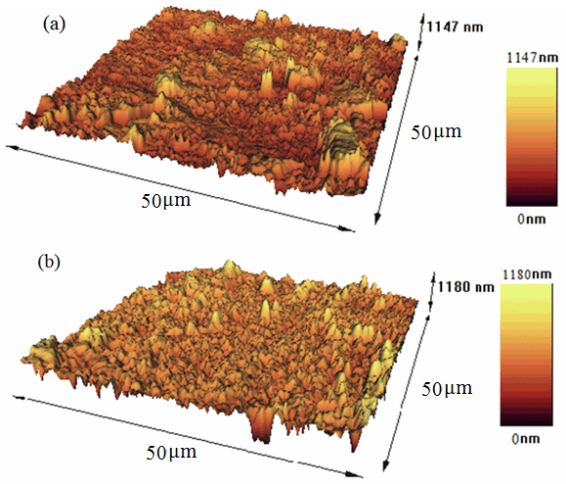


**Fig. 7** material surface 3D image (Atomic Force Microscopy) (a) as-received (b) after five passes of ECAP process

**شکل 7** تصاویر سه بعدی سطح ماده توسط میکروسکوپ نیروی اتمی (a) ماده خام (b) پس از 5 پاس فرآیند ECAP

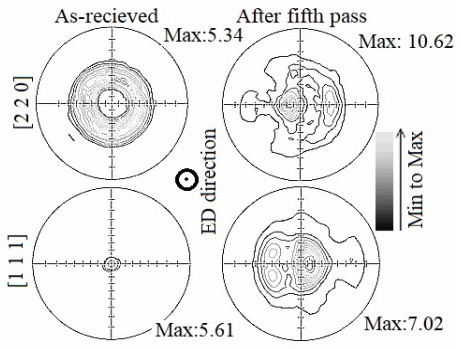


**Fig. 8** Pole figures for as-received and after ECAP process samples

**شکل 8** صفحات قطبی برای نمونه‌های ماده خام و پس از فرآیندECAP

[1] Atomic Force Microscopy



[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]
[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

مرز دانه‌های بیشتری شود. به تبع آن، نرخ رشد ترک کندتر خواهد شد. به‌طور طبیعی با بهبود دانه‌بندی ماده، تنش تسلیم ماده افزایش می‌یابد. همچنین زبری سطوح ترک خورده با کاهش روبه‌رو است. در ناحیه دوم، رشد ترک از روابط توانی مانند رابطه پاریس (رابطه 2) تبعیت می‌کند. در این ناحیه رشد ترک به ریزساختار ماده حساس است و ضرایب $C$ و $m$ برای مواد مختلف متفاوت است [29].

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta k)^m \quad (2)$$

که در آن متغیرهای $a$، $N$ و $\Delta k$ به ترتیب طول ترک خستگی، عمر برحسب تعداد سیکل و بازه ضریب شدت تنش می‌باشند. در ناحیه سوم رشد ترک با شتاب بیشتری انجام می‌شود و در نهایت گسیختگی رخ می‌دهد. در این پژوهش آزمون رشد ترک خستگی براساس استاندارد ASTM E647 انجام شده است [30]. نمونه‌های CT که در "شکل 9" مشخص است با ابعاد $W = 10\text{mm}$ و $B = 3\text{mm}$ که به ترتیب پهنا و ضخامت نمونه می‌باشد، از نمونه خام و شکل‌دهی شده در پاس اول و پنجم به‌وسیله برش سیم[1] ساخته شده‌اند. طول ترک خستگی در هر مرحله از آزمون خستگی بوسیله ابزار تصویربرداری میکروسکوپی با قابلیت بزرگ نمایی 200 برابر با دقت 0.1mm اندازه‌گیری شد. "شکل 10" طول ترک خستگی برای ماده خام و شکل‌دهی شده را در نسبت بار $R = 0.1$ برای نیروی ماکزیمم $P_{\max} = 200\text{N}$ نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود در نمونه یک پاس شکل‌دهی شده، نرخ رشد ترک سریع‌تر شده و عمر نمونه کاهش یافته است. مهمترین دلیل آن با توجه به "شکل 3" کاهش شکل‌پذیری پس از پاس اول می‌باشد که با نتایج دیگر محققین در تطابق است [24]. دلیل این پدیده می‌تواند کندتر شدن حرکت نابجائی‌ها به‌دلیل بهبود دانه‌بندی ماده باشد. در پاس پنجم ازدیاد طول[2] نسبت به پاس اول تغییر کمتری داشته اما به دلیل بهبود دانه‌بندی و تقویت بافت ماده استحکام به مراتب افزایش داشته است که موید نتایج پژوهش‌های دیگر است [8]. به همین دلیل عمر خستگی نمونه نیز افزایش پیدا کرده است. این رفتار در استحکام شکست ماده نیز مورد انتظار است.

"شکل 11" تغییر طول ترک برای نمونه‌های خستگی بعد از پاس‌های مختلف شکل‌دهی با نسبت بار یکسان و دامنه بار متفاوت را نشان می‌دهد.

کاهش بار ماکزیمم از 200N به 150N با نسبت بار برابر باعث افزایش قابل ملاحظه عمر خستگی شده است.

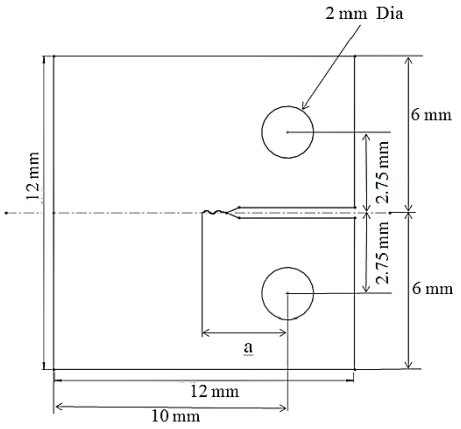


**Fig.9** CT specimen geometry

**شکل 9** هندسه و ابعاد نمونه CT

با مقایسه نتایج "شکل‌های 10 و 11" مشاهده می‌شود که تحت بار 200N، بیشترین اثر تعداد پاس در شروع رشد ترک خستگی است. برای ترک‌های بیشتر از حدود 0.5mm هر سه منحنی تقریبا موازی هستند. تحت بار 150N، اثر تعداد پاس تا حدود 1.75mm ادامه پیدا کرده است. این نتایج نشان می‌دهد که به ازای دامنه بار کمتر، ریزدانه شدن ماده تاثیر بارزتری دارد که با افزایش دامنه، کاهش می‌یابد. هاشیموتو و وینوگرادو در یک مقاله مروری نشان دادند که در مواد ریزدانه با کاهش دامنه بار بهبود رفتار خستگی نسبت به مواد درشت دانه قابل مشاهده‌تر است. همچنین با افزایش دامنه بار به‌دلیل کاهش ازدیاد طول ماده نسبت به استحکام ماده، به خصوص در پاس اول مشاهده شده که این مواد رفتار ضعیف‌تری در خستگی نسبت به مواد درشت دانه دارند [31].

"شکل 12" نرخ رشد ترک برحسب دامنه ضریب شدت تنش در ماده شکل‌دهی شده برای $R = 0.1$ و دامنه بارهای متفاوت را نشان می‌دهد. دامنه ضریب شدت تنش از رابطه (3) براساس استاندارد ASTM E647 محاسبه شده است [30].

$$\Delta k = \frac{\Delta P}{(BB_N W)^{0.5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(2 + \left(\frac{a}{W}\right)\right)\left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + \right.$$
$$\left. + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right] / \left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right)^{1.5}$$

که در این معادله $P$ بار اعمالی می‌باشد.

همان‌طور که در "شکل 12" مشخص است، تغییرات در دامنه بار در رفتار خستگی ماده در ناحیه دوم رشد ترک براساس معادله پاریس تاثیر محسوسی ندارد. این موضوع نتایج دیگر پژوهشگران را تائید می‌نماید [32]. ضرائب معادله پاریس در این ناحیه به ریزساختار ماده حساس است. این ضرائب برای آلیاژ آلومینیوم بعد از پاس‌های مختلف در جدول 3 آمده است.

"شکل 13" نتایج تجربی و خط برازش شده بر آن‌ها به ازای مقادیر مختلف نرخ رشد ترک خستگی برای ماده در دو حالت خام و شکل‌دهی شده را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که ضرائب معادله پاریس برای دو حالت متفاوت است. نتایج نشان می‌دهند اندازه دانه بر ضرائب معادله پاریس تاثیر دارد. این موضوع با نتایج پژوهش‌های دیگر در تطابق است [29]. دلیل افزایش عمر ماده در پاس 5 شکل‌دهی نسبت به ماده خام، بهبود دانه‌بندی ماده است. مشاهده شد برای ماده پس از 5 پاس شکل‌دهی رشد ترک

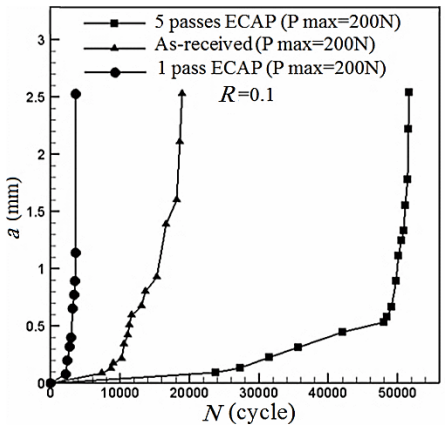


**Fig. 10** Fatigue crack length for as-received and ECAPed material at $R$=0.1 for same load range

**شکل 10** طول ترک خستگی برای ماده خام و شکل‌دهی شده در $R$=0.1 و دامنه بار یکسان

[1] Wire cut
[2] Elongation



[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]
[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

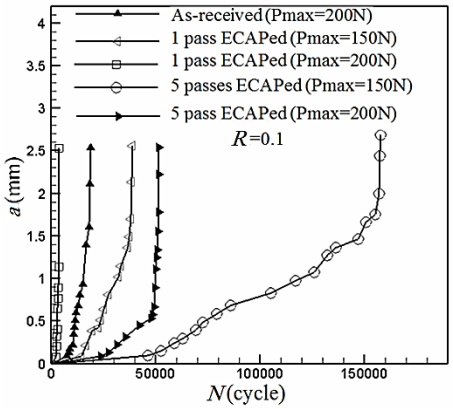


**Fig. 11** Fatigue crack length for as-received and ECAPed material at $R$=0.1 for different load range

**شکل 11** طول ترک خستگی برای ماده خام و شکل‌دهی شده در $R$=0.1 و دامنه بار متفاوت

خستگی در ابتدا به آرامی صورت پذیرفته است.

برای محاسبه‌ی استحکام شکست در مود بازشدگی (مود یک) براساس استاندارد ASTM E1820 [33] نمونه‌های CT از ماده خام و شکل‌دهی شده در پاس‌های مختلف ساخته شدند. به‌دلیل محدودیت ابعاد شمش‌ها، عرض نمونه برابر $W = 10\text{mm}$ در نظر گرفته شد. برای ایجاد پیش ترک خستگی از دستگاه خستگی زوئیک-رول استفاده شد. براساس استاندارد بار متناوب برای ایجاد ترک خستگی 250N در نظر گرفته شد. برای اعتبار بخشیدن به نتایج در هر حالت سه آزمون انجام شد. استحکام شکست مطابق استاندارد از معادله (3) محاسبه شد.

برای برقراری شرایط کرنش صفحه‌ای مطابق استاندارد ضخامت نمونه‌ها بزرگتر از 2.5mm در نظر گرفته شد ($B = 3\text{mm}$). مقادیر انتگرال $J$ از معادله (4) به‌دست آمد.

$$J_{IC} \approx \frac{K_{IC}(1-\nu^2)}{E} \quad (4)$$

که در آن $E$ و $\nu$ به ترتیب مدول الاستیسیته و ضریب پواسون می‌باشند.

نتایج محاسبه استحکام شکست و انتگرال $J$ در جدول 4 قابل مشاهده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود پس از یک پاس فرآیند، استحکام شکست بحرانی از $18.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ به 15.7 کاهش می‌یابد. این نتیجه به دلیل کاهش شکل‌پذیری ماده در مقابل استحکام آن قابل پیش‌بینی بود. در بحث

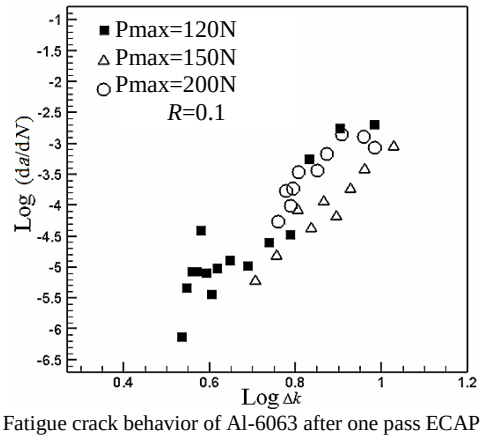


**Fig. 12** Fatigue crack behavior of Al-6063 after one pass ECAP for different load range at $R$=0.1

**شکل 12** رفتار ترک خستگی آلومینیوم 6063 پس از یک پاس فرآیند ECAP در دامنه بارهای متفاوت و نسبت بار $R$=0.1

**جدول 3** ضرائب معادله پاریس برای آلومینیوم 6063 (هر مقدار، میانگین سه دامنه بار متفاوت است)

**Table 3** paris equation parameters for Al 6063 (each value is mean for three load ranges)

| $C$ | $m$ | |
|---|---|---|
| $10^{-10}$ | 3.27 | نمونه اولیه |
| $10^{-12}$ | 5.34 | پاس اول فرآیند |
| $10^{-11}$ | 4.38 | پاس پنجم فرآیند |

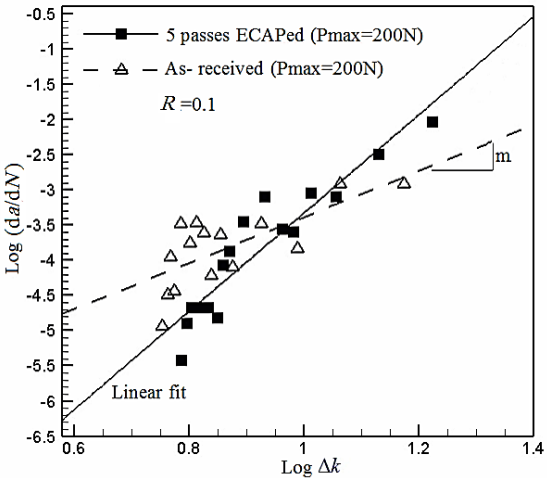


**Fig. 13** Fatigue crack behavior of Al-6063 before and after five passes of ECAP at $R$=0.1

**شکل 13** رفتار ترک خستگی آلومینیوم 6063 قبل و بعد از پنج پاس فرآیند ECAP در نسبت بار $R$=0.1

رشد ترک خستگی نیز ماده همین رفتار را از خود نشان داد. در پاس‌های بعدی به‌دلیل تقریبا ثابت ماندن شکل‌پذیری و افزایش استحکام، ملاحظه شد که استحکام شکست در ماده افزایش یافت. "شکل 14" استحکام شکست بی‌بعد شده نسبت به استحکام شکست ماده خام ($K_{I0}$) را برای پاس‌های مختلف فرآیند ECAP نشان می‌دهد.

برای به‌دست آوردن استحکام شکست در مود ترکیبی با در نظر گرفتن استانداردهای ASTM E1820 و ASTM D5045 [34,33] از نمونه‌های CTS با ابعاد $W = 10\text{mm}$ و $B = 3\text{mm}$ استفاده شد (شکل 15). نیروی شکست برحسب جابجائی ثبت گردید. همانند مود اول، شرایط رشد ترک معادل 5 درصد کاهش سختی نمونه (K) در نظر گرفته شد. برای اعمال بار به نمونه‌ها از قید وبند اصلاح شده آرکان مطابق "شکل 16" استفاده شد. پیش ترک خستگی در انتهای شیار به طول 4mm روی نمونه مطابق مود اول ایجاد شد. نیرو در دو زاویه $\alpha = 15°$ و $\alpha = 60°$ به نمونه‌ها اعمال شد. $\alpha$ زاویه بین خط اثر بار و بردار عمود بر صفحه شیار می‌باشد که در "شکل 16" نشان داده شده است. برای به‌دست آوردن بار بحرانی رشد ترک از نمودار نیرو

**جدول 4** مقادیر استحکام شکست و انتگرال $J$ برای پاس های مختلف فرآیند ECAP

**Table 4** $J$ integral and fracture toughness values for different passes of ECAP process

| $J_{IC}$ $\text{kJm}^{-2}$ | $K_{IC}$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ | شماره پاس فرآیند |
|---|---|---|
| 4.38 | 18.4 | ماده خام |
| 3.18 | 15.71 | 1 |
| 3.31 | 15.86 | 2 |
| 3.25 | 15.7 | 3 |
| 3.85 | 17.1 | 4 |
| 4.66 | 18.8 | 5 |



[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]
[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

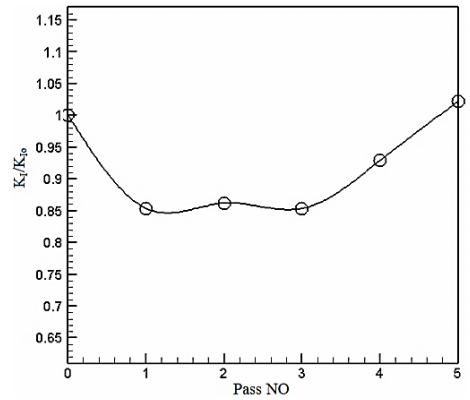


**Fig. 14** First mode fracture toughness in different pass

**شکل 14** استحکام شکست مود اول برای پاس‌های مختلف

جابجائی استفاده گردید. اثرات استحکام شکست ناخواسته در مود پارگی به دلیل تقارن کامل قید و بند ناچیز گزارش شده است [35]. نمونه ای از نمودار نیرو جابجائی در "شکل 17" قابل مشاهده است. از این نمودار برای بدست آوردن بار بحرانی جهت تعیین استحکام شکست ترکیبی استفاده شده است. محل برخورد منحنی بار و خطی با شیب K=95% نشانگر کاهش 5 درصدی سختی نمونه و شرط رشد ترک می‌باشد.

همان‌طور که در نمودار نیرو برحسب جابجائی در بارگذاری نمونه‌های استحکام شکست مشخص است رفتار ماده در کل فرآیند بارگذاری تا شکست الاستیک بوده بنابراین صرف‌نظر کردن از ناحیه پلاستیک فرض صحیحی بوده است. در تئوری LEFM و روابط مرتبط با آن که در این مقاله استفاده شده است، فرض می‌شود که اندازه ناحیه پلاستیک در نوک ترک کوچک است. زاویه اعمال بار 15 درجه به مود اول و زاویه 60 درجه به مود دوم شکست نزدیک است.

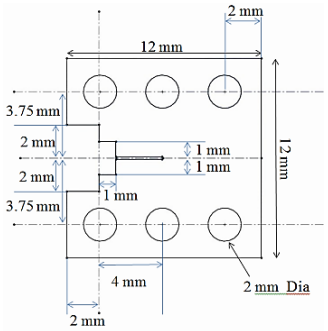


**Fig. 15** CTS specimens geometry

**شکل 15** هندسه و ابعاد پارامتری نمونه CTS

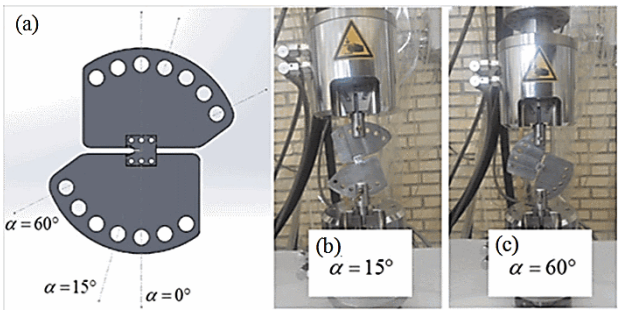


**Fig. 16** (a) schematic illustration of modified Arcan fixture (b),(c) Assembled specimens with fatigue pre-crack in Arcan fixture

**شکل 16** (a) شماتیک قید و بند اصلاح شده آرکان (b,c) نمونه‌ها با پیش ترک خستگی درون قید و بند

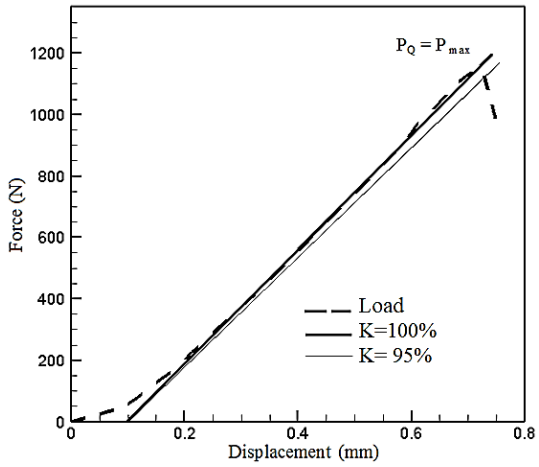


**Fig. 17** Force–displacement curve recorded for mixed-mode loading at $\alpha = 60°$

**شکل 17** نمودار نیرو جابجائی در بارگذاری مود ترکیبی برای زاویه $\alpha = 60°$

برای محاسبه استحکام شکست در مود ترکیبی از روابط معادله (5) استفاده شده است [36].

$$K_I = \frac{P\cos\alpha\sqrt{\pi a}}{1.25BW} f_I\left(\frac{a}{W}\right) \quad K_{II} = \frac{P\sin\alpha\sqrt{\pi a}}{1.25BW} f_{II}\left(\frac{a}{W}\right)$$
$$K_t = \sqrt{{K_I}^2 + {K_{II}}^2} \qquad (5)$$

که در آن‌ها

$$f_I\left(\frac{a}{W}\right) = 5.266 - 32.736\left(\frac{a}{W}\right) + 99.968\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 127.078\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 65.331\left(\frac{a}{W}\right)^4$$
$$f_{II}\left(\frac{a}{W}\right) = 0.3657 + 1.646\left(\frac{a}{W}\right) - 0.083\left(\frac{a}{W}\right)^2 \qquad (6)$$

نتایج استحکام شکست در مود ترکیبی در جدول 5 آورده شده است. همان‌طور که از نتایج مشخص است، استحکام شکست در زاویه 15 درجه پس از پاس اول کاهش داشته و پس از پاس پنجم افزایش یافته است که این رفتار مشابه رفتار ماده در مود اول شکست می‌باشد. ضریب شدت تنش مود دو در این زاویه، هر چند تغییرات زیادی ندارد ولی این تغییرات نیز همانند مود اول ابتدا کاهشی و در نهایت افزایشی است.

در زاویه 60 درجه، تاثیر ضریب شدت مود دو در استحکام شکست ترکیبی افزایش یافته است. هر چند این تاثیر با افزایش تعداد پاس‌ها کاهش یافته است. به همین علت، استحکام شکست نمونه 5 پاس از نمونه خام کمتر است، در حالی که در مود اول و نیز ترکیبی با زاویه 15 درجه این گونه نبوده است.

**جدول 5** مقادیر استحکام شکست و انتگرال $J$ در مود ترکیبی برای ماده خام و شکل‌دهی شده

**Table 5** Fracture toughness and integral in mixed-mode loading for as-received and ECAPed materials

| شماره پاس فرآیند | $\alpha$ (degree) | $K_I$ MPa$\sqrt{m}$ | $K_{II}$ MPa$\sqrt{m}$ | $K_t$ MPa$\sqrt{m}$ | $J_{IC}$ kJm$^{-2}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| ماده خام | 15 | 14.13 | 1.71 | 14.23 | 2.61 |
| ماده خام | 60 | 7.16 | 5.82 | 9.22 | 1.09 |
| پاس اول | 15 | 8.96 | 1.12 | 9.03 | 1.05 |
| پاس اول | 60 | 5.5 | 4.47 | 7.09 | 0.64 |
| پاس پنجم | 15 | 15.45 | 1.94 | 15.57 | 3.13 |
| پاس پنجم | 60 | 5.94 | 4.82 | 7.65 | 0.75 |

[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]

[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

## 3- سطوح شکست

برای مشخص شدن اثر فرآیند پرس در کانال‌های مساوی زاویه دار بر سطوح شکست نمونه‌ها تصاویر توسط میکروسکوپ الکترونی تهیه شد. تصاویر SEM در "شکل 18" قابل مشاهده‌اند. در "شکل 18(a)" تصویر شکست نمونه خام آورده شده است. سطح شکست دارای حفره‌های بزرگ و عمیق است. "شکل 18(b)" سطح شکست پس از فرآیند ECAP را نشان می‌دهد. به دلیل ریزدانه شدن ماده سطوح شکست دارای حفره‌های ریزتر و کم عمق تر با تعداد بیشتر نسبت به قبل از فرآیند شده است. نتایج با توجه به سخت و شکننده شدن ماده قابل پیش‌بینی است.

## 4- نتیجه‌گیری

اثر پنج پاس فرآیند ECAP بر ریزساختار، استحکام تسلیم و نهائی، زبری سطح، بافت، رشد ترک خستگی و استحکام شکست در مود اول و ترکیبی آلومینیوم 6063 مورد بررسی قرار گرفت. نتایج زیر بدست آمد:

- بهبود دانه‌بندی در ماده پس از پنج پاس قابل ملاحظه است. اندازه دانه متوسط از 45μm به کمتر از 100nm کاهش یافته است.
- تنش تسلیم و نهائی پس از چهار پاس فرآیند از 90MPa و 209MPa به ترتیب به 300MPa و 375MPa افزایش یافت.
- افزایش طول از 16.6% به 7% کاهش یافت.
- نرخ رشد ترک پس از فرآیند ECAP افزایش یافت. مهمترین دلیل آن کاهش شکل‌پذیری ماده پس از فرآیند می باشد. پس از پاس اول، نرخ رشد ترک در ناحیه اول به ریزساختار و اندازه دانه وابسته است و لذا افزایش می‌یابد. در پاس‌های بعدی با ثابت ماندن شکل‌پذیری و افزایش استحکام ماده، نرخ رشد ترک کاهش یافت.
- نتایج نشان می‌دهد بیشترین اثر تعداد پاس در ناحیه شروع رشد ترک خستگی است. همچنین ملاحظه شد که به ازای دامنه بار کمتر، ریز دانه شدن ماده در رشد ترک خستگی، تاثیر بارزتری دارد که با افزایش دامنه، این اثر کاهش می‌یابد.
- استحکام شکست ماده پس از پاس اول کاهش یافت. کاهش شکل‌پذیری ماده پس از شکل‌دهی در مقایسه با استحکام دلیل اصلی این رخداد است. در پاس‌های بعدی با ثابت ماندن شکل‌پذیری و افزایش استحکام ماده، استحکام شکست نیز افزایش یافت.
- در مود ترکیبی برای زاویه 15 درجه نتایج به مود اول شکست نزدیک است. پس از پاس اول کاهش و سپس مقادیر رو به افزایش است. در زاویه 60 درجه استحکام شکست مود ترکیبی کاهش یافت.
- زبری سطح قبل و بعد از فرآیند اندازه‌گیری شد. پس از فرآیند ECAP سطح نمونه یکنواخت تر شده است.
- در سطوح شکست ماده خام حفره‌های بزرگ و عمیق دیده شد. به دلیل ریزدانه شدن ماده سطوح شکست دارای حفره‌های ریزتر و کم عمق‌تر با تعداد بیشتر نسبت به قبل از فرآیند شده است.

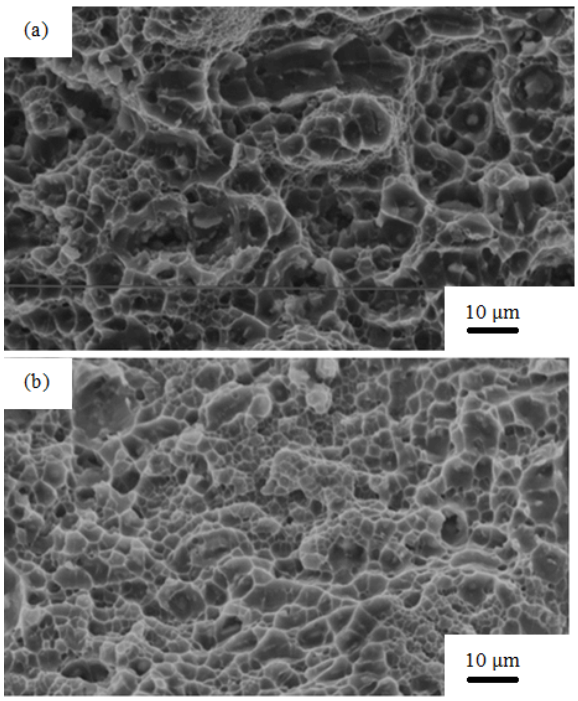


**Fig. 18** SEM images of the fracture surfaces: (a) as-received material (b) after the ECAP process

**شکل 18** تصاویر SEM سطح شکست (a) قبل از فرآیند (ماده خام) (b) پس از فرآیند ECAP

## 5- مراجع


[1] M. Honarpishe, H. Mansouri, S. Saki Entezami, Investigation of ECAR process on the corrosion behavior of pure commercial copper, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 10, pp. 39-46, 2017. (in persian فارسی)

[2] D. Rahmatabadi, M. Tayyebi, R. Hashemi, B. Eghbali, Investigation of mechanical properties and microstructure for Al/Cu/SiC composite produced by cross accumulative roll Bonding process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 7, pp. 180-184, 2017. (in persian فارسی)

[3] M. A. Ranaei, A. Afsari, S. Y. Ahmadi, M. M. Moshksar, Investigation on performance of ultra Fine grained pure copper as electrode during electrical discharge machining, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 1, pp. 97-105, 2014. (in Persian فارسی )

[4] Y. T. Zhu, T. C. Lowe, T. G. Langdon, Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation, *Scripta Materialia*, Vol. 51, No. 8, pp. 825-830, 10//, 2004.

[5] P. Mashhadi Keshtiban, M. Zadshakouyan, G. Faraji, Optimization of geometrical parameters of equal channel multi angular pressing process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 2, pp. 275-282, 2016. (in persian فارسی)

[6] M. M. Moshksar, M. a. Ranaei, A. Afsari, S. Y. Ahmadi, Microstructure, mechanical and electrical properties of commercially pure copper deformed severely by equal channel angular pressing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 15, pp. 257-266, 2014. (in persian فارسی)

[7] R. Z. Valiev, T. G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, Vol. 51, No. 7, pp. 881-981, 2006.

[8] M. Gzyl, A. Rosochowski, S. Boczkal, L. Olejnik, The role of microstructure and texture in controlling mechanical properties of AZ31B magnesium alloy processed by I-ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 638, pp. 20-29, 2015.

[9] V. G. E. K. Cardoso, G. Silva, W. Botta Filho, A. Jorge Junior, Microstructural evolution of AA7050 al alloy processed by ECAP, *Matéria*, Vol. 15, No. 2, pp. 291-298, 2010.

[10] M. Namdar, S. A. J. Jahromi, Influence of ECAP on the fatigue behavior of age-hardenable 2xxx aluminum alloy, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 22, No. 3, pp. 285-291, 2015.

[11] L. Tang, Y. Zhao, R. K. Islamgaliev, C. Y. A. Tsao, R. Z. Valiev, E. J. Lavernia, Y. T. Zhu, Enhanced strength and ductility of AZ80 Mg alloys by spray forming and ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 670, pp. 280-291, 2016.

[12] L. B. Tong, M. Y. Zheng, X. S. Hu, K. Wu, S. W. Xu, S. Kamado, Y. Kojima, Influence of ECAP routes on microstructure and mechanical properties of Mg–Zn–Ca alloy, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 16–17, pp. 4250-4256, 2010.

[13] M. Vaseghi, H. S. Kim, A combination of severe plastic deformation and ageing phenomena in Al–Mg–Si Alloys, *Materials & Design (1980-2015)*, Vol. 36, pp. 735-740, 2012.

[14] M. H. Shaeri, M. Shaeri, M. Ebrahimi, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 26, No. 2, pp. 182-191, 2016.


[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]

[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]

[15] Y. Duan, L. Tang, G. Xu, Y. Deng, Z. Yin, Microstructure and mechanical properties of 7005 aluminum alloy processed by room temperature ECAP and subsequent annealing, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 664, pp. 518-529, 2016.
[16] E. Mostaed, M. Hashempour, A. Fabrizi, D. Dellasega, M. Bestetti, F. Bonollo, M. Vedani, Microstructure, texture evolution, mechanical properties and corrosion behavior of ECAP processed ZK60 magnesium alloy for biodegradable applications, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, Vol. 37, pp. 307-22, Sep, 2014.
[17] A. Hohenwarter, R. Pippan, Fracture of ECAP-deformed iron and the role of extrinsic toughening mechanisms, *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 8, pp. 2973-2983, 2013.
[18] D. Rahmatabadi, R. Hashemi, B. Mohammadi, T. Shojaee, Experiment investigation of plane stress fracture toughness for aluminum sheets produced by Cold Roll Bonding Process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 2, pp. 101-108, 2017. (in persian فارسی)
[19] D. Rahmatabadi, B. Mohammadi, R. Hashemi, T. Shojaee, Experimental investigation of plane stress fracture toughness for Al/Cu/Al multilayer produced by Cold Roll Bonding method, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 5, pp. 166-174, 2017. (in persian فارسی)
[20] A. Hohenwarter, R. Pippan, Fracture and fracture toughness of nanopolycrystalline metals produced by severe plastic deformation, *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, Vol. 373, No. 2038, pp. 1-17, 2015.
[21] A. Hohenwarter, R. Pippan, The importance of fracture toughness in ultrafine and nanocrystalline bulk materials, *Materials Research Letters*, Vol. 4, pp. 127–136, 2016.
[22] K. J. Kim, D. Y. Yang, J. W. Yoon, Microstructural evolution and its effect on mechanical properties of commercially pure aluminum deformed by ECAE (Equal Channel Angular Extrusion) via routes A and C, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 29–30, pp. 7927-7930, 2010.
[23] A. International, ASTM E8/E8M - 09, Standard test methods for tension testing of metallic materials, ASTM, 2009.
[24] Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto, T. G. Langdon, Improvement of mechanical properties for Al alloys using equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 117, No. 3, pp. 288-292, 2001.
[25] A. W. Burton, K. Ong, T. Rea, I. Y. Chan, On the estimation of average crystallite size of zeolites from the Scherrer equation: A critical evaluation of its application to zeolites with one-dimensional pore systems, *Microporous and Mesoporous Materials*, Vol. 117, No. 1, pp. 75-90, 2009.
[26] P. Scherrer, Estimation of the Previous and Internal Structure of Colloidal Particles by means of Roentgen Rays, *Nach Ges Wiss Gottingen 26*, pp. 96-100, 1918.
[27] Y. Zhong, D. Ping, X. Song, F. Yin, Determination of grain size by XRD profile analysis and TEM counting in nano-structured Cu, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 476, No. 1–2, pp. 113-117, 2009.
[28] M. H. Shaeri, M. Shaeri, M. t. Salehi, S. H. Seyyedein, M. r. Abutalebi, Texture evolution of ultrafine grained Al-7075 alloy produced by ECAP, *Metallurgical Engineering*, Vol. 17, No. 56, pp. 49-57, 2015. (in Persian فارسی)
[29] J. Horky, G. Khatibi, D. Setman, B. Weiss, M. J. Zehetbauer, Effect of microstructural stability on fatigue crack growth behaviour of nanostructured Cu, *Mechanics of Materials*, Vol. 67, No. 1, pp. 38-45, 2013.
[30] A. International, ASTM E647-15e1, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, 2015.
[31] A. Vinogradov, S. Hashimoto, Fatigue of severely deformed metals, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No. 5, pp. 351-358, 2003.
[32] S. Ishihara, A. J. McEvily, M. Sato, K. Taniguchi, T. Goshima, The effect of load ratio on fatigue life and crack propagation behavior of an extruded magnesium alloy, *International Journal of Fatigue*, Vol. 31, No. 11, pp. 1788-1794, 2009.
[33] A. International, ASTM E1820-13, Standard test method for measurement of fracture toughness, 2013.
[34] A. International, ASTM D5045-14, Standard test methods for plane-strain fracture toughness and strain energy release rate of plastic materials, 2014.
[35] A. E. H. Oskui, N. Choupani, M. Shameli, 3D characterization of mixed-mode fracture toughness of materials using a new loading device, *Latin American Journal of Solids and Structures*, Vol. 13, No. 1, pp. 1464-1482, 2016.
[36] N. Hallbäck, N. Jönsson, T-stress evaluations of mixed mode I/II fracture specimens and T-effects on mixed mode failure of aluminium, *International Journal of Fracture*, Vol. 76, No. 2, pp. 141-168, 1996.

[ Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-25 ]

[ DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0 ]