

پیش‌بینی تغییرات بافت کریستالی در فولاد IF حین آزمون پیچش گرم

علیرضا کلاهی*

پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، کرج، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۵/۱۱/۲، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۵/۱۲/۲، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۵/۱۲/۷

چکیده بررسی تاثیر بافت کریستالی بر طراحی و کنترل خواص مکانیکی و فیزیکی نهایی قطعات صنعتی امروزه به یک نیاز اساسی تبدیل شده است. برای آن‌که شبیه‌سازی بافت کریستالی کارایی لازم را داشته باشد و پارامترهایی که بافت کریستالی را کنترل می‌کنند به درستی انتخاب شود باید روش شبیه‌سازی و مدلی که استفاده می‌شود به درستی تعیین گردند. در این مقاله تمرکز بر معرفی یک روش مناسب مبتنی بر ترکیب شبیه‌سازی المان محدود با مدل پلاستیسیته کریستالی خودسازگار می‌باشد. با استفاده از شبیه‌سازی المان محدود و مدل پلاستیسیته کریستالی، تغییرات بافت کریستالی یک فولاد IF بعد از آزمون پیچش گرم پیش‌بینی گردید. برای اطمینان از صحت مدل، آزمون پیچش گرم در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد بر نمونه‌های فولادی اعمال گردید و بافت کریستالی نمونه‌ها توسط روش پراش الکترون برگشتی به دست آمد و با نتایج شبیه‌سازی مقایسه شدند که تطبیق قابل توجهی بین نتایج تجربی و شبیه‌سازی مشاهده گردید. در این تحقیق نشان داده شد که روش تاریخچه متغیر تغییر شکل و روش به‌کار گرفته شده در این تحقیق می‌تواند بافت کریستالی و از جمله جهات کریستالی ایده‌آل و شدت بافت کریستالی نهایی را دقیق‌تر پیش‌بینی نماید.

کلمات کلیدی: بافت کریستالی، شبیه‌سازی، المان محدود، پلاستیسیته کریستالی، پیچش گرم.

Simulation of Texture Evolution during Warm Torsion of IF Steel

Alireza Kolahi*

Materials and Energy Research Center, Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Karaj, Iran.

Abstract The introduction of texture in designing and controlling the final mechanical and physical properties of the final industrial product has become more essential in these days. Using an efficient way to simulate the texture and decide on the effective parameters that controls the texture needs a proper models and simulation technique. This paper is focused on introducing a proper technique based on combination of Finite element simulation with viscoplastic self-consistent crystal plasticity model. Using Finite element simulation and crystal plasticity model it was tried to predict the texture evolution after warm torsion test on IF steels. The results of simulation compared with results of practical warm torsion at 300°C. The warm torsion texture of practical samples was calculated using Electron Back Scattered Diffraction (EBSD) technique. It was showed that the variable deformation history and the used technique in this paper can reproduce the texture more accurately in term of ideal orientations and intensity of the final texture.

Keywords: Texture, Simulation, Finite Element, Crystal Plasticity, Warm Torsion.

۱- مقدمه

تحقیق حاضر روی شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستال‌های فرآیند پیچش گرم^۶ متمرکز شده است تا تغییرات بافت کریستالی را حین فرآیند تعیین نماید. در این تحقیق، کمی‌سازی میزان تغییرشکل برشی و تاثیری که بر تغییرات بافت کریستالی می‌گذارد اهمیت فراوانی دارد. تغییرشکل‌های برشی مبنای روش‌های مختلفی در تغییرشکل‌های شدید پلاستیکی^۷ بوده که در آن‌ها هندسه قطعه تغییر چندانی نمی‌نماید اما تغییرشکل‌های شدید برشی بر ماده اعمال می‌گردد [۱۴-۱۶].

آزمون پیچش گرم یکی از روش‌های متداول جهت تعیین ویژگی‌های تغییرشکل ماده به‌ویژه در دماهای بالا می‌باشد. هنگام آزمون پیچش، دانه‌ها در راستای پیچش کشیده می‌شوند. برای نخستین بار رز^۸ و استو^۹ [۱۷] نشان دادند که تغییرات ریزساختار به میزان زیادی به بافت کریستالی اولیه بستگی دارد. بازیנסکی^{۱۰} و جوناس^{۱۱} [۱۸] تحقیق جامعی بر روند تغییرات بافت کریستالی در مواد با شبکه کریستالی مکعب مرکزدار^{۱۲} (BCC) در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت انجام دادند. متداول‌ترین جهت‌گیری‌های کریستالی ایده آل^{۱۳} و فیبرهای جزئی^{۱۴} که حین برش ساده (مشابه شرایط تنش در آزمون پیچش) به‌وجود می‌آیند در جدول ۱ و شکل ۱ نشان داده شده‌اند.

جدول ۱. جهات کریستالی ایده‌آل که در اثر برش ساده ایجاد

می‌شوند [۱۸].

Orientation	shear plane	Shear direction	ϕ_1	ϕ	ϕ_2
D1	(1 1 $\bar{2}$)	[1 1 1]	125.3	45	0
D2	($\bar{1}$ $\bar{1}$ 2)	[1 1 1]	54.7	45	0
E1	(0 1 $\bar{1}$)	[1 1 1]	39.2	65.9	26.6
E2	(0 $\bar{1}$ 1)	[1 1 1]	90	35.3	45
F	(1 1 0)	[0 1 1]	180	45	0
J1	(0 $\bar{1}$ 1)	[$\bar{2}$ 1 1]	30	54.7	45
J2	(1 $\bar{1}$ 0)	[$\bar{1}$ $\bar{1}$ 2]	90	54.7	45

امروزه در کاربردهای صنعتی، به‌کارگیری روش‌های پیش‌بینی رفتار ماده ضروری می‌باشد. کاهش میزان آزمون و خطا در روش‌های تجربی و هم‌چنین افزایش میزان دستاوردهای علمی که در بهینه‌سازی فرآیندها به‌دست می‌آیند از جمله دلایل استفاده از شبیه‌سازی در پیش‌بینی خواص مواد می‌باشد. بافت کریستالی^۱ یکی از مهمترین پارامترهایی است که خواص فیزیکی و مکانیکی ماده را تعیین می‌نماید. اگر بخواهیم در صنعت شکل‌دهی فلزات، موادی با خواص ویژه و فوق‌العاده تولید شود یکی از الزامات آن استفاده از مدلی است تا تغییرات بافت کریستالی را حین فرآیند مکانیکی حرارتی^۲ طراحی و کنترل نماید. روش‌های مدل‌سازی متعددی جهت دستیابی به این هدف وجود دارند. از مدل بسیار ساده تیلور^۳ [۱] تا روش‌های پیچیده‌ای مانند المان محدود پلاستیسیته کریستال‌ها^۴ (CPFEM) [۲] در محدوده این مدل‌ها قرار می‌گیرند و از مدل‌های کلاسیک پلاستیسیته کریستال‌ها می‌توان در مدل‌سازی بهره‌گرفت [۳ و ۴]. با این حال انتخاب یک مسیر صحیح تاثیر فراوانی بر نتیجه نهایی شبیه‌سازی می‌گذارد. با این‌که مدل‌های CPFEM منجر به نتایج بسیار دقیقی می‌گردند اما از نظر پیچیدگی و میزان محاسبات ممکن است مقرون به‌صرفه نباشند. مدل تیلور بسیار ساده بوده و محاسبات آن به‌راحتی و به‌سرعت انجام می‌شود اما تنها تعدادی از روندهای منطقی را می‌تواند نشان دهد [۵].

در میان روش‌های مدل‌سازی، ترکیب محاسبات المان محدود کلاسیک با محاسبات پلاستیسیته کریستال‌های مناسب می‌تواند نتایج بسیار خوب و قابل‌توجهی را ارائه نماید [۶ تا ۸]. با داشتن تاریخچه تغییرشکل، مدل‌های پیشرفته پلاستیسیته کریستال‌ها مانند مدل خودسازگار ویسکو-پلاستیک^۵ (VPSC) [۹] می‌تواند برای پیش‌بینی تغییرات بافت کریستالی به‌کار گرفته شود. در منابع مختلف این روش تطبیق بسیار خوبی با نتایج تجربی نشان داده است [۱۰-۱۳].

⁶Warm Torsion

⁷ Severe Plastic Deformation Techniques

⁸Rose

⁹Stuwe

¹⁰Baczynski

¹¹Jonas

¹²Body Centered Cubic

¹³Ideal Orientations

¹⁴Partial Fibers

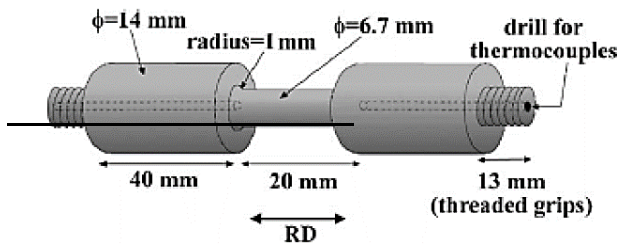
¹Texture

²Thermo-mechanical Processing

³Taylor Model

⁴ Crystal Plasticity Finite Element Methods

⁵Visco-Plastic Self-Consistent



شکل ۲. تصویر شماتیک نمونه آزمون پیچش.

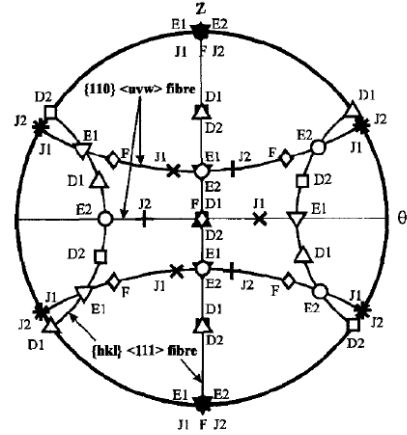
بعد از پیچش گرم، مقطعی عمود بر سطح آزاد نمونه تهیه شد که پس از مانت شدن و سنباده زنی و پولیش، مورد مطالعات ریزساختاری قرار گیرد. برای بررسی تغییرات بافت کریستالی در نمونه‌ها، از روش پراش الکترون‌های برگشتی^۶ (EBSD) استفاده گردید. این آزمون توسط میکروسکوپ الکترونی LEO 1530 FE-SEM صورت گرفت. به منظور نشان دادن دانه‌های با قطر کوچک‌تر از یک میکرومتر و همچنین دست‌یابی به تصاویر EBSD با کیفیت، فاصله بین هر روبش متوالی^۷ ۵۰ نانومتر انتخاب گردید. برای تعیین بافت کریستالی نمونه‌ها، از نرم افزار HKL Technology استفاده گردید. تابع توزیع جهت کریستالی^۸ (ODF) و تصاویر قطبی نمونه‌های پیچش از نرم افزار فوق‌الذکر استخراج گردیدند تا در تصدیق نتایج شبیه‌سازی به‌کار گرفته شوند.

۲-۲ رویه شبیه‌سازی و بررسی عددی

چنانچه قبل‌تر بیان گردید، روش‌های موجود برای مدل نمودن بافت کریستالی تغییرشکل بر دو بخش اساسی تمرکز دارند: ۱- مقیاس ماکروسکوپی یعنی تاریخچه تغییرشکل ماکروسکوپی به شکل موثر و دقیقی توسط روش المان محدود (FEM) تعیین شود و ۲- تعیین خواص کریستالوگرافی توسط مدل‌های پیشرفته‌ای مانند مدل VPSC. بنابراین، بخش FEM پاسخگوی تاریخچه دقیق تغییرشکل ماکروسکوپی بوده و مدل VPSC پاسخگوی شبیه‌سازی میکروسکوپی می‌باشد. در قسمت بعدی، اطلاعات دقیق هر بخش تشریح می‌گردد.

۲-۳ شبیه‌سازی المان محدود

در این تحقیق تلاش گردیده فرآیند محاسبه، مرحله به مرحله نشان داده شود و در نهایت، با نتایج تجربی مقایسه گردند. نتایج تجربی توسط آزمون پیچش گرم واقعی به‌دست آمدند. نتایج از تطبیق بسیار مناسب شبیه‌سازی با نتایج تجربی حکایت می‌نماید.



D1	△ {112}<111>	F	◇ {110}<001>	E1	▽ {011}<111>
D2	□ {112}<111>			E2	○ {011}<111>
J1	× {011}<211>			J2	+ {110}<112>

شکل ۱. تصویر قطبی^۱ {110} که در آن جهات کریستالی ایده‌آل ناشی از برش ساده نشان داده شده است [۱۸].

۲- روش تحقیق

۲-۱ فرآیند تجربی

ماده‌ای که در این تحقیق به‌کار گرفته شده است فولاد عاری از عناصر بین‌نشین^۵ (IF) تیتانیوم‌دار می‌باشد که ترکیب شیمیایی آن به اختصار در جدول ۲ نشان داده شده است.

جدول ۲. ترکیب شیمیایی فولاد IF مورد استفاده در این تحقیق.

عصر	C	N	Mn	P	Cu	Ni	Ti
شیمیایی							
Wt.%	۰/۰۰۶	۰/۰۰۲	۰/۱۵۳	۰/۰۰۷	۰/۰۰۵	۰/۰۰۷	۰/۰۰۸

فولاد اولیه صفحه‌ای با ضخامت ۲۶ میلی‌متر بود که نمونه‌های استاندارد پیچش طبق شکل شماره ۲ از آن ماشین‌کاری گردیدند. برای از میان بردن ساختار ریخته‌گری، بعد از حرارت دادن در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، آزمون پیچش داغ در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ کرنش 1 s^{-1} و کرنش ۰/۴ طی سه مرحله مشابه روی نمونه‌ها اعمال گردید.

^۶Electron Back Scattered Diffraction

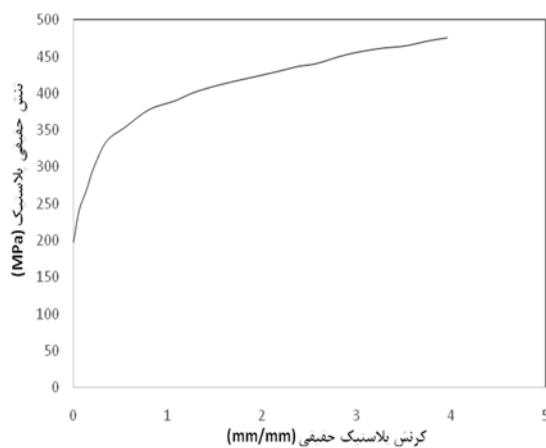
^۷Scanning Steps

^۸Orientation Distribution Function

^۱ Pole Figure

^۵ Interstitial Free

با استفاده از این اطلاعات و فرضیات، تاریخچه تغییرشکل یک المان سطحی به عنوان خروجی تاریخچه استخراج می‌گردد. اجزای تنسور کرنش لاگرانژی برای المان معرفی شده، در شکل ۵ نشان داده می‌شود. همان‌گونه که مشاهده می‌شود تغییرشکل تنها یک حالت برش ساده نیست بلکه اجزای کششی و فشاری نیز وجود دارند که تاثیر زیادی بر تکسچر نهایی می‌گذارند. این شرایط تغییرشکل می‌تواند به‌طور مستقیم وارد کد VPSC شود.

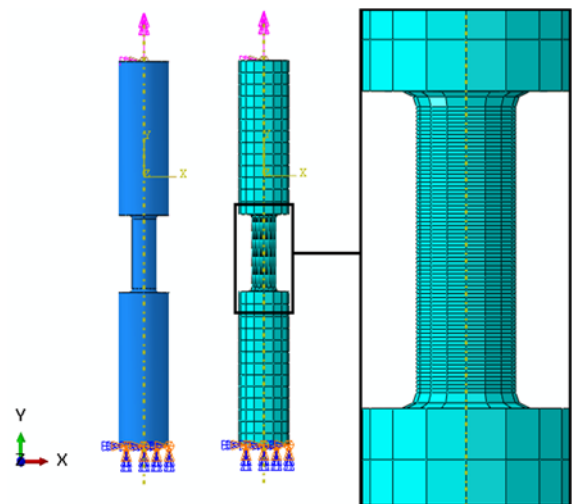


شکل ۴. منحنی سیلان فولاد IF در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد.

به دلیل تعدد درجات آزادی در مسائل پیچش، برای کاهش حجم محاسبات باید از روش دینامیک صریح^۲ استفاده شود. برای بهبود بیشتر سرعت محاسبات از مقیاس‌گذاری جرمی^۳ هم استفاده گردید. به دلیل استفاده از این تقریب‌ها، در انتهای شبیه‌سازی نسبت انرژی جنبشی به انرژی داخلی را بررسی شد اگر این نسبت کمتر از پنج درصد باشد، صرف‌نظر کردن از اثرات دینامیکی تاثیر قابل‌توجهی روی صحت محاسبات نخواهد داشت. به منظور اطمینان از کیفیت المان‌ها و همین‌طور اجتناب از اعوجاج مش^۴ (شبه بندی) از مش‌بندی انطباقی لاگرانژی-اولری^۵ استفاده گردید.

بعد از شبیه‌سازی، تاریخچه تغییرشکل که به وسیله اجزای تنسور کرنش پلاستیک محاسبه گردید جهت تعیین تنسور گرادین سرعت به کار گرفته شد. تنسور گرادین سرعت با اعمال رابطه (۱) بر هریک از المان‌ها می‌تواند به دست آید.

برای محاسبه تاریخچه تغییرشکل میکروسکوپی، شبیه‌سازی المان محدود توسط نرم افزار ABAQUS که یک نرم افزار تجاری FEM است انجام شد [۱۹]. برای مدل‌سازی فرآیند پیچش گرم به دلیل ماهیت نامتقارن فرآیند از یک مدل سه‌بعدی استفاده گردید. پیکربندی مدل و شرایط مرزی به کار گرفته شده در شکل ۳ نشان داده شده‌اند. چنان‌که مشاهده می‌شود یک سرعت زاویه‌ای متناسب با نرخ کرنش 1 s^{-1} بر قسمت بالایی اعمال و شرایط مرزی به‌طور کامل محدود بر سطح پایینی نمونه اعمال گردیده است. ۴۶۰۸ المان از نوع المان‌های شش گوشه خطی C3D8R به کار گرفته شد تا مقطع میانی نمونه پیچش تقسیم‌بندی گردد. این بخش میانی دارای المان‌های ظریف‌تری نسبت به شانه نمونه دارد زیرا تغییرشکل به‌طور عمده بر این ناحیه اعمال و تغییرشکل در شانه‌های نمونه قابل صرف‌نظر کردن است. شانه‌ها در کل دارای ۲۰۸۰ المان هستند. اندازه المان در ناحیه مرکزی با استفاده از آنالیز حساسیت تغییرشکل به دست آمد. این نوع تقسیم‌بندی نمونه این مزیت را دارد که زمان محاسبات برای شبیه‌سازی در مقایسه با حالتی که اندازه المان همگن در کل نمونه وجود دارد کمتر می‌باشد.



شکل ۳. هندسه مساله، شرایط مرزی و روش تقسیم بندی به کار گرفته شده.

مدول یانگ فولاد IF معادل با ۲۱۰ GPa و ضریب پواسون برابر با ۰٫۳۳ در نظر گرفته شدند. رفتار پلاستیک فولاد IF به صورت سخت‌شدن همسانگرد^۱ در نظر گرفته شد و منحنی سیلان در شکل ۴ نشان داده شده است.

² explicit dynamics

³ Mass scaling

⁴ mesh distortion

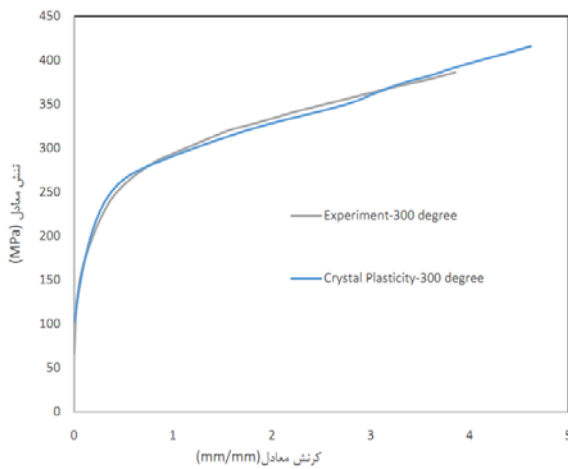
⁵ Adaptive Lagrangian-Eulerian remeshing

¹Isotropic

آزمون پیچش که در بخش بعد ارائه می‌شوند اعتبارسنجی شدند. در تحقیق حاضر، از سایر سازوکارهای سخت‌شدن صرف‌نظر گردیده است.

۲-۵ روش اعتبارسنجی^۲

در هر شبیه‌سازی نتایج به‌دست آمده باید اثبات شوند که قابل اعتماد و اطمینان هستند. مقایسه نتایج شبیه‌سازی با نتایج تجربی به‌دست آمده اطمینان را حاصل می‌نماید که پارامترها و مدل به‌کار گرفته شده در این شبیه‌سازی به‌درستی انتخاب شده‌اند. در این‌جا مبنای اعتبارسنجی به‌کار گرفته شده انطباق منحنی تنش کرنش حاصل از شبیه‌سازی با نتایج تجربی آزمون پیچش گرم می‌باشد. شکل ۶ منحنی سیلان شبیه‌سازی و تجربی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که به وضوح در این شکل مشخص است منحنی سیلان شبیه‌سازی و تجربی انطباق بسیار قابل قبولی داشته و نشان می‌دهد روش به‌کار گرفته شده از دقت و صحت برخوردار بوده و انتخاب خوبی برای پارامترهای سخت‌شدن می‌باشد.



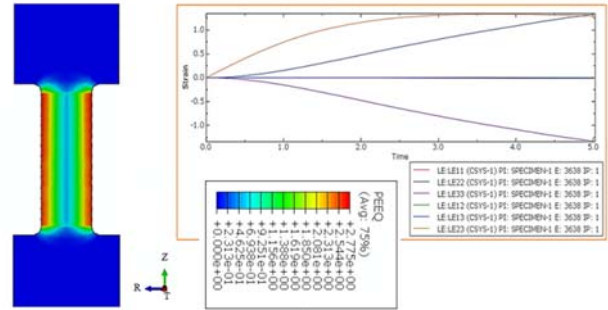
شکل ۶. مقایسه منحنی سیلان شبیه‌سازی و تجربی در دمای ۳۰۰ °C.

۳- نتایج و بحث

کل ۷ بافت کریستالی اولیه ماده را بلافاصله بعد از پیچش داغ نشان می‌دهد. این بافت کریستالی یک بافت تصادفی و تقریبی ضعیف را نشان می‌دهد و مطابق با فرض بافت کریستالی تصادفی اولیه است که برای شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی انجام می‌شود.

$$\dot{E}_{ij} = \frac{E_{ij}^2 - E_{ij}^1}{\Delta t} \quad (1)$$

که در آن E_{ij}^1 و E_{ij}^2 اجزای تنسور کرنش در دو زمان پیاپی بوده و Δt تغییرات زمان می‌باشد.



شکل ۵. اجزای تنسور کرنش لاگرانژی در سیستم مختصات استوانه‌ای.

۲-۴ شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی

تاریخچه تغییرشکل که توسط رابطه (۱) به‌دست آمد به‌طور مستقیم به عنوان ورودی کد VPSC به‌کار می‌رود. کد VPSC یک معادله ویسکوپلاستیک پیوسته را در نظر می‌گیرد تا تنش و کرنش را در هر دو حالت ماکروسکوپی و میکروسکوپی به‌هم ربط دهد. برای محاسبه کرنش در مقیاس میکروسکوپی، این کد هر دانه را به عنوان یک ناخالصی در نظر گرفته که در داخل محیط همگن قرار دارد و توسط روش‌های خطی‌سازی متفاوت، تنش و کرنش میکروسکوپی این ناخالصی را به محیط پیوسته ربط می‌دهد و محاسبه می‌کند که چگونه تنش و کرنش از مقادیر ماکروسکوپی انحراف دارند. برای شبیه‌سازی حالت میکروسکوپی، ۵۰۰ دانه تصادفی اولیه به‌کار گرفته شد تا تغییرات تکسچر شبیه‌سازی گردد. چرخش هم‌زمان دانه‌ها و هم‌چنین تقسیم‌بندی دانه‌ها نیز در کد VPSC گنجانده شد تا تاثیر ریزدانه‌شدن را بر تکسچر در نظر گیرد. این تغییرات براساس نتایج تجربی مشاهده شده در تغییرشکل شدید به‌دست آمدند. فرموله کردن دقیقی به‌کار گرفته شد تا دانه‌ها را به محیط همگن مرتبط نماید و هم‌چنین منحنی‌های سخت‌شدن را خطی نماید. هر دانه به عنوان یک تک‌کریستال با شبکه BCC در نظر گرفته شد که دارای خانواده لغزش $\langle 110 \rangle$ و $\langle 112 \rangle$ بوده و تنش برشی بحرانی لغزش^۱ (CRSS) برابر با ۲۰ MPa می‌باشد. این مقدار و پارامترهای به‌کار گرفته شده در مدل سخت‌شدن توسط نتایج

² Verification Method

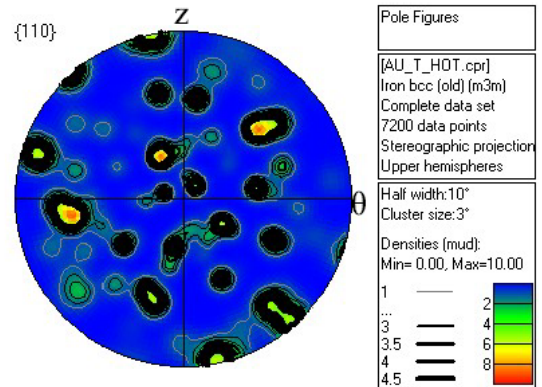
¹ Critical Resolved Shear Stress

تغییر شکل یکنواخت) در این مقاله، بافت کریستالی نهایی را با دقت بالاتری پیش‌بینی می‌نماید. واضح است که اجزای بافت کریستالی با در نظر گرفتن موقعیت مقطع مورد نظر و شدت اجزای بافت، بهتر پیش‌بینی می‌شوند اما هر دو پیش‌بینی پلاستیسیته کریستالی انجام شده توانسته‌اند به‌طور معمول اجزای بافت کریستالی و الیف‌های جزئی را دقیق پیش‌بینی نمایند. با این حال، حالت برش ساده به یک چرخش هفت درجه‌ای در جهت چرخش ساعت نیاز دارد تا بر جهت‌گیری‌های کریستالی ایده‌آل نتایج تجربی منطبق شود در حالی که در حالت تاریخیچه تغییر شکل متغیر تنها چرخش دو درجه ای برای این انطباق کافی می‌باشد.

ضرورت افزودن اجزای فشاری و کششی به تغییر شکل در مدل پیش‌بینی جهت‌گیری کریستالی از این حقیقت ناشی می‌شود که این اجزا می‌توانند بافت کریستالی را از منابع ایده‌آل خود در برش ساده، بچرخانند. این موضوع در منابع مرتبط با روش روزن‌رانی از کانال زاویه‌دار (ECAE) نیز بیان شده است [۲۰]. چرخش بافت کریستالی، ریزساختار را تحت تاثیر قرار داده و در نتیجه خواص مکانیکی نهایی تغییر خواهد کرد.

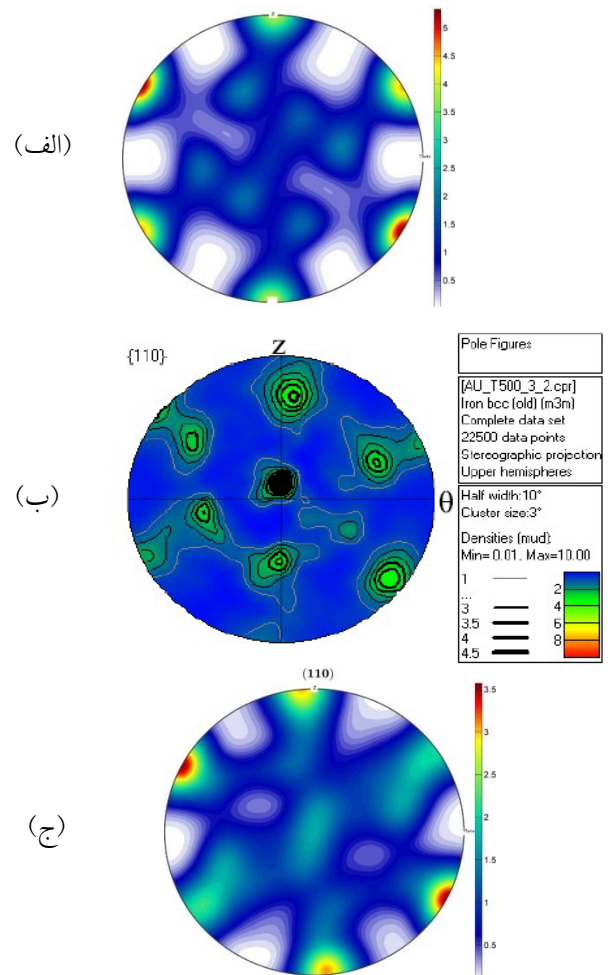
۴- نتیجه‌گیری

در این مقاله بعد از معرفی روش شبیه‌سازی بافت کریستالی، این روش به‌کار گرفته شد تا بافت کریستالی نهایی را پس از پیچش گرم یک فولاد IF پیش‌بینی نماید. روش به‌کار گرفته شده ترکیبی از شبیه‌سازی المان محدود و کد VPSC می‌باشد. نتایج به‌دست آمده از این روش با نتایج حاصل از روش تاریخیچه تغییر شکل غیرمتغیر مقایسه و هر دو نتیجه با مقادیر تجربی مقایسه شدند تا روش دقیق‌تر مشخص گردد. نشان داده شد که روش تاریخیچه متغیر تغییر شکل و روش به‌کار گرفته شده در این تحقیق می‌تواند بافت کریستالی و از جمله جهات کریستالی ایده‌آل و شدت بافت کریستالی نهایی را دقیق‌تر پیش‌بینی نماید.



شکل ۷. بافت کریستالی اولیه بعد از پیچش داغ.

در شکل ۸ صفحات قطبی (۱۱۰) در برش ساده شبیه‌سازی شده، آزمون پیچش شبیه‌سازی شده توسط مدل تاریخیچه متغیر و نتایج تجربی مقایسه شده‌اند.



شکل ۸. مقایسه صفحات قطبی (۱۱۰) در (الف) روش تغییر شکل متغیر، (ب) نتایج تجربی و (ج) برش ساده.

همان‌گونه که مشاهده می‌شود روش به‌کار گرفته شده (استفاده از تاریخیچه تغییر شکل متغیر به‌جای تاریخیچه

مراجع

17. Rose, W., Stuwe, H., The influence of texture on the change in length in torsion tests, *Z METALLK*, 59(5) (1968) 396-399.
18. Baczynski, J., Jonas, J.J., Texture development during the torsion testing of α -iron and two IF steels, *Acta Materialia*, 44(11) (1996) 4273-4288.
19. ABAQUS, V., 6.14 documentation, Dassault Systemes Simulia Corporation, 2014.
20. Gholinia, A., Bate, P., Prangnell, P.B., Modelling texture development during equal channel angular extrusion of aluminium, *Acta Materialia*, 50(8) (2002) 2121-2136.
1. Taylor, G.I., Analysis of plastic strain in a cubic crystal. Stephen Timoshenko 60th Anniversary Volume , (1938) 218-224.
2. Roters, F., Eisenlohr, P., Hantcherli, L., Tjahjanto, D.D., Bieler, T.R., Raabe, D., Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications, *Acta Materialia*, 58 (2010) 1152-1211.
3. Van Houtte, P., Li, S., Seefeldt, M., Delannay, L., Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model, *International Journal of Plasticity*, 21 (2005) 589-624.
4. Kocks, U.F., Tomé, C.N., Wenk, H.R., Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties, Cambridge university press, (2000).
5. Tjahjanto, D.D., Eisenlohr, P., Roters, F., Relaxed grain cluster (RGC) homogenization scheme, *International Journal of Material Forming*, 2(1) (2009) 939-942.
6. Khajezade, A., Parsa, M.H., Mirzadeh, H., Crystal Plasticity Analysis of Texture Evolution of Pure Aluminum During Processing by a New Severe Plastic Deformation Technique, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(2) (2016) 941-948.
7. Li, S., Beyerlein, I.J., Necker, C.T., Alexander, D.J., Bourke, M.. Heterogeneity of deformation texture in equal channel angular extrusion of copper, *Acta Materialia*, 52(16) (2004) 4859-4875.
8. Kowalczyk-Gajewska, K., Sztwiertnia, K., Kawalko, J., Wierzbanski, K., Wronski, M., Frydrych, K., Stupkiewicz, S., Petryk, H., Texture evolution in titanium on complex deformation paths: Experiment and modeling, *Materials Science and Engineering*, 637 (2015) 251-263.
9. Lebensohn, R.A., Tomé, C.N., A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to zirconium alloys, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(9) (1993) 2611-2624.
10. Beyerlein, I.J., Lebensohn, R.A., Tome, C.N., Modeling texture and microstructural evolution in the equal channel angular extrusion process, *Materials Science and Engineering: A*, 345(1) (2003) 122-138.
11. Agnew, S.R., Duygulu, Ö., Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B, *International Journal of plasticity*, 21(6) (2005) 1161-1193.
12. Agnew, S.R., Yoo, M.H., Tome, C.N., Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y, *Acta Materialia*, 49(20) (2001) 4277-4289.
13. Lou, X.Y., Li, M., Boger, R.K., Agnew, S.R., Wagoner, R.H., Hardening evolution of AZ31B Mg sheet, *International Journal of Plasticity*, 23(1) (2007) 44-86.
14. Estrin, Y., Vinogradov, A., Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science, *Acta Materialia*, 61(3) (2013) 782-817.
15. Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K., Alexandrov, I.V., Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in materials science*, 45(2) (2000) 103-189.
16. Valiev, R.Z., Langdon, T.G., Achieving exceptional grain refinement through severe plastic deformation: new approaches for improving the processing technology, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(10) (2011) 2942-2951.