

بررسی رفتار خستگی آلومینیوم خالص تجاری پس از فرآیند اکستروژن برشی ساده

محمدباقر لیمویی*^۱، مرتضی زندرحیمی^۲، رامین ابراهیمی^۳

چکیده

در تحقیق حاضر رفتار خستگی آلومینیوم خالص تجاری تغییر شکل یافته بوسیله فرآیند اکستروژن برشی ساده مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور، قالب اکستروژن برشی ساده طراحی و ساخته شد. نمونه‌های آلومینیومی تا چهار مرحله مطابق مسیر بهینه C در این قالب کرنش دیدند. آنالیز پراش اشعه ایکس نشان داد که اندازه دانه پس از چهار مرحله به ۱۲۰ نانومتر کاهش یافته است. نمونه‌های آنیل و فرآیند شده با آزمون‌های سختی سنجی، کشش ساده و خستگی چرخش خمش مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که سختی، استحکام تسلیم و استحکام خستگی در ناحیه پر چرخه نمونه‌های تغییر فرم یافته افزایش قابل توجهی داشته‌اند. ضریب استحکام خستگی با استفاده از منحنی S-N قبل و بعد از فرآیند اکستروژن برشی ساده تعیین گردید. مورفولوژی سطح شکست بوسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های شکست نگاری وجود حفرات در سطح شکست نمونه آلومینیوم خالص تجاری در حالت آنیل بیانگر استحکام کم در این حالت می‌باشد. در مقابل برای نمونه‌های فرآیند شده، سطح شکست نمونه‌ها شامل خطوط موج و کلیواژ بود که نشان دهنده بالا رفتن استحکام ناشی از ریز دانه شدن است.

واژه‌های کلیدی: خستگی، اکستروژن برشی ساده، خواص مکانیکی، شکست نگاری، آلومینیوم خالص تجاری.

^۱- دکترای مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهیدباهنر کرمان

^۲- استاد بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهیدباهنر کرمان

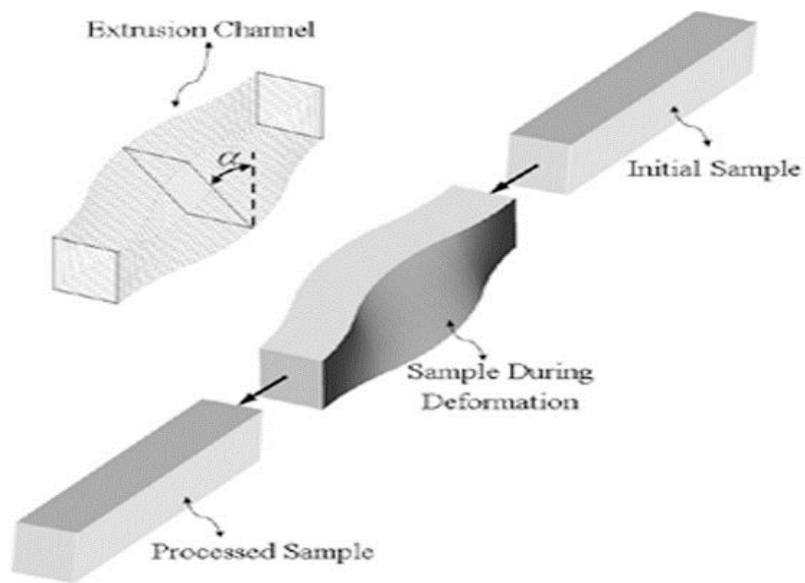
^۳- استاد بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی دانشگاه شیراز

*- نویسنده مسئول مقاله: m.b.limoei@iaumol.ac.ir

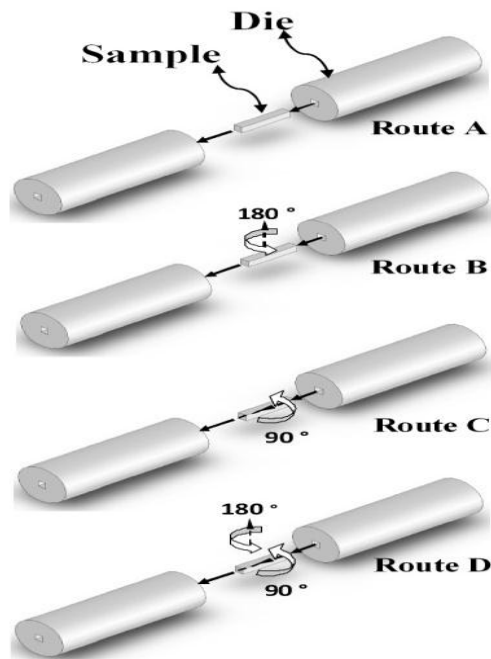
پیشگفتار

بررسی مواد با دانه بندی بسیار ریز و نانو بلورها در کاربردهای صنعتی بسیار مهم و حائز اهمیت است. در دهه اخیر پژوهش‌های متعددی در خصوص مقایسه خواص مکانیکی نظیر سختی، استحکام تسلیم، استحکام کششی و مقاومت به خستگی قبل و بعد از فرآیندهای تغییر فرم شدید مواد با دانه بندی بسیار ریز صورت گرفته است. از آنجایی که روش‌های مختلف تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) بر روی فلزات و آلیاژها، سبب تشکیل مواد نانو ساختار می‌شود، عموماً در این بررسی‌ها مورد توجه بوده‌اند. بعضی از متداول‌ترین این روش‌ها نظیر فشردن در کانال‌های هم مقطع زاویه‌دار (ECAP)، فرآیند نورد تجمعی (ARB)، پیچش فشار بالا (HPT)، آهنگری چند جهته (MDF)، اکستروژن پیچشی (TE) و اکستروژن برشی ساده (SSE) از جمله روش‌هایی بوده‌اند که این بررسی‌ها بر روی آن‌ها صورت پذیرفته است [۱]. همان‌گونه که در این تحقیقات اشاره شده است، در ساختارهای بسیار ریز افزایش چشمگیری در استحکام مکانیکی در مقایسه با مواد با دانه بندی معمولی حاصل می‌شود. اکستروژن برشی ساده (SSE)، یکی از روش‌های موثر تغییر فرم پلاستیک شدید جهت تولید ساختارهایی با دانه‌های بسیار ریز است [۲]. این فرآیند یک روش نسبتاً جدید تغییر شکل پلاستیک شدید است که در آن نمونه‌ها از میان یک کانال مستقیم تحت فشار عبور می‌کنند. در حالی که نمونه از کانال رد می‌شود، یک تغییر شکل تدریجی اتفاق می‌افتد؛ اما سطح مقطع ثابت باقی می‌ماند. بدین ترتیب تکرار متوالی فرآیند ممکن می‌شود که یکی از الزامات روش‌های تغییر شکل شدید می‌باشد [۲]. در شکل ۱ فرآیند مذکور به‌طور شماتیک نشان داده شده است. چهار مسیر کرنش با توجه به قرارگیری ماده درون کانال ارائه شده است [۳]. این مسیرها با چرخش نمونه حول محور اصلی اکستروژن حاصل می‌گردد که در شکل ۲ به‌عنوان مسیرهای A، B، C و D نشان داده شده است. این مسیرها سیستم‌های لغزشی متفاوتی را در طی فرآیند پرسکاری ایجاد می‌کنند که همین امر، سبب اختلاف در خواص مکانیکی بین مسیرهای فوق می‌باشد. تحقیقات نشان می‌دهند که در مقایسه با مسیرهای دیگر با استفاده از مسیر C در فرآیند

SSE می‌توان به یک توزیع یکنواخت کرنش با خواص همسانگردی مطلوب ماده دست یافت [۳]. همان‌گونه که گفته شد در سال‌های اخیر پژوهش‌هایی در خصوص رفتار خستگی فلزات و آلیاژهای نانو بلوری صورت پذیرفته است. برای مواد بسیار دانه ریز SPD شده نتایج متفاوتی در خواص مختلف خستگی گزارش شده است [۴-۷]. اکثر محققین عنوان نموده‌اند که فرآیند SPD مرحله جوانه زنی ترک را گسترش می‌دهد؛ اما رفتار مواد در مرحله انتشار ترک به مکانیزم خستگی بستگی دارد [۱]. همان‌گونه که بیان شد با کاهش اندازه دانه‌ها بطور کلی استحکام ماده افزایش می‌یابد. این امر باعث افزایش حد تحمل خستگی ماده نیز شود. پاتلان و همکارانش [۸] پس از مطالعه رفتار خستگی آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۶ گزارش کردند در حالی که افزایشی در کارایی خستگی در محدوده تنش بالا مشاهده شد؛ اما اگر با مواد با تمپر معمولی مقایسه شود، این مزیت در حین آزمایش‌های تحت کرنش پلاستیک کنترل شده در محدوده کم چرخه ناپدید می‌شود. در تحقیق دیگری نتایج مشابه برای آلیاژ Al-Mg-Sc به‌دست آمده است [۹]. چانگ و همکارانش [۱۰] خواص مکانیکی و رفتار خستگی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ عملیات حرارتی شده تهیه شده بوسیله ECAP را مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها افزایش قابل توجهی در عمر خستگی (در حدود ۱۰ برابر) این آلیاژ در مقایسه با آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ تجاری T₆ گزارش کرده‌اند. این پدیده در هر دو محدوده کم چرخه و پر چرخه پس از یک مرحله ECAP رخ می‌دهد. در تحقیقی که به بررسی رفتار چرخه‌ای یک آلیاژ آلومینیوم پس از فرآیند ECAP پرداخته شده است نشان داده شده که خواص مکانیکی شدیداً به کرنش موضعی وابسته است [۶]. در این بررسی، کرنش نرمی در آزمون خستگی با کرنش کنترل شده مشاهده شده است که دلیل آن استحکام تسلیم بالا به همراه انرژی هیستریزس بالاتر از حالت معمولی ذکر شده است. در بررسی‌های انجام شده به تغییر فرم پلاستیک در اثر نوارهای برشی در محدوده کرنش کم یا متوسط اشاره شده است و در کرنش‌های بالا نوارهای برشی همراه با نوارهای پهن مشاهده گردیده است. ترک‌های خستگی در طول این نوارها وابسته به دامنه کرنش اعمالی جوانه زده است [۶].



شکل ۱- تصویر شماتیک فرآیند SSE و هندسه کانال اکستروژن در قالب [۱]



شکل ۲- مسیرهای مختلف در فرآیند SSE [۳]

هوا سرد گردید. برای کاهش اصطکاک، نمونه‌ها نوار تفلون پیچی شد. در ادامه فرآیند SSE با استفاده از یک پرس پیچی به ظرفیت ۲۰ تن و با سرعت ۰/۲mm/s در چهار پاس صورت پذیرفت. مسیر C جهت فرآیند SSE انتخاب گردید. آزمایش سختی در مقیاس ویکرز بر روی نمونه‌ها در جهت عمود بر محور فشردگی ماده مطابق استاندارد ASTM E10-40 صورت گرفت و برای هر نمونه سه نقطه انتخاب شد و میانگین سختی محاسبه گردید. نمونه‌های آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM B557M و در جهت موازی با محور پرسکاری، ماشینکاری و تهیه شد و آزمایش کشش با استفاده از یک دستگاه کشش انجام گردید. آزمون خستگی با استفاده از یک دستگاه خستگی چرخش خمش Roell.AMSLER (UBM200) در فرکانس ۲۵ Hz و در دمای اتاق انجام پذیرفت. قطر نمونه‌ها ۱۲mm و در شرایط تنش معکوس (R=-1) مطابق استاندارد ASTM E466 انجام شد.

میکرو کرنش ε نمونه به کمک روش ویلیامسون هال [۱۲ و ۱۱] با استفاده از فرمول زیر محاسبه گردید:

$$\beta = 1/D + 2\varepsilon Q \quad (1)$$

که در این معادله β و Q به ترتیب پهنای پیک در نیمه ارتفاع پیک با حداکثر شدت و بردار تفرق می‌باشند. همچنین بررسی‌های شکست نگاری از مقطع شکست نمونه‌های خستگی توسط SEM انجام پذیرفت.

در تحقیق دیگری که بر روی آلومینیوم خالص تجاری ECAP شده انجام پذیرفته نتایج آزمون‌های کشش و خستگی نشان می‌دهد که مواد با دانه بسیار ریز به دلیل باندهای برشی که در تمام طول نمونه گسترش یافته است دارای عمر خستگی کوتاهتری از نمونه‌های با اندازه دانه معمولی هستند. همچنین نشان داده شده که نوارهای برشی پهن عمر خستگی را کاهش نمی‌دهند [۷]. در بررسی رفتار خستگی که بر روی آلیاژ آلومینیوم - مس تولید شده به روش ECAP صورت پذیرفته مکانیزم- های تخریبی خستگی مورد اشاره قرار گرفته است. مطابق این تحقیق دو نوع نوار برشی وجود دارد که یکی شامل برجستگی‌ها و فرورفتگی‌ها است و دیگری نوارهای برشی پله‌ای می‌باشد. عمر خستگی به نوع این نوارها وابسته است. آخرین نظریه‌ها حاکی از آن است که جهت نوارهای برشی منطبق به جهت صفحات برشی در آخرین مرحله فرآیند است [۴]. در پژوهش حاضر به بررسی رفتار خستگی آلومینیوم خالص تجاری پس از انجام چهار مرحله فرآیند SSE از مسیر C پرداخته شده است.

مواد و روش‌ها

یک قالب SSE با زاویه پیچش حداکثر ۴۵ درجه و طول منطقه تغییر شکل ۶۰ میلیمتر طراحی و ساخته شد. آلومینیوم خالص تجاری ۱۰۷۰ با آنالیز مطابق جدول ۱ به صورت شمش با سطح مقطع ۱۵*۱۵ میلیمتر مربع و طول ۶۰ میلیمتر برای این تحقیق به کار گرفته شد. نمونه‌های مذکور ابتدا در یک کوره در دمای ۶۱۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت آنیل شده و سپس در

جدول ۱- آنالیز آلومینیوم ۱۰۷۰ مورد بررسی در این تحقیق

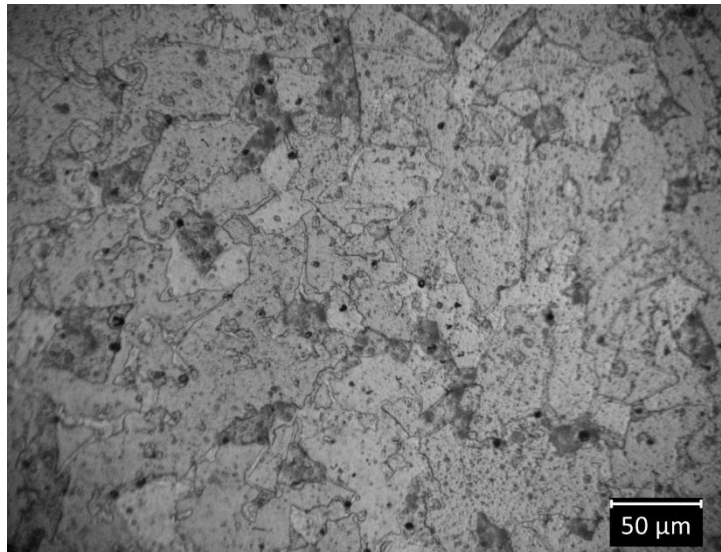
Si	Fe	Cu	Zn	other	Al
0.07	0.15	0.01	0.02	0.05	99.7

نتایج و بحث

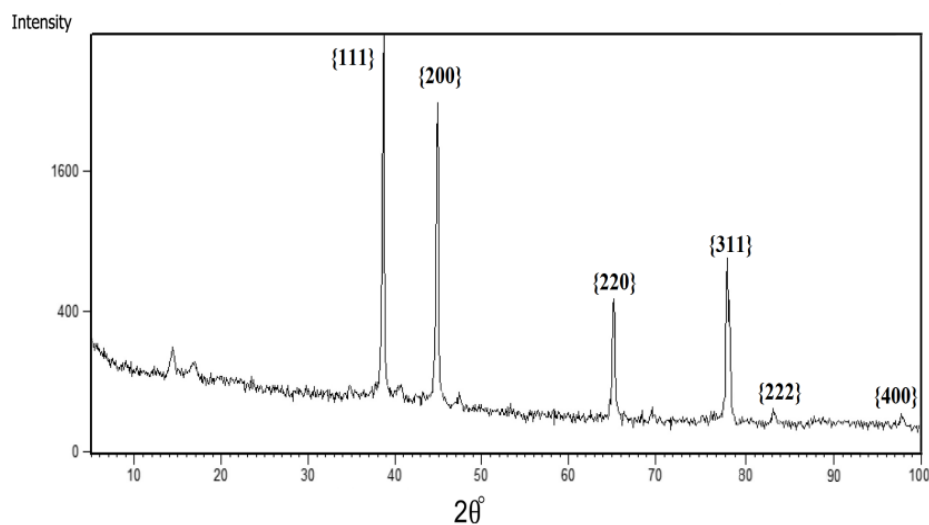
نتایج متالوگرافی و آنالیز پراش اشعه ایکس

جهت صحه گذاری بر کاهش اندازه دانه در دو نمونه SSE نشده و SSE شده اندازه دانه مشخص شد. ریز ساختار حاصل توسط میکروسکوپ نوری در شکل ۳ آورده شده است و نشان می‌دهد که اندازه دانه در حالت آنیل حدود ۶۰ میکرومتر بوده است. شکل ۴ الگوی پراش اشعه ایکس نمونه بعد از چهار پاس را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز اندازه دانه بوسیله روش ویلیامسون- هال در شکل ۵

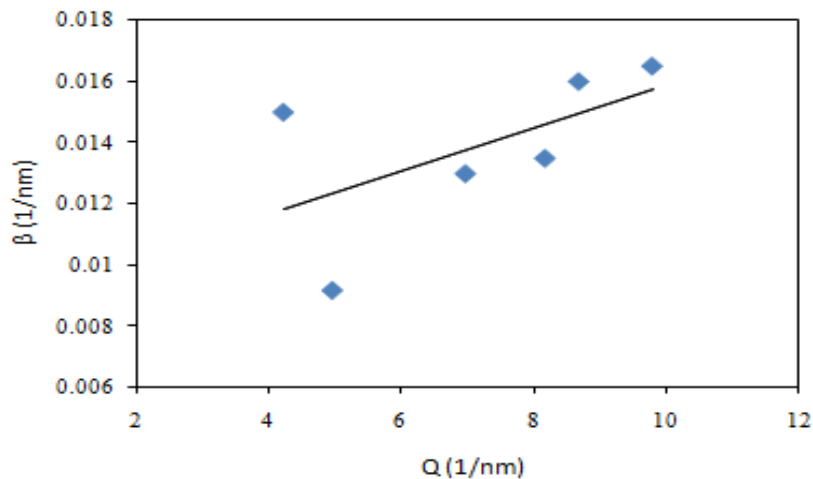
آورده شده است. محاسبات نشان داد که اندازه دانه میانگین حاصل بعد از چهار پاس حدود ۱۲۰ نانومتر بوده است. این میزان کاهش در اندازه دانه نشان دهنده قابلیت روش SSE به عنوان یک فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید می‌باشد. لازم به ذکر است که معمولا روش پراش اشعه ایکس مقداری کم‌تر از آنچه تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری تعیین می‌کند را نشان می‌دهد [۱۳ و ۱۴].



شکل ۳- ساختار متالوگرافی نمونه آنیل Al1070 (بزرگنمایی ۱۰۰۰X)



شکل ۴- الگوی پراش اشعه ایکس نمونه Al1070 بعد از چهار مرحله SSE



شکل ۵- نمودار ویلیامسون - حال نمونه Al1070 بعد از چهار مرحله SSE

افزایش سختی و استحکام کششی

الف) عیوب حاصل از فرآیند تولید؛

ب) ناپایداری کششی؛

ج) جوانه زنی ترک یا ناپایداری برشی.

تولید ماده نانو ساختار، بدون عیب ناشی از فرآیند تولید که بر خواص مکانیکی ذاتی تاثیر داشته باشند، کار مشکلی است. عموماً مکانیزم‌های مختلفی برای تغییر شکل پلاستیک بر اساس اندازه دانه ارائه می‌شود. سه منطقه از اندازه دانه وجود دارد:

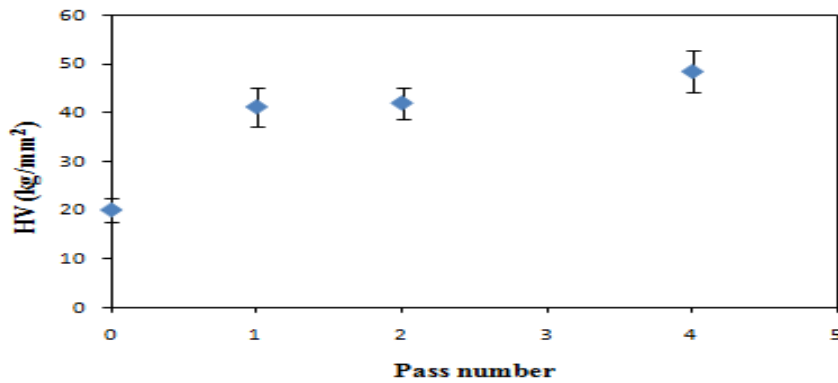
۱) منطقه با اندازه دانه بیش‌تر از ۱ میکرومتر که در آن نابعایی‌های واحد و کار سختی، پلاستیسیته را کنترل می‌کنند؛

۲) منطقه با کوچک‌ترین اندازه دانه کم‌تر از ۱۰ نانومتر که در آن فعالیت نابعایی‌های مرزدانه‌ای محدود است و اعتقاد بر این است که برش مرز دانه‌ای مکانیزم تغییر شکل است؛ ولی آنچه که در تحقیق حاضر با آن مواجه هستیم منطقه اندازه دانه میانی مابین این دو محدوده است که تا اندازه‌ای بواسطه نرخ کار سختی کم است که منجر به ایجاد کرنش موضعی و شکست می‌شود. همچنین این موضوع می‌تواند بواسطه کاهش قابلیت مواد نانو ساختار در گسترش ترک‌ها به دلیل تغییر شکل پلاستیک شدید باشد.

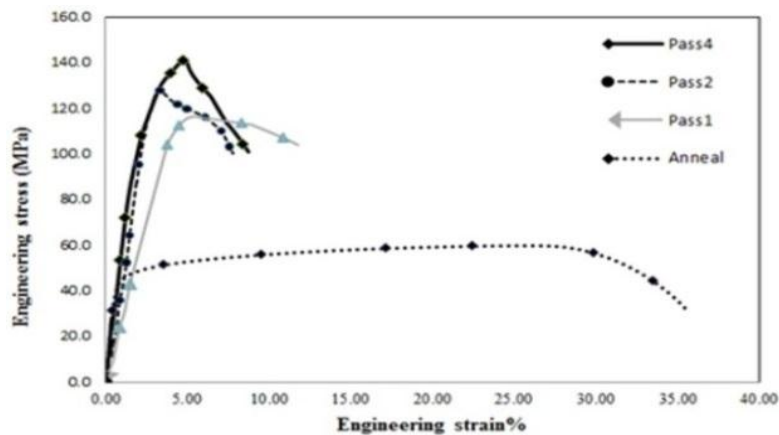
عموماً میزان سختی بر حسب واحد kg/mm^2 حدود یک سوم مقدار استحکام در محدوده استحکام تسلیم تا کششی می‌باشد [۱۴]. نتایج حاصل در جدول ۲ تطابق نسبتاً خوبی را با این رابطه نشان می‌دهد.

سختی در مقیاس ویکرز آلومینیوم خالص تجاری برحسب تعداد پاس در شکل ۶ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، اندازه سختی پس از مرحله اول فرآیند بطور قابل ملاحظه‌ای بالا می‌رود و به تدریج در پاس‌های بعدی نرخ افزایش آهسته‌تر می‌شود و در پاس چهارم حداکثر سختی حدود ۵۰ ویکرز خواهد بود. همان‌گونه که از نمودار شکل ۶ مشخص شده است، سختی بعد از پاس دوم تقریباً ثابت شده و نهایتاً در پاس چهارم به عدد ۵۰ ویکرز رسیده است. در شکل ۷ منحنی تنش - کرنش مهندسی آلومینیوم ۱۰۷۰ و در جدول ۲ اندازه استحکام تسلیم (σ_y)، استحکام کشش نهایی (σ_{uts}) و میزان ازدیاد طول (δ) آلومینیوم خالص تجاری ۱۰۷۰ که از آزمایش کشش به دست آمده آورده شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود، تغییرات قابل ملاحظه‌ای در اندازه این مقادیر در هر پاس به دست آمده است. با انجام فرآیند SPD به دلیل افزایش چگالی نابعایی‌ها و کاهش اندازه دانه تغییر قابل ملاحظه‌ای در میزان استحکام کششی حداکثر ایجاد می‌شود.

میزان بالای سختی و استحکام تسلیم را می‌توان با استفاده از مکانیزم‌های استحکام‌دهی در فلزات تفسیر نمود. فرآیند SSE دارای تاثیر منفی بر روی میزان انعطاف پذیری است و این کاهش به میزان حدود ۶۰ درصد برای آلومینیوم خالص می‌باشد. سه دلیل اصلی برای انعطاف پذیری کم در این حالت می‌توان بیان کرد:



شکل ۶- نمودار سختی نمونه Al1070 در هر مرحله SSE



شکل ۷- منحنی تنش - کرنش نمونه‌های Al1070 آنیل و SSE شده

جدول ۲- خواص مکانیکی آلومینیوم ۱۰۷۰ قبل و بعد از فرآیند

steps	σ_y (MPa)	S_u (MPa)	δ (%)	HV(kg/mm ²)	
Anneal		44	59	35	20
First	90		114	16	41.3
Second	95		126	13	42.1
Fourth		118	138	11	48.6

b به ترتیب عرض از مبدا و شیب منحنی می‌باشد و ضریب استحکام خستگی و نمای منحنی خستگی نامیده می‌شود. بر اساس شکل ۸ دو مقدار b و σ'_f به ترتیب ۰/۱۳- و ۴۹۵ برای آلومینیوم خالص تجاری در پاس چهارم می‌باشد. عمر خستگی می‌تواند به صورت تابعی از دامنه تنش به صورت زیر تعریف شود:

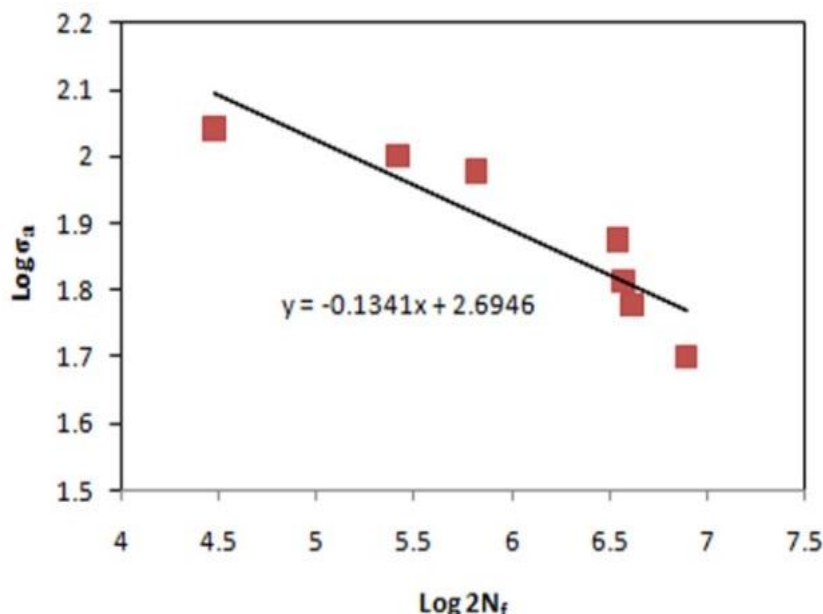
$$N_f = \frac{1}{2} (495 / \sigma_a)^{7.69} \quad (3)$$

بررسی رفتار خستگی

رابطه باسکوین رفتار خستگی پرچرخه در کرنش کم را به صورت زیر بیان می‌کند [۱۵]:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2)$$

همان‌گونه که در شکل ۸ نشان داده شده است، σ'_f و



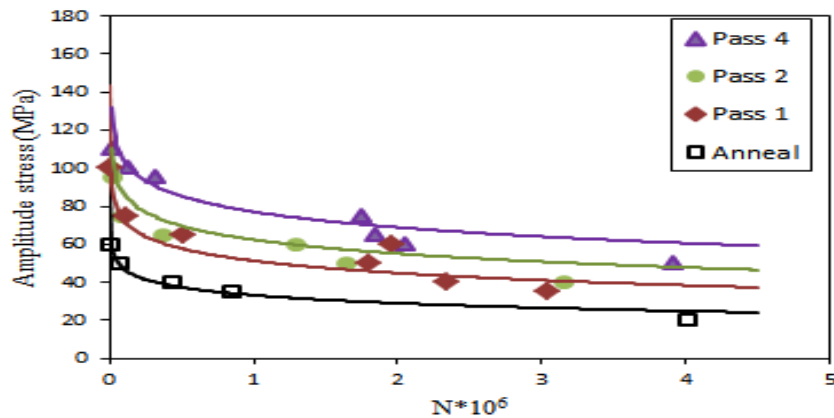
شکل ۸- نمودار باسکوئین پس از چهار مرحله فرآیند برای Al1070

ترک درون ماده کندتر خواهد بود چرا که با کوچک شدن اندازه دانه‌ها، مرزدانه‌ها افزایش یافته و مسیرهای منحرف کننده ترک درون ماده افزایش یافته و رشد طولی ترک به تاخیر می‌افتد. تنش تسلیم بالاتر در مواد SSE شده، از تغییر فرم پلاستیک در شروع چرخه خستگی در مقایسه با حالت تنش تسلیم پایین جلوگیری می‌کند که این سبب افزایش زمان لازم برای جوانه زنی ترک و در نتیجه افزایش عمر خستگی در مواد دانه ریز در تنش‌های بالا می‌شود. چندین رابطه بین استحکام شکست حقیقی و ضریب استحکام خستگی در منابع آورده شده است [۱۵]. در بعضی از منابع، استحکام خستگی تقریباً با تنش شکست حاصل از آزمون کشش ساده برابر در نظر گرفته شده است [۱۵]. دقت این روابط می‌تواند بوسیله انجام آزمایش‌های تجربی بررسی شود. همان‌گونه که از شکل ۱۰ پیداست، نتایج حاصل در تحقیق حاضر نشان می‌دهد که رابطه چندان واضحی بین استحکام شکست حقیقی آلومینیوم فرآیند شده و ضریب استحکام خستگی آن وجود ندارد. بنابراین روابط موجود در منابع را فقط به طور تقریبی می‌توان برای محاسبه ضریب استحکام خستگی از روی تنش حقیقی شکست به کار برد.

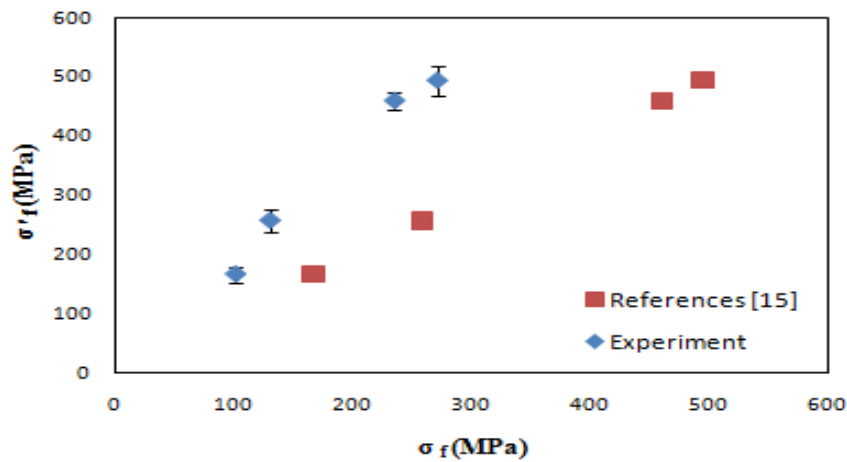
جدول ۳ مقادیر استحکام شکست، ضریب استحکام خستگی و نمای منحنی خستگی در همه پاس‌های فرآیند را نشان می‌دهد. در شکل ۹ منحنی S-N برای حالت آنیل و SSE شده در پاس‌های اول، دوم و چهارم نشان داده شده است. آنچه مشهود است آنست که عمر خستگی نمونه ریز دانه شده به طور مشخص از عمر خستگی نمونه آنیل در همه دامنه‌های تنش تناوبی در منطقه پر چرخه بیشتر است. عمر خستگی به طور پیوسته با کاهش دامنه تنش در منطقه پر چرخه مورد بررسی قرار گرفته و در نمونه‌های SSE شده افزایش یافته است و با توجه به افزایش استحکام تسلیم، منحنی S-N برای نمونه‌های ریز دانه شده به دامنه تنش بالاتر حرکت کرده است و افزایش چشمگیر در استحکام خستگی نمونه‌های ریز دانه شده مشاهده می‌شود. با توجه به انرژی نقص بالا که منجر به موجی بودن لغزش در آلومینیوم می‌شود [۱۶] یک افزایش قابل ملاحظه در استحکام خستگی پس از فرآیند SSE به وجود آمده است [۱۷]. اثر ریز دانه شدن بر خستگی با توجه به سهم نسبی نرخ جوانه زنی و رشد ترک مورد بحث قرار گرفته است. به طور عموم ریز دانگی مقاومت به جوانه زنی را بیشتر می‌کند؛ ولی انتشار ترک در ناحیه کم چرخه را افزایش می‌دهد [۱۷و۴]. هر چه اندازه دانه کوچک‌تر شود، رشد

جدول ۳- داده‌های خستگی آلومینیوم ۱۰۷۰ قبل و بعد از فرآیند

steps	σ_f (Mpa)	σ'_f	b
Anneal	101	167	-0.11
First	130	258	-0.11
Second	235	461	-0.14
Fourth	271.5	495	-0.13



شکل ۹- نمودار S-N در منطقه پرچرخه در حالت آنیل و فرآیند شده برای Al1070

شکل ۱۰- نمودار σ'_f - σ_f در حالت آنیل و فرآیند شده برای Al1070

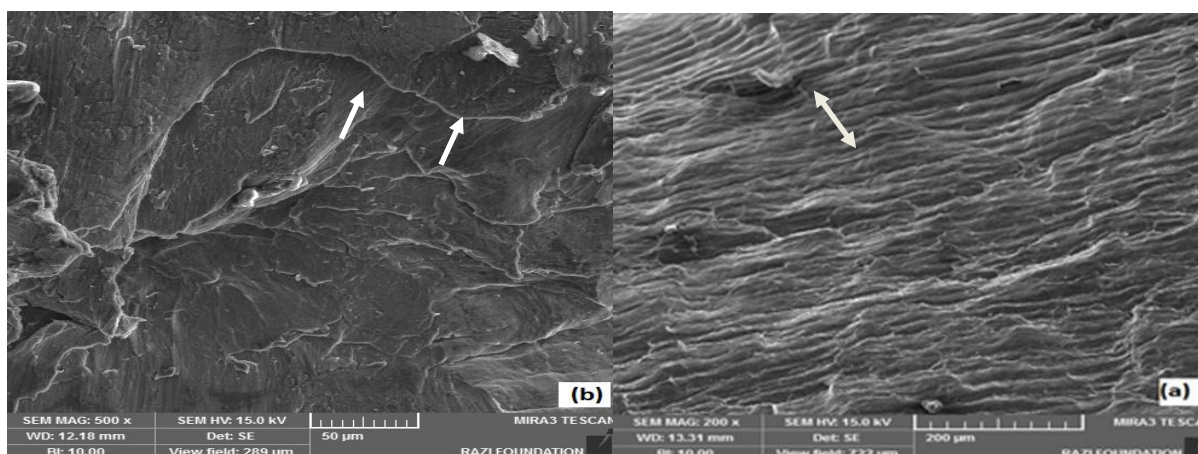
می‌نماید. شکل ۱۱ کلیواژ و خطوط موج را در تنش دامنه ۸۰ مگاپاسکال برای نمونه‌های اکسترود برشی ساده شده در پاس چهارم را نشان می‌دهد. یکی از ویژگی‌های مرحله II حضور چین و شکن‌های سطحی است که به-عنوان خطوط موج شناخته می‌شود (شکل a- ۱۱). یک مکانیزم برای رشد مرحله II و تشکیل خطوط موج بر

شکست نگاری نمونه فرآیند شده

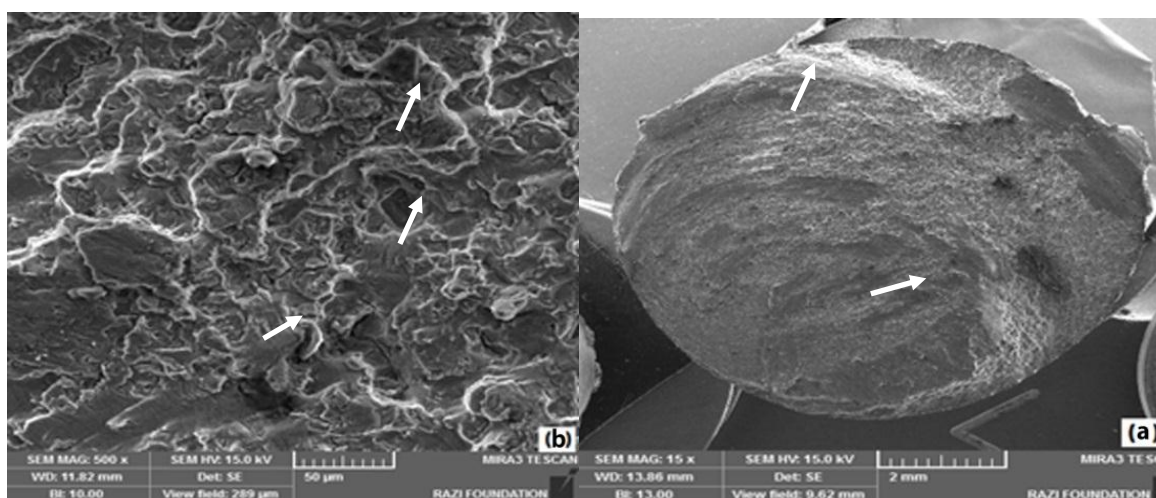
شکل‌های ۱۱ و ۱۲ نتایج شکست نگاری سطح نمونه‌های خستگی آنیل و SSE شده را در تنش‌های متفاوت نشان داده است. شکست نگاری نمونه‌ها حضور خطوط موج و کلیواژ را در نمونه‌های SSE شده به‌وضوح نشان می‌دهد که این موضوع افزایش استحکام را تایید

محققین بر این باورند که حضور حفرات نشان دهنده شکست ناشی از اعمال بار اضافی است و در فلزات داکتیل نظیر آلومینیوم در حالت آنیل بایستی در سطح مقطع شکست خستگی خطوط موج دیده شود [۲۰]؛ اما بعضی دیگر از تحقیقات نشان داده است که خطوط موج فقط در محدوده‌های مشخصی از آهنگ رشد ترک ایجاد می‌شود. طبق این نظریه در آهنگ‌های رشد ترک پایین‌تر خطوط موج و در آهنگ‌های رشد بالا که عموماً در منطقه کم چرخه می‌باشد، حفرات قابل رویت هستند [۲۱ و ۲۲]. به دلیل استحکام کم ماده آنیل، سطح شکست نمونه اختلاف فاحشی را در مقایسه با سطح شکست نمونه اکستروژن شده نشان می‌دهد.

روی سطح شکست خستگی مواد نرم فرآیند کند شدن مومسان نوک ترک می‌باشد [۱۹ و ۱۸]. شکل ۱۱-b سطح مقطع شکست نمونه خستگی را بعد از چهار مرحله SSE در ناحیه پر چرخه نشان می‌دهد. نواحی کلیواژ نشان دهنده شکست ترد ناشی از بالا رفتن استحکام در نمونه می‌باشد و در پاس چهارم شکست از حالت مرزدانه‌ای به حالت درون دانه‌ای تبدیل می‌شود. در شکل ۱۲-a نمای عمومی از سطح شکست خستگی ماده آنیل در تنش ۳۵ مگاپاسکال نشان داده است. خطوط سفید بیانگر جهات رشد ترک می‌باشد که در سرتاسر نمونه دیده می‌شود. در شکل ۱۲-b وجود حفرات در بزرگنمایی بالاتر مشاهده می‌شود. وجود حفره در سطح شکست نمونه آنیل نشان دهنده شکست داکتیل می‌باشد. هر چند تعدادی از



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه SSE شده بعد از چهار پاس در $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ (a) خطوط موج (مرحله II) (b) ناحیه تورق (مرحله III)



شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه آنیل در $\sigma_a = 35 \text{ MPa}$ (a) نمای عمومی (b) حفره‌ها

نتیجه گیری

ملاحظه ای را نشان می دهد؛ اما میزان انعطاف پذیری در اثر کاهش توان کارسختی افت نموده است.

- رفتار خستگی آلومینیم ۱۰۷۰ در شرایط کرنشی مختلف با استفاده از معادله باسکوین تعیین شد.
- تعداد چرخه تا شکست به طور پیوسته با افزایش تعداد پاس ها در محدوده خستگی پر چرخه افزایش یافته است.
- شکست نگاری نمونه های خستگی به طور واضح وجود حفرات را در نمونه آنیل و حضور خطوط موج و کلیواژها را در نمونه فرآیند شده نشان داده است.

نتایج حاصل از این تحقیق را می توان به صورت زیر خلاصه کرد:

- نتایج آنالیز پراش اشعه ایکس نشان داد که اندازه دانه نمونه پس از چهار مرحله فرآیند SSE به ۱۲۰ نانومتر رسیده است.
- اندازه سختی آلومینوم خالص تجاری اکستروود شده در پاس چهارم نسبت به نمونه آنیل ۱۰۰ درصد افزایش داشته است. همچنین استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی افزایش قابل

References:

- 1-C.F. Kwan and Z. Wang, "The Cyclic Deformation Behavior of Severe Plastic Deformation (SPD) Metals and the Influential Factors", *Metals*; 2: 41-55, 2012
- 2- N. Pardis., and R. Ebrahimi., "Deformation behavior in Simple Shear Extrusion (SSE) as a new severe plastic deformation technique", *Mater Sci Eng; A527*: 355-360, 2009.
- 3- N. Pardis., and R. Ebrahimi., "Different processing routes for deformation via simple shear extrusion (SSE)", *Mater Sci Eng; A 527*: 6153-6156, 2010.
- 4- D. Fang, P. Zhang, Q. Duan, S. Wu, Zhe. Zhang, J. Li and N. Zhao, "Fatigue Behavior of Al-Cu Alloy Subjected to Different Numbers of ECAP Passes", *Adv. Eng Mater; Vol9, No. 10* :860-866, 2007.
- 5- E. V. Avtokratova, O. Sh. Sitdikov, R. O. Kaibyshev, and Y. Watanabe, "Behavior of a Sub microcrystalline Aluminum Alloy 1570 under Conditions of Cyclic Loading", *The Physics of Metals and Metallography; Vol. 107, No. 3*:291-297, 2009.
- 6- Z.F. Zhang, S.D. Wu, Y.J. Li, S.M. Liu, Z.G. Wang , "Cyclic deformation and fatigue properties of Al-0.7 wt.% Cu alloy produced by equal channel angular pressing", *Mater Sci Eng; A 412*: 279-286, 2005.
- 7- M.K. Wong, W.P. Kao, J.T. Lui, C.P. Chang, P.W. Kao, "Cyclic deformation of ultrafine-grained aluminum", *Acta Materialia*; 55: 715-725, 2007.
- 8-V. Patlan, K. Higashi, K. Kitagawa , A. Vinogradov , M. Kawazoe, "Cyclic response of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing" , *Mater Sci Eng; A 319*: 587-591, 2001.
- 9- A. Vinogradov, A. Washikita, K.Kitagawa, V.I.Kopylov, "Fatigue life of fine grain Al-Mg-Sc alloys produced by equal-channel angular pressing", *Mater Sci Eng; A49*: 318-326, 2003.
- 10- C.S Chung, JK Kim, HK Kim, WJ Kim," Improvement of high-cycle fatigue life in a 6061 Al alloy produced by equal channel angular pressing", *Mater Sci Eng; A337*:39-44,2002.

- 11- G.K.Williamson, W.H.Hall, "X-ray line broadening from fcc aluminum and wolfram", *Acta Metallurgica*; 1: 22-31, 1953.
- 12- B.Tolaminejad K. and Dehghani, "Microstructural characterization and mechanical properties of nano structured AA1070 aluminum after equal channel angular extrusion", *Materials and Design*; No.34: 285-292, 2012.
- 13- P.Mukherjee, A.Sarkar, P.Barat, S.K.Bandyopadhyay, S.Pintu, S.K.Chattopadhyay, et al. "Deformation characteristics of rolled zirconium alloys: a study by x-ray diffraction line profile analysis", *Acta Materialia*; 52: 5687-96, 2004.
- 14- P. Zhang, S.X. Li, Z.F.Zhang, "General relationship between strength and hardness", *Mater Sci Eng; A 529*: 62-73, 2011.
- 15- M.Klesnil, P.Lukas, "Fatigue of Metallic Materials", Elsevier Scientific Publishing Company, 1980.
- 16- W. F. Hosford, "Mechanical Behavior of Materials", second Edition. USA: Cambridge university press, 2010.
- 17- F.Djavanroodi, M. Ebrahimi, B.Rajabifar and S.Akramizadeh, "Fatigue design factors for ECAP-ed materials", *Mater Sci Eng; A 528*: 745-750, 2010.
- 18- George Totten, "Fatigue Crack Propagation", *Adv. Mater & Proce*; 39-41, 2008.
- 19- G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", 3rd Edition. USA: McGraw Hill, 1986.
- 20- Arthur Griebel, "Technical Brief: Fatigue Dimples", *Journal of Failure Anal. and Preven.*; 193-196, 2009.
- 21- P.P.Miella, "Fatigue and Corrosion in Metals", Second Edition. Italia: Springer-Verlag, 2013.
- 22- M.Namdar and S.A. jenabali jahromi, "Influence of ECAP on the fatigue behavior of age-hardenable 2xxx aluminum alloy", *International journal of mine, metal and mater*; No.3: 285-291, 2015.

Investigation of fatigue behavior of commercial pure aluminum after Simple Shear Extrusion process

M. B. Limooei^{1*}, M. Zandrahimi² and R. Ebrahimi³

Abstract

In this research, simple shear extrusion of commercial pure aluminum 1070 was performed up to 4 passes using route C. For this operation a suitable die set was designed and manufactured. X-ray diffraction analysis was used to determine the microstructure of the processed material. Mechanical properties of the simple shear extruded material were investigated by hardness and tension tests. Also, cyclic deformation behavior of severe plastic deformation Al1070 has been studied by rotating bending test and results show a significant variation in hardness, ultimate strength and fatigue properties in high cycle fatigue life. The fracture surface morphology and microstructure after fatigue was investigated by scanning electron microscopy. The fractography of fatigued specimens prepared under anneal condition revealed a dimple area that dominates the fracture surface, which shows that ductile fracture is due to low strength of the commercial pure aluminum. In contrast, the fracture surface of the specimen after process clearly included striations and cleavage area due to the high strength of the material.

Keywords

Fatigue, Simple Shear Extrusion, Mechanical properties, Fractography, Commercial pure aluminum

¹ Department of Materials Science and Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman , Iran

* Corresponding author: Mohammad Bagher Limooei, Department of Materials Science and Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman , Iran
Email: m.b.limooei@iauamol.ac.ir

² Department of Materials Science and Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman , Iran

³ Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, Shiraz University, Shiraz, Iran