

کاربرد ترکیبی از اکستروژن و پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع در فرآوری مواد فلزی ریز دانه و نانوساختار

مهدی شبان‌غازانی^{۱*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۶/۵، ش ص: ۳۲-۱۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۹/۱۴)

چکیده

تغییر شکل پلاستیک شدید، یکی از روش‌های موثر در کاهش اندازه دانه‌های مواد فلزی و دست‌یابی به مواد فوق ریزدانه و نانوساختار می‌باشد. در مقاله حاضر، تغییر شکل پلاستیک شدید از طریق ترکیبی از اکستروژن و پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع بر روی مواد مختلف مانند مس خالص تجاری، آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، فولاد میکروآلیاژی و فولاد ساده کربنی فریتی به طور موفقیت آمیزی اعمال شد. با بررسی ریزساختار حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط از طریق میکروسکوپ نوری و پراش پرتو ایکس قابلیت این روش در فرآوری مواد نانوساختار به اثبات رسید. اندازه متوسط دانه‌ها در آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ در حدود ۱۶۰ نانومتر و فولاد ساده کربنی در حدود ۱۲۵ نانومتر محاسبه شد. همچنین تغییر شکل پلاستیک شدید از طریق این روش بر روی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی در دمای بالا اعمال شد. در مورد آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ از طریق وقوع تبلور مجدد دینامیکی اندازه متوسط دانه‌ها تا ۶ میکرومتر کاهش پیدا کرد. علاوه بر این تغییر شکل پلاستیک شدید فولاد ساده کربنی با دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد نشان داد که اندازه دانه‌ها در این فولاد را می‌توان از طریق وقوع استحاله تحت کرنش دینامیکی آستنیت به فریت تا ۳ میکرومتر کاهش داد. مشخصه‌های تغییر شکل فرآیند تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع از طریق شبیه‌سازی المان محدود مورد بررسی قرار گرفت. با استفاده از نتایج تحلیل المان محدود نحوه توزیع کرنش در نمونه‌های تغییر شکل یافته مطالعه شد.

واژه‌های کلیدی: اکستروژن، پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع، تحلیل المان محدود، مواد نانوساختار.

^۱ -گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بناب، بناب، ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: m_shaban@ubonab.ac.ir

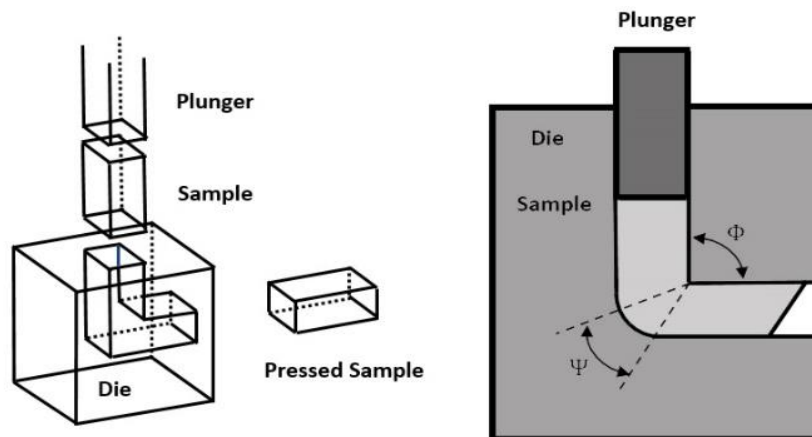
پیشگفتار

در سال‌های اخیر از تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) به طور گسترده‌ای برای فرآوری مواد فلزی فوق ریزدانه و نانوساختار استفاده شده است [۱-۳]. در این میان روش‌های مختلفی توسط محققین ارائه شده و قابلیت آن‌ها در ریز کردن ساختار اولیه دانه درشت مورد مطالعه قرار گرفته است. مهم‌ترین ویژگی روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، امکان اعمال کرنش‌های بالا بر نمونه بدون کاهش قابل ملاحظه سطح مقطع آن می‌باشد. در این میان مهم‌ترین روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید عبارتند از پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع [۴]، نورد تجمعی [۵]، پیچش تحت فشار [۶]، پرس در قالب شیاردار [۷]، فورج چند جهته [۸] و اکستروژن-فشار سیکلی [۹]. علاوه بر این، روش‌های جدیدتری نیز در چند سال اخیر توسط محققین ارائه شده است [۱۰-۱۳]. در بین تمام روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید روش پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع مهم‌ترین و موثرترین روش به حساب می‌آید که توسط Segal و همکارانش در ابتدا برای اعمال تغییر شکل برشی بر روی فلزات ارائه شد [۱۴]. در بررسی‌های بعدی مشاهده شد که این روش قابلیت فرآوری مواد فوق ریزدانه و نانوساختار را دارد. شماتیکی از روش پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع در شکل (۱) نشان داده شده است. در این روش نمونه‌ای با سطح مقطع دایره‌ای یا مربعی شکل با استفاده از نیروی پرس و از طریق یک سنبه از داخل کانال قالبی عبور داده می‌شود که این کانال با یک زاویه تند خمیده است. به هنگام عبور نمونه از محل تقاطع کانال‌ها، تغییر شکل برشی شدیدی بر روی ماده اعمال می‌شود. با این حال سطح مقطع نمونه

پرس شده تغییر نکرده و می‌توان نمونه را به دفعات از داخل کانال قالب عبور داد و به این ترتیب کرنش‌های بالایی را در ماده ذخیره کرد. مقدار کرنش اعمالی بر نمونه بدون در نظر گرفتن اثر اصطکاک و همچنین با فرض یکنواخت بودن توزیع کرنش از طریق رابطه (۱) بدست می‌آید [۴]:

$$\varepsilon_{eff} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\Phi + \Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi + \Psi}{2} \right) \right] \quad (1)$$

در این رابطه Φ زاویه قالب، Ψ زاویه انحنای بیرونی محل تقاطع کانال‌ها و N تعداد مراحل تغییر شکل می‌باشد. اکستروژن پیچشی یکی از زیر روش‌های اکستروژن می‌باشد که برای فرآوری مواد فلزی نانوساختار مورد استفاده قرار گرفته است [۱۶-۱۸]. همچنین فرآیند اکستروژن پیچشی برای تغییر شکل پلاستیک شدید نمونه‌های توخالی توسط جودکی و همکارانش [۱۹] اخیراً پیشنهاد شده و مشخصه‌های تغییر شکل آن بررسی شده است. در مطالعات انجام گرفته توسط محققین نشان داده شده است که با اعمال تغییر شکل از طریق ترکیبی از یک روش تغییر شکل پلاستیک شدید و یک روش معمول شکل دهی مانند نورد می‌توان در کرنش‌های پایین‌تری به ساختار فوق ریزدانه دست یافت [۲۰]. علوی زاده و همکارانش [۲۱]، فرآیند اکستروژن پیچشی را با پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع ترکیب کرده و نشان دادند با این روش می‌توان آلومینیم ۱۰۵۰ را تا چهار مرحله تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار داد. نتایج این تحقیق قابلیت این روش در بهبود خواص مکانیکی فلزات را تایید می‌کند. روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع در پژوهش انجام گرفته قبلی معرفی شده است [۲۲].



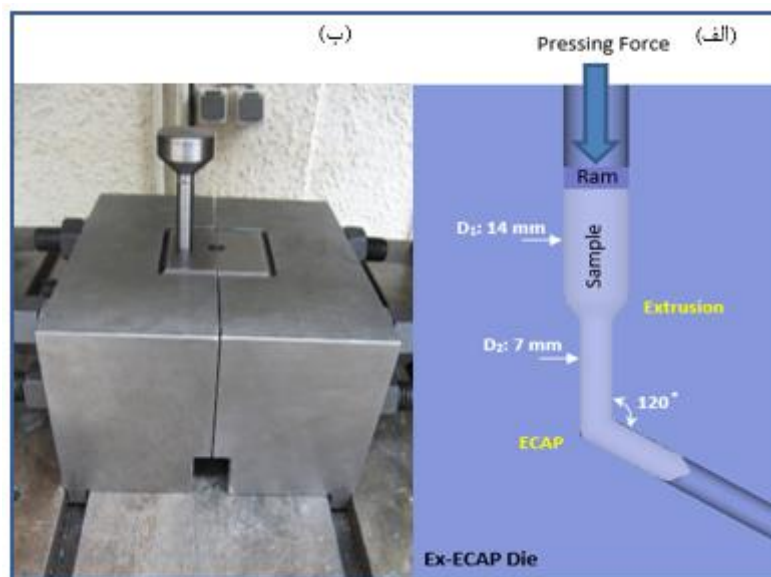
شکل ۱- شماتیک فرآیند پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع [۱۵]

فرمول ($\varepsilon = 2 \ln \left(\frac{D_0}{D} \right)$) [۲۳] در حدود ۱/۳۸ می‌باشد. نمونه اکستروژن شده در داخل کانال عمودی قالب سیلان پیدا کرده و در مرحله دوم تحت تغییر شکل برشی قرار می‌گیرد که در محل تقاطع کانال‌ها بر روی آن اعمال می‌شود. در فرآیند مورد استفاده در این تحقیق زاویه قالب در مرحله دوم فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید ۱۲۰ درجه و زاویه انحنای بیرونی محل تقاطع کانال‌ها صفر درجه در نظر گرفته شده است. بنابراین میزان کرنش پلاستیک اعمالی بر روی نمونه در مرحله پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع و با استفاده از رابطه (۱) در حدود ۰/۸ محاسبه شد. بنابراین کرنش کل اعمالی بر روی نمونه در یک مرحله پرس در قالب طراحی شده در حدود ۲/۲ می‌باشد. مواد مورد استفاده در مقاله حاضر آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، مس خالص تجاری و فولاد کم کربن و میکرو آلیاژی با ساختار فریتی می‌باشند. اندازه دانه‌های فریت در ساختار اولیه فولاد در حدود ۳۲ میکرون بوده و آلومینیم ۷۰۷۵ قبل از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای ۴۱۵ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۴ ساعت آیل شد تا ساختار هم محور با میانگین اندازه دانه ۹۴ میکرون بدست آید. برای انجام تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای بالا، نمونه آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی به مدت زمان ۱۰ دقیقه به ترتیب در دماهای ۲۵۰ و ۹۳۰ درجه سانتیگراد پیشگرم شدند. علاوه بر این، تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط بر روی نمونه‌هایی از جنس فولاد ساده کربنی و میکرو آلیاژی، مس خالص تجاری و آلومینیم ۷۰۷۵ انجام شد. بعد از اتمام فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید، نمونه‌ها با استفاده از وایرکات به دو نیم تقسیم شده و ریزساختار آن‌ها در محل‌های مختلف با میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت. نمونه‌های برش داده شده در ابتدا مانت شده و در ادامه فرآیند سنباده زنی، با استفاده از سنباده‌هایی با شماره ۱۰۰-۲۵۰ انجام گرفت. بعد از سنباده زنی، نمونه‌ها با استفاده از سوسپانسیون آلومینا با اندازه ذرات ۰/۰۵ میکرون پولیش شدند. از محلول نایتال ۲٪ برای اچ نمونه فولادی و از محلول Keller (۱۹۰ میلی لیتر آب مقطر - ۵ میلی لیتر اسید نیتریک - ۳ میلی لیتر اسید هیدروکلریک و ۲ میلی لیتر اسید هیدرو فلوریک) برای اچ نمونه‌های آلومینیمی استفاده شد. برای عکس برداری از نمونه‌ها، میکروسکوپ نوری مدل Olympus PMG3 مورد استفاده قرار گرفت.

در مقاله حاضر تاثیر انجام اکستروژن معمولی قبل از انجام فرآیند پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع بر روی تحولات ریزساختاری مواد فلزی بررسی شده و مشخصه‌های این فرآیند ترکیبی از طریق تحلیل المان محدود مورد مطالعه قرار خواهد گرفت. در این مقاله، تغییر شکل پلاستیک شدید از طریق این روش ترکیبی بر روی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی، فولاد میکروآلیاژی و مس خالص تجاری اعمال می‌شود. در بیان نوآوری این روش می‌توان به این نکته اشاره کرد که با انجام تنها یک مرحله از تغییر شکل می‌توان به کرنش پلاستیک بالاتری نسبت به یک مرحله از فرآیند پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع رسید. بنابراین می‌توان به قابلیت بالاتری برای ریزدانه کردن ساختار فلزات دست یافت.

مواد و روش‌ها

در این مقاله روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع (Ex-ECAP) برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی فلزات مختلف ارائه شده است که شماتیکی از آن در شکل (۲-الف) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با استفاده از قالب طراحی و ساخته شده می‌توان تلفیقی از فرآیندهای اکستروژن و پرس در کانال‌های هم مقطع را فقط در یک مرحله از پرس بر روی نمونه اعمال کرد. لازم به ذکر است که به دلیل کاهش سطح مقطع نمونه در مرحله اکستروژن، امکان تکرار فرآیند وجود ندارد. قالب مورد استفاده، نگهدارنده‌های قالب و سنبه از جنس فولاد ابزار گرم کار H13 ساخته شدند و در شکل (۲-ب) تصویری از آن‌ها مشاهده می‌شود. در این فرآیند از نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر ۱۴ و طول ۴۰ میلیمتر استفاده می‌شود. برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید، نمونه در قسمت بالایی کانال عمودی قالب قرار داده شده و سنبه بر روی نمونه و در داخل کانال قرار داده می‌شود. از پرس هیدرولیک ۱۰۰ تنی برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی نمونه‌ها و از دی سولفید مولیبدن به عنوان ماده روانکار و به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه و دیواره قالب استفاده شد. سرعت حرکت سنبه در حدود ۲ میلیمتر بر ثانیه در نظر گرفته شد. با پرس کردن نمونه در داخل کانال قالب در مرحله اول تغییر شکل (اکستروژن) قطر نمونه -ها از ۱۴ میلیمتر به ۷ میلیمتر کاهش می‌یابد. بنابراین کرنش اعمالی بر نمونه‌ها در مرحله اکستروژن از طریق



شکل ۲- الف) شماتیکی از فرآیند تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع، ب) قالب، نگهدارنده قالب و سنبه مورد استفاده در تحقیق

مکانیکی مواد مورد تحقیق از کتابخانه نرم افزار انتخاب شدند. ماده انتخاب شده، آلومینیم ۷۰۷۵، حساس به نرخ کرنش است. بنابراین برای رسیدن به نتایج صحیح در تحلیل المان محدود سرعت سنبه مشابه با مقدار حقیقی آن، یعنی ۲ میلی‌متر بر ثانیه، در نظر گرفته شد و میزان جابجایی آن ۲۰ میلی‌متر انتخاب شد. باید به این نکته اشاره کرد که شبیه سازی فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید مربوط به دمای محیط می‌باشد و از تغییرات دمایی در نمونه چشم پوشی شده است.

نتایج و بحث

نمونه‌های حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید

در شکل (۳) هندسه نمونه‌های استوانه‌ای از جنس فولاد ساده کربنی، فولاد میکروآلیاژی، آلومینیم ۷۰۷۵ و مس خالص تجاری بعد از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع نشان داده شده است. بنابراین نتیجه‌گیری می‌شود که این روش قابلیت اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی مواد فلزی مختلف را دارا می‌باشد. همان‌گونه که در شکل

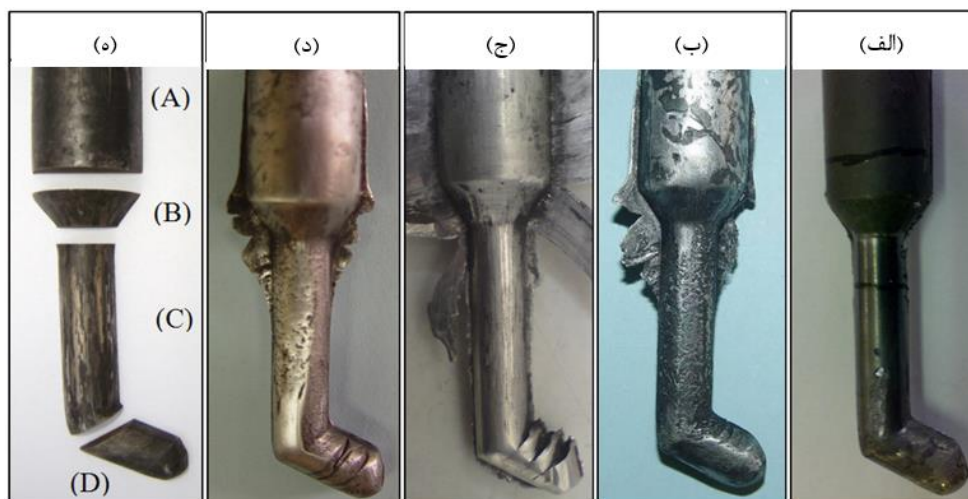
همچنین پرش پرتو ایکس نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای محیط با استفاده از دیفرآکتومتر Bruker Advanced D8 مورد مطالعه قرار گرفت. علاوه بر این، در مقاله حاضر از تحلیل المان محدود سه بعدی برای بررسی نحوه سیلان ماده در حین تغییر شکل پلاستیک شدید، توزیع کرنش و همچنین تغییرات دمایی در نمونه استفاده شد. بدین منظور نرم افزار DEFORM 3D مورد استفاده قرار گرفت. همچنین به دلیل وجود تقارن در هندسه فرآیند، نصف نمونه و قالب برای شبیه سازی انتخاب شد تا زمان شبیه سازی کاهش یابد. نمونه نیمه استوانه‌ای با قطر ۱۴ و طول ۴۰ میلی‌متر با استفاده از ۴۵۰۰۰ المان هرمی شکل مش بندی شد. لازم به توضیح است که برای بدست آوردن تعداد مش‌های مناسب از اصل همگرایی استفاده شد. به این ترتیب که شبیه سازی با اندازه مش‌های مختلف انجام و کم‌ترین تعداد مشی که منجر به نتایج نزدیک به مقدار حدی می‌شود به عنوان تعداد مناسب مش‌ها برای انجام شبیه سازی انتخاب شد. قالب و سنبه به عنوان ماده صلب در نظر گرفته شدند و ضریب اصطکاک بین نمونه و قالب ۰/۱ در نظر گرفته شد. خواص

در شکل (۴) تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌هایی از جنس فولاد ساده کربنی، فولاد میکروآلیاژی، آلومینیوم ۷۰۷۵ و مس بعد از تغییر شکل در دمای اتاق و به روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع نشان داده شده است. این تصاویر میکروسکوپ نوری از ناحیه D نمونه‌ها گرفته شده است. همان‌طور که دیده می‌شود، ریزساختار شامل دانه‌های کشیده شده در راستای سیلان است که در نتیجه اعمال تغییر شکل در مرحله اول (اکستروژن) ایجاد شده‌اند. همچنین تعداد زیادی باند برشی موازی هم در ساختار مشاهده می‌شود که در اثر اعمال تغییر شکل برشی در مرحله دوم (پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع) ایجاد شده‌اند. به هنگام عبور فلز از ناحیه تقاطع کانال‌ها تغییر شکل برشی شدیدی بر ماده اعمال می‌شود که در نتیجه آن باندهای برشی بوجود می‌آیند. در داخل باندهای برشی میزان کرنش پلاستیک اعمالی خیلی بالا بوده و ریزساختار در این نواحی به دلیل ریز بودن دانه بندی با استفاده از میکروسکوپ نوری قابل تشخیص نمی‌باشد. جهت‌گیری باندهای برشی موازی با صفحه تقاطع بین کانال‌های قالب در ناحیه ECAP می‌باشد و بیش‌ترین کرنش برشی در این راستا بر روی ماده اعمال می‌شود.

(۳-ه) مشاهده می‌شود، نمونه‌ها را می‌توان بر اساس هندسه به چهار قسمت تقسیم کرد (قسمت‌های A، B، C و D). به طوری که قسمت A تحت تغییر شکل قرار نگرفته؛ ولی فشار هیدرواستاتیک بالایی را تجربه می‌کند. قسمت B ناحیه اعمال تغییر شکل به روش اکستروژن است که از بالا به پایین کرنش اعمالی بر روی ماده افزایش پیدا می‌کند. ناحیه C که از طریق اکستروژن تحت تغییر شکل پلاستیک قرار گرفته ولی روش پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع بر روی آن اعمال نشده است و در نهایت ناحیه D که به صورت تلفیقی از اکستروژن و پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع تحت تغییر شکل قرار گرفته است. همان‌گونه که در شکل (۳-ج) مشاهده می‌شود، در مورد نمونه‌ای از جنس آلومینیوم ۷۰۷۵ در ناحیه D ترک‌های سطحی وجود دارد که این پدیده بعداً به تفضیل مورد بررسی قرار می‌گیرد. همچنین در ناحیه A و B مقداری از ماده به بیرون از کانال قالب سیلان کرده و وارد ناحیه خط جدایش قالب‌ها شده است. دلیل این نوع سیلان ماده فشار بالای وارده بر دیواره کانال قالب و جدا شدن دو تکه قالب در اثر محکم بسته نشدن پیچ‌های نگه دارنده قالب می‌باشد.

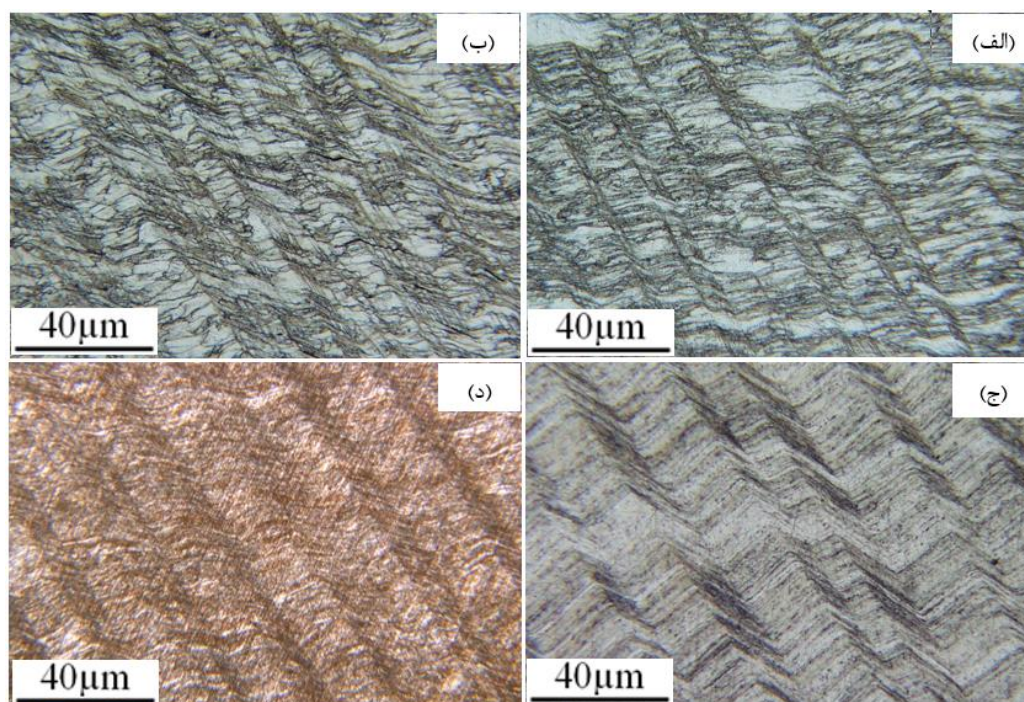
ریزساختار حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید

ریزساختار حاصل از تغییر شکل در دمای محیط



شکل ۳- نمونه‌های تغییر شکل یافته به روش تلفیقی Ex-ECAP: (الف) فولاد ساده کربنی، (ب) فولاد میکروآلیاژی، (ج)

آلومینیوم ۷۰۷۵، (د) مس و (ه) قسمت‌های مختلف نمونه برش داده شده بعد از اعمال تغییر شکل



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار حاصل از اعمال تغییر شکل تلفیقی Ex-ECAP در دمای محیط بر روی فلزات مختلف: (الف) فولاد ساده کربنی، (ب) فولاد میکروآلیاژی، (ج) آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، و (د) مس خالص تجاری

شد. برای حذف اثر بافت حاصل از تغییر شکل مجموع سه الگوی پراش برای آنالیز بعدی مورد استفاده قرار گرفت. به عنوان مثال در شکل (۶) الگوهای پراش پرتو ایکس مربوط به سه صفحه عمود بر هم و مجموع سه الگو در مورد آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ تغییر شکل یافته به روش تلفیقی نشان داده شده است. باید به این نکته اشاره کرد که در این منحنی‌ها محور افقی برحسب بردار پراش (K) رسم شده است. برای تبدیل زاویه پراش به بردار پراش از رابطه زیر استفاده می‌شود [۲۵]:

$$K = \frac{2\sin(\theta)}{n\lambda} \quad (2)$$

در این رابطه θ زاویه پراش، λ طول موج k_α مس و مقدار n برابر با یک می‌باشد. برای محاسبه اندازه کریستالیت‌ها در ریزساختار آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی از روش ویلیامسون-هال اصلاح شده استفاده شد [۲۶]. در روش ویلیامسون-هال اصلاح شده اندازه متوسط دانه‌ها از میزان پهن شدن پیک‌های پراش پرتو ایکس محاسبه می‌شود. در

در شکل (۵-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ساختار حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید فولاد ساده کربنی بعد از اعمال تغییر شکل در دمای محیط نشان داده شده است. شکل (۵-الف) در بزرگنمایی پایین و از محل تشکیل باند برشی بدست آمده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ساختار شامل دانه‌های کشیده شده فریت است و باند برشی با زاویه مشخصی نسبت به جهت سیلان ماده ایجاد شده است. در شکل (۵-ب) ریزساختار داخل باند برشی در بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده است. در این تصویر دانه‌های فریت با اندازه زیر میکرون مشخص می‌باشند که در ناحیه باند برشی تشکیل شده‌اند. به منظور بررسی میزان ریزدانه شدن ساختارهای حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط، معمولاً از تحلیل الگوهای پراش پرتو ایکس استفاده می‌شود [۲۴]. در این مقاله نیز برای محاسبه اندازه دانه در ساختار آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی از نمونه‌های حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید، بر روی سه صفحه عمود برهم، آزمون پراش پرتو ایکس گرفته

آورده نشده است. طریقه محاسبه این پارامتر در رفرنس [۲۸] به صورت کامل توضیح داده شده است. در شکل (۷) منحنی‌های $K^2C \sim \beta$ و برازش آن‌ها برای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی نشان داده شده است. از روی منحنی‌های برازش شده مقدار اندازه متوسط کریستالیت‌ها برای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی به ترتیب ۱۶۰ و ۱۲۵ نانومتر به دست آمد.

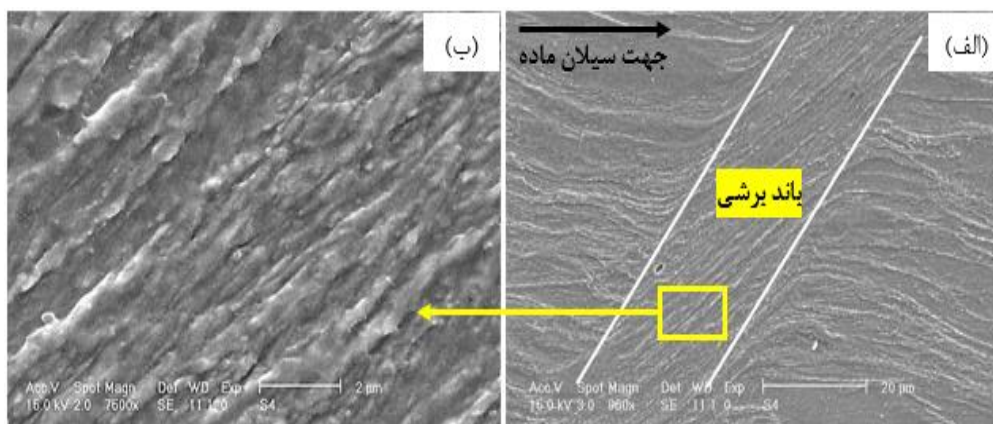
ریزساختار حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید در دماهای بالا

در این مقاله علاوه بر تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط که بر روی فولاد ساده کربنی، فولاد میکروآلیاژی، آلومینیم ۷۰۷۵ و مس خالص تجاری اعمال شد، به منظور بررسی رفتار تغییر شکل دما بالا، فولاد ساده کربنی در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد و آلیاژ ۷۰۷۵ در دمای پیشگرم ۲۵۰ درجه سانتیگراد تحت تغییر شکل پلاستیک شدید به روش تلفیقی ذکر شده قرار گرفتند. دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد برای فولاد ساده کربنی به این دلیل انتخاب شد که بتوان فولاد را در محدوده دمایی بین Ae_1 و Ar_1 تحت تغییر شکل قرار داد. وقتی فولاد در این محدوده دمایی تغییر شکل داده می‌شود، استحاله آستنیت به فریت به صورت دینامیکی در حین تغییر شکل اتفاق می‌افتد.

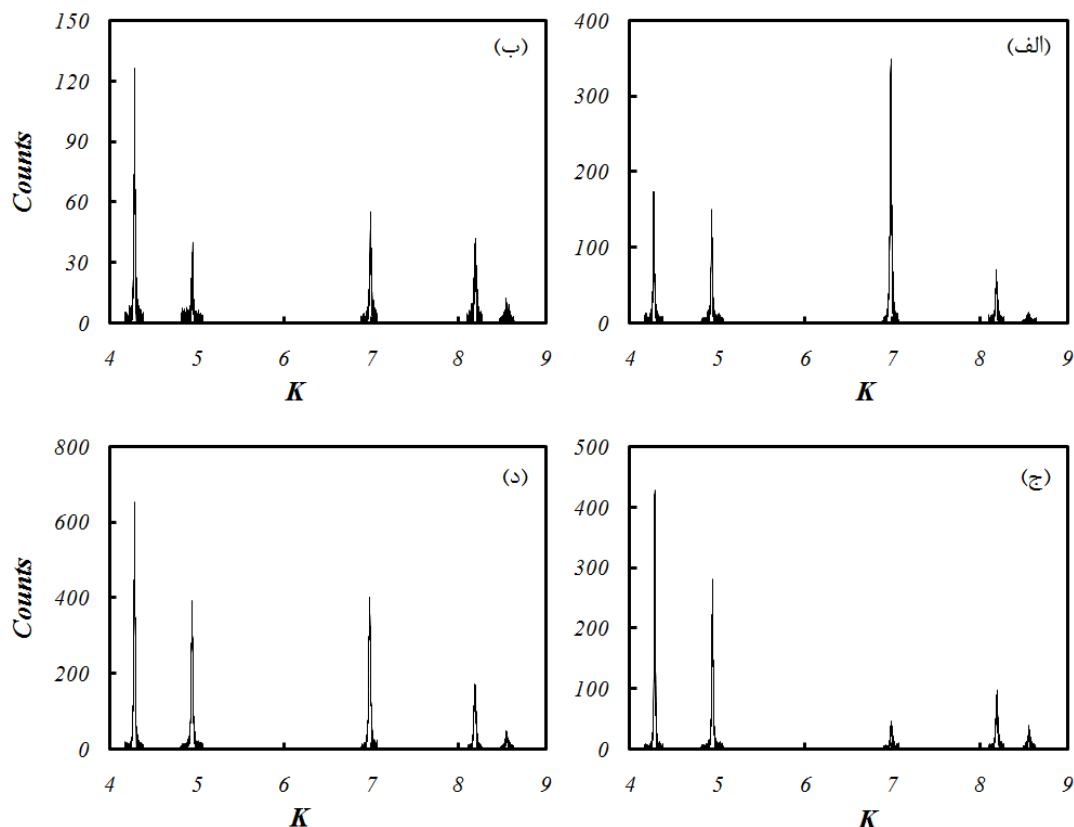
این روش مقدار عرض انتگرالی پیک‌ها از طریق رابطه زیر بیان می‌شود [۲۵]:

$$\beta = \frac{1}{d} + \frac{\pi(M.b)^2}{2} \rho^{0.5} (K^2C) + O(K^2C)^2 \quad (3)$$

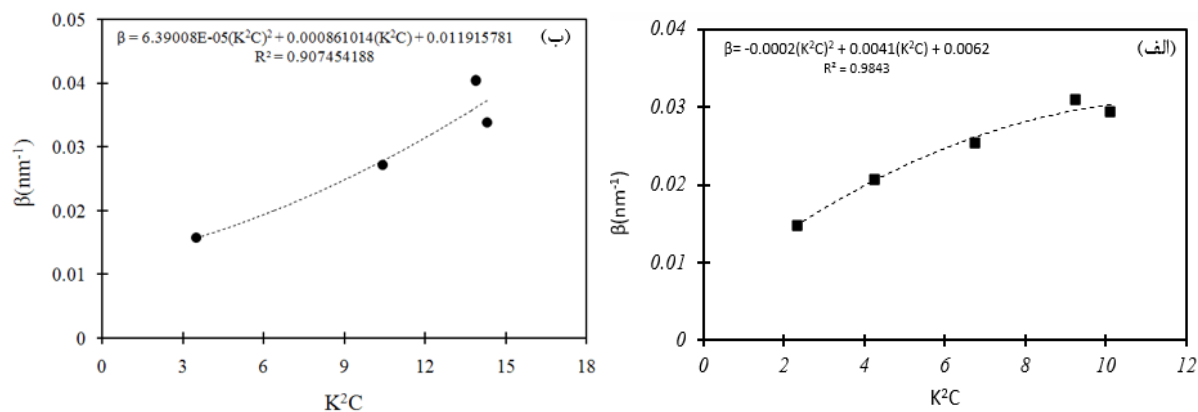
نخستین عبارت در رابطه فوق اندازه میانگین کریستالیت‌ها را تعیین می‌کند که از برازش رابطه فوق در $K^2C = 0$ حاصل می‌شود. تاثیر نابجایی‌ها در پهن شدن پیک‌ها در عبارت دوم و سوم این رابطه در نظر گرفته شده است که در این رابطه ρ چگالی نابجایی‌ها، b بردار برگرز نابجایی‌ها، K بردار پراش، C ضریب کنتراست میانگین نابجایی‌ها بوده و M و O ضرایبی هستند که به شعاع موثر نابجایی‌ها بستگی دارند [۲۷]. در این روش ابتدا عرض انتگرالی پیک‌ها در الگوی پراش پرتو ایکس محاسبه می‌شود که مقدار آن برابر با مساحت زیر پیک تقسیم بر دامنه پیک می‌باشد. سپس منحنی تغییرات β بر حسب مقدار K^2C برای پیک‌های مختلف رسم می‌شود. منحنی به دست آمده به صورت تابع درجه دوم برازش شده و مقدار عرض از مبدا این منحنی‌ها برابر با عکس اندازه دانه‌ها می‌باشد. بدست آوردن ضریب کنتراست میانگین برای پیک‌های مختلف (C در رابطه (۳)) نیازمند محاسبات زیادی است که به دلیل حجم بالا در اینجا



شکل ۵- تصویر SEM از فولاد ساده کربنی بعد از تغییر شکل با ترکیبی از اکستروژن و پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع (الف)، تصویر با بزرگنمایی بیش‌تر از داخل باند برشی (ب)



شکل ۶- الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه آلومینیوم ۷.۵ بعد از Ex-ECAP در دمای محیط در سه صفحه مختلف: الف) X (ب) Y، ج) Z و د) الگوی پراش مجموع سه صفحه



شکل ۷ - تغییرات عرض انتگرالی پیک‌های پراش پرتو ایکس به صورت تابعی از K^2C برای نمونه‌های Ex-ECAP شده: الف) آلیاژ آلومینیوم ۷.۵، ب) فولاد ساده کربنی فریتی

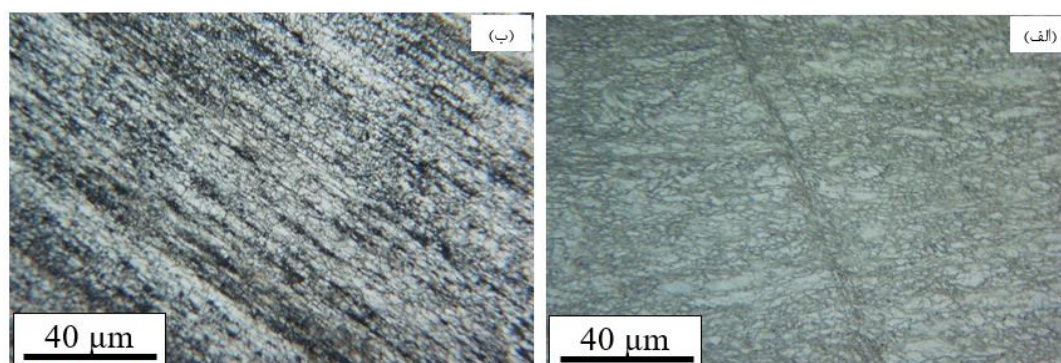
شکل (۸) تصاویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار فولاد ساده کربنی و آلیاژ آلومینیوم ۷.۵ بعد از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید در دماهای پیشگرم فوق نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل (۸-الف) مشاهده می‌شود، ریزساختار فولاد ساده کربنی بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد شامل دانه‌های هم

تحت چنین شرایطی به دلیل سینتیک بالای جوانه زنی فریت، ساختار فوق ریزدانه حتی در محدوده کم‌تر از یک میکرون نیز حاصل می‌شود [۲۹]. همچنین دمای پیشگرم ۲۵۰ درجه سانتیگراد برای آلومینیوم ۷.۵ به این منظور انتخاب شد که بتوان با وقوع تبلور مجدد دینامیکی در حین تغییر شکل به ساختار هم محور و ریزدانه دست یافت. در

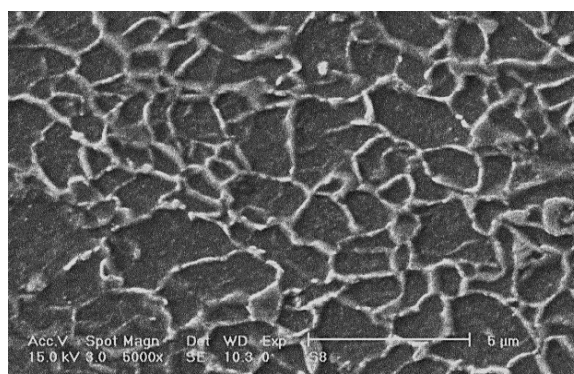
بندی هم محور با اندازه متوسط ۶ میکرومتر به دست آمد که ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ساختار آن می-باشد. منحنی توزیع اندازه دانه‌ها در ساختار نهایی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ در شکل (۱۰-ب) آورده شده است. مشاهده می‌شود توزیع اندازه دانه‌ها در ریزساختار حاصل از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای پیشگرم ۲۵۰ درجه سانتیگراد که حاصل وقوع تبلور مجدد دینامیکی است، در محدوده ۱/۵ تا ۱۲ میکرون می‌باشد. در اینجا باید به این نکته اشاره کرد که برای محاسبه اندازه متوسط دانه‌ها و همچنین نمودار توزیع اندازه دانه از نرم افزار CLEMEX استفاده شده است. در این نرم افزار با استفاده از اندازه تعداد زیادی از دانه‌ها که با استفاده از رابط گرافیکی نرم افزار محاسبه می‌شود، نمودارهای توزیع اندازه دانه را می‌توان استخراج کرد.

محور فریت می‌باشد. این دانه‌ها در حین تغییر شکل و در اثر مکانیزم جوانه زنی و رشد از فاز آستنیت بدست آمده‌اند. در شکل (۹) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ساختار فولاد ساده کربنی بعد از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد مشاهده می‌شود. از روی این تصویر، اندازه متوسط دانه‌های فریت در ساختار فولاد در حدود ۳ میکرون محاسبه شد.

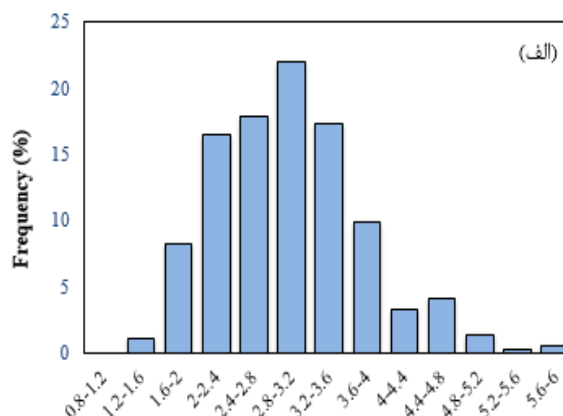
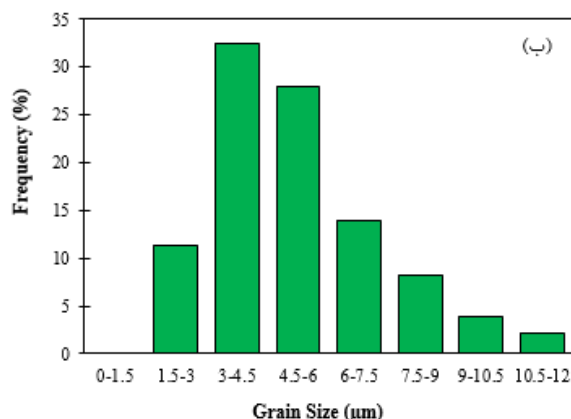
در شکل (۱۰-الف) توزیع اندازه دانه در ریز ساختار فولاد کم کربن بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد نشان داده شده است. مشاهده می‌شود محدوده اندازه دانه‌ها در ریزساختار تغییر شکل یافته ما بین ۱/۲ تا ۶ میکرون می‌باشد. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ در شکل (۸-ب) نشان داده شده است. در مورد آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ ساختاری با دانه



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد ساده کربنی (الف)، و آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ (ب) بعد از تغییر شکل گرم به ترتیب در دماهای ۹۳۰ و ۲۵۰ درجه سانتیگراد



شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار فولاد ساده کربنی بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد



شکل ۱۰- توزیع اندازه دانه در ساختار حاصل از تغییر شکل دما بالا به روش Ex-ECAP: (الف) فولاد ساده کربنی، (ب) آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵

در اثر افزایش چگالی نابجایی‌ها در داخل دانه‌ها است که به آن کارسختی گفته می‌شود. در مورد آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، سختی از مقدار اولیه ۹۵ ویکرز به ۱۲۰ ویکرز برای تغییر شکل پلاستیک شدید گرم و ۱۷۵ ویکرز برای تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط افزایش پیدا می‌کند. افزایش سختی بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید گرم به دلیل ریزدانه شدن ساختار در اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد. همچنین افزایش سختی بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید سرد مشابه با فولاد ساده کربنی در اثر کارسختی و افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌باشد. با مقایسه مقادیر سختی بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید سرد و گرم، می‌توان نتیجه گرفت که تاثیر کارسختی در افزایش سختی نمونه‌ها بیش‌تر از تاثیر ریزدانه شدن است.

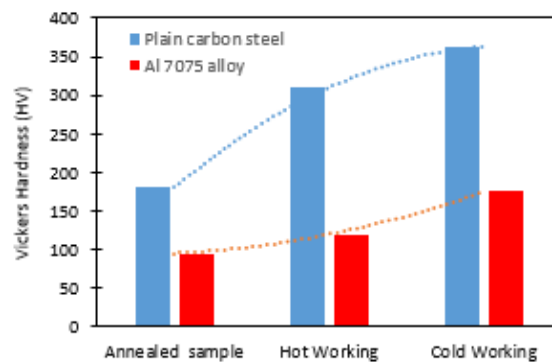
توزیع کرنش در نمونه تغییر شکل یافته

همان‌گونه که قبلاً نیز اشاره شد برای بررسی توزیع کرنش در نمونه تغییر شکل یافته، از تحلیل المان محدود استفاده شد. در شکل (۱۲-الف) توزیع کرنش پلاستیک در نمونه بعد از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به روش Ex-ECAP نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، توزیع کرنش پلاستیک در نمونه غیر یکنواخت بوده و به نواحی مختلف نمونه کرنش‌های متفاوتی اعمال می‌شود. در شکل (۱۲-ب) توزیع نرخ کرنش معادل در حین تغییر شکل آورده شده است. باید به این نکته اشاره کرد که نرخ کرنش به جز در نواحی اکستروژن و ناحیه اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بوسیله ECAP، در اغلب نواحی صفر است.

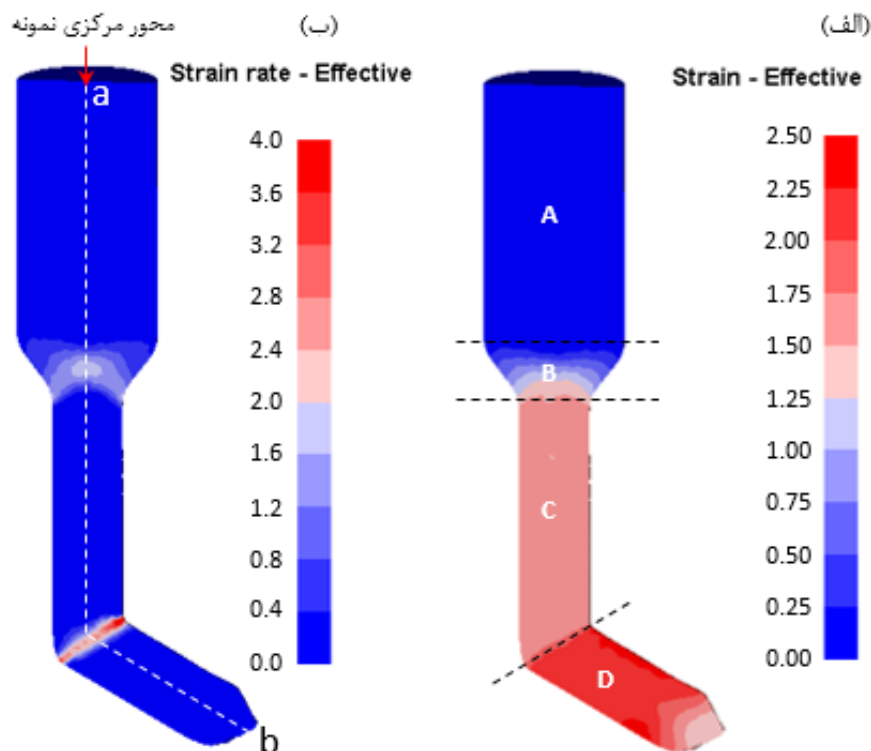
در نهایت چنین نتیجه‌گیری می‌شود که با تغییر شکل پلاستیک شدید آلومینیوم ۷۰۷۵ از طریق ترکیبی از اکستروژن و پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع و در محدوده دمایی وقوع تبلور مجدد دینامیکی می‌توان اندازه دانه‌ها را از مقدار اولیه ۹۴ میکرو متر به ۶ میکرو متر کاهش داد و در مورد فولاد ساده کربنی با اندازه دانه‌های اولیه ۳۲ میکرو متر نیز می‌توان با استفاده از این روش به ساختار ریزدانه با اندازه متوسط ۳ میکرون رسید.

بررسی خواص مکانیکی (سختی سنجی)

در شکل (۱۱) نتایج سختی سنجی از نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته فولاد ساده کربنی و آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، سختی فولاد ساده کربنی با اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به روش پیشنهادی، از مقدار اولیه ۱۸۰ ویکرز به ۳۱۰ ویکرز برای تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد و ۳۶۳ ویکرز برای تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط افزایش پیدا می‌کند. همانطور که قبلاً اشاره شد، در حین تغییر شکل پلاستیک شدید با دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، استحاله آستنیت به فریت به صورت دینامیکی اتفاق افتاده و در اثر آن فریت با دانه بندی بسیار ریز حاصل می‌شود بطوری که چگالی نابجایی‌ها در داخل دانه‌ها پایین می‌باشد. بنابراین افزایش سختی به دلیل ریزدانه شدن است. در حالی که در حین تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط دانه‌های فریت اولیه تغییر شکل یافته و به صورت کشیده شده در می‌آیند. در این حالت افزایش سختی



شکل ۱۱- سختی نمونه‌های فولاد ساده کربنی و آلومینیم ۷۰۷۵ بعد از تغییر شکل با ترکیبی از اکستروژن و پرس در کانال-های زاویه‌دار هم مقطع



شکل ۱۲- توزیع کرنش پلاستیک (الف)، و نرخ کرنش (ب) در نمونه آلومینیم ۷۰۷۵ تغییر شکل یافته به روش Ex-ECAP در دمای محیط

بررسی‌های ریزساختاری مربوط به نواحی مرکزی نمونه می-باشند ضروری می‌باشد؛ زیرا تحولات ریزساختاری در نواحی مختلف به میزان کرنش اعمال شده بستگی دارد. این تغییرات نشان می‌دهد که به ناحیه قبل از اکستروژن (ناحیه A در شکل (۳)) هیچ کرنشی اعمال نمی‌شود. بررسی ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته این موضوع را اثبات می‌کند. به‌گونه‌ای که ساختار دانه بندی در ناحیه A به

نواحی که نرخ کرنش معادل در آن‌ها غیر صفر است، همان نواحی اعمال تغییر شکل بر نمونه می‌باشند. همچنین تغییرات کرنش موثر (Effective Strain) بر روی محور مرکزی نمونه که حاصل از تحلیل المان محدود می‌باشد، در شکل (۱۳-الف) آورده شده است. مطالعه تغییرات کرنش پلاستیک اعمال شده بر روی محور مرکزی نمونه به این دلیل که

ترک‌های سطحی در قسمت بالایی نمونه تشکیل می‌شوند. باید به این نکته اشاره کرد که در مورد برخی از آلیاژها که شکل پذیری پایینی دارند، تشکیل ترک در نمونه در حین ECAP باعث می‌شود که نتوان فرآیند را تکرار کرده و کرنش‌های بالایی را بر نمونه اعمال کرد. یکی از معیارهایی که برای پیش بینی شکست و ترک خوردگی در حین فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید به کار برده می‌شود، معیار شکست کرافت-لاتام می‌باشد [۳۰]. این معیار شکست فاکتور تخریب) با استفاده از رابطه زیر بیان می‌شود:

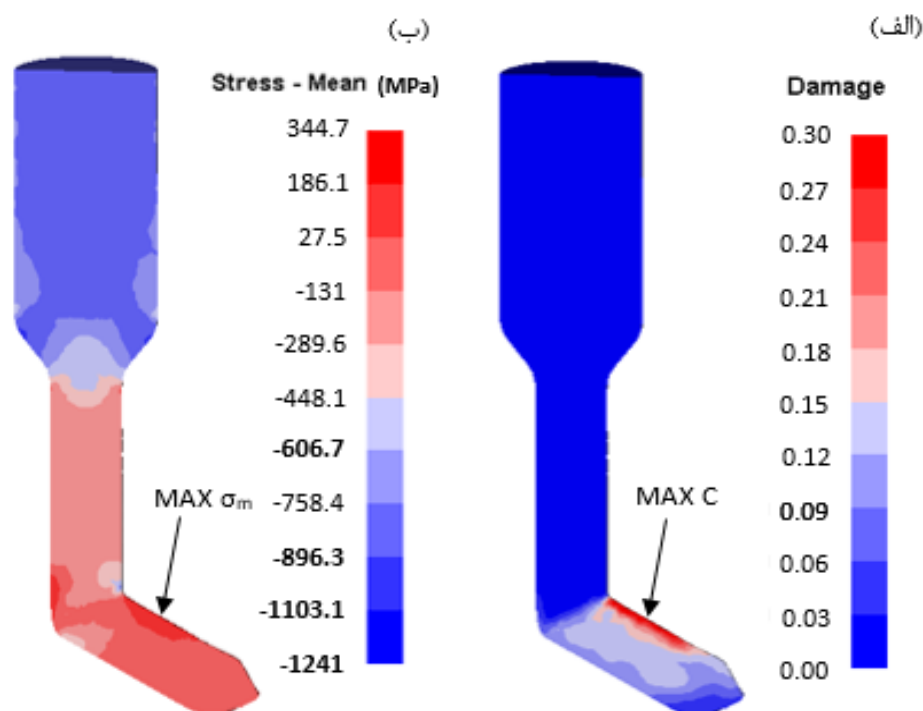
$$C = \int_0^{\epsilon_f} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} \quad (4)$$

در این رابطه σ_m ماکزیمم مقدار تنش‌های اصلی، $\bar{\sigma}$ تنش موثر، $\bar{\epsilon}$ کرنش موثر، ϵ_f کرنش نهایی و C ثابتی است که شرایط بحرانی برای شروع ترک خوردگی و شکست را نشان می‌دهد. با توجه به این رابطه شکست زمانی اتفاق می‌افتد که مقدار فاکتور تخریب (C) به مقدار بحرانی برسد. کرنش نهایی در رابطه کرافت-لاتام برای نقاط مختلف نمونه، همان توزیع کرنش پلاستیک در نمونه در پایان فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید می‌باشد.

صورت هم محور می‌باشد. همچنین در ناحیه اکستروژن (ناحیه B در شکل (۳)) با حرکت از قسمت بالایی نمونه به طرف پایین مقدار کرنش پلاستیک به تدریج افزایش یافته و به مقدار ۱/۵ می‌رسد. کرنش پلاستیک در ناحیه بعد از اکستروژن (ناحیه C) تقریباً ثابت می‌باشد؛ زیرا این نواحی از نمونه تحت اکستروژن قرار گرفته‌اند ولی هنوز وارد ناحیه ECAP نشده‌اند. در ناحیه بعد از ECAP، کرنش پلاستیک بیش‌ترین مقدار را نسبت به نواحی دیگر دارد (در حدود ۲/۲). با حرکت به قسمت انتهایی نمونه از مقدار کرنش پلاستیک کاسته می‌شود؛ زیرا ناحیه انتهایی در حین اکستروژن و ECAP به مقدار بسیار کمی تحت تغییر شکل قرار می‌گیرد. تغییرات نرخ کرنش بر روی محور مرکزی نمونه در شکل (۱۳-ب) مشاهده می‌شود. این منحنی شامل دو پیک است بطوری که پیک اول مربوط به مرحله اول تغییر شکل پلاستیک شدید و پیک دوم مربوط به مرحله دوم (ECAP) می‌باشد.

پیش بینی تشکیل ترک سطحی در نمونه

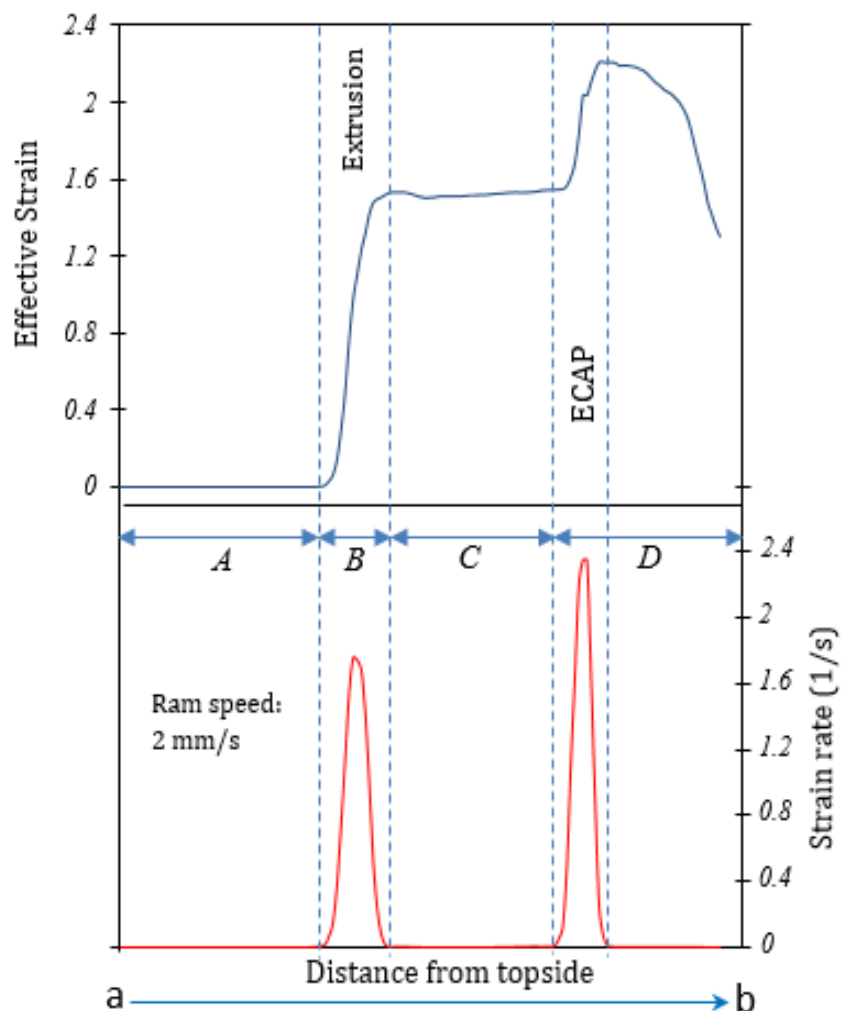
همان‌گونه که در شکل (۳-ج) مشاهده می‌شود، در مورد نمونه از جنس آلومینیم ۷۰۷۵ در ناحیه بعد از ECAP



شکل ۱۳- تغییرات کرنش پلاستیک و نرخ کرنش بر روی محور مرکزی نمونه (خط a-b در شکل (۱۲)) از بالا به پایین

بعد از ECAP (قسمت D) فاکتور تخریب صفر نیست. توزیع فاکتور تخریب در این قسمت از نمونه نشان می‌دهد که ناحیه نزدیک به سطح بالایی به دلیل فاکتور تخریب بالا مستعد ایجاد ترک و شکست است. بنابراین نتایج تحلیل المان محدود به درستی منطقه تشکیل ترک را پیش بینی می‌کند. همچنین اگر توزیع تنش میانگین در نمونه را در نظر بگیریم (شکل ۱۴-ب)، مشاهده می‌کنیم در منطقه نزدیک به سطح بالایی در قسمت بعد از ECAP تنش میانگین به صورت کششی می‌باشد. بنابراین کششی بودن تنش میانگین در این ناحیه از نمونه، نشان دهنده این واقعیت است که ترک ایجاد شده می‌تواند تحت شرایط تنشی موجود رشد کند.

این توزیع کرنش در شکل (۱۲-الف) نشان داده شده است. همچنین می‌توان از توزیع تنش متوسط در داخل نمونه برای پیش بینی نواحی شروع ترک و شکست استفاده کرد. باید به این نکته اشاره کرد که حضور تنش‌های کششی موجب تسهیل رشد ترک شده و تنش‌های فشاری از رشد ترک جلوگیری می‌کنند. در شکل (۱۴-الف) توزیع فاکتور تخریب در نمونه آلومینیم ۷۰۷۵ تغییر شکل یافته به روش تلفیقی Ex-ECAP نشان داده شده است. دیده می‌شود در ناحیه قبل از اکستروژن (قسمت A)، ناحیه اکستروژن (B) و بعد از اکستروژن (C) فاکتور تخریب تقریباً صفر می‌باشد. بنابراین در این نواحی ترک در نمونه ایجاد نمی‌شود؛ ولی در ناحیه



شکل ۱۴- توزیع فاکتور تخریب (الف)، و تنش متوسط (ب) در نمونه ای از جنس آلومینیم ۷۰۷۵ تغییر شکل یافته به روش تلفیقی Ex-ECAP در دمای محیط

نتیجه‌گیری

در مقاله حاضر آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی فریتی با اندازه دانه‌های به ترتیب ۹۴ و ۳۲ میکرومتر در دمای محیط و در دمای بالا از طریق روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار گرفتند. مهم‌ترین نتایج به دست آمده به صورت زیر می باشد:

۱- بعد از تغییر شکل پلاستیک شدید آلومینیم ۷۰۷۵ و فولاد ساده کربنی در دمای محیط اندازه دانه‌ها به ترتیب تا ۱۶۰ و ۱۲۵ نانومتر کاهش پیدا کرد که نشان دهنده قابلیت این روش در فرآوری مواد نانو ساختار می-باشد.

۲- با تغییر شکل پلاستیک شدید آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ در دمای پیش گرم ۲۵۰ درجه سانتیگراد ساختاری هم محور با متوسط اندازه دانه ۶ میکرون از طریق وقوع تبلور مجدد دینامیکی به دست آمد.

۳- ع. یزدانی، "تولید کامپوزیت های نانو ساختار آلومینیوم-کاربید بور به روش اتصال تجمعی نورد" نشریه مواد نوین، جلد ۲، شماره ۳، ص ۲۳-۳۲، بهار ۱۳۹۰.

۴- A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, "Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications", Progress in Materials Science, Vol. 53, pp. 893-979, 2008.

۵- D.H. Shin, J.-J. Park, Y.-S. Kim, K.-T. Park, "Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum", Materials Science and Engineering: A, Vol. 328, pp. 98-103, 2002.

۶- Y. Nakao, H. Miura, "Nano-grain evolution in austenitic stainless steel during multi-directional forging", Materials Science and Engineering: A, Vol. 528, pp. 1310-1317, 2011.

۷- Y. Chen, Q. Wang, H. Roven, M. Karlsen, Y. Yu, M. Liu, J. Hjelen, "Microstructure evolution in magnesium alloy AZ31 during cyclic extrusion compression", Journal of

۳- در مورد فولاد ساده کربنی ساختار ریزدانه از طریق تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد به دست آمد. در این دمای پیشگرم از طریق وقوع استحاله تحت کرنش دینامیکی آستنیت به فریت اندازه دانه‌ها به ۳ میکرومتر رسید.

۴- در مورد آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ ترک‌های سطحی در ناحیه ECAP مشاهده شد که با استفاده از تحلیل المان محدود فرآیند، تشکیل این ترک‌ها پیش بینی شد.

۵- روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه‌دار هم مقطع قابلیت فرآوری مواد نانو ساختار را از طریق تغییر شکل پلاستیک شدید در دمای محیط دارد.

References:

1- A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Yang, F. Micari, G. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, "Severe plastic deformation (SPD) processes for metals", CIRP Annals, Vol. 57, pp. 716-735, 2008.

2- Y. Estrin, A. Vinogradov, "Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science", Acta materialia, Vol. 61, pp. 782-817, 2013.

3- Y. Zhu, J. Huang, J. Gubicza, T. Ungár, Y. Wang, E. Ma, R. Valiev, "Nanostructures in Ti processed by severe plastic deformation", Journal of Materials Research, Vol. 18, pp. 1908-1917, 2003.

4- Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, "Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials", Scripta materialia, Vol. 35, pp. 143-146, 1996.

Alloys and Compounds, Vol. 462, pp. 192-200, 2008 .

10- N. Pardis, B. Talebanpour, R. Ebrahimi, S. Zomorodian, "Cyclic expansion-extrusion (CEE): A modified counterpart of cyclic extrusion-compression (CEC)", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 7537-7540, 2011.

11- L. Tóth, M. Arzaghi, J. Fundenberger, B. Beausir, O. Bouaziz, R. Arruffat-Massion, "Severe plastic deformation of metals by high-pressure tube twisting", *Scripta Materialia*, Vol. 60, pp. 175-177, 2009.

12- L. Zaharia, R. Comaneci, R. Chelariu, D. Luca, "A new severe plastic deformation method by repetitive extrusion and upsetting", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 595, pp. 135-142, 2014.

13- D. Zangiabadi, M. Kazeminezhad, "Development of a novel severe plastic deformation method for tubular materials: Tube Channel Pressing (TCP)", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 5066-5072, 2011.

14- V. Segal, "Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 271, pp. 322-333, 1999.

15- P.B. Berbon, M. Furukawa, Z Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, "Influence of pressing speed on microstructural development in equal-channel angular pressing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30, pp. 1989-1997.

16- S.A.A. Akbari Mousavi, A.R. Shahab, M. Mastoori, "Computational study of Ti-6Al-4V flow behaviors during the twist extrusion process", *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 1316-1329, 2008.

17- M. Berta, D. Orlov, P.B. Prangnell, "Grain refinement response during twist extrusion of an Al-0.13% Mg alloy", *International Journal of Materials Research*, Vol. 98, pp. 200-204, 2007.

18- D. Orlov, Y. Beygelzimer, S. Synkov, V. Varykhin, N. Tsuji, Z. Horita, "Microstructure Evolution in Pure Al Processed with Twist Extrusion", *Materials Transactions*, Vol. 50, pp. 96-100, 2009.

19- J. Jouaki, M. Safari, S.M. Alhosseini, "Hollow Twist Extrusion: Introduction, Strain Distribution, and Process Parameters Investigation", *Metals and Materials International*, 2019, Published Online. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00301-7>.

20- V.V. Stolyarov, Y.T. Zhu, I.V. Alexandrov, T.C. Lowe, R.Z. Valiev, "Grain refinement and properties of pure Ti processed by warm ECAP and cold rolling", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 343, pp. 43-50, 2003.

21- S.M. Alavizadeh, K. Abrinia, A. Parvizi, "Twisted Multi Channel Angular Pressing (TMCAP) as a Novel Severe Plastic Deformation Method", *Metals and Materials International*, 2019, Published Online. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00319-x>.

22- م. شبان، ا. وجد، ب. مصدق، "بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد کربنی فرآوری شده به روش دو مرحله ای اکستروژن و پرس در کانال‌های همسان متقاطع (Extrusion-ECAP)" نشریه مواد نوین، جلد ۶، شماره ۲، ص ۵۵-۶۴، زمستان ۱۳۹۴.

23- P.N. Kalu, D.R. Waryoba, "Texture and Microstructure Variation in Severe Plastic Deformed OFHC Cu Wires", *Materials Science Forum*, Vol. 550, pp. 509-514, 2007.

- 24- A. Sarkar, A. Bhowmik, S. Suwas, "Microstructural characterization of ultrafine-grain interstitial-free steel by X-ray diffraction line profile analysis", *Applied Physics A*, Vol. 94, pp. 943-948, 2009.
- 25 -M.M. Garabagh, S.H. Nedjad, H. Shirazi, M.I. Mobarekeh, M.N. Ahmadabadi, "X-ray diffraction peak profile analysis aiming at better understanding of the deformation process and deformed structure of a martensitic steel", *Thin Solid Films*, Vol. 516, pp. 8117-8124, 2008.
- 26- T. Ungár, Á. Révész, A. Borbély, "Dislocations and Grain Size in Electrodeposited Nanocrystalline Ni Determined by the Modified Williamson-Hall and Warren-Averbach Procedures", *Journal of applied crystallography*, Vol. 31, pp. 554-558, 1998.
- 27- I. Dragomir, M. Gheorghe, N. Thadhani, R. Snyder, "X-ray peak profile analysis of crystallite size distribution and dislocation type and density evolution in nano-structured Cu obtained by deformation at liquid nitrogen temperature", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 402, pp. 158-162, 2005.
- 28- T. Ungár, I. Dragomir, Á. Révész and A. Borbély, " The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice", *Journal of Applied Crystallography*, Vol. 32, pp. 992-1002, 1999.
- 29- H. Beladi, G. Kelly, A. Shokouhi, P. Hodgson, "The evolution of ultrafine ferrite formation through dynamic strain-induced transformation", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 371, pp. 343-352 , 2004.
- 30- R.B. Figueiredo, P.R. Cetlin, T.G. Langdon, "The processing of difficult-to-work alloys by ECAP with an emphasis on magnesium alloys", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 4769-4779, 2007.