مجله مهندسی مکانیک مدرس، اسفند 1396، دوره 17، شماره 12، ص‌ص 11-20

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

بررسی اثر تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله فرآیند پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان (ECAP) بر چقرمگی آلیاژ آلومینیوم 7075

محمد تلافی نوغانی[1*]، محمدحسین شاعری[1]، آرزو اسماعیلی[2]، احمد رزاقیان[3]

1- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی(ره)، قزوین

2- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه بین المللی امام خمینی(ره)، قزوین

3- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه بین المللی امام خمینی(ره)، قزوین

* قزوین، صندوق پستی 3414896818، noghani@ENG.ikiu.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 30 شهریور 1396

پذیرش: 14 آبان 1396

ارائه در سایت: 10 آذر 1396

کلید واژگان:

فرآیند ECAP

آلیاژ Al-7075

چقرمگی دینامیک

چقرمگی استاتیک

شکست‌نگاری

چکیده

در این پژوهش به بررسی اثر تغییر شکل پلاستیک شدید بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم 7075 با تمرکز بر چقرمگی پرداخته شده است. بدین منظور آلیاژ 7075 تحت فرآیند ECAP تا 4 پاس با استفاده از مسیر B_C در دمای محیط قرار گرفت. ریزساختار و سطح شکست نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ نوری و الکترونی و خواص مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های سختی، کشش و ضربه بررسی شد. چقرمگی استاتیک و دینامیک این آلیاژ به ترتیب با استفاده از سطح زیر منحنی تنش-کرنش و آزمون ضربه محاسبه شد. نتایج این پژوهش نشان داد بعد از 4 پاس ECAP اندازه دانه از 40 میکرومتر به کمتر از 600 نانومتر کاهش یافته و سختی و استحکام نمونه‌ها بیش از دو برابر افزایش می‌یابد. پس از 1 پاس ECAP چقرمگی استاتیک و دینامیک به ترتیب حدود 62% و 30% کاهش یافته‌اند، ولی با افزایش تعداد پاس چقرمگی استاتیک روندی افزایشی را از خود نشان می‌دهد و چقرمگی دینامیک تقریباً ثابت باقی می‌ماند. بررسی سطح شکست نمونه‌ها نشان داد با وجود کاهش چقرمگی پس از فرآیند ECAP به دلیل کاهش داکتیلیته، آلیاژ 7075 بعد از 4 پاس نیز حالت شکست نرم خود را حفظ می‌کند. فرآیند ECAP سبب افزایش قابل ملاحظه استحکام می‌شود (بیش از 100%)، در حالی که چقرمگی ماده به میزان اندکی کاهش می‌یابد (حدود 30% کاهش در چقرمگی دینامیک و 5% افزایش در چقرمگی استاتیک)، می‌توان عنوان کرد یکی از برتری‌های فرآیند ECAP نسبت به روش‌های رایج شکل‌دهی افزایش قابل توجه استحکام بدون کاهش قابل ملاحظه در چقرمگی است.

Effect of severe plastic deformation by equal channel angular pressing on fracture toughness of Al-7075 alloy

Mohammad Talafi Noghani[1*], Mohammad Hossein Shaeri[1], Arezoo Esmaeili[1], Ahmad Razaghian[1]

1- Materials Science and Engineering Department, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.
* P.O.B. 3414896818 Qazvin, Iran, noghani@ENG.ikiu.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 21 September 2017
Accepted 05 November 2017
Available Online 01 December 2017

Keywords:
ECAP process
Al-7075 Alloy
Dynamic toughness
Static toughness
Fractography

ABSTRACT

In the current research, the effect of severe plastic deformation on microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy focusing on toughness was investigated. For this purpose, the Al-7075 alloy was subjected to ECAP process up to 4 passes by route B_C at room temperature. Microstructure and fracture surface of the specimens were analyzed by optical and electron microscopy and mechanical properties were studied by hardness, tensile and impact tests. Dynamic and static toughness of the alloy were measured from the area under the stress-strain curve and impact test, respectively. The experimental data revealed that after 4 passes of ECAP, the grain size decreased from 40 µm to about 600 nm, and the hardness and strength of the specimen increased about 2 times in comparison with initial material. Static and dynamic toughness decreased about 62% and 30% after the first pass of ECAP, respectively. While, by increasing the pass number, the static toughness increased and dynamic toughness remained approximately constant. The fracture surface of specimens revealed that the fracture of all specimens was ductile. ECAP process caused a considerable increase in strength of Al-7075 (more than 100 percent), whereas, the toughness declined slightly during ECAP process (about 30 and 5 percent in dynamic and static toughness, respectively). So, it can be concluded that one the most advantages of ECAP process in comparison with common forming process is the notable improvement of strength without considerable sacrifice of toughness.

1- مقدمه

فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD)[1] به روش‌هایی از شکل‌دهی اطلاق می‌شود که در آن‌ها کرنش‌های بسیار بالایی به قطعه وارد شده به طوری که تغییرات مهمی در ابعاد کلی قطعه روی نداده و سبب ایجاد

[1] Sever plastic deformation

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

M. Talafi Noghani, M. H. Shaeri, A. Esmaeili, A. Razaghian, Effect of severe plastic deformation by equal channel angular pressing on fracture toughness of Al-7075 alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 11-20, 2018 (in Persian)

دانه‌های فوق‌العاده ریز (UFG)[1] گردد [2,1]. یکی از این روش‌ها پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان (ECAP)[2] است که نخستین بار توسط سگال[3] و همکاران در دهه 1970 معرفی گردید که طی آن موادی با اندازه دانه‌های چند صد نانومتر ایجاد می‌شود [4,3]. تنش‌های برشی به وجود آمده در ماده سبب بالا رفتن چگالی نابه‌جایی‌ها در آن می‌شود. این نابه‌جایی‌ها مرزدانه‌های با زاویه کوچک[4] را تشکیل می‌دهند که در نهایت با تبدیل شدن به مرزدانه‌های با زاویه بزرگ[5] ردیف‌هایی از دانه‌های ریز را به وجود می‌آورند [6,5].

آلیاژهای آلومینیوم گروه 7xxx شامل آلیاژ 7075 که نسبت استحکام به چگالی بالا و چقرمگی شکست مناسبی دارند، به طور گسترده در صنایع هوایی و هوافضا، صنعت خودرو و حمل و نقل ریلی استفاده می‌شوند [8,7]. استحکام بالای آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر آلومینیم به وسیله استحکام‌بخشی محلول جامد و توزیع رسوبات ریز و پراکنده در ساختار به‌دست می‌آید [9,8]. یک روش بسیار مؤثر در بهبود خواص آلیاژهای آلومینیم ریزدانه‌سازی به وسیله فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) از قبیل ECAP است. حین تغییرشکل پلاستیک شدید آلیاژ 7075، ریزدانه‌سازی قابل ملاحظه‌ای به همراه استحکام بخشی حاصل از افزایش قابل توجه چگالی نابه‌جایی‌ها و همچنین تشکیل رسوبات ریز و پراکنده رخ می‌دهد [11-9].

از آن‌جایی که کوشش برای افزایش استحکام مواد به کاهش چقرمگی منجر می‌شود؛ بنابراین روش‌های تغییر شکل معمول با کاهش قابل ملاحظه داکتیلیته منجر به افت چشمگیر چقرمگی ماده می‌شوند. این محدودیت سبب ایجاد تمایل بسیار برای توسعه روش‌های SPD شده است، چرا که روش‌های SPD با تشکیل ساختارهای بسیار ریز سبب افزایش هم‌زمان استحکام و چقرمگی می‌شوند [12]. به عبارت دیگر تنها شانس افزایش هم‌زمان استحکام و چقرمگی ریزکردن ساختار ماده است [13]. با توجه به این که نمونه‌های تولید شده توسط ECAP ابعاد کوچکی دارند، آماده‌سازی نمونه‌های مورد نیاز برای آزمون ضربه مشکل است. همین امر موجب شده تا تحقیقات انجام شده در زمینه بررسی چقرمگی مواد UFG خیلی محدود باشد. به طور کلی فلزات و آلیاژهای فرآوری شده توسط ECAP که اثر تغییر شکل پلاستیک شدید بر چقرمگی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفته را می‌توان در سه دسته زیر جای داد:

- موادی که فرآیند ECAP موجب بهبود قابل ملاحظه چقرمگی آن‌ها شده است.
- موادی که پاس‌های اولیه ECAP موجب کاهش و افزایش تعداد پاس‌ها موجب افزایش چقرمگی آن‌ها شده است.
- موادی که فرآیند ECAP موجب کاهش چقرمگی آن‌ها شده است.

در ادامه به ذکر مثال‌هایی برای هر مورد پرداخته می‌شود. در پژوهش انجام شده توسط ما[6] و همکاران [14] در مورد اثر فرآیند RD-ECAP[7] بر چقرمگی آلیاژ Al-11%Si مشخص شد انجام 8 پاس ECAP در دمای 623کلوین سبب اصلاح ساختار دندریتی و در نتیجه افزایش قابل ملاحظه انرژی و چقرمگی آلیاژ می‌شود. با افزایش تعداد پاس‌ها تا 32 پاس نیز انرژی ضربه به دلیل شکست دندریت‌های بزرگ آلومینیوم و Si یوتکتیک و یکنواخت‌تر شدن توزیع ذرات Si به طور چشمگیری افزایش می‌یابد. اثر ECAP بر چقرمگی آلیاژهای Al-Cu توسط فنگ[8] و همکاران [16,15] مورد بررسی قرار گرفته است. بعد از 1 پاس چقرمگی به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد و سپس با افزایش تعداد پاس ECAP، چقرمگی افزایش یافته و به مقدار چقرمگی نمونه اولیه نزدیک می‌شود. چقرمگی آلیاژ آلومینیوم 6082 نیز بعد از فرآوری به وسیله فرآیند ECAP در دمای اتاق توسط هوکاف[9] و همکاران [17] مورد بررسی قرار گرفته است. انرژی جذب شده نمونه اولیه 1.9 ژول است. بعد از ECAP به دلیل کاهش قابل ملاحظه انرژی جذب شده در طول اشاعه ترک که بعد از شکل‌گیری ترک به طور ناگهانی افت می‌کند، چقرمگی ضربه تا حدود 40% کاهش می‌یابد.

از آن‌جایی که تحقیقات انجام شده در زمینه بررسی چقرمگی مواد UFG خیلی محدود است و تاکنون هیچ تحقیقی به بررسی چقرمگی آلیاژ 7075 در حالت UFG نپرداخته است؛ بنابراین هدف این پژوهش بررسی اثر ECAP بر رفتار چقرمگی آلیاژ 7075 است. بدین منظور پس انجام پاس‌های مختلف فرآیند ECAP بر نمونه‌ها چقرمگی دینامیک با استفاده از آزمون ضربه و چقرمگی استاتیک با استفاده از محاسبه سطح زیر نمودار منحنی تنش-کرنش بررسی شد. در ضمن سطح شکست نمونه‌ها نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت.

2- آزمون‌های تجربی

شکل 1 تصویر قالب مورد استفاده در پژوهش حاضر را نشان می‌دهد. برای ساخت نمونه‌های ECAP از قالبی با زاویه کانال (Φ) برابر با 90 درجه و زاویه انحنای خارجی در محل تماس دو کانال (Ψ) برابر با 20 درجه استفاده شد تا کرنش تقریبا برابر با 1 در هر پاس ECAP ایجاد شود [18]. همان‌طور که در شکل دیده می‌شود قالب شامل دو قطعه کاملاً متقارن با مقطعی گرد با قطر 12.2 میلی‌متر است. جنس این قالب از فولاد ابزار AISI/SAE H13 انتخاب شده و تحت عملیات حرارتی قرار گرفته تا سختی قالب به 52 HRC برسد. سطح داخلی قالب که محل قرارگیری کانال است پولیش شده است. همان‌طور که در شکل مشخص است اتصال دو تکه قالب به وسیله تعدادی پیچ انجام می‌شود.

جهت اعمال نیروی لازم برای فرآیند ECAP از دستگاه پرس هیدرولیک با سرعت حرکت پیستون در حالت بارگذاری برابر با 1.5 میلی‌متر بر ثانیه و ظرفیت 100 تن استفاده شد. به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه و قالب از روانکار مولی‌کت[10] با ترکیب روغن، گرافیت و مس استفاده شد.

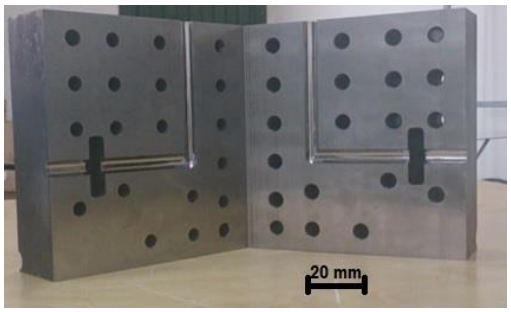


Fig. 1 Image of ECAP dies used in current research

شکل 1 نمایی از قالب ECAP مورد استفاده در پژوهش حاضر

[1] Ultrafine-grained
[2] Equal channel angular pressing
[4] Segal
[4] Low angle grain boundary
[5] High angle grain boundary
[6] Ma
[7] Rotary die
[8] Fang
[9] Hockauf
[10] Molykote

آلیاژ 7075 مورد نیاز برای فرآیند ECAP به شکل میلگردهای اکسترود شده با قطر 20 میلی‌متر از شرکت آلومینات تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ 7075 مورد استفاده در این پژوهش که به وسیله اسپکترومتر GNR 7580J اندازه‌گیری شده، در جدول 1 نمایش داده شده است. پیش از انجام فرآیند ECAP نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفتند. بدین منظور نمونه‌ها به مدت 2 ساعت در دمای 415 درجه سلسیوس نگهداری شده و پس از سرد شدن به مدت 24 ساعت داخل کوره، از کوره عملیات حرارتی خارج شدند. قطر نمونه‌های استوانه‌ای شکل مورد نیاز جهت فرآیند ECAP به وسیله ماشین‌کاری به 11 میلی‌متر کاهش پیدا کرد و سپس میله‌ها به طول 120 میلی‌متر بریده شدند.

از آن‌جایی که مسیر Bc در بین مسیرهای فرآیند ECAP مؤثرترین مسیر برای تولید مواد فوق‌ریزدانه است [19]، نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی تحت فرآیند ECAP در مسیر Bc قرار گرفتند. نیروی لازم برای پرس به دلیل چسبندگی بیش از حد آلومینیوم به قالب و در نتیجه افزایش اصطکاک افزایش یافت و همین امر موجب شد تا پاس اول ECAP بر نمونه آلومینیوم 7075 به طور کامل انجام نشود (شکل 2-a)، همچنین سنبه فولادی در اثر وارد شدن فشار بیش از حد تکه‌تکه شد؛ بنابراین برای کاهش اصطکاک و امکان‌پذیر بودن انجام فرآیند ECAP بر نمونه آلومینیوم 7075 از لوله مسی استفاده شد [20]. در این شرایط فرآیند ECAP در دمای محیط بدون ایجاد ترک در نمونه‌ها تا 4 پاس با موفقیت انجام شد. شکل 2-b نمونه‌های ECAP شده با استفاده از غلاف مسی در این پژوهش را نشان می‌دهد. لوله‌های مسی خالص تجاری با در نظر داشتن قطر کانال قالب با قطر خارجی 12.7 میلی‌متر و ضخامت 1.3 میلی‌متر تهیه شدند. جدول 2 ترکیب شیمیایی لوله مسی مورد استفاده تولید شرکت مس سرچشمه را نشان می‌دهد.

در تحقیق حاضر جهت مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌ها در شرایط مختلف از آزمون کشش استفاده شد. آزمون کشش با استفاده از دستگاه زوئیک- روئل[1] ساخت کشور آلمان با ظرفیت 10 تن با سرعت جابه‌جایی فک 1 میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM-E8 جهت انجام آزمون کشش توسط ماشین‌کاری آماده شدند. ابعاد نمونه‌های تهیه شده برای آزمون کشش در شکل 3 نشان داده شده است. هر آزمون سه بار تکرار شد.

سختی نمونه‌ها توسط آزمون سختی ویکرز با استفاده از دستگاه میکروسختی Hvs-1000A در نیروی 1kg و زمان ساکن شدن 15 ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E-384 اندازه‌گیری شد. برای تهیه نمونه‌های سختی ابتدا مقاطع عرضی نمونه‌ها تهیه شد و سپس سطح نمونه‌ها به وسیله سنباده‌زنی و پولیش‌کاری کاملاً صیقلی شد. سختی‌سنجی از قسمت نزدیک به مرکز سطح مقطع نمونه انجام و برای هر نمونه حداقل پنج بار تکرار شد.

انواع مختلف آزمون ضربه برای تعیین تمایل ماده به داشتن رفتار ترد به‌کار رفته است. این نوع آزمون تفاوت‌هایی را بین مواد آشکار می‌کند که در آزمون کشش قابل مشاهده نیستند. در این تحقیق نمونه‌های شارپی با شیار

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم 7075 مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی)

Table 1 chemical composition of Al-7075 alloy used in current research (in weight %).

Ti	Zn	Cr	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Al
0.02	5.70	0.21	2.65	0.04	1.50	0.09	0.07	Base

[1] Zwick-Roell

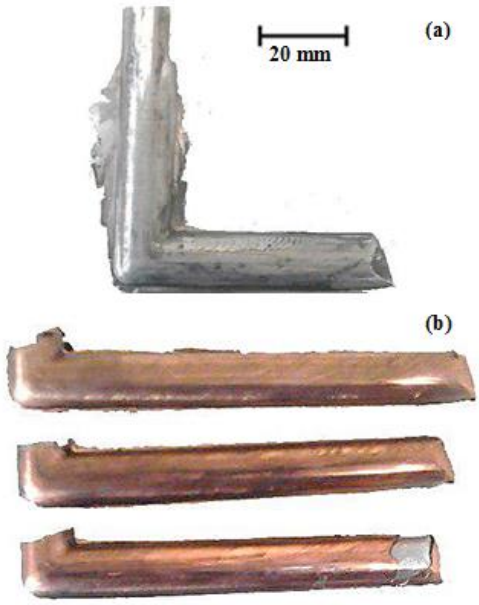


Fig. 2 Al-7075 samples, a- ECAPed without copper tube and b- 1, 2 and 3 passes ECAPed with copper tube

شکل 2 نمونه آلومینیوم، 7075، الف- بدون غلاف مسی به صورت ناقص ECAP شده و ب- با غلاف مسی 1، 2 و 3 پاس به طور کامل ECAP شده

Table 2 Chemical composition of copper tube used in current research (in weight %).

جدول 2 ترکیب شیمیایی لوله مسی مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی).

Ag	P	Cu
0.024	0.14	Base

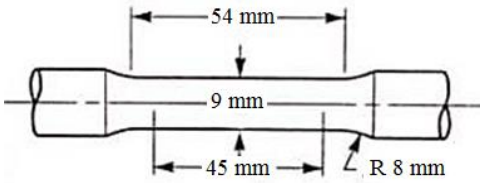


Fig. 3 Schematic of specimens prepared for tensile test according to ASTM-E8 [21]

شکل 3 ابعاد نمونه تهیه شده برای آزمون کشش طبق استاندارد ASTM-E8 [21]

v شکل مطابق با استاندارد ASTM-E23 جهت انجام آزمون ضربه توسط ماشین‌کاری آماده شدند. شکل 4 ابعاد نمونه‌های آماده شده برای آزمون ضربه را نشان می‌دهد. شکل و عمق شیار مانند استقرار صحیح نمونه در دستگاه ضربه از متغیرهای بسیار مهم هستند. از آن‌جایی که آزمون‌های ضربه با میله شیاردار به دلیل مشکلات ناشی از تولید شیارهای مشابه در معرض پراکندگی زیادی قرار دارند و همچنین به دلیل این‌که از اثر خالص ECAP بر انرژی ضربه آلومینیوم 7075 اطمینان حاصل شود نمونه‌هایی مطابق با استاندارد ASTM-E23 با ابعاد نشان داده شده در شکل 4 اما بدون شیار نیز آماده شدند. آزمون ضربه با استفاده از دستگاه آزمون ضربه شارپی معمولی GT-7052 با ظرفیت 300 ژول ساخت شرکت گوتک[2] در دمای اتاق انجام شد. انرژی شکست اندازه‌گیری شده برحسب کیلوژول بر مترمربع به‌دست آمد. نوع شکست اعم از شکست رشته‌ای (شکست برشی)، شکست کلیواژ یا مخلوط هر دو شکست با بررسی سطح شکست تعیین شد.

[2] Gotech

در این پژوهش بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) و بررسی سطح شکست توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام گرفت. برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت میکروسکوپ نوری ابتدا مقطع عرضی نمونه‌های اولیه تهیه شد و پس از مانت سرد به وسیله روش‌های استاندارد آماده‌سازی، عملیات سنباده‌زنی و پولیش‌کاری انجام شد. پولیش‌کاری نهایی توسط محلول سیلیکای کلوئیدی[1] صورت گرفت. برای حکاکی نیز از محلول اچ رنگی وک[2] استفاده شد. ریزساختار نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی عبوری جئول[3] 3010 در ولتاژ شتاب‌دهنده 300 کیلوولت آنالیز شد. به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها، ابتدا دیسک‌هایی با قطر کمتر از 0.5 میلی‌متر از سطح مقطع نمونه‌ها تهیه شد و سپس ضخامت دیسک‌ها با سنباده‌زنی به حدود 15 میکرومتر کاهش یافت. دیسک‌هایی با قطر 3 میلی‌متر به وسیله پانچ از فویل با ضخامت 15 میکرومتر تهیه شد و در نهایت به وسیله جت دوطرفه[4] در ولتاژ 15 ولت و دمای 25- درجه سلسیوس در محلول 30% اسید نیتریک و 70% متانول تا زمان ایجاد سوراخ در دیسک الکتروپولیش گردید. پراش در سطح منتخب[5] (SAED) نمونه‌ها نیز از سطحی با ریزساختار تقریبا همگن و قطر 2 میکرومتر انجام شد. اندازه متوسط دانه‌ها با اندازه‌گیری حداقل 20 دانه اصلی و با ضریب اطمینان 95% به کمک روش تقاطع خطی انجام گردید. سطوح شکست نمونه‌ها بعد از آزمون ضربه به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی وگا تسکن[6] در ولتاژ شتاب‌دهنده[7] 15 kV و جریان پرتو[8] 10 nA انجام شد. آماده‌سازی نمونه‌ها جهت از بین رفتن هر نوع آلودگی سطحی به وسیله قرارگرفتن نمونه‌ها در محلول استون و آلکونوکس[9] انجام پذیرفت که محلولی اسیدی برای از بین بردن اکسیدهای سطحی است.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار

شکل 5 تصویر میکروسکوپ نوری آلیاژ اولیه را در حالت آنیل نشان می‌دهد. همان‌طور که در این تصویر مشخص است، ریزساختار ماده اولیه حاوی دانه‌هایی در اندازه 10 تا 80 میکرومتر و ریزدانه‌هایی با اندازه کمتر از 5 میکرومتر است. میانگین اندازه دانه آلیاژ اولیه حدود 40 میکرومتر اندازه‌گیری شده است.

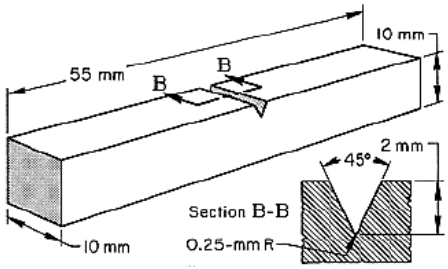


Fig. 4 Schematic of specimens prepared for impact test according to ASTM-E23 [22]

شکل 4 ابعاد نمونه تهیه شده برای آزمون ضربه طبق استاندارد ASTM-E23 [22]

تصویر TEM نمونه‌های 0، 2 و 4 پاس ECAP شده به همراه الگوی SAED در شکل 6 نشان داده شده است. تصویر TEM نمونه 4 پاس ECAP شده (شکل 6-c) نشان می‌دهد، دانه‌های آلیاژ اولیه با اندازه دانه 40 میکرومتر به دانه‌هایی با اندازه کمتر از 600 نانومتر تبدیل می‌شوند. پیوسته نبودن حلقه پراش و حضور نقاط مجزا در الگوی SAED نمونه 2 پاس (شکل 6-b) نشان‌دهنده وجود دانه‌هایی با مرزهای کوچک‌زاویه یا زیردانه‌ها در ریزساختار است. همان‌طور که مشخص است زیردانه‌ها در جهت برش کشیده شده‌اند. این نوع ریزساختار یعنی ریزساختاری با کسر زیادی از مرزهای کوچک‌زاویه که در جهت برش کشیده شده‌اند مشخصه نمونه‌های ECAP شده در پاس‌های اولیه است. الگوی SAED نمونه‌های 4 پاس (شکل 6-c) حاوی حلقه‌های پیوسته پراش بوده که نشان‌دهنده حضور دانه‌های ریز با مرزهای عمدتاً بزرگ‌زاویه است [24,23]. همان‌طور که مشخص است، دانه‌های نمونه 4 پاس هم‌محور بوده و ریزساختار همگن است؛ بنابراین افزایش تعداد پاس تا 4 پاس منجر به تبدیل مرزهای کوچک‌زاویه به بزرگ‌زاویه شده، ریزدانه‌سازی کامل شده و ریزساختار از حالت کشیده شده در راستای برش به ریزساختاری هم‌محور و همگن تبدیل می‌شود.

فرآیند ECAP سبب کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه نمونه‌ها می‌شود. حضور کرنش‌های برشی به عنوان عامل اصلی ریزدانگی در فرآیند ECAP توسط بسیاری از پژوهشگران گزارش شده است [26,25,12]. نتایج ارائه شده در این پژوهش نیز مبین نقش مؤثر کرنش برشی در ریزدانگی محصولات فرآیند ECAP است. به طور کلی می‌توان عنوان نمود دو مکانیزم زیر عامل اصلی ریزدانگی حین فرآیند ECAP نمونه‌ها در این پژوهش است.

1- تکه‌تکه شدن دانه‌های کشیده شده به وسیله یک پدیده موضعی مانند باندهای برشی: در این مکانیزم دانه‌ها پیش از رسیدن به منطقه برش در جهت طولی نمونه‌ها کشیده می‌شوند. با توجه به جهت‌گیری دانه‌ها و جهات صفحات لغزش هر دانه، در برخی از دانه‌ها میکروباندها یا باندهای تغییر شکل ایجاد می‌شوند. میکروباندها دارای جهت‌گیری خاصی نسبت به جهت اعمال کرنش می‌باشند و با تغییر مسیر کرنش میکروباندهای جدیدی تشکیل می‌شوند که جهت‌گیری متفاوتی نسبت به میکروباندهای قبلی دارند و آن‌ها را قطع می‌کنند. با افزایش تغییر شکل تعداد میکروباندهای متقاطع زیاد شده و ریزساختار را به سلول‌هایی با دیوارههای باریک نابه‌جایی تقسیم می‌کنند. به همین ترتیب با پیشرفت تغییر شکل این سلول‌ها تکامل یافته و ریزدانه‌ها را تشکیل می‌دهند [27,25].

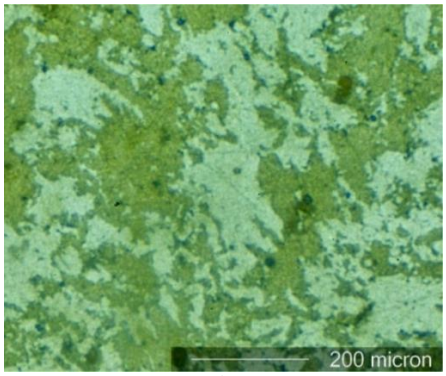


Fig. 5 Optical microscopy image of initial materials (etched with Weck color reagent containing 4gr $KMnO_4$, 1gr NaOH, 100ml distilled water.

شکل 5 تصویر میکوسکوپ نوری آلیاژ اولیه (اچ شده به وسیله محلول اچ رنگی وک حاوی 1 گرم پرمنگنات پتاسیم، 4 گرم هیدروکسید سدیم و 100 میلی لیتر آب مقطر)

[1] colloidal silica
[2] Weck reagent
[3] Jeol
[4] Twin-jet electropolisher
[5] Selected area electron diffraction
[6] Vega Tescan
[7] Accelerating voltage
[8] Beam current
[9] Alconox

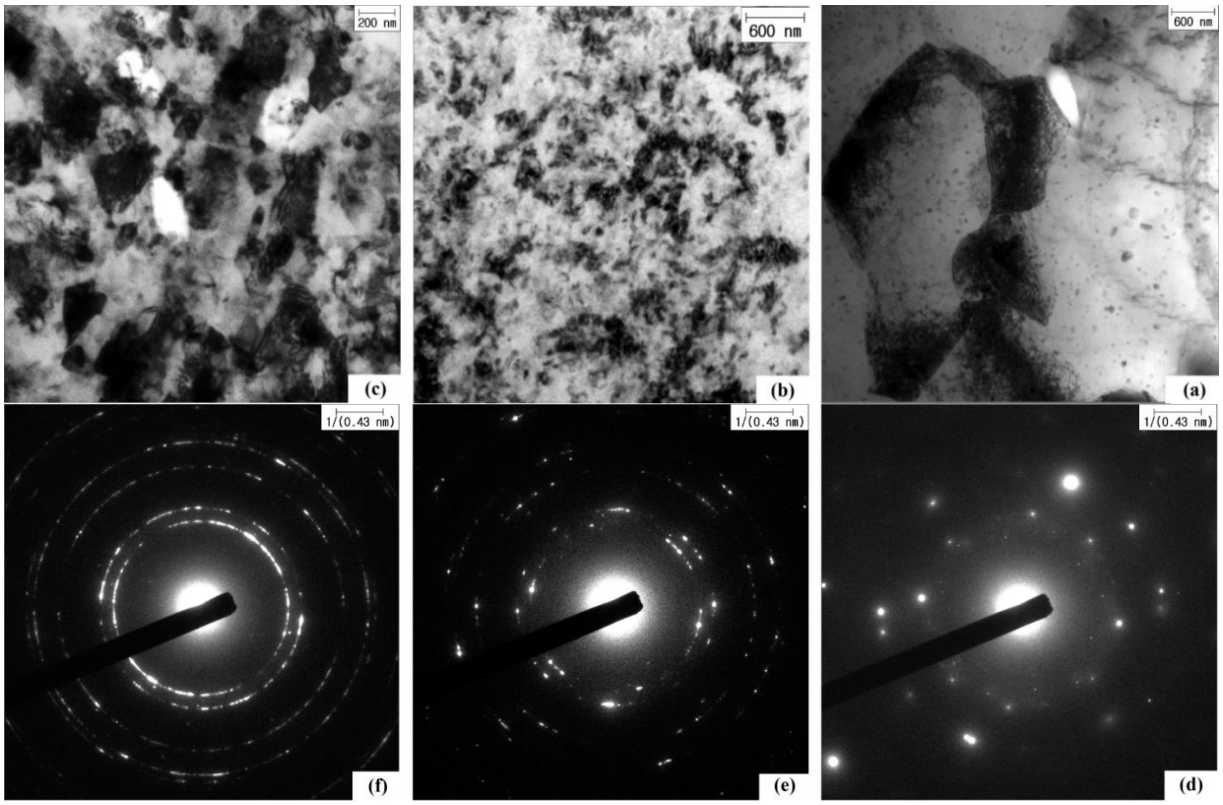


Fig. 6 TEM images with corresponding SAED patterns of, a- and d- initial material, b- and e- 2 passes ECAPed specimen, c- and f- 4 passes ECAPed specimen

شکل 6 تصویر TEM به همراه الگوی SAED، a و d- آلیاژ اولیه، b و e- نمونه 2 پاس ECAP شده و c و f- نمونه 4 پاس ECAP شده

2- ایجاد مرزهای بزرگ‌زاویه با استفاده از مکانیزم تقسیم دانه‌ها: این مکانیزم براساس افزایش قابل ملاحظه چگالی نابه‌جایی‌ها در اثر کرنش‌های برشی شدید ایجاد شده در محل تقاطع دو کانال قالب ECAP سبب ریزدانگی می‌شود. در اثر کار سرد در فرآیند ECAP نابه‌جایی‌های زیادی در ساختار به وجود آمده و این نابه‌جایی‌ها شروع به حرکت کرده و مادامی که در مقابل آن‌ها مانعی وجود نداشته باشد به حرکت خود ادامه می‌دهند. در نهایت نابه‌جایی‌ها در مرزها یا موانع دیگر مجتمع شده و با یکدیگر برخورد کرده و نواحی با چگالی زیاد نابه‌جایی یا گره‌ها[1] را تشکیل می‌دهند. با افزایش تعداد نابه‌جایی‌ها شبکه‌های گره‌دار[2] و ساختارهای سلول فرعی[3] تشکیل شده و گسترش می‌یابد، سپس نابه‌جایی‌ها به شکلی مرتب می‌شوند که کمترین انرژی را فراهم سازند. این پدیده منجر به تشکیل مرزهای کوچک‌زاویه می‌شود. با ادامه کارسرد چگالی نابه‌جایی‌ها افزایش یافته، ضخامت مرزها کاهش و زاویه بین سلول‌های همسایه افزایش می‌یابد و درنتیجه مرزهای کوچک‌زاویه به مرزهای بزرگ‌زاویه تبدیل می‌شوند. با انجام کارسرد بیشتر مجدداً از محل تقاطع مرزها نابه‌جایی‌های جدید تولید شده و دانه را به بخش‌های دیگر تقسیم می‌کند. در نهایت با ادامه این فرآیند و تقسیم شدن ساختار به اجزای کوچک‌تر ساختار فوق‌ریزدانه به دست می‌آید [26,12].

3-2- استحکام و سختی

منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه آنیل اولیه و نمونه‌های آنیل 1، 2 و 4 پاس ECAP شده در شکل 7 نشان داده شده‌اند. اطلاعات مربوط به استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، کرنش شکست و سختی نمونه‌ها نیز در جدول 3 ارائه شده است.

همان طور که مشخص است، سختی و استحکام تسلیم در پاس اول نسبت به حالت پایه با ضریب حدود دو برابر افزایش می‌یابد. مقادیر سختی و استحکام تسلیم روند با افزایش تعداد پاس‌ها تدریجی افزایش را ادامه

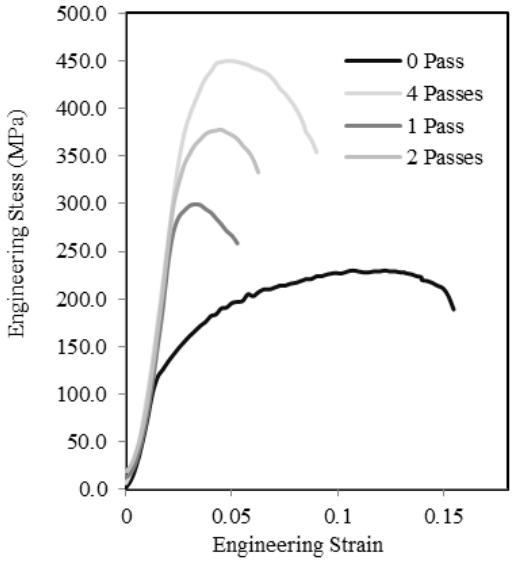


Fig. 7 Stress-strain curves of annealed specimens before and after ECAP process

شکل 7 منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه آنیل پیش و پس از ECAP

[1] Tangles
[2] Tangles network
[3] Cellular structure

جدول 3 اطلاعات به دست آمده از آزمون کشش (استحکام تسلیم (σ_Y)، استحکام کششی نهایی (σ_{UTS})، درصد ازدیاد طول (el %) و تسبت σ_{UTS}/σ_Y) و سختی نمونه آنیل و نمونه‌های ECAP شده

Table 3 Yield strength (σ_Y), tensile strength (σ_{UTS}), elongation (% el), σ_{UTS}/σ_Y ratio and microharness of annealed specimens before and after ECAP process

نمونه	σ_Y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	el (٪)	σ_{UTS}/σ_Y	سختی (HV)
نمونه آنیل اولیه	118	231	15.5	1.95	60
نمونه آنیل 1 پاس	267	300	5.25	1.12	111
نمونه آنیل 2 پاس	315	378	6.25	1.2	126
نمونه آنیل 4 پاس	360	452	9	1.25	140

می‌دهد، ولی میزان افزایش در پاس اول بسیار بیشتر از پاس‌های بعدی است. در حالت کلی سختی و استحکام تسلیم در پاس چهارم نسبت به حالت پایه به ترتیب حدود 2.5 و 3 برابر شده است. استحکام کششی آلیاژ نیز با افزایش تعداد پاس ECAP به تدریج افزایش یافته و بعد 4 پاس نسبت به حالت اولیه حدود دو برابر افزایش می‌یابد. ازدیاد طول نمونه پس از انجام 1 پاس ECAP به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته، ولی با افزایش تعداد پاس‌ها به مقدار کمی افزایش می‌یابد.

با توجه به شکل 7 منحنی تنش- کرنش مهندسی نمونه 1 پاس ECAP رفتار معمول فلزات و آلیاژها را بعد از پاس‌های اولیه ECAP از خود نشان می‌دهد، یعنی افزایش سریع استحکام و نرخ بالای کارسختی را بعد از پاس اول به نمایش می‌گذارد؛ بنابراین منحنی تنش- کرنش مهندسی در کرنش‌های به نسبت پایین به پیک خود می‌رسد و گلویی شدن و شکست به دلیل تغییرشکل موضعی سریع‌تر رخ می‌دهد و ازدیاد طول یکنواخت کاهش می‌یابد. از این‌رو افزایش قابل ملاحظه استحکام با کاهش قابل ملاحظه داکتیلیته همراه است. به عبارت دیگر به دلیل کارسخت شدن در حین تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله ECAP قابلیت کارسخت‌شدن مواد بعد از ECAP کاهش می‌یابد. این مطلب را به صورت کمی نیز می‌توان اثبات کرد. با توجه به جدول 3 نسبت σ_{UTS}/σ_Y برای نمونه اولیه 1.95 است که بعد از 1 پاس ECAP این نسبت به 1.12 می‌رسد. کاهش نسبت σ_{UTS}/σ_Y بعد از یک پاس ECAP به این معنی است که بعد از تحمل فرآیند ECAP، σ_Y به σ_{UTS} نزدیک می‌شود. یعنی نرخ کارسختی ماده بعد از ECAP کاهش می‌یابد.

افزایش چشم‌گیر استحکام بعد از فرآیند ECAP را می‌توان به به‌سازی دانه و افزایش قابل ملاحظه چگالی نابه‌جایی‌ها نسبت داد که در طول فرآیند ECAP اتفاق می‌افتد. استحکام با افزایش تعداد پاس نسبت به اولین پاس به مقدار کمتری افزایش می‌یابد. دلیل را می‌توان به انباشته شدن و از بین رفتن نابه‌جایی‌ها در مرزدانه‌ها که تا حد اشباع صورت می‌گیرد مربوط دانست. با توجه به منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی شکل 7 و جدول 3 با افزایش تعداد پاس داکتیلیته افزایش می‌یابد. افزایش داکتیلیته با افزایش تعداد پاس را می‌توان به اختلاف جهت‌گیری مرزهای دانه مربوط دانست. با توجه به الگوی SAED نمونه‌های 2 پاس و 4 پاس (شکل 6) با افزایش تعداد پاس و تکمیل ریزدانه‌سازی، مرزهای کوچک‌زاویه در نمونه 2 پاس به مرزهای بزرگ‌زاویه در نمونه 4 پاس تبدیل شدند. افزایش کسر مرزهای بزرگ‌زاویه موجب جذب نابه‌جایی‌های زیادی به مرزهای دانه می‌شود؛ بنابراین تمایل ماده برای موضعی شدن اولیه کرنش کاهش می‌یابد و در نتیجه داکتیلیته افزایش می‌یابد [29,28].

3-3- چقرمگی و آزمون ضربه

چقرمگی استاتیک از جمله داده‌های مهمی است که از منحنی تنش-کرنش مهندسی به دست می‌آید که برابر با مساحت زیر منحنی است. شکل 8 رابطه چقرمگی استاتیک را با تعداد پاس ECAP نشان می‌دهد. مقدار چقرمگی استاتیک برای نمونه آنیل اولیه برابر 29 MJ/m^3 است. با توجه به شکل بعد از یک پاس ECAP به دلیل کاهش ازدیاد طول نسبی (مطابق با منحنی تنش-کرنش در شکل 7 و جدول 3) و به عبارت دیگر کاهش داکتیلیته، چقرمگی استاتیک حدود 62% افت کرده است. با افزایش تعداد پاس ECAP هم‌زمان با افزایش استحکام، داکتیلیته نیز همان‌طور که در بخش قبل عنوان شد به دلیل افزایش کسر مرزهای بزرگ زاویه افزایش یافت؛ بنابراین همان‌طور که در شکل مشخص است چقرمگی استاتیک با افزایش تعداد پاس روندی افزایشی از خود نشان می‌دهد. از آن‌جایی که چقرمگی استاتیک معیاری از چقرمگی است که هم استحکام و هم شکل‌پذیری را دربرمی‌گیرد باید در مورد افزایش چقرمگی استاتیک با افزایش تعداد پاس ECAP به این نکته توجه شود که سهم استحکام در افزایش چقرمگی استاتیک بیش از سهم داکتیلیته است. در واقع می‌توان گفت مسئول اصلی افزایش مساحت زیر نمودار تنش-کرنش مهندسی با افزایش تعداد پاس همان استحکام است که بعد از 4 پاس ECAP به دو برابر استحکام نمونه اولیه می‌رسد، اما در مورد اثر داکتیلیته بر چقرمگی استاتیک باید عنوان کرد از آن‌جایی که در فرآیند ECAP آلیاژ 7075 با افزایش تعداد پاس داکتیلیته افزایش یافته است، در مقایسه با فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک معمول مانند نورد که در آن‌ها داکتیلیته به شدت بعد از هر پاس کاهش می‌یابد و موجب کاهش چقرمگی استاتیک می‌شود، در این‌جا داکتیلیته تنها در پاس اول موجب کاهش چقرمگی استاتیک شده و با افزایش تعداد پاس در افزایش چقرمگی استاتیک نقش داشته است.

جدول 4 نتایج حاصل از آزمون ضربه شارپی نمونه‌های با شیار v شکل را نشان می‌دهد. پراکندگی نتایج به‌دست‌آمده در آزمون ضربه نمونه‌های با شیار v شکل را همان‌طور که در منابع [12] عنوان شده است می‌توان به یکسان نبودن شیار v شکل نمونه‌ها نسبت داد. آزمون ضربه با نمونه‌هایی مطابق با همان استاندارد ASTM-E23 اما بدون شیار به دلیل پراکندگی بسیار زیاد نتایج به‌دست‌آمده در مورد نمونه‌های شیاردار و برای درک اثر خالص ECAP بر انرژی ضربه آلیاژ 7075 و حذف اثر شیار تکرار شد.

شکل 9 رابطه انرژی جذب شده در آزمون ضربه شارپی را با تعداد پاس ECAP نشان می‌دهد. انرژی ضربه نمونه اولیه 138 کیلوژول بر مترمربع است. بعد از یک پاس ECAP انرژی ضربه حدود 30% کاهش یافته و به 97 کیلوژول بر مترمربع می‌رسد. با افزایش تعداد پاسECAP تا 4 پاس انرژی ضربه تقریباً ثابت باقی می‌ماند و به 101 کیلوژول بر مترمربع می‌رسد؛ بنابراین انرژی ضربه با افزایش تعداد پاس تقریباً ثابت باقی می‌ماند.

کاهش قابل ملاحظه انرژی ضربه یا چقرمگی دینامیک بعد از 1 پاس ECAP را همانند چقرمگی استاتیک می‌توان به کاهش داکتیلیته بعد از فرآیند ECAP نسبت داد. مقایسه نتایج به‌دست‌آمده از آزمون ضربه و مقادیر به‌دست‌آمده از آزمون کشش و به عبارت بهتر مقایسه چقرمگی دینامیک و چقرمگی استاتیک نشان می‌دهد بعد از 1 پاس ECAP چقرمگی استاتیک به اندازه 62% و چقرمگی دینامیک به میزان 30 درصد کاهش یافته‌اند، اما با افزایش تعداد پاس چقرمگی استاتیک روندی افزایشی را از خود نشان می‌دهد

و چقرمگی دینامیک تقریبا ثابت باقی می‌ماند. نکته حائز اهمیت این است که همان‌طور که در بخش پیشین عنوان شد سهم افزایش استحکام در افزایش چقرمگی استاتیک آلیاژ 7075 بیشتر از سهم داکتیلیته است؛ بنابراین دور از انتظار نیست که چقرمگی استاتیک با افزایش تعداد پاس افزایش یابد و چقرمگی دینامیک ثابت باقی بماند. بررسی تأثیر 4 پاس فرآیند ECAP بر خواص مکانیکی آلیاژ 7075 نشان می‌دهد، فرآیند ECAP سبب افزایش قابل ملاحظه استحکام می‌شود (بیش از 100%)، در حالی که چقرمگی ماده به میزان اندکی کاهش می‌یابد (حدود 30% کاهش در چقرمگی دینامیک و 5% افزایش در چقرمگی استاتیک). می‌توان عنوان نمود یکی از برتری‌های فرآیند ECAP نسبت به روش‌های رایج شکل‌دهی افزایش قابل توجه استحکام بدون کاهش قابل ملاحظه در چقرمگی است. دلیل این مسأله ریزدانه کردن ساختار حین فرآیند ECAP است، زیرا تنها شانس افزایش همزمان استحکام و چقرمگی ریزدانه کردن ماده است. برای توضیح نقش سودمند ریزکردن دانه‌ها بر چقرمگی می‌توان گفت هرچه دانه‌ها ریزتر باشند موانع مؤثر که همان مرزدانه‌هاست، برای متوقف کردن ریزترک‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه ترک مجبور است به طور مرتب جوانه زند و برای تغییر جهت در صفحه گسترش ترک و در دانه مجاور انرژی زیادی مصرف می‌شود. این پیچش جبهه ترک در مرزدانه‌ها به طرح رودخانه‌ای[1] در شکست تورقی منجر می‌شود، همچنین می‌توان این طور توجیه کرد که ساختار ریزدانه ترک‌های ریزتری ایجاد می‌کند، بنابراین تنش لازم برای شکست افزایش می‌یابد [13].

3-4- سطح شکست نمونه‌های ضربه

شکل 10 تصویر نمونه‌های بدون شیار را پس از آزمون ضربه شارپی نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل مشخص است بیشترین تغییر شکل و در واقع خمیدگی مربوط به نمونه اولیه است که بیشترین انرژی ضربه را پیش از

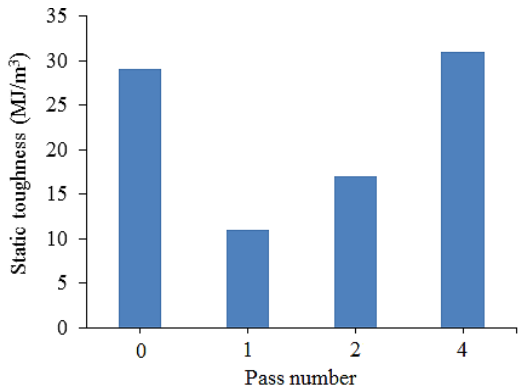


Fig. 8 Effect of ECAP passes number on static fracture toughness of Al-7075.

شکل 8 تغییرات چقرمگی استاتیک نمونه‌های ECAP شده با افزایش تعداد پاس ECAP

جدول 4 مقادیر انرژی ضربه نمونه‌های آنیل اولیه و ECAP شده با شیار v شکل

Table 4 Impact energy of initial material and ECAPed specimens (v-notched specimens)

نمونه‌های با شیار v شکل	انرژی ضربه (KJ/m^2)
نمونه اولیه	52.38, 32.75
نمونه 1 پاس	110, 4.13
نمونه 2 پاس	10.63, 6,25
نمونه 4 پاس	99.88, 6.13, 4.13

[1] River pattern

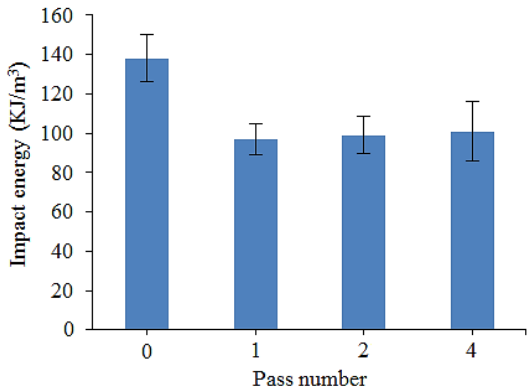


Fig. 9 Effect of ECAP passes number on impact energy of Al-7075

شکل 9 تغییرات انرژی ضربه نمونه‌های ECAP شده با افزایش تعداد پاس

شکست جذب کرده است. با توجه به شکل بعد از ECAP میزان تغییر شکل نمونه کاهش می‌یابد که نشان‌دهنده کاهش انرژی ضربه و در نتیجه کاهش چقرمگی است. نکته قابل توجه این است که اگرچه بعد از فرآیند ECAP چقرمگی آلیاژ 7075 کاهش یافته، اما با توجه به شکل این آلیاژ همچنان شکست نرم خود را حفظ کرده است. نتایج به‌دست‌آمده سازگاری خوبی را با نتایج به‌دست‌آمده در مورد آلیاژ آلومینیوم 6082 [17] نشان می‌دهد. در آن پژوهش نیز مانند تحقیق حاضر نمونه‌ها بعد از ECAP همچنان شکست نرم خود را حفظ کرده‌اند و مانند آلیاژ 7075 در این تحقیق فرآیند ECAP به دلیل کاهش داکتیلیته موجب کاهش چقرمگی آلیاژ آلومینیوم 6082 شد. انرژی ضربه آلیاژ 7075 در این تحقیق بعد از 1 پاس حدود 30% کاهش یافت و بعد از 4 پاس تقریباً ثابت باقی ماند. انرژی ضربه آلیاژ 6082 بعد از 2 پاس ECAP 40% کاهش یافت و مانند تحقیق حاضر افزایش تعداد پاس موجب کاهش بیشتر چقرمگی نشد. و بعد از 8 پاس انرژی ضربه مانند انرژی ضربه نمونه 2 پاس بود. این پدیده را که چرا در این پژوهش و پژوهش انجام گرفته بر آلیاژ 6082 چقرمگی آلیاژ با افزایش تعداد پاس به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش نمی‌یابد و یا به بیان بهتر بیشترین کاهش در پاس‌های اولیه اتفاق می‌افتد و بعد از آن چقرمگی ثابت باقی می‌ماند را می‌توان با توجه به منحنی تنش-کرنش مهندسی شکل 7 توجیه کرد. در هر دو نمونه با افزایش تعداد پاس به دلیل تبدیل مرزهای کوچک‌زاویه به بزرگ‌زاویه داکتیلیته افزایش پیدا کرده است. چنان‌چه با افزایش تعداد پاس داکتیلیته کاهش می‌یافت در این صورت چقرمگی نیز با افزایش تعداد پاس به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش پیدا می‌کرد و در این صورت با افزایش تعداد پاس حالت شکست از نرم به ترد تبدیل می‌شد؛ بنابراین می‌توان گفت فرآیند ECAP در مقایسه با فرآیندهای تغییرشکل پلاستیک معمول از این برتری برخوردار است که در عین افزایش قابل ملاحظه استحکام موجب کاهش بسیار زیاد چقرمگی نمی‌شود و چقرمگی ماده را در سطح قابل قبولی حفظ می‌کند.

سطح شکست نمونه ضربه نیز شامل سه قسمت رشته‌ای، شعاعی و ناحیه با لبه‌های برشی است. شکل 11 بخش‌های مختلف سطح شکست نمونه ضربه را بعد از آزمون شارپی نشان می‌دهد. ریزساختار قسمت شعاعی نمونه که سطحی صاف و دانه‌ای مانند با بازتابندگی زیاد و ظاهری براق دارد شامل کلیواژ است که حاکی از شکست ترد است؛ بنابراین هر چه سهم این قسمت زیاد باشد شکست از حالت رشته‌ای نرم به حالت ترد نزدیک می‌شود. هر دو ناحیه رشته‌ای و ناحیه با لبه برشی نشانگر شکست نرم است. به همین دلیل است که علاوه‌بر درصد انقباض نمونه که معیاری از نرمی در آزمون ضربه

گاهی اوقات درصد برشی شدن هم که نشانگر میزان ناحیه با لبه برشی است به عنوان معیاری از نرمی در آزمون شارپی گزارش می‌شود. ریزساختار در هر دو ناحیه رشته‌ای و برشی شامل دیمپل است، با این تفاوت که دیمپل در ناحیه برشی به صورت کشیده و در ناحیه رشته‌ای به صورت هم‌محور است. همان‌طور که در شکل مشخص است شکست در ناحیه برشی هم به صورت رشته‌ای است. در واقع شکست رشته‌ای ابتدا در اطراف سطح بیرونی نمونه یعنی همان لبه برشی که قید سه بعدی حداقل است ظاهر می‌شود [30]. شکل 12 سطح شکست نمونه‌ها را بعد از آزمون شارپی در مقیاس ماکروسکوپی نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است فقط قسمت رشته‌ای و ناحیه با لبه‌های برشی در سطح شکست دیده می‌شود و ناحیه شعاعی در سطح شکست وجود ندارد.

شکل‌های 13 و 14 تصویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها را بعد از آزمون ضربه شارپی نشان می‌دهد. همان‌طور که مطابق با تصویر ماکروسکوپی از سطح شکست نمونه‌ها (شکل 12) و شکل 11 انتظار می‌رفت هیچ اثری از کلیواژ و شکست ترد در ریزساختار تمام نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود و ریزساختار تمامی سطوح شکست از دیمپل تشکیل شده است.

شکل 13-a مربوط به قسمت رشته‌ای و شکل 13-b مربوط به ناحیه با لبه برشی نمونه اولیه است. همان‌طور که مشخص است دیمپل‌های ناحیه برشی کشیده و دیمپل‌های ناحیه رشته‌ای هم‌محور هستند. در ضمن همان‌طور که در شکل 14-b مشخص است دیمپل‌های نمونه 4 پاس ECAP شده به دلیل کامل شدن ریزدانه سازی بعد از 4 پاس کاملاً ریز هستند. در ضمن اندازه دیمپل‌ها در نمونه 1 پاس ECAP شده و همچنین در نمونه اولیه به طور قابل ملاحظه‌ای بزرگ‌تر از نمونه 4 پاس ECAP شده است.

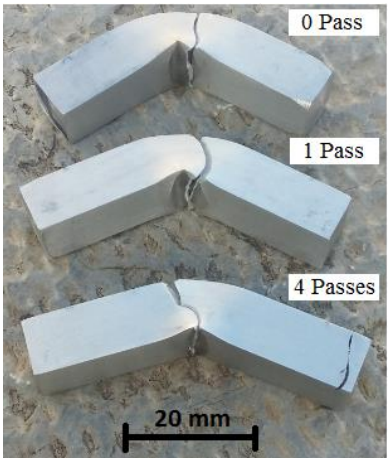


Fig. 10 Charpy impact test specimens after impact test

شکل 10 نمونه‌های آزمون ضربه شارپی بدون شیار پس از آزمون

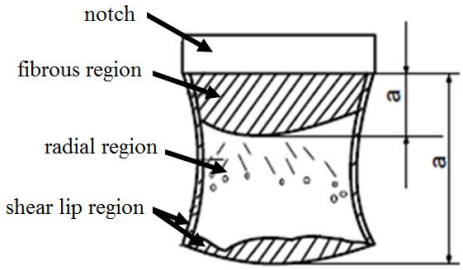


Fig. 11 Schematic fracture surface of impact sample in macroscopic scale

شکل 11 تصویر نمادین از سطح شکست نمونه ضربه در مقیاس ماکروسکوپی

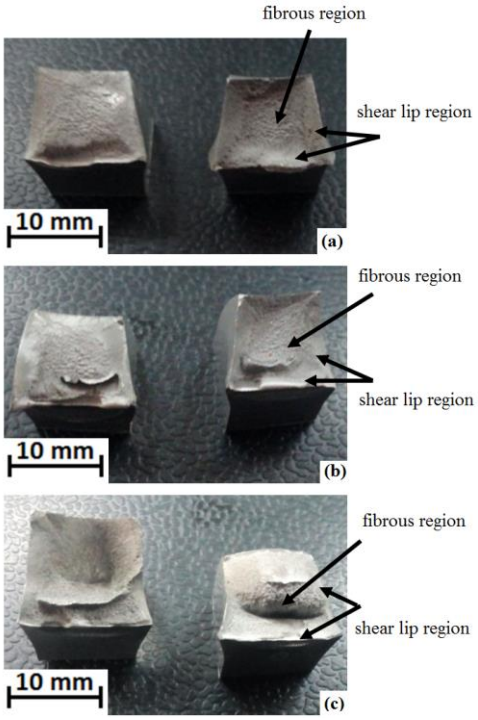


Fig. 12 Fracture surface of impact specimens in macroscopic scale, (a) Initial material, (b) 1 pass ECAPed specimen and (c) 4 passes ECAPed specimen

شکل 12 سطح شکست نمونه‌های ضربه در مقیاس ماکروسکوپی، الف- نمونه اولیه، ب- نمونه 1 پاس ECAP شده و ج- نمونه 2 پاس ECAP شده

در مقدمه عنوان شد در بخشی از تحقیقات انجام گرفته در زمینه بررسی اثر فرآیند ECAP بر رفتار چقرمگی فلزات و آلیاژها، ECAP موجب بهبود چقرمگی و در بخشی دیگر مانند تحقیق حاضر بر آلیاژ آلومینیوم 7075 و پژوهش مربوط به آلیاژ آلومینیوم 6082 [17] ECAP موجب کاهش چقرمگی ضربه‌ای مواد شده است. پرسشی که در این‌جا مطرح می‌شود این است که تحت چه شرایطی فرآیند ECAP موجب بهبود چقرمگی مواد می‌شود؟ چقرمگی آلیاژهای Al-11%Si [14] و Al-Cu [16,15] بر اثر فرآیند ECAP به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافت. نکته حائز اهمیت این است که این آلیاژها به دلیل داشتن ریزساختاری شامل دندریت و فازهای درشت که موجب تمرکز تنش می‌شوند، در آزمون ضربه رفتاری ترد از خود نشان می‌دهند. فرآیند ECAP با تکه‌تکه کردن دندریت‌های بزرگ و یکنواخت کردن ریزساختار با افزایش تعداد پاس موجب تبدیل حالت شکست از ترد به نرم می‌شود. در مورد آلیاژ Al-Cu با افزایش تعداد پاس داکتیلیته کاهش و استحکام به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است؛ بنابراین مسئول اصلی افزایش چقرمگی استاتیک با افزایش تعداد پاس افزایش چشمگیر استحکام است. در صورتی که انرژی ضربه به دلیل همگن شدن ریزساختار با افزایش تعداد پاس افزایش پیدا کرده است؛ بنابراین می‌توان گفت چقرمگی در مورد آلیاژهایی که به دلیل داشتن ریزساختار ناهمگن در آزمون ضربه رفتار شکست ترد از خود نشان می‌دهند، به دلیل اصلاح ریزساختار در اثر فرآیند ECAP به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

4- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر اثر فرآیند ECAP بر ریزساختار، خواص مکانیکی و چقرمگی استاتیک و دینامیک آلیاژ آلومینیوم 7075 بررسی شد. نتایج اصلی

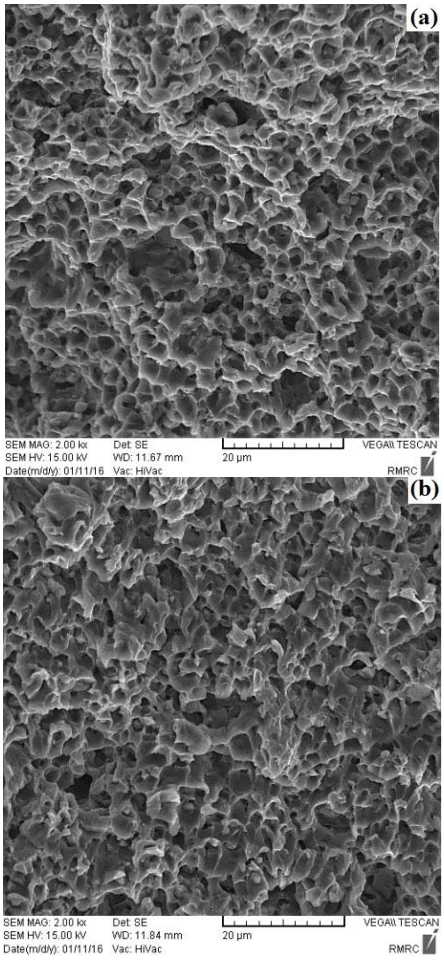
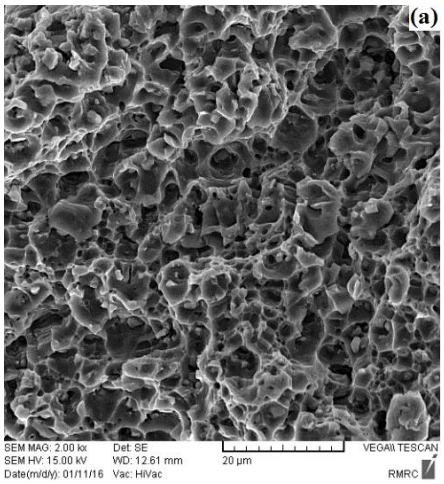


Fig. 13 SEM images of impact fracture surface of initial specimens, (a) Fibrous region and (b) shear lip region.

شکل 13 تصویر SEM از سطح شکست نمونه ضربه اولیه، الف- قسمت رشته‌ای و ب- قسمت با لبه برشی

حاصل از این پژوهش به شرح زیر است:

1- بررسی ریزساختار نمونه‌های آنیل ECAP شده نشان می‌دهد، اندازه دانه نمونه‌ها پس از 4 پاس از 40 میکرومتر به کمتر از 600 نانومتر کاهش می‌یابد. بعد از 4 پاس ECAP مرزهای کوچک‌زاویه به مرزهای بزرگ‌زاویه تبدیل، ریزدانه‌سازی کامل و ریزساختار از حالت کشیده شده در راستای برش به ریزساختاری هم‌محور و همگن تبدیل می‌شود.



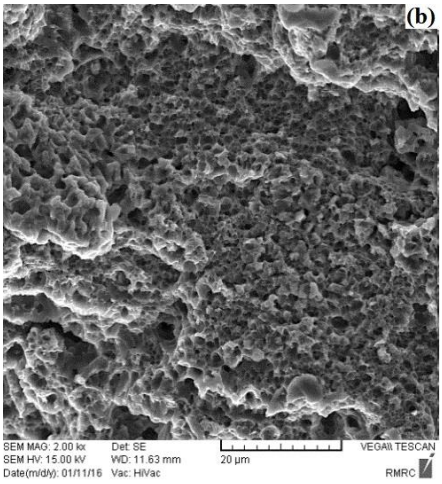


Fig. 14 SEM images of fracture surface of impact specimens, a- 1 pass ECAPed specimen and b- 4 passes ECAPed specimen

شکل 14 تصویر SEM از سطح شکست نمونه ضربه، الف- نمونه 1 پاس و ب- نمونه 4 پاس

2- استحکام آلیاژ 7075 به دلیل به‌سازی دانه و افزایش قابل ملاحظه چگالی نابه‌جایی‌ها در طول فرآیند ECAP افزایش چشمگیری را از خود به نمایش می‌گذارد. بعد از 4 پاس ECAP استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی به ترتیب حدود 300 و 100 درصد افزایش می‌یابد.

3- به دلیل کاهش داکتیلیته بعد از 1 پاس ECAP، هر دو معیار چقرمگی یعنی چقرمگی استاتیک و چقرمگی دینامیک کاهش می‌یابند. اگرچه چقرمگی استاتیک با افزایش تعداد پاس روندی افزایشی را از خود نشان می‌دهد، ولی چقرمگی دینامیک تقریباً ثابت باقی می‌ماند. افزایش چشم‌گیر استحکام عامل اصلی روند افزایشی چقرمگی استاتیک است. اگرچه چقرمگی دینامیک یا همان انرژی ضربه بعد از 30% ECAP کاهش می‌یابد، اما آلیاژ 7075 بعد از 4 پاس هم شکست نرم خود را حفظ می‌کند.

4- بررسی ماکروسکوپی و میکروسکوپی سطح شکست نمونه‌ها نشان داد که سطح شکست همه نمونه‌ها در مقیاس ماکروسکوپی شامل منطقه برشی همراه با لبه برشی و در مقیاس میکروسکوپی شامل دیمپل‌هاست؛ بنابراین می‌توان عنوان کرد شکست در نمونه اولیه و نمونه‌های ECAP شده از نوع شکست نرم است.

5- پس از انجام 4 پاس فرآیند ECAP استحکام آلیاژ 7075 به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد، در حالی که چقرمگی ماده به میزان کمی کاهش می‌یابد (حدود 30% کاهش در چقرمگی دینامیک و 5% افزایش در چقرمگی استاتیک)؛ بنابراین می‌توان عنوان کرد یکی از مزیت‌های اصلی فرآیند ECAP نسبت به سایر روش‌های شکل‌دهی افزایش چشم‌گیر استحکام بدون کاهش قابل ملاحظه در چقرمگی است.

5- مراجع

[1] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in Materials Science*, Vol. 45, No. 2, pp. 103-189, 2002.

[2] M. Eftekhari, G. Faraji, O. Shapoorgan, M. Baniassadi, Experimental investigation of the effect of temperature in extrusion process of ECAPed nanostructured Titanium, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 4, pp. 52-60, 2017. (in Persian فارسی)

[3] 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

[4] V. M. Segal, Materials processing by simple shear, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 197, No. 2, pp. 157-164, 1995.

[5] R. Naseri, M. Kadkhodayan, M. Shariati, The investigation of spring-back of

UFG commercially pure titanium in three-point bending test, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 11, pp. 266-276, 2017. (in Persian فارسی)

[6] H. Torabzadeh Kashi, G. Faraji, A review of the production of ultrafine grained and nanograined metals by applying severe plastic deformation, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 6, pp. 271-282, 2016. (in Persian فارسی)

[7] R. Meshkabadi, G. Faraji, V. Pouyafar, A. Javdani, Determination of rheological parameters of the Cross model for semi-solid Al7075 by using parallel plate compression and backward extrusion experiments, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 9, pp. 97-106, 2016. (in Persian فارسی)

[8] K. Stiller, P. J. Warren, V. Hansen, J. Angenete, J. Gjonnes, Investigation of precipitation in an Al–Zn–Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 270, No. 1, pp. 55-63, 1999.

[9] K. S. Ghosh, N. Gao, M. J. Starink, Characterisation of high pressure torsion processed 7150 Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 552, No. 1, pp. 164-171, 2012.

[10] C. M. Cepeda-Jiménez, J. M. García-Infanta, E. F. Rauch, J. J. Blandin, O. A. Ruano, F. Carreño, Influence of processing severity during equal-channel angular pressing on the microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 43, No. 11, pp. 4224-4236, 2012.

[11] 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, *Alloys Compounds*, Vol. 509, No. 40, pp. 9589-9597, 2011.

[12] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Edition, pp. 471-500, London: McGraw-Hill book company, 1988.

[13] R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, Forth Edition, pp. 405-471, New York: John Wiley & Sons, Inc., 1996.

[14] A. Ma, K. Suzuki, Y. Nishida, N. Saito, I. Shigematsu, M. Takagi, H. Iwata, A. Watazu, T. Imura, Impact toughness of an ultrafine-grained Al–11mass%Si alloy processed by rotary-die equal-channel angular pressing, *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 1, pp. 211-220, 2005.

[15] D. R. Fang, Y. Z. Tian, Q. Q. Duan, S. D. Wu, Z. F. Zhang, N. Q. Zhao, J. J. Li, Effects of equal channel angular pressing on the strength and toughness of Al–Cu alloys, *Materials Science*, Vol. 46, No. 14, pp. 5002-5008, 2011.

[16] D. R. Fang, Z. F. Zhang, S. D. Wu, C. X. Huang, H. Zhang, N. Q. Zhao, J. J. Li, Effect of equal channel angular pressing on tensile properties and fracture modes of casting Al–Cu alloys, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 426, No. 1, pp. 305-313, 2006.

[17] M. Hockauf, L. W. Meyer, D. Nickel, G. Alisch, T. Lampke, B. Wielage, L. Kruger, Mechanical properties and corrosion behavior of ultrafine-grained AA6082 produced by equal-channel angular pressing, *Materials Science*, Vol. 43, No. 22, pp. 7409-7417, 2008.

[18] M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi, J. K. Park, Characterization of microstructure and deformation texture during equal channel Angular pressing of Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Alloys and Compounds*, Vol. 576, No. 1, pp. 350-357, 2013.

[19] M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, 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 & Design*, Vol. 57, No. 1, pp. 250-257, 2014.

[20] M. H. Shaeri, F. Djavanroodi, M. Sedighi, S. Ahmadi, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, Effect of copper tube casing on strain distribution and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing, *Strain Analysis for Engineering Design*, Vol. 48, No. 8, pp. 512-521, 2013.

[21] ASTM E8, Standard test methods for tension testing of metallic materials, american society for testing and materials, *ASTM standards*, West Conshohocken, 2013.

[22] ASTM E23, Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, american society for testing and materials, *ASTM standards*, West Conshohocken, 2007.

[23] P. Málek, M. Cieslar, R. K. Islamgaliev, The influence of ECAP temperature on the stability of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Alloys and Compounds*, Vol. 378, No. 1, pp. 237-241, 2004.

[24] 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, No. 9, pp. 2985-2993, 2007.

[25] A. Shan, I. G. Moon, H. S. Ko, J. W. Park, Direct observation of shear deformation during equal channel angular pressing of pure aluminum, *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 4, pp. 353-357, 1999.

[26] Y. G. Kim, Y. G. Ko, D. H. Shin, S. Lee, Effect of equal-channel angular pressing routes on high-strain-rate deformation behavior of ultra-fine-grained aluminum alloy, *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 7, pp. 2545-2554, 2010

[27] M. H. Shaeri, M. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein F. Djavanroodi, M. R. Abutalebi, Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 25, No. 2, pp. 159-168, 2015.

[28] M. V. Markushev, C. C. Bampton, M. Murashkin, D. A. Hardwick, Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by sever plastic deformation, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 234-236, No. 1, pp. 927-931, 1997.

[29] A. Vinogradov, A. Washikita, K. Kitagawa, V. I. Kopylov, Fatigue life of fine-grain Al–Mg–Sc alloy produced by equal-ehannel angular pressing, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 349, No. 1, pp. 318-326, 2003.

[30] W. T. Becker, R. J. Shipley, *ASM Handbook: Failure Analysis and Prevention*, pp. 1162-1231, Ohio: American Society for Metals, 2002.