

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد کربنی فراوری شده به روش تغییر شکل دو مرحله‌ای اکستروژن و فشار در کانال‌های همسان متقاطع (Extrusion-ECAP)

مهدی شبان‌غازانی^{۱*}، اکبر وجد^۲ و بشیر مصدق^۲

چکیده

در بین روش‌های گوناگون استحکام‌دهی فلزات، ریز کردن دانه‌ها به عنوان روشی موثر و کم‌هزینه پذیرفته شده است. امروزه با استفاده از روش‌های ترمومکانیکی پیشرفته می‌توان اندازه دانه‌های فریت را حتی تا کم‌تر از ۱ میکرون نیز ریز کرد. از جمله روش‌های نوین در دهه اخیر، در مورد ریز کردن ساختار فلزات استفاده از تغییر شکل پلاستیک شدید است. بر این اساس، در این پژوهش، تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید از راه روش اکستروژن و فشار در کانال‌های همسان متقاطع در محدوده کار سرد فریت بر مقدار ریز شدن فریت و امکان ایجاد ساختار فرا ریزدانه و نانوساختار در یک نوع فولاد ساده کربنی بررسی شده است. نتایج نشان دادند که روش تلفیقی اکستروژن و فشار در کانال‌های همسان متقاطع روشی موثر در فرآوری فولاد کربنی نانوساختار است به گونه‌ای که با این روش فولاد نانوساختار با اندازه کریستالیت‌هایی در حد ۱۲۵ نانومتر و با استحکام تسلیم سه برابر فولاد درشت دانه اولیه فراوری شد.

واژه‌های کلیدی: فولاد بالک نانوساختار، تغییر شکل پلاستیک شدید، پراش پرتو ایکس.

۱- دانشگاه آزاد اسلامی، واحد ایلخچی، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، ایلخچی، ایران.

۲- دانشگاه فنی و حرفه‌ای، آموزشکده شماره ۲ تبریز، ایران.

* نویسنده مسئول مقاله: Mehdi.mse@gmail.com

پیشگفتار

ریزدانه کردن یکی از روش‌های استحکام دهی مواد است که به k_i ، همزمان باعث بهبود چقرمگی شکست ماده نیز می‌شود. روش‌های ریزدانه کردن مواد در حالت کلی به دو گروه فرایندهای ترمومکانیکی و اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید تقسیم‌بندی می‌شوند [1-3]. تاکنون روش‌های ترمومکانیکی گوناگونی در این زمینه مورد پژوهش قرار گرفته و پیشنهاد شده است که با برخی از این روش‌ها که در مقیاس صنعتی در تولید ورق‌های فولادی ریزدانه بکار می‌روند، می‌توان دانه‌های فریت را در ساختار نهایی بیشینه تا 3-5 میکرون ریز کرد [4]. امروزه با کاربرد روش‌های ترمومکانیکی پیشرفته می‌توان اندازه دانه‌های فریت را حتی تا زیر 1 میکرون نیز ریز کرد [5 و 6]. از جمله روش‌های نوین در دهه اخیر در مورد ریز کردن ساختار فلزات، استفاده از تغییر شکل پلاستیک شدید است [7 و 8]. فراوری مواد فلزی فوق‌العاده ریزدانه با دانه بندی کم‌تر از یک میکرون ($100\text{nm} < D_{\text{Grain}} < 1000\text{ nm}$) و نانو ساختار ($D_{\text{Subgrain}} < 100\text{ nm}$) و همچنین، مواد با دانه بندی در حد نانو ($D_{\text{Grain}} < 100\text{ nm}$) از راه این روش‌ها گزارش شده است [9-11]. در مورد فولادها با اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید از راه فرایند فشار در کانال‌های همسان متقاطع در دمای فراوری بالا ساختار فرا ریزدانه با اندازه دانه‌های 200-300 نانومتر فراوری شده است. همچنین، با استفاده از روش پیچش تحت فشار اندازه دانه‌ها تا 10 نانومتر نیز کاهش داده شده است [12]. نتایج پژوهش‌های اخیر نشان داده است که با تلفیق روش‌های تغییر شکل معمول با روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید می‌توان کارایی این روش‌ها در فراوری مواد نانو ساختار را بهبود بخشید [13]. یکی از این روش‌ها اکستروژن - فشار در کانال‌های همسان متقاطع می‌باشد که بتازگی در مترکم سازی پودرهای آلومینیم بکار برده شده است [14] با این حال، داده‌های محدودی در مورد کاربرد این روش در فراوری فولادهای نانو ساختار وجود دارد. بر این اساس در این پژوهش، تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید از راه روش تلفیقی اکستروژن و فشار در کانال‌های همسان متقاطع در محدوده کار سرد فریت بر مقدار ریز شدن فریت و امکان

ایجاد ساختار فرا ریزدانه و نانو در یک نوع فولاد ساده کربنی بررسی شده است.

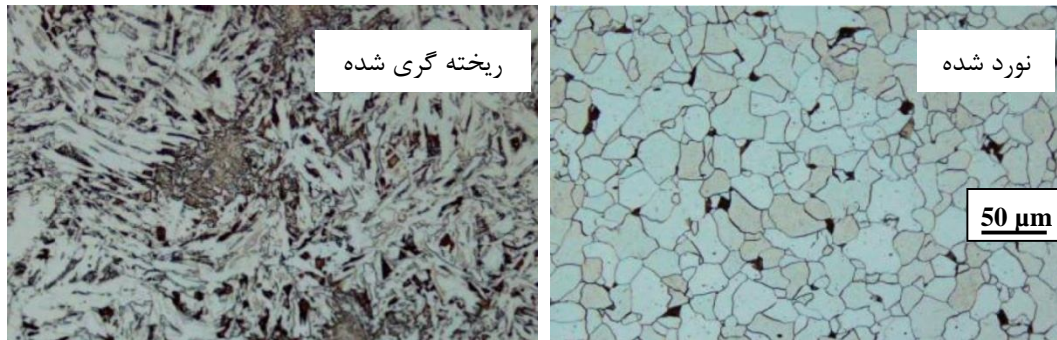
مواد و روش پژوهش

فولاد بکار رفته در این پژوهش یک نوع فولاد ساده کربنی است که ترکیب شیمیایی و دماهای بحرانی آن در جدول 1 نشان داده شده است. این فولاد در مقیاس آزمایشگاهی در کوره القایی و در اتمسفر آرگون تولید شد. پس از مرحله ریخته‌گری، شمش تولیدی در یک مرحله ESR^1 قرار گرفت. در این مرحله بسیاری از عیوب ریخته‌گری مانند آخال‌ها، تخلخل‌ها، جدایش ماکروسکوپی و میکروسکوپی و عناصر نامطلوب مانند گوگرد حذف می‌شوند. در مرحله بعد، شمش بدست آمده از مرحله ESR در 8 مرحله نورد گرم در محدوده دمایی 100-1200 درجه سانتی‌گراد قرار گرفت. با انجام عملیات نورد گرم تسمه‌های فلزی به ضخامت 25mm بدست آمد. هدف از انجام نورد گرم ایجاد ساختار یکنواخت از نظر ترکیب شیمیایی و دانه بندی می‌باشد. در شکل 1 ساختار فولاد مورد نظر پس از ریخته‌گری و همچنین، نورد گرم نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، پس از عملیات نورد گرم ساختار شامل 95% فریت با میانگین اندازه دانه $32\ \mu\text{m}$ و بقیه پرلیت می‌باشد. از ورق نورد شده نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر 14 mm و طول 40 mm به وسیله وایرکات بدست آمد به گونه‌ای که طول نمونه‌ها در جهت نورد ورق قرار گرفت. تغییر شکل پلاستیک شدید روی نمونه‌های استوانه‌ای با سرعت حرکت سنبه 20 mm/s اعمال شد.

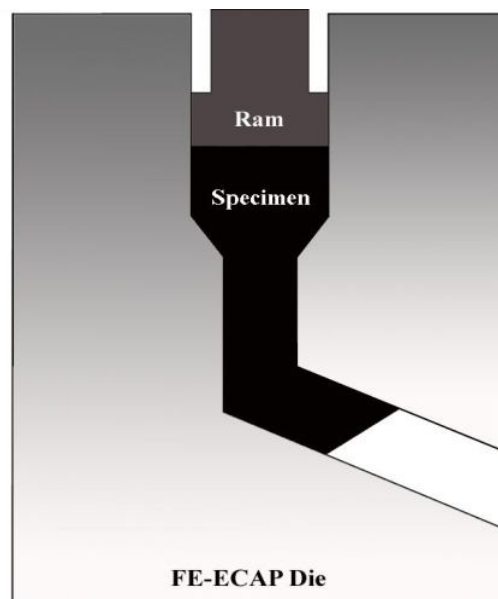
شماتیکی از قالب بکار رفته در این پژوهش در شکل 2 نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، با یک بار پرس نمونه در داخل کانال این قالب، تغییر شکل پلاستیک در طی دو مرحله متوالی اعمال می‌شود. در مرحله نخست در اثر اکستروژن، قطر نمونه‌ها از 14 mm به 7 mm کاهش می‌یابد. بنابراین، در این مرحله از تغییر شکل، کرنش معادل $1/38$ بر روی نمونه‌ها اعمال می‌شود.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی و دماهای بحرانی فولاد مورد استفاده در پژوهش.

ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)							دماهای بحرانی (°C)		
C	Si	Mn	S	P	Al	N	Ae ₃	Ar ₃	Ar ₁
0/033	0/12	0/8	0/008	0/007	0/024	0/0038	880	835	745



شکل ۱- ساختار فولاد ساده کربنی پس از ریخته گری و نورد گرم.



شکل ۲- شماتیکی از قالب مورد استفاده در پژوهش.

در این رابطه، Φ زاویه تقاطع دو کانال و Ψ زاویه انحنای بیرونی محل تقاطع دو کانال می باشد. در مورد قالب طراحی شده زاویه تقاطع دو کانال 120° و زاویه انحنای بیرونی 0° در نظر گرفته شد. بنابراین، مقدار کرنش معادل اعمالی در مرحله دوم تغییر شکل با استفاده از رابطه (1) در حدود 0/74 محاسبه می شود. بنابراین، در اثر این فرایند کرنش 2/12 روی نمونه ها اعمال می شود.

فلز اکستروود شده پس از سیلان از بخش افقی کانال، در محل تقاطع کانالها تحت تغییر شکل برشی شدید قرار می گیرد. مقدار کرنش معادل اعمالی در این مرحله از تغییر شکل از رابطه زیر بدست می آید [15]:

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

فولاد ذکر شده استفاده شده که در ادامه مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

مطالعه الگوی پراش پرتو ایکس

مطالعه ساختار کریستالی مواد فراوری شده به روش تغییر شکل پلاستیک شدید از راه بررسی پروفایل پیک‌های پراش پرتوی ایکس صورت می‌گیرد و در این میان روش ویلیامسون-هال اصلاح شده به گونه ای گسترده بکار رفته است [16-18]. در روش ویلیامسون-هال معمولی عرض انتگرالی پیک‌ها (β) به صورت تابعی از بردار پراش ($K=2\sin(\theta)/\lambda$) رسم می‌شود. عرض از مبدا و شیب این نمودار به ترتیب مربوط به اندازه میانگین کریستالیت‌ها و کرنش شبکه ای می‌باشد. معمولاً در اثر وجود نایکنواختی در کرنش شبکه ای، روش ویلیامسون-هال معمولی نمی‌تواند اندازه صحیح کریستالیت‌ها را محاسبه کند. بنابراین، نیاز به اصلاحاتی در روش ویلیامسون-هال معمولی است.

با در نظر گرفتن این‌که پهن شدگی ناشی از کرنش شبکه ای به دلیل حضور نابه‌جایی‌هاست، میانگین عامل مغایرت نابه‌جایی‌ها محاسبه می‌شود. در روش ویلیامسون-هال اصلاح شده عرض انتگرالی پیک‌ها از رابطه زیر بدست می‌آید [19]:

$$\beta = \frac{1}{d} + \frac{\pi(Mb)^2}{2} \rho^2 (K^2 \bar{C}) + O(K^2 \bar{C})^2 \quad (2)$$

نخستین عبارت در این رابطه (d) میانگین اندازه کریستالیت‌ها را تعیین می‌کند که از راه برازش رابطه بالا $K^2 \bar{C} = 0$ بدست می‌آید. تاثیر نابه‌جایی‌ها در پهن شدگی پیک‌های پراش پرتوی ایکس در عبارت‌های دوم و سوم این رابطه در نظر گرفته شده است که در این رابطه ρ چگالی نابه‌جایی‌ها، b بردار برگرز نابه‌جایی‌ها و M و O ضرایبی هستند که به شعاع موثر نابه‌جایی‌ها بستگی دارند [20]. در شکل 4 الگوی پراش پرتو ایکس آهن خالص با اندازه دانه در حدود 500 میکرون به عنوان نمونه استاندارد (الف) و همچنین، فولاد ساده کربنی تغییر شکل داده شده (ب)، نشان داده شده است. هر یک از پیک‌های موجود در الگوی پراش پرتو ایکس پس از جداسازی به صورت تابع گوسی برازش شدند.

پس از اعمال تغییر شکل، نمونه‌ها از وسط مقطع زده شده و ریزساختار نوری نمونه‌ها پس از سمباده زنی، پولیش و اچ با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus PMG3 بدست آمد. همچنین، نمونه‌های آزمون کشش بر اساس استاندارد JIS Z2201 تهیه شده و آزمون کشش در دمای محیط و نرخ کرنش $3/4 \times 10^{-4}$ با استفاده از دستگاه کشش Zwick/Roell Z010 انجام گرفت. الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌ها روی سه صفحه عمود بر هم بدست آورده شد و برای حذف اثر بافت تغییر شکل از مجموع سه الگوی بدست آمده برای محاسبه اندازه کریستالیت‌ها استفاده شد.

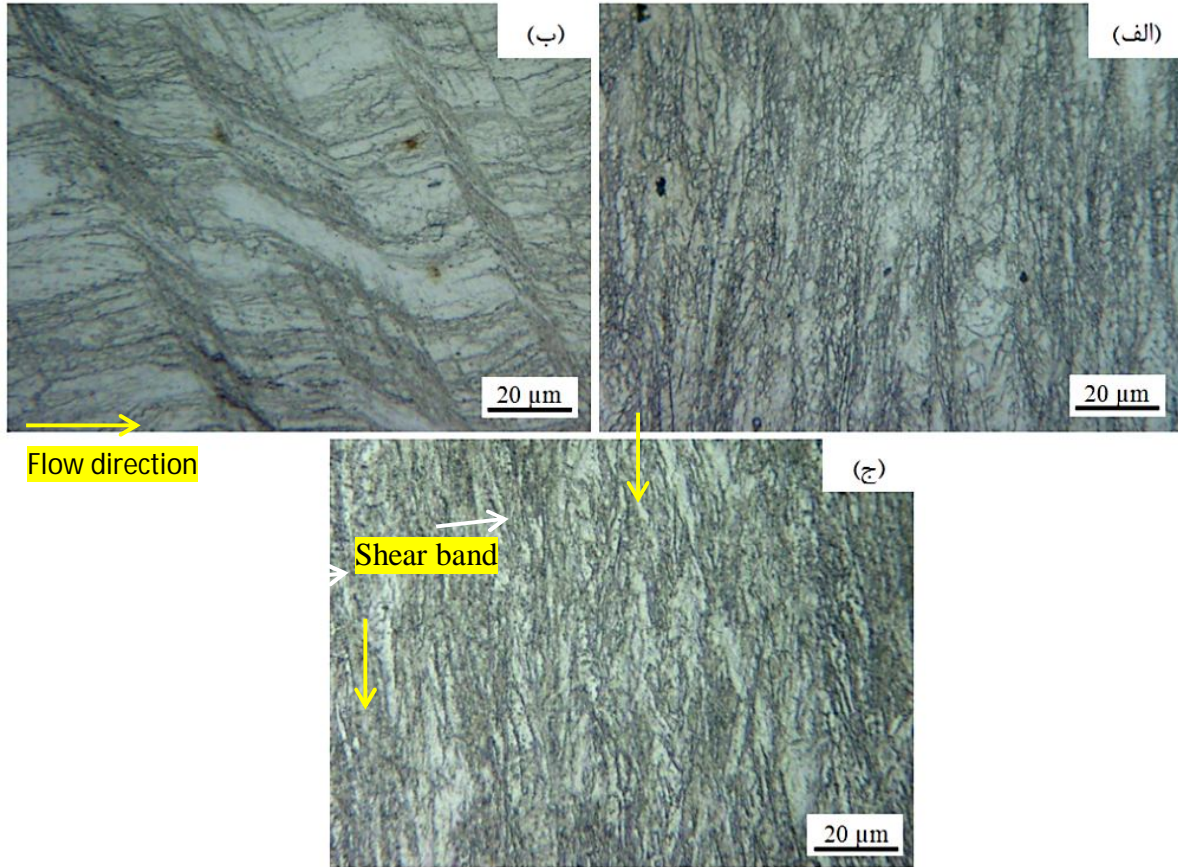
نتایج و بحث

ساختار حاصل از تغییر شکل

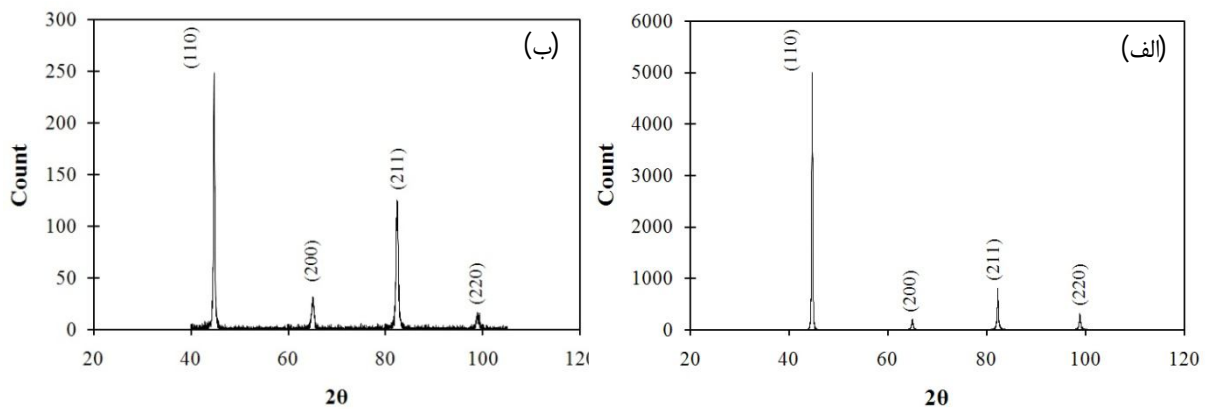
در شکل 3 تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار SPD¹ شده، نشان داده شده است. شکل (3-الف) مربوط به ناحیه‌ای از نمونه است که مورد اکستروژن قرار گرفته است. شکل (3-ب) و (3-ج) مربوط به ناحیه ای از نمونه می‌باشد که در تغییر شکل دو مرحله ای اکستروژن-پرس در کانال زاویه دار همسان قرار گرفته است. با این تفاوت که تصویر نخست مربوط به ناحیه داخلی نمونه و تصویر دوم مربوط به ناحیه نزدیک به سطح نمونه می‌باشد. در این تصاویر دانه‌های درشت اولیه فریت تا حدودی قابل تشخیص هستند که در جهت سیلان کشیده شده‌اند. در داخل این دانه‌های اولیه تعداد زیادی مرز دانه جدید ایجاد شده است که این دانه‌ها را به بخش‌های کوچکی تقسیم کرده است. در برخی از این نواحی دانه‌های ریز قابل تشخیص می‌باشند، ولی در دیگر نواحی ساختار به شدت کارسرد شده بود و با میکروسکوپ نوری دانه‌ها قابل تشخیص نمی‌باشند. افزون بر این، در مورد ناحیه داخلی نمونه پس از اکستروژن-پرس در کانال‌های زاویه دار همسان (شکل (3-ب)) تعداد باند برشی مشاهده می‌شوند که با فلش سفید رنگ در تصویر مشاهده شده‌اند. این باندهای برشی در اثر تمرکز کرنش در این نواحی تشکیل شده‌اند. بمنظور تعیین میانگین اندازه کوچک‌ترین واحد ساختاری، از الگوی پراش پرتو ایکس

پیکها محاسبه و از روی آن مقدار عرض انتگرالی هر یک از پیکها محاسبه شد.

در شکل ۵ هر یک از پیکها به همراه برازش گوسی آنها نشان داده شده است. پس از برازش پیکها، مساحت زیر



شکل ۳ - تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار فولاد ساده کربنی پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک سنگین (الف) ناحیه پس از اکستروژن، (ب) ناحیه داخلی پس از اکستروژن - پرس در کانال زاویه دار همسان و (ج) ناحیه سطحی پس از اکستروژن - پرس در کانال زاویه دار همسان.

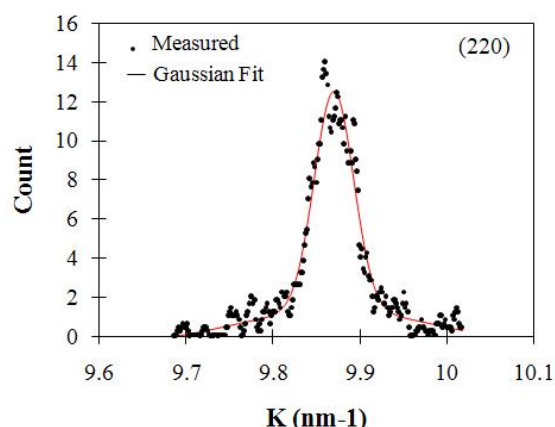
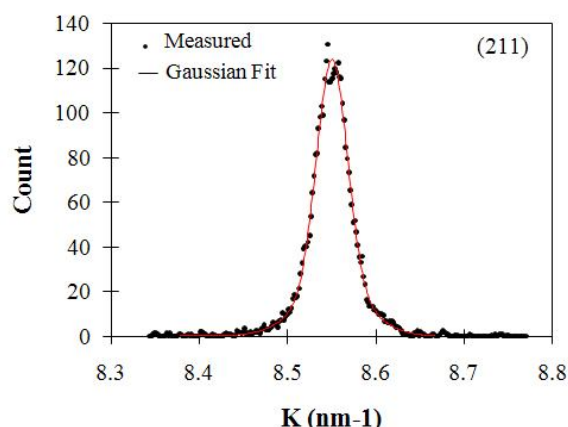
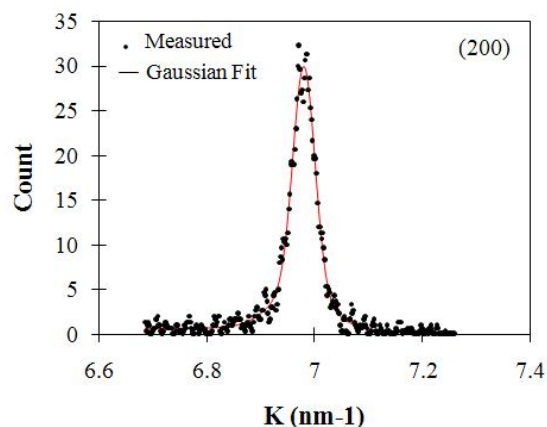
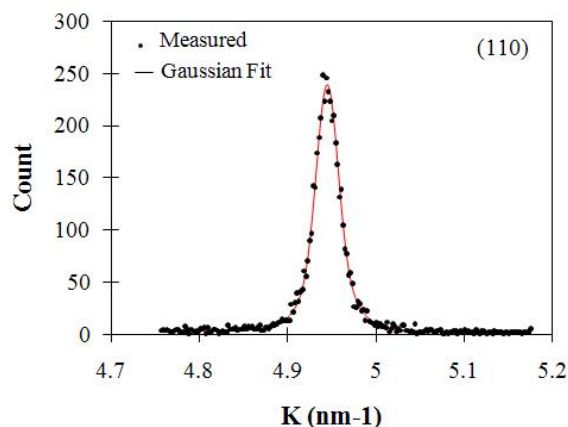


شکل ۴ - الگوی پراش پرتو ایکس (الف) نمونه استاندارد و (ب) فولاد ساده کربنی تغییر شکل داده شده.

$$\beta^2 = \beta^2_{Deformed\ sample} - \beta^2_{Standard\ sample} \quad (3)$$

در جدول ۲ عرض انتگرالی پیک‌های نمونه تغییر شکل داده شده، نمونه استاندارد و عرض انتگرالی پس از حذف خطای دستگاهی آورده شده است. برای محاسبه اندازه کوچک ترین واحد ریزساختاری از روش ویلیامسون- هال

همچنین، برای از بین بردن خطای دستگاه از الگوی پراش پرتو ایکس نمونه استاندارد استفاده شد. بدین منظور، مشابه نمونه تغییر شکل داده شده، عرض انتگرالی پیک‌های نمونه استاندارد محاسبه شده و در نهایت، برای حذف خطای دستگاه از رابطه (۳) استفاده شد:



شکل ۵ - الگوی پراش هر یک از پیک‌ها و برازش گوسی تابع شدت پیک .

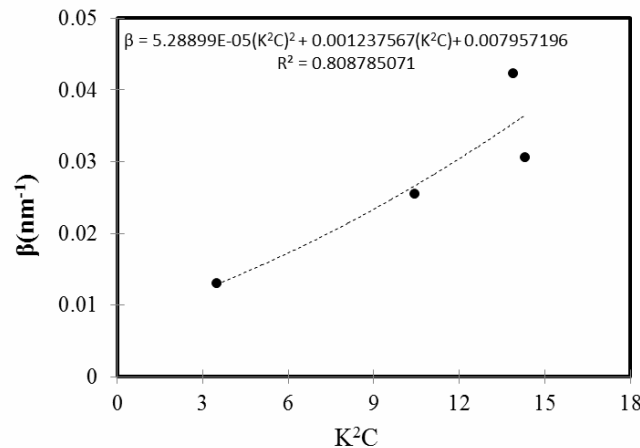
جدول ۲ - عرض انتگرالی محاسبه شده برای پیک‌های نمونه تغییر شکل داده شده و نمونه استاندارد.

اندازه بردار پراش (K)	میانگین عامل مغایرت نابجاییها (C _{avg})	عرض انتگرالی بعد از حذف خطای دستگاهی	عرض انتگرالی نمونه استاندارد (β _s)	عرض انتگرالی نمونه تغییر شکل داده شده (β _d)	پیک
4/9451	0/14263	0/1305	0/0239	0/1326	(110)
6/9796	0/29381	0/3058	0/0439	0/3089	(200)
8/5505	0/14266	0/2551	0/0219	0/2560	(211)
9/8694	0/14266	0/4228	0/0237	0/4234	(220)

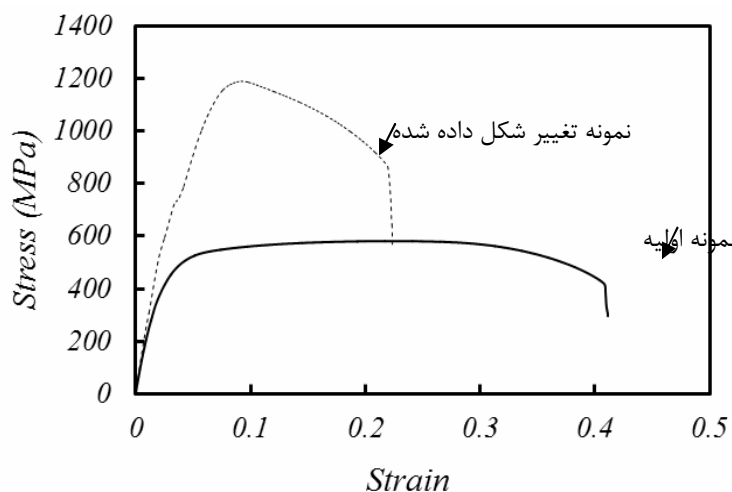
روی فولاد کم کربن، تنش تسلیم فولاد از 350 به 1100 مگاپاسکال و استحکام نهایی از 600 به 1200 مگاپاسکال افزایش می یابد. این افزایش در مقدار سطح تنش تسلیم و نهایی به دلیل افزایش چگالی نابه جایی ها، مرزدانه های فرعی و هم چنین، ریز شدن دانه ها در اثر اعمال تغییر شکل پلاستیک می باشد. هم چنین، نسبت تنش تسلیم به استحکام نهایی در حالت اولیه 0/58 می باشد که پس از اعمال تغییر شکل به 0/92 افزایش می یابد. افزایش نسبت استحکام تسلیم به استحکام نهایی نشان دهنده کاهش ضریب کارسختی می باشد. این کاهش ضریب کارسختی به دلیل ریز شدن اندازه دانه ها و در نتیجه کاهش منابع نابه جایی درون دانه های در نمونه تغییر شکل داده شده می باشد.

اصلاح شده استفاده شد. در این روش عرض انتگرالی پیکها پس از حذف خطای دستگاهی به صورت تابعی از مقدار (K^2C) پیکها رسم می شود. پس از برازش داده ها به صورت تابع درجه دوم، بر اساس رابطه (2)، عکس عرض از مبدا به عنوان اندازه کریستالیت ها در نظر گرفته می شود. در شکل (6) عرض انتگرالی (β) به صورت تابعی از (K^2C) رسم شده است. همان گونه که مشاهده می شود، میانگین اندازه کریستالیت ها در حدود $D=(0.0079^{-1})=125nm$ بدست می آید.

در شکل 7 منحنی تنش- کرنش مهندسی فولاد مورد مطالعه در دو حالت اولیه و پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک سنگین نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود، با اعمال تغییر شکل پلاستیک سنگین



شکل ۶ - منحنی تغییرات عرض انتگرالی پیکها به صورت تابعی از K^2C (روش ویلیامسون - حال اصلاح شده).
خواص مکانیکی



شکل ۷ - منحنی های تنش مهندسی - کرنش مهندسی نمونه اولیه و نمونه تغییر شکل داده شده.

نتیجه گیری

با اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید از روش تلفیقی اکستروژن-پرس در کانال زاویه دار همسان بر فولاد ساده کربنی با اندازه دانه های فریت $32 \mu\text{m}$ ، فولاد نانوساختار با اندازه کریستالیت های 125 نانومتری بدست آمد. از

سوی دیگر، استحکام تسلیم فولاد در اثر اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید از 350 مگاپاسکال به 1100 مگاپاسکال افزایش یافت که به دلیل کاهش اندازه کریستالیت ها و هم‌چنین، افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها می‌باشد.

References

- 1- 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, pp. 881–981. 2006.
- 2- T. G. Langdon, "The Processing of Ultrafine-Grained Materials Through the Application of Severe Plastic Deformation", *Journal Materials Science*, Vol. 42, pp. 3388–3397. 2007.
- 3- R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J.G. Speer, and D.K. Matlock, "Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained Bcc Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 441, pp. 1-17. 2006.
- 4- P. J. Hurley and P. D. Hodgson, "Formation of Ultrafine Ferrite in Hot Rolled Strip: Potential Mechanism for Grain Refinement", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 302, pp. 206-211. 2007.
- 5- E. Essadiqi, and J. J. Jonas, "Microstructural Evolution During the Austenite-to-Ferrite Transformation from Deformed Austenite", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 19, pp. 417-426. 1998.
- 6- رضایی، ا. نجفی زاده، ع. کرمانپور، ا. و معلمی، م. "ارزیابی تحولات ریزساختاری فولاد AISI 201L در فرایند ترمومکانیکی پیشرفته"، نشریه مواد نوین، سال اول، شماره 2، ص 13-20، زمستان 1389.
- 7- R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, Michael J. Zehetbauer, and T. Yuntian Zhu, "Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation", *JOM*, pp.33-39. 2006.
- 8- T. C. Lowe, R. Z. Valiev, "The Use of Severe Plastic Deformation Techniques in Grain Refinement", *JOM*, pp. 64-77. 2004.
- 9- G. Sakaia, Z. Horitaa, and T.G. Langdon, "Grain Refinement and Superplasticity in an Aluminum Alloy Processed by High-Pressure Torsion", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 393, pp. 344–351. 2005.
- 10- Yu. Ivanisenko, R.Z. Valievb, and H. J. Fecht, "Grain Boundary Statistics in Nano-Structured Iron Produced by High Pressure Torsion", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 390, pp. 159–165. 2005.
- 11- M. Furukawa, Z. Horita, and T. G. Langdon, "Processing by Equal-Channel Angular Pressing: Applications to Grain Boundary Engineering", *Journal of Materials Science*, Vol. 40, pp. 909– 917. 2005.
- 12- R. Song, D. Bonge, D. Rabbe, J. G. Speer, and D. K. Matlock, "Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained Bcc Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 444, pp.1-17. 2006.
- 13- Sh. Ranjbar Bahadori, K. Dehghani, and F. Bakhshandeh, "Microstructure, Texture and Mechanical Properties of Pure Copper Processed by ECAP and Subsequent Cold Rolling", *Materials Science and Engineering AVOL*. 583, pp. 36-42. , 2013.
- 14- M. H. Paydar, M. Reihanian, E. Bagherpour, M. Sharifzadeh, M. Zarinejad, and T. A. Dean, "Consolidation of Al particles Through Forward Extrusion-Equal Channel Angular Pressing (FE-ECAP)", *Materials Letters*, Vol. 62, pp. 3266–3268, 2008.
- 15- Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, "Principals of Equal Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials", *Scripta Materialia*, 1996, Vol. 35, pp. 143-146.
- 16- J. Gubiczaa, N. H. Namb, L. Balogha, R. J. Hellmigg, V. V. Stolyarovd, Y. Estrinc, and T. Ungára, "Microstructure of Severely Deformed Metals Determined by X-ray Peak Profile Analysis", *Journal of Alloys and Compounds* Vol. 378, pp. 248-252. , 2004.

17- J. Gubiczaa, L. Balogh, R.J. Hellmigg, Y. Estrinc, and T. Ungár, "Dislocation Structure and Crystallite Size in Severely Deformed Copper by X-ray Peak Profile Analysis", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 400-401, pp. 334-338. 2005.

18- Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, "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.

19- M. R. Movaghar Grabagh, S. Hossein Nedjad, H. Shirazi, M. Iranpour Mobarekeh,

and M. Nili Ahmadabadi, "X-Ray Diffraction Peak Profile Analysis Aiming at Better Understanding of the Deformation Process and Deformed Structure of Martensitic Steel", *Thin Solid Films*, Vol. 516, pp. 8117-8124. 2008.

20- 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* 402 ,158-162. 2005.

