

برآورد چگالی نابجایی تیتانیوم خالص تجاری در فرآیند ECAP با استفاده از ترکیب شبیه سازی اجزاء محدود با یک مدل مبتنی بر نابجایی

کاوه حاجی زاده*
 محسن علی قورچی
 استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی ارومیه، ارومیه، ایران، kaveh.hajizadeh@uut.ac.ir
 فارغ التحصیل مقطع کارشناسی، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی ارومیه، ارومیه، ایران، mohsen.aligourchi@gmail.com

چکیده

در تحقیق حاضر با ترکیب مدل‌های ریاضی مبتنی بر مکانیزم های تغییر شکل با شبیه سازی اجزاء محدود فرآیند تغییر شکل، برای اولین بار محتوای چگالی نابجایی تیتانیوم خالص تجاری در جریان فرآوری آن با فرآیند پرسکاری در کانالهای زاویه دار با مقاطع همسان (ECAP) محاسبه و مورد تحلیل قرار گرفت. بدین منظور، ابتدا رفتار تغییر شکل تیتانیوم خالص تجاری در جریان فرآیند ECAP با استفاده از نرم افزار ABAQUS شبیه سازی شد. در مرحله بعد، از اطلاعات حاصل از شبیه سازی به عنوان ورودی های مدل ریاضی برای برآورد چگالی نابجایی فلز استفاده شد. شبیه سازی از نوع دو بعدی انجام شد و در جریان آن ECAP در دمای 250°C و در قالبی با زاویه کانال $\Phi = 105$ و زاویه گوشه $\Psi = 20$ درجه و با استفاده از دو مسیر متفاوت A و C به تعداد 5 پاس متوالی بر روی نمونه ها صورت گرفت. در ادامه به کمک مدل ریاضی، مقادیر چگالی نابجایی ایجاد شده در میله ها بعد از گذر های مختلف ECAP ارزیابی شد. نتایج حاکی از آن است که با اعمال 5 گذر ECAP با استفاده از مسیر C به تیتانیوم خالص تجاری، میانگین چگالی نابجایی آن از مقدار مفروض اولیه (10^{12} m^{-2}) به $4.64 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ افزایش می یابد. همچنین استفاده از مسیر A به 10% چگالی بالاتر نسبت به مسیر C منجر می شود. توزیع چگالی نابجایی در سراسر میله های تیتانیوم به استثنای چند میلیمتر از نواحی ابتدایی و انتهایی میله از یکنواختی مناسبی برخوردار است.

واژه های کلیدی: تیتانیوم خالص تجاری، ECAP، شبیه سازی FEM، چگالی نابجایی، مسیر A و C.

Estimation of dislocation density of commercially pure titanium in ECAP process by combining finite element simulation with a dislocation-based model

K. Hajizadeh Department of Materials Engineering, Urmia University of Technology, Urmia, Iran
M. Ali Gourchi Department of Materials Engineering, Urmia University of Technology, Urmia, Iran

Abstract

In this research, by combining mathematical models based on the deformation mechanisms with finite element simulation of the deformation process, for the first time, the dislocation density content of commercially pure titanium was calculated and analyzed during its processing by the process of equal channel angular pressing (ECAP). For this purpose, first, the deformation behavior of commercially pure titanium during the ECAP process was simulated using ABAQUS software. In the next step, this information obtained from simulation was used as inputs to the mathematical model to estimate the dislocation density of the metal. A two-dimensional simulation was carried out. In simulation, ECAP was performed at 250°C and in a die with a channel angle of $\Phi = 105$ and a corner angle of $\Psi = 20$ degrees. In addition, ECAP was conducted up to 5 consecutive passes using two different processing routes A and C on the samples. Then, by using the mathematical model, the values of the dislocation density created in the samples were evaluated after different ECAP passes. The results indicate that by applying 5 ECAP passes using route C the mean dislocation density of titanium increases from the initial value ($0.3 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$) to $4.64 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$. Also, when ECAP is conducted by route A it leads to 10% higher density than route C. The distribution of dislocation density throughout the Ti bars has a good uniformity, except for a few millimeters from the beginning and end regions of the bars.

Keywords: Commercially pure titanium, ECAP, FEM simulation, Dislocation density, Routes A and C.

روشهای ترمومکانیکی و فعال نمودن فرآیندهای ترمیم^۱ از قبیل تبلور مجدد استاتیکی یا دینامیکی در ماده از چند ده میکرون تا محدوده چند میکرون ریز کرد [۳] اما باید توجه نمود فلز خالص با اندازه دانه چند میکرون همچنان خواص مکانیکی پایین و متوسطی دارد. در دو دهه گذشته با معرفی روشهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) [۴] از جمله روش پرسکاری در کانال های زاویه دار با مقاطع همسان (ECAP) [۵-۸] امکان کاهش اندازه دانه به محدوده زیرمیکرون و حتی به محدوده نانو بلور ($100 \text{ nm} < d$) در فلزات و آلیاژها فراهم شده

۱- مقدمه

تیتانیوم خالص تجاری علی رغم دارا بودن خواص مطلوبی همچون چگالی پایین، مقاومت به خوردگی و زیست سازگاری بالا در محیط بدن از استحکام مکانیکی پایین تری نسبت به آلیاژهای تیتانیوم از جمله آلیاژ پرکاربرد Ti-6Al-4V برخوردار است [۱]. این امر موجب محدود شدن استفاده از این فلز به ویژه در کاربردهای سازه ای شده است. ریزکردن اندازه دانه مطابق رابطه هال-پتچ^۱ از رایج ترین مکانیزم های استحکام بخشی فلزات خالص به شمار می رود [۲]. اندازه دانه را می توان با

² Restoration processes

³ Severe plastic deformation

⁴ Equal channel angular pressing

* Corresponding Author : kaveh.hajizadeh@uut.ac.ir

¹ Hall-petch relation

است. مواد فراوری شده با این روشها افزایش چند برابری در سختی و استحکام نسبت به حالت درشت دانه اولیه از خود نشان داده اند [۴].
فراوری تیتانیوم خالص با استفاده از روش ECAP موضوع تحقیق پژوهشگران بسیاری در طول دو دهه گذشته بوده و در جریان این پژوهشها اندازه دانه تیتانیوم تا حدود ۳۰۰ نانو متر ریز شده است [۱۴-۹]. استحکام تسلیم و نهایی تیتانیوم خالص تجاری در چنین شرایطی به ترتیب حدود ۶۴۰ و ۷۱۰ مگاپاسکال گزارش شده است [۹] که افزایش حدود دو برابری نسبت به تیتانیوم درشت دانه از خود نشان می دهد.

فراوند تولید و لغزش نابجایی ها، به دام افتادن آنها و بدنبال آن تشکیل سلولهای نابجایی، باریک شدن دیواره های سلولهای نابجایی و تبدیل آنها به مرزهای کم زاویه و در نهایت ایجاد مرزهای بزرگ زاویه مکانیزمی است که توسط آن در فلزات با شبکه بلوری مکعبی با وجوه مرکز دار (fcc) با انرژی نقص در چیدن شدن (SFE) بالا مانند آلومینیم ساختار درشت دانه اولیه در حین تغییر شکل پلاستیک شدید ریز می شود [۴]. در فلزات با شبکه بلوری شش وجهی فشرده (hcp) و آن دسته از فلزات fcc که انرژی نقص در چیده شدن پایینی دارند در ابتدا وقوع دوقلوبی های مکانیکی کمک بزرگی به خردایش و تقسیم دانه های درشت اولیه به بخش های کوچکتر می نماید [۱۲]. با ادامه تغییر شکل، در داخل این بخش ها ماده با مکانیزم نابجایی که در بالا اشاره شد به تدریج ریز شده و در نهایت ساختار فوق ریز دانه (UFG) یا نانولبور ظاهر می شود.

همانگونه که در بالا ذکر شد نابجایی ها نقش مهمی در فرآیند ریز شدن دانه ها در جریان اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید ایفا می کنند. علاوه بر آن قابلیت کار سختی ماده ی فوق ریزدانه یا نانولبور نهایی نیز کاملاً به محتوای نابجایی موجود در آن وابسته است [۲]. لذا داشتن آگاهی از میزان چگالی نابجایی موجود در ماده فراوری شده کمک بزرگی به پیش بینی رفتار مکانیکی آن خواهد نمود. در فلزات آئیل شده و نیز فلزاتی که مقدار کار سرد کمی بر روی آنها صورت گرفته است امکان اندازه گیری چگالی نابجایی ها از طریق مشاهده مستقیم ریز ساختار با میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) وجود دارد با این حال در فلزات به شدت تغییر شکل یافته رایج ترین روش مورد استفاده برای اندازه گیری چگالی نابجایی استفاده از تحلیل میزان پهن شدگی پیکهای پراش پرتو ایکس ثبت شده از ریزساختار است [۱۵]. در کنار این روشهای تجربی آزمایشگاهی، امکان برآورد چگالی نابجایی از طریق بکارگیری مدل های ریاضی که در آنها چگالی نابجایی با روابطی به پارامترهای تغییر شکل مرتبط می شود نیز وجود دارد [۱۶]. در این خصوص باید گفت زمانی که مدلهای مبتنی بر مکانیزم های تغییر شکل یعنی مدلهایی که با در نظر گرفتن اصول و قوانین فیزیکی حاکم بر فرآیند لغزش نابجایی روابط کمی بین تنش اعمالی به ماده، کرنش، نرخ کرنش، چگالی نابجایی ایجاد شده در ماده و ... برقرار می کنند با شبیه سازی فرایند تغییر شکل به روش اجزاء محدود (FEM) ترکیب می

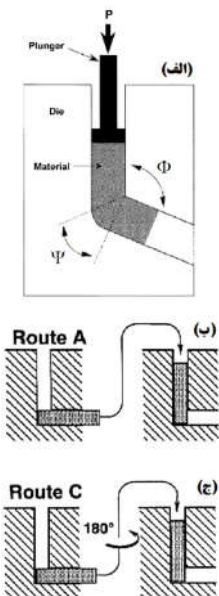
شوند، سیستم محاسباتی قدرتمندی را برای پیش بینی رفتار مکانیکی فلزات و آلیاژها فراهم می کنند [۱۷].

در تحقیق حاضر با ترکیب مدلهای ریاضی مبتنی بر مکانیزم های تغییر شکل با شبیه سازی اجزاء محدود فرایند تغییر شکل، برای اولین بار چگالی نابجایی تیتانیوم خالص تجاری در جریان فراوری آن با ECAP محاسبه و مورد تحلیل قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- شبیه سازی اجزاء محدود

در تحقیق حاضر تغییر شکل تیتانیوم خالص تجاری در جریان فرآیند ECAP با روش اجزاء محدود با استفاده از نرم افزار ABAQUS شبیه سازی شد. خروجی شبیه سازی، مشخص شدن پارامترهای مهمی مثل کرنش، نرخ کرنش و دما برای تمام نقاط نمونه ی تحت فرآوری بود. در مرحله بعد، از این اطلاعات به عنوان ورودی های مدل ریاضی برای برآورد چگالی نابجایی فلز استفاده شد. ECAP در دمای ۲۵۰°C و در قالبی با زاویه کانال $\Phi = 105^\circ$ و زاویه گوشه $\Psi = 20^\circ$ درجه و با استفاده از دو مسیر متفاوت A و C به تعداد ۵ پاس متوالی بر روی نمونه ها صورت گرفت. تفاوت مسیرهای A و C در این است که در حالیکه در مسیر A نمونه بدون اینکه حول محور طولی خود چرخانده شود برای انجام پاس بعدی به کانال ورودی قالب شارژ می شود در مسیر C قبل از پاس بعدی به اندازه ۱۸۰ درجه حول محور طولی چرخانده شده و سپس وارد قالب می گردد. در این ارتباط طرح واره ای از قالب ECAP و مسیرهای A و C در شکل ۱ نشان داده شده است. همچنین باید اضافه شود که در شبیه سازی ها برای انجام ECAP از سرعت پرس ۱ mm/s استفاده شد.



شکل ۱- (الف) طرح واره فرآیند ECAP، (ب) مسیر فراوری A در فرآیند ECAP و (ج) مسیر فرآوری C [۵].

با توجه به اینکه ECAP در دمایی بالاتر از دمای محیط انجام شد و در نظر گرفتن این موضوع که در جریان ECAP بخش های مختلف نمونه

1 Face-centered cubic
2 Stacking fault energy
3 Hexagonal close-packed
4 Ultrafine-grained
5 Transmission electron microscopy
6 Finite element method

نمونه های تیتانیوم از نوع شکل پذیر^۳ با عرض ۱۴/۵ و طول ۷۰ میلیمتر در نظر گرفته شدند. حلگر Dynamic, Temp-disp, Explicit برای شبیه سازی مورد استفاده قرار گرفت و فاکتور مقیاس دهی جرمی^۴ برابر ۱۰۰۰ در نظر گرفته شد. ضریب اصطکاک بین سطوح نمونه و قالب و همچنین سهم تولید گرما از کل کار انجام شده برای تغییر شکل از مرجع شماره [۱۹] اخذ و به ترتیب ۰/۰۵ و ۹۰٪ در نظر گرفته شد. مش های نوع جابجایی-دمای جفت شده^۵ با علامت اختصاری (CPE4RT) و با ابعاد ۱×۱ mm² برای قطعه کار و مش هایی از نوع ظرفیت گرمایی^۶ با علامت اختصاری (R2D2) و با اندازه ۱ mm برای سنبه و قالب اختصاص داده شد. ضریب انتقال گرما در فصل مشترک قطعه کار و قالب مطابق مرجع [۱۹] بصورت جدول ۳ وابسته به فشار در نظر گرفته شد.

جدول ۳- ضریب انتقال گرما بین قطعه کار و قالب در حین ECAP [۱۹].

| فشار ایجاد شده در فصل مشترک قطعه کار و قالب (MPa) | ۰ | ۰/۰۳ | ۰/۸۵ | ۱۴/۰ | ۸۵/۰ |
|---|-----|------|------|------|------|
| ضریب انتقال گرما (kW/m ² K) | ۰/۵ | ۰/۹ | ۴/۰ | ۶/۵ | ۷/۵ |

۲-۲- مدل ریاضی مبتنی بر نابجایی

از مدل های مبتنی بر مکانیزم های تغییر شکل که تاکنون معرفی و بطور موفقیت آمیزی برای پیش بینی رفتار مکانیکی فلزات استفاده شده اند می توان به آنهایی اشاره کرد [۲۰ و ۲۱] که به محاسبه چگالی کل نابجایی های موجود در فلز و یا در نظر گرفتن جداگانه چگالی نابجایی موجود در داخل دانه ها و نابجایی های موجود در مرز دانه ها و محاسبه سهم هر کدام از آنها در استحکام بخشی فلز می پردازند. این مدل ها که در ابتدا برای فلزات با شبکه بلوری مکعبی با وجوه مرکزدار (fcc)^۷ معرفی و بکار برده شدند را به راحتی می توان با گنجاندن سهم استحکام دهی مکانیزم پیرلز برای فلزات با شبکه بلوری مکعبی مرکزدار (bcc)^۸ نیز مورد استفاده قرار داد [۱۷]. اثرات پارامترهایی همچون اندازه دانه، فازهای مختلف موجود در ریزساختار، ترکیب شیمیایی یا به عبارت دیگر غلظت عناصر حل شده بین نشین و جانشین بر خواص مکانیکی فلز در قالب سهمی که هر کدام از این پارامترها می توانند در چگونگی تغییرات چگالی نابجایی فلز در حین تغییر شکل داشته باشند در این مدل ها گنجانده شده است [۱۷]. با این حال توسعه این مدل ها جهت استفاده از آنها برای فلزات با شبکه بلوری شش وجهی فشرده (hcp)^۹ کار ساده ای نیست. مشکل از آنجا ناشی می شود که اولاً تعداد سیستم های لغزش این فلزات محدود است [۱] و ثانیاً مکانیزم دوقلویی نقش عمده ای در تغییر شکل این فلزات برعهده دارد [۱] که بایستی در این مدلها گنجانده شود. استرین و همکارانش [۱۷] با اعمال اصلاحاتی بر روی

نرخ های کرنش متفاوتی را تجربه می کنند لذا ضروری بود خواص مکانیکی که ماده در دماها و نرخ های مختلف کرنش از خود نشان می دهد به عنوان خواص پلاستیک تیتانیوم به نرم افزار وارد شود. اینکار با استفاده از معادله جانسون کوک^۱ (رابطه ۱) که بخوبی اثر دما، کرنش سختی و نیز نرخ کرنش را بر تنش سیلان فلز منعکس می کند صورت گرفت. ضرایب رابطه جانسون کوک مطابق جدول ۱ [۱۸] و سایر خواص فیزیکی، حرارتی و مکانیکی تیتانیوم^۲ مطابق جدول ۲ [۱] به نرم افزار وارد شد.

$$\sigma = A + B\epsilon^n \cdot \left[1 + \text{Cln} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (1)$$

در رابطه فوق ϵ نشان دهنده کرنش پلاستیک موثر، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، $\dot{\epsilon}_0$ نرخ کرنش مرجع، T_r دمای مرجع، T_m نقطه ذوب فلز و A ، B ، n ، C ، m و m ثوابت ماده هستند.

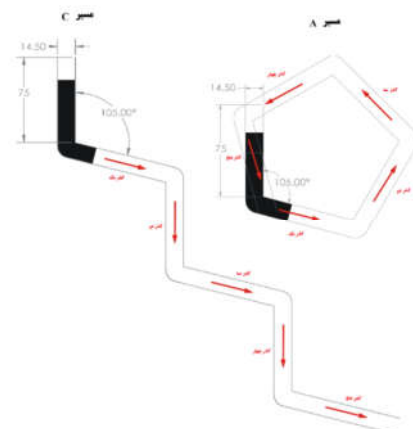
جدول ۱- ضرایب معادله جانسون- کوک برای تیتانیوم خالص تجاری [۱۸]

| A (MPa) | B (MPa) | C | n | M | T _r (K) | T _m (K) |
|---------|---------|--------|-------|-----|--------------------|--------------------|
| ۲۳۶ | ۲۴۵ | ۰/۰۱۲۵ | ۰/۵۳۹ | ۰/۵ | ۲۹۸ | ۱۹۳۸ |

جدول ۲- برخی از خواص فیزیکی، حرارتی و مکانیکی تیتانیوم خالص تجاری که برای شبیه سازی اجزاء محدود به نرم افزار ABAQUS وارد شد [۱].

| چگالی پواسون | مدول الاستیسیته | رسانایی گرمایی | گرمای ویژه | چگالی |
|--------------|-----------------|----------------|------------|-------------------------|
| ۰/۳۷ | ۱۰۹ GPa | ۱۶/۴ W/m K | ۵۲۸ J/Kg K | ۴/۵۱ gr/cm ³ |

شبیه سازی از نوع دو بعدی صورت گرفت و قالب و سنبه بصورت جسم صلب^۳ تعریف شدند. عرض کانال های قالب ۱۴/۵ و ارتفاع آنها ۷۵ میلیمتر در نظر گرفته شد. با توجه به تعاریف مسیر A و C، این مسیرها در شبیه سازی دو بعدی بصورتی که در شکل ۲ نشان داده شده است، پیاده سازی شدند.



شکل ۲- نحوه اعمال مسیرهای فراوری A و C برای شبیه سازی دو بعدی فرآیند ECAP به تعداد ۵ پاس.

³ Deformable element

⁴ Mass scaling factor

⁵ Coupled temperature- displacement

⁶ Heat capacitance

⁷ Face centered cubic

⁸ Body centered cubic

⁹ Hexagonal close-packed

¹ Johnson-cook equation

² Discrete rigid element

مدل مبتنی بر چگالی نابجایی موسوم به KME^۱ که قبلا برای پیش بینی رفتار مکانیکی فلزات fcc توسعه داده بودند [۲۱] نسخه جدیدی از آن را با فرمول بندی متفاوت که مختص فلزات hcp می باشد برای اولین بار ارائه نمودند. اصلاحات صورت گرفته بر روی مدل قبلی به شرح زیر می باشد: پارامتری تحت عنوان تنش برگشتی یا تنش ناسازگاری^۲ (σ_B) به مدل قبلی افزوده شده است این پارامتر که معیاری از اختلاف میزان تغییر شکل پلاستیک رخ داده در دو دانه مجاور هم است بدلیل کم بودن تعداد سیستم های لغزش در فلزات hcp در هنگام تغییر شکل این فلزات در ریزساختار ایجاد می گردد [۱۷]. علاوه بر این، اثر فعال شدن دوقلویی و کمک آن به تغییر شکل پلاستیک در فلزات hcp بصورت پارامتر جداگانه ای به مدل افزوده شده است. در مدل KLM تنش سیلان فلز مطابق رابطه زیر به لغزش نابجایی ارتباط داده می شود [۲۱]:

$$\sigma - \sigma_f - \sigma_b = M\alpha Gb\sqrt{\rho} \left(\frac{\dot{\epsilon}_g}{\dot{\epsilon}_0}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (2)$$

در رابطه فوق M فاکتور تیلور، α مقدار ثابت، G مدول برشی ماده و b اندازه بردار برگرز بوده و همچنین ρ و $\dot{\epsilon}_0$ و $\frac{1}{m}$ به ترتیب نشان دهنده کل چگالی نابجایی ریزساختار، نرخ کرنش مرجع، و نمای تنش می باشند. این معادله شامل پارامتر تنش برگشتی (σ_B) و همچنین تنش اصطکاکی (σ_f) است. سهم تنش لازم برای به حرکت در آوردن نابجایی ها (تنش پیرلز) و همچنین اثر عناصر حل شده در استحکام دهی فلز در σ_f دیده شده است. جمله $\dot{\epsilon}_g$ بیانگر نرخ کرنش پلاستیک ایجاد شده در ماده فقط در اثر فعالیت مکانیزم لغزش نابجایی است. میزان تغییرات چگالی نابجایی ریزساختار بر حسب کرنش پلاستیک ناشی از مکانیزم لغزش نابجایی ($\dot{\epsilon}_g$) در فلز از رابطه زیر تبعیت می کند [۱۷]:

$$\frac{d\rho}{d\dot{\epsilon}_g} = k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho \quad (3)$$

در رابطه بالا ضریب k_1 بیان کننده نرخ یا آهنگ میزان ذخیره شدن نابجایی های متحرک در موانهی مثل جنگلهای نابجایی یا دیواره های سلولهای نابجایی بوده و ضریب k_2 نشانگر آهنگ بازیابی دینامیکی به وقوع پیوسته در حین تغییر شکل در ماده است. میزان تنش برگشتی ایجاد شده بین دانه ها در حین تغییر شکل بصورت رابطه زیر با کرنش اعمالی تغییر می کند [۱۷]:

$$\frac{d\sigma_B}{d\dot{\epsilon}_g} = \left(K - \left(Q + \frac{L}{\dot{\epsilon}_g} \right) \sigma_B \right) \quad (4)$$

پارامتر K نرخ میزان افزایش تنش برگشتی با میزان کرنش اعمالی به فلز را نشان می دهد به عبارتی دیگر نشانگر این واقعیت است که هر چه میزان تغییر شکل و کرنش اعمال شده به فلز بیشتر باشد به دلیل اختلاف میزان کرنش به وقوع پیوسته در دو دانه مجاور تنش الاستیکی ایجاد شده بین آنها (همان تنش برگشتی یا ناسازگاری) بیشتر می شود. در حالیکه جملات Q و L بیانگر کاهش تنش برگشتی به ترتیب به دلیل بازیابی دینامیکی در حین تغییر شکل و بازیابی استاتیکی بعد از تغییر شکل می باشند [۱۷].

علاوه بر کرنش پلاستیک ناشی از مکانیزم لغزش نابجایی ($\dot{\epsilon}_g$)، در فلزات hcp بخش مهمی از تغییر شکل پلاستیک نیز با مکانیزم دوقلویی رخ می - دهد [۱] بنابراین می بایست سهم این مکانیزم نیز در کرنش

پلاستیک کل تجربه شده توسط فلز ($\dot{\epsilon}$) لحاظ گردد. این موضوع در فرم ديفرانسیلی توسط رابطه زیر در نظر گرفته می شود [۱۷]:

$$d\dot{\epsilon} = (1 - F) \cdot d\dot{\epsilon}_g + \dot{\epsilon}_f \cdot d \quad (5)$$

در رابطه فوق F کسر حجمی آن بخشی از فلز را نشان می دهد که دچار تغییر شکل دوقلویی شده است و $\dot{\epsilon}_f$ کرنش پلاستیک خالص ایجاد شده در فلز به دلیل فعالیت دوقلویی را نشان می دهد. کسر حجمی ماده دوقلویی شده تابعی از کرنش کل تحمیل شده به آن است. بو عزیز^۳ و همکارانش [۲۲] رابطه زیر را در این خصوص پیشنهاد کرده اند:

$$\frac{dF}{d\dot{\epsilon}} = \frac{F_\infty}{\dot{\epsilon}} \exp\left(-\frac{\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_{onset}}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (6)$$

یا در شکل انتگرالی بصورت:

$$F = F_0 + (F_\infty - F_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_{onset}}{\dot{\epsilon}}\right) \right] \quad (7)$$

در روابط فوق $\dot{\epsilon}_{onset}$ کرنش آستانه ای لازم برای شروع وقوع دوقلویی های مکانیکی در فلز بوده و F_0 کسر حجمی نواحی دوقلو شده را قبل از رسیدن به این کرنش آستانه نشان می دهد. در این نواحی ممکن است دوقلویی های حرارتی قبلا ایجاد شده باشند. جهت یادآوری باید اشاره شود که دوقلویی شدن در ماده یا در حین تغییر شکل رخ می دهد (دوقلویی های تغییر شکل یا دوقلویی های مکانیکی) یا در حین عملیات حرارتی و در اثر تغییرات دمایی ایجاد شده در فلز بوقوع می پیوندد که به آنها دوقلویی حرارتی گفته می شود [۲] که F_0 مربوط به آنهاست. پس از اینکه کرنش تحمیل شده به ماده از کرنش آستانه دوقلویی فراتر رفت کسر حجمی نواحی دوقلویی شده در فلز رشد می کند و در نهایت به یک مقدار اشباع رسیده و در آن متوقف می شود [۱۷]. F_∞ بیانگر کسر حجمی نهایی یا اشباع نواحی دوقلو شده در فلز است. در این میان $\dot{\epsilon}$ پارامتری است که سرعت رسیدن به حالت اشباع را تعیین می کند. از رابطه ۵ می توان نمود $\dot{\epsilon}_g$ یا همان $d\dot{\epsilon}_g$ را بصورت زیر نوشت:

$$d\dot{\epsilon}_g = \frac{d\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_f dF}{1 - F} \quad (8)$$

برای محاسبه تغییرات چگالی نابجایی فلز با افزایش کرنش پلاستیک وابسته به لغزش نابجایی ($\dot{\epsilon}_g$) می بایست عواملی که باعث ذخیره شدن نابجایی ها و بیشتر شدن جمعیت نابجایی ها می شوند به عبارتی دیگر نقش تمامی عواملی که طول گذر آزاد میانگین نابجایی^۴ را کوچک می کنند همزمان با تمام عواملی که باعث از بین رفتن نابجایی ها در اثر بازیابی دینامیکی می شوند با هم در نظر گرفته شود [۲]. برای رسیدن به این هدف می توان رابطه شماره (۳) را بازنویسی کرده و به جمله ای که مربوط به میزان ذخیره شدن نابجایی هاست (یعنی جمله $k_1\sqrt{\rho}$) دو جمله دیگر یکی در ارتباط با اندازه دانه های ریز ساختار و دیگری مرتبط با اندازه پهنای باندهای دوقلویی را افزود که هر دو عامل باعث کم شدن طول گذر آزاد میانگین نابجایی ها شده و به این ترتیب باعث ذخیره شدن بیشتر نابجایی ها می گردند. رابطه نهایی بصورت زیر نوشته می شود [۱۷]:

$$\frac{d\rho}{d\dot{\epsilon}_g} = M \left[k_1\sqrt{\rho} + \frac{1}{bd} + \frac{F}{2eb(1-F)} H(\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_{onset}) - k_2 \left(\frac{\dot{\epsilon}_g}{\dot{\epsilon}}\right)^{\frac{1}{n}} \rho \right] \quad (9)$$

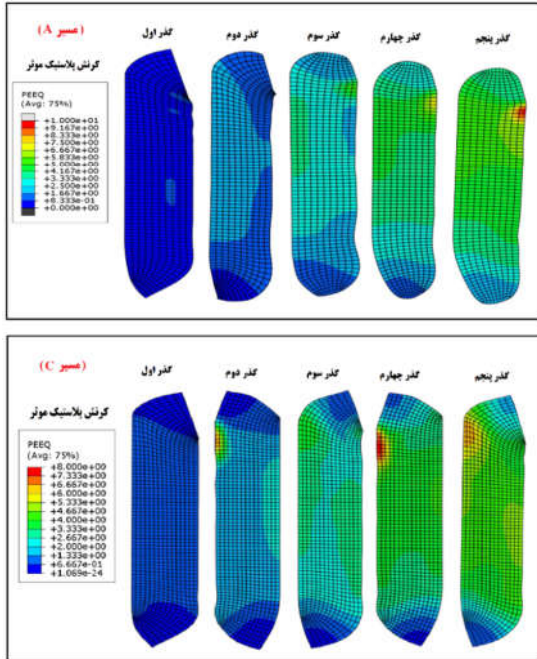
³ Bouaziz

⁴ Mean free pass length

¹ Kocks–Mecking–Estrin model

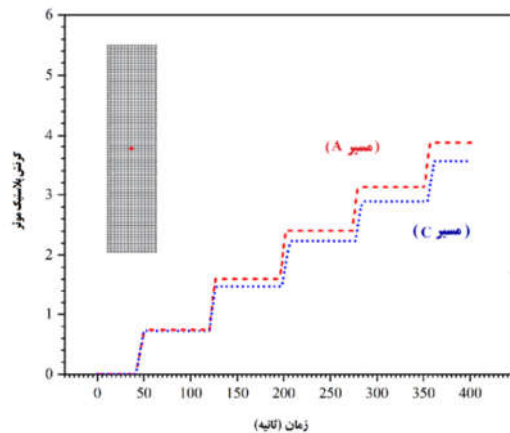
² Back-stress or incompatibility stress

شکل پلاستیک را تجربه نکرده اند و ثانیا با اعمال گذرهای بیشتر مطابق انتظار کرنش پلاستیک تحمیل شده به بخش های مختلف میله افزایش یافته است. علاوه بر این، دیده می شود که مسیرهای A و C توزیع کرنش متفاوتی را در میله ها ایجاد کرده اند.



شکل ۳- نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه توزیع کرنش پلاستیک موثر در نمونه های تیتانیوم CP بعد از اعمال گذرهای مختلف ECAP با استفاده از دو مسیر A و C

شکل ۴ کرنش یک گره واقع شده در وسط میله را در جریان اعمال ۵ گذر ECAP با استفاده از دو مسیر A و C به تصویر کشیده است.



شکل ۴. نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه تغییرات کرنش پلاستیک موثر بر حسب زمان در یک گره واقع شده در مرکز نمونه تیتانیوم CP در حین اعمال ECAP به تعداد ۵ گذر با استفاده از دو مسیر A و C.

در رابطه فوق $H(\epsilon - \epsilon_{onset})$ تابع پله ای هویساید^۱ است و تاکید بر این موضوع دارد که جمله سوم کرشه یعنی جمله مرتبط با دوقلویی مکانیکی زمانی در رابطه بالا نقش خواهد داشت که کرنش فلز به کرنش آستانه دوقلویی رسیده باشد. ضریب k_2 مربوطه به بازیابی دینامیکی در رابطه شماره ۳، بازنویسی شده و وابستگی آن به نرخ کرنش مورد تاکید قرار گرفته است. k_2^0 یک مقدار ثابت، n نمای کار سختی یا کرنش سختی است و ϵ نشانگر یک نرخ کرنش مرجع برای فرآیند بازیابی دینامیکی است و نهایتاً ϵ نشان دهنده اندازه پهنای باندهای دوقلویی است و فرض می شود مقدار آن ثابت است.

معادلات (۲)، (۴)، (۷)، (۸) و (۹) مجموعه کاملی از معادلات را شکل می دهند که مولفه های سازنده این مدل می باشند. با استفاده از منحنی های کشش یک فلز hcp می توان معادلات فوق را حل نمود و ثوابت و ضرایب مورد نیاز برای مدل را بدست آورد. در تحقیق حاضر تمامی ثوابت، پارامترها و ضرایب مدل برای تیتانیوم خالص تجاری به شرح جدول ۴ از مرجع [۱۷] اخذ شده است:

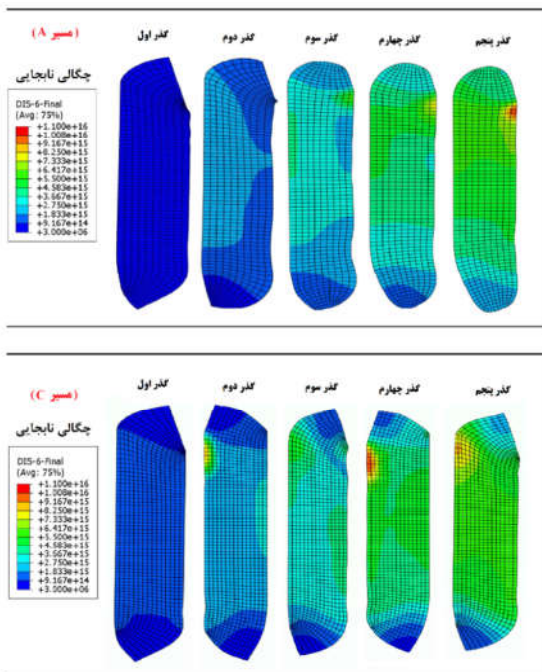
جدول ۴- پارامترهای مورد استفاده برای شبیه سازی [۱۷].

| مقدار | نام پارامتر |
|--------------------------------------|---|
| ۴۵ GPa | مدول برشی (G) |
| ۳/۱ | فاکتور تیلور (M) |
| $2/95 \times 10^{-10}$ m | بردار برگرز (b) |
| ۳۳۵ MPa | تنش اصطکاکی (σ_f) |
| ۰/۱ | کرنش دوقلویی (ϵ_f) |
| $3/0 \times 10^{12}$ m ⁻² | چگالی نابجایی اولیه |
| ۰/۳ | آلفا (a) |
| ۰ | کسر حجمی اولیه دوقلویی (F_0) |
| ۰/۱ | کسر حجمی حالت اشباع دوقلویی (F_{∞}) |
| $6/9 \times 10^{-6}$ m | ضخامت باندهای دوقلویی (e) |
| ۰/۰۰۴ | کرنش آستانه ای شروع وقوع دوقلویی (ϵ_{onset}) |
| ۰/۰۲۵ | کرنش مشخصه (ϵ) |
| 9×10^{-5} m | اندازه دانه تیتانیوم (d) |
| $0/1 s^{-1}$ | نرخ کرنش مرجع ($\dot{\epsilon}_0$) |
| $1/65 \times 10^{-4} m^{-1}$ | ضریب مرتبط با نرخ ذخیره نابجایی (k_1) |
| ۶/۳ | ضریب مرتبط با جمله بازیابی دینامیکی |
| ۱۲/۵ | نمای تنش در معادله ۳ (m) |
| ۴۰ | نمای تنش در ضریب بازیابی دینامیکی (n) |
| ۷۴۰۰ MPa | نرخ رشد تنش برگشتی (K) |
| $0/001 s^{-1}$ | نرخ میزان کاهش آستانگی تنش برگشتی (L) |
| ۱۴۰ | کاهش دینامیکی تنش برگشتی (Q) |

۳- نتایج و بحث

در شکل ۳ کرنش پلاستیک موثر ایجاد شده در بخشهای مختلف میله تیتانیوم CP بعد از اعمال گذرهای مختلف ECAP با استفاده از دو مسیر A و C نشان داده شده است. آنچه که از شکل ها مشخص است این است که اولاً در هر گذر قسمت های مختلف میله همگی یک میزان تغییر

¹ Heaviside step function



شکل ۵. نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه توزیع چگالی نایجایی در نمونه های تیتانیوم CP بعد از اعمال گذرهای مختلف ECAP با استفاده از دو مسیر A و C.

به منظور یافتن میانگین چگالی نایجایی هر میله یک سانتیمتر از بالا و پایین میله کنار گذاشته شد و چگالی نایجایی تمامی گره های قرار گرفته در مابقی طول میله استخراج و میانگین آنها محاسبه گردید. در شکل ۶ نتیجه این محاسبات بصورت نمودار آورده شده است. اعداد گنجانده شده در کنار دایره ها در شکل ها بیانگر میانگین چگالی نایجایی محاسبه شده برای آن گذر می باشند. همچنین در این شکل ها حداکثر و حداقل چگالی نایجایی میله نیز بصورت خط محدوده مشخص شده است.

در این شکل به وضوح مشخص است که کرنش ایجاد شده در هر گذر در گره توسط مسیر A بیشتر از مسیر C است. بطور مثال در گذر دوم با استفاده از مسیر A کرنش تحمیل شده به گره ۱/۶۳ می باشد در حالیکه با استفاده از مسیر C کرنشی به اندازه ۱/۵۲ در آن ایجاد شده است. این مقادیر تقریباً نزدیک به مقادیر پیش بینی شده توسط رابطه نظری زیر می باشد که برای محاسبه کرنش تحمیل شده به نمونه در فرآیند ECAP توسط ایواهاشی و همکارانش [۵] پیشنهاد شده است.

$$\varepsilon = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right] \quad (10)$$

در رابطه فوق N نشان دهنده تعداد گذرها و Φ و Ψ به ترتیب زاویه کانال و زاویه گوشه قالب ECAP می باشند. در جدول ۵ کرنش حاصل از هر دو مسیر و مقادیر کرنش پیش بینی شده توسط رابطه (۱۰) آورده شده است.

جدول ۵- مقادیر کرنش پلاستیک موثر پیش بینی شده توسط شبیه سازی و نیز محاسبه شده با رابطه (۱۰) که در حین اعمال ECAP به تعداد گذرهای مختلف با استفاده از دو مسیر A و C در یک گره واقع شده در مرکز نمونه تیتانیوم CP ایجاد شده اند.

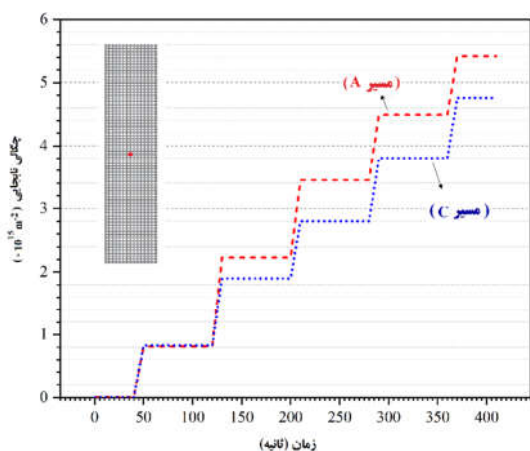
| گذر | گذر اول | گذر دوم | گذر سوم | گذر چهارم | گذر پنجم |
|------------|---------|---------|---------|-----------|----------|
| مسیر A | ۰/۸۲ | ۱/۶۳ | ۲/۴۵ | ۳/۲۷ | ۴/۰۷ |
| مسیر C | ۰/۸ | ۱/۵۲ | ۲/۰۱۹ | ۲/۹۲ | ۳/۵۵ |
| رابطه نظری | ۰/۸ | ۱/۶ | ۲/۴ | ۳/۲ | ۴ |

از جدول فوق مشخص است که مسیر A نسبت به مسیر C کرنش پلاستیک بیشتری را در هر گذر در گره وسط میله ایجاد کرده و این مقادیر در گذرهای مختلف انباشته شده و در نهایت به اختلاف کرنشی به اندازه ۰/۵۲ بعد از گذر ۵ رسیده است.

در شکل ۵ چگالی نایجایی پیش بینی شده توسط رابطه (۹) برای بخش های مختلف میله تیتانیوم CP بعد از فرآوری با دو مسیر A و C و اعمال گذرهای مختلف ECAP نشان داده شده است. این شکل ها گویای این واقعیت می باشند که تحمیل کرنش پلاستیک بالاتر به میله ها از طریق اعمال گذرهای بیشتر به آنها باعث افزایش پیوسته چگالی نایجایی در آنها شده است. با این حال مشابه توزیع کرنش در اینجا نیز نایجایی ها بطور یکنواخت در سراسر میله توزیع نشده اند. علاوه بر این، نحوه توزیع چگالی نایجایی حاصل از مسیر های A و C نیز با یکدیگر متفاوت است.

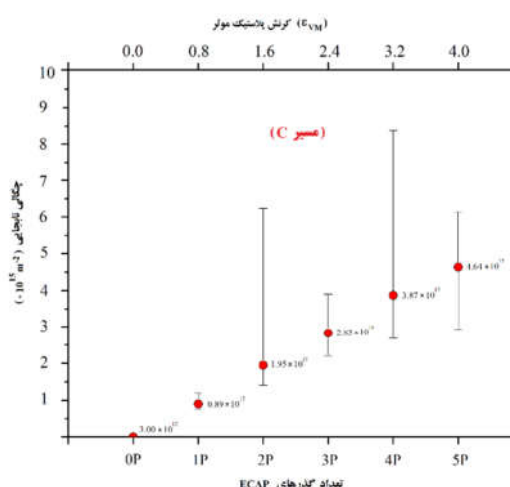
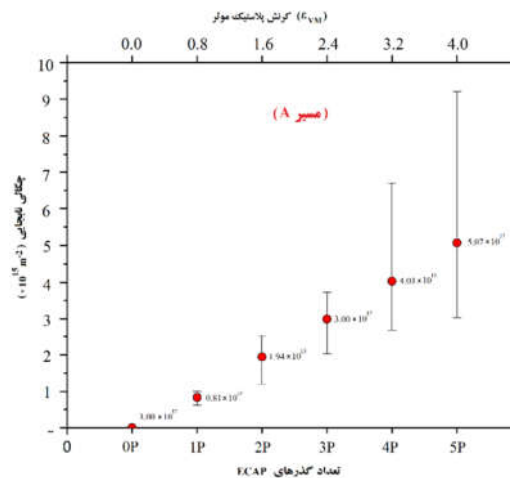
پایین دایره (ها) زمانی که از مسیر A استفاده می شود هم جهت با افزایش تعداد گذرها افزایش می یابد. بعد از گذر پنجم در حالیکه در بخش هایی از میله چگالی نابجایی حدود $3 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ است در کناره های بخشهای انتهایی میله (نواحی به رنگ زرد و قرمز در شکل ۵) این مقدار از $9 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ نیز تجاوز می کند. با این حال همانگونه که بعداً در شکل های ۸ و ۹ خواهیم دید هر چقدر از دو انتهای میله بیشتر فاصله بگیریم و یا اینکه از لبه های میله به سمت نواحی داخلی و نزدیک به محور مرکزی میله حرکت کنیم مقادیر چگالی نابجایی بسیار به هم نزدیک خواهند شد. بر خلاف مسیر A در میله فراوری شده با مسیر C در حالیکه بعد از گذر دوم میله دامنه تغییرات وسیعی را نشان می دهد با اعمال گذر سوم دامنه بطور قابل توجهی محدود تر شده و توزیع مقادیر چگالی نابجایی همگن تر می شود. با این حال اعمال گذر چهارم مجدداً باعث بزرگتر شدن دامنه تغییرات می گردد اعمال گذر بعدی (یعنی گذر پنجم) وضعیت را مجدداً بهبود داده و توزیع یکنواخت تری از چگالی نابجایی را در میله بوجود می آورد.

نحوه تغییرات چگالی نابجایی یک گره واقع شده در وسط میله در جریان فرآوری با ECAP به تعداد ۵ گذر با استفاده از مسیرهای A و C در شکل ۷ رسم شده است.



شکل ۷- نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه تغییرات چگالی نابجایی بر حسب زمان در یک گره واقع شده در مرکز نمونه تیتانیوم CP در حین اعمال ECAP به تعداد ۵ گذر با استفاده از دو مسیر A و C.

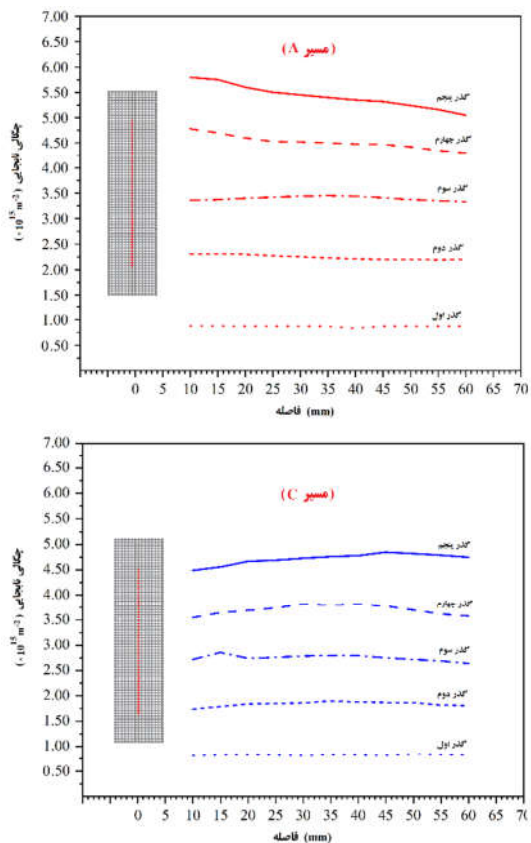
با دقت در این شکل می توان گفت با توجه به اینکه محل گره در وسط میله واقع شده با در نظر گرفتن طول میله که ۷۵ میلیمتر می باشد و سرعت پرس ۱ mm/s حدود ۳۷ ثانیه طول کشیده است که گره وارد محل تقاطع دو کانال شود. در طی حدود ۱۰ ثانیه که گره در حال عبور از محل تقاطع دو کانال می باشد در اثر کرنش پلاستیک اعمالی به آن چگالی نابجایی گره به سرعت افزایش می یابد. بعد از عبور گره از محل تقاطع چون هیچ گونه کرنشی تا رسیدن به محل تقاطع بعدی به آن اعمال نمی گردد [۵] چگالی نابجایی در این فاصله زمانی که حدود ۷۵ ثانیه است ثابت باقی می ماند. این روند تا گذر پنجم تکرار شده و در هر بار عبور گره از محل تقاطع دو کانال بر میزان نابجایی آن افزوده می گردد. آنچه که از شکل ۷ مشخص است این است که مسیر A



شکل ۶- تغییرات میانگین چگالی نابجایی تیتانیوم CP پیش بینی شده توسط شبیه سازی اجزای محدود بر حسب تعداد گذرهای اعمال شده توسط ECAP از طریق دو مسیر A و C.

بررسی این نمودارها نشان می دهد که تنها با اعمال یک گذر ECAP یعنی با اعمال کرنش موثر حدود ۰/۸ به تیتانیوم چگالی نابجایی آن به شدت افزایش یافته (حدود ۲۷۰ برابر) و از مقدار مفروض اولیه $3 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ به $1 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ می رسد. اعمال گذر دوم با استفاده از مسیرهای A و C تقریباً به یک میزان باعث افزایش چگالی نابجایی شده و به مقادیر $1/94 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ و $1/95 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ به ترتیب برای مسیرهای A و C منجر می شود. با این حال از گذر سوم و به بعد، استفاده از مسیر A چگالی نابجایی بیشتری را نسبت به مسیر C در میله ها ایجاد می کند بطوریکه در نهایت بعد از اعمال گذر پنجم، چگالی نابجایی میله تیتانیوم فرآوری شده با مسیر A به $5/07 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ می رسد در حالیکه با مسیر C این رقم $4/64 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ بدست می آید. مقایسه این دو مقدار نشان می دهد که چگالی نابجایی حاصل از مسیر A حدود ۱۰ درصد بیشتر از مسیر C می باشد.

خطوط محدوده گنجانده شده برای هر گذر در نمودار بیانگر دامنه تغییرات مقادیر محاسبه شده چگالی نابجایی در سراسر میله های تیتانیوم است. وسعت دامنه تغییرات (طول خطوط عمودی اعمال شده در بالا و



شکل ۸- نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه تغییرات چگالی نابیجایی در جهت طولی (بر روی محور مرکزی) نمونه های تیتانیوم CP بعد از اعمال گذرهای مختلف ECAP با استفاده از دو مسیر A و C.

در جهت عرضی نیز بعد از پاس اول با استفاده از هر دو مسیر A و C توزیع یکنواختی از چگالی نابیجایی را در عرض میله شاهد هستیم با این حال با اعمال گذر دوم، توزیع چگالی یکنواختی خود را از دست می دهد. در مسیر A شاهد آن هستیم که با حرکت در عرض میله از یک سمت (سمت چپ میله که نزدیک به زاویه گوشه است) به سمت دیگر (سمت راست میله که نزدیک به زاویه کانال قالب است) چگالی نابیجایی بطور پیوسته افزایش می یابد بطوریکه یک سمت کمترین و سمت دیگر حاوی بیشترین مقدار چگالی نابیجایی است و این رفتار به جز گذر اول بعد از تمامی گذرها مشاهده می شود. علت این رفتار به کرنش بیشتر ایجاد شده در نواحی نزدیک به زاویه کانال قالب در نمونه مربوط می شود [۵]. با توجه به اینکه در استفاده از مسیر A نمونه هیچ چرخشی حول محور طولی خود در بین گذرها ندارد همان قسمتها در گذر بعدی نیز در همان موقعیت اولیه قرار گرفته و لذا کرنش انباشته شده بیشتری را دریافت می کنند که باعث افزایش بیشتر چگالی نابیجایی بعد از اعمال چند گذر در آن قسمتها می شود. در مقابل، میله های فرآوری شده با مسیر C الگوی متفاوتی از غیر یکنواختی را نشان می دهند. در این میله ها چگالی نابیجایی در کناره های میله بیشترین مقدار بود و با حرکت به

چگالی نابیجایی بیشتری نسبت به مسیر C در گره ایجاد کرده است. این تفاوت چگالی را می توان ناشی از تفاوت راهی که میله در جریان فرآوری خود با مسیرهای A و C طی می کند دانست [۵] همانگونه که در شکل ۲ نشان داده شده در مسیر A میله همواره در جهت پاد ساعتگرد در محل تقاطع کانال ها چرخش می یابد در حالیکه در مسیر C میله بطور یک در میان محل تقاطع کانال ها را ساعت گرد و پاد ساعتگرد چرخش می کند با اینگونه تغییر جهت میله مقادیر کرنش و نرخ کرنش ایجاد شده در آن، در محل تقاطع دو کانال متفاوت خواهد بود [۵] و در نتیجه مطابق رابطه (۹) چگالی نابیجایی را تحت تاثیر قرار خواهد داد.

نحوه تغییرات چگالی نابیجایی در جهت طولی میله (بر روی محور مرکزی میله) و نیز در جهت عرضی آن (بر روی خط عرضی که میله را به دو نیم تقسیم می کند) برای هر دو مسیر A و C استخراج و برای گذرهای مختلف بصورت نمودار در شکل های ۸ و ۹ نشان داده شده است. آنچه که از نمودارهای مربوط به جهت طولی مشخص است این است که توزیع چگالی نابیجایی بعد از گذرهای اول و دوم در هر دو مسیر A و C بر روی محور مرکزی میله کاملاً یکنواخت می باشد بعد از گذر سوم توزیع چگالی اندکی غیر یکنواخت شده و این غیر یکنواختی با اعمال گذرهای بعدی تشدید می شود. غیر یکنواختی توزیع چگالی نابیجایی حاصل از گذر پنجم مسیر A بیشتر از مسیر C می باشد. اختلاف بین بیشترین و کمترین مقدار چگالی نابیجایی بعد از گذر پنجم مسیر A برابر $10^{15} m^{-2} \times 0/65$ است در حالیکه این رقم برای مسیر C $10^{15} m^{-2} \times 0/4$ بدست می آید.

چگالی نابجایی فلزات را علاوه بر روشهای مستقیم می توان از طریق خواص مکانیکی آنها نیز برآورد کرد. رایج ترین رابطه ای در این خصوص مورد استفاده قرار می گیرد رابطه تیلور است [۲]:

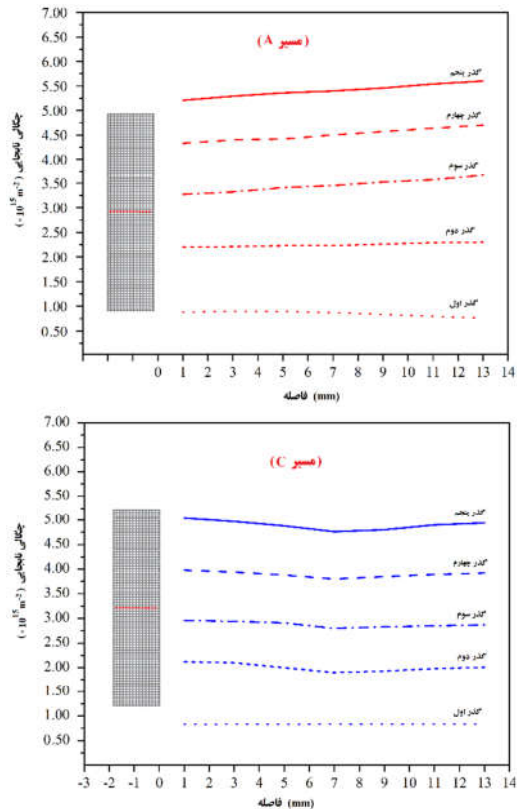
$$\rho = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{M\alpha Gb} \right)^2 \quad (11)$$

در رابطه فوق σ تنش تسلیم فلز بعد از کار سرد، σ_0 تنش تسلیم اولیه، M فاکتور تیلور، α مقدار ثابت، G مدول برشی و b بردار برگز می باشد. با جایگذاری $M=3/1$ ، $\alpha=0/3$ ، $G=45 \text{ GPa}$ ، $b=2/95 \times 10^{-11} \text{ m}$ و $\sigma_0=335 \text{ MPa}$ همگی مطابق جدول ۲ و در نظر گرفتن مقدار 643 MPa برای تنش تسلیم تیتانیوم خالص بعد از یک پاس ECAP با قالب 10.5 درجه [۱۳] چگالی نابجایی بدست آمده از رابطه تیلور برابر 10^{-15} m^{-2} خواهد بود. مقایسه این عدد با میانگین چگالی نابجایی حاصل از شبیه سازی در این تحقیق یعنی عدد $0/81 \times 10^{-15} \text{ m}^{-2}$ حاکی اختلاف ۳۰ درصدی در برآورد نابجایی تیتانیوم با استفاده از این دو روش دارد. در توضیح این اختلاف باید به دو نکته زیر اشاره کرد: اول اینکه به تجربه ثابت شده است نتایج حاصل از شبیه سازی با نتایج واقعی بطور دقیق منطبق نیستند. دوم اینکه خود رابطه تیلور هم یک رابطه تخمینی و تقریبی از واقعیت است و بیانگر نتایج واقعی تجربی نیست [۲]. ضریب فاکتور تیلور M و ضریب ثابت α موجود در رابطه (۱۱) از جمله پارامترهایی هستند که استفاده از مقادیر متفاوت به جای آنها می توانند تفاوت معنا داری در نتایج محاسبه شده ایجاد کند. برای خصوص نتایج دقیق تر می بایست این دو پارامتر به دقت برای نمونه های مورد استفاده در تحقیق استخراج شوند که خود این موضوع نیازمند انجام آزمایشات متعدد مکانیکی بوده که در این تحقیق به آن پرداخته نشد و مقادیر M و α از یک مقاله بسیار معتبر (مرجع شماره [۱۹]) اخذ گردیدند. همانگونه که اشاره شد چون این مقادیر دقیقاً برای نمونه های مورد استفاده به طور تجربی استخراج نشده اند لذا امکان ورود خطا به محاسبات و نتایج حاصله وجود دارد. روش دقیق صحت سنجی چگالی نابجایی بدست آمده در این تحقیق استفاده از تحلیل پهن شدگی پیکهای پراش اشعه X نمونه های واقعی تیتانیوم می باشد که عملاً به تعداد ۵ گذر و با استفاده از مسیر های A و C تحت فرآیند ECAP قرار گرفته اند. این موضوع توسط نویسندگان مقاله بعنوان تحقیق جداگانه ای در حال انجام بوده و نتایج آن به زودی منتشر خواهد شد.

۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر با ترکیب یک مدل ریاضی مبتنی بر مکانیزم های تغییر شکل با شبیه سازی اجزاء محدود فرآیند تغییر شکل، برای اولین بار چگالی نابجایی تیتانیوم خالص تجاری در جریان فرآوری آن با ECAP محاسبه و مورد تحلیل قرار گرفت. بدین منظور، ابتدا رفتار تغییر شکل تیتانیوم خالص تجاری در جریان فرآیند ECAP با استفاده از نرم افزار ABAQUS شبیه سازی شد. خروجی های شبیه سازی از قبیل کرنش، نرخ کرنش و دما به عنوان ورودی های مدل ریاضی برای برآورد چگالی نابجایی فلز مورد استفاده قرار گرفتند. با کمک این روش ترکیبی، مقادیر چگالی نابجایی ایجاد شده در میله های تیتانیوم بعد از گذرهای مختلف ECAP و استفاده از مسیرهای فرآوری متفاوت A و C محاسبه شد. نتایج حاکی از آن است که با اعمال ۵ گذر ECAP با استفاده از مسیر C به تیتانیوم خالص تجاری، میانگین چگالی نابجایی آن از مقدار مفروض اولیه

سمت مرکز میله کاهش می یابد بطوریکه مرکز میله کمترین مقدار چگالی نابجایی را داراست. دلیل یکسان بودن چگالی نابجایی در دو سمت میله در استفاده از مسیر C به چرخش ۱۸۰ درجه ای میله بعد از هر گذر حول محور طولی خود بر می گردد که باعث می شود نواحی بالایی و پایینی میله به صورت یک گذر در میان جای خود را در قالب عوض کنند و لذا کرنش ایجاد شده در بالا و پایین میله بعد از فرآوری به تعداد چند گذر تقریباً یکسان باشد. بر خلاف جهت طولی، اختلاف بیشترین و کمترین چگالی نابجایی در نمونه های فرآوری شده به تعداد ۵ گذر با هر دو مسیر A و C تقریباً برابر بوده و مقدار $0/73 \times 10^{-15} \text{ m}^{-2}$ بدست می آید.



شکل ۹- نتایج شبیه سازی اجزاء محدود در خصوص نحوه تغییرات چگالی نابجایی در جهت عرضی نمونه های تیتانیوم CP بعد از اعمال گذرهای مختلف ECAP با استفاده از دو مسیر A و C.

مقایسه میزان غیر یکنواختی توزیع چگالی نابجایی در جهت طولی و عرضی میله ها که از مرکز آنها اندازه گیری شد با دامنه تغییرات بسیار وسیع چگالی نابجایی در سراسر میله به ویژه بعد از گذر پنجم مسیر A که اختلاف بیشترین و کمترین مقدار چگالی حدود $6/5 \times 10^{-15} \text{ m}^{-2}$ می باشد (شکل ۶) نشان از ناچیز بودن غیر یکنواختی توزیع چگالی در نواحی مرکزی نسبت به کل میله دارد. لذا می توان گفت با فاصله گرفتن از ابتدا و انتهای میله و دور شدن از مناطقی با رنگ زرد و قرمز در بالا و آبی در پایین (مربوط به نمونه ۵ گذره در شکل ۵) در سایر نواحی میله توزیع نسبتاً یکنواختی از نابجایی را خواهیم داشت.

[18] Manes A., Giglio M., Microstructural numerical modeling of Al₂O₃/Ti composites, *Structural Integrity Procedia*, Vol. 8, pp. 24-31, 2018.

[19] Pei Q. X., Hu B. H., Lu C., Wang Y. Y., A finite element study of the temperature rise during equal channel angular pressing, *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 303-308, 2003.

[20] Lee D. J., Dislocation density -based finite element analysis of large strain deformation behavior of copper under high pressure torsion, *Acta Materialia*, vol. 76, pp. 281-293, 2014.

[21] Estrin Y., Toth L. S., Molinari A., Brechet Y., A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation, *Acta Materialia* Vol. 46, pp. 5509-5522, 1998.

[22] Bouaziz O., Allain S., Scott C. P., Cugy P., Barbier D., High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: a review, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 15, pp. 141-168, 2011.

($3/0 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$) به ($4/64 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$) افزایش می یابد. همچنین استفاده از مسیر A به ۱۰٪ چگالی بالاتر نسبت به مسیر C منجر می شود. توزیع چگالی نابجایی در سراسر میله های تیتانیوم به استثنای چند میلیمتر از نواحی ابتدایی و انتهایی میله از یکنواختی مناسبی برخوردار است. مقایسه نتایج حاصل از شبیه سازی با چگالی نابجایی استخراج شده از استحکام تسلیم تیتانیوم با استفاده از رابطه تیلور نشان از تفاوت ۳۰ درصدی مقدار پیش بینی شده توسط شبیه سازی با مقدار محاسبه شده با رابطه تیلور دارد.

۵- مراجع

[1] Lutjering G., Williams J. C., Titanium, 2nd edition, *Springer*, pp. 15-52, 175-193, 2003.

[2] Dieter G. E., Mechanical Metallurgy, 2nd edition, *McGraw Hill, Singapore*, pp. 245-247, 1998.

[3] Humphreys F. J., Hatherly M., Recrystallization and related annealing phenomena, 2nd edition, *Pergamon*, pp. 12-18, 2004.

[4] Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V., Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in Materials Science*, Vol. 45, pp. 103-189, 2000.

[5] Valiev R. Z., Langdon T. G., Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, Vol. 51, pp. 881-981, 2006.

[۶] عباس زاده ب.، مرادشخی م.، مقدار فلاح م.، عرب س.، بررسی اثر فرآیند ECAP با استفاده از قالبی با طرح جدید بر سختی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵. مجله مهندسی مکانیک دانشگاه تبریز، د. ۵۴، ش. ۱، ص ۲۳-۳۰، ۱۴۰۲.

[۷] زمانی ع.، گرجی ح.، بخشی جویباری م.، حسینی پور ج.، حسین زاده م.، اصلاح فرآیند ECAP با استفاده از کانال مارپیچ بیضوی. مجله مهندسی مکانیک دانشگاه تبریز، د. ۵۱، ش. ۴، ص ۳۵۱-۳۶۰، ۱۴۰۰.

[۸] رعنائی م.، بهلولی ح.، خلیلی خ.، عرب س.، مطالعه تجربی اثر مقدار کرنش اعمالی در هر مرحله از فرآیند اکستروژن در کانال های هم مقطع زاویه دار بر روند تکامل استحکام مس خالص تجاری. مجله مهندسی مکانیک دانشگاه تبریز، د. ۴۷، ش. ۲، ص ۳۳۳-۳۴۲، ۱۳۹۶.

[9] Stolyarov V. V., Zhu Y. T., Alexandrov I. V., Influence of ECAP routes on the microstructure and properties of pure Ti, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 299, pp. 59-67, 2001.

[10] Kim I, Jeong W. S., Kim J., Deformation structures of pure Ti produced by equal channel angular pressing, *Scripta Materialia*, Vol. 45, pp. 575-581, 2001.

[11] Yapici G. G., Karaman I., Maier H. J., Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 434, pp. 294-302, 2006.

[12] Shin D. H., Kim I., Kim J., Kim Y. S., Semiatiin S. L., Microstructure development during equal-channel angular pressing of titanium, *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 983-996, 2003.

[13] Hajizadeh K., Eghbali B., Topolski K., Kurzydowski K. J., Ultra-fine grained bulk CP-Ti processed by multi-pass ECAP at warm deformation region, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 143, pp. 1032-1038, 2014

[14] Hajizadeh K., Eghbali B., Effect of Two-Step Severe Plastic Deformation on the Microstructure and Mechanical Properties of Commercial Purity Titanium, *Metals and Materials International*, Vol. 20, pp. 343-350, 2014.

[15] Hajizadeh K., Abbasi Chianeh V., Kurzydowski K. J., Insight into dislocation activity during ECAP processing of AISI 304 stainless steel studied by X-ray diffraction profile analysis, *Applied Physics A*, Vol. 128, 806, 2022.

[16] Kocks U. F., Mecking H., Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case, *Progress in Materials Science*, Vol. 48, pp. 171- 198, 2003.

[17] Ahn D. H., Kim H. S., Estrin Y., A semi-phenomenological constitutive model for hcp materials as exemplified by alpha titanium, *Scripta Materialia*, Vol. 67, pp. 121-124, 2012.