فراوری فولاد ساده کربنی فوق ریز دانه از طریق دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت در حین تغییر شکل با روش تلفیقی اکستروژن– پرس در کانالهای زاویهدار با مقاطع همسان

> حسین شکروش ^۱، اکبر وجد^۲ و مهدی شبان غازانی^{۳*} ۱– دانشکده فنی، دانشگاه مراغه ۲– دانشگاه فنی و حرفهای، آموزشکده شماره ۲ تبریز ۳– باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، دانشگاه آزاداسلامی، واحد ایلخچی

> > (دريافت مقاله: ۲/۰۳ / ۱۳۹۳ – دريافت نسخه نهايي: ۲ / ۱۳۹۳)

چکیده - در پژوهش حاضر، یک نوع فولاد ساده کربنی با ساختار فوق ریز دانه با اعمال یک فرایند ترمومکانیکی موثر در گستره دمایی آستنیت شبه پایدار (Ae₃-Ar₃) و با استفاده از روش تلفیقی اکستروژن – پرس در کانالهای زاویهدار با مقاطع همسان فراوری شد. در ابتدا با استفاده از تحلیل المان محدود سه بعدی دما – جابهجایی، تاثیر دمای پیشگرم در توزیع کرنش و دما در نمونههای تغییر شکل داده شده مورد بررسی قرار گرفت. با استفاده از نتایج بهدست آمده، دمای ۹۳۰ درجه سانتیگرا د بهعنوان مناسب ترین دمای پیشگرم برای دستیابی به ساختار فوق ریز دانه از طریق وقوع دگرگونی دینامیکی آستنیت به فریت انتخاب شد. با اعمال تغییر شکل بر روی فولاد مورد نظر در این دمای پیشگرم و بررسی ریز ساختار نهایی، نتایج حاصل از تحلیل المان محدود مورد تایید قرار گرفت. نتایج نشان داد که در اثر این فرایند ترمومکانیکی اندازه دانههای فریت از ۲۳ میکرومتر در ساختار اولیه به ۱ تا ۳ میکرومتر پس از اعمال فرایند کاهش پیدا می کند.

واژگان کلیدی: تحلیل المان محدود، تغییر شکل پلاستیک شدید، فولاد فوق ریز دانه

Fabrication of Ultra-Fine Grained Plain Low Carbon Steel through Dynamic Strain Induced Transformation during Integrated Extrusion Equal Channel Angular Pressing

H. Shokrvash¹, A. Vajd² and M. Shaban Ghazani^{3*}

Faculty of Engineering, University of Maragheh, Maragheh, Iran.
 Technical College of Tabriz No.2, Technical and Vocational University, Tabriz, Iran.
 Young Researchers and Elite Club, Islamic Azad University, Ilkhchi branch, Iran

* مسئول مكاتبات پست الكترونيكي: mehdi.mse@gmail.com

Abstract: In the present research, an effective thermo-mechanical processing route in the temperature range of metastable austenite region $(Ae_3 < T < Ar_3)$ was employed to achieve ultra-fine grain size in a plain low carbon steel during integrated extrusion equal channel angular pressing. At first, the effect of preheating temperature on the strain and temperature distributions inside the deformed samples were investigated using 3D finite element simulation. According to the result of FEM simulation, the preheating temperature of 930 °C was selected as an appropriate temperature for fabrication of ultra-fine ferrite structure. Severe plastic deformation was then imposed on samples with the predicted preheating temperature and the results showed a great consistency with FEM simulation predictions. Optical micrographs taken from the center point of the samples showed that the ferrite grains could be refined from 32 μ m to 1-3 μ m by different mechanisms.

Keywords: Finite element simulation, Severe plastic deformation, Ultra-fine grained steel.

$$\varepsilon_{\text{ECAP}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) + \psi \csc \csc\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) \right]$$
(Y)

که در این رابطه ¢ زاویه قالب و ۷ زاویه انحنای بیرونی محل تقاطع دو کانال قالب است. در پژوهش های انجام گرفته توسط پایدار و همکارانش [۸، ۹] از این روش برای فشرده سازی پودرهای آلومینیم استفاده شده است. همچنین در پژوهشهای دیگری آلیاژ منیزیم فوق ریز دانه و نانو ساختار با استفاده از این روش فراوری و خواص مکانیکی آن بهبـود داده شده است [۱۰، ۱۱]. از طرفی، به منظور بررسی نحوه سیلان ماده در داخل قالب در حین تغییر شکل پلاستیک شديد معمولاً از تحليل المان محدود استفاده مي شود. در بیش تر این تحلیل ها تنها جنبه مکانیکی فرایند در نظر گرفته شده است. چگونگی توزیع کرنش پلاستیک اعمالی، غیریکنواختی تغییر شکل، تنش های کششی اعمال شده بر سطح نمونه، نیـروی لازم بـرای اعمـال تغییـر شـکل و تـاثیر پارامترهای مختلف طراحی قالب و همچنین شرایط تغییرشکل مانند سرعت پرس و ضریب اصطکاک بر روی این مشخصه ها در نظر گرفته شده است [۱۲-۱۵]. در یک پژوهش [۱۶] تحلیل دمایی روش پرس در کانالهای زاویهدار با مقاطع همسان بهصورت دو بعدی انجام شده، نتایج بهدست آمده با دادههای حاصل از ترموکوپل قرار داده شده در مرکز نمونه مقایسه شده است. مشاهده میشود که از این روش برای فراوری فولاد فوق ریزدانه استفاده نشده است. همچنین یـژوهشهـای کمـی در مـورد تحلیـل مکـانیکی- گرمـایی فرايندهاي تغيير شكل پلاستيک شديد وجود دارد. بنابرايـن،

در طی دو دهه گذشته تولید مواد فلـزی حجـیم فـوقریـز دانـه (UFG) بهطور ویژهای مورد توجه پژوهشگران دنیا قرار گرفتهاست. در این ارتباط یکی از موثرترین روش های فراوری مواد فلزي حجيم UFG، اعمال تغيير شكل يلاستيك شديد (SPD) گـزارش شـده است [۱]. برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی مواد فلزی حجیم، روش های مختلفی بررسی و پیشنهاد شدهاست [۲]. از جمله این روش ها می توان به اکستروژن [۳] و پرس در کانالهای زاویه دار با مقاطع همسان (ECAP)[†] اشاره کرد [۴]. همچنین گزارش شده است که استفاده از تلفیقی از یک روش SPD و یک روش تغییر شکل معمول مانند اکستروژن بسیار مؤثر است [۵]. تلفیقی از اکستروژن و پرس در کانالهای زاویهدار با مقاطع همسان (Ex-ECAP) یکی از این روش ها است [۶]. در این روش تغییر شکل در طی دو مرحله بر روی نمونهها اعمال میشود. در ابتدا نمونه تحت اکستروژن قرار می گیرد و قطر آن کاهش مییابد. در ادامه فلز از محل تقاطع دو کانال مـیگـذرد و تغییـر شکل برشی بر روی نمونه اعمال می شود. میزان کرنش اعمالی ع در مرحله اکستروژن به قطر اولیه و نهایی نمونه بستگی داشته، از رابطه شماره ۱ بهدست می آید [۳]:

$$\varepsilon_{\text{Extrusion}} = 2\ln\left(\frac{D_0}{D_f}\right) \tag{1}$$

که در این رابطه D₀ و D_f به ترتیب قطر اولیـه و نهـایی نمونـه هستند. از طرفی میزان کرنش برشی اعمـالی بـر روی نمونـه در مرحله ECAP از رابطه شماره ۲ بهدست میآید [۷]:

۱- مقدمه

	ر پڙوهش	استفاده در	مورد	رانی فولا د	ماهای بح	رنی) و د	ل (درصد و	بب شيميايي	ک ۱ – بر د	جدو
Fe	С	Si	Mn	S	Р	Al	Ν	Ae ₃	Ar ₃	Ar ₁
بقيه	۰/۰۳۳	٥/٥١٢	•/\	•/••A	•/••V	•/•7 f	۰/۰۰۳۸	۸۸۰ °C	۸۳۵ °C	۷۴۵ °C

در پژوهش حاضر ابتدا نحوه تغییر شکل فولاد در طی فرایند تلفیقی اکستروژن- پرس در کانالهای زاویه دار با مقاطع همسان از طریق تحلیل المان محدود مکانیکی-گرمایی و بهصورت سه بعدی مورد برسی قرار گرفت. در این ارتباط تأثیر دمای پیشگرم نمونه بر نحوه توزیع دما و کرنش در نمونهها بررسی شد. سپس مناسبترین دمای پیشگرم بهمنظور فراوری ریزترین و همگنترین ساختار تعیین شد. با ساخت قالب و تجهیزات مورد نیاز، تغییر شکل در دمای مورد نظر بر روی یک نوع فولاد ساده کربنی اعمال شد. در نهایت بررسی های ریز ساختاری نشان داد که دمای پیشگرم تعیین شده از طریق تحلیل المان محدود برای ایجاد ساختار ریزدانه و از طریق وقوع دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت مناسب بوده است.

۲– مواد و روش پژوهش

فولاد مورد استفاده در این پژوهش یک نوع فولاد ساده کم کربن است که ترکیب شیمیایی و دماهای بحرانی آن در جدول ۱ نشان داده شده است. نمونهای استوانهای شکل به قطر ۱۴ و طول ۴۰ میلیمتر از تسمه اولیه تهیه شد. نمونه به گونهای بریده شد که طول آن در جهت نورد تسمه فولادی باشد. بهمنظور دستیابی به ساختار اولیه آستنیتی، نمونه تا دمای همتفور دستیابی به ساختار اولیه آستنیتی، نمونه تا دمای نگه داشته شد تا یکنواختی در ترکیب شیمیایی و ساختار پیش نگه داشته شد تا یکنواختی در ترکیب شیمیایی و ساختار پیش داده شد. نیرو از طریق فک بالایی پرس بر روی سنبه اعمال و نمونه با سرعت ۱۰ میلیمتر بر ثانیه به داخل کانال قالب پرس شد. تصویر یکی از نیمههای قالب مورد استفاده در پژوهش در

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۴، زمستان ۱۳۹۴



شکل ۱– تصویر یکی از نیمههای قالب مورد استفاده در پژوهش

شکل ۱ نشان داده شده است. پس از اعمال تغییر شکل، نمونه توسط دستگاه بـرش بـا سـيم^² بـه دو نـيم تقسـيم و پـس از سنبادهزنی و پولیش، تصاویر متالوگرافی از مناطق واقع بر محور مرکزی نمونه تهیه شد. بهمنظور یافتن دمای پیشگرم مناسب و همچنین بررسی نحوه توزیع کرنش و دما در داخل نمونه در حین اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید، از شبيهسازي المان محدود استفاده شد. بدين منظور نرمافزار آباکوس^۷ مورد استفاده قرار گرفت. از آنجایی که تنش سیلان ماده به دما و نرخ کرنش بستگی دارد، از آزمون پیچش داغ تحت سرد شدن پیوسته^ برای بهدست آوردن منحنی های سیلان فولاد در دماهای مختلف و در نرخ کرنشی مشابه با فرايند اعمالي استفاده شد و اين منحني ها بهعنوان خواص مكانيكي فولاد مورد پژوهش وارد نرمافزار شدند (شكل ۲). خواص فیزیکی و گرمایی مورد استفاده در شبیهسازی فراینـد نیز بهصورت تابعی از دما در جـدول ۲ آورده شـده اسـت. از آنجاییکه فرایند ترمومکانیکی، تحت کرنشهای بالا صورت می گرفت، از تحلیل پویای دما-جابهجایی بهروش Explicit



شکل ۲– منحنی های مربوط به تنش سیلان فولاد مورد پژوهش در دماهای مختلف (بر حسب درجه سانتی گراد)

انتقال گرما از سطح نمونه به محیط از طریق	ضريب تابش	• / 9			
تشعشع	(°C) دمای محیط	١٣			
	(W/ (m ² . °C)) ضريب همرفتي	۱۵			
النغال فرما از طریق همرفنی	(°C) دمای محیط	١٣			
	(MPa) فشار در فصل مشترک	W/ (m².°C) (m².°C) هدایت گرمایی در فصل مشترک)			
_	٥	۵۰۰			
انتقال گرما از طریق هدایت گرمایی بین سطح	۰/۰۳	۹			
نمونه و قالب [۱۶]	•/\\\	4000			
	14	۶۵۰۰			
	٨۵	۷۵∘۰			
	(۲ [°] • ۱×۲۲'۲) + (۲/۲۲×۱×۹×۱) - (۲ [°] • ۱×۳۷/۷) + ۴۲۵ + ۴۲۵ + ظرفیت گرمایی ویژه				
-	دما (°C)	W/ (m². °C) ضریب هدایت گرمایی			
_ خواص فیزیکی و گرمایی نمونه فولادی	۲۵–۸۰ ۰	Δ F-TY/Y×1. • ^T T			
	<u>۸۰۰-۱۲۰۰</u>	۲۷/۳			
-	= ۷۸۰۰kg/m ³				

جدول ۲– خواص مختلف انتقال گرمایی مورد استفاده در تحلیل المان محدود فرایند

۳– نتايج و بحث

۳-۱- نحوه المانبندی و تغییر شکل المانها پس از اعمال کرنش در شکل ۳ المانبندی نمونه پیش از تغییر شکل و همچنین نحوه تغییر شکل المانها پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک نشان داده شده است. از آنجاییکه حجم هر المان در طول فرایند ثابت باقی میماند، با کاهش مساحت سطح مقطع نمونه در حین عبور ماده از کانال اکستروژن، المانها در جهت

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۴، زمستان ۱۳۹۴

برای شبیه سازی فرایند استفاده شد. برای مشبندی نمونه از مشهای نوع C3D8T^{° ۱} و برای قالب از مشهای نوع R3D4^{۱۱} استفاده شد. قالب و نمونه به ترتیب به صورت جسم صلب و جسم تغییر شکل پذیر در نظر گرفته شدند. ضریب اصطکاک بین سطح نمونه و دیواره قالب ۱/۰ در نظر گرفته شد. برای شبیه سازی فرایند فرض شد که ۹۰٪ انرژی به صورت گرما تلف و ۱۰٪ آن صرف تغییر شکل می شود.



شکل ۳- نحوه المانبندی نمونه و تغییرشکل المانها پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک



شكل ۴- نحوه سيلان فلز در داخل قالب Extrusion-ECAP

پایان اعمال نیروی پرس نشان داده شده است. توزیع کرنش پلاستیک ایجاد شده در داخل نمونه در شکل ۵ نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود توزیع کرنش پلاستیک در داخل نمونه غیریکنواخت است و همواره از مرکز به طرف سطح نمونه شدت کرنش پلاستیک افزایش یافته است. این موضوع به دلیل اعمال کرنش برشی اضافی "در اثر اصطکاک بین سطح نمونه و قالب است.

۳–۳– شبیه سازی نحوه توزیع دما در داخل نمونه در شکل ۶ نحوه توزیع دما در نمونه درست پس از اتمام تغییر شکل در دماهای پیشگرم ۶۵۰، ۵۰۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد نشان داده شده است. به خوبی مشاهده می شود که سیلان کشیده می شوند. میزان این کشیدگی به مقدار که هش سطح مقطع در فرایند اکستروژن بستگی دارد. بنابراین ارتفاع المانها به گونهای انتخاب شدند که پس از مرحله اکستروژن، نسبت ارتفاع به دو بعد دیگر المان خیلی افزایش نیابد زیرا برای به دست آوردن نتیجه دقیق در مرحله ECAP نباید نسبت ارتفاع به سایر ابعاد المان از حد مشخصی بالاتر باشد. از سوی دیگر با کاهش بیشتر اندازه المانها، زمان شبیه سازی افزایش می یابد و این موضوع یک محدودیت در کاهش بیشتر اندازه المانهاست.

۳–۲– **شبیه سازی نحوه سیلان و توزیع کرنش در نمونه** در شکل ۴ نحوه سیلان ماده در داخل کانال قالب از شـروع تـا



شکل ۵- نحوه توزیع کرنش پلاستیک در داخل نمونه تغییر شکل داده شده



شکل ۶- توزیع دما در داخل نمونه ها درست پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک با دمای پیشگرم الف) ۵۶۰، ب) ۸۰۰ ، ج) ۹۳۰ و د) ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد (واحد دما در کنتورها درجه سانتی گراد است)

۳-۴- تعیین دمای پیشگرم مناسب برای دستیابی به ریزترین ساختار برای تعیین مناسب ترین دمای تغییر شکل باید نحوه تغییرات دمایی در یک نقطه خاص از نمونه در حین تغییر شکل، بهصورت تابعی از زمان مشخص شود. سپس از روی تغییرات

نواحی داخلی نمونه دارای بیشترین دما و نواحی نزدیک به ۳–۴– تعیین دمای پیشر سطح نمونه دارای کمترین دما است.این اختلاف دما بین ریزترین ساختار نقاط داخلی و خارجی نمونه بهدلیل انتقال گرما از سطح نمونه برای تعیین مناسب ترین و همچنین ایجاد گرمای ناشی از تغییر شکل در نقاط درونی دمایی در یک نقط ه خ نمونه است.



مربوطه را مشخص نمود. بدینصورت مناسب ترین دمای تغییر شکل اعمالی بر روی فاز مربوطه را مشخص کرد. از روی 🤍 پیشگرم مشخص می شود. در شکل ۷ تغییرات دمایی در نقطه A از نمونه (شکل ۳) در طول مدت زمان اعمال تغییر شکل در

دمایی می توان گستره فازی اعمال تغییر شکل و همچنین میـزان این اطلاعات می توان مکانیزم ریز شدن دانهها در دمای پیشگرم

روی فولاد اعمال می شود. در این گستره دمایی (گستره کارگرم فاز فریت) تبلور مجدد دینامیکی در فاز فریت اتفاق می افتد. تبلور مجدد دینامیکی در فاز فریت به دو نوع پیوسته و غیر پیوسته است که به پارامتر زنرهولومون بستگی دارد. نتایج شبیه سازی نشان داد که پارامتر زنزهولومون در حین اکستروژن در گستره ^{۱۰} دا تا ^{۱۰} دا×۲/۱ قرار دارد. نتایج پژوهش ها نشان داده است که در گستره ^{۱۰} دا تا ^{۱۰} ۲ تبلور مجدد دینامیکی پیوسته در فاز فریت اتفاق می افتد [۲۳]. در اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته، دانه هایی فوقریز و با اندازه کم تر از یک میکرومتر به دست می آید. با این حال ساختار حاصل از تبلور مجدد دینامیکی پیوسته اغلب غیر یکنواخت است. با توجه به توضیحات فوق دمای ۹۳۰ درجه سانتی گراد به عنوان دمای مناسب برای اعمال تغییر شکل انتخاب شد.

۳–۵– تحلیل ریز ساختار حاصل از اعمال تغییر شکل در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتی گراد

در شکل ۸ تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار اولیه (الـف) و همچنین ساختار نقاط مختلف نمونه تغییر شکل داده شده بر روی صفحه موازی جهت سیلان فلز در داخل کانال قالب، نشان داده شده است. ساختار اوليه فولاد شامل ٩٥٪ فاز فريت با اندازه میانگین دانه های ۳۲ میکرومتر و بقیه پرلیت است. ساختار پس از اعمال تغییر شکل شامل دو نوع فریت است کـه با مکانیزمهای مختلفی تشکیل شدهاند. همان گونـهکـه در شـکل مشخص است بعضی از دانه ای فریت که در مرز آن ها کاربیدهای ریز وجود دارند در اثر دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت (DSIT) تشکیل شدهاند. از سویی مشاهده می شود در برخی از نواحی، دانه های فریت به صورت کشیده شده وجود دارد که در داخل آن دانههای بسیار ریز فریت بهصورت هم محور تشکیل شدهاند. ایـن دانـههـا در اثـر تغيير شكل فاز فريت و وقـوع تبلـور مجـدد دينـاميكي پيوسـته (CDRX)^{۱۴} در آن تشکیل شدهاند. در شکل ۹ میانگین اندازه دانه های فریت حاصل از DSIT و CDRX در نقاط مختلف

دماهای پیشگرم مختلف نشان داده شده است. همچنین تغییرات دماهای بحرانی فولاد به همراه کرنش اعمالی بر روی نقط A آورده شده است. همان طورکه مشخص است در دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد، تغییر شکل بر روی نقطـه A در حـین سرد شدن پیوسته و در گستره دمایی ۹۸۰ تا ۹۲۰ درجه سانتی گراد اعمال می شود. در این گستره فاز آستنیت (۷) پایـدار است. بنابراین می توان پیش بینی کرد که با دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد تغییر شکل با میزان کرنش حدود ۱/۴ بر روی فاز آستنیت اعمال می شود و در ادامه با سرد شدن نمونه، فاز فريت از آستنيت تغيير شكليافته تشكيل مي شود. به این دگرگونی آستنیت به فریت، دگرگونی ترغیب شده توسط کرنش (SAT)^{۱۲}نامیده می شود [۱۷، ۱۷]. از این طریق دانه های فاز فریت در ساختار نهایی تا اندازه ۲ تا ۵ میکرومتر قابل ریـز شدن است [۱۹]. در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، تغییر شکل بر روی نقطه A در حین سرد شدن پیوسته و در گستره دمایی ۸۴۵ تا ۷۹۰ درجه سانتی گراد اعمال می شود. همان گونه که مشخص است این گستره دمایی در حین تغییر شکل مابین دو دمای بحرانی Ae₃ و Ar₃ قرار دارد. در این گستره دمایی فاز آستنیت بهصورت شبه پایدار است. به گونهای که با اعمال تغییر شکل بر روی فاز آستنیت در این گستره دمایی، دگرگونی آستنیت به فریت در حین تغییر شکل اتفاق میافت. به این پدیده دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت (DSIT)" گفته میشود [۲۰]. پژوهش های انجام گرفته توسط پژوهشگران مختلف نشان داده است که از طریق دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت می توان اندازه دانههای فریـت در سـاختار نهـایی را تـا کمتـر از ۲ میکرومتـر نیـز ریز کرد [۲۱]. از طرفی بهدلیل ایجاد چگالی بالایی از عیـوب مختلف در فاز آستنیت علاوه بر مرز دانهها، چگالی بالایی از مراکز جوانه زنی فاز فریت در داخل دانههای آستنیت فعال می شوند که در نتیجه آن ساختار بسیار یکنواخت از نظر اندازه دانه ایجاد می شود [۲۲]. در دمای پیشگرم ۸۰۰ درجه سانتی گراد، تغییر شکل در حین سرد شدن از ۷۵۰ تـ ۷۱۰ بـر





نمونه نشان داده شده است. در حالت کلی مشاهده می شود دانه های فریت حاصل از دگر گونی تحت کرنش آستنیت به فریت، درشت تر از دانه های فریت حاصل از تبلور مجدد دینامیکی اند. دلیل این امر را می توان ناشی از تفاوت مکانیزم تشکیل دانه ها و هم چنین سرعت حرکت مرز دانه ها دانست. دانه های فریت حاصل از TST با مکانیزم جوانه زنی و رشد تشکیل می شوند در حالی که دانه های حاصل از CDRX با تشکیل مرزهای فرعی و به دنبال آن جذب نابه جایی های زمینه و افزایش تدریجی زاویه عدم تطابق مرزها و در نهایت تبدیل مرزهای کم زاویه به مرزهای بزرگ زاویه تشکیل می شوند. از آن جایی که در گستره دمایی تغییر شکل، تحرک فصل مشترک



بین دو فاز آستنییت و فریت بیشتر از مرزهای کم زاویه است در حین تغییر شکل و پس از آن، رشد دانههای حاصل از DSIT بیشتر از دانههای حاصل از CDRX بوده، در نهایت اندازه میانگین آنها بزرگتر است.

برای شروع دگرگونی تحت کرنش آستنیت به فریت یک کرنش بحرانی لازم است که اگر کرنش اعمالی کمتر از این مقدار باشد DSIT اتفاق نمی افتد [۲۴] . به این کرنش، کرنش بحرانی برای شروع دگرگونی دینامیکی تحت کرنش گفتے میںشود کے مقبدار آن برای فولادہای کے کربن و میکروآلیاژی در گستره ۴/۰-۲/۰ قرار دارد. ازسوی دیگر برای این که بتوان ازطریق وقوع دگرگونی DSIT به فولاد فریتی با ساختار نهایی یکنواخت و فوق ریزدانه و در حد یک میکرومتـر دست یافت، باید میزان کرنش اعمالی بیش تر از یک حد بحرانی باشد که به این کرنش، کرنش لازم برای تشکیل ساختار فوق ریز دانه گفته میشود [۲۴]. در مورد فولادهای ساده کربنی میزان ایس کرنش در حدود ۳ است. اگر میرزان کرنش اعمالی بیشتر از این مقدار بحرانی باشد ساختار نهایی حاصل از دگرگونی DSIT به سرعت سرد کردن پس از اعمال تغییرشکل حساسیت چندانی نخواهد داشت در حالی که در کرنشهای کمتر از آن ساختار نهایی به سرعت سرد کردن پس از تغییر شکل حساسیت بیشتری دارد و با کاهش کرنش اعمالی این حساسیت بیش تر می شود. در این حالت با افزایش سرعت سرد شدن اندازه دانههای حاصل از DSIT و همچنین کسر حجمی آنها کاهش مییابد و بر کسر حجمی ساختار غیرتعادلی (مارتنزیت) افزوده می شود. به عبارت دیگر کنترل اندازه دانههای حاصل از DSIT بهمنظور دستیابی به ساختار فریتی میکرومتری بهدلیل رشد سریع دانهها پس از جوانهزنی، فقط از طریق برخورد مرز دانهها درست در مراحل اولیه پس از تغيير شكل امكان پذير است و اين امر فقط از طريـق بـالا بـردن چگالی مراکز جوانهزنی فریت در فاز آستنیت (با اعمال کرنش بالا بر روی آستنیت) می تواند انجام گیرد. مشاهده می شود کوچکترین اندازه دانـه حاصـل از دگرگـونی تحـت کـرنش در

مجاورت محل های نزدیک به منطقه اکستروژن (نقطه (ب) در شکل ۸) و در حدود ۲ میکرومتر است. کرنش اعمالی در مرحله اکستروژن در حدود ۱/۴ است که ایـن میـزان کـرنش کمتر از کرنش بحرانی برای تشکیل ساختاری به اندازه دانههای در حد یک میکرومتر است. حضور فاز مارتنزیت در ایـن نقطـه از نمونه نیز نشان میدهد کرنش اعمالی بر روی آستنیت کمتر از حدی بوده است که رشد دانهها با برخورد مرز دانهها در مراحل اوليه تغيير شكل متوقف شود (در ايـنصـورت نبايـد مارتنزیتی در ساختار دیده شود). با دور شدن از مجاورت منطقه اکستروژن اندازه میانگین دانههای حاصل از DSIT به ۳/۱ رسیده، کسر حجمی آن ها نیز افزایش پیدا کردهاست. علاوه بر این فاز غیرتعادلی در این ناحیه از نمونه (نقطه (ج) در شکل ۸) مشاهده نمی شود. از آنجایی که کرنش اعمالی بر روى ساختار اين ناحيه مشابه ناحيه نزديك به منطقه اكستروژن است اختلاف در ساختار را می توان به تفاوت در سرعت سرد شدن در این دو ناحیه نسبت داد (اثـر سـرد کننـدگی قالـب در فشارهای مختلف). به عبارت دیگر اندازه دانه های حاصل از DSIT (در حالتی که کرنش اعمالی کم تر از کرنش بحرانی لازم برای تشکیل ساختار یک میکرومتری است) در اثـر بـالا بـودن سرعت سرد شدن در نقطه (الـف) تـا حـدودي كنتـرل شـده و پیش از برخورد دانههای فریت جوانه زده شده به همدیگر، در اثر بالا بودن سرعت سرد شدن، حركت مرزها متوقف شده است. این در حالی است که در مورد نقاط مختلف دیگر ناحیـه بين اکستروژن و ECAP، سرعت سرد شدن پس از تغيير شکل کمتر از مقداری است که حرکت مرزها را پیش از برخورد آنها به همدیگر متوقف کنـد. بنـابراین در ایـن نقـاط تنهـا فـاز فریت وجود دارد و مارتنزیتی تشکیل نشده است. با دور شدن از ناحیه اعمال اکستروژن و نزدیک شدن به ناحیه اعمال ECAP سرعت سرد شدن کاهش می یابد. میانگین اندازه دانههای فریت حاصل از DSIT در سه ناحیه (ج)، (د) و (ه) در شکل ۸ تقریباً مشابه هم است و این موضوع نشان میدهـد کـه رشد دانهها با برخورد مرز دانههای فریت حاصل از DSIT



بعدی دما – جابهجایی مورد تحلیل قرار گرفت و پس از تعیین دمای پیشگرم مناسب، تغییر شکل بر روی یک فولاد ساده کربنی اعمال شد. نتایج بهدست آمده بهصورت زیر است:

- ۱- توزیع کرنش پلاستیک در نمونه بهدلیل وجود اصطکاک بین دیواره قالب و نمونه، غیریکنواخت است. به گونهای که نواحی داخلی نمونه کرنش پایین تری را نسبت به نواحی سطحی نمونه تجربه میکنند.
- ۲- توزیع دما در نمونه تغییر شکل یافته مشابه توزیع کرنش غیریکنواخت است. این غیریکنواختی به دلیل انتقال گرما از سطح بیرونی نمونه و گرمای ناشی از تغییر شکل در نقاط داخلی نمونه و نبودن زمان کافی برای انتقال گرما و رسیدن به شرایط تعادلی است.
- ۳- بر طبق نتایج تحلیل المان محدود، در دمای پیشگرم
 ۹۳۰ درجه سانتی گراد، تغییر شکل بر روی فاز آستنیت در
 ۹۳۰ و Ara اعمال می شود. در این گستره دمایی
 دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت اتفاق می افتد.
- ۴- ساختار حاصل از اعمال تغییر شکل در دمای پیشگرم
 ۹۳۰ درجه سانتی گراد شامل دو نوع فریت است؛ یکی
 فریت حاصل از دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت
 به فریت که در مرز آن ها کاربیدهای ریز وجود دارند و

کنترل شده و اختلاف در سرعت سرد شدن در ایـن نـواحی به حدی نبوده است که تاثیر چندانی بر روی میزان رشد دانهها پس از برخورد مرز دانهها به هم داشته باشد. در مورد ناحیه جلویی نمونه (و) از آنجاییکه این ناحیه از نمونه از ۳ تا ۴ میلیمتر پایین نمونه اولیه بهدست آمده است، مطابق نتایج تحلیل المان های محدود، کرنش اعمالی به این ناحیه از نمونه در مرحله اکستروژن کمتر از نقاط دیگر است. بنابراین افزایش اندازه میانگین دانهها دراین ناحیـه بـه ۴/۳ میکرومتـر مـیتوانـد بهدلیل پایین بودن کرنش اعمالی بر روی این ناحیه از نمونه باشد. شکل ۱۰ مقدار سختی قسمتهای مختلف نمونه را نشان میدهد. سختی نمونه اولیه در حدود ۱۸۰ ویکرز است که با انجام اکستروژن در نقطه (ب) به ۲۷۵ ویکرز افزایش یافتهاست. دلیل این افزایش سختی کاهش اندازه دانههای فریت به دو میکرومتر و همچنین حضور فاز مارتنزیت در ساختار است. ســختی در نقطــه (ج) و (د) تقریب_اً یکسـان و در حــدود ٢٣٠ ويكرز است و كاهش أن نسبت به نقط ه (الف) بهدليل درشت تر بودن دانه های فریت در ساختار است. همان گونه که مشاهده می شود سختی نقاط (د) و (ه) که تحت دو مرحله تغییر شکل قرار گرفتهاند (اکستروژن – پرس در کانال،های زاویهدار با مقاطع همسان) از سختی نقاط (الف)، (ب) که فقط تحت یک مرحله تغییر شکل (اکستروژن) قرار گرفتهاند بیشتر است. در نقاط (د) و (ه) ساختار حاصل از مرحله اکستروژن بعداً در منطقه پایداری فاز فریت تحت تغییر شکل ثانویه قرار گرفته است و در نتیجه این افزایش سختی بهدلیل بالا بودن چگالی نابهجایی ها در داخل دانههای فریت است.

۴- نتیجهگیری

در پژوهش حاضر برای نخستین بار برای فراوری فولاد ساده کربنی فوق ریزدانه از دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت در طی عملیات ترمومکانیکی به کمک روش تلفیقی اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید استفاده شد. بدین ترتیب که در ابتدا فرایند تغییر شکل از طریق تحلیل المان محدود سه

میکرومتر و فریـت حاصـل از CDRX در گسـتره یـک تـا ۱/۵ میکرومتر بهدست آمد.

- 1. ultra-fine grained
- 2. severe plastic deformation
- 3. extrusion
- 4. equal channel angular pressing
- 5. integrated extrusion- equal channel angular pressing
- 6. wire cut
- 7. ABAQUS
- 8. continuous cooling hot torsion test
- Langdon, T.G., "The Processing of Ultrafine Grained Materials through the Aplication of Severe Plastic Deformation", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 3388–3397, 2007.
- 2. Lowe, T.C. and Valiev, R.Z., "The Use of Severe Plastic Deformation Techniques in Grain Refinement", JOM, pp. 64-77, 2004.
- 3. Nagato, K., Sugiyama, S., Yanagida, A. and Yanagimoto, J, "Single-Pass Severe Plastic Forming of Ultrafine-Grained Plain Carbon Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 478, pp. 376-383, 2008.
- 4. Wang, J.T., Xu, C., Du, Z.Z., Qu, G.Z. and Langdon, T.G., "Microstructure and Properties of a Low-Carbon Steel Processed by Equal-Channel Angular Pressing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 410–411, pp. 312–315, 2005.
- 5. Nagarajan, D., Chakkingal, U. and Venugopal, P., "Influence of Cold Extrusion on the Microstructure and Mechanical Properties of an Aluminium Alloy Previously Subjected to Equal Channel Angular Pressing", *Journal of Materials Processesing Technology*, Vol. 182, pp. 363–368, 2006.
- 6. Estrin, Y., Janecek, M., Raab, G.I., Valiev, R.Z. and Zi, A., "Severe Plastic Deformation as a Means of Producing Ultra-Fine-Grained Net-Shaped Micro Electro-Mechanical Systems Parts", *Metals and Materials Transactions A*, Vol. 38, pp. 1906-1909, 2007.
- 7. Iwahashi , Y., Wang, J.T., Horita, Z., Furukawa, M. and Langdon T.G., "Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials", *Scripta Materialia*, Vol. 35, pp. 143–146, 1996.
- 8. Paydar, M.H., Reihanian, M., Bagherpour, E.,

- 9. dynamic temperature-displacement explicit
- 10.8 node thermally coupled brick, trilinear displacement and temperature
- 11.4-node 3-D bilinear rigid quadrilateral
- 12. 1-redundant shear strain
- 13. strain assisted transformation
- 14. dynamic strain induced transformation
- 15. continuous dynamic recrystallization

مراجع

واژەنامە

- Sharifzadeh, M., Zarinejad, M. and Dean, T.A., "Consolidation of Al Particles through Forward Extrusion-Equal Channel Angular Pressing (FE-ECAP)", *Materials Letters*, Vol. 62, pp. 3266-3268, 2008.
- Paydar, M.H., Reihanian, M., Bagherpour, E., Sharifzadeh, M., Zarinejad, M. and Dean, T.A., "Equal Channel Angular Pressing–Forward Extrusion (ECAP–FE) Consolidation of Al Particles", *Material and Design*, Vol. 30, pp. 429-432, 2009.
- Orlov, D., Raab, G., Lamark, T.T., Popov M. and Estrin Y., "Improvement of Mechanical Properties of Magnesium Alloy ZK60 by Integrated Extrusion and Equal Channel Angular Pressing", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 375-385, 2011.
- Stráská, J., Janeček, Mi., Čížek, J., Stráský, J. and Hadzima, B., "Microstructure Stability of Ultra-Fine Grained Magnesium Alloy AZ31 Processed by Extrusion and Equal-Channel Angular Pressing (EX– ECAP)", *Material Characterization*, Vol. 94, pp. 69-79, 2014.
- Wang, S., Liang, W., Wang, Y., Bian, L. and Chen, K., "A Modified Die for Equal Channel Angular Pressing", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 3182-3186, 2009.
- Fatemi-Varzaneh, S. M., Zarei-Hanzak, A. ,Naderi, M. and Roostaei , A., "Deformation Homogeneity in Accumulative Back Extrusion Processing of AZ31 Magnesium Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 507, pp. 207-214, , 2010.
- 14. Djavanroodi, F. and Ebrahimi, M., "Effect of Die Parameters and Material Properties in ECAP with Parallel Channels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 7593-7599, 2010.

٨۴

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۴، زمستان ۱۳۹۴

- 15. Balasunda, I., Rao, M.S. and Raghu, T., "Equal Channel Angular Pressing Die to Extrude a Variety of Materials", *Materials and Design*, Vol. 30, pp. 1050-1059, 2009.
- 16. Pei, Q.X., Hu, B.H., Lu, C. and Wang, Y.Y., "A Finite Element Study of the Temperature Rrise during Equal Channel Angular Pressing", *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 303-308, 2003.
- Palmiere, E.J., Garcia, C.I. and DeArdo, A.J., "The Influence of Niobium Supersaturation in Austenite on the Static Recrystallization Behavior of Low Carbon Microalloyed Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 27A, pp. 951-960, 1996.
- Palmiere, E.J., Garcia, C.I. and De-Ardo, A.J., "Compositional and Microstructural Changes which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels Containing Niobium", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25A, pp. 277-286.
- 19. Siciliano, F.J. and Jonas, J.J., "Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn

Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31A, pp. 511-530, 2000.

- 20. Beladi, H., Kelly, G.L., Shokouhi, A. and Hodgson, P.D., "Effect of Thermomechanical Parameters on the Critical Strain for Ultrafine Ferrite Formation through Hot Torsion Testing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 367, pp. 152-161, , 2004.
- Hickson, M.R., Gibbs, R. K. and Hodson, P.D., "The Effect of Chemistry on the Formation of Ultrafine Ferrite in Steel", ISIJ International, Vol. 39, pp. 1176-1180, 1999.
- 22. Zheng, Ch., Li, D., Lu, Sh. and Li, Y., "On the Ferrite Refinement during the Dynamic Strain-Induced Transformation: A Cellular Automaton Modeling", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 838–841, 2008.
- 23. Hong, S.C., Yoon, C.S., Lee, K.J., Shin, D.H. and Lee K.S., *Ultrafine Grained Materials III*, pp. 641-646, 2004.
- 24. H. Beladi, "Ultrafine Ferrite Formation in Steels through Thermomechanical Processing", PhD Thesis, Deakin University, Australia, 2004.