ماهنامه علمى پژوهشى



mme.modares.ac.ir

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

محمدعلی کاظمی¹، رحمن س*د*فی^{2*}

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

چکیده	اطلاعات مقاله
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	مقاله پژوهشی کامل دریافت: 20 شهریور 1396 پذیرش: 06 آذر 1396 ارائه در سایت: 24 آذر 1396
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	کلید واژگان:
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.	پرس در کانالهای مساوی زاویهدار
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	اندازه دانه متوسط
فرآیند کاهش و در پاسهای بعدی افزایش یافت. استحکام شکست در مود ترکیبی پس از فرآیند کاهش یافت. از میکروسکوپ نیروی اتمی	رشد ترک خستگی
برای محاسبه زبری استفاده شد. تصاویر SEM برای مطالعه سطوح شکست تهیه شدند. در سطوح شکست نرم، حفرههای بزرگ قبل از فرآیند و	استحكام شكست
حفرههای کوچک تر 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	ABSTRACT
Original Research Paper Received 11 September 2017 Accepted 27 November 2017 Available Online 15 December 2017	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 texts were performed for different
<i>Keywords:</i> Equal channel angular pressing Average grain size Fatigue crack growth Fracture toughness	Conducted before and after ECAP process. The latigue 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

دارند [4]. یکی از روشهای مرسوم SPD برای تولید مواد فوق ریزدانه فرآیند پرس در کانالهای مساوی زاویهدار (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- مقدمه

انواع روشهای تغییر شکل پلاستیک شدید^۱(SPD) برای تولید مواد فوق ریزدانه^۲ (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

¹ Severe Plastic Deformation ² Ultra-Fine Grain

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

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)

³ Equal Channel Angular Pressing

فرآیند ECAP بر روی یک نمونه، مسیرهای مختلفی استفاده می شود. بعضی از این مسیرها در "شکل 1" آورده شده است [8]. مسیر A یکی از متداول ترین 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. به عنوان نمونه، در مراجع [10,9] بر روى آلومينيوم 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 مكانيكي و ريزساختار آلياژ آلومينيوم 7075 بررسي كردند. نتايج نشان داد كه 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 بين 300 تا 1000 نانومتر اندازه گيرى شد. افزايش تنش تسليم 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 فرآيند ECAP را بر استحكام شكست فولاد بررسى كردند. نتايج نشان داد كه جهت ساخت نمونهها تاثير 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 شکلیذیری کاهش یافته

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 PCAP 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 ⁽، 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 20mm الا×12×12×12 از میلگردهای آلیاژ آلومینیوم 6063 به قطر 20mm ماشین کاری 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 مملیات حرارتی قرار گرفتند. برای کاهش اصطکاک بین سطح داخلی کانال و MoS2 نمونهها و همچنین جلوگیری از آسیب به سطح نمونهها از روان کار MoS2 استفاده شد. این روان کار در دماهای بالا از قابلیت روان کاری خوبی برخوردار استفاده شد. همان فرآیند شکل دهی از یک قالب دو تکه استفاده شد. همان طور

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 می دهد. زاویه داخلی کانالهای متقاطع بایکدیگر برابر $90 = \Phi$ و زاویه گوشه خارجی $222 = \Psi$ می باشد. برای بهبود پالایش دانهبندی ماده و خواص مکانیکی آن مسیر A برای انجام فرآیند در نظر گرفته شده است [22,7]. فرآیند 20 مسیر A برای انجام فرآیند در نظر گرفته شده است [22,7]. فرآیند P حکی آن مسیر A برای انجام فرآیند در نظر گرفته شده است (20 درجه می ایند و می اسیوس انجام شد. به منوانه می در مای 200 درجه مکانیکی آن مسیر A برای انجام فرآیند در نظر گرفته شده است [22,7]. می می منطور دستیابی به ریز ساختار یکنواخت تر سرعت منطبه در طی فرآیند برابر 8.0 می این در مای 200 درجه منظور دستیابی به ریز ساختار یکنواخت تر سرعت مختلف سرعت فرآیند شکل دهی به روش P A را بین دامنه مختلف سرعت فرآیند شکل دهی به روش P A را بین دامنه مختلف سرعت فرآیند در ماده ی در ماده گرفته شده است. پژوهشهای مختلف سرعت فرآیند در این مودهاند. هر چه میزان سرعت فرآیند شکل دهی معاداه (N) توسط نمونه، کرنش معادله (1) و بر حسب تعداد پاسهای گذرانده شده (N) توسط نمونه، کرنش

معادل اعمال شدہ به نمونهها، ε_N در هر پاس برابر 1.05 میباشد [7]. $\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\Phi + \Psi}{2}\right) + \Psi \csc\left(\frac{\Phi + \Psi}{2}\right) \right]$ (1)



Fig. 1 Fundamental processing routes used in ECAP [7] شکل 1 مسیرهای اصلی مورد استفاده در فرآیند ECAP [7]

ول 1 خواص شيميايي (درصد وزني) الياژ Al 6063	جد
--	----

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

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

1-2- آزمون کشش

آزمون کشش نمونههای خام و شکل دهی شده توسط دستگاه کشش و خستگی زوئیک رول^۱ 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 شکل دهی شده میباشد. در نمونه مورد آزمایش طول سنجش، شعاع فیلت⁷ و قطر نمونه به ترتيب 8mm ،45mm 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 $^{-4}\mathrm{s}^{-1} imes 10^{-4}\mathrm{s}^{-1}$ است. برای محاسبه تغییر طول نمونهها از اکستنسیومتر تماسی استفاده شد. دستگاه کشش حین آزمون این مقادیر را ثبت مینماید که برای محاسبه كرنش آنها استفاده شده است. نمودار تنش-كرنش براي آلياژ در حالت اوليه، 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 استحكام تسليم و نهايي پس از پاس اول بهترتيب 150 و 45 درصد ميباشد. 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 "شكل 4" مشخص است، حركت نابجائيها كندتر 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]. براى اين آلياژ آلومنيوم، مقادير مدول الاستيسيته E = 70GPa و ضریب پواسون u = 0.3 در نظر گرفته شده است.

2-2- ريزساختار و آناليز بافت

برای اعتبارسنجی بهبود اندازه دانه پس از فرآیند ECAP، اندازه متوسط دانههای ماده قبل و بعد از فرآیند اندازه گیری شد. "شکل 4" ریز ساختار ماده قبل و بعد از فرآیند ECAP را نشان می دهد. اندازه دانه برای ماده خام بین 8 تا 75 میکرومتر اندازه گیری شد. اندازه دانه متوسط برابر45 میکرومتر محاسبه گردید. از الگوی XRD جهت اندازه گیری اندازه بلورکها استفاده شد. به نظر می سد روند تغییرات اندازه بلورکها مشابه روند تغییرات اندازه دانه باشد. اندازه دانه فرعی ماده شکل دهی شده توسط پراش اشعه ایکس XRD³ و به کارگیری فرمول شرر⁷ اندازه گیری شد [25, 26].

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

مقادیر شدت پراش اشعه ایکس برحسب زاویه 20 برای نمونه پس از پنج پاس فرآیند در "شکل 5" آورده شده است. پیک اول با بیشترین شدت





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

(b) 500 ماده خام با بزرگ نمایی 500 (c) بعد از یک پاس فرآیند ECAP با بزرگ نمایی 2000 (d) ماده خام با بزرگنمایی 2000

¹ zwick/roell universal testing machine

² radius of fillets ³ X-Ray Diffraction

⁴ scherrer equation

می شود فواصل مرز دانه ها 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) asreceived (b) after five passes of ECAP process

شكل 7 تصاوير سه بعدى سطح ماده توسط ميكروسكوپ نيروى اتمى (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



Fig. 5 Intensity (a.u.) for different 2θ degrees for sample after five passes of ECAP process

ECAP شکل 5 مقادیر شدت پراش برحسب زاویه heta برای نمونه پس از پنج پاس

جدول 2 مشخصه های کششی ماده قبل و بعد از فرآیند ECAP (هر عدد میانگین سه آزمون مىباشد).

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)

ازدیاد طول (%)	استحکام نھائی (MPa)	تنش تسليم (MPa)	نمونه
16.6	209	90	خام
10.0	304	225	يک پاس فرآيند
7.0	375	300	چهار پاس فرآیند

تصاویر سطح برش عرضی نمونهها قبل و بعد از فرآیند ECAP توسط میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM¹) 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. همان طور 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 شکل دهی شده اندازه گیری شد که به ترتیب برابر 140nm و 123nm میباشد. "شکل 7" سطوح نمونههای خام و شکل دهی شده را نشان می دهد. سطح نمونه پس از اعمال فرآیند دارای یکنواختی بیشتر نسبت به نمونه خام است.

تصاوير قطبي صفحات (0 2 2) و (1 1 1) در دو حالت قبل از فرآيند 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 شکل دهی مورد انتظار نبود که نتایج بهدست آمده نیز این موضوع را نشان میدهند. در "شكل 8" مشخص است كه بافت ماده يس از فرآيند ECAP تقويت شده است. تقویت بافت ماده پس از فرآیند شکلدهی نقش بسزایی در افزایش استحکام ماده دارد.

3-2- 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 می شود که تا قبل از این مقدار ترک رشد نمی کند. 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

¹ Atomic Force Microscopy

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].

$$\frac{aa}{dN} = C(\Delta k)^m$$
 (2) که در آن متغیرهای *N* ،*a* و *N* ،*k* و کم به ترتیب طول ترک خستگی، عمر

برحسب تعداد سیکل و بازه ضریب شدت تنش می باشند. در ناحیه سوم رشد ترک با شتاب بیشتری انجام می شود و در نهایت گسیختگی رخ می دهد. در این پژوهش آزمون رشد ترک خستگی براساس استاندارد ASTM E647 انجام شده است [30]. نمونه های CT که در "شکل 9" مشخص است با ابعاد و W = 10 و W = 10 که به ترتیب پهنا و ضخامت نمونه می باشد، W = 10 س از نمونه خام و شکلدهی شده در پاس اول و پنجم بهوسیله برش سیم^۱ 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 اندازه گیری شد. "شکل 10" طول ترک خستگی برای ماده خام و شکلدهی شده را در نسبت بار R = 0.1 برای نیروی ماکزیمم نشان میدهد. همان طور که ملاحظه می شود در نمونه یک $P_{\max} = 200 N$ یاس شکل دهی شده، نرخ رشد ترک سریع تر شده و عمر نمونه کاهش یافته است. مهمترین دلیل آن با توجه به "شکل 3" کاهش شکل پذیری پس از پاس اول می باشد که با نتایج دیگر محققین در تطابق است [24]. دلیل این پدیده می تواند کندتر شدن حرکت نابجائیها به دلیل بهبود دانهبندی ماده باشد. در پاس پنجم ازدیاد طول^۲ 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

¹ Wire cut ² Elongation

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 "شکل 12" نرخ رشد ترک برحسب دامنه ضریب شدت تنش در ماده شکل دهی شده برای R = 0.1 دامنه ضریب شدت تنش از رابطه (3) براساس استاندارد ASTM E647 محاسبه شده است [30].

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

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

$$\Delta k = \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

$$\Delta k = \frac{1}{2} \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

$$\Delta k = \frac{1}{2} \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 12.52\left(\frac{a}{W}\right)$$

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 شکل دهی شده را نشان می دهد. ملاحظه می شود که ضرائب معادله پاریس برای دو حالت متفاوت است. نتایج نشان می دهند اندازه دانه بر ضرائب معادله پاریس تاثیر دارد. این موضوع با نتایج پژوهش های دیگر در تطابق است [29]. دلیل افزایش عمر ماده در پاس 5 شکل دهی نسبت به ماده خام، بهبود دانه بندی ماده است. مشاهده شد برای ماده پس از 5 پاس شکل دهی 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



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 محاسبه یا ستحکام شکست در مود بازشدگی (مود یک) براساس استاندارد ASTM E1820 [33] نمونههای CT از ماده خام و شکل دهی شده در پاسهای مختلف ساخته شدند. به دلیل محدودیت ابعاد شمشها، عرض نمونه برابر W = 10mm 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 = 3mm). مقادیر انتگرال J از معادله (4) بهدست آمد.

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

که در آن E و v به ترتیب مدول الاستیسیته و ضریب پواسون می،اشند. 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 18.4MPa\m به 15.7 کاهش مییابد. این نتیجه به دلیل کاهش شکل پذیری ماده در مقابل استحکام آن قابل پیشینی 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)

С	m	
10 ⁻¹⁰	3.27	نمونه اوليه
10 ⁻¹²	5.34	پاس اول فرآيند
10 ⁻¹¹	4.38	پاس پنجم فرآيند



Fig. 13 Fatigue crack behavior of Al-6063 before and after five passes of ECAP at R=0.1 ECAP at R=0.1 قبل و بعد از پنج پاس فرآيند 13 شكل 13 مشكل 13 مشكل 14 منابع الله فرآيند 6063 ما

در نسبت بار *R=*0.1

رشد ترک خستگی نیز ماده همین رفتار را از خود نشان داد. در پاسهای بعدی به دلیل تقریبا ثابت ماندن شکل پذیری و افزایش استحکام، ملاحظه شد که استحکام شکست در ماده افزایش یافت. "شکل 14" استحکام شکست بی بعد شده نسبت به استحکام شکست ماده خام (*K*₁₀) را برای پاسهای مختلف فرآیند ECAP نشان می دهد.

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 10mm = W و m = 3 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 °15 $= \alpha$ و °60 $= \alpha$ به نمونهها اعمال شد. ژاویه 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

ECAP جدول 4 مقادیر استحکام شکست و انتگرال *I* برای پاس های مختلف فرآیند Table 4 *J* integral and fracture toughness values for different passes of ECAP process

J_{IC} kJm ⁻²	K_{IC} MPa \sqrt{m}	شماره پاس فرآیند
4.38	18.4	مادہ 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

DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.12.18.0

1200

1000

800 Force (N)

600

400

200

0,



Fig. 14 First mode fracture toughness in different pass شكل 14 استحكام شكست مود اول براى پاسهاى 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 نيرو جابجائي در "شكل 17" قابل مشاهده است. از اين نمودار براي 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.

همان طور 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 می شود 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 شكل b,c) شماتيك قيد و بند اصلاح شده آركان (b,c) نمونهها با پيش ترك

خستگی درون قید و بند



Fig. 17 Force-displacement curve recorded for mixed-mode loading at $\alpha = 60^{\circ}$

 $lpha=60^\circ$ شکل 17 نمودار نیرو جابجائی در بارگذاری مود ترکیبی برای زاویه

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

$$K_{I} = \frac{P \cos \alpha \sqrt{\pi a}}{1.25BW} f_{I} \left(\frac{a}{W}\right) K_{II} = \frac{P \sin \alpha \sqrt{\pi a}}{1.25BW} f_{II} \left(\frac{a}{W}\right)$$
$$K_{t} = \sqrt{K_{I}^{2} + K_{II}^{2}}$$
(5)

نها

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

نتایج استحکام شکست در مود ترکیبی در جدول 5 آورده شده است. همان طور 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 يافته است. به همين علت، استحكام شكست نمونه 5 پاس از نمونه خام كمتر است، در حالی که در مود اول و نیز ترکیبی با زاویه 15 درجه این گونه نبوده

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

Table 5 Fracture toughness and	integral in mixed-mode loading for
as-received and ECAPed materia	lls

J _{IC} kJm ⁻²	K_t MPa $\sqrt{\mathrm{m}}$	<i>K_{II}</i> MPa√m	<i>K_I</i> MPa√m	α (degree)	شمارہ پاس فرآیند
2.61	14.23	1.71	14.13	15	مادہ خام
1.09	9.22	5.82	7.16	60	مادہ خام
1.05	9.03	1.12	8.96	15	پاس اول
0.64	7.09	4.47	5.5	60	پاس اول
3.13	15.57	1.94	15.45	15	پاس پنجم
0.75	7.65	4.82	5.94	60	پاس پنجم

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 (۵)18" تصویر شکست نمونه خام آورده شده است. سطح شکست دارای حفرههای بزرگ و عمیق است. "شکل (1)81" 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 پیشینی است.

4- نتیجه گیری

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 دانه بندی در ماده پس از پنج پاس قابل ملاحظه است. اندازه
 دانه متوسط از 45μm به کمتر از 100mm 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



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

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 اندازه گیری 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.

5- مراجع

- 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 فارسى)
- [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.
- [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.

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

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 فارسى)
- [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 mixedmode 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.

- [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 فارسي)
- [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 فارسي)
- [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,