



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

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

مرتضی شکیباسرشت

دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

محمود ذبیح‌پور*

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 فرآیند 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 شده است و مشاهده گردید که رشد ترک در مواد ایکپ شده سریع‌تر می‌باشد و سطح شکست در مقایسه با حالت معمولی هموارتر شده است 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- فرآیند ایکپ (ECAP)

فرآیند ایکپ ابتدا توسط سگال و همکارانش معرفی شده است [1]. در این فرآیند نمونه فلزی به داخل قالبی با کانال‌های مشابه که نسبت به هم زاویه دار هستند اکستروود می‌شود. نمونه‌هایی مورد استفاده معمولاً استوانه‌ای یا چهارگوش هستند و در حین عبور از داخل کانال‌ها، در گوشه قالب تغییر شکل برشی ساده به نمونه اعمال می‌شود و اگر ابعاد دو کانال یکسان باشد، اندازه نمونه قبل و بعد از فرآیند تغییری نمی‌کند و می‌توان نمونه اکستروود شده را مجدداً در قالب ایکپ تغییر شکل داد. میزان کرنش پلاستیک اعمال شده در هر سیکل ایکپ به زاویه قالب و شعاع گوشه آن بستگی دارد که در قالبی با زاویه ۹۰ درجه تقریباً برابر با یک است. در این فرآیند مسیر کرنش اهمیت زیادی دارد و

گزارش شده که چرخش نمونه بین چرخه‌های ایکپ می‌تواند باعث تغییر در شکل‌گیری ریزساختار ماده شود [1]. آزمایش‌ها به خوبی نشان داده‌اند که نرخ کرنش اعمالی فقط تابع هندسه قالب می‌باشد. بنابراین اندازه‌ی کرنش رابطه مستقیمی با زاویه کانال‌ها 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 تأثیری زیادی نگذارد باید نمونه و قالب کاملاً روانکاری شوند نرخ کرنش در یک پاس از رابطه ۱ به‌دست می‌آید [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 تقریباً N پاس کرنش حاصل، از رابطه ی ۲ به‌دست می‌آید.

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

۲-۱- رشد ترک (Crack Growth)

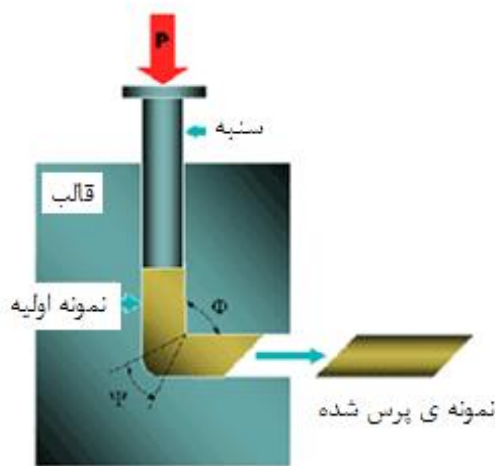
رشد ترک تحت بارگذاری چرخه‌ای به دو دسته می‌شود.

بارگذاری با دامنه ثابت

بارگذاری با دامنه متغیر

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

در شکل ۱ نمودار نرخ رشد ترک $\left(\frac{da}{dN}\right)$ (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. ناحیه اول مربوط به رشد ترک اولیه (Initiation) می‌باشد. عامل موثر در این ناحیه مقدار آستانه



شکل ۱) شماتیکی از فرآیند ایکپ [2].

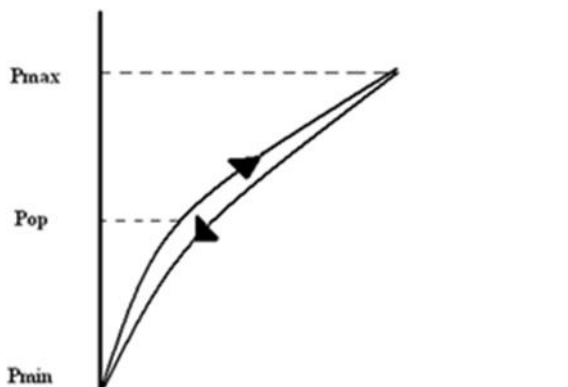
$$\Delta K_{eff} = U \Delta K \quad (5)$$

$$U = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{op}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} \quad (6)$$

۳-۱- مروری بر ادبیات

در سال‌های اخیر مواد ریز ساختار به علت خواص فیزیکی و مکانیکی عالی مثل استحکام کششی و سختی 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 می‌خورد به عنوان نمونه در خستگی کم چرخه آلیاژ ریز دانه A1 1560، حد خستگی، اندکی افزایش و عمر خستگی کاهش پیدا می‌کند [5] حال آنکه در آلیاژ A1 5056 پس از عملیات ای‌کپ، عمر خستگی چرخه بالا افزایش می‌یابد ولی در حدخستگی آنها بهبودی ملاحظه نمی‌شود. علت چنین رفتاری را می‌توان به عوامل مربوط به روش های تولید، میزان عملیات ترمومکانیکی و عوامل ساختاری نظیر زیرشبهه 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 نسبتاً زیاد، در دهه اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته اند. وجود مرز دانه‌های بسیار، خواص این مواد را شدیداً تحت تاثیر قرار می‌دهد؛ زیرا فصل مشترک‌ها اغلب به صورت غیر تعادلی هستند و علاوه بر به وجود آوردن میدان های تنش 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].



جایجایی

شکل ۲) نمودار بار-جایجایی و معرفی [3]

ضریب شدت تنش چرخه‌ای (ΔK_{th}) است. یعنی با رسیدن ΔK به ΔK_{th} رشد ترک اولیه آغاز می‌شود. ناحیه دوم در مقیاس لگاریتمی 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.

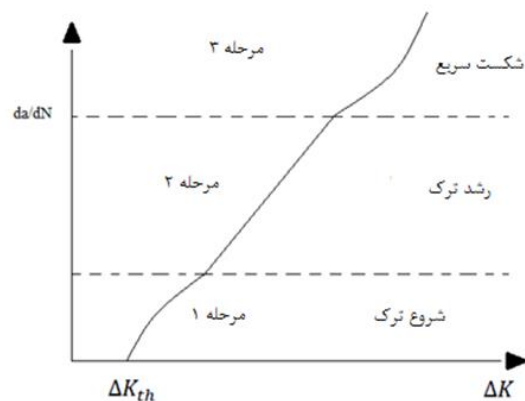
رابطه پرکار برد در رشد ترک همان رابطه معروف پاریس می‌باشد. یکی از پدیده‌هایی که در رشد ترک موثر است پدیده بسته شدن دهانه ترک (Crack Closure) در حین رشد می‌باشد البرت در پژوهش‌های خود نشان داد که تنش‌های پسماند حاصل از تنش های فشاری، در ماده باعث پدیده بسته شدن دهانه ترک می‌شوند [3]. از آنجا، ضریب شدت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

$$\frac{da}{dN} = c(\Delta k_{eff})^m \quad (3)$$

$$k_{eff} = k_{max} - k_{op} \quad (4)$$

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 نمودار بار جابه جایی در بارگذاری سیکلی بین P_{max} و P_{min} 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 ۴ بیان می‌شود [3].



شکل ۱) نواحی سه گانه رشد ترک خستگی [3]

حالت معمولی نشان داد. افزایش تنش تسلیم نیز بعد از ۴ 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 و مهره به هم بسته می‌شوند. قطر کانال ۱۹/۷ میلی‌متر بوده و قالب از فولاد ابزار سرد کار ساخته شده است. ماده مورد استفاده از جنس آلیاژ آلومینیم ۵۱۸۲ بوده که تحلیل شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است. ابتدا نمونه هابه قطر ۱۹/۵ میلی‌متر و طول ۱۲۰ میلی‌متر ماشین کاری شده و سپس به مدت یک ساعت در دمای ۳۴۳ درجه سلسیوس [۱۱] تحت عملیات 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 ۱ میلی‌متر بر ثانیه استفاده شده است. نمونه‌ها بعد از هر پاس مجدداً ماشین



شکل ۳) نمایی از قالب ایکپ و پرس هیدرولیک

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 و آلومینیوم، که کاهش چشمگیری در خواص خستگی تحت کرنش کنترل شده دارند [5]، در تیتانیوم هیچ کاهش در مشخصات خستگی تحت کرنش پلاستیک ثابت مشاهده نشد، به نحوی که کافین- مانسون آن در نمونه های ریزدانه و درشت دانه 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 می آید نیز نقش مهمی در خواص ذکر شده ایفا می کند. پاتلان و همکارانش [8] با مطالعه رفتار خستگی آلیاژ Al-Mg5056 در نتایج خود به بهبود عملکرد خستگی ۵- تمپر شده (O-tempered) در تنش های بالا اشاره می کنند. با این وجود بیان می کنند 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 نمونه های 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 ۶۰۶۳ نانو ساختار شده توسط فرآیند ایکپ بررسی کرده اند و نتایج نشان داد رشد ترک در آلیاژ نانو ساختار شده ی نهایی به مراتب بیشتر از حالت اولیه می باشد و تغییر طول ناشی از بار برای نمونه ی نانو شده کمتر می باشد. لپاگ و همکارانش [10] تاثیر ریز دانه کردن ماده بروی رشد ترک خستگی در پلی کریستال نیکل-تیتانیوم از ۱۰ تا ۱۵۰۰ نانومتر را مطالعه کردند نتایج آنها نشان داد رشد ترک خستگی در دانه های درشت تر به مراتب آهسته تر و باز شدگی دهانه ترک بیشتر می باشد.

۲- شرح مساله

در این تحقیق عملیات ایکپ به روی نمونه هایی از آلیاژ ۵۱۸۲، در ۱ تا ۴ پاس در دمای محیط انجام شده است. بعد از ایکپ نمونه ها، برای بدست آوردن خواص مکانیکی مانند سختی سنجی، آزمون کشش و متالوگرافی آماده شده اند. 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

جدول ۱) درصد ترکیب شیمیایی آلیاژ ۵۱۸۲

تیتانیوم	کروم	روی	منیزیم	منگنز	مس	آهن	سلسیم	آلومینیم
۰/۰۲۸۱	۰/۰۰۹۳	۰/۰۰۴۹	۴/۰۶	۰/۴۶۹	۰/۱۵۶	۰/۲۷۷	۰/۱۵۸	پایه

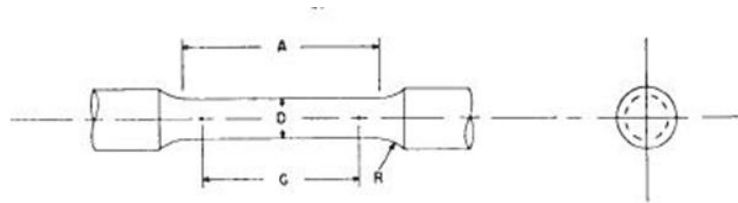


(ب)



(الف)

شکل ۴) الف: نمونه ایکپ شده بعد از ۴ پاس ب: نمونه ایکپ شده بعد از ماشینکاری جهت آماده 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

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

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 ۴- الف، یک نمونه بعد از فرآیند ایکپ نشان داده شده است و در شکل ۴- 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 و مقدار 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 نمونه‌ها در جدول ۲ نمایش داده شده اند نمونه شکسته شده در این تست در شکل ۶ 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 نمونه‌ها استفاده شده است که طبق استاندارد ASTM E92 [۱۳] مقدار نیروی وارد بر نمونه ۱۰ کیلوگرم و مدت اعمال نیرو ۴۰ ثانیه در نظر گرفته شده است این مقادیر برای آلیاژ/آلومینیم بر طبق استاندارد مذکور می‌باشد. در هر پاس 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

۳-۴- متالوگرافی

آماده سازی نمونه‌ی متالوگرافی مطابق با استاندارد ASTM E3-01 [۱۴] می‌باشد. به این منظور نمونه را به قطر نمونه‌های ایکپ شده و به طول ۱/۵ سانتی متر بریده، سپس مانع گردیده و تحت سنباده زنی، پولیش کاری و نهایتاً 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 متانول ۲۵ml، اسید هیدروکلرید ۲۵ ml، اسید نیتریک ۲۵ml و اسید هیدروفلوریک ۱ drop، مدت زمان اچ ۶۰ 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 $(\frac{da}{dN})$ بر حسب ضریب شدت تنش چرخه‌ای (ΔK) می‌باشد. بدین منظور یک نمونه ناچ دار که ابتدائیش 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.

بارگذاری، گیره‌های مختلفی به آنها نصب می‌گردد. به عنوان مثال در تست کشش-فشار تک محوره، گیره‌های 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 ایکنپ یا معمولی انجام شده است. در هر حالت دو نمونه تست شده و در نهایت از داده‌ای به دست آمده در هر حالت میانگین گیری 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 استفاده گردیده است که نمایی از آن در شکل ۱۰ نشان داده شده است.

جدول ۳) ابعاد نمونه تست کشش

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



(ب)

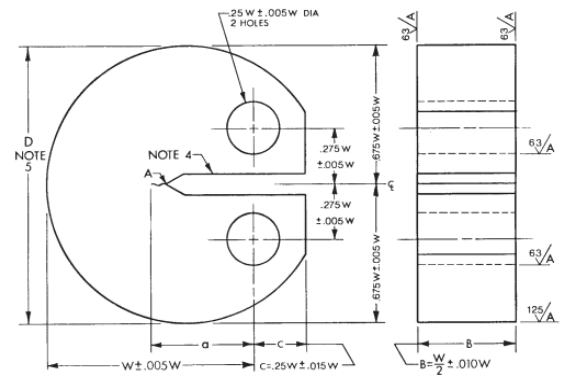
تجهیزات لازم جهت انجام آزمایش، نمونه های مناسب برای آزمون و جزئیات کامل در مورد چگونگی انجام آزمایش ها در استاندارد معرفی شده است. ابعاد نمونه مورد آزمایش براساس استاندارد ASTM E647-00 [15] در نظر گرفته شده که از نوع CT (Compact Tension) می‌باشد. مشخصات ابعادی طبق استاندارد و نمایی از نمونه CT، به ترتیب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

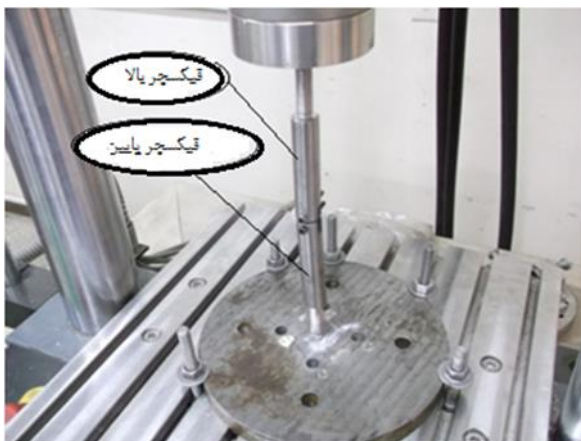
اجزا اصلی دستگاه تست خستگی در شکل نشان داده شده است که شامل سه قسمت اصلی می‌باشد:

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 مابین ۱ Hz تا ۱۰۰ Hz قابل تنظیم است. قاب اصلی دستگاه شامل دو فک بوده که با توجه به نوع

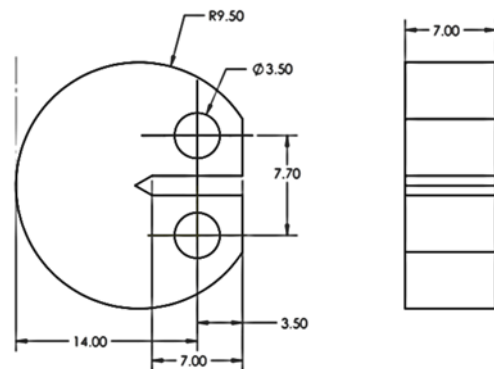


(الف)

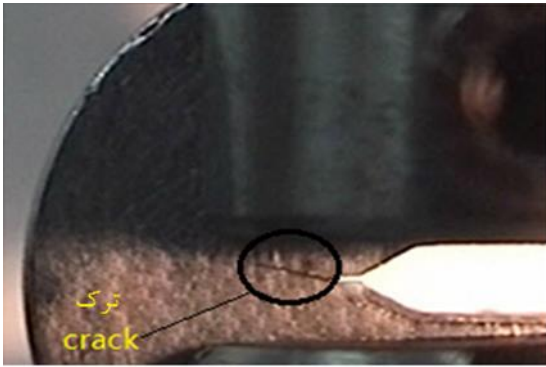
شکل ۷) الف) مشخصات هندسی نمونه مورد آزمایش و نمونه آزمایشی [15]، ب) نمایی از نمونه CT جهت تست رشد ترک خستگی



شکل ۹) گیره‌های تست کشش-فشار در حالت تک محوره



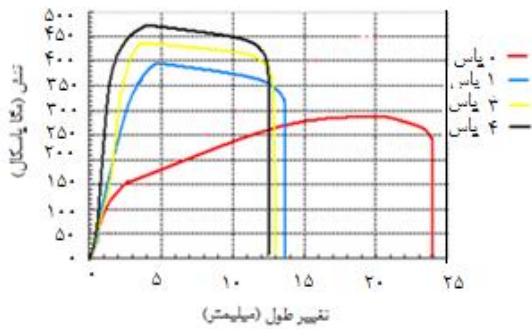
شکل ۸) نمونه‌ی شکسته شده بعد از تست کشش



شکل ۱۱) تصویری از ترک در حین تست



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



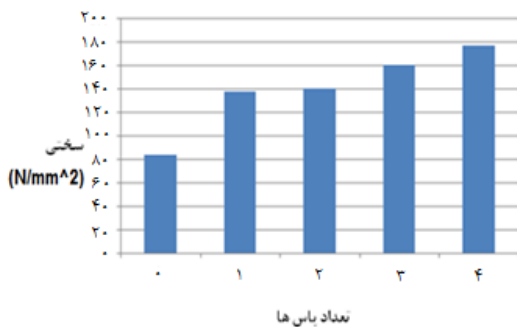
شکل ۱۲) نمودار تنش- تغییر طول، در تست کشش انجام شده در پاس های مختلف

۲-۴- نتایج سختی سنجی

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

۳-۴- نتایج متالوگرافی

بررسی ساختار متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (Scanning Electron Microscope) در شکل ۱۴-الف نشان داد که اندازهی میانگین دانه برای نمونهی ایکپ شده بعد از پاس چهار برابر ۷۴۵ نانومتر می باشد. در صورتی که در حالت معمولی بعد از آنیل در حدود ۱۳۱ میکرومتر می باشد شکل ۱۴-ب.



شکل ۱۳) نمودار سختی ویکرز در پاس های مختلف

روش آزمون به این صورت می باشد که از ابتدای آزمایش تا انتهای آزمایش توسط این دوربین ثبت شده و سپس برای پردازش فیلم و به دست آوردن طول ترک در زمان های دلخواه که معرف تعداد چرخه می باشد از نرم افزار دیجیتایزر (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})، ۱۰۰ نیوتن بوده و بسامد بارگذاری ۱۰ Hz و دامنه بارگذاری برابر ۳۵۰ نیوتن می باشد. بنابراین نسبت تنش در این تست برابر ۰/۱۲۵ خواهد بود.

در آزمایشگاه می توان به طور مستقیم، تعداد سیکل ها (عمر) و بارگذاری (ΔP) را به دست آورد. همان طور که گفته شد، از روش بصری نیز برای اندازه گیری طول ترک استفاده شده است. بنابراین می توان عامل ضریب شدت تنش (ΔK) را از رابطه (۶) استخراج کرد [15].

$$\Delta k = \left(\frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \right) \left(\frac{2 + \alpha}{1 - \alpha} \right)^{\frac{3}{2}} (0.76 + 4.8(\alpha) - 11.58(\alpha^2) + 11.43(\alpha^3) - 4.08(\alpha^4)) \quad (6)$$

که در رابطه (۶)، α طول ترک، B و W مشخصات هندسی نمونهی CT می باشد.

۴- نتایج آزمایشگاهی

۱-۴- نتایج آزمون کشش

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

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

جدول ۴) مقادیر حاصل از تست کشش

نمونه	تنش تسلیم (مگاپاسکال)	تنش نهایی (مگاپاسکال)	ازدیاد طول نسبی (میلیمتر)
اولیه	۱۴۰	۲۸۲	۲۲
پاس ۱	۲۲۲	۳۸۴	۱۳
پاس ۳	۳۳۱	۴۴۰	۱۲
پاس ۴	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 دانسیته ی بالایی از نابیایی 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 ۴ به همراه برازش منحنی (شکل ۱۵-ب)، ارایه شده است.

همان طور 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.

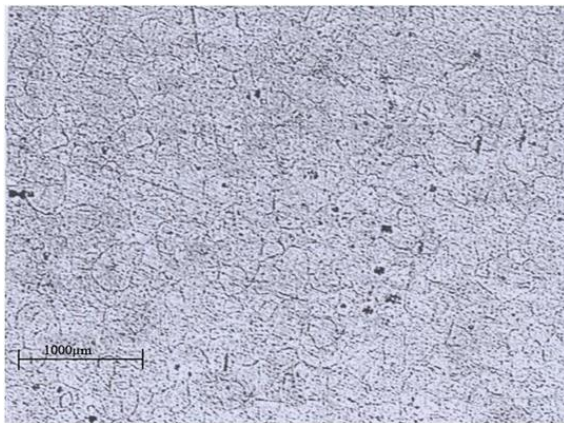
جدول ۵ عمر شکست در نمونه ها را از لحظه ی شروع آزمون تا طول ترک نهایی و شکست را بیان می کند.

برای به دست آوردن نرخ رشد خستگی همان طور که پیش از این اشاره شد از معادله پاريس استفاده شده است که در حالت لگاریتمی بصورت خطی می باشد بنابراین برای به دست آوردن ضریب ثابت معادله پاريس (c,m) می توان با برازش یک خط در نمودار $\log(da/dN)$ مقادیر ثابت c و m را در هر پاس به دست آورد. در شکل ۱۶، برازش منحنی برای تعیین ضرایب c و m معادله ی پاريس نشان داده شده است.

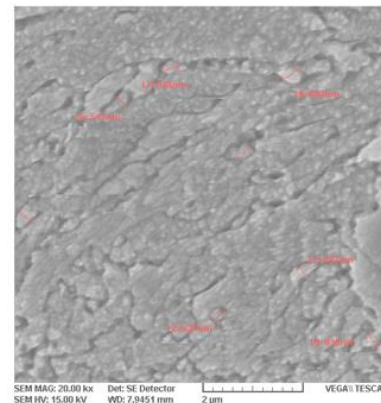
در جدول ۶، مقادیر c و m در هر سه حالت بیان شده است. در شکل ۱۷ نمودار رشد ترک خستگی بر حسب ضریب شدت تنش در مقیاس لگاریتمی رسم شده است.

جدول ۶) مقادیر ثابت ضرایب پاريس در هر سه حالت

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

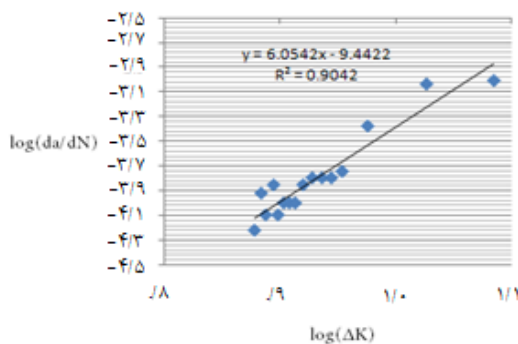


(ب)

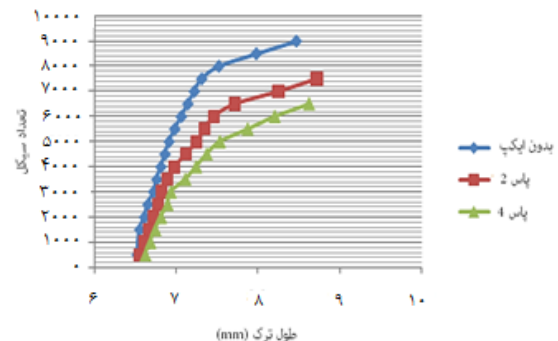


(الف)

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

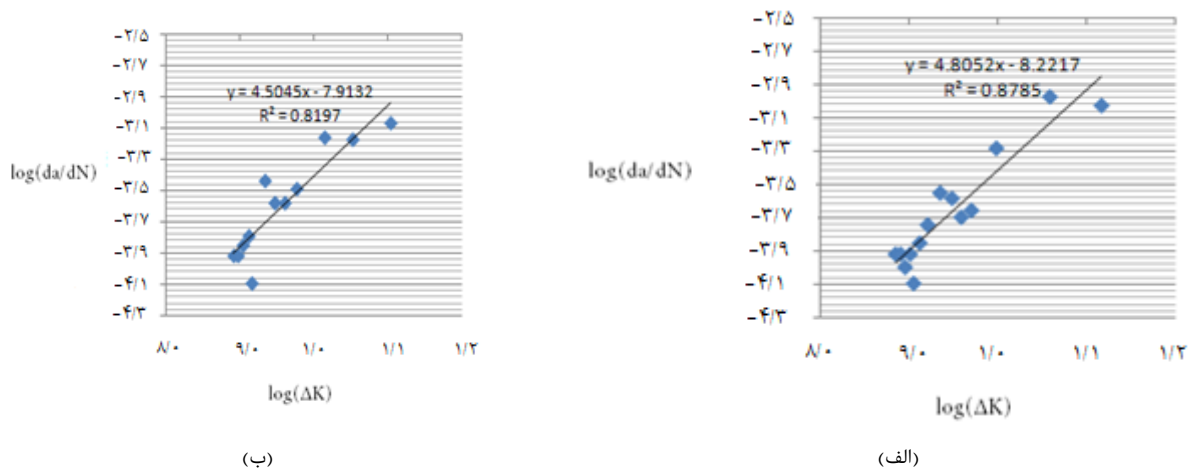


(ب)



(الف)

شکل ۱۵) الف: عمر بر حسب طول ترک در حالت های بدون ایکپ ، پاس های ۲ و ۴، ب: برازش منحنی در حالت بدون ایکپ برای بدست آوردن ضرایب c و m (ضرایب معادله ی پاريس)



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

که در حالت استاتیکی شکسته شده نشان داده شده است همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود مسیر رشد ترک متفاوت است و تفاوت این شکست و شکست خستگی کاملاً در شکل مشهود می‌باشد.

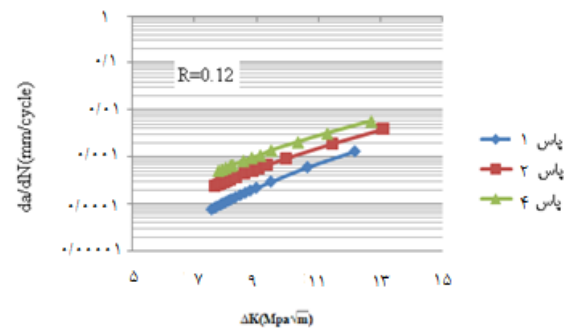
۵- راستی آزمایشی نتایج

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 می‌باشد نرم افزار از روشی بنام چرخه مستقیم (Direct Cyclic) استفاده می‌کند همچنین اساس رشد ترک در نرم افزار روش رشد ترک مجازی (VCCT) در نظر گرفته شده است که برای حل مسائل رشد ترک بسیار مناسب است.

۵-۲- روش رشد ترک مجازی (VCCT)

تکنیک رشد ترک مجازی (VCCT) از قوانین مکانیک شکست الاستیک خطی پیروی می‌کند لذا برای رشد ترک در تحت بار خستگی مناسب است. این معیار بیان می‌کند انرژی کرنشی آزاد شده به‌خاطر گسترش ترک برابر با همان انرژی مورد نیاز برای



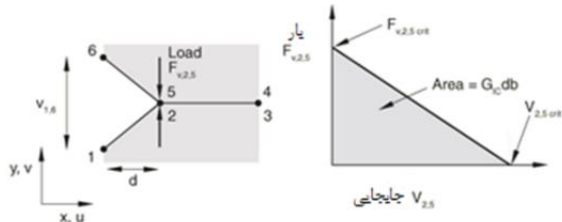
شکل ۱۷ نمودار رشد ترک خستگی در پاس‌های ۰، ۲ و ۴ در مقیاس لگاریتمی

نکته قابل توجه‌ای که در آزمون‌ها مشاهده شد، انحراف ناگهانی مسیر ترک می‌باشد که با مشاهده در مسیر ترک در هر یک از حالت‌ها در یافت گردید انحراف ناگهانی ترک که ناشی از کاهش محدوده لیگامنت (W-a) می‌باشد در نمونه‌های ایکپ شده کمتر می‌باشد و این موضوع را می‌توان به کاهش دانه‌های 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 می‌شود در شکست خستگی معمولاً سطح شکست عمود بر جهت بار گذاری می‌باشد و محدوده ناحیه ی پلاستیک کم می‌باشد. در شکل ۱۹، نمونه‌ای



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



شکل ۲۱) مود I خالص، انرژی مورد نیاز برای باز کردن ترک [16]

که در این رابطه ثابت c_1 و c_2 مربوط به ماده هستند که از طریق آزمایش به دست می‌آیند. N تعداد چرخه و ΔG نرخ رهايش انرژی بین دو مقدار بارگذاری بیشینه و کمینه می‌باشد. بنابراین نودها در نوک ترک آزاد نمی‌شوند مگر اینکه رابطه (۸) ارضا شود.

در آزمایشگاه به‌طور مستقیم تعداد سیکل و طول ترک را می‌توان ثبت کرد و با استفاده از مقادیر طول ترک و میزان بارگذاری ضریب شدت تنش را محاسبه کرد از طرفی طبق رابطه (۹) ΔG و Δk در ارتباط هستند بنابراین می‌توان با لگاریتم گرفتن از دو طرف رابطه (۸) منحنی $\text{Log}(N - \Delta G)$ را رسم و با برازش خط درجه یک این ضرایب را به دست آورد.

$$\Delta G = \frac{\beta(\Delta k^2)}{E} \quad (9)$$

$$\beta = \frac{1+R}{1-R} \quad (10)$$

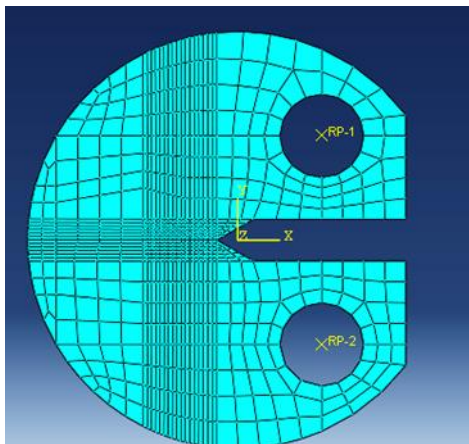
$$R = \frac{k_{min}}{k_{max}} \quad (11)$$

هنگامی که معیار بالا ارضا شد دو سطح با نرخ da/dN که توسط رابطه ۱۲ بیان می‌شود شروع به رشد می‌کنند [16].

$$\frac{da}{dN} = c_3 \Delta G^{c_4} \quad (12)$$

$$c_4 = \frac{m}{2} \quad \text{و} \quad c_3 = c(E/\beta)^{\frac{m}{2}} \quad (13)$$

در شکل ۲۲، نمایی از مدل مش‌بندی شده برای تحلیل اجزا محدود نشان داده شده است همان‌طور که از مدل مشهود است جهت دستیابی به نتایج دقیق‌تر مسیر رشد ترک با اجزا ریزتر شبکه بندی شده است.



شکل ۲۲) مش بندی نمونه با دانسیته ی بالا در مسیر رشد ترک



شکل ۱۹) نمونه ای از شکست استاتیکی

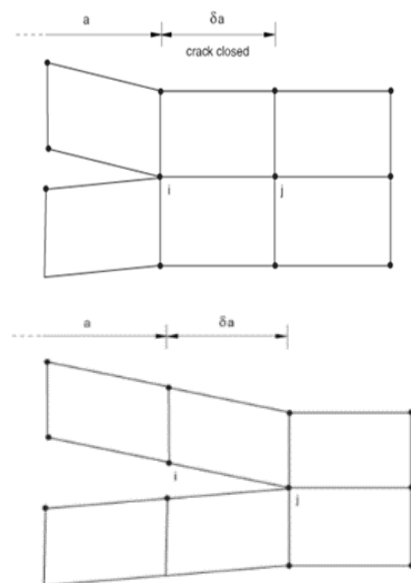
بستن ترک می‌باشد به عنوان مثال در شکل ۲۰ گسترش ترک به مقدار δa از گره i به گره z را نشان می‌دهد [16].

در شکل ۲۱، نودهای مجاور لبه نوک ترک توسط رابطه ی (۷) شروع به آزاد شدن از یکدیگر می‌کنند.

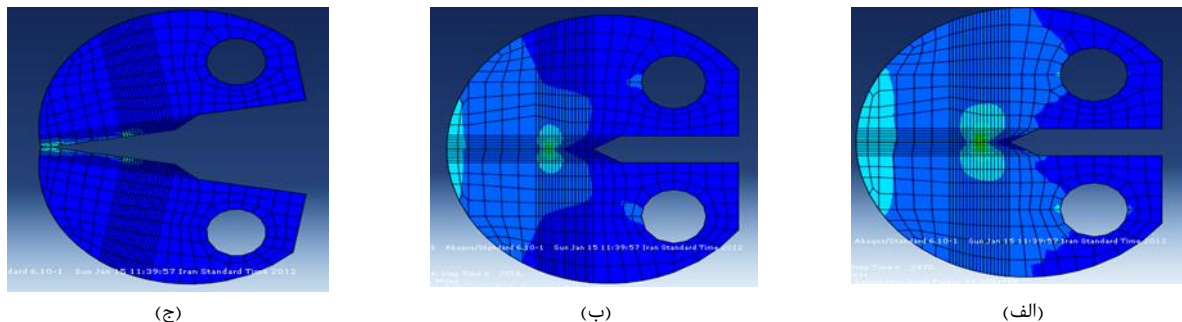
$$f = \frac{G_I}{G_{IC}} = \frac{1}{2} \left(\frac{v_{1,6} F_{v,2,5}}{bd} \right) \frac{1}{G_{IC}} \geq 1.0 \quad (7)$$

که در آن G_I نرخ انرژی رها شده در حالت مود یک، G_{IC} نرخ بحرانی انرژی آزاد شده، b ضخامت و d طول اجزا می‌باشد. همچنین نیروی عمودی بین نود های ۲ و ۵ و $v_{1,6}$ جابجایی عمودی بین نود های ۱ و ۶ می‌باشند. همان‌طور که بیان شد با فرض رفتار الاستیک خطی، انرژی مورد نیاز برای بستن ترک (یا همان انرژی که برای باز کردن ترک لازم است) توسط رابطه (۷) بیان می‌شود. بنابراین تا این معادله ارضا نشود ترک رشد نمی‌کند. در حالتی که بارگذاری چرخه‌ای باشد شروع رشد ترک زمانی اتفاق می‌افتد که نامساوی (۸) حاکم باشد

$$f = \frac{N}{c_1 \Delta G^{c_2}} \quad (8)$$



شکل ۲۰) با گسترش ترک به مقدار δa انرژی کرنشی آزاد می‌شود [16]



شکل ۲۳) الف: رشد ترک با طول ۶/۷ میلی‌متر در سیکل ۲۴۷۰، ب: رشد ترک با طول ۷/۷ میلی‌متر در سیکل ۲۳۵۵، ج: نمایش ناپایداری رشد ترک بخاطر کاهش ناحیه ی لیگامنت

بعد از ۴ پاس اندازه ی دانه های تشکیل دهنده فلز به ۷۴۵ 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 ۴، ۳، ۱ و بدون ایکپ انجام شد. نتایج آزمون‌ها نشان داد که با کاهش اندازه دانه 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 ۲ و ۴ انجام شد میزان ΔP برای هر حالت یکسان و برابر ۸۰۰ نیوتن در نظر گرفته شد. با انجام این آزمون مشاهده شد که شیب نمودار $\log da/dN$ 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.

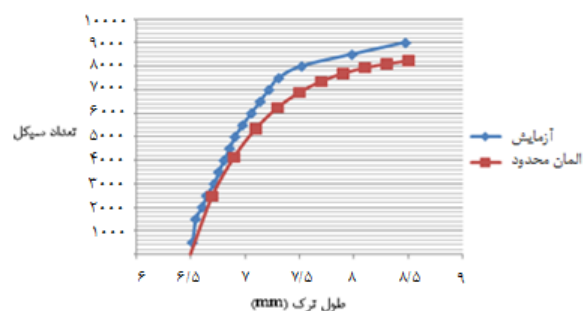
جهت مقایسه و صحت سنجی نتایج آزمایشگاهی از مدل‌سازی رشد ترک به روش VCCT در نرم افزار المان محدود آباکوس استفاده شد نتایج حاصل از تحلیل برای نمونه بدون ایکپ که خواص مکانیکی آن مشخص است نشان داد که در حدود ۱۲ درصد با نتایج آزمایشگاهی متفاوت می باشد و دلیل این موضوع را می توان در انحراف اولیه ترک دانست چرا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

۶- تحلیل و تفسیر نتایج

به دلیل تیز نبودن ترک در نمونه مورد آزمون ناحیه گرد شدن در نوک ترک (Blunting) وجود دارد لذا برای غلبه بر این ناحیه در نوک ترک اولیه تعداد چرخه زیادی صرف شده است که در شبیه سازی باعث به وجود آمدن خطای زیادی می شود بنابراین برای غلبه بر این مشکل در مدل‌سازی طول ترک اولیه که ۵/۳ میلی‌متر بوده به عنوان ترک اولیه استفاده نشده است و از طول ترک ۶/۵ میلی‌متر تا ۸/۵ میلی‌متر برای محاسبه ی تعداد چرخه استفاده شده است و سپس نتایج حاصل با حالت تجربی مقایسه می شوند. در اشکال ۲۸ و ۲۹ رشد ترک در نرم افزار را در تعداد سیکل های مختلف قابل مشاهده است.

در شکل ۲۴ 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) مقایسه ی نتایج آزمایشگاهی و المان محدود برای نمونه اصلی

۷- نتیجه گیری

نتایج حاصل از این تحقیق عبارتند از:

- 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.

تأییدیه 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. Thermochemica 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>