ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2022;22(06):381-392

Investigation of Mechanical Properties and Fatigue Crack Growth in Nanostructured Aluminum by ECAP Process

ARTICLE INFO

Article Type
Original Research

Authors
Shakibaseresht M.[1] ,
Zabihpoor M.[2] *

How to cite this article
Shakibaseresht M, Zabihpoor M, Investigation of Mechanical Properties and Fatigue Crack Growth in Nanostructured Aluminum by ECAP Process. Modares Mechanical Engineering. 2022;22(06):381-392.

[1] Mechanical Engineering Department, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
[2] Faculty of Aerospace Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

Correspondence
Address: Faculty of Aerospace Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

zabihpoor@mut.ac.ir

Article History
Received: June 30, 2021
Accepted: December 13, 2021
ePublished: May 07, 2022

ABSTRACT

Equal Channel Angular Pressing (ECAP) is one of the methods of refining and fine-graining metal materials. In this research, ECAP operation was performed on samples of 5182 alloy in 1 to 4 passes at ambient temperature. After implementation of the specimens through ECAP, prepared to obtain mechanical properties such as hardness, tensile, and metallography. The results of these experiments showed that the mechanical properties of the packed materials through ECAP have improved compared to the normal state. Using a scanning microscope, it was observed that the average grain size decreased from 131 µm in the initial state to 745 nm after the ECAP process after the fourth pass. The results of the hardness test also showed a 213% increase compared to normal. The increase in yield stress after 4 passes is about 3 times. Finally, the crack growth of these materials under fatigue loading was compared with the non-ECAP mode by creating a suitable pre-crack. It was observed that crack growth is faster in ECAP materials and the failure surface is smoother compared to normal. Also, the deviation of the crack from its path in microstructure materials is less than normal. Finally, by comparing the Experimental results of crack growth with the results of numerical analysis, the accuracy of the numerical results is validated and confirmed.

Keywords ECAP, Mechanical Properties, Fatigue Crack Growth

CITATION LINKS

[1] Developments in the use of ECAP processing for grain refinement [2] The thermal behavior of aluminum 5083 alloys deformed by equal channel angular pressing [3] Fatigue crack closure under cyclic tension [4] Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing [5] Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys [6] Atomic force microscopic study on surface morphology of ultra-fine grained materials after tensile testing [7] Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation [8] Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing [9] Effects of crack orientation on the fatigue crack growth rate and fracture toughness of AA6063 alloy deformed by ECAP [10] Grain size effects on NiTi shape memory alloy fatigue crack growth [11] Data Sheet [12] Standard Test Methods for Tension Testing Wrought & Cast Aluminum-and Magnesium-Alloy Products, ASTM [13] Standard test method for vickers hardness of metallic materials, ASTM [14] ASTM E3-01-Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens [15] ASTM, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates [16] Abaqus analysis user's manual

Copyright© 2020, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

بررسی خواص مکانیکی و رشد ترک خستگی در آلومینیم نانوساختار شده توسط فرآیند ایکپ

مرتضی شکیباسرشت
دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران
محمود ذبیح پور*
مجتمع دانشگاهی هوافضا، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

چکیده

پرس در کانال‌های هم مقطع زاویه دار (Equal Channel Angular Pressing: ECAP) یکی از روش‌های پالایش و ریزدانه نمودن مواد فلزی می‌باشد. در این تحقیق عملیات ایکپ بر روی نمونه‌هایی از آلیاژ ۵۱۸۲، در ۱ تا ۴ پاس در دمای محیط انجام شده است. بعد از اجرای فرایند ایکپ نمونه‌ها، برای به‌دست آوردن خواص مکانیکی مانند سختی سنجی، آزمون کشش و متالوگرافی آماده شده‌اند. نتایج حاصل از این آزمایشات نشان داد که خواص مکانیکی مواد ایکپ شده نسبت به حالت معمولی بهبود یافته است. با استفاده از میکروسکوپ روبشی(SEM) مشاهده شد اندازه دانه به طور متوسط از ۱۳۱ میکرومتر در حالت اولیه به ۷۴۵ نانومتر بعد از فرآیند ایکپ بعد از پاس چهار کاهش پیدا کرده است. نتایج حاصل از سختی سنجی نیز افزایش ۲۱۳ درصدی را نسبت به حالت معمولی نشان داد. افزایش تنش تسلیم نیز بعد از ۴ پاس در حدود ۳ برابر می‌باشد. در ادامه، رشد ترک این مواد تحت بارگذاری خستگی با ایجاد پیش ترک مناسب با حالت بدون ایکپ مقایسه شده‌است و مشاهده گردید که رشد ترک در مواد ایکپ شده سریع‌تر می‌باشد و سطح شکست در مقایسه با حالت معمولی هموارتر شده‌است همچنین انحراف ترک از مسیر خود در مواد ریز ساختار نسبت به حالت معمولی کمتر می‌باشد. در انتها، با مقایسه نتایج آزمایشگاهی رشد ترک با نتایج حاصل از تحلیل عددی، صحت نتایج عددی اعتبارسنجی و تایید شده‌اند.

کلیدواژه‌ها: ایکپ، خواص مکانیکی، مواد نانو ساختار، رشد ترک خستگی

تاریخ دریافت: ۱۴۰۰/۰۴/۰۹
تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۹/۲۲
*نویسنده مسئول: zabihpoor@mut.ac.ir

۱- مقدمه

۱-۱- فرایند ایکپ(ECAP)

فرآیند ایکپ ابتدا توسط سگال و همکارانش معرفي شده است[1]. در اين فرآيند نمونه فلزي به داخل قالبي با كانال هاي مشابه كه نسبت به هم زاويه دار هستند اكسترود مي‌شود. نمونه‌هاي مورد استفاده معمولاً استوانه‌اي يا چهارگوش هستند و در حين عبور از داخل كانال‌ها، در گوشه قالب تغيير شكل برشي ساده به نمونه اعمال مي شود و اگر ابعاد دو كانال يكسان باشد، اندازه نمونه قبل و بعد از فرآيند تغييري نمي كند و مي توان نمونه اكسترود شده را مجدداً در قالب ايكپ تغيير شكل داد. ميزان كرنش پلاستيک اعمال شده در هر سيكل ايكپ به زاويه قالب و شعاع گوشه آن بستگي دارد كه در قالبي با زاويه ۹۰ درجه تقريباً برابر با يك است. در اين فرآيند مسير كرنش اهميت زيادي دارد و گزارش شده كه چرخش نمونه بين چرخه‌هاي ايكپ مي‌تواند باعث تغيير در شكل گيري ريزساختار ماده شود[1].

آزمایش‌ها به‌خوبی نشان داده‌اند که نرخ کرنش اعمالی فقط تابع هندسه قالب می‌باشد. بنابراین اندازه‌ی کرنش رابطه مستقیمی با زاویه کانال ها یعنی Φ و زاویه کمان خارجی Ψ دارد. در شکل ۱ طرح‌واره‌ای از زوایای قالب ایکپ نشان داده شده است. برای اینکه اصطکاک بروی کرنش اعمالی تاثیری زیادی نگذارد باید نمونه و قالب کاملا روانکاری شوند نرخ کرنش در یک پاس از رابطه ۱ به‌دست می آید [2].

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}\left[2\cot\left(\frac{\Phi+\Psi_0}{2}\right)+\Psi_0\csc\left(\frac{\Phi+\Psi_0}{2}\right)\right]} \quad (1)$$

بعد از سپری شدن تقریبا N پاس کرنش حاصل، از رابطه ی ۲ بدست می آید.

$$\varepsilon = \frac{N}{\sqrt{3}\left[2\cot\left(\frac{\Phi+\Psi_0}{2}\right)+\Psi_0\csc\left(\frac{\Phi+\Psi_0}{2}\right)\right]} \quad (2)$$

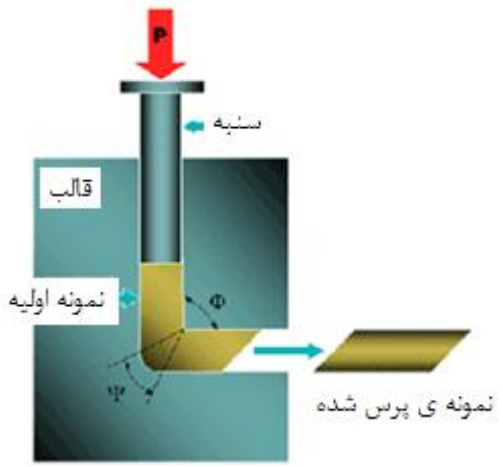
۱-۲- رشد ترک(Crack Growth)

رشد ترک تحت بارگذاری چرخه‌ای به دو دسته مي‌شود.
بارگذاری با دامنه ثابت
بارگذاری با دامنه متغیر

درهر بارگذاری پاسخ ماده متفاوت خواهد بود به عنوان مثال در بارگذاری متغیر پدیده‌ای به‌نام تاخیر در رشد ترک(crack retardation) وجود دارد که در حالت بارگذاری ثابت نمی‌باشد[3].

درهر بارگذاری پاسخ ماده متفاوت خواهد بود به عنوان مثال در بارگذاری متغیر پدیده‌ای به‌نام تاخیر در رشد ترک (crack retardation) وجود دارد که در حالت بارگذاری ثابت نمی‌باشد[3].

در شکل ۱ نمودار نرخ رشد ترک ($\frac{da}{aN}$) (a طول ترک) برحسب ضریب شدت تنش سیکلی (ΔK) در مقیاس لگاریتمی، برای یک بارگذاری با دامنه ثابت رسم شده است این نمودار به سه ناحیه مجزا تفکیک می‌شود. ناحیة اول مربوط به رشد ترک اولیه(Initiation) می‌باشد. عامل موثر در این ناحیه مقدار آستانه



شکل ۱) شماتیکی از فرآیند ایکپ[2].

ضریب شدت تنش چرخه‌ای (ΔK_{th}) است. یعنی با رسیدن ΔK به ΔK_{th} رشد ترک اولیه آغاز می‌شود. ناحیه دوم در مقیاس لگاریتمي یک ناحیه خطی است که در ارتباط با رشد ترک پایدار می‌باشد. رابطه پاریس نیز در این ناحیه تعریف می‌شود[3].

یکی از نکات حائز اهمیت در رشد ترک خستگی، ماهیت ترد بودن آن است این امر به وضوح از مسطح بودن سطح شکست در آزمایشگاه قابل رؤیت است. بنابراین بصورت کلی می‌توان گفت در رشد ترک خستگی به جز موارد خاص مانند جوش همیشه فرض مکانیک شکست خطی الاستیک (Linear Elastic Fracture) حاکم می‌باشد.

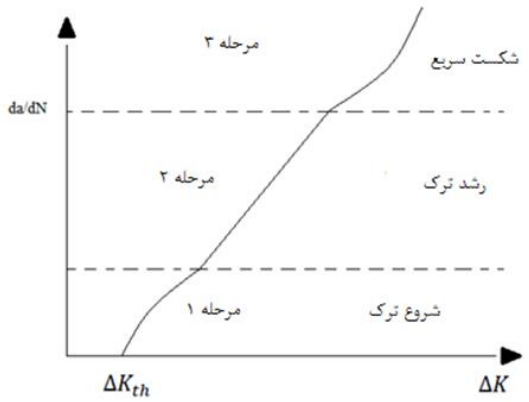
رابطه پرکار برد در رشد ترک همان رابطه معروف پاریس می‌باشد. یکی از پدیده‌هایی که در رشد ترک موثر است پدیده بسته‌شدن دهانه ترک (Crack Closure) در حین رشد می‌باشد البرت در پژوهش‌های خود نشان داد که تنش‌های پسماند حاصل از تنش های فشاری، در ماده باعث پدیده‌ی بسته‌شدن دهانه ترک می‌شوند[3]. از آن‌جا، ضریب شدت تنش موثر (Δk_{eff}) را معرفی کرد. رابطه ۳ که همان رابطه پاریس می‌باشد نرخ رشد ترک را نشان می‌دهد.

$$\frac{da}{dN} = c\left(\Delta {k_{eff}}^{m}\right) \quad (۳)$$

$$k_{eff} = k_{max} - k_{op} \quad (٤)$$

که در آن k_{op} ضریب شدت تنش در بار P_{op} می‌باشد یعنی باری که در آن، نوک ترک مجدداً شروع به باز شدن می‌کند. P_{op}در نموداربار جابه جایی در بارگذاری سیکلی بین P_{min} و P_{max} در شکل ۲ نشان داده شده است.

به عبارت دیگر، بارگذاری از P_{min}تا P_{max} ، صرف غلبه بر تنش‌های پسماند فشاری به وجود آمده در رأس ترک می‌گردد. لذا از نقطه P_{op} به بعد دهانه ترک مجدداً شروع به باز شدن می‌کند. می‌توان به جای در نظر گرفتن $\Delta K = k_{max} - k_{min}$ در رابطه پاریس، از $\Delta k_{eff} = k_{max} - k_{op}$ استفاده کرد. ارتباط میان ΔK با Δk_{eff} توسط ضریب U و طبق رابطه ٤ بیان می‌شود[3].



شکل ۱) نواحی سه گانه رشد ترک خستگی[3]

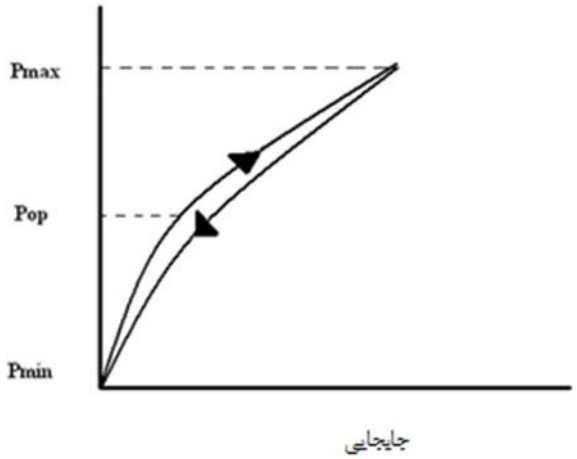
$$\Delta K_{eff} = U\Delta K \quad (۵)$$

$$U = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{op}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} \quad (٦)$$

۱-۳- مروری بر ادبیات

در سال‌های اخیر مواد ریز ساختار به علت خواص فیزیکی ومکانیکی عالی مثل استحکام کششی وسختی بالا، انعطاف پذیری خوب، شکل پذیری مناسب، سوپر پلاستیسیته در دماهای پایین و غیره، توجه زیادی را به خود جلب کرده است[4]. مقاومت این مواد در برابر جوانه زنی ترک بیشتر است، لذا عمر خستگی با چرخه زیاد دارند. با این حال ممکن است به خاطر سرعت بیشتر رشد ترک، عمر خستگی کم سیکل آنها کاهش یابد. به همین علت گاهی نتایج متناقضی در تخمین رفتار خستگی آنها به چشم می خورد به عنوان نمونه در خستگی کم چرخه آلیاژ ریز دانه A1 1560، حد خستگی، اندکی افزایش و عمر خستگی کاهش پیدا می کند[5] حال آنکه در آلیاژ A1 5056 پس از عملیات ایکپ، عمر خستگی چرخه بالا افزایش می یابد ولی در حدخستگی آنها بهبودی ملاحظه نمی شود. علت چنین رفتاری را می توان به عوامل مربوط به روش های تولید، میزان عملیات ترمومکانیکی و عوامل ساختاری نظیر زیرشبکه و بافت های کریستالوگرافی نسبت داد[4].

مواد نانو ساختار و ریز ساختار تهیه شده از تغییر فرم پلاستیک شدید(Sever Plastic Deformation)، به علت خواص مهندسی مناسب مانند استحکام و پلاستیسیته نسبتا زیاد، دردو دهه اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته اند. وجود مرزدانه‌های بسیار، خواص این مواد را شدیدا تحت تاثیر قرار می دهد؛ زیرا فصل مشترک ها اغلب به صورت غیر تعادلی هستند وعلاوه بربه وجود آوردن میدان های تنشی وسیع، باعث پیدایش دانسیته بالایی از عیوب می‌شوند لذا ناپایداری پلاستیک در آنها بسیار رایج است. این امر در مواد ریز ساختار به اثبات رسیده است، اما در مواد نانو ساختار جنبه‌های ماکروسکوپی و میکروسکوپی تغییر فرم پلاستیک تاکنون شناخته نشده اند[6].



شکل ۲) نمودار بار- جابجایی ومعرفی[3]

وینگرادوف و دستیارانش[7] رفتار چرخه ای تیتانیوم ریز ساختار خالص ایکپ شده را بررسی و گزارش کردند که در آزمایش خستگی تحت بار ثابت ، عمر و حد خستگی نسبت به نمونه های درشت دانه تر افزایش چشم گیری می یابد. برخلاف مواد دارای لغزش موجی مثل مس وآلومینیوم، که کاهش چشمگیری در خواص خستگی تحت کرنش کنترل شده دارند[5]، در تیتانیوم هیچ کاهشی در مشخصات خستگی تحت کرنش پلاستیک ثابت مشاهده نشد، به نحوی که کافین- مانسون آن در نمونه‌های ریزدانه و درشت‌دانه بسیار شبیه به هم است. بنابراین می توان گفت که علاوه بر ریزکردن دانه ها ، کار سختی در اثر افزایش چگالی متوسط نابه جایی ها نیز به وجود می‌آید نیز نقش مهمی در خواص ذکر شده ایفا می‌کند. پاتلان و همکارانش[8] با مطالعه رفتار خستگی آلیاژ Al-Mg5056 در نتایج خود به بهبود عملکرد خستگی o- تمپر شده(O-tempered) در تنش‌های بالا اشاره می کنند. با این وجود بیان می‌کنند که در شرایط خستگی کم چرخه (Low Cycle Fatigue)، عملکرد خستگی تغییری نکرده، لذا حساسیت نمونه های ایکپ شده به موضعی شدن کرنش درمقایسه با نمونه‌های معمولی، عامل اصلی در کاهش نرمی کششی و ضعف در عملکرد خستگی است. کاظمی و سیفی[9] رشد ترک خستگی و همچنین چقرمگی شکست را در آلیاژ آلومینیم ٦٠٦٣ نانو ساختارشده توسط فرآیند ایکپ بررسی کرده‌اند و نتایج نشان داد رشد ترک در آلیاژ نانو ساختار شده‌ی نهایی به مراتب بیشتر از حالت اولیه می باشد و تغییر طول ناشی از بار برای نمونه‌ی نانو شده کمتر می‌باشد. لپاگ و همکارانش[10] تاثیر ریز دانه کردن ماده بروی رشد ترک خستگی در پلی‌کریستال نیکل-تیتانیم از ۱۰ تا ۱۵۰۰ نانومتر را مطالعه کردند نتایج آنها نشان داد رشد ترک خستگی در دانه‌های درشت‌تر به مراتب آهسته تر و باز شدگی دهانه ترک بیشتر می‌باشد.

۲- شرح مساله

در این تحقیق عملیات ایکپ به‌روی نمونه‌هایی از آلیاژ ۵۱۸۲، در ۱ تا ٤ پاس در دمای محیط انجام شده است. بعد از ایکپ نمونه‌ها، برای بدست آوردن خواص مکانیکی مانند سختی سنجی، آزمون کشش و متالوگرافی آماده شده‌اند. نتایج حاصل از این آزمایشات نشان داد که خواص مکانیکی مواد ایکپ شده نسبت به حالت معمولی بهبود یافته است. با استفاده از میکروسکوپ روبشی(SEM) مشاهده شد اندازه دانه به طور متوسط از ۱۳۱ میکرومتر در حالت اولیه به ۷٤٥ نانومتر بعد از فرآیند ایکپ بعد از پاس چهار کاهش پیدا کرده است. نتایج حاصل از سختی سنجی نیز افزایش ۲۱۳ درصدی را نسبت به حالت معمولی نشان داد. افزایش تنش تسلیم نیز بعد از ٤ پاس در حدود ۳ برابر می‌باشد. در نهایت، رشد ترک این مواد تحت بارگذاری خستگی با ایجاد پیش ترک مناسب با حالت بدون ایکپ مقایسه شده‌است و مشاهده گردید که رشد ترک در مواد ایکپ شده سریع‌تر می‌باشد و سطح شکست در مقایسه با حالت معمولی هموارتر شده‌است همچنین انحراف ترک از مسیر خود در مواد ریز ساختار نسبت به حالت معمولی کمتر می‌باشد. در انتها، با مقایسه نتایج آزمایشگاهی رشد ترک با نتایج حاصل از تحلیل عددی، صحت نتایج عددی اعتبارسنجی و تایید شده‌اند.

۳- آزمایش های تجربی و روش حل

۳-۱- روش نانو ساختارکردن ماده

در این تحقیق جهت نانو ساختار کردن ماده به روش ایکپ از قالبی با زاویه کانال ۹۰ درجه و زاویه کمان خارجی ۱۵ درجه استفاده شده است که نمایی از آن به همراه دستگاه پرس هیدرولیک مورد استفاده در شکل ۳ نشان داده شده‌است. قالب مورد استفاده دو تیکه بوده که شامل دو صفحه صاف با پولیش کاری بالا در داخل کانال‌ها می‌باشد که با پیچ ومهره به هم بسته می شوند. قطر کانال ۱۹/۷ میلی‌متر بوده وقالب از فولاد ابزار سرد کار ساخته شده است . ماده مورداستفاده از جنس آلیاژ الومینیم ۵۱۸۲ بوده که تحلیل شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است.
ابتدا نمونه هابه قطر ۱۹/۵ میلی متر و طول ۱۲۰ میلی متر ماشین کاری شده و سپس به مدت یک ساعت در دمای ۳٤۳ درجه سلسیوس[۱۱] تحت عملیلت حرارتی آنیلینگ قرار گرفته است.
برای انجام آزمایش، نمونه بعد از روانکاری کامل با استفاده از دی سولفید مولیبدن در داخل کانال قالب قرار داده شده، سپس دو تکه قالب به هم بسته می‌شوند. برای انجام پرس از یک دستگاه پرس هیدرولیک با تناژ ۳۰۰ تن استفاده شده است. قالب در دستگاه پرس قرار داده شده است و از سرعت رم ۱میلی متر بر ثانیه استفاده شده است. نمونه‌ها بعد از هر پاس مجددا ماشین

شکل ۳) نمایی از قالب ایکپ و پرس هیدرولیک

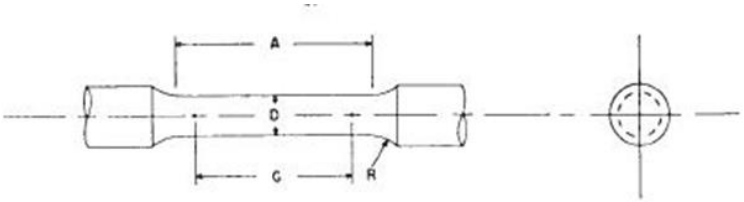
جدول ۱) درصد ترکیب شمیایی آلیاژ ۵۱۸۲

تیتانیوم	کروم	روی	منیزیم	منگنز	مس	آهن	سلسیم	آلومینیم
۰/۰۲۸۱	۰/۰۰۹۳	۰/۰۰۴۹	۴/۰۶	۰/۴۶۹	۰/۰۱۵۶	۰/۲۷۷	۰/۱۵۸	پایه

(الف)

(ب)

شکل ۴) الف: نمونه ایکپ شده بعد از ۴ پاس ب: نمونه ایکپ شده بعد از ماشینکاری جهت اماده سازی برای پاس بعدی



	Dimensions, mm				
	Standard Specimen	Small-Size Specimens Proportional To Standard			
	12.5	9	6	4	2.5
G—Gage length	62.5 ± 0.1	45.0± 0.1	30.0 ± 0.1	20.0± 0.1	12.5 ± 0.1
D—Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2	9.0 ± 0.1	6.0 ± 0.1	4.0 ± 0.1	2.5 ± 0.1
R—Radius of fillet, min	10	8	6	4	2
A—Length of reduced section, min (Note 2)	75	54	36	24	20

شکل ۵) شماتیکی از نمونه آماده شده برای تست کشش

کاری شده تا به قطر اولیه رسانیده شود. . تعداد پاس‌های انجام شده چهار پاس بوده و تمامی آزمایش‌ها در دمای محیط صورت گرفته است. در شکل ٤- الف، یک نمونه بعد از فرآیند ایکپ نشان داده شده است و در شکل ٤- ب، همان نمونه بعد از ماشین‌کاری آورده شده است.

۳-۲- آزمون کشش

برای آزمون کشش از استاندارد ASTM B557M [۱۲] استفاده شده است. در هر لحظه اطلاعات مربوط به تغییر طول نمونه ومقدار نیروی وارده بر آن ثبت شده و از آن برای به‌دست آوردن استحکام تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول استفاده شده است.ابعاد نمونه جهت آزمون کشش بر طبق استاندارد در شکل ۵ نشان داده شده است ابعاد نمونه‌هادر جدول ۲ نمایـــش داده شده اند نمونه شکسته شده در این تست در شکل ٦ نشان داده شده است. آزمون کشش برای حالت‌های بدون ایکپ و پاس های یک، سه و چهار انجام شده است نشان داده شده است.

۳-۳- سختی سنجی

از سختی سنجی ویکرز برای اندازه‌گیری نمونه ها استفاده شده است که طبق استاندارد ASTM E92 [13] مقدار نیروی وارد بر نمونه ۱۰ کیلوگرم و مدت اعمال نیرو ٤٠ ثانیه در نظر گرفته شده است این مقادیر برای آلیاژ/الومینیم بر طبق استاندارد مذکـــور می‌باشد. در هرپاس از پنج نقطه در سطح مقطع نمونه اندازه‌گیری به عمل آمده است و مقدار میانگین آن ثبت شده است.

شکل ۶) نمونه ی شکسته شده بعد از تست کشش

جدول ۲) ابعاد نمونه تست کشش

نمونه	قطر نمونه d (mm)	سطح مقطع S0 (mm^2)
اولیه	۸/۹۸	۶۳/۳۳
پاس ۱	۴	۱۲/۵۶
پاس ۳	۶/۰۲	۲۸/۴۶
پاس ۴	۵/۹۸	۲۸/۰۹

۳-۴- متالوگرافی

آماده سازی نمونه‌ی متالوگرافی مطابق با استاندارد ASTM E3-01 [14]می‌باشد. به این منظور نمونه را به قطر نمونه‌های ایکپ شده و به طول ۱/۵ سانتی متر بریده، سپس مانت گردیده و تحت سنباده زنی، پولیش کاری و نهایتا اچ شده اند. برای سنباده زنی از سنباده های با مش ۸۰ تا ۲۰۰۰ استفاده شده و برای پولیش کاری از اکسید آلومینا استفاده شده است. محلول اچ مورد استفاده عبارت است از متانول۲۵ml، اسید هیدروکلریدml ۲۵، اسید نیتریک ۲۵ml واسید هیدروفلوریک drop ۱، مدت زمان اچ ٦۰ ثانیه در نظر گرفته شد.

۳-۵- رشد ترک خستگی

هدف اصلی از انجام آزمایش نرخ رشد ترک خستگی، به‌دست آوردن نمودار تغییرات نرخ رشد ترک $(\frac{da}{aN})$بر حسب ضریب شدت تنش چرخه‌ای (ΔK) می‌باشد. بدین منظور یک نمونه ناچ دار که ابتداپیش ترک مناسب روی آن ایجاد شده است را تحت بارگذاری چرخه‌ای قرار می‌دهند.

طول ترک را به روش چشمی(Visually) و یا به‌کمک روش‌های دیگر مانند روش اختلاف پتانسیل الکتریکی اندازه‌گیری کرده و از آنجا ضریب شدت تنش را تحت شرایط مکانیک شکست الاستیک خطی(LEFM) محاسبه می‌کنند.

تجهیزات لازم جهت انجام آزمایش، نمونه های مناسب برای آزمون و جزئیات کامل در مورد چگونگی انجام آزمایش ها در استاندارد معرفی شده است. ابعاد نمونه مورد آزمایش براساس استاندارد ASTM E647-00 [15] در نظر گرفته شده که از نوع CT (Compact Tension) می‌باشد. مشخصات ابعاددی طبق استاندار و نمایی از نمونه CT، به ترتیب در شکل ۷، الف و ب، نشان داده شده است.

ابعاد نمونه مورد آزمون با توجه به استاندارد در شکل ۸ نمایش داده شده است.

جنس نمونه‌ها آلیاژ آلومینیم ۵۱۸۲ می‌باشد. در جدول ۳ خواص مکانیکی آن نمایش داده شده است.

اجزا اصلی دستگاه تست خستگی در شکل نشان داده شده است که شامل سه قسمت اصلی می‌باشد:

۱-فریم اصلی ۲-سیستم تامین توان ۳-کنترلر و کامپیوتر

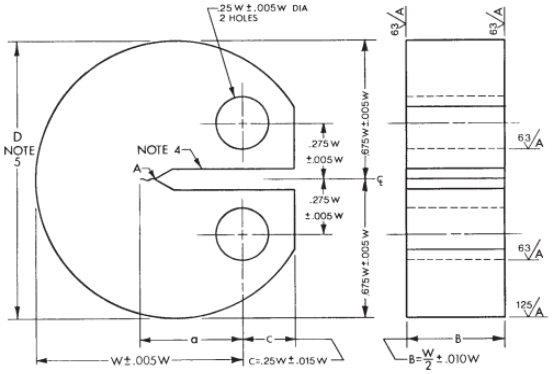
این دستگاه توانایی اعمال بار به میزان ۱۰ تن و بصورت استاتیکی ،دینامیکی و یا خستگی را دارا می باشد. شکل موج بارگذاری می‌تواند سینوسی، مربعی، مثلثی و یا به طور دلخواه در نظر گرفته شود. بسامد بار نیز مابین۱ Hz تا ۱۰۰ Hzقابل تنظیم است. قاب اصلی دستگاه شامل دو فک بوده که با توجه به نــوع بارگذاری ،گیرهای مختلفی به آنها نصب می گردد. به عنوان مثال در تست کشش-فشار تک محوره ، گیرهای دستگاه مطابق شکل ۹ می‌باشد. فک بالایی متحرک بوده و به صورت هیدرولیک، توانایی اعمال بار ویا جابجایی را دارد اما فک پایینی در حین تست ثابت می‌باشد که البته قبل از شروع آزمون و به منظور آماده سازی دستگاه، می‌توان آن را جابجا کرد.

تست خستگی برای حالت های بدون ایکپ یا معمولی انجام شده‌است .در هر حالت دو نمونه تست شده و در نهایت از داده‌ای به‌دست آمده در هر حالت میانگین‌گیری شده است لازم به ذکر است که برای اندازه گیری طول ترک از روش بصری استفاده شده است به همین خاطر از یک دوربین دیجیتال با قدرت زوم ۳۰X استفاده‌گردیده‌است که نمایی از آن در شکل ۱۰ نشان داده شده است.

جدول ۳) ابعاد نمونه تست کشش

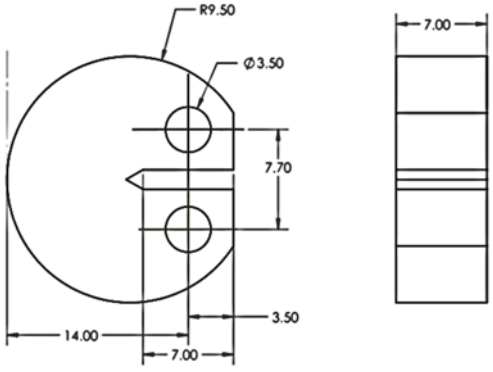
۶۹/۶	مدول یانگ(مگا پاسکال)
۰/۳۳	ضریب پوآسون
۱۴۰	تنش تسلیم(مگا پاسکال)
۲۸۴	تنش نهایی(مگا پاسکال)

(ب)

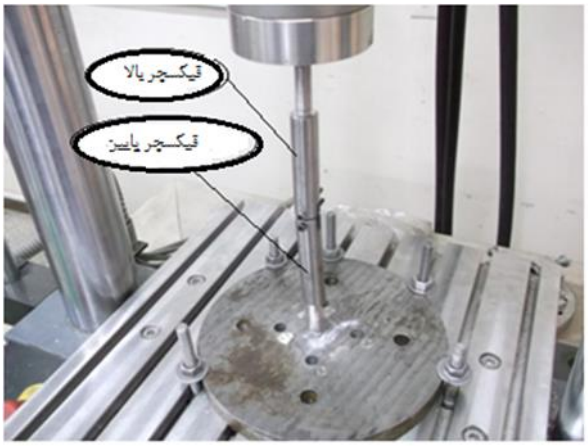


(الف)

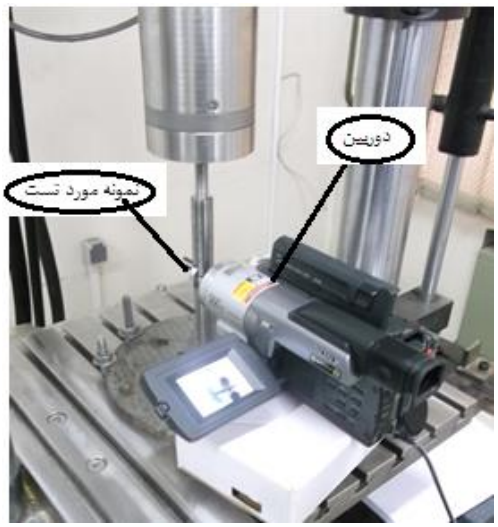
شکل ۷) الف) مشخصات هندسی نمونه مورد آزمایش و نمونه آزمایشی[15]، ب) نمایی از نمونه CT جهت تست رشد ترک خستگی



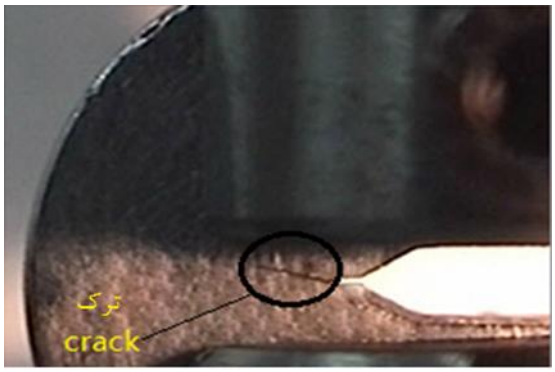
شکل ۸) نمونه‌ی شکسته شده بعد از تست کشش



شکل ۹) گیره‌های تست کشش-فشاردر حالت تک محوره



شکل ۱۰) نمایی از تصویر برداری رشد ترک در حین تست



شکل ۱۱) تصویری از ترک در حین تست

روش آزمون به‌این صورت می باشد که از ابتدای آزمایش تا انتهای آزمایش توسط این دوربین ثبت شده و سپس برای پردازش فیلم و به‌دست آوردن طول ترک در زمان های دلخواه که معرف تعداد چرخه می‌باشد از نرم افزار دیجیتایـــزر (Digitizer) استفاده شده است. در شکل ۱۱ تصویری از طول ترک که توسط این دوربین ثبت گردیده، نشان داده شده است.

حداکثر بار(P_{max}) در این تست ۸۰۰ نیوتن و حداقل بار وارده (P_{min}) ، ۱۰۰نیوتن بوده و بسامد بارگذاری ۱۰ Hzو دامنه بارگذاری برابر ۳۵۰ نیوتن می باشد . بنابراین نسبت تنش در این تست برابر ۰/۱۲۵ خواهد بود.

در آزمایشگاه می‌توان به‌طور مستقیم، تعداد سیکل ها (عمر) و بارگذاری (ΔP) را به‌دست آورد. همان‌طور که گفته شد، از روش بصری نیز برای اندازه گیری طول ترک استفاده شده است. بنابراین می‌توان عامل ضریب شدت تنش(ΔK) را از رابطه (٦) استخراج کرد[15].

$$\Delta k = \left(\frac{\Delta P}{B\sqrt{W}}\right)\left(\frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}}\right)(0.76 + 4.8(\alpha) - 11.58(\alpha^2) + 11.43(\alpha^3) - 4.08(\alpha^4)) \quad (٦)$$

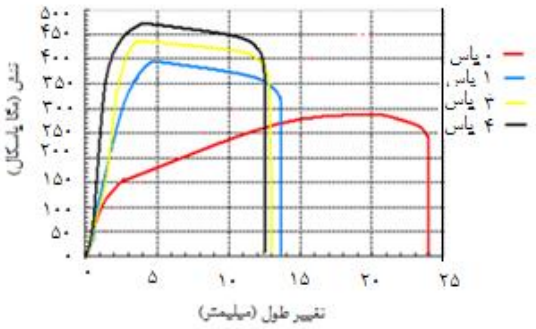
که در رابطه (٦)، α طول ترک، B و W مشخصات هندسی نمونه‌ی CT می باشد.

۴- نتایج آزمایشگاهی

۴-۱- نتایج آزمون کشش

نتایج حاصل از آزمون کشش برای حالات ذکر شده در شکـل ۱۲ نشان داده شده است از این شکل می‌توان مشاهده کرد که تاثیر فرآیند ایکپ در افزایش تنش تسلیم و نهایی چقدرزیاد می باشد در واقع بعد از پاس چهارم تنش تسلیم نزدیک به محدوده تنش تسلیم فولاد ها می‌شود.

در جدول ۴ مقادیر تنش تسلیم و نهایی برای ۴ پاس از فرآیند ایکپ نشان داده شده است.



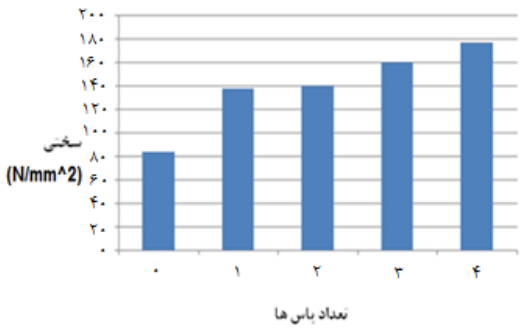
شکل ۱۲) نمودار تنش- تغییر طول، در تست کشش انجام شده در پاس های مختلف

۴-۲- نتایج سختی سنجی

نتایج مربوط به سختی سنجی ویکرز در شکل ۱۳ تا پاس چهارم نشان داده شده است.

۴-۳- نتایج متالوگرافی

بررسی ساختار متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی(Scanning Electron Microscope) در شکل ١٤-الف نشان داد که اندازه‌ی میانگین دانه برای نمونه‌ی ایکپ شده بعد از پاس چهار برابر ٧٤٥ نانومتر می‌باشد. در صورتی که در حالت معمولی بعد از آنیل در حدود ۱۳۱ میکرومتر می باشد شکل ١٤-ب.



شکل ۱۳) نمودار سختی ویکرز در پاس های مختلف

جدول ۴) مقادیر حاصل از تست کشش

نمونه	تنش تسلیم(مگاپاسکال)	تنش نهایی(مگاپاسکال)	ازدیاد طول نسبی(میلیمتر)
اولیه	۱۴۰	۲۸۲	۲۲
پاس۱	۲۲۲	۳۸۴	۱۳
پاس۳	۳۳۱	۴۴۰	۱۲
پاس۴	۳۶۲	۴۷۰	۱۱

علت ریز شدن دانه های آلومینیمی را می توان چنین بیان کرد که نمونه به هنگام پرس توسط ایکپ تحت تغییر شکل پلاستیکی شدید قرار گرفته است. این تغییر شکل شدید کرنش های بالایی را به نمونه تحمیل کرده که در نتیجه آن دانسیته‌ی بالایی از نابجایی ها در هر پاس از فرآیند وارد ساختار می شود.

۴-۴- نتایج حاصل از آزمایش رشد ترک خستگی

در نمودار شکل ۱۵ الف تغییرات عمر خستگی بر حسب طول ترک در حالت های بدون پاس ، پاس ۲ و ٤ به همراه برازش منحنی(شکل ۱۵-ب)، ارایه شده است.

همان‌طور که در شکل ۱۵-الف ملاحظه می شود عمر یک قطعه ی دارای ترک در حالت ایکپ کاهش یافته است و این گویای این مطلب می باشد که خاصیت نرمی ماده(Ductility) کاهش یافته و تردتر می شود.

جدول ۵ عمر شکست در نمونه ها را از لحظه ی شروع آزمون تا طول ترک نهایی و شکست را بیان می کند.

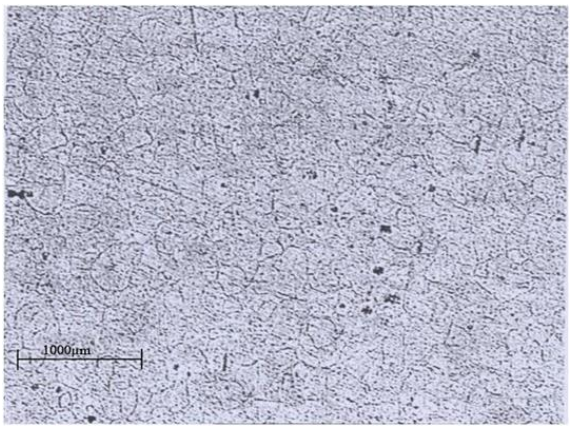
برای به‌دست آوردن نرخ رشد خستگی همان‌طور که پیش از این اشاره شد از معادله پاریس استفاده شده است که در حالت لگاریتمی بصورت خطی می باشد بنابراین برای به‌دست آوردن ضریب ثابت معادله پاریس (c,m) می‌توان با برازش یک خط در نمودار da/dN-ΔK مقادیر ثابت c و m را در هر پاس به‌دست آورد.

در شکل ۱٦، برازش منحنی برای تعیین ضرایب c و m معادله ی پاریس نشان داده شده است.

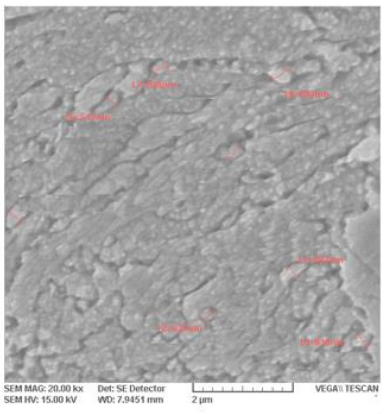
در جدول ۶، مقادیر c و m در هر سه حالت بیان شده است. در شکل ۱۷ نمودار رشد ترک خستگی بر حسب ضریب شدت تنش در مقیاس لگاریتمی رسم شده‌است.

جدول ٦) مقادیر ثابت ضرایب پاریس در هر سه حالت

تعداد پاس	C(mm/cycle)	m
۰	$۳/۶۱۲\times۱۰^{-۱۰}$	۶/۰۵۴
۲	$۶/۰۰۲\times۱۰^{-۹}$	۴/۸۰۵
۴	$۲/۲۲۱\times۱۰^{-۸}$	۴/۵۰۴

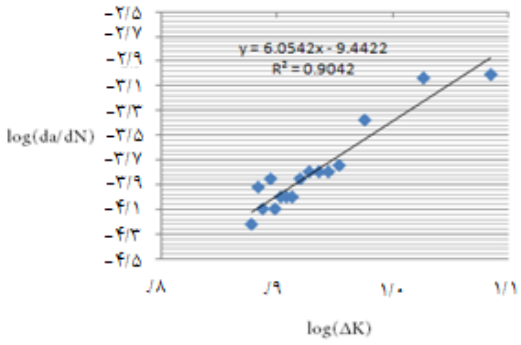


(ب)

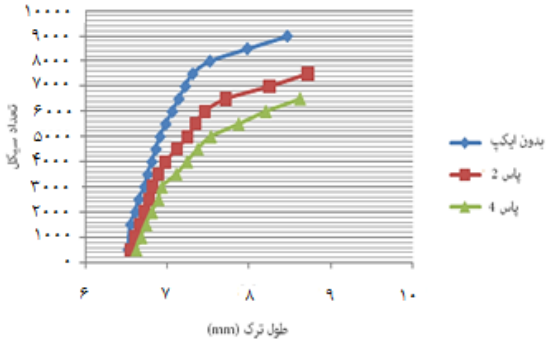


(الف)

شکل ۱۴) الف: تصویر میکروسکوپ روبشی(SEM) از آلومینیم بعد از پاس ۴ ب: تصویر میکروسکوپ روبشی(SEM) از آلومینیم در حالت پایه

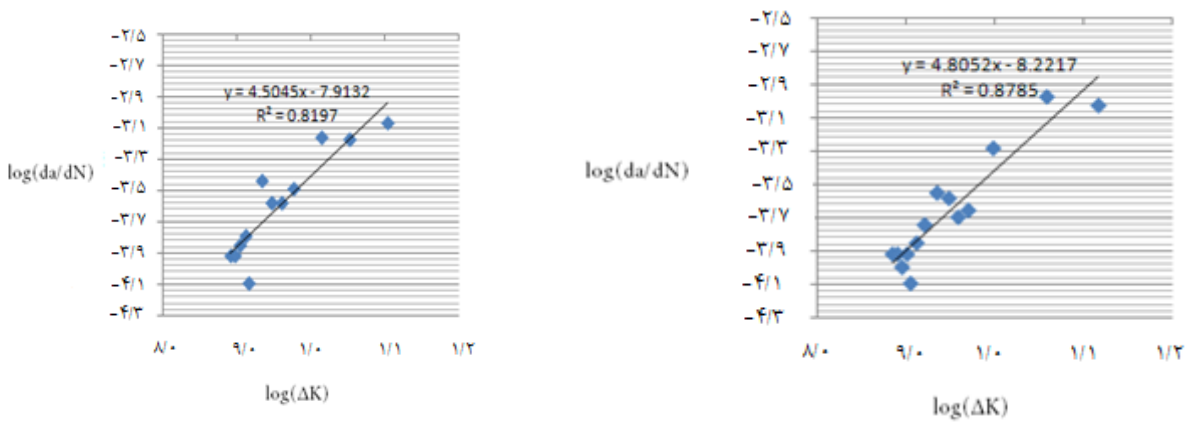


(ب)



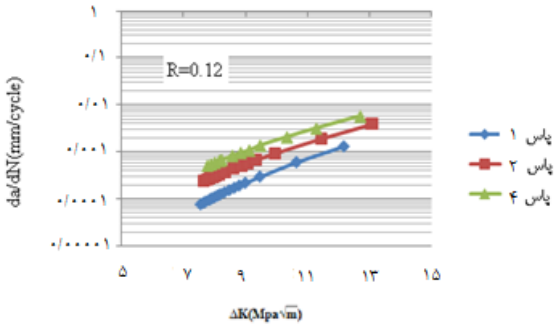
(الف)

شکل ۱۵) الف: عمر بر حسب طول ترک در حالت های بدون ایکپ ، پاس های ۲ و۴، ب: برازش منحنی در حالت بدون ایکپ برای بدست آوردن ضرایب c وm(ضرایب معادله‌ی پاریس)



(الف) (ب)

شکل ۱۶) الف: برازش منحنی برای پاس ۲ برای بدست آوردن ضرایب Cوm، ب: برازش منحنی برای پاس ۴ برای بدست آوردن ضرایب c و m



شکل ۱۷) نمودار رشد ترک خستگی در پاس‌های ۰، ۲و۴ در مقیاس لگاریتمی

نکته قابل توجه‌ای که در آزمون‌ها مشاهده شد، انحراف ناگهانی مسیر ترک می باشد که با مشاهده در مسیر ترک در هر یک از حالت ها در یافت گردید انحراف ناگهانی ترک که ناشی از کاهش محدوده لیگامنت (W-a) می باشد در نمونه های ایکپ شده کمتر می باشد و این موضوع را می توان به کاهش دانه های فلز در حالت ایکپ بیان کرد. در شکل مسیر رشد ترک در هر یک از حالات نشان داده شده است.

همان‌طور که از شکل ۱۸ مشاهده می شود در شکست خستگی معمولا سطح شکست عمود بر جهت بار گذاری می‌باشد و محدوده ناحیه ی پلاستیک کم می باشد. در شکل ۱۹، نمونه‌ای که در حالت استاتیکی شکسته شده نشان داده شده است همان‌طور که در شکل مشاهده می شود مسیر رشد ترک متفاوت است و تفاوت این شکست و شکست خستگی کاملا در شکل مشهود می باشد.

۵- راستی آزمایی نتایج

۵-۱- تحلیل به روش اجزا محدود

جهت مقایسه نتایج آزمون، از مدل‌سازی رشد ترک تحت بارگذاری چرخه‌ای در نرم افزار اجزا محدود تجاری ABAQUS استفاده شده است لذا از مدل اولیه (بدون ایکپ) که خواص مکانیکی آن مشخص است برای مدل‌سازی و ارزیابی با نتایج آزمایش رشد ترک استفاده شده است. با توجه به اینکه زمان تحلیل خستگی زیاد می باشد نرم افزار از روشی بنام چرخه مستقیم (Direct Cyclic)استفاده می کند همچنین اساس رشد ترک در نرم افزار روش رشد ترک مجازی(VCCT) در نظرگرفته شده است که برای حل مسائل رشد ترک بسیار مناسب است.

۵-۲- روش رشد ترک مجازی (VCCT)

تكنيك رشد ترك مجازي (VCCT) از قوانين مكانيك شكست الاستيك خطي پيروي مي كند لذا براي رشد ترك در تحت بار خستگی مناسب است. اين معيار بيان مي كند انرژي كرنشي آزاد شده به‌خاطر گسترش ترك برابر باهمان انرژي مورد نياز بـــراي

(ج) (ب) (الف)

شکل ۱۸) مسیر رشد ترک ، الف: حالت معمولی ، ب: پاس ۲ ، ج: پاس ۴

شکل ۱۹) نمونه¬ای از شکست استاتیکی

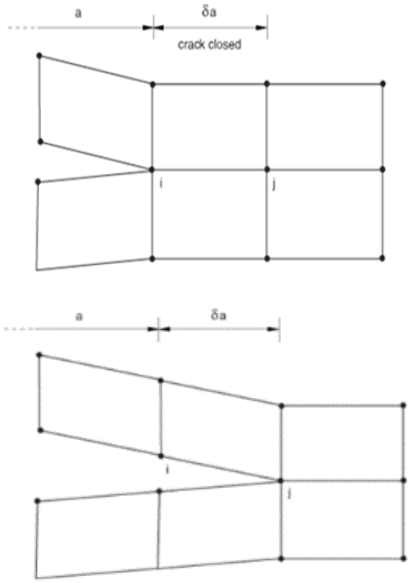
بستن ترك مي باشد به عنوان مثال در شكل ۲۰ گسترش ترك به مقدار δa از گره i به گره j را نشان مي دهد[16].

درشكل ۲۱، نودهاي مجاور لبه نوك ترك توسط رابطه‌ي (۷)شروع به آزاد شدن از يكديگر مي‌كنند.

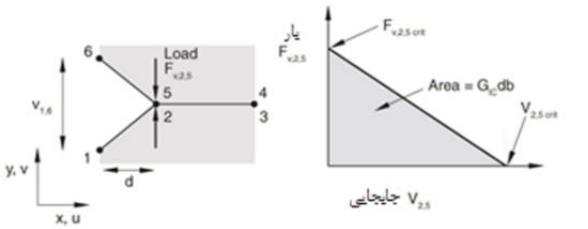
$$f = \frac{G_I}{G_{IC}} = \frac{1}{2}\left(\frac{v_{1,6}F_{v,2,5}}{bd}\right)\frac{1}{G_{IC}} \geq 1.0 \qquad (۷)$$

كه در آن G_I نرخ انرژي رها شده در حالت مود يك ، G_{IC} نرخ بحراني انرژي آزاد شده، b ضخامت و d طول اجزا مي باشد.همچنين $F_{v,2,5}$ نيروي عمودي بين نود هاي ۲و ۵ و $v_{1,6}$ جابجايي عمودي بين نود هاي ۱و۶ مي باشند. همان‌طور كه بيان شد با فرض رفتار الاستيك خطي ، انرژي مورد نياز براي بستن ترك (يا همان انرژي كه براي باز كردن ترك لازم است)توسط رابطه (۷)بيان مي شود .بنابراين تا اين معادله ارضا نشود ترك رشد نمي كند.در حالتی كه بارگذاری چرخه‌ای باشد شروع رشد ترك زماني اتفاق مي افتد كه نامساوي (۸) حاكم باشد

$$f = \frac{N}{c_1 \Delta G^{c_2}} \qquad (۸)$$



شکل ۲۰) با گسترش ترك به مقدار δa انرژي كرنشي آزاد مي شود[16]



شکل ۲۱) مود I خالص، انرژي مورد نياز براي باز كردن ترك[16]

كه در اين رابطه ثوابت c_1 و c_2 مربوط به ماده هستند كه از طريق آزمايش به‌دست مي آيند.N تعداد چرخه و ΔG نرخ رهايش انرژي بين دو مقدار بارگذاري بيشينه و كمينه مي باشد.بنابراين نودها در نوك ترك آزاد نمي شوند مگر اينكه رابطه (۸) ارضا شود.

در آزمايشگاه به‌طور مستقيم تعداد سيكل و طول ترك را مي توان ثبت كرد و با استفاده از مقادير طول ترك و ميزان بارگذاري ضريب شدت تنش را محاسبه كرد از طرفي طبق رابطه (۹) ΔG و Δk در ارتباط هستند بنابراين مي توان با لگاريتم گرفتن از دو طرف رابطه (۸) منحني $\mathrm{Log}\,(N - \Delta G)$ را رسم و با برازش خط درجه يك اين ضرايب را به‌دست آورد.

$$\Delta G = \frac{\beta(\Delta k^2)}{E} \qquad (۹)$$

$$\beta = \frac{1+R}{1-R} \qquad (۱۰)$$

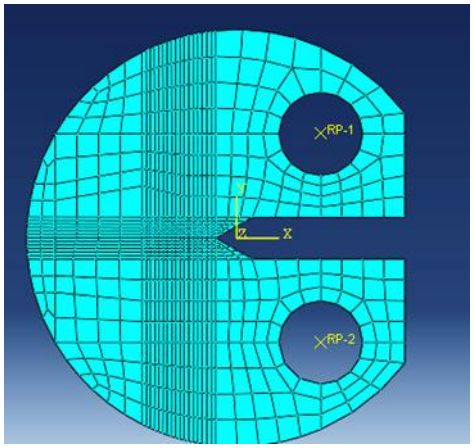
$$R = \frac{k_{min}}{k_{max}} \qquad (۱۱)$$

هنگامي كه معيار بالا ارضا شد دو سطح با نرخ da/dN كه توسط رابطه ۱۲ بيان مي شود شروع به رشد مي كنند[16].

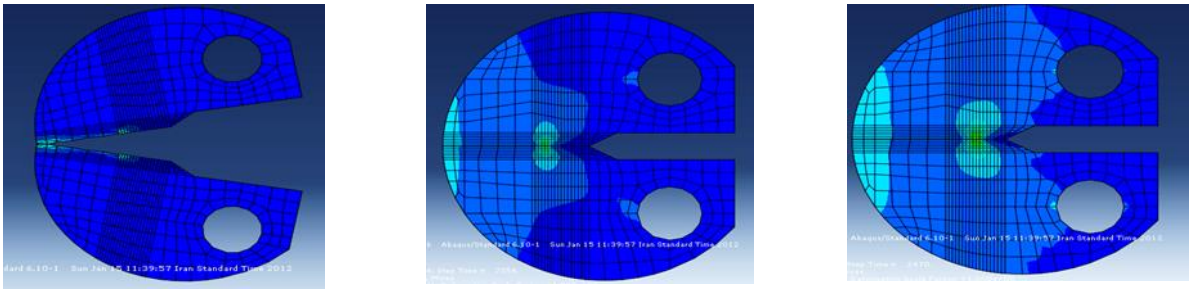
$$\frac{da}{dN} = c_3 \Delta G^{c_4} \qquad (۱۲)$$

$$c_4 = \frac{m}{2} \quad \text{و} \quad c_3 = c(E/\beta)^{\frac{m}{2}} \qquad (۱۳)$$

در شكل ۲۲، نمايی از مدل مش‌بندی شده مدل برای تحليل اجزا محدود نشان داده شده است همان‌طور كه از مدل مشهود است جهت دستيابی به نتايج دقيق‌تر مسير رشد ترك با اجزا ريزتر شبكه بندی شده است.



شکل ۲۲) مش بندي نمونه با دانسيته ي بالا در مسير رشد ترك



(الف) (ب) (ج)

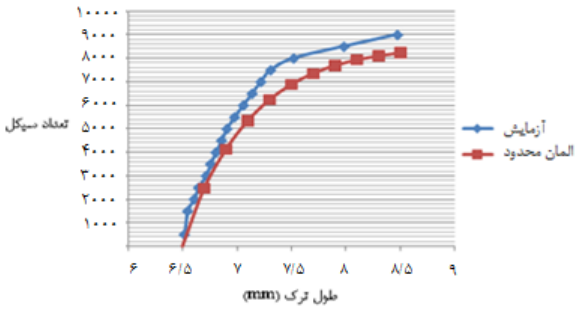
شکل ۲۳) الف: رشد ترک با طول ۶/۷ میلیمتر در سیکل ۲۴۷۰، ب: رشد ترک با طول ۷/۷ میلیمتر در سیکل ۷۳۵۵، ج: نمایش ناپایداری رشد ترک بخاطر کاهش ناحیه ی لیگامنت

۶- تحلیل و تفسیر نتایج

به‌دلیل تیز نبودن ترك در نمونه مورد آزمون ناحیه گرد شدن در نوك ترك(Blunting) وجود دارد لذا براي غلبه براین ناحیه در نوك ترك اولیه تعداد چرخه زیادي صرف شده است که در شبیه سازي باعث به‌وجود آمدن خطاي زیادي مي شود بنابراین براي غلبه بر این مشکل در مدل‌سازیاز طول ترك اولیه که۵/۳ میلیمتر بوده به عنوان ترك اولیه استفاده نشده است و از طول ترك ٦/٥ میلیمتر تا ۸/۵ میلیمتر براي محاسبه ي تعداد چرخه استفاده شده است وسپس نتایج حاصل با حالت تجربی مقایسه مي شوند.در اشکال ۲۸ و ۲۹رشد ترك در نرم افزار را در تعداد سیکل هاي مختلف قابل مشاهده است.

درشکل ٢٤ نتایج آزمایشگاهی و شبیه سازی که بیان کننده میزان افزایش طول ترک در چرخه‌های مختلف می‌باشد مقایسه شده‌اند.

میزان اختلاف نتایج آزمایشگاهی و تحلیل عددی در حدود ۱۲ درصد در چرخه‌های بالا می باشد که می توان علت اختلاف را انحراف ترک در حالت آزمون و همچنین نداشتن مقدار دقیق چقرمگی شکست دانست.



شکل ۲۴) مقایسه‌ی نتایج آزمایشگاهی و المان محدود برای نمونه اصلی

۷- نتیجه‌گیری

نتایج حاصل از این تحقیق عبارتند از:

بعد از ٤ پاس اندازه ی دانه های تشکیل دهنده فلز به ٧٤٥ نانومتر طبق متالوگرافی انجام شده رسید که می‌توان فلز مورد نظر را در دسته مواد ریزساختار قرار داد.

نتایج حاصل از سختی سنجی ویکرز در هر پاس نشان داد که با کاهش اندازه دانه در فلز سختی نیز افزایش می یابد در نتیجه ماده ترد تر می شود و می بایست تغییر طول حاصل از آزمون کشش کاهش یابد.

آزمون کشش نیز در هر یک از پاس های ٤،٣،١ و بدون ایکپ انجام شد . نتایج آزمون‌ها نشان داد که با کاهش اندازه دانه هم تنش تسلیم و هم تنش نهایی افزایش پیدا می‌کند ولی میزان درصد تغییر طول (Elongation) کاهش پیدا می‌کند که در آزمایش سختی کاملا مشهود است

آزمون رشد ترک تحت بار گذاری خستگی نیز برای حالت های معمولی ،پاس های ۲و ٤ انجام شد میزان ΔPبرای هر حالت یکسان و برابر ۸۰۰ نیوتن در نظر گرفته شد. با انجام این آزمون مشاهده شد که شیب نمودار da/dN-ΔK با افزایش تعداد پاس های ایکپ افزایش می‌یابد به عبارت دیگر رشد ترک ارتباط مستقیم با اندازه دانه بندی فلز دارد و هر چه این اندازه کاهش یابد رشد ترک بیشتر می شود در واقع می‌توان نتیجه گرفت تازمان ایجاد ترک مقاومت ماده بالا بوده که آزمون کشش گویای این مطلب می‌باشد ولی در صورتی که ترک ایجاد شود چون ماده تردتر می باشد و دانه بندی نیز کاهش می یابد نرخ رشد آن بیشتر می‌شود از طرفی با ریزساختار کردن ماده مرزهای دانه‌ها نزدیک شده و انحراف ترک در مسیر رشد خود کاهش می‌یابد.

جهت مقایسه و صحت سنجی نتایج آزمایشگاهی از مدل‌سازی رشد ترک به روش VCCT در نرم افزار المان محدود آباکوس استفاده شد نتایج حاصل از تحلیل برای نمونه بدون ایکپ که خواص مکانیکی آن مشخص است نشان داد که در حدود ۱۲ درصد با نتایج آزمایشگاهی متفاوت می باشد و دلیل این موضوع را می توان در انحراف اولیه ترک دانست چرا که در مدل‌سازی مسیر ترک مستقیم در نظر گرفته شده است که در واقعیت اینطور نیست.

تاییدیه اخلاقی: این مقاله تاکنون در نشریه دیگری به چاپ نرسیده است. محتوای ادبی مقاله منتج از فعالیت علمی خود نویسندگان بوده، صحت و اعتبار نتایج و متن مقاله برعهده نویسندگان مقاله است.

تعارض منافع: مقاله حاضر هیچ گونه تعارض منافعی با پایان نامه/ رساله و طرح پژوهشی ندارد.

منابع مالی: منابع مالی استفاده شده در این تحقیق کاملا شخصی می باشد.

منابع

1- Valiev RZ, Langdon TG. Developments in the use of ECAP processing for grain refinement. Reviews on Advanced Materials Science. 2006 (1):15-26.

2- Lee JC, Lee SH, Kim SW, Hwang DY, Shin DH, Lee SW. The thermal behavior of aluminum 5083 alloys deformed by equal channel angular pressing. Thermochimica acta. 2010 ;499(1-2):100-5.

3- Wolf E. Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering fracture mechanics. 1970 ;2(1):37-45.

4- Patlan V, Vinogradov A, Higashi K, Kitagawa K. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing. Materials Science and Engineering: A. 2001 ;300(1-2):171-82.

5- Hanlon T, Tabachnikova ED, Suresh S. Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys. International Journal of Fatigue. 2005 ;27(10-12):1147-58.

6- Vinogradov A, Hashimoto S, Patlan V, Kitagawa K. Atomic force microscopic study on surface morphology of ultra-fine grained materials after tensile testing. Materials Science and Engineering: A. 2001 ;319:862-6.

7- Vinogradov AY, Stolyarov VV, Hashimoto S, Valiev RZ. Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation. Materials Science and Engineering: A. 2001 ;318(1-2):163-73.

8- Patlan V, Vinogradov A, Higashi K, Kitagawa K. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing. Materials Science and Engineering: A. 2001 ;300(1-2):171-82.

9- Kazemi MA, Seifi R. Effects of crack orientation on the fatigue crack growth rate and fracture toughness of AA6063 alloy deformed by ECAP. Materials Science and Engineering: A. 2018 ;733:71-9.

10- LePage WS, Ahadi A, Lenthe WC, Sun QP, Pollock TM, Shaw JA, Daly SH. Grain size effects on NiTi shape memory alloy fatigue crack growth. Journal of Materials Research. 2018 ;33(2):91-107.

11- http://www.matweb.com/search/DataSheet.html

12- Standard AS. Standard Test Methods for Tension Testing Wrought & Cast Aluminum-and Magnesium-Alloy Products. Annual Book of ASTM Standards. 2010;2.

13- Standard AS. Standard test method for vickers hardness of metallic materials. E92, 2017

14- Astm E. ASTM E3-01-Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. Annual Book of ASTM Standards. 2001.

15- ASTM International. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. ASTM international; 2011. E647, 2017.

16- Manual A. Abaqus analysis user's manual, Version 2019. Simulia Corp. Providence, RI, USA. 2019.