

مروری مختصر بر خواص مکانیکی ورق‌های فلزی پس از فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر

آسیه حبیبی*

*گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه لرستان، لرستان، خرم‌آباد، habibi.a@lu.ac.ir

چکیده: نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر براساس فرایند پرس‌زاویه‌ای با کانال‌های برابر، یک روش تغییرشکل پلاستیک شدید است. این فرایند به منظور غلبه بر محدودیت ناپیوستگی و نیز عدم به‌کارگیری ورق‌های نازک در فرایند پرس‌زاویه‌ای با کانال‌های برابر گسترش یافته است. این فرایند توانایی اعمال تغییرشکل برشی شدید و ایجاد ساختار فوق ریزدانه و نیز بهبود خواص مواد در ورق‌های نازک را بدون تغییر در ابعاد دارد. پارامترهای فرایند مانند تعداد پاس، مسیر فرایند و دمای پیشگرم، برای تحلیل رفتار مکانیکی در مواد مورد بررسی قرار گرفته است. در این مقاله با تمرکز بر اثر تعداد پاس‌ها و مسیر فرایند، اثر فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر بر خواص مکانیکی مانند استحکام تسلیم و کششی، ازدیاد طول و میکروسختی در آلیاژهای مختلف به اختصار ارائه می‌شود. علیرغم بهبود خواص مکانیکی در ورق‌ها با تکرار تعداد پاس در فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر، تکرار بیش از سه پاس فرایند برای بهبود خواص، منطقی به نظر نمی‌رسد.

واژه‌های کلیدی: نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر، تغییرشکل پلاستیک شدید، خواص مکانیکی، استحکام تسلیم، استحکام کششی، انعطاف‌پذیری، میکروسختی

A Brief Review of Mechanical Properties of Metal Sheets processed by Equal Channel Angular Rolling Process

Abstract: Equal channel angular rolling based on the equal channel angular pressing is a severe plastic deformation process. This process has been developed to overcome the limitations of discontinuity and the lack of using strips in the equal channel angular pressing process. This process has the ability to apply severe shear deformation and fabricate ultra-fine grained structure, as well as improve the material properties of thin sheets without changing the dimensions. Process parameters such as rolling pass number and route have been investigated to analyze the mechanical behavior of materials. In the present study, the impact of equal channel angular rolling process on the mechanical properties such as yield and tensile strength, elongation and microhardness in different alloys of materials is briefly summarized by focusing on the effect of pass number and rolling route. Despite the improvement of mechanical properties in sheets by repeating the number of equal channel angular rolling process passes, repeating more than three process passes to improve the properties does not seem logical.

Keywords: Equal channel angular rolling, Severe plastic deformation, Yield strength, Tensile strength, Ductility, Microhardness

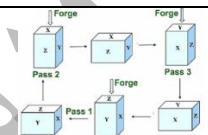
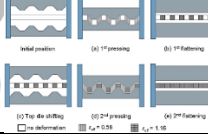
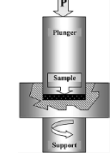
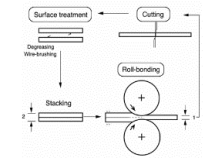
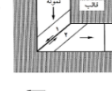
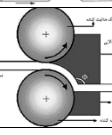
۱- مقدمه

خواص مکانیکی در دمای اتاق و رفتار سوپرپلاستیک در دمای بالا در فلزات پلی کریستالی به ویژگی‌های میکروساختاری و به ویژه به اندازه دانه مواد وابسته است. براساس رابطه هال-پچ کاهش در اندازه دانه منجر به بهبود استحکام در فلزات در دمای اتاق می‌شود.

کاهش در اندازه دانه همچنین قابلیت سوپرپلاستیک در دمای بالا، ضریب اصطکاک کم، مقاومت به سایش بالا، عمر خستگی سیکل بالای بهبود یافته و مقاومت به خوردگی خوب را فراهم می‌کند [۱، ۲]. اندازه دانه یکی از ویژگی‌های بسیار مهم در میکروساختار فلزات پلی‌کریستالی است. روش تغییرشکل پلاستیک شدید (SPD) فرایندهای تغییرشکل فلزی پیشرفته‌ای دارد که مقادیر بالای تنش هیدرواستاتیک را بدون تغییر در سطح مقطع مواد به آن‌ها اعمال می‌کند و قادر به تولید مواد فوق ریزدانه (UFG) با مرز بزرگ‌زاویه است. طی سال‌های گذشته تعداد زیادی فرایند SPD برای تولید مواد UFG و نانو دانه مورد استفاده قرار گرفته است که تفاوت اصلی بین آنها رفتار تغییرشکل، شکل قطعه، کرنش اعمال شده در هر پاس و بار مورد نیاز فرایند است [۳].

از بین فرایندهای SPD، فرایندهای پرس زاویه‌ای با کانال‌های برابر (ECAP)^۲، تغییرشکل پیچشی تحت فشار زیاد (HPT)^۴، آهنگری چندگانه (MDF)^۵ پرسکاری شیاری محدودشده (CGP)^۶، اکستروژن پیچشی (TE)^۷ و اتصال به روش نورد تجمعی (ARB)^۸ بیشتر مورد توجه قرار گرفته‌اند [۴]. جدول ۱ شماتیک و مقایسه خواص همراه با مزایا و معایب این فرایندها را نشان می‌دهد. اگرچه این روش‌ها به مواد فوق‌ریزدانه (UFG)^۹ با استحکام بالا می‌رسند ولی به علت محدودیت ابعادی قطعاتی که تحت این فرایندها قرار می‌گیرند، قادر به تولید انبوه نیستند.

جدول ۱: مقایسه روش‌های تغییرشکل پلاستیک شدید در ایجاد ساختار فوق ریزدانه در فلزات

نام فرایند	مرجع	شماتیک فرایند	شکل نمونه	پیوستگی فرایند	تغییر ابعاد	دمای فرایند	کرنش معادل پس از یک پاس
آهنگری چندگانه	[۵]		بالک	ناپیوسته	ندارد	دمای بالا	۰/۵
پرسکاری شیاری محدود شده	[۶]		ورق	ناپیوسته	ندارد	دمای محیط	۰/۵۸
اکستروژن پیچشی با تغییرشکل پیچشی تحت فشار زیاد	[۷]		سکه مانند	ناپیوسته	ندارد	دمای محیط	بسته به شعاع و ضخامت قطعه تا ۰/۸ در یک پاس
اتصال به روش نورد تجمعی	[۷]		ورق	ناپیوسته	ندارد	دمای محیط و بالاتر	۰/۸
پرس زاویه‌ای با کانال‌های برابر	[۳]		بالک	ناپیوسته	ندارد	دمای محیط	بسته به زاویه کانال و انحنا تا کرنش معادل ۱ در هر پاس
نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر	[۸]		ورق	پیوسته	ندارد	دمای محیط	بسته به زاویه کانال و انحنا تا کرنش معادل ۰/۶ در هر پاس

^۱ Severe Plastic Deformation

^۲ Ultra-Fine Grain

^۳ Equal Channel Angular Pressing

^۴ High Pressure Torsion

^۵ Multidirectional Forging

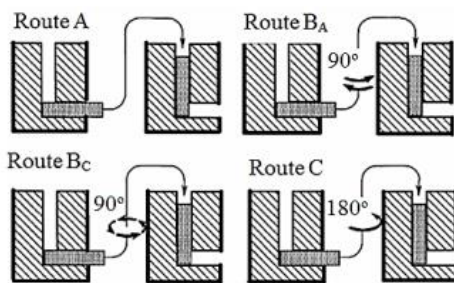
^۶ Constrained Groove Pressing

^۷ Torsion Extrusion

^۸ Accumulative Roll Bonding

Ultra-fine Grain

در بین این روش‌ها ECAP جذاب‌ترین روش برای تولید مواد نانوکریستالی است. در روش ECAP نمونه‌ها به درون قالبی با دو کانال مشابه که نسبت به هم زاویه‌دار هستند اکستروود می‌شود و تغییر شکلی از نوع برشی به نمونه اعمال می‌شود. نمونه‌های مورد استفاده به شکل میله یا شمش هستند. در اثر این تغییر شکل شدید، تغییر ابعاد محسوسی در نمونه رخ نمی‌دهد ولی خواص مکانیکی و میکروساختار آن در نتیجه کرنش برشی دچار تغییر می‌شوند [۹، ۱۰] برای تکرار فرایند بر روی یک نمونه مسیرهای مختلفی استفاده می‌شود که در شکل ۱ نشان داده شده است [۱۱].



شکل ۱ مسیرهای ممکن در فرایند ECAP [۱۱]

امروزه فرایندهای SPD از ابعاد تحقیقات آزمایشگاهی خارج شده و وارد تولید اقتصادی برای تولید مواد UFG شده است. بنابراین ساده کردن عملیات فرایند و به دست آوردن خواص منحصر به فرد مواد بسیار اهمیت دارد و تلاش‌هایی برای اصلاح روش‌های SPD انجام می‌شود. متأسفانه علیرغم پژوهش‌های فراوان در زمینه فرایند ECAP کاربرد این فرایند در صنعت بسیار دور از واقعیت است. معایب ذاتی فرایند مانند محدودیت در طول قطعه، بازکردن قالب‌های سنگین برای خروج قطعه‌ها را می‌توان از جمله عوامل اصلی در مهار سازگاری صنعتی فرایند ECAP دانست [۱۰].

یکی از روش‌های بهبود یافته، نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر (ECAR)^۱ است که براساس فرایند ECAP برای رفع عیب عدم پیوستگی و نیز قابلیت استفاده برای ورق‌های نازک و بلند گسترش یافته است [۱۲]. این فرایند با نام‌هایی مانند پرس زاویه‌ای با کانال‌های نابرابر (DCAP)^۲ و برش نوار محدود شده پیوسته (CCSS)^۳ نیز مطرح شده است [۱۲، ۱۳]. در این روش ورق‌های نازک فلزی بدون تغییر در ابعاد تحت کرنش برشی از کانال‌های متقاطع قالب عبور می‌کنند. این فرایند قابلیت صنعتی شدن را دارد. مواد مختلفی مانند آلومینیم، مس، منیزیم و سایر مواد می‌توانند با استفاده از فرایند ECAR تولید شوند و خواص مکانیکی، میکروساختار و تنش باقیمانده و بافت آنها بررسی شود [۱۴، ۱۵]. از جمله پارامترهای موثر بر خواص و ریزساختار در فرایند ECAR تعداد پاس نورد، مسیر نورد، لقی بین ورق و کانال، ساختار قالب، دما و زمان پیش گرم قالب و قطعه هستند [۱۶، ۱۷]. زاویه بین دو کانال از متغیرهای فرایند است ولی بررسی متن غالب مطالعات تجربی نشان‌دهنده استفاده از زاویه ۱۲۰ درجه بین دو کانال در فرایند ECAR می‌باشد.

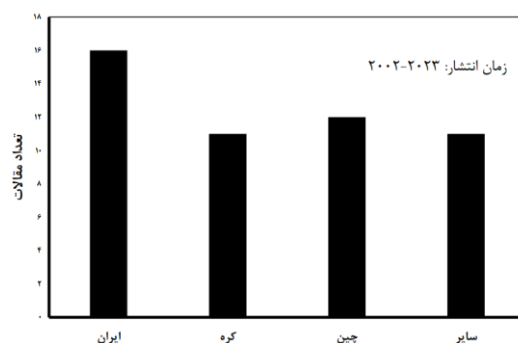
براساس رابطه هال-پچ، مواد UFG تولید شده به روش‌های SPD، استحکام بالا و انعطاف‌پذیری کم در مقایسه با نمونه درشت‌دانه اولیه دارند. استحکام این مواد با افزایش کرنش افزایش می‌یابد و این شرایط منجر به کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود [۱]. در برخی نتایج ارائه شده در فرایند ECAR، نشان داده شده است که با وجود افزایش در استحکام با افزایش تعداد پاس فرایند ECAR، کاهش انعطاف‌پذیری بسیار کم است [۱۸].

مقالات مروری زیادی در رابطه با فرایند پرس زاویه‌ای با کانال‌های برابر (ECAP) منتشر شده است [۴، ۱۰، ۱۹-۲۱] ولی در رابطه با فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر (ECAR) تعداد مقالات مروری بسیار محدود است. هدف از این مقاله مروری، بررسی مطالعات انجام شده بر مواد مختلف به روش نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر برای بررسی اثر متغیرهای فرایند بر خواص مکانیکی مواد مانند استحکام کششی و تسلیم، انعطاف‌پذیری و سختی در این مواد است. در انتها با بررسی نتایج، تعداد پاس مطلوب را برای دستیابی به بهترین خواص مکانیکی در ورق‌ها با توجه به ساختار بلوری مواد، با حذف هزینه‌های ناشی از افزایش تعداد پاس بیان خواهیم کرد. همچنین با توجه به پژوهش‌های صورت گرفته، پیشنهاداتی جهت تسریع روند صنعتی شدن فرایند ECAR و پر کردن خلاءهای موجود ارائه شده است. بررسی ۵۰ گزارش علمی منتشر شده به زبان انگلیسی در ۲۰ سال گذشته، به طور خاص در رابطه با نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر، نشان‌دهنده توجه بیشتر پژوهشگران ایرانی به فرایند ECAR است (شکل ۲). گرچه با توجه به گستردگی پژوهش در زمینه فرایند ECAP این اعداد متفاوت خواهد بود.

^۱ Equal Channel Angular Rolling

^۲ Dissimilar Channel Angular Pressing

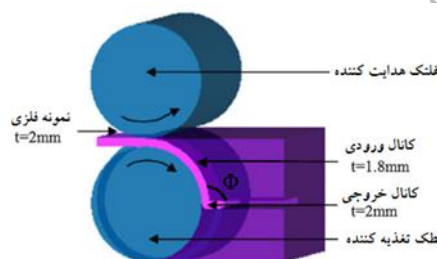
^۳ Continuous Confined Strip Shearing



شکل ۲ مقالات چاپ شده از پژوهشگران کشورهای مختلف در رابطه با فرایند ECAR

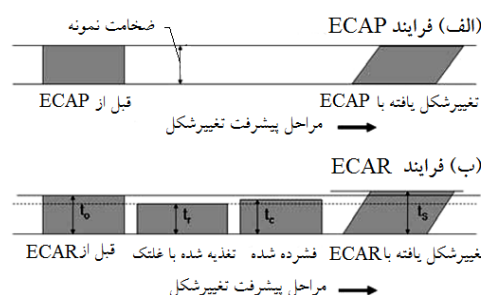
۲- فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر

فرایند نورد زاویه‌ای با کانال‌های برابر، با افزودن غلتک‌های نورد به فرایند ECAP طراحی شد تا با رفع مشکل ناپیوسته بودن روش قبلی ساختار فوق ریز به صورت پیوسته را با اعمال تغییر شکل برشی در تسمه‌های فلزی ایجاد کند [۲۲]. شکل ۳ شماتیکی از این فرایند را نشان می‌دهد.



شکل ۳ شماتیکی از دستگاه ECAR [۱۸]

در قالب ECAR، Φ (زاویه تقاطع کانال‌ها) معمولاً ۱۲۰ درجه و Ψ (زاویه انحنای قالب) صفر درجه هستند. اصطکاک بین غلتک‌ها و ورق فلزی نیروی مورد نیاز ECAR را تولید می‌کند. حداکثر نیروی تغذیه‌کننده با نسبت کاهش ممکن در ضخامت ورق، سطح تماس و ضریب اصطکاک بین غلتک‌ها و ورق، محدود شده است. برای کاهش اصطکاک قالب و مقاومت به تغییر شکل طی فرایند ECAR، سطح مقطع در کانال خروجی کمی بزرگتر از کانال ورودی طراحی شده است. در حین نورد ضخامت کم می‌شود و سپس با عبور از منطقه تغییر شکل در محل اتصال دو کانال، ضخامت افزایش می‌یابد. شکل ۴ تغییر در ضخامت را طی فرایند ECAR نشان می‌دهد. ورق تغییر شکل یافته با ECAR، کشش، فشار و تغییر شکل برشی را به طور پیوسته در یک پاس تجربه می‌کند [۲۳، ۲۴].



شکل ۴ تغییر ضخامت در فرایندهای الف) ECAP و ب) ECAR در یک پاس [۲۴]

ایواهاشی و همکاران [۲۵] کرنش موثر کل در فرایند ECAP را صرف نظر از اصطکاک، با توجه به زاویه تقاطع دو کانال Φ و زاویه انحنای Ψ به شکل رابطه ۱ محاسبه کردند. در این رابطه N بیانگر تعداد تکرار پاس در فرایند است. در صورت مشخص نبودن زاویه انحنای می‌توان به کمک رابطه ۲ کرنش را براساس متغیرهای هندسی مانند شعاع تقاطع و قطر کانال محاسبه نمود [۲۶]. ولی استفاده از این رابطه برای فرایند ECAR به این شکل ممکن نیست زیرا در فرایند ECAR کانال‌های ورودی و خروجی با اندازه سطح مقطع‌های

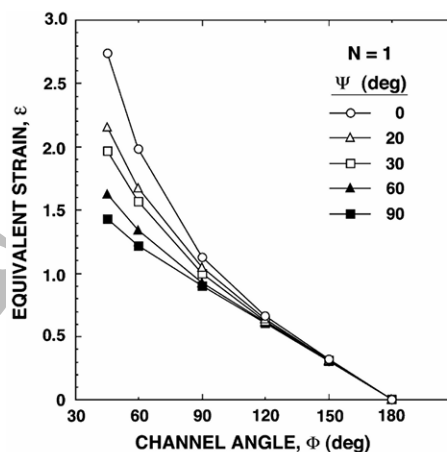
متفاوت وجود دارند که بر مقدار کرنش کل موثر است. بنابراین رابطه ۱ توسط لی و همکاران [۸] به شکل رابطه ۳ اصلاح شد که کرنش موثر کل در فرایند ECAR با توجه به نسبت ضخامت کانال ها (K) محاسبه می شود. پارامتر K معادل نسبت ضخامت کانال ورودی به ضخامت کانال خروجی است. مقادیر پیش بینی شده به کمک این رابطه بسیار نزدیک به مقادیر حاصل از بررسی های تجربی است [۲۷].

$$\varepsilon_N = N \left\{ \frac{2 \cot(\Phi/2 + \Psi/2) + \Psi \csc(\Phi/2 + \Psi/2)}{\sqrt{3}} \right\} \quad (1)$$

$$\tan\left(\frac{\Psi}{2}\right) = \frac{0.5 R \sin(\Phi)}{L_0 - R \cos^2(\frac{\Phi}{2})} \quad (2)$$

$$\varepsilon_N = NK^2 \left\{ \frac{2 \cot(\Phi/2 + \Psi/2) + \Psi \csc(\Phi/2 + \Psi/2)}{\sqrt{3}} \right\} \quad (3)$$

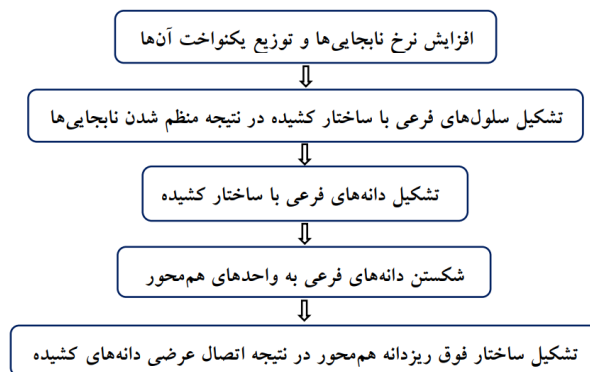
با توجه به رابطه ۳، کرنش موثر در هر پاس از فرایند ECAR، با افزایش در زاویه قالب کاهش می یابد. ساختار فوق ریزدانه (UFG) زمانی حاصل می شود که کرنش تجمع یافته در نمونه به سطح بحرانی مشخصی برسد. این سطح بحرانی کرنش، به زاویه کانال بستگی دارد و با افزایش در زاویه کانال افزایش می یابد. شکل ۵ نشان می دهد که افزایش در زاویه تقاطع کانال ها منجر به کاهش کرنش معادل در یک پاس فرایند می شود و بنابراین برای دستیابی به کرنش بحرانی جهت تشکیل ساختار فوق ریزدانه به تعداد پاس بیشتری از فرایند نیاز است. مقدار کرنش بحرانی برای دستیابی به ساختار UFG در فرایند ECAR با زاویه انحنای صفر درجه و با زاویه کانال ۱۱۰، ۱۲۰، ۱۳۰ و ۱۴۰ به ترتیب برابر با ۲/۱، ۲/۹، ۳/۸ و ۴/۴ است. کرنش تجمعی اعمال شده تنها عامل موثر بر تشکیل ساختار UFG در فلزات نیست و ضروری است که حد کرنش اعمال شده به نمونه در هر پاس نیز بیش از یک مقدار مشخص باشد [۸]. شکل ۵ اهمیت زاویه تقاطع دو کانال Φ و زاویه انحنای Ψ بر کرنش معادل در هر پاس از فرایند ECAP را نشان می دهد. با توجه به شکل ۵ می توان دریافت که تغییر در زاویه انحنای (Ψ) در محدوده زاویه تقاطع (Φ) ۹۰ تا ۱۸۰ درجه تاثیر نامحسوسی بر کرنش معادل دارد همچنین حداکثر مقدار کرنش در یک پاس از فرایند زمانی حاصل می شود که هر دو زاویه تقاطع کانال ها و انحنای در حداقل مقدار انتخاب شوند. بنابراین با انتخاب زاویه کوچکتری از کانال می توان با تعداد پاس کمتری از فرایند ECAR به کرنش بیشتر و ساختار فوق ریزدانه رسید [۲۸].



شکل ۵ تغییر کرنش معادل پس از یک پاس فرایند ECAP با تغییر در زاویه بین دو کانال و زاویه انحنای قالب [۲۸]

۲-۱- خواص مکانیکی مواد بر اثر فرایند ECAR

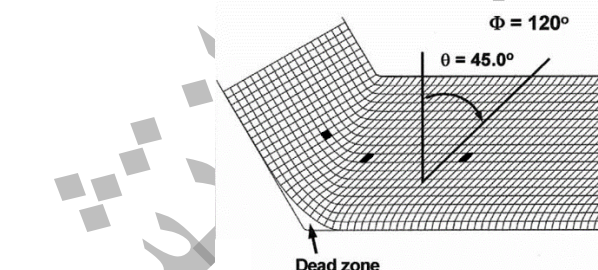
در فرایند ECAR مواد با عبور از زاویه بین کانال ها، تحت کرنش بالا قرار گرفته و ساختار و خواص مکانیکی تحت تاثیر این کرنش تغییر می کنند. براساس مطالعات انجام شده فرایند ECAR می تواند با کوچک کردن اندازه دانه ها در ساختار و افزایش دانسیته نابجایی ها منجر به بهبود خواص مکانیکی در فلزات و آلیاژها شود. برای دستیابی به ساختار فوق ریزدانه در فلزات تحت فرایند ECAR، پنج مرحله مورد نیاز است که در شکل ۶ نشان داده شده است [۶].



شکل ۶ مراحل متوالی تشکیل ساختار فوق ریز دانه در فرایند ECAR

براساس رابطه هال-پیچ، ریزش ساختار باعث افزایش استحکام در مواد می شود، درحالی که در مواد نانوکریستالی با اندازه دانه کوچکتر از ۲۵ nm روند تغییر در رابطه هال-پیچ معکوس می شود [۲۹]. نتایج آزمون کشش در دمای اتاق پس از تکرار فرایند ECAR در چند پاس، برای فلزات و آلیاژهایی با ساختار FCC و BCC افزایش در استحکام تسلیم و کششی و کاهش در انعطاف پذیری را نشان می دهد درحالی که برای آلیاژهای HCP نتایج گزارش شده روند تغییرات متفاوتی در خواص مکانیکی را نشان می دهد که در ادامه به تفصیل بیان می شود.

گزارشات ارائه شده توسط پژوهشگران نشان داده است که فرایند ECAR می تواند منجر به تولید ساختار ناهمگن با خواص مکانیکی خوب در انواع متفاوتی از مواد مانند آلومینیم [۳۰]، فولاد ضدزنگ [۳۱] و تیتانیوم [۳۲] شود. بررسی ضخامت نمونه نشان دهنده توزیع کرنش های بالاتر در مناطق همجوار با لبه ورق نسبت به مرکز آن است. ناهمگنی در مواد پس از فرایند ECAR، نشان دهنده تمرکز نابجایی بیشتر و کاهش بیشتر در اندازه دانه در لبه های ورق در مقایسه با مرکز آن است [۳۳]. در فولاد ضدزنگ ناهمگنی در مقطع ورق به این صورت است که پس از فرایند در مناطق نزدیکتر به لبه، استحاله مارتنزینی بیشتر از مرکز آن است [۳۱]. با توجه به این که برش ساده شکل غالب تغییر شکل در فرایند ECAR است، این تغییر شکل برشی به استثنای مناطق نزدیک به سطح پایینی قطعه، تقریباً در ضخامت قطعه یکنواخت است. این ناهمگنی در نزدیکی سطح پایینی به علت حضور منطقه مرده است که در شکل ۷ با پیکان نشان داده شده است [۸].

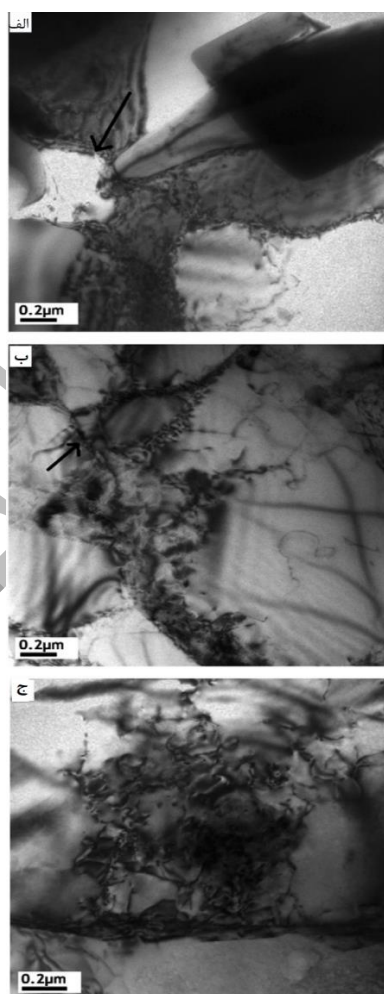


شکل ۷ الگوی تغییر شکل برشی نمونه تحت فرایند ECAR با زاویه قالب ۱۲۰° [۸]

۲-۱-۱- خواص مکانیکی در فلزات با ساختار FCC و BCC پس از ECAR

فلزات و آلیاژهایی با ساختار بلوری FCC و BCC، فلزاتی با قابلیت تغییر شکل خوب هستند و تحت فرایند ECAR، می توانند به سادگی با تکرار تعداد پاس، کرنش های بالایی را تحمل کنند. فرایند ECAR در ورق هایی از جنس آلیاژ آلومینیم ۵۰۳۸ منجر به بهبود خواص مکانیکی شده است. این آلیاژ با افزودن منیزیم به آلومینیم تشکیل شده و مشابه با آلومینیم ساختار بلوری FCC دارد. طبق گزارش ارائه شده توسط نعمتی چاری و همکاران [۳۴] پس از اولین پاس فرایند، استحکام کششی از ۳۳۰ MPa به ۳۷۲ MPa و استحکام تسلیم از ۱۷۸ MPa به ۳۱۴ MPa افزایش یافته و در مقابل ازدیاد طول از ۱۳/۵٪ به ۸٪ کاهش پیدا می کند. با ادامه فرایند بین پاس اول تا سوم افزایش جزئی در خواص استحکامی مشاهده می شود که پس از پاس سوم تقریباً بدون تغییر باقی می ماند. مقایسه خواص مکانیکی بین دو مسیر A و C برای آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳، افزایش کمی در خواص استحکامی و میکروسختی در مسیر C را نشان می دهد که به علت توزیع یکنواخت تر کرنش پلاستیک در مسیر C نسبت به مسیر A است. آنیل نمونه ها قبل از فرایند ECAR افزایش ناچیزی در مقدار استحکام تسلیم و کششی و نیز میکروسختی نشان می دهد. همچنین آنیل پس از فرایند ECAR در هر دو دمای ۲۰۰ °C و ۳۰۰ °C به مدت یک ساعت، منجر به کاهش خواص استحکامی و میکروسختی و افزایش در ازدیاد طول می شود. نتایج ارائه شده

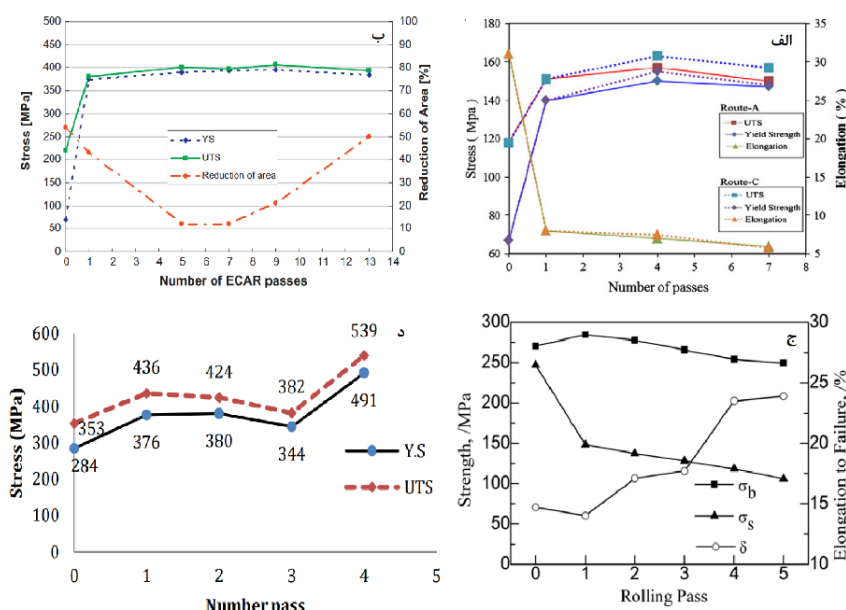
توسط بزرچلویی و همکاران [۱۴] نیز این روند تغییر در خواص آلیاژ آلومینیم ۵۰۳۸ را تایید می‌کند و حداکثر مقدار استحکام تسلیم، کششی و میکروسختی در پاس سوم را به ترتیب ۲۸۴ MPa و ۳۸۰ MPa و ۱۱۹ Hv گزارش کرده است. گزارشات ارائه‌شده در بررسی اثر تعداد پاس فرایند ECAR بر خواص مکانیکی دیگر آلیاژهای آلومینیم نیز این روند تغییرات را تایید می‌کنند. نم و همکاران [۳۵] با بررسی تغییرات اندازه و شکل رسوبات $MgZn_2$ و Al_3Zr در آلیاژ آلومینیم ۷۰۵۰ افزایش میکروسختی را پس از دو پاس فرایند از ۶۰ Hv تا ۱۰۰ Hv نشان دادند. فرایند ECAR منجر به کاهش اندازه رسوبات با شکستن آن‌ها هم‌زمان با کاهش اندازه‌دانه می‌شود. فرایند ECAR بر روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ با ساختار بلوری FCC نیز افزایش قابل توجه سختی و استحکام تسلیم را در پاس اول و دوم نشان داده است [۳۶]. افزایش دانسیته نابجایی‌ها و تشکیل ساختار فوق‌ریزدانه دلیل این افزایش ناگهانی در خواص مکانیکی است. شکل ۸ تغییر در ریزساختار را با افزایش تعداد پاس در این آلیاژ نشان می‌دهد. پس از یک پاس فرایند، ساختار سلولی با ابعاد بین ۵۰ تا ۳۰۰ نانومتر درون دانه‌های بزرگتر تشکیل می‌شود که با پیکان سیاه در شکل ۸ الف نشان داده شده است. نمونه پس از دو پاس فرایند از نظر اندازه دانه مشابه با پاس اول است با این تفاوت که تعداد دانه‌های فوق‌ریز متشکل از سلول‌های فرعی بیشتر است (شکل ۸ ب). در پاس پنجم به علت تشکیل حلقه‌های نابجایی درهم پیچیده تشخیص ساختار دانه‌ها مشکل می‌شود (شکل ۸ ج). بنابراین مراحل تشکیل ساختار فوق‌ریزدانه عبارت از تشکیل سلول‌های نابجایی سپس دیواره‌های نابجایی چندضلعی در مقادیر کرنش بیشتر، تبدیل این دیواره‌ها به مرز و تشکیل ساختار فوق‌ریزدانه در مواد است. اشباع سختی پس از دو پاس به علت فرایند نرم شدن است که در نتیجه حذف نابجایی‌ها در دانه‌های فرعی است. مسیر فرایند تاثیر قابل توجهی بر افزایش ۶۵ درصدی استحکام تسلیم ندارد [۳۶].



شکل ۸ تصاویر TEM از آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ (پس از الف) یک پاس، ب) دوپاس و ج) ۵ پاس فرایند ECAR [۳۶]

عظیمی و همکاران [۳۷] نشان دادند یک پاس فرایند ECAR بر روی آلیاژ آلومینیم 1100-O استحکام تسلیم را از ۶۷ MPa تا ۱۴۰ MPa و استحکام کششی را از ۱۱۶ MPa تا ۱۵۱ MPa افزایش می‌دهد درحالی‌که انعطاف‌پذیری از ۳۱ درصد به ۸ درصد کاهش می‌یابد. افزایش استحکام تا پاس چهارم ادامه دارد و به مقدار ۱۵۰ MPa برای استحکام تسلیم و ۱۵۷ MPa برای استحکام کششی

می‌رسد. تکرار بیش از ۴ پاس منجر به کاهش استحکام در آلومینیم 1100-O می‌شود درحالی‌که انعطاف‌پذیری همچنان کاهش می‌یابد. جزئیات تغییر در استحکام و انعطاف‌پذیری با تکرار تعداد پاس تا پاس هفتم در دو مسیر A و C در شکل ۹ الف نشان داده شده است. افزایش شدید در میکروسختی پس از پاس اول مشاهده می‌شود.



شکل ۹ تغییرات استحکام کششی، تسلیم و ازدیاد طول در نمونه‌های الف-آلیاژ آلومینیم 1100-O [۳۷]، ب- مس خالص [۳۸]، ج- تیتانیوم خالص [۳۹] و د-آلیاژ منیزیم AZ31 [۱۶]

بررسی اثر آنیل بر رفتار آلیاژهای آلومینیم نشان می‌دهد که عملیات آنیل کردن باعث افزایش در اندازه‌دانه و کاهش خواص مکانیکی می‌شود. حتی اگر پس از عملیات آنیل کردن، فرایند ECAR انجام شود، اندازه‌دانه پس از پاس اول، نسبت به نمونه بدون آنیل عدد بزرگتری را نشان می‌دهد [۴۰].

بررسی تغییر در خواص مکانیکی با تکرار پاس در فرایند ECAR در نمونه‌هایی از جنس مس خالص نیز مانند آلیاژهای آلومینیم افزایش در استحکام و میکروسختی و کاهش در انعطاف‌پذیری را نشان می‌دهد. کواکاج و همکاران [۳۸] از فرایند ECAR برای بررسی خواص مکانیکی مس خالص با هدایت الکتریکی بالا استفاده و مشاهده کردند که حداکثر مقدار افزایش در استحکام تسلیم و کششی در پاس اول اتفاق افتاده و تقریباً به عدد ۳۷۰ MPa برای هر دو استحکام می‌رسد. سپس تا پاس پنجم استحکام با سرعت کمی افزایش یافته و پس از آن تغییرات جزئی در استحکام با افزایش در تعداد پاس‌ها مشاهده می‌شود. در این نمونه، حداکثر مقدار استحکام ۴۱۰ MPa در پاس نهم مشاهده می‌شود. روند کاهش سریع در مقدار کاهش سطح مقطع از ۵۴٪ تا ۱۲٪ تا پاس پنجم و پس از آن حالت پایدار بین پاس ۵ تا ۷ مشاهده می‌شود. متعاقباً ادامه دادن تعداد پاس‌های فرایند منجر به افزایش در مقدار کاهش سطح مقطع تا ۵۰٪ می‌شود که در پاس ۱۳ اتفاق می‌افتد. شکل ۹ ب جزئیات این تغییر را نشان می‌دهد. در این گزارش میکروسختی نیز روندی مشابه با استحکام نشان می‌دهد. حداکثر افزایش در میکروسختی در آغاز فرایند ECAR تا پاس پنجم مربوط به کرنش‌سختی است که از مقدار H_v ۱۱۷ به H_v ۱۳۲ می‌رسد و ادامه پاس‌ها منجر به افزایش قابل توجهی در میکروسختی نمی‌شود، طوری که پس از پاس پنجم کاهش جزئی در مقدار میکروسختی مشاهده می‌شود. کواکاج و همکاران فرایند ECAR را بر روی نمونه مسی تا ۳۳ پاس ادامه دادند و مشاهده کردند که در ادامه مسیر خواص مکانیکی کاهش یافته و اشباع در استحکام در پاس پنجم رخ داده است. این اشباع در استحکام به علت افزایش در دانسیته نابجایی‌هاست که نقش اساسی در استحکام‌دهی ایفا می‌کند [۴۱].

فولاد کم‌کربن (St 12) نیز مانند سایر فلزات نرم، پس از یک پاس فرایند ECAR افزایش قابل توجهی در استحکام تسلیم و کششی به ترتیب از ۱۵۷ MPa تا ۲۷۳ MPa و از ۳۷۵ MPa تا ۳۸۶ MPa نشان می‌دهد. این افزایش استحکام با کاهش ۴۰ درصدی انعطاف‌پذیری همراه است [۴۲].

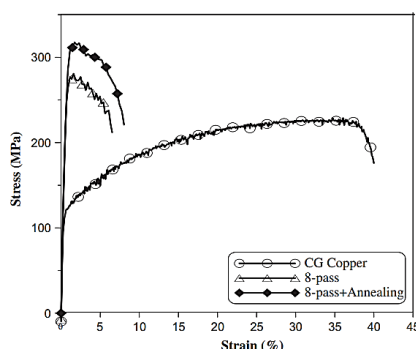
براساس گزارشات قبلی ارائه شده [۱۸] برای مس خالص پس از ۱۰ پاس فرایند ECAR، روند تغییر استحکام و انعطاف‌پذیری با افزایش تعداد پاس را برای فلزات نرمی مانند مس و آلومینیم و فولاد کم‌کربن می‌توان به سه منطقه تقسیم کرد که در ادامه این سه منطقه برای فلز مس خالص بیان شده و برای سایر فلزات نرم قابل تعمیم است:

منطقه ۱: افزایش شدید در استحکام تسلیم و کششی و کاهش قابل توجه در ازدیاد طول در ۳ پاس اول که می‌تواند به علت افزایش ناگهانی نابجایی‌ها در ساختار باشد. در این زمان نابجایی‌ها شروع به در هم پیچیده شدن می‌کنند و ساختارهای سلولی با نابجایی‌های داخلی زیاد تشکیل می‌دهند. کرنش سختی به‌وسیله تولید نابجایی، حرکت و برخورد آن‌ها فرایند غالب در این منطقه است و در افزایش ۱۵۰ درصدی استحکام تسلیم و ۲۵ درصدی استحکام کششی برای نمونه مسی سهیم است. در همین زمان دانه‌ها شکسته شده و دانه‌های فرعی نیز تشکیل شده‌اند که با توجه به رابطه هال-پچ باعث افزایش استحکام می‌شود. زاویه عدم تطابق در این منطقه کمتر از ۲ درجه است که تایید کننده تشکیل سلول با دانه‌های فرعی است [۱۸]. در اثر اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر مس دانه درشت اولیه، نابجایی در درون دانه‌ها و مرزها تشکیل می‌شود [۴۳]. ازدیاد طول پس از سه پاس فرایند در نمونه مس خالص ۶۷٪ کاهش یافته و میکروسختی در حدود ۷۰ درصد افزایش می‌یابد [۱۸].

منطقه ۲: افزایش در استحکام تسلیم و کششی و نیز کاهش در ازدیاد طول با شیب بسیار کمی تا پاس هفتم ادامه می‌یابد. دانه‌های فوق ریز با مرزهای بزرگ زاویه مانع حرکت نابجایی‌ها شده و استحکام را به میزان بسیار کمی بهبود می‌بخشد. در همین زمان این دانه‌ها ممکن است مکانیزم‌های دیگر تغییر شکل مانند لغزش مرزدانه‌ای و چرخش دانه‌ها را آسان کرده و از کاهش شدید در انعطاف‌پذیری بکاهند [۴۳]. در پاس هفتم که مرز بین منطقه کارسختی و کارنرمی است، سلول‌ها با نوع جدیدی از مرز تشکیل می‌شوند. مرزهای سلول به تدریج به مرزهای نازک‌تر و منظم‌تر تبدیل می‌شوند. اگرچه دانسیته نابجایی‌های داخلی کاهش یافته ولی همچنان تعدادی نابجایی داخلی وجود دارد [۴۴].

منطقه ۳: با افزایش بیشتر تعداد پاس، بعد از پاس هفتم کاهش کمی در نمودار استحکام تسلیم و کششی مشاهده می‌شود ولی این کاهش، افزایشی در ازدیاد طول را به همراه ندارد و ازدیاد طول به‌طور جزئی به روند کاهشی ادامه می‌دهد به طوری که می‌توان گفت ازدیاد طول پس از پاس سوم تقریباً ثابت است. با افزایش کرنش پلاستیک تجمعی، تولید و از بین رفتن نابجایی‌ها به تعادل دینامیکی می‌رسند و اندازه دانه به حداقل رسیده و کوچک‌تر نمی‌شود. بنابراین، در این منطقه که استحکام تمایل به کاهش دارد، منطقه کارنرمی گفته می‌شود. در این منطقه دانه‌های بسیار ریز با مرزهای نازک و منظم و زاویه عدم تطابق بالا وجود دارند [۴۴]. درشت شدن نابجایی‌ها، کاهش دانسیته آن‌ها، از بین رفتن نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها و یا بازیابی دینامیکی باعث کارنرمی در مواد می‌شوند. این در صورتی رخ می‌دهد که مقدار زیاد نابجایی قبل از کرنش نرمی وجود داشته باشد [۴۵]. بازیابی دینامیکی در دمای اتاق در مواد نانوکریستالی رایج است [۴۶].

مقایسه مقادیر استحکام در دو مسیر A و C برای نمونه مس خالص، کمتر بودن استحکام در مسیر A را نشان می‌دهد که می‌تواند به علت توزیع نایک‌نواخت کرنش، جهت‌دار بودن دانه‌ها و کشیدگی آن‌ها در راستای اعمال نیرو در آزمون کشش باشد [۴۷]. تحقیقات انجام شده در فرایند ECAP نیز کمتر بودن استحکام در مسیری که دانه‌های کشیده‌تری ایجاد می‌کند را تایید می‌کند [۴۸، ۴۹]. عملیات حرارتی در دمای کمتر از دمای تبلور مجدد به مدت ۲۰ دقیقه بر نمونه‌های مس خالص پس از ۸ پاس فرایند ECAR بهبود در خواص مکانیکی را نشان داده‌است. شکل ۱۰ اثر عملیات حرارتی پس از ECAR را برای نمونه مس خالص نشان می‌دهد. مقدار افزایش در استحکام نهایی پس از آنیل در حدود ۵۰ MPa است که با افزایش ۲ درصدی در ازدیاد طول همراه است. با توجه به اینکه یکی از مهمترین عیوب در فرایند ECAR کاهش کارسختی با تکرار پاس‌های فرایند است، می‌توان گفت آنیل نمونه پس از ECAR زیر دمای تبلور مجدد می‌تواند باعث افزایش جزئی کارسختی در نمونه شود. کاهش جزئی در اندازه دانه باعث افزایش استحکام می‌شود درحالی که منظم شدن نابجایی‌ها در اثر تبلور مجدد جزئی، مهمترین عامل بهبود در ازدیاد طول است [۵۰].



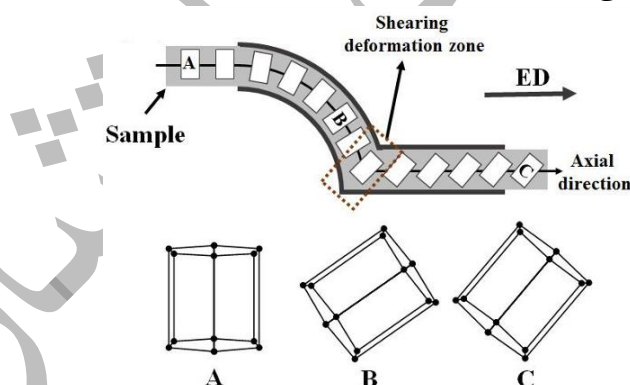
شکل ۱۰ نتایج آزمون کشش مس خالص درشت دانه، نمونه‌های مس ۸ پاس فرایند ECAR شده با و بدون عملیات حرارتی بعدی [۴۶]

مواد با ساختار فوق‌ریز و نانوکریستالی اغلب انعطاف‌پذیری کمی دارند و مقادیر بسیار کمی ازدیاد طول را در تست کشش نشان می‌دهند. این مقادیر کم انعطاف‌پذیری گاهی اوقات به عیوبی مانند تخلخل مربوط می‌شود که می‌تواند در اثر ایجاد ساختار نانو به صورت

حجمی باشد. نشان داده شده است که نانوساختار ایجاد شده توسط فرایند ECAR در فلزات نرمی مانند مس و آلایزهای آلومینیم با حداقل عیوب می‌تواند به طور هم‌زمان استحکام بالا و انعطاف‌پذیری مناسبی داشته باشد. یک دلیل مهم دیگر برای انعطاف‌پذیری کم در مواد با ساختار نانو، عدم توانایی آن‌ها برای سخت شدن در حین تغییر شکل پلاستیک شدید است که معمولاً برای بهبود انعطاف‌پذیری مورد نیاز است. دست‌کاری جزئی در فرایند ممکن است در اثر ذخیره‌سازی نابجایی، نرخ سخت شدن را افزایش دهد و بنابراین منجر به بهبود انعطاف‌پذیری شود [۵۱].

۲-۱-۲- خواص مکانیکی در فلزات با ساختار HCP پس از ECAR

روند تغییرات در خواص مکانیکی در فلزاتی مانند آلایزهای منیزیم با ساختار بلوری HCP تا حدودی متفاوت از ساختارهای FCC است. با توجه به مشکل بودن فرایند تغییر شکل در این فلزات، عملیات حرارتی حین فرایند ECAR ضروری بوده و دمای گرم کردن و نرخ سرد کردن نمونه‌ها تأثیر زیادی بر نتایج حاصل دارد. حسنی و همکاران [۵۲] ارتباط خواص مکانیکی را با تعداد پاس‌های فرایند ECAR در آلایز منیزیم AZ31 بررسی کردند. ورق قبل از هر پاس سه دقیقه پیش گرم شده و دمای پیش گرم در پاس اول 360°C ذکر شده است که در پاس‌های بعدی کاهش یافته، طوری که در پاس دهم به 160°C می‌رسد. آزمون کشش، کاهش در استحکام تسلیم از 180 MPa در نمونه آنیل شده اولیه به $11/6\text{ MPa}$ در پاس دهم و همچنین کاهش استحکام کششی از 225 MPa به 108 MPa را پس از ۱۰ پاس نشان می‌دهد. درحالی که درصد ازدیاد طول بهبود یافته و از حدود ۱۳٪ درصد به ۷۹٪ می‌رسد. مشاهده می‌شود که نتایج مربوط به آلایز منیزیم با سایر فلزات متفاوت است که می‌تواند به دلیل فعالسازی صفحات لغزش همراه با تشکیل دانه‌هایی در ابعاد نانومتری و یا فوق‌ریزدانه با حضور دوقلوبی‌های مکانیکی فراوان در ساختار باشد. علیرغم کاهش در استحکام با افزایش در تعداد پاس، بهبود پیوسته در میکروسختی مشاهده شده است طوری که پس از ۸ پاس ۵۳٪ افزایش در میکروسختی گزارش شده است. اشباع در میکروسختی پس از پاس هشتم می‌تواند به علت اشباع کرنش در پاس‌های بالا باشد. این روند تغییر در خواص مکانیکی در آلایز منیزیم AZ31 توسط پژوهشگران دیگری نیز گزارش شده است [۵۳، ۵۴]، با این تفاوت که میکروسختی نیز مانند استحکام پس از انجام فرایند ECAR روند کاهشی نشان داده است [۵۴]. در گزارش ارائه شده توسط پنگ و همکاران [۵۴] با انجام تنها یک پاس فرایند، استحکام تسلیم از مقدار اولیه 207 MPa به حدود 80 MPa رسیده است درحالی که نمونه منیزیم AZ31 کاهش جزئی در استحکام کششی را تجربه می‌کند و انعطاف‌پذیری از مقدار اولیه ۱۵ درصد به ۳۰ درصد افزایش می‌یابد. در این گزارش بیان شده است که با وجود ریزش دانه‌ها میکروسختی افزایش نیافته و کاهش جزئی را نشان می‌دهد که می‌تواند به علت تأثیر بیشتر جهات کریستالی در تغییرات میکروسختی باشد. شکل ۱۱ به صورت شماتیک تغییر جهت کریستالی در مواد با ساختار HCP را در فرایند ECAR نشان می‌دهد. قبل از ورود به منطقه تغییر شکل برشی، جهت کریستالی تقریباً بدون تغییر است. با عبور از منطقه تغییر شکل برشی، تغییر جهت کریستالی همزمان با تغییر شکل برشی رخ می‌دهد [۵۴].



شکل ۱۱ شماتیک تغییر جهت کریستالی در ساختار HCP در فرایند ECAR [۵۴]

چن و همکاران [۱۶] با انجام آزمون کشش بر روی نمونه آلایز منیزیم AZ31 که پنج پاس تحت فرایند ECAR قرار گرفته است، کاهش در استحکام تسلیم از 250 MPa به 105 MPa و استحکام کششی از 270 MPa به 255 MPa را گزارش کرده‌اند. افزایش در ازدیاد طول در این آلایز به علت جهت‌گیری کریستالی صفحات است. شکل ۹ ج روند این تغییرات را نشان می‌دهد. حکیمیان و همکاران [۵۵] افزایش انعطاف‌پذیری از ۹ تا ۱۷ درصد را پس از یک پاس فرایند ECAR در آلایز منیزیم AZ31 گزارش کردند. این افزایش در انعطاف‌پذیری با کاهش بیش از ۵۰ درصدی استحکام تسلیم و کششی همراه است. فرایندهای SPD در آلایزهای منیزیم علاوه بر ریزدانه کردن و بهبود در انعطاف‌پذیری، منجر به رسوب فاز ثانویه و اصلاح در جهات کریستالی نیز می‌شوند. فاز ثانویه رسوب کرده می‌تواند در پاس‌های بالاتر شکسته شود [۵۶].

پژوهش در زمینه بررسی تغییر در خواص مکانیکی در فلز تیتانیوم با ساختار HCP با افزایش در تعداد پاس فرایند ECAR محدود است و پژوهشی با زاویه کانال 120° در فرایند ECAR جهت مقایسه با نتایج سایر فلزات مشاهده نشد. اثر فرایند ECAR بر ورق تیتانیومی با تکرار فرایند در چهار پاس در مسیر C و در دمای محیط توسط هنرپیشه و همکاران [۳۹] بررسی شد و بررسی روند تغییر خواص مکانیکی نشان داد که پس از افزایش شدید در استحکام تسلیم و کششی در پاس اول، نرخ این افزایش در پاس‌های بعدی کم شده و در پاس سوم کاهش در استحکام مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است که در این فرایند زاویه تقاطع دو کانال 135° درجه و زاویه انحنای 20° درجه است. ادامه فرایند منجر به افزایش مجدد در استحکام در پاس چهارم می‌شود. شکل ۹ د جزئیات این تغییر در استحکام تسلیم و کششی را با ذکر عدد نشان می‌دهد. این روند تغییرات برای سختی نیز تکرار می‌شود. جدول ۲ تعدادی از نتایج حاصل از بررسی فرایند ECAR بر فلزات مختلف را به صورت خلاصه ارائه می‌دهد.

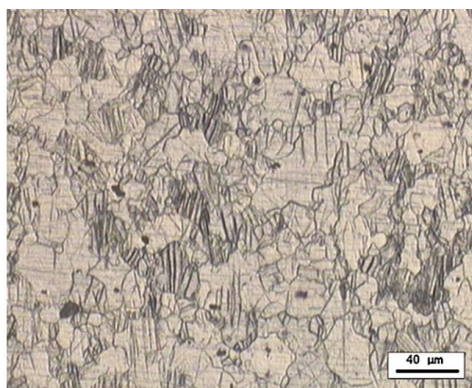
جدول ۲ تعدادی از نتایج حاصل از بررسی خواص مکانیکی برخی فلزات و آلیاژها پس از فرایند ECAR

نویسنده	آلیاژ	تعداد پاس	نتایج
۱	نعمتی جاری و همکاران [۳۴]	5083 Al	۵
۲	بزچلوبی و همکاران [۱۴]	5083 Al	۳
۳	کوکاچ و همکاران [۳۸]	مس خالص	۱۳
۴	حبیبی و همکاران [۱۸]	مس خالص	۱۰
۵	حسینی و همکاران [۵۲]	AZ31 Mg	۱۰
۶	چن و همکاران [۱۶]	AZ31 Mg	۵
۷	هنرپیشه و همکاران [۳۹]	تیتانیوم	۴

مواد با ساختار کریستالی HCP و با محدودیت در حالت‌های تغییرشکل مانند آلیاژهای منیزیم و تیتانیوم معمولاً در فرایندهای نورد، بافت کریستالی بسیار قوی ایجاد کرده و با تغییرشکل بسیار کمی مواجه می‌شوند که به علت جهت‌گیری صفحات پایه در صفحه ورق است که توانایی مواد برای تطبیق کرنش پلاستیک را محدود می‌کند. بنابراین این ساختارها محدودیت‌های بسیاری در زمان فعالسازی سیستم‌های لغزشی دارند. این رفتار استفاده از منابع خارجی انرژی به شکل گرما را برای ساده کردن اعمال تغییرشکل پلاستیک شدید

بدون ایجاد ترک ضروری می‌کند [۳۲]. در استفاده از فرایندهای SPD تا حدودی بر این محدودیت غلبه کرده و با فوق‌ریز شدن دانه‌ها انعطاف‌پذیری بهبود می‌یابد. علاوه بر کاهش در اندازه دانه، فرایند SPD می‌تواند به وسیله معرفی حالت‌های متفاوتی از تغییر شکل مانند برش، بافت کریستالی را تغییر دهد [۷]. گزارش شده‌است که با فعال شدن مکانیسم برش در فرایند ECAP استحاله فازی در تیتانیوم از ساختار هگزاگونال فشرده (HCP) به ساختار بلوری مکعبی با وجوه مرکز پر (FCC) انجام می‌شود [۵۷].

علاوه بر لغزش نابجایی‌ها در مواد HCP، تغییر شکل پلاستیک شدید در این مواد همراه با دوقلویی است. دوقلویی می‌تواند از نوع کششی، فشاری یا تبلور مجدد باشد که به بافت کریستالوگرافی و نوع تغییر شکل بستگی دارد. بنابراین در فرایند ECAR فعالسازی لغزش یا دوقلویی به شدت به شرایط فرایند مانند میزان کرنش اعمالی، دما، نوع آلیاژ، اندازه دانه اولیه و غیره وابسته است [۳۲]. شکل ۱۲ تشکیل دوقلویی در آلیاژ منیزیم AZ31 را پس از ۶ پاس فرایند ECAR نشان می‌دهد. نتایج نشان داده‌اند که با افزایش دما مقدار دوقلویی افزایش می‌یابد که می‌تواند به علت رشد دانه‌ها و تسریع در مهاجرت مرز دانه‌ها باشد [۵۸].



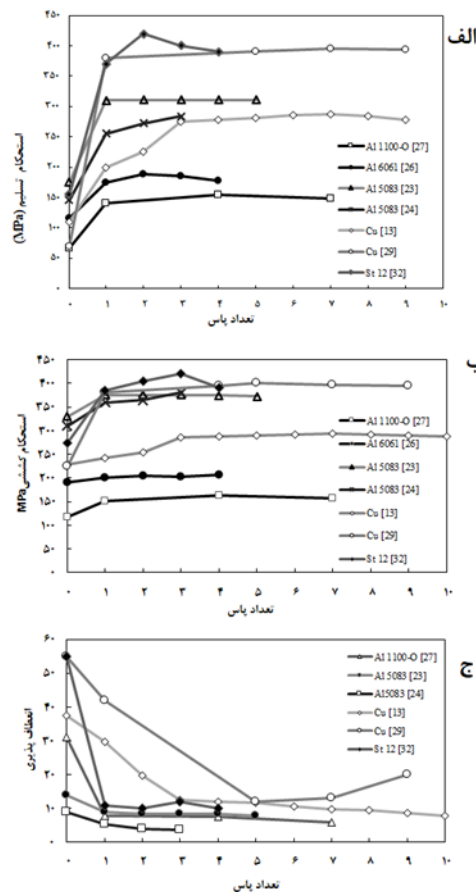
شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه منیزیم AZ31 پس از ۶ پاس فرایند ECAR [۵۲]

۲-۱-۳- تعداد پاس بهینه فرایند ECAR در دستیابی به بهترین خواص مکانیکی

در مجموع روند تغییر در خواص مکانیکی فلزات و آلیاژهای مختلف در فرایند ECAR مشابه با فرایند ECAP است با این تفاوت که امکان استفاده برای ورق‌ها فراهم شده‌است. بنابراین محدودیت اصلی فرایند ECAP برای صنعتی شدن یعنی عدم پیوستگی فرایند تا حدودی رفع شده و امکان استفاده از این فرایند SPD در صنعت فراهم شده‌است. در مقالات مروری و تحقیقاتی مربوط به فرایند ECAP متغیرهای فرایند مانند مسیر فرایند، زاویه قالب، تعداد پاس و دمای عملیات برای تحلیل رفتار مکانیکی و میکروساختار مواد تغییر شکل یافته مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته‌است ولی در رابطه با فرایند ECAR مطالعه مروری که نشان‌دهنده اثر تعداد پاس بر خواص مکانیکی ورق تغییر شکل یافته باشد وجود ندارد.

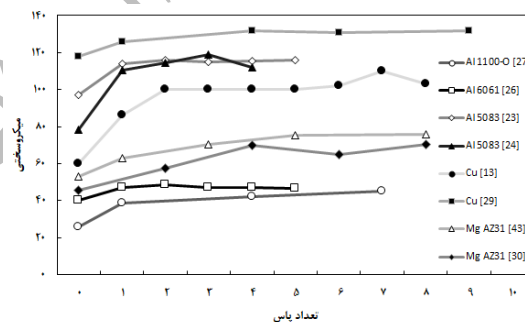
در این مقاله مروری با بررسی مطالعات انجام شده بر فلزاتی از جنس آلومینیوم، مس، تیتانیوم، فولاد و منیزیم دریافتیم که در فلزاتی با ساختار بلوری FCC و BCC افزایش در تعداد پاس فرایند ECAR منجر به کاهش در اندازه دانه و بهبود در خواص استحکامی می‌شود ولی افزایش بیش از سه پاس از فرایند منطقی به نظر نمی‌رسد. شکل ۱۳ نشان می‌دهد که در تمام نتایج گزارش شده در فلزات نرمی مانند آلیاژهای آلومینیوم، فولاد و مس، تغییر در استحکام تسلیم و کششی در پاس اول قابل توجه بوده و در پاس‌های دوم تا چهارم به حداکثر مقدار خود می‌رسد. انعطاف‌پذیری در غالب ورق‌های فلزی پس از فرایند ECAR در پاس اول کاهش شدیدی را نشان داده و با تکرار پاس‌های بیشتر کاهش در انعطاف‌پذیری ادامه می‌یابد. بنابراین افزایش بیش از سه پاس علاوه بر تحمیل هزینه تکرار پاس فرایند ECAR، منجر به افزایش جزئی استحکام و یا حتی کاهش خواص مکانیکی همراه با کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود. در رابطه با فلزاتی مانند آلیاژهای منیزیم با ساختار HCP علیرغم ریز شدن دانه‌ها با فرایند ECAR، نحوه تغییر استحکام تسلیم و کششی متفاوت از سایر فلزات است و غالباً با کاهش شدید استحکام تسلیم و کششی همراه است. همچنین فرایند ECAR در این فلزات، منجر به بهبود انعطاف‌پذیری می‌شود [۱۶، ۵۵]. با توجه به این‌که انتظار می‌رود استحکام در تیتانیوم با ساختار HCP نیز مانند آلیاژهای منیزیم روند کاهشی نشان دهد، افزایش در خواص مکانیکی با تکرار پاس در تنها گزارش ارائه شده نیاز به تحقیقات بیشتری دارد.

در فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید با کانال‌های متقاطع، تغییر شکل مواد فلزی به وسیله دوقلویی و لغزش کنترل می‌شود. به صورت معمول، دوقلویی در مقادیر کمتر کرنش، فرایند غالب است و با افزایش کرنش لغزش نابجایی‌ها عامل اصلی تغییر شکل خواهد بود. با تغییر متغیرهای فرایند مانند دما، تعداد پاس، مسیر فرایند و غیره، مکانیسم غالب تغییر شکل نیز تغییر خواهد کرد. با ریز شدن دانه‌ها تشکیل دوقلویی محدود شده و مکانیسم تغییر شکل از دوقلویی به لغزش نابجایی تغییر می‌کند [۲۰].



شکل ۱۳ تغییرات الف- استحکام تسلیم ب- استحکام کششی و ج- انعطاف پذیری با افزایش تعداد پاس فرایند ECAR بر فلزات مختلف

بررسی تغییرات سختی در فلزاتی مانند آلیاژهای آلومینیم، منیزیم و مس (شکل ۱۴) نیز تایید می‌کند که حداکثر مقدار میکروسختی در این فلزات در سه پاس اول فرایند ECAR مشاهده می‌شود و تکرار پاس فرایند بیش از سه پاس، تغییر قابل توجهی را در میکروسختی در اکثر پژوهش‌ها نشان نداده است.



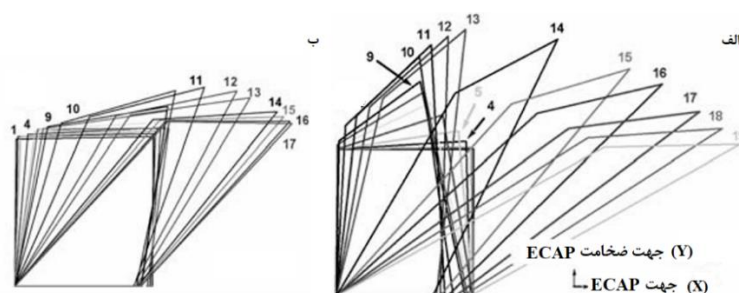
شکل ۱۴ تغییرات میکروسختی با افزایش تعداد پاس در فلزات مختلف

با توجه به این که حداکثر افزایش در دانسیته نابجایی‌ها و افزایش استحکام در پاس اول مشاهده می‌شود و در پاس‌های اول تا سوم این روند افزایش استحکام کم شده و در پاس‌های بالاتر (بیش از ۱۰ پاس) حتی با کاهش استحکام هم زمان با کاهش انعطاف‌پذیری مواجه خواهیم شد، بنابراین صرف هزینه برای تکرار بیش از سه پاس منطقی نیست.

۳- مقایسه خواص فلزات پس از فرایند ECAR و ECAP

همان‌طور که در بخش‌های قبلی ذکر شد، در فرایند ECAR ورق فلزی با کمک اصطکاک سطحی بین غلطک‌ها و ورق، به داخل کانال تغذیه می‌شود و این نیروی تغذیه‌کننده کافی نیست. بنابراین در طراحی، سطح مقطع کانال خروجی کمی بیشتر از کانال ورودی در نظر گرفته می‌شود تا نیروی اصطکاک را در حین فرایند کاهش دهد. در شکل ۴ نشان داده شد که در یک پاس از فرایند ECAR، ورق فلزی

تغییرشکلی شامل کرنش، فشار و برش را تجربه می‌کند. پس در صورت یکسان بودن زاویه تقاطع کانال‌ها در دو فرایند ECAR و ECAP، کرنش موثر تجمع یافته کل در فرایند ECAR بسیار بزرگتر از آن چیزی است که با برش به تنهایی در فرایند ECAP حاصل می‌شود [۲۴]. سو و همکاران [۵۹] با استفاده از داده‌های المان محدود نحوه تغییرشکل در یک المان انتخابی از بخش میانی ضخامت یک نمونه را بررسی کردند (این المان در فرایند ECAR در شکل ۷ با رنگ سیاه نشان داده شده است). شکل ۱۵ یک سری از الگوهای تغییرشکل این المان مربعی را پس از یک پاس از فرایندهای ECAP و ECAR نشان می‌دهد. در مقایسه با ECAP، تغییرشکل در فرایند ECAR از تغییرشکل برشی ساده ایده‌آل منحرف می‌شود که به دو عامل بستگی دارد. اولین عامل زاویه تقاطع دو کانال است که در فرایند ECAP برابر با ۹۰ درجه و در فرایند ECAR برابر با ۱۲۰ درجه است که منجر به کرنش‌های متفاوت می‌شود و عامل دوم تفاوت در ضخامت کانال ورودی و خروجی در ECAR است که منجر به تغییر در ارتفاع و اعمال فشار می‌شود. امکان کاهش زاویه کمتر از ۱۰۰ درجه در فرایند ECAR وجود ندارد.



شکل ۱۵ تغییرشکل یک المان انتخابی از قسمت میانی ضخامت نمونه تحت فرایند (الف) ECAP با زاویه کانال ۹۰ درجه و (ب) ECAR با زاویه کانال ۱۲۰ درجه [۵۹]

مقایسه نتایج مربوط به ریزساختار و خواص مکانیکی در نمونه مس خالص پس از فرایندهای ECAR و ECAP در صورتیکه زاویه کانال برابر باشد، تقریباً مقادیر یکسانی را نشان می‌دهد. در هر دو فرایند حداکثر چگالی نابجایی پس از یک پاس در محدوده $21 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ و استحکام کششی در حدود ۴۰۰ MPa است [۴۱]. در مقایسه دو فرایند ECAR و ECAP در آلیاژهای آلومینیم، برادوا و همکاران [۶۰] بیان کردند که دستیابی به ساختار فوق‌ریزدانه با سختی بیشتر در فرایند ECAR امکان‌پذیر است. که به دلیل سطح بالای تنش برشی در تغییرشکل با نرخ بالا در یک مرحله، تحرک بالای نابجایی، فعالسازی سیستم لغزشی اضافی و افزایش چگالی نابجایی است. خواص مکانیکی پس از ECAR با همان نظم و ترتیب فرایند ECAP تغییر می‌کند که شامل افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری است. بنابراین تمایز اصلی در این دو فرایند در پیوسته بودن فرایند ECAR در مقایسه با ECAP است. درحالی‌که روند تغییر در خواص مکانیکی در هر دو فرایند تقریباً مشابه است، در زاویه یکسان از کانال‌ها، در فرایند ECAR کرنش بیشتری در فلز مشاهده می‌شود.

جدول ۳ مقایسه فرایند ECAP با فرایند ECAR [۶۰]

ویژگی	ECAP	ECAR
نرخ کرنش (s^{-1})	10^{-2}	$10^{-4} - 10^{-5}$
نوع تغییرشکل	برش ساده (تنش‌های مماسی)	فشار پالسی (تنش‌های عمودی) + برش ساده (تنش‌های مماسی)
تعداد پاس مورد نیاز برای دستیابی به ساختار با اندازه دانه متوسط کمتر از ۵۰۰ نانومتر	۶-۸	۱-۲ (کسر مرزهای بزرگ زاویه بیش از ۵۰ درصد)
ماکروجریان مواد	لایه‌ای آرام	لایه‌ای آرام + متلاطم آشفته
دانسیته نابجایی‌های شبکه (m^{-2})	$10^{10} - 10^{13}$	$10^{14} - 10^{15}$
سیستم لغزش (صفحات)	اکتاهدرال	اکتاهدرال + غیر اکتاهدرال

۴- نتیجه‌گیری

در این مقاله مروری بر گزارش‌های ارائه شده در رابطه با خواص مکانیکی مواد پس از فرایند ECAR انجام شد. علیرغم مطالعات گسترده و مقالات مروری فراوان در زمینه فرایند ECAP، با توجه به محدودیت‌های فرایند در سازگاری با صنعت، به نظر ادامه انجام پژوهش و صرف هزینه تحقیقاتی در فرایندهایی مانند ECAR که امکان صنعتی شدن دارند، منطقی‌تر باشد. نتایج برای مواد پس از فرایند ECAR، در دو دسته‌ی مواد با ساختار FCC و BCC و همچنین مواد با ساختار HCP مورد بررسی قرار گرفت. مطالعات نشان داد برای فلزاتی

مانند آلیاژهای آلومینیم، فولاد و مس استحکام تسلیم و کششی و میکروسختی با افزایش در تعداد پاس‌های فرایند افزایش پیدا کرده و انعطاف‌پذیری تا حدودی کاهش می‌یابد. حداکثر مقدار تغییرات در خواص مکانیکی در سه پاس اول مشاهده شده و پس از آن تغییرات بسیار جزئی و یا در برخی موارد با روند معکوس ادامه پیدا می‌کند. همچنین استحکام در مسیر C بیشتر از مسیر A است که به علت چرخش ۱۸۰ درجه‌ای نمونه‌هاست که منجر به کرنش پلاستیک یکنواخت‌تر می‌شود. فرایند ECAR برای آلیاژهای با ساختار HCP علیرغم شکل‌پذیری پایین، با استفاده از پیش‌گرم و عملیات حرارتی بین پاس‌ها انجام شده و منجر به ریزدانه شدن و دستیابی به نانوساختار می‌شود ولیکن تاثیر فرایند ECAR بر خواص مکانیکی فلزات با ساختار HCP مانند آلیاژ منیزیم AZ31 متفاوت است و منجر به بهبود انعطاف‌پذیری در این مواد می‌شود، درحالی‌که استحکام را کاهش می‌دهد که به علت فعالسازی صفحات لغزش و تشکیل دوقلوبی‌های فراوان و همچنین تاثیر جهات کریستالی در حین فرایند ECAR در این مواد است. بنابراین می‌توان گفت فرایند ECAR روشی مفید برای اصلاح ساختار و بهبود در خواص مکانیکی مواد است که می‌تواند بدون تغییر در ابعاد نمونه اولیه و با هزینه کم انجام شود و امکان صنعتی شدن را دارد. همچنین با در نظر گرفتن هزینه‌های مربوط به فرایند، با تکرار حداکثر سه پاس از فرایند، می‌توان به خواص مکانیکی مطلوب رسید.

۵- زمینه های تحقیقاتی پیشنهادی

- نتایج نشان می‌دهد که عملیات حرارتی پس از فرایند ECAR و یا بین پاس‌ها اثر قابل توجهی بر میکروساختار و خواص مکانیکی به ویژه در آلیاژها با ساختار HCP دارد. با توجه به این‌که پژوهشگران برای افزایش قابلیت شکل‌پذیری در این مواد دماهای مختلف با نرخ سردکردن متنوعی را مورد مطالعه قرار داده‌اند، بنابراین نیاز به مطالعات جامعی در رابطه با عملیات حرارتی قبل و بین پاس‌ها و پس از فرایند، ضروری به نظر می‌رسد.

- بررسی تمام متغیرهای فرایند کاری دشوار به نظر می‌رسد و نتایج ممکن است آنچه انتظار می‌رود نباشد، بنابراین در اغلب پژوهش‌های صورت گرفته در رابطه با فرایند ECAR، اثر تعداد پاس و مسیر فرایند بررسی شده و مطالعات محدودی در رابطه با اثر اندازه زاویه بین کانال‌ها و زاویه انحنا صورت پذیرفته است. همچنین بررسی اثر اصطکاک بین قطعه و قالب در فرایند به مطالعات بیشتری نیاز دارد. - بررسی مسیر فرایند نشان داده است که نتایج در مسیر C بهتر بوده و استحکام بیشتر است ولی در مقیاس صنعتی اهمیت مسیر فرایند باید بررسی شود.

- پژوهش‌های انجام شده اختلاف ساختار بین قسمت‌های در تماس با قالب (سطح قطعه) و قسمت‌های میانی نمونه را تایید می‌کند ولی تاکنون جهت کاهش این اختلاف مطالعه‌ای صورت پذیرفته است که این مورد در مقیاس صنعتی استفاده از فرایند ECAR اهمیت پیدا می‌کند. اهمیت این اختلاف زمانی مشاهده می‌شود که تکرار پاس در مسیر A صورت پذیرفته باشد که سطح بالا و پایینی قطعه نیز ساختار متفاوتی را نشان خواهند داد. همچنین اختلاف بین سطح و درون قطعه می‌تواند بر خواص خستگی موثر باشد. گزارشات محدودی در رابطه با بررسی خستگی فلزات پس از فرایند ECAR ارائه شده است که بهبود در رفتار خستگی را در نمونه‌های مس خالص پس از فرایند ECAR تایید می‌کند [۶۱].

- در صورت استفاده صنعتی از فرایند ECAR، بررسی اثر فرایند بر بسیاری دیگر از فلزات و آلیاژها که تاکنون بررسی نشده‌اند، ضروری به نظر می‌رسد. بررسی فرایند ECAR بر خواص کامپوزیت‌های زمینه فلزی می‌تواند منجر به تغییر در مکانیسم‌های غالب ریزدانه شدن شود. برخلاف دیگر نتایج گزارش شده در فلزات و آلیاژها، بهبود استحکام همراه با افزایش در انعطاف‌پذیری در کامپوزیت SiCp/AZ91 پس از دو پاس فرایند ECAR گزارش شده است [۶۲] که لزوم ادامه تحقیقات در این زمینه را تایید می‌کند.

- فرایند ECAR برای تولید کامپوزیت‌های لایه‌ای فلزی می‌تواند مورد استفاده قرار گیرد. در این زمینه ورق‌های دولایه Al/Cu به کمک این فرایند تولید شده و اثر تعداد پاس بر خواص و ریزساختار آن بررسی شده است [۹، ۶۳]. در این نمونه‌ها شیب کاهش اندازه‌دانه در لایه‌ها از جنس مختلف، متفاوت خواهد بود.

۶- فهرست علایم و اختصارات

علایم انگلیسی

N تعداد پاس

علایم یونانی

Φ زاویه کانال

Ψ زاویه انحنا

زیر نویس ها

SPD	تغییر شکل پلاستیک شدید
UFG	مواد فوق ریزدانه
ECAP	پرس زاویه ای با کانال های برابر
ECAR	نورد زاویه ای با کانال های برابر
HPT	تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد
MDF	آهنگری چندگانه
CGP	پرسکاری شیاری محدود شده
TE	اکستروژن پیچشی
ARB	اتصال به روش نورد تجمعی
CCSS	برش نوار محدود شده پیوسته
DCAP	پرس زاویه ای با کانال های نابرابر

۷- مراجع

1. C. Wang, et al., "Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation", *Science China Technological Sciences*, vol. 55, pp. 2377-2390, 2012.
2. K. Kumar, H. Van Swygenhoven, and S. Suresh, "Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys", *Acta materialia*, vol. 51(19), pp. 5743-5774, 2003.
3. G. Faraji, and H. Kim, Review of principles and methods of severe plastic deformation for producing ultrafine-grained tubes. *Materials Science and Technology*, vol. 33(8), pp. 905-923, 2017.
4. A. Gupta, B. Chandrasekhar, and K.K. Saxena, "Effect of Equal-channel angular pressing on mechanical properties: An overview", *Materials Today: Proceedings*, vol. 45, pp. 5602-5607, 2021.
5. H. Miura, M. Kobayashi, and T. Benjanarasuth, "Effects of strain rate during multi-directional forging on grain refinement and mechanical properties of AZ80Mg alloy", *Materials Transactions*, vol. 57(9), pp. 1418-1423, 2016.
6. B. Chandrasekhar, et al., "A brief overview of the equal channel angular processing approach", *Materials Today: Proceedings*, 2023.
7. M. Ciemiorek, M. Orłowska, and M. Lewandowska, "Ultrafine- Grained Plates and Sheets: Processing, Anisotropy and Formability", *Advanced Engineering Materials*, vol. 22(1), pp. 1900666, 2020.
8. J. C. Lee, H. K. Seok, and J. Y. Suh, "Microstructural evolutions of the Al strip prepared by cold rolling and continuous equal channel angular pressing", *Acta Materialia*, vol. 50(16), pp. 4005-4019, 2002.
9. M. Darvishi, M. Morovvati, and A.J. Aghchai, "Effects of equal channel angular rolling process on the mechanical properties of Al-Cu two-layer sheets: experimental and numerical approaches", *Engineering Research Express*, vol. 5(3), pp. 035023, 2023.
10. N. Sadasivan, M. Balasubramanian, and B. Rameshbapu, "A comprehensive review on equal channel angular pressing of bulk metal and sheet metal process methodology and its varied applications", *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 59, pp. 698-726, 2020.
11. R.Z. Valiev, and T.G. Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", *Progress in materials science*, vol. 51(7), pp. 881-981, 2006.
12. J.C. Lee, et al., "Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing (C2S2) process", *Materials Research Bulletin*, vol. 36(5-6), pp. 997-1004, 2001.
13. O. Saray, G. Purcek, and I. Karaman, "Principles of equal-channel angular sheet extrusion (ECASE): application to IF-steel sheets", *Rev. Adv. Mater. Sci*, vol. 25, pp. 42-51, 2010.

14. J.E. Bozcheloei, M. Sedighi, and R. Hashemi, "The effect of temperature on the mechanical properties and forming limit diagram of Al 5083 produced by equal channel angular rolling. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology", vol. 105, pp. 4389-4400, 2019.
15. R. Kočiško, et al., "Evaluation of Powder Metallurgy Workpiece Prepared by Equal Channel Angular Rolling", *Materials*, vol. 16(2), pp. 601, 2023.
16. Z.H. Chen, Y.Q. Cheng, and W.J. Xia, "Effect of equal-channel angular rolling pass on microstructure and properties of magnesium alloy sheets", *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 22(1), pp. 51-56, 2007.
17. G. Faraji, and H. Torabzadeh, "An overview on the continuous severe plastic deformation methods", *Materials transactions*, vol. 60(7), pp. 1316-1330, 2019.
18. A. Habibi, M. Ketabchi, and M. Eskandarzadeh, "Nano-grained pure copper with high-strength and high-conductivity produced by equal channel angular rolling process", *Journal of Materials processing technology*, vol. 211(6), pp. 1085-1090, 2011.
19. E. Baysal, et al., "An overview of deformation path shapes on equal channel angular pressing", *Metals*, vol. 12(11), pp. 1800, 2022.
20. L. Cui, et al., "Recent Advances in the Equal Channel Angular Pressing of Metallic Materials", *Processes*, vol. 10(11), pp. 2181, 2022.
21. S. Prithivirajan, et al., "Recent progress in equal channel angular pressing of magnesium alloys starting from Segal's idea to advancements till date—A review", *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 6(1), pp. 82-107, 2023.
22. B.Q. Han, and T.G. Langdon, "Improving the high-temperature mechanical properties of a magnesium alloy by equal-channel angular pressing", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 410, pp. 435-438, 2005.
23. A. Mashhuriazar, et al., "Finite element analysis and optimization of equal-channel angular rolling process by using Taguchi Methodology", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 32(1), pp. 176-184, 2023.
24. Y.H. Chung, J.W. Park, and K.H. Lee, "An analysis of accumulated deformation in the equal channel angular rolling (ECAR) process", *Metals and Materials International*, vol. 12, pp. 289-292, 2006.
25. Y. Iwahashi, et al., "Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials", *Scripta materialia*, vol. 35(2), 1996.
26. C. L. Pérez, "On the correct selection of the channel die in ECAP processes", *Scripta Materialia*, vol. 50(3), pp. 387-393, 2004.
27. J. H. Han, et al., "Evaluation of formability and planar anisotropy based on textures in aluminum alloys processed by a shear deforming process", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 477(1-2) pp. 107-120, 2008.
28. K. Furuno, et al., "Microstructural development in equal-channel angular pressing using a 60 die", *Acta Materialia*, vol. 52(9), pp. 2497-2507, 2004.
29. C. Carlton, and P. Ferreira, "What is behind the inverse Hall–Petch effect in nanocrystalline materials?", *Acta Materialia*, vol. 55(11), pp. 3749-3756, 2007.
30. J.A. Muñoz, M. Avalos, and R.E. Bolmaro, "Heterogeneity of strain path, texture and microstructure evolution of AA6063-T6 processed by Equal Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE)", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 768, pp. 349-357, 2018.
31. J.A. Munoz, et al., "Inducing heterogeneity in an austenitic stainless steel by equal channel angular sheet extrusion (ECASE)", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 8(2), pp. 2473-2479, 2019.
32. J.A. Munoz, et al., "Equal channel angular sheet extrusion (ECASE) produces twinning heterogeneity in commercially pure titanium", *Materials Characterization*, vol. 181, pp. 111460, 2021.

33. J.A. Muñoz, et al., "Equal channel angular sheet extrusion (ECASE) as a precursor of heterogeneity in an AA6063-T6 alloy", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 102, pp. 3459-3471, 2019.
34. R. Nemati Chari, B. Mollaei Dariani, and A. Fallahi Arezodar, "Numerical and experimental studies on deformation behavior of 5083 aluminum alloy strips in equal channel angular rolling", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 232(6), pp. 1031-1043, 2018.
35. C. Nam, et al., "Effect of precipitates on microstructural evolution of 7050 Al alloy sheet during equal channel angular rolling", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 347(1-2), pp. 253-257, 2003.
36. E. Tan, A.A. Kibar, and C.H. Gür, "Mechanical and microstructural characterization of 6061 aluminum alloy strips severely deformed by Dissimilar Channel Angular Pressing", *Materials Characterization*, vol. 62(4), pp. 391-397, 2011.
37. A. Azimi, et al., "Mechanical properties and microstructural evolution during multi-pass ECAR of Al 1100-O alloy", *Materials & Design*, vol. 42, pp. 388-394, 2012.
38. T. Kvačakaj, et al., "TEM studies of structure in OFHC copper processed by equal channel angular rolling", *Micron*, vol. 43(6), pp. 720-724, 2012.
39. M. Honarparisheh, and H. Mansouri, "Investigation of Mechanical Properties of Titanium Alloy in the Equal Channel Angular Rolling Process" *International Conference on Manufacturing Engineering*, Iran, 2018.
40. M.H. Khaled, and A.S.Z. El, "Mechanical characteristics of AL-1050 and Al-6061 alloys deformed using equal channel angular rolling process", *Zastita Materijala*, vol. 63(4), pp. 484-492, 2022.
41. T. Kvačakaj, et al., "Microstructure evolution and mechanical performance of copper processed by equal channel angular rolling", *Materials Characterization*, vol. 134, pp. 246-252, 2017.
42. M. Honarparisheh, E. Haghighat, and M. Kotobi, "Investigation of residual stress and mechanical properties of equal channel angular rolled St12 strips", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 232(10), pp. 841-851, 2018.
43. K.X. Wei, et al., "Microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of industrial Cu-0.5% Cr alloy processed by severe plastic deformation", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528(3), pp. 1478-1484, 2011.
44. J.C. Lee, J.Y. Shu and J.P. Ahn, "Work-softening behavior of the ultrafine-grained Al alloy processed by high-strain-rate, dissimilar-channel angular pressing", *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 34, pp. 625-632, 2003.
45. F. Tang and J.M. Schoenung, "Strain softening in nanocrystalline or ultrafine-grained metals: A mechanistic explanation", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 493(1-2), pp. 101-103, 2008.
46. M.A. Meyers, A. Mishra, and D.J. Benson, "Mechanical properties of nanocrystalline materials", *Progress in materials science*, vol. 51(4), pp. 427-556, 2006.
47. A. Habibi, M. Ketabchi, M., Eskandarzadeh. "Microstructure and Properties of Pure Copper Processed by Equal Channel Angular Rolling Process", *International Conference on Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, Iran: University of Tehran, 2011.
48. D.J. Alexander and I.J. Beyerlein, "Anisotropy in mechanical properties of high-purity copper processed by equal channel angular extrusion", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 410, pp. 480-484, 2005.
49. S. Dobatkin, et al., "Effect of the route and strain of equal-channel angular pressing on structure and properties of oxygen-free copper", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 462(1-2), pp. 132-138, 2007.
50. A. Habibi and M. Ketabchi, "Enhanced properties of nano-grained pure copper by equal channel angular rolling and post-annealing", *Materials & Design*, vol. 34, pp. 483-487, 2012.

51. S. Shekhar, et al., "Multimodal ultrafine grain size distributions from severe plastic deformation at high strain rates", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527(1-2), pp. 187-191, 2009.
52. F. Hassani and M. Ketabchi, "Nano grained AZ31 alloy achieved by equal channel angular rolling process", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528(21), pp. 6426-6431, 2011.
53. Y.Q. Cheng, Z.H. Chen, and W.J. Xia, "Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature", *Materials characterization*, vol. 58(7), pp. 617-622, 2017.
54. J. Peng, et al., "The effect of continuous confined strip shearing deformation on the mechanical properties of AZ31 magnesium alloys", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 743, pp. 397-403, 2019.
55. H. Hakimian, M. Sedighi, and A. Asgari, "Experimental and numerical study on the ECARed magnesium AZ31 alloy", *Mechanics & Industry*, vol. 17(1), pp. 110, 2016.
56. Q. Xu, et al., "Microstructure evolution of AZ91 alloy processed by a combination method of equal channel angular pressing and rolling", *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 8(1), pp. 192-198, 2020.
57. H. Zhao, et al., "Shear-induced hexagonal close-packed to face-centered cubic phase transition in pure titanium processed by equal channel angular drawing", *Journal of Materials Science*, vol. 54, pp. 7953-7960, 2019.
58. L. Shi, et al., "RETRACTED: Effect of Final Rolling Temperature on Microstructures and Mechanical Properties of AZ31 Alloy Sheets Prepared by Equal Channel Angular Rolling and Continuous Bending", *Materials*, vol. 13(15), pp. 3346, 2020.
59. J. Y. Suh, et al., "Effect of deformation histories on texture evolution during equal-and dissimilar-channel angular pressing", *Scripta materialia*, vol. 49(2), pp. 185-190, 2003.
60. I. Brodova, et al., "Deformation behavior of submicrocrystalline aluminum alloys during dynamic loading", *Russian Metallurgy (Metally)*, vol. 2016(4), pp. 342-348, 2016.
61. A. Habibi, M. Ketabchi, and M. Eskandarzadeh, "Fatigue behavior of nano-grained pure copper processed by equal channel angular rolling", *Scientia Iranica*, vol. 24(2), pp. 656-661, 2017.
62. Q. Xu, et al., "Microstructure and mechanical properties of SiCp/AZ91 composites processed by a combined processing method of equal channel angular pressing and rolling", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 5244-5251, 2021.
63. M. Honarpisheh, M. Dehghani, and E. Haghighat, "Investigation of mechanical properties of al/cu strip produced by equal channel angular rolling," *Procedia materials science*, vol. 11, pp. 1-5, 2015.