

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 شبان‌غازانی^{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

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۰۲/۰۳ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۱۲/۰۲)

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 (Al_3-Fe_3) 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 به دست آمده، دمای 930° درجه سانتی‌گراد به عنوان مناسب‌ترین 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 ریزساختار نهایی، نتایج حاصل از تحلیل المان محدود مورد تایید قرار گرفت. نتایج نشان داد که در اثر این فرایند ترمومکانیکی اندازه دانه‌های فریت از 32 میکرومتر در ساختار اولیه به 1 تا 3 میکرومتر پس از اعمال فرایند کاهش پیدا می‌کند.

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*}

1- Faculty of Engineering, University of Maragheh, Maragheh, Iran.

2- Technical College of Tabriz No.2, Technical and Vocational University, Tabriz, Iran.

3- Young Researchers and Elite Club, Islamic Azad University, Ilkhchi branch, Iran

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: 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 μm to 1-3 μm by different mechanisms.

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

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

که در این رابطه ϕ زاویه قالب و ψ زاویه انحنای بیرونی محل تقاطع دو کانال قالب است. در پژوهش‌های 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 بهبود داده شده است [۱۰، ۱۱]. از طرفی، به‌منظور بررسی نحوه سیلان ماده در داخل قالب در حین تغییر شکل پلاستیک شدید معمولاً از تحلیل المان محدود استفاده می‌شود. در بیش‌تر این تحلیل‌ها تنها جنبه مکانیکی فرایند در نظر گرفته شده است. چگونگی توزیع کرنش پلاستیک اعمالی، غیریکنواختی تغییر شکل، تنش‌های کششی اعمال شده بر سطح نمونه، نیروی لازم برای اعمال تغییر شکل و تاثیر پارامترهای مختلف طراحی قالب و هم‌چنین شرایط تغییرشکل مانند سرعت پرس و ضریب اصطکاک بر روی این مشخصه‌ها 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 پژوهش‌های کمی در مورد تحلیل مکانیکی-گرمايي فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید وجود دارد. بنابراین،

۱- مقدمه

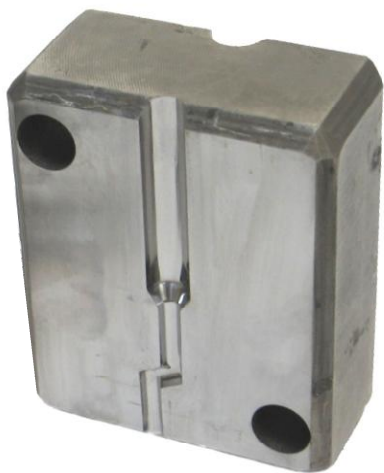
در طی دو دهه گذشته تولید مواد فلزی حجیم فوق‌ریز دانه (UFG)^۱ به‌طور ویژه‌ای مورد توجه پژوهشگران دنیا قرار گرفته است. در این ارتباط یکی از موثرترین روش‌های فراوری مواد فلزی حجیم UFG، اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD)^۲ گزارش شده است [۱]. برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی مواد فلزی حجیم، روش‌های مختلفی بررسی و پیشنهاد شده است [۲]. از جمله این روش‌ها می‌توان به اکستروژن^۳ [۳] و پرس در کانال‌های زاویه دار با مقاطع همسان (ECAP)^۴ 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)^۵ یکی از این روش‌ها است [۶]. در این روش تغییر شکل در طی دو مرحله بر روی نمونه‌ها اعمال می‌شود. در ابتدا نمونه تحت اکستروژن قرار می‌گیرد و قطر آن کاهش می‌یابد. در ادامه فلز از محل تقاطع دو کانال می‌گذرد و تغییر شکل برشی بر روی نمونه اعمال می‌شود. میزان کرنش اعمالی ε در مرحله اکستروژن به قطر اولیه و نهایی نمونه بستگی داشته، از رابطه شماره ۱ به‌دست می‌آید [۳]:

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

که در این رابطه D_0 و D_f به ترتیب قطر اولیه و نهایی نمونه هستند. از طرفی میزان کرنش برشی اعمالی بر روی نمونه در مرحله ECAP از رابطه شماره ۲ به‌دست می‌آید [۷]:

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) و دماهای بحرانی فولاد مورد استفاده در پژوهش

Fe	C	Si	Mn	S	P	Al	N	Ae ₃	Ar ₃	Ar ₁
بقیه	۰/۰۳۳	۰/۰۱۲	۰/۸	۰/۰۰۸	۰/۰۰۷	۰/۰۲۴	۰/۰۰۳۸	۸۸۰ °C	۸۳۵ °C	۷۴۵ °C



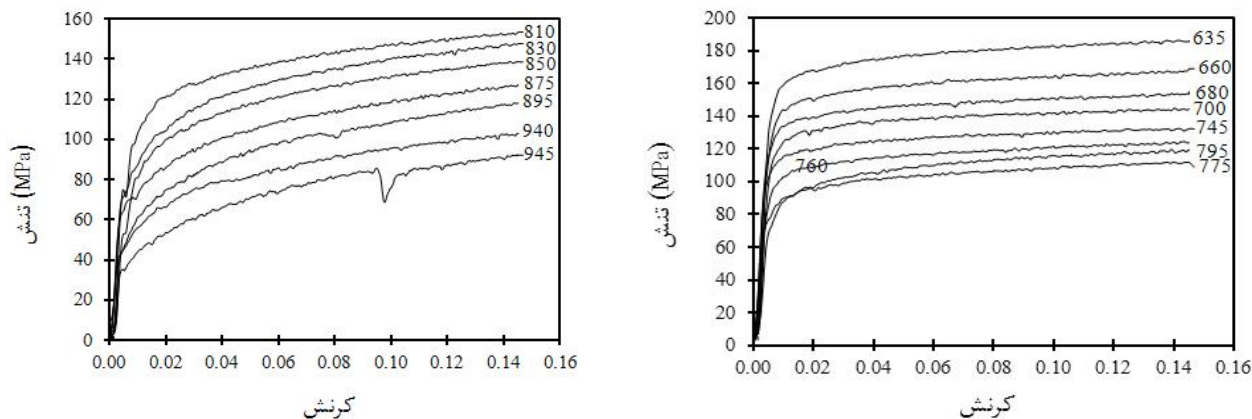
شکل ۱- تصویر یکی از نیمه‌های قالب مورد استفاده در پژوهش

شکل ۱ نشان داده شده است. پس از اعمال تغییر شکل، نمونه توسط دستگاه برش با سیم^۶ به دو نیم تقسیم و پس از سنباده‌زنی و پولیش، تصاویر متالوگرافی از مناطق واقع بر محور مرکزی نمونه تهیه شد. به منظور یافتن دمای پیشگرم مناسب و همچنین بررسی نحوه توزیع کرنش و دما در داخل نمونه در حین اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید، از شبیه‌سازی المان محدود استفاده شد. بدین 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^۸ برای به‌دست آوردن منحنی‌های سیلان فولاد در دماهای مختلف و در نرخ کرنشی مشابه با فرایند اعمالی استفاده شد و این منحنی‌ها به‌عنوان خواص مکانیکی فولاد مورد پژوهش وارد نرم‌افزار شدند (شکل ۲). خواص فیزیکی و گرمایی مورد استفاده در شبیه‌سازی فرایند نیز به‌صورت تابعی از دما در جدول ۲ آورده شده است. از آنجایی که فرایند ترمومکانیکی، تحت کرنش‌های بالا صورت می‌گرفت، از تحلیل پویای دما-جاب‌جایی به‌روش Explicit^۹

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 بررسی 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 بررسی‌های 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 ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد در کوره گرم و به مدت ۱۵ دقیقه در این نگره داشته شد تا یک‌نواختی در ترکیب شیمیایی و ساختار پیش از تغییر شکل حاصل شود. سپس نمونه بلافاصله در داخل کانال قالب مورد نظر قرار گرفت و سپس سنبه بر روی آن قرار 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



شکل ۲- منحنی‌های مربوط به تنش سیلان فولاد مورد پژوهش در دماهای مختلف (بر حسب درجه سانتی‌گراد)

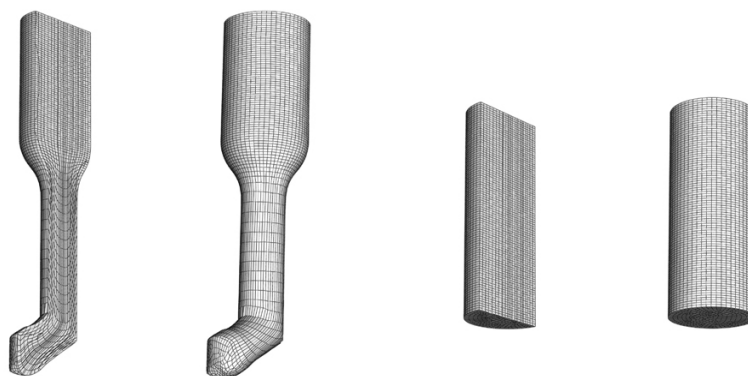
جدول ۲- خواص مختلف انتقال گرمایی مورد استفاده در تحلیل المان محدود فرایند

انتقال گرما از سطح نمونه به محیط از طریق تشعشع	ضریب تابش	۰/۶
	دمای محیط (°C)	۱۳
انتقال گرما از طریق هم‌رفتی	ضریب هم‌رفتی (W/(m ² .°C))	۱۵
	دمای محیط (°C)	۱۳
	فشار در فصل مشترک (MPa)	W/(m ² .°C) هدایت گرمایی در فصل مشترک
	۰	۵۰۰
انتقال گرما از طریق هدایت گرمایی بین سطح نمونه و قالب [۱۶]	۰/۰۳	۹۰۰
	۰/۸۵	۴۰۰۰
	۱۴	۶۵۰۰
	۸۵	۷۵۰۰
	$= 425 + (7.73 \times 10^{-1} T) - (1.69 \times 10^{-3} T^2) + (2.22 \times 10^{-6} T^3)$	
	دما (°C)	W/(m ² .°C) ضریب هدایت گرمایی
خواص فیزیکی و گرمایی نمونه فولادی	۲۵-۸۰۰	$54 - 33/3 \times 10^{-2} T$
	۸۰۰-۱۲۰۰	۲۷/۳
	چگالی = ۷۸۰۰ kg/m ³	

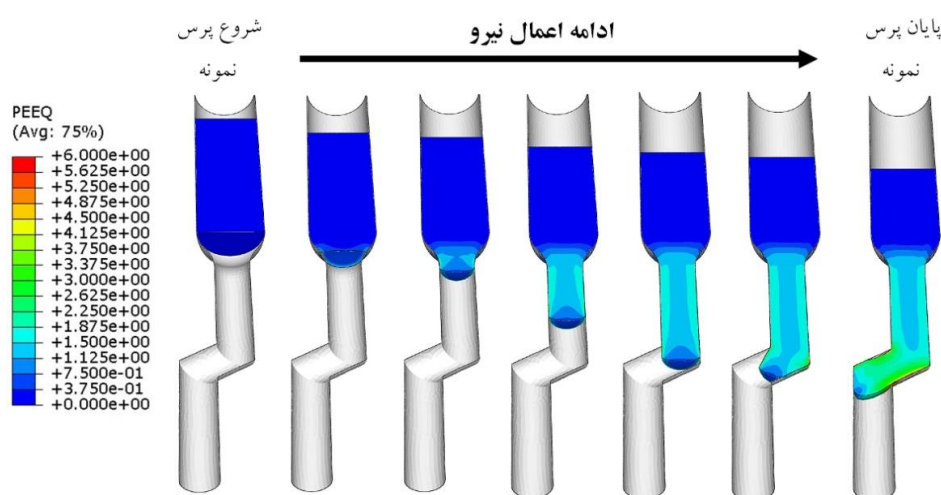
۳- نتایج و بحث

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

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



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



شکل ۴- نحوه سیلان 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. همان‌گونه که مشاهده می‌شود 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^{۱۱} در اثر اصطکاک بین سطح نمونه و قالب است.

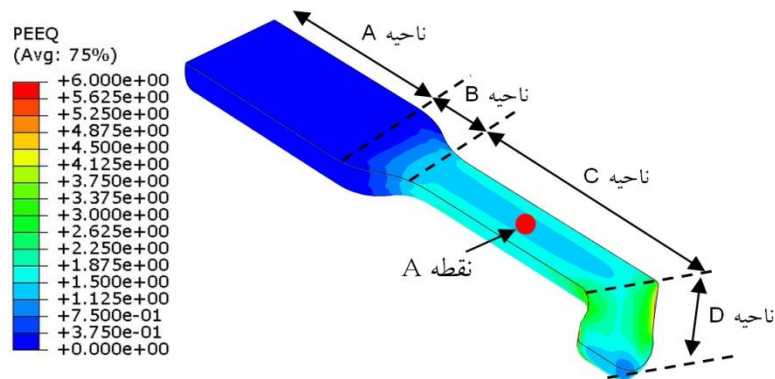
۳-۳- شبیه سازی نحوه توزیع دما در داخل نمونه

در شکل ۶ نحوه توزیع دما در نمونه درست پس از اتمام تغییر شکل در دماهای پیشگرم ۶۵۰، ۸۰۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. به‌خوبی مشاهده می‌شود که

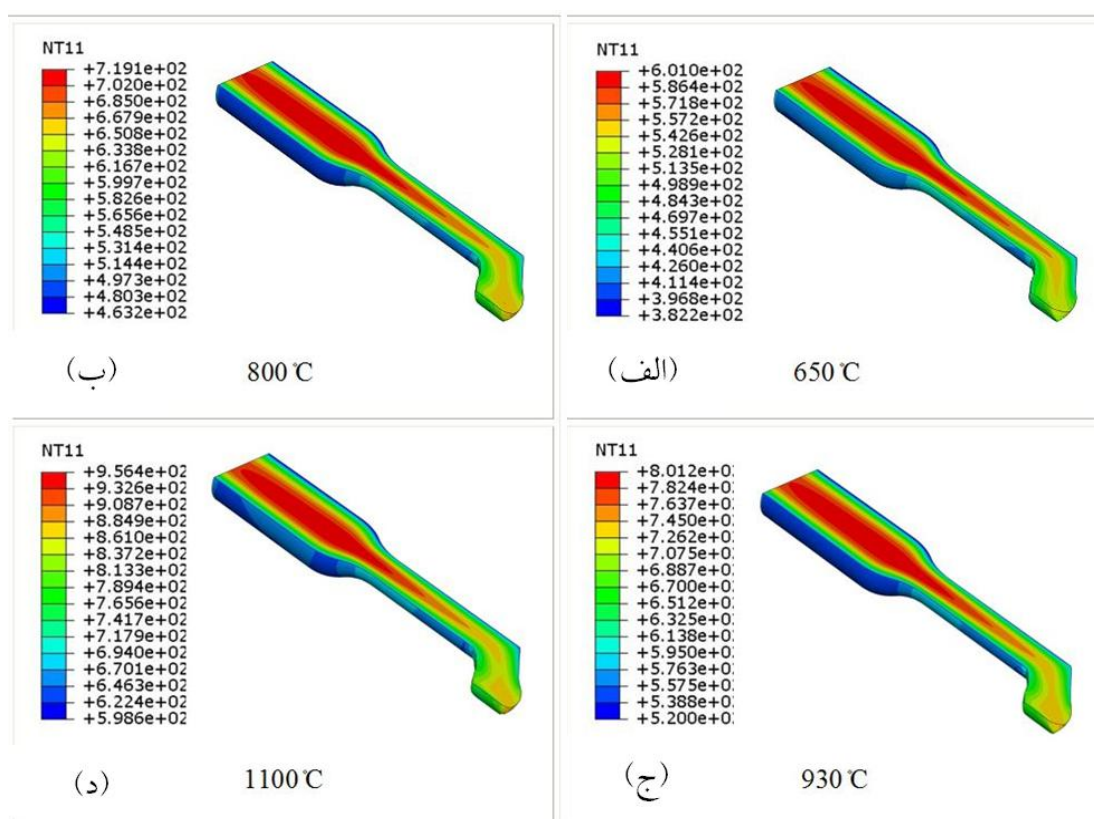
سیلان کشیده می‌شوند. میزان این کشیدگی به‌مقدار کاهش سطح مقطع در فرایند اکستروژن بستگی دارد. بنابراین ارتفاع المان‌ها به‌گونه‌ای انتخاب شدند که پس از مرحله اکستروژن، نسبت ارتفاع به دو بعد دیگر المان خیلی افزایش نیابد زیرا برای به‌دست آوردن نتیجه دقیق در مرحله ECAP نباید نسبت ارتفاع به سایر ابعاد المان از حد مشخصی بالاتر باشد. از سوی دیگر با کاهش بیش‌تر اندازه المان‌ها، زمان شبیه‌سازی افزایش می‌یابد 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 شروع تا



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

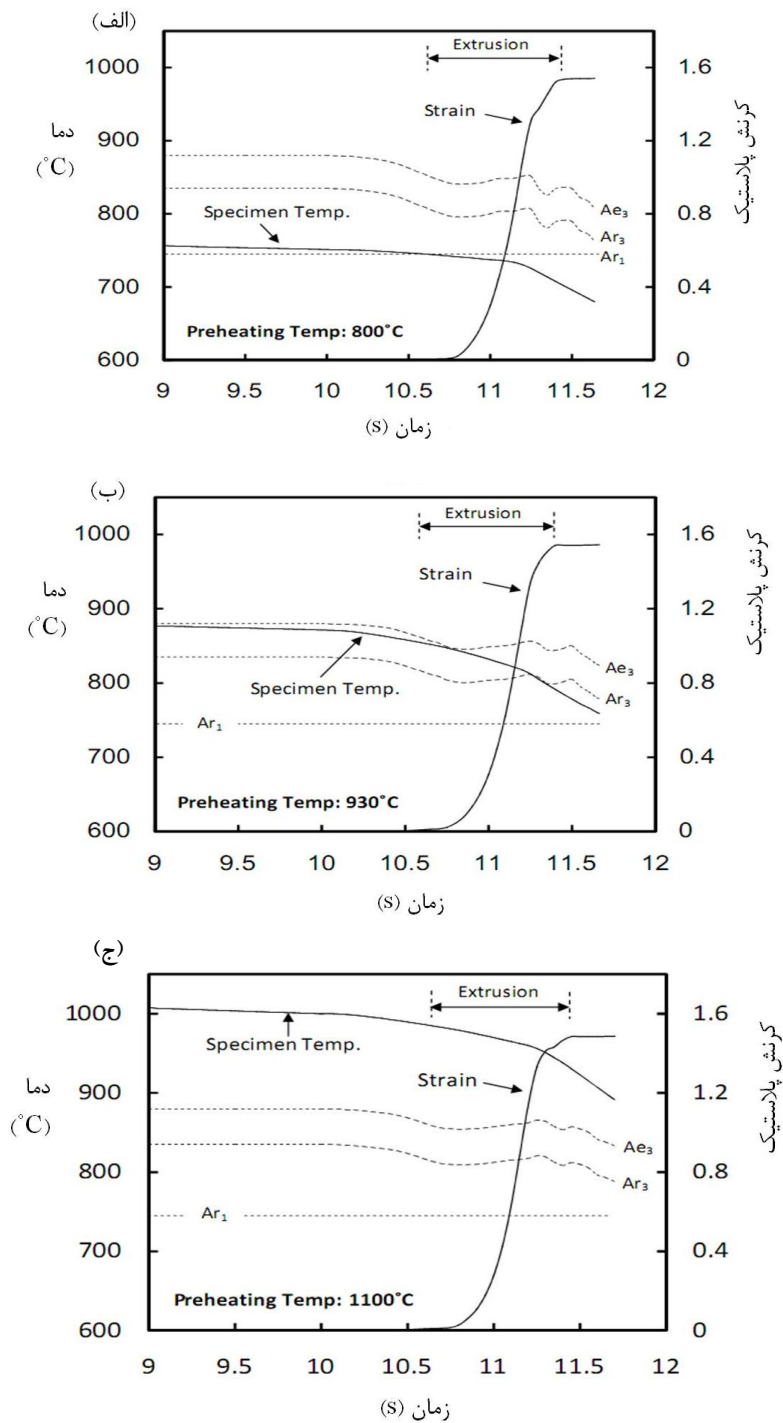


شکل ۶- توزیع دما در داخل نمونه‌ها درست پس از اعمال تغییر شکل پلاستیک با دمای پیشگرم (الف) ۵۶۰، (ب) ۸۰۰، (ج) ۹۳۰ و (د) ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (واحد دما در کنتورها درجه سانتی‌گراد است)

۳-۴- تعیین دمای پیشگرم مناسب برای دستیابی به ریزترین ساختار

برای تعیین مناسب‌ترین دمای تغییر شکل باید نحوه تغییرات دمایی در یک نقطه خاص از نمونه در حین تغییر شکل، به صورت تابعی از زمان مشخص شود. سپس از روی تغییرات

نواحی داخلی نمونه دارای بیشترین دما و نواحی نزدیک به سطح نمونه دارای کمترین دما است. این اختلاف دما بین نقاط داخلی و خارجی نمونه به دلیل انتقال گرما از سطح نمونه و همچنین ایجاد گرمای ناشی از تغییر شکل در نقاط درونی نمونه است.



شکل ۷- تغییرات دما و کرنش اعمالی در نقطه A از نمونه به صورت تابعی از زمان در دمای پیشگرم (الف) ۱۱۰۰، (ب) ۹۳۰ و (ج) ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد

مربوطه را مشخص نمود. بدین صورت مناسب‌ترین دمای پیشگرم مشخص می‌شود. در شکل ۷ تغییرات دمایی در نقطه A از نمونه (شکل ۳) در طول مدت زمان اعمال تغییر شکل در

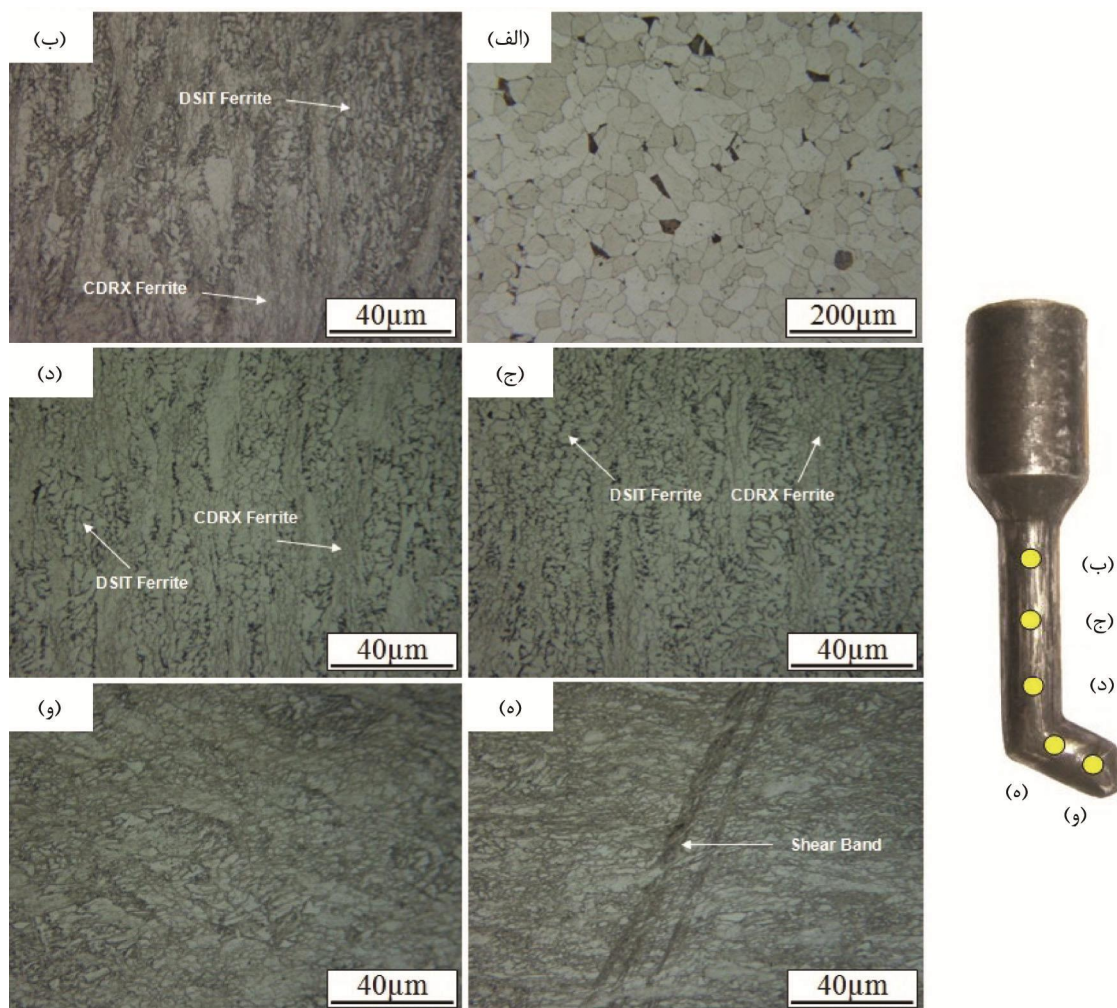
دمایی می‌توان گستره فازی اعمال تغییر شکل و هم‌چنین میزان تغییر شکل اعمالی بر روی فاز مربوطه را مشخص کرد. از روی این اطلاعات می‌توان مکانیزم ریز شدن دانه‌ها در دمای پیشگرم

روی فولاد اعمال می‌شود. در این گستره دمایی (گستره کارگرم فاز فریت) تبلور مجدد دینامیکی در فاز فریت اتفاق می‌افتد. تبلور مجدد دینامیکی در فاز فریت به دو نوع پیوسته و غیر پیوسته است که به پارامتر زندهولومون بستگی دارد. نتایج شبیه سازی نشان داد که پارامتر زندهولومون در حین اکستروژن در گستره 10^{12} تا $10^{14} \times 1/2$ قرار دارد. نتایج پژوهش‌ها نشان داده‌است که در گستره 10^{12} تا 10^{14} تبلور مجدد دینامیکی پیوسته در فاز فریت اتفاق می‌افتد [۲۳]. در اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته، دانه‌هایی فوق‌ریز و با اندازه کم‌تر از یک میکرومتر به دست می‌آید. با این حال ساختار حاصل از تبلور مجدد دینامیکی پیوسته اغلب غیر یکنواخت است. با توجه به توضیحات فوق دمای 930°C درجه سانتی‌گراد به‌عنوان دمای مناسب برای اعمال تغییر شکل انتخاب شد.

۳-۵- تحلیل ریز ساختار حاصل از اعمال تغییر شکل در دمای پیشگرم 930°C درجه سانتی‌گراد

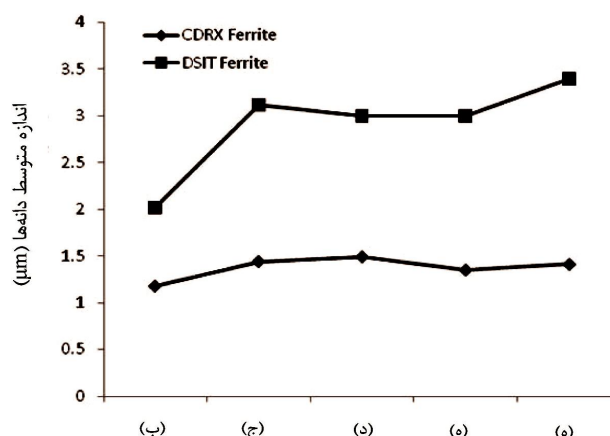
در شکل ۸ تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار اولیه (الف) و هم‌چنین ساختار نقاط مختلف نمونه تغییر شکل داده شده بر روی صفحه موازی جهت سیلان فلز در داخل کانال قالب، نشان داده شده است. ساختار اولیه فولاد شامل 95% فاز فریت با اندازه میانگین دانه‌های 32 میکرومتر و بقیه پرلیت است. ساختار پس از اعمال تغییر شکل شامل دو نوع فریت است که با مکانیزم‌های مختلفی تشکیل شده‌اند. همان‌گونه که در شکل مشخص است بعضی از دانه‌های فریت که در مرز آن‌ها کاربیدهای ریز وجود دارند در اثر دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت (DSIT) تشکیل شده‌اند. از سویی مشاهده می‌شود در برخی از نواحی، دانه‌های فریت به‌صورت کشیده شده وجود دارد که در داخل آن دانه‌های بسیار ریز فریت به‌صورت هم محور تشکیل شده‌اند. این دانه‌ها در اثر تغییر شکل فاز فریت و وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) 14° در آن تشکیل شده‌اند. در شکل ۹ میانگین اندازه دانه‌های فریت حاصل از DSIT و CDRX در نقاط مختلف

دماهای پیشگرم مختلف نشان داده شده است. هم‌چنین تغییرات دماهای بحرانی فولاد به‌همراه کرنش اعمالی بر روی نقطه A آورده شده است. همان‌طور که مشخص است در دمای پیشگرم 1100°C درجه سانتی‌گراد، تغییر شکل بر روی نقطه A در حین سرد شدن پیوسته و در گستره دمایی 980°C تا 920°C درجه سانتی‌گراد اعمال می‌شود. در این گستره فاز آستنیت (γ) پایدار است. بنابراین می‌توان پیش‌بینی کرد که با دمای پیشگرم 1100°C درجه سانتی‌گراد تغییر شکل با میزان کرنش حدود $1/4$ بر روی فاز آستنیت اعمال می‌شود و در ادامه با سرد شدن نمونه، فاز فریت از آستنیت تغییر شکل یافته تشکیل می‌شود. به این دگرگونی آستنیت به فریت، دگرگونی ترغیب شده توسط کرنش (SAT) 12° نامیده می‌شود [۱۷، ۱۸]. از این طریق دانه‌های فاز فریت در ساختار نهایی تا اندازه 2 تا 5 میکرومتر قابل ریز شدن است [۱۹]. در دمای پیشگرم 930°C درجه سانتی‌گراد، تغییر شکل بر روی نقطه A در حین سرد شدن پیوسته و در گستره دمایی 845°C تا 790°C درجه سانتی‌گراد اعمال می‌شود. همان‌گونه که مشخص است این گستره دمایی در حین تغییر شکل مابین دو دمای بحرانی Ae_3 و Ar_3 قرار دارد. در این گستره دمایی فاز آستنیت به‌صورت شبه پایدار است. به‌گونه‌ای که با اعمال تغییر شکل بر روی فاز آستنیت در این گستره دمایی، دگرگونی آستنیت به فریت در حین تغییر شکل اتفاق می‌افتد. به این پدیده دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت (DSIT) 13° گفته می‌شود [۲۰]. پژوهش‌های انجام گرفته توسط پژوهشگران مختلف نشان داده است که از طریق دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت می‌توان اندازه دانه‌های فریت در ساختار نهایی را تا کمتر از 2 میکرومتر نیز ریز کرد [۲۱]. از طرفی به دلیل ایجاد چگالی بالایی از عیوب مختلف در فاز آستنیت علاوه بر مرز دانه‌ها، چگالی بالایی از مراکز جوانه زنی فاز فریت در داخل دانه‌های آستنیت فعال می‌شوند که در نتیجه آن ساختار بسیار یکنواخت از نظر اندازه دانه ایجاد می‌شود [۲۲]. در دمای پیشگرم 800°C درجه سانتی‌گراد، تغییر شکل در حین سرد شدن از 750°C تا 710°C بر



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از الف) ساختار اولیه فولاد و ب- و) ساختار پس از اعمال تغییر شکل در نقاط مختلف نمونه بر روی صفحه موازی جهت سیلان فولاد

نمونه نشان داده شده است. در حالت کلی مشاهده می‌شود دانه‌های فریت حاصل از دگرگونی تحت کرنش آستنیت به فریت، درشت‌تر از دانه‌های فریت حاصل از تبلور مجدد دینامیکی اند. دلیل این امر را می‌توان ناشی از تفاوت مکانیزم تشکیل دانه‌ها و همچنین سرعت حرکت مرز دانه‌ها دانست. دانه‌های فریت حاصل از DSIT با مکانیزم جوانه زنی و رشد تشکیل می‌شوند در حالی که دانه‌های حاصل از CDRX با تشکیل مرزهای فرعی و به دنبال آن جذب نابه‌جایی‌های زمینه و افزایش تدریجی زاویه عدم تطابق مرزها و در نهایت تبدیل مرزهای کم زاویه به مرزهای بزرگ زاویه تشکیل می‌شوند. از آنجایی که در گستره دمایی تغییر شکل، تحرک فصل مشترک

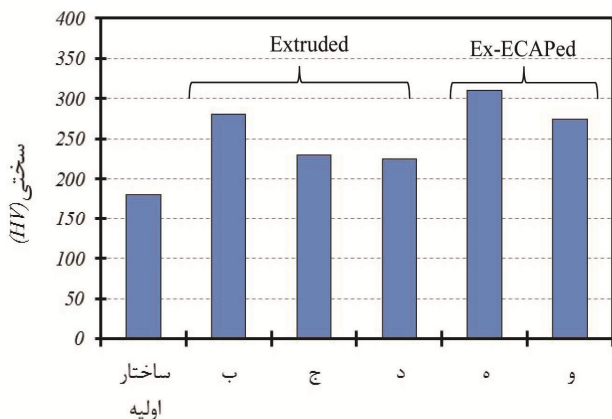


شکل ۹- اندازه دانه‌های فریت حاصل از دگرگونی تحت کرنش دینامیکی آستنیت به فریت (DSIT) و تبلور مجدد دینامیکی فاز فریت (CDRX) در نقاط مختلف نمونه تغییر شکل داده شده

مجاورت محل‌های 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 این میزان کرنش کم‌تر از کرنش بحرانی برای تشکیل ساختاری به اندازه دانه‌های در حد یک میکرومتر است. حضور فاز مارتنزیت در این نقطه از نمونه نیز نشان می‌دهد کرنش اعمالی بر روی آستنیت کم‌تر از حدی بوده است که رشد دانه‌ها با برخورد مرز دانه‌ها در مراحل اولیه تغییر شکل متوقف شود (در این صورت نباید مارتنزیتی در ساختار دیده شود). با دور شدن از مجاورت منطقه اکستروژن اندازه میانگین دانه‌های حاصل از DSIT به ۳/۱ رسیده، کسر حجمی آن‌ها نیز افزایش پیدا کرده است. علاوه بر این فاز غیرتعادلی در این ناحیه از نمونه (نقطه ج) در شکل ۸) مشاهده نمی‌شود. از آنجایی که کرنش اعمالی بر روی ساختار این ناحیه مشابه ناحیه نزدیک به منطقه اکستروژن است اختلاف در ساختار را می‌توان به تفاوت در سرعت سرد شدن در این دو ناحیه نسبت داد (اثر سرد کنندگی قالب در فشارهای مختلف). به عبارت دیگر اندازه دانه‌های حاصل از DSIT (در حالتی که کرنش اعمالی کم‌تر از کرنش بحرانی لازم برای تشکیل ساختار یک میکرومتری است) در اثر بالا بودن سرعت سرد شدن در نقطه (الف) تا حدودی کنترل شده و پیش از برخورد دانه‌های فریت جوانه زده شده به هم‌دیگر، در اثر بالا بودن سرعت سرد شدن، حرکت مرزها متوقف شده است. این در حالی است که در مورد نقاط مختلف دیگر ناحیه بین اکستروژن و ECAP، سرعت سرد شدن پس از تغییر شکل کم‌تر از مقداری است که حرکت مرزها را پیش از برخورد آن‌ها به هم‌دیگر متوقف کند. بنابراین در این نقاط تنها فاز 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 می‌یابد. 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 می‌دهد که رشد دانه‌ها با برخورد مرز دانه‌های فریت حاصل از DSIT

بین دو فاز آستنیت 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 نمی‌افتد [۲۴]. به این کرنش، کرنش بحرانی برای شروع دگرگونی دینامیکی تحت کرنش گفته می‌شود که مقدار آن برای فولادهای کم کربن و میکروآلیاژی در گستره ۰/۲-۰/۴ قرار دارد. از سوی دیگر برای این که بتوان از طریق وقوع دگرگونی DSIT به فولاد فریتی با ساختار نهایی یکنواخت و فوق ریزدانه و در حد یک میکرومتر دست یافت، باید میزان کرنش اعمالی بیش‌تر 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 این کرنش در حدود ۳ است. اگر میزان کرنش اعمالی بیش‌تر از این مقدار بحرانی باشد ساختار نهایی حاصل از دگرگونی DSIT به سرعت سرد کردن پس از اعمال تغییر شکل 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 بیش‌تر می‌شود. 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 می‌شود. به عبارت دیگر کنترل اندازه دانه‌های حاصل از DSIT به منظور دستیابی به ساختار فریتی میکرومتری به دلیل رشد سریع دانه‌ها پس از جوانه‌زنی، فقط از طریق برخورد مرز دانه‌ها درست در مراحل اولیه پس از تغییر شکل امکان‌پذیر است و این امر فقط از طریق بالا بردن چگالی مراکز جوانه‌زنی فریت در فاز آستنیت (با اعمال کرنش بالا بر روی آستنیت) می‌تواند انجام گیرد. مشاهده می‌شود کوچکترین اندازه دانه حاصل از دگرگونی تحت کرنش در



شکل ۱۰- سختی میانگین نمونه در نقاط مختلف نشان داده شده در شکل ۸

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 به دست آمده به صورت زیر است:

۱- توزیع کرنش پلاستیک در نمونه به دلیل وجود اصطکاک بین دیواره قالب و نمونه، غیریکنواخت است. به گونه‌ای که نواحی داخلی نمونه کرنش پایین‌تری 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 سانتی‌گراد، تغییر شکل بر روی فاز آستنیت در گستره Ae_3 و Ar_3 اعمال می‌شود. در این گستره دمایی دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت اتفاق می‌افتد.

۴- ساختار حاصل از اعمال تغییر شکل در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد شامل دو نوع فریت است؛ یکی فریت حاصل از دگرگونی دینامیکی تحت کرنش آستنیت به فریت که در مرز آن‌ها کاربیدهای ریز وجود دارند و

کنترل شده و اختلاف در سرعت سرد شدن در این نواحی به‌حدی 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 آن‌جایی که این ناحیه از نمونه از ۳ تا ۴ میلی‌متر پایین نمونه اولیه به دست آمده است، مطابق نتایج تحلیل المان‌های محدود، کرنش اعمالی به این ناحیه از نمونه در مرحله اکستروژن کم‌تر از نقاط دیگر است. بنابراین افزایش اندازه میانگین دانه‌ها در این ناحیه به $4/3$ میکرومتر می‌تواند به دلیل 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 یافته است. دلیل این افزایش سختی کاهش اندازه دانه‌های فریت به دو میکرومتر و همچنین حضور فاز مارتنزیت در ساختار است. سختی در نقطه (ج) و (د) تقریباً یکسان و در حدود ۲۳۰ ویکرز است و کاهش آن نسبت به نقطه (الف) به دلیل درشت‌تر بودن دانه‌های فریت در ساختار است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود سختی نقاط (د) و (ه) که تحت دو مرحله تغییر شکل قرار گرفته‌اند (اکستروژن - پرس در کانال‌های 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 به دلیل بالا بودن چگالی نابه‌جایی‌ها در داخل دانه‌های فریت است.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر برای نخستین بار برای فرآوری 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 فریت حاصل از CDRX در گستره یک تا ۱/۵ میکرومتر به دست آمد.

دیگری فریت حاصل از تبلور مجدد دینامیکی پیوسته فریت که ریزتر است و در مرز آنها کاربرد وجود ندارد.

۵- اندازه دانه‌های فریت حاصل از DSIT در گستره دو تا سه

واژه‌نامه

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
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

1. Langdon, T.G., "The Processing of Ultrafine Grained Materials through the Application 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 Processing 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., 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.
9. 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.
10. 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.
11. Stráská, J., Janeček, M., 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.
12. 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.
13. 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.

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 Rise during Equal Channel Angular Pressing", *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 303-308, 2003.
17. 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.
18. 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.
21. Hickson, M.R., Gibbs, R. K. and Hodgson, 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.