



Microstructure and texture investigation of commercial pure aluminium subjected to torsion deformation using crystal plasticity simulation

Erfan Maddah, Mohammad Javad Rezaei, and Mohammad Sedighi*

School of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Abstract: Aluminum wires, due to their extensive use in various industries, particularly in the electrical power transmission industry, have been of significant importance. One of the most effective methods for investigating the microstructure is utilization of the crystal plasticity theory. In this study, the microstructural changes of a 1000 aluminum wire (grade 1350) with a diameter of four mm under torsional loading are examined using a spectral solver (Fast Fourier Transform) in DAMASK software. For this purpose, crystal plasticity fast fourier transform is applied to a representative volume element containing 100 grains. The initial non-random texture is assigned to the representative volume element as quaternion numbers and then, using crystal plasticity spectral solver, the deformed quaternion numbers due to shear deformation are extracted. Using the MTEX toolbox available in MATLAB, these numbers are transformed into pole figures and inverse pole figures, and orientation distribution functions of grains were converted and plotted. The accuracy of crystal plasticity fast fourier transform results is validated against experimental results from Electron Backscatter Diffraction tests. Comparison of the results for a π -radian rotation sample shows that components A , \bar{A} , A_1^* , A_2^* , B and \bar{B} are created from the pole figure results. However, no substantial component is seen in orientation distribution functions in both experimental and crystal plasticity simulation test samples.

Keywords: Crystal plasticity, Texture, Microstructural evolution, Numerical spectral solver.

Received: Jun. 26, 2024; Revised: Oct. 13, 2023; Accepted: Oct. 15, 2024; Published Online: Mar. 20, 2025.

* Corresponding Author: sedighi@iust.ac.ir

How to Cite: Maddah Erfan, Rezaei Mohammad Javad and Mohammad Sedighi, Microstructure and texture investigation of commercial pure aluminium subjected to torsion deformation using crystal plasticity simulation, Journal of Computational Methods in Engineering; 2025, 43(2), 127-142; doi.org/10.47176/jcme.43.2.1034.





بررسی ریزساختاری و بافت آلومینیوم خالص تجاری تحت تغییرشکل پیچشی به کمک شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته

عرفان مداح، محمد جواد رضایی و محمد صدیقی*

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

چکیده - سیم‌های آلومینیومی، با توجه به کاربرد فراوان در صنایع گوناگون، به خصوص در صنعت انتقال برق، از اهمیت بسزایی برخوردار بوده‌اند. یکی از موثرترین روش‌ها برای بررسی ریزساختار، استفاده از تئوری کریستال پلاستیسیته است. در این پژوهش، تحولات ریزساختاری یک سیم آلومینیومی سری ۱۰۰۰ (گرید ۱۳۵۰) با قطر چهار میلی‌متر تحت بارگذاری پیچشی با استفاده از حل‌گر طیفی (تبدیل فوریه سریع) نرم‌افزار داماسک مورد بررسی قرار می‌گیرد. به این منظور، حل کریستال پلاستیسیته طیفی بر روی یک نماینده المان حجمی با تعداد ۱۰۰ دانه انجام می‌شود. بافت اولیه غیرتصادفی به صورت اعداد چهاروجهی به نماینده المان حجمی اختصاص داده شده و سپس به کمک حل طیفی کریستال پلاستیسیته، اعداد چهاروجهی تغییرشکل یافته در اثر تغییرشکل برش استخراج می‌گردند. با استفاده از بسته نرم‌افزاری ام‌تکس موجود در متلب، این اعداد به اشکال قطبی، اشکال قطبی معکوس و تابع توزیع جهت‌گیری دانه‌ها تبدیل شده و ترسیم گردید. صحت‌سنجی نتایج شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته طیفی به کمک مقایسه نتایج تجربی آزمایش پراکنش الکترون برگشتی با نتایج شبیه‌سازی انجام شده است. مقایسه نتایج نمونه π رادیان چرخش نشان داد که جزءهای A_1 ، A_2 ، A_3 و A_4 در نتایج شکل قطبی مشاهده می‌شوند اما جزء محسوسی از نتایج تابع توزیع جهت در هر دو نمونه آزمون‌های تجربی و شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته دیده نمی‌شود.

واژه‌های کلیدی: کریستال پلاستیسیته؛ بافت؛ تحولات ریزساختاری؛ روش عددی طیفی.

دریافت مقاله: ۱۴۰۳/۰۴/۰۶، بازنگری: ۱۴۰۳/۰۷/۲۲، پذیرش: ۱۴۰۳/۰۷/۲۴، اولین انتشار: ۱۴۰۳/۱۲/۳۰

*: نویسنده مسئول، رایانامه: sedighi@iust.ac.ir



فهرست علائم

علائم یونانی	A	عنصر ایده آل در تغییرشکل برشی ساده مواد FCC
γ کرنش برشی	a	ضریب سخت شوندگی
$\dot{\gamma}$ نرخ کرنش بر روی صفحه دلخواه	A_2^*	عنصر ایده آل در تغییرشکل برشی ساده مواد FCC
$\dot{\gamma}_0$ نرخ برش مرجع	B	عنصر ایده آل در تغییرشکل برشی ساده مواد FCC
τ مولفه تنش برشی در صفحه دلخواه α	\bar{B}	عنصر ایده آل در تغییرشکل برشی ساده مواد FCC
ξ مقاومت در برابر لغزش در صفحه دلخواه α	C_{ij}	ثابت الاستیک
ϵ_f کرنش حدی	E	مدول الاستیسیته
ν ضریب پواسون	h_0	ضریب سخت شوندگی
σ_y تنش تسلیم	$h^{\alpha\beta}$	ماتریس برهم کنش لغزش - لغزش
σ_u تنش حد نهایی	N	تعداد دوران اعمال شده
θ مقدار زاویه دوران میله پس از اعمال بار پیچشی	N_s	تعداد کل سیستم های لغزش
بالانویس ها	n	ضریب حساسیت نرخ کرنش
α صفحه لغزش دلخواه	L	طول سیم
β صفحه لغزش دلخواه	R	شعاع سیم

مقدمه

فراوان محققین این حوزه قرار گرفته است [۳]. انجام فرآیندهای حرارتی و روش های مرسوم استحکام دهی به وسیله کارسختی و همچنین تبدیل ساختار به دانه های ریز به وسیله فرآیندهای پیوسته شکل دهی فلزات، همچون کشش بر روی سیم های آلومینیومی خالص، دارای محدودیت است [۴]. فرآیندهایی که با تغییرشکل پلاستیک شدید همراه هستند، از روش هایی برای شکل دهی استفاده می کنند که در آن کرنش های بسیار بالا به قطعه کار اعمال می شود به طوری که تغییرات قابل توجهی در ابعاد کلی آن ایجاد نشده و به جای آن، باعث ایجاد دانه های بسیار ریز می شود [۵]. روش های تجربی برای مطالعه رفتار تغییرشکل در پلی کریستال ها همواره چالش برانگیز بوده و بیشتر اوقات باعث غیرقابل استفاده شدن نمونه مورد بررسی می شوند. از طرف دیگر، ساختار ناهمگون دانه ها، جهت های کریستالی گوناگون هر یک از دانه ها در میان تعداد زیادی از دانه های تشکیل دهنده یک قطعه، نواحی ناپیوستگی در مرز دانه ها و تأثیراتی که هر دانه بر دانه های مجاور خودش می گذارد، موارد مهمی هستند که به پیچیدگی

سیم های آلومینیومی خالص تجاری به دلیل رسانایی الکتریکی خوب، وزن کم و مقاومت بالا در برابر خوردگی، در قطره های گوناگون کاربرد گسترده ای در صنایع مختلفی نظیر صنعت انتقال توان الکتریکی دارند [۱]. به همین دلیل بهبود استحکام مکانیکی این سیم ها، ضمن تحت تأثیر قرار ندادن خواص الکتریکی خوب آن ها، مورد توجه صنعتگران و محققان قرار گرفته است تا بتوان از آن ها در میدان وسیعی از کاربردها استفاده کرد [۲]. یکی از روش های رایج برای دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب آلیاژهای آلومینیوم خالص تجاری، مانند افزایش استحکام این سیم ها، کاهش اندازه دانه ها ضمن افزایش چگالی نابجایی ها در مرز دانه ها است [۲]. این موضوع نخستین بار توسط هال - پچ معرفی شد. تاکنون روش های مختلفی جهت تولید مواد ریزدانه معرفی گردیده که در این میان، فرایند تغییرشکل پلاستیک شدید به صورت ویژه ای جهت تولید مواد فوق ریزدانه^۱ مورد توجه

تحلیل تغییرشکل در پلی کریستال‌ها می‌افزایند. به همین دلیل، روش‌های شبیه‌سازی عددی به دلیل غیرمخرب بودن، توجه محققان را به خود جلب کرده‌اند. در میان این روش‌ها، شبیه‌سازی‌های کریستال پلاستیسیته اجزا محدود^۲ (CPFEM) و روش محاسباتی با استفاده از حل گر طیفی، از پرکاربردترین ابزارهایی هستند که به طور گسترده توسط پژوهشگران برای بررسی تغییرشکل پلی کریستال‌ها به کار گرفته شده‌اند. یک نکته قابل توجه در مورد روش‌های شبیه‌سازی عددی، رسیدن به یک حد بهینه میان سرعت محاسبات و وضوح بالاتر است. روش CPFEM این ضعف را در الگوریتم محاسباتی خود دارد: هزینه محاسباتی در وضوح‌های نسبتاً بالا به طور قابل توجهی بالا است. در حالی که روش حل طیفی در فضای فوریه عمل کرده و به نسبت روش FEM به دلیل استفاده مکرر از تبدیل فوریه سریع^۳ (FFT) به عنوان بخشی از الگوریتم حل تکرارشونده، می‌تواند در وضوح‌های بالا بدون هزینه محاسباتی سنگین مدیریت شود.

مدل‌های پیوسته که تحولات ریزساختاری را استخراج می‌کنند بر دو مولفه اساسی استوار هستند: (۱) متغیرهای کمی وضعیت که ویژگی‌های اساسی وضعیت ماده را در بر می‌گیرند و (۲) معادلاتی که تحولات رخ داده را تحت بارگذاری توصیف می‌کنند [۶]. توسعه یک بسته نرم‌افزاری که قادر به ادغام این جوانب مختلف برای به دست آوردن یک دیدگاه کامل از تحولات ریزساختاری اتفاق افتاده باشد، نیازمند به کارگیری تخصص‌های زیادی است [۶]. بسته نرم‌افزاری داماسک^۴ ابزاری برای این منظور است [۶]. ساختار این بسته نرم‌افزاری به شیوه سلسله‌مراتبی طراحی شده است تا رفتار مادی را برای حل مسائل مقدار مرزی الاستوپلاستیک در حوزه‌هایی همچون آسیب، اثرات حرارتی و برخی اثرات ترمودینامیکی، از مقیاس تک کریستال تا قطعات، در فرآیندهای تولید پیچیده، مدل‌سازی کند [۶]. این نرم‌افزار قادر به مزدوج نمودن معادلات تعادل مکانیکی فرآیند با قوانین و مدل‌های گوناگون کریستال پلاستیسیته بوده که هر یک از این معادلات به دست آمده را می‌تواند با ابزارهای عددی اجزای محدود و روش طیفی بر پایه تبدیل فوریه سریع حل کند

[۶]. تغییرشکل پیچشی ساده به طور موفقیت‌آمیزی برای اعمال کرنش‌های پلاستیک بزرگ به مواد فلزی مختلفی مورد استفاده قرار گرفته است [۷-۹]. صدیقی و همکاران [۴]، اثر تغییرشکل حاصل از بار پیچشی را بر خواص کششی سیم‌های آلومینیومی خالص تجاری مورد ارزیابی قرار دادند. آن‌ها سیم‌های آلومینیومی با قطر یکسان را با گام‌های طولی مختلف تحت تغییرشکل پیچشی قرار دادند تا اثر تغییرات ریزساختاری حاصل در اثر تغییرشکل پیچشی را مطالعه کنند. نتایج نشان دادند که میزان ریزشدن دانه‌ها با مقدار تغییرشکل پلاستیکی برشی ناشی از تغییرشکل پیچشی ارتباط مستقیم دارد. کاروسو و آمبروگیو [۱۰]، آثار استحکام‌بخشی (استحکام تسلیم و نهایی، پلاستیسیته، چقرمگی)، رسانایی الکتریکی و تغییرات ریزساختاری آلومینیوم خالص تجاری ۱۳۷۰ (با خلوص ۹۹/۷٪ آلومینیوم) را هنگامی که فرآیندهای مرسوم کشش سیم با روش تغییرشکل پلاستیک شدید کشش در کانال‌های همسان زاویه‌ای^۵ (ECAD) ترکیب می‌شوند، مورد بررسی قرار دادند. نشان داده شده است که سیم-های تولید شده طی فرآیند به کار گرفته شده کشش-ECAD-کشش در این پژوهش، بهبود مشهودی را نسبت به سیم‌هایی که به روش مرسوم کشش سیم تولید می‌شوند، از خود ارائه داده‌اند. به این صورت که با داشتن ساختاری با دانه‌های ریزتر، استحکام مکانیکی این سیم‌ها افزایش داشته و همچنین رسانایی الکتریکی آن‌ها نیز تحت تاثیر قرار نگرفته است. از دیگر دستاوردهای مهم این پژوهش می‌توان به کاهش اندازه‌های دانه‌ها اشاره کرد که انجام فرآیندهای حرارتی را که نیازمند صرف مقدار زیادی زمان و انرژی هستند، بی‌نیاز می‌کند. شیخ و همکاران [۱۱]، در پژوهش خود به توصیف و مدل‌سازی بافت‌های کریستالی در یکی از روش‌های تغییرشکل پلاستیک شدید به نام تکنیک اکستروژن برش ساده^۶ (SSE) پرداختند. در مدل‌های CPFEM آن‌ها، سه مجموعه پلی کریستال به عنوان حجم‌های نماینده در منطقه مرکزی یک نمونه، تحت تغییرشکل قرار می‌گیرند که تاریخچه تغییرشکل‌های حقیقی مشاهده شده در SSE را مدل می‌کنند. مشاهده شده است که مدل‌های CPFEM توسعه داده شده در این

پژوهش نه تنها تعاملات پیچیده میان هر کدام از کریستال‌های تشکیل‌دهنده مجموعه کریستالی را ثبت می‌کنند، بلکه شرایط مرزی درونی فرآیند SSE را نیز به تصویر می‌کشند. رضایی و همکاران [۱۲]، در پژوهشی، شبیه‌سازی اجزا محدود چند مقیاسی کریستال پلاستیسیته برای مواد پلی‌کریستال را در یک چارچوب محاسباتی سلسله مراتبی انجام داده و به تجزیه و تحلیل ساختار در مقیاس ماکرو/میکرو پرداختند. یافته‌های این تحقیق نشان داد که بافت پس از پیچش آلومینیوم خالص به طور کامل به لغزش نابجایی‌ها نسبت داده می‌شود و توسط کریستال پلاستیسیته قابل پیش‌بینی است. همچنین، نشان داده شده است که شبیه‌سازی چندمقیاسی کریستال پلاستیسیته می‌تواند تأثیر کرنش ناهمگن بر بافت تغییرشکل یافته را پیش‌بینی کند. یک پیشرفت مهم برای پیش‌بینی پاسخ مکانیکی مواد ساختاری می‌تواند با استفاده از یک اصلاح دقیق‌تر در ریزساختار ایجاد شده، صورت گیرد. به این منظور، رسیدن به بالاترین حد ممکن در وضوح فضایی مدل، می‌تواند مفید واقع شود. به منظور استخراج جزئیات پیچیده ریزساختاری، روش‌های طیفی به عنوان یک جایگزین کارآمد برای روش مرسوم اجزا محدود در سالیان گذشته معرفی و قابلیت‌های آن‌ها برای مورد مواد پلی‌کریستالی نشان داده شده است. آیزنلوهر و همکاران [۱۳]، در پژوهش خودشان، توسعه فرمولاسیون طیفی موجود برای پلی‌کریستال‌ها را، در شرایط کرنش‌های محدود، بدون محدودیت به یک قانون ساختاری پلاستیسیته خاص و با در نظر گرفتن اجرای آن برای یک مدل قابل تعمیم برای انواع مواد مختلف، ارائه کردند. آن‌ها در این مقاله، دو رویکرد حل کریستال پلاستیسیته به روش تبدیل فوریه سریع^۷ (CPFEM) و CPFEM را در حل مسائل کریستال پلاستیسیته مورد مقایسه قرار دادند. نشان داده شد که روش CPFEM نسبت به روش CPFEM وابستگی بسیار کمتری به تعداد مش داشته و نتایج حاصل از رویکرد CPFEM با سرعت و وضوح بسیار بیشتری از نتایج CPFEM استخراج محاسبه می‌شوند. مکانیزم‌های گوناگونی همچون جریان پلاستیک ناهمسانگرد، شروع آسیب و انتشار ترک، پاسخ کلی مکانیکی

مواد سازه‌ای را بیان می‌کنند. بنابراین، درک چگونگی اثر گذاشتن هر یک از این مکانیزم‌ها بر روی یکدیگر، امری ضروری در طراحی آلیاژهای ارتقایافته است. در همین زمینه، دیهل و همکاران [۱۴]، با استفاده از بسته نرم‌افزاری داماسک، چگونگی مزدوج کردن رویکرد کریستال پلاستیسیته با روش‌های میدان فازی شکست، برای درک بهتر ارتباط پیچیده میان جهت‌گیری کریستالی و هندسه یک حفره، را مورد بررسی قرار دادند. در یک پژوهش دیگر، هائولا و همکاران [۱۵]، اثر اندازه دانه را بر جریان تنش در چند ماده با ساختار کریستال FCC (مس، آلومینیوم، نقره و نیکل)، با استفاده از همگن‌سازی محاسباتی یک نماینده المان حجمی^۸ (RVE) برای یک ریزساختار، با رویکرد FFT و ترکیب آن با یک مدل کریستال پلاستیسیته بر مبنای گرادیان کرنش، مورد بررسی قرار دادند. مطالعات انجام شده نشان می‌دهند که چگونه ترکیب FFT با مدل کریستال پلاستیسیته بر مبنای گرادیان کرنش می‌تواند اثر مرزخانه‌ها بر رفتار مکانیکی را، ضمن استفاده از RVE واقع‌گرایانه برای ریزساختار مورد نظر، بررسی کند.

در این مقاله، یک سیم آلومینیومی خالص تجاری تحت بار پیچشی به میزان π رادیان قرار گرفته است. این فرآیند با سرعت دورانی پنج دور بر دقیقه توسط دستگاه آزمایش پیچش ستام انجام شده که به جهت افزایش استحکام مکانیکی سیم آلومینیومی با ایجاد تغییرشکل پلاستیک شدید در آن صورت می‌گیرد. تصاویر مربوط به بافت تجربی شامل تابع توزیع جهت، شکل قطبی و شکل قطبی معکوس با انجام آزمایش تجربی پراکنش الکترون برگشتی^۹ (EBSD) بدست می‌آیند. همچنین شبیه‌سازی-های عددی جهت پیش‌بینی این رفتار با استفاده از حل گر طیفی داماسک انجام می‌شود. هدف از شبیه‌سازی عددی انجام شده در این مقاله با استفاده از حل گر طیفی داماسک، به دست آوردن تحولات ریزساختاری از جمله بافت ایجاد شده در نمونه آلومینیومی تحت بارگذاری پیچشی است. در این بررسی، بافت حاصل از آزمایش تجربی و شبیه‌سازی عددی انجام شده برای نمونه آلومینیومی مورد مقایسه قرار گرفته‌اند. در سالیان اخیر روش CPFEM برای حل مسائل کریستال

در این رابطه، به عنوان یک جایگزین برای روش مرسوم CPFEM معرفی شده است [۱۳]. علاوه بر این، با استفاده از نرم‌افزار داماسک، شرایط انعطاف‌پذیری برای ترکیب‌کردن چندین قانون ساختاری کریستال پلاستیسیته با طرح‌های همگن‌سازی محاسباتی CPFEM فراهم می‌شود. توان بالای این نرم‌افزار، به خصوص در زمینه شبیه‌سازی با رویکرد حل طیفی، باعث شده است که مسیرهای تحقیقاتی بسیار گسترده و نوآورانه‌ای به روی محققان باز شده باشد تا بتوانند، شبیه‌سازی‌های عددی سنگین‌تر و با وضوح نتایج بیشتری را، در زمینه‌هایی که روش CPFEM در تحلیل‌شان ضعف داشت، انجام دهند. بنابراین در این مقاله، با استفاده از رویکرد CPFEM، شبیه‌سازی تغییرشکل پیشگی ساده در سیم آلومینیومی سری ۱۰۰۰ (گرید ۱۳۵۰) تحت بارگذاری پیشگی با استفاده از بسته نرم‌افزاری داماسک انجام شده است.

با توجه به آزمون EBSD که روی مقطع عرضی سیم آلومینیومی در مرحله پیش از اعمال بار صورت گرفت، مشخص شد که توزیع بافت سیم آلومینیومی مورد آزمایش در این مقاله به صورت غیرتصادفی و یا جهت‌دار بوده است. بدین صورت که در آن، جهت [۱۰۰] کریستالی آن با جهت X یا همان جهت نورد^{۱۱} (RD) نمونه هم‌جهت بوده است. نرم‌افزار داماسک از الگوریتم حل FFT در تحلیل مسائل خود استفاده می‌کند. این قابلیت یک روش محاسباتی موثر برای حل معادلات حاکم بر شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته که توصیف‌گر رفتار مواد در شرایط گوناگون، شامل رفتار الاستیسیته و پلاستیسیته مواد، هستند فراهم می‌کند. حل گر FFT عموماً به علت توانایی بالای آن در تحلیل شرایط مرزی متناوب، که در شبیه‌سازی‌های کریستال پلاستیسیته بسیار فراوان هستند، انتخاب می‌شود. طبیعت تکرارشونده شبکه‌های کریستالی در این گونه شبیه‌سازی‌ها نیاز به یک رویکردی که بتواند به طور مناسبی این ذات تناوبی را مدیریت کند، ضروری کرده است و به همین جهت رویکرد FFT به یک گزینه ایده‌آل در این زمینه تبدیل شده است. برای شبیه‌سازی با حل گر FFT نرم‌افزار داماسک، ابتدا یک RVE مجازی متناوب با تعداد ۱۰۰ دانه، با وضوح $16 \times 16 \times 16$ و به حجم $10 \times 10 \times 5 \text{ m}^3$ تشکیل و بافت جهت‌دار نمونه به آن اختصاص داده شده است. شرایط مرزی متناوب در نظر گرفته شده و بارگذاری به‌نحوی بر روی نماینده المان حجمی اعمال می‌گردد که کشش تک‌محوره در راستای محور X و برش بر روی صفحه XY را ایجاد نماید.

پلاستیسیته، به عنوان یک جایگزین برای روش مرسوم CPFEM معرفی شده است [۱۳]. علاوه بر این، با استفاده از نرم‌افزار داماسک، شرایط انعطاف‌پذیری برای ترکیب‌کردن چندین قانون ساختاری کریستال پلاستیسیته با طرح‌های همگن‌سازی محاسباتی CPFEM فراهم می‌شود. توان بالای این نرم‌افزار، به خصوص در زمینه شبیه‌سازی با رویکرد حل طیفی، باعث شده است که مسیرهای تحقیقاتی بسیار گسترده و نوآورانه‌ای به روی محققان باز شده باشد تا بتوانند، شبیه‌سازی‌های عددی سنگین‌تر و با وضوح نتایج بیشتری را، در زمینه‌هایی که روش CPFEM در تحلیل‌شان ضعف داشت، انجام دهند. بنابراین در این مقاله، با استفاده از رویکرد CPFEM، شبیه‌سازی تغییرشکل پیشگی ساده در سیم آلومینیومی سری ۱۰۰۰ (گرید ۱۳۵۰) تحت بارگذاری پیشگی با استفاده از بسته نرم‌افزاری داماسک انجام شده است.

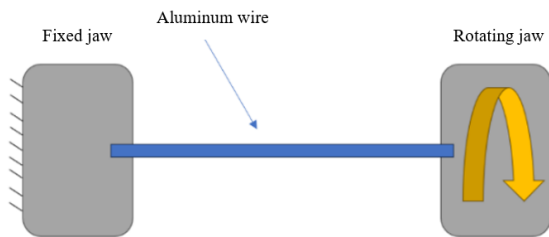
مواد و روش تحقیق

در شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته، مدل سخت‌شوندگی پدیدارشناختی توانی^{۱۰}، در ساده‌ترین شکل خودش برای بررسی سخت‌شوندگی موادی مورد استفاده می‌گیرد که تحت شرایط بارگذاری با کرنش شبه‌استاتیکی و در وضعیت محیطی همدم باشد [۱۶]. برش بر روی هر سیستم لغزش دلخواه α به شکل نرخ آن به صورت زیر تعریف می‌شود [۱۷]:

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \dot{\gamma}_0^{\alpha} \left| \frac{\tau^{\alpha}}{\xi^{\alpha}} \right|^n \text{sgn}(\tau^{\alpha}) \quad (1)$$

در این رابطه، $\dot{\gamma}_0^{\alpha}$ نرخ برش مرجع، n ضریب حساسیت نرخ کرنش و τ^{α} بیانگر مولفه تنش برشی است. همچنین، ξ^{α} پارامتر مقاومت در برابر لغزش نامیده می‌شود و از رابطه (۲) محاسبه می‌گردد [۱۷]:

$$\xi^{\alpha} = h_0 \sum_{\beta=1}^{N_s} |\dot{\gamma}^{\beta}| \left| 1 - \frac{\xi^{\beta}}{\xi_{\infty}^{\beta}} \right|^a \text{sgn} \left(1 - \frac{\xi^{\beta}}{\xi_{\infty}^{\beta}} \right) h^{\alpha\beta} \quad (2)$$

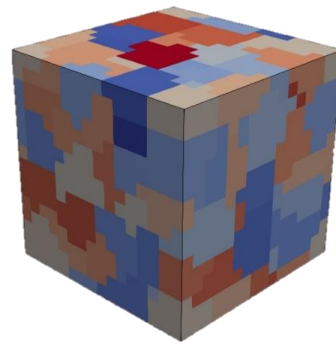


شکل ۲- تصویر شماتیکی از نحوه بسته شدن سیم آلومینیومی به فک دستگاه تست پیچش

در این پژوهش، یک نمونه سیم آلومینیومی خالص تجاری به قطر چهار میلی‌متر و طول موثر ۳۰ میلی‌متر به دو سر فک دستگاه آزمایش پیچش ستمام بسته می‌شود. این آزمایش پیچش مطابق استاندارد ASTM: A938-07 بر روی سطح مقطع عرضی سیم انجام شده است. در شکل ۲، تصویری شماتیکی از نحوه اعمال بار پیچشی بر روی نمونه آزمایش شده، جهت بدست آوردن نتایج تجربی آزمایش پیچش، ارائه شده است.

جهت بدست آوردن رفتار و استخراج خواص مکانیکی سیم آلومینیومی، یک آزمایش کشش نیز بر روی همان سیم انجام شده است که نمودار تنش - کرنش مربوط به آن در شکل ۳ ملاحظه می‌شود. آزمایش کشش تک‌محوره بر روی نمونه در دمای اتاق با استفاده از دستگاه آزمایش کشش ستمام و با نرخ کرنش $10^{-3} s^{-1}$ 1×3 صورت گرفته است. این آزمایش مطابق استاندارد ASTM: E8/E8M-15a بر روی سطح مقطع عرضی سیم انجام شده است. همچنین، طول موثر نیز با طول اولیه سیم برابر بوده است. جدول ۱ و ۲، به ترتیب نشان دهنده ترکیبات شیمیایی و خواص مکانیکی پایه استخراج شده از آزمایش تنش تک محوره هستند [۱۲]. همچنین نمودار تنش - کرنش مربوط به آزمایش پیچش سیم آلومینیومی نیز در شکل ۴ مشاهده می‌شود.

در انتهای فرآیند اعمال بار در این بررسی‌ها، سیم آلومینیومی پس از نیم دور (معادل π رادیان) دوران، دچار تغییرشکل



شکل ۱- مکعب نماینده المان حجمی مجازی در گام نخست پیش از اعمال بار

شرایط مرزی ترکیبی مربوط به بار کششی ذکر شده به صورت معادله (۳) تعریف شده است:

$$\dot{F}_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & * & 0 \\ 0 & 0 & * \end{bmatrix} \times 10^{-3} \cdot s^{-1} \quad (3)$$

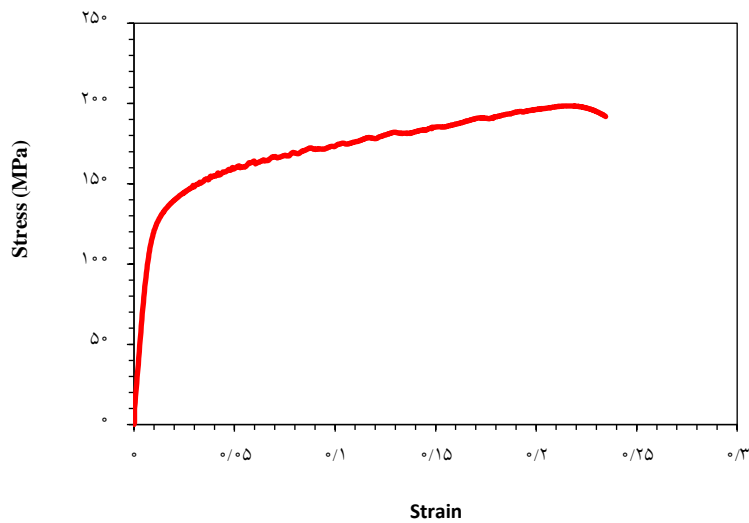
همچنین تنش پیولا-کیرشهف متناسب با این بار به صورت معادله (۴) است:

$$\bar{P}_{ij} = \begin{bmatrix} * & * & * \\ * & 0 & * \\ * & * & 0 \end{bmatrix} \text{ Pa} \quad (4)$$

که در معادلات (۳) و (۴)، \dot{F}_{ij} گرادیان تغییرشکل و \bar{P}_{ij} تانسور تنش پیولا-کیرشهف اول هستند و علامت‌های * نشان‌دهنده مولفه‌های تکمیل‌کننده شرایط بارگذاری هستند. همانند آزمایش کشش تجربی انجام شده در این مقاله، شرایط مرزی مشابهی با اعمال نرخ کرنش کششی $10^{-3} s^{-1} \times 1$ به نماینده المان حجمی، برای شبیه‌سازی عددی ایجاد شده است. همچنین، برای شبیه‌سازی آزمایش پیچش نیم‌دور سیم آلومینیومی، شرایط مرزی اعمالی بر روی RVE با تعریف نرخ گرادیان تغییرشکل برشی به صورت معادله (۵) صورت گرفته است:

$$\dot{F}_{ij} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 1 & * & 0 \\ 0 & 0 & * \end{bmatrix} \times 10^{-3} \cdot s^{-1} \quad (5)$$

در شکل ۱، تصویری از هندسه تعریف شده در گام اولیه (پیش از اعمال بار) نمایش داده شده است. برای توصیف تصویری المان‌های طراحی شده با استفاده از نرم‌افزار داماسک، از نرم‌افزار پاراوویو^{۱۲} استفاده می‌شود.



شکل ۳- نتایج مربوط به تست کشش تک محوره سیم آلومینیومی

جدول ۱- حدود ترکیبات شیمیایی آلومینیوم خالص [۱۲]

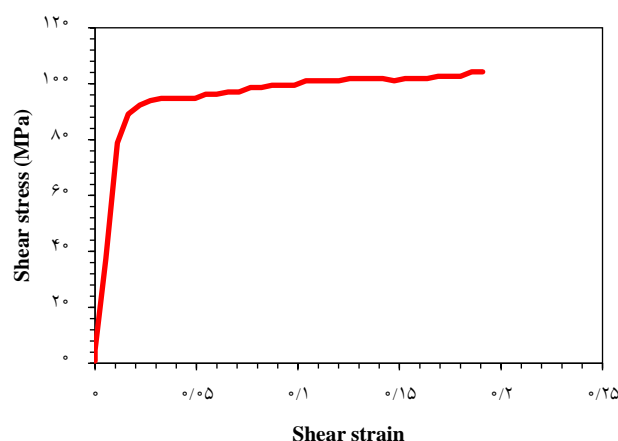
سایر	تیتانیوم	روی	حداکثر منیزیم	حداکثر منگنز	حداکثر مس	حداکثر آهن	حداکثر سیلیسیوم	حداقل آلومینیوم
۰/۰۳	۰/۰۵	۰/۰۷	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۴	۰/۲۵	۹۹/۵

جدول ۲- خواص مکانیکی سیم آلومینیومی خالص تجاری [۱۲]

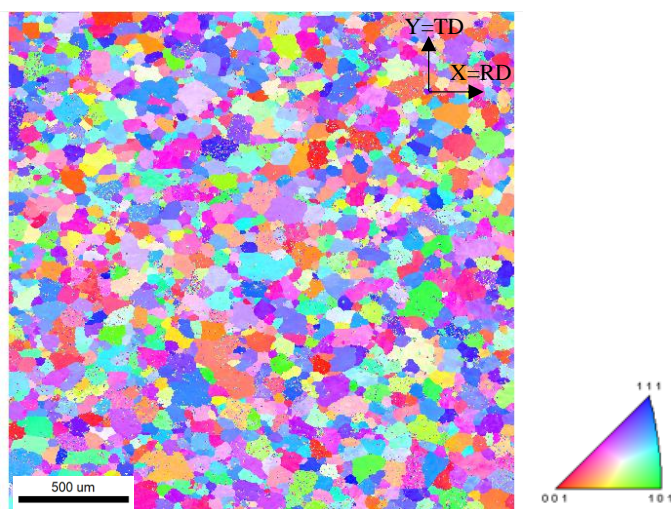
ϵ_f	$(MPa)\sigma_u$	$(MPa)\sigma_y$	E (GPa)	ν
۲۴٪	۱۹۸	۹۷	۶۹	۰/۳۳

آی ام^{۱۶} صورت گرفته است. فرآیند آماده سازی سیم آلومینیومی برای آزمایش EBSD به صورت سمباده زنی مقطع عرضی سیم و سپس پولیش زنی این مقطع صورت بوده است. اسکن ها در یک وضوح تک و در مناطق اسکن از پیش تعریف شده، با استفاده از ولتاژ موثر ۲۸ کیلوولت بر روی نمونه ای که با زاویه ۷۰ درجه کج شده است، انجام شده اند. اندازه گیری ها برای نمونه بدون تغییر شکل در یک منطقه بزرگ و برای نمونه تغییر شکل یافته در یک منطقه کوچک صورت گرفتند. در اسکن بزرگ، منطقه انتخاب شده ۱۲۰۰ در ۱۲۰۰ میکرومتر با اندازه گام ۲ میکرومتر

پلاستیک می شود. برای سیم آلومینیومی استفاده شده در این آزمایش، تصاویر مربوط به تابع توزیع جهت، شکل قطبی و شکل قطبی معکوس در حالت اولیه سیم و بعد از اعمال بار پیچشی به دست آمده اند. برای این منظور از آزمایش های EBSD بر روی سیم آلومینیومی مورد بررسی در این تحقیق استفاده شده است. جمع آوری داده های این آزمایش با استفاده از روش میکروسکوپ الکترون روبشی^{۱۳} (SEM) مجهز به میکروسکوپ تسکان میرا^{۱۴}، با یک تشخیص دهنده معروف به هیکاری^{۱۵} انجام شده است. آنالیز داده های بدست آمده با استفاده از بسته نرم افزاری او



شکل ۴- نتایج مربوط به آزمایش پیچش سیم آلومینیومی



شکل ۵- تصویر بدست آمده از آزمون EBSD پیش از تغییر شکل پیچشی در سیم

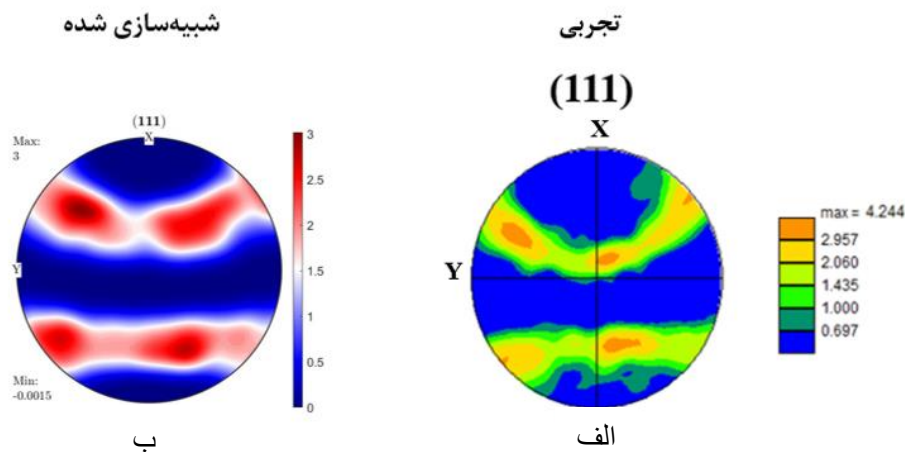
قبل از تغییر شکل اندازه گیری در یک مستطیل محاط شده از مرکز تا نزدیک سطح خارجی است. از این آزمون، میانگین قطر دانه‌ها $55 \mu m$ محاسبه شده است. سپس شکل قطبی حاصل از این آزمون برای صفحه کریستالی (111)، مطابق شکل ۶-الف بدست آمده است. همچنین در شکل ۶-ب، شکل قطبی محاسبه شده از حل عددی نیز، برای فاصله $1/5$ میلی متری از مرکز سیم، ارائه شده است. در هر دو شکل مشاهده می شود که جهت $[100]$ کریستالی با جهت RD نمونه هم جهت است.

ویژگی های مادی مرتبط با رفتار الاستیک و پلاستیک از طریق آزمون های تجربی و شبیه سازی با استفاده از روش سعی و خطا

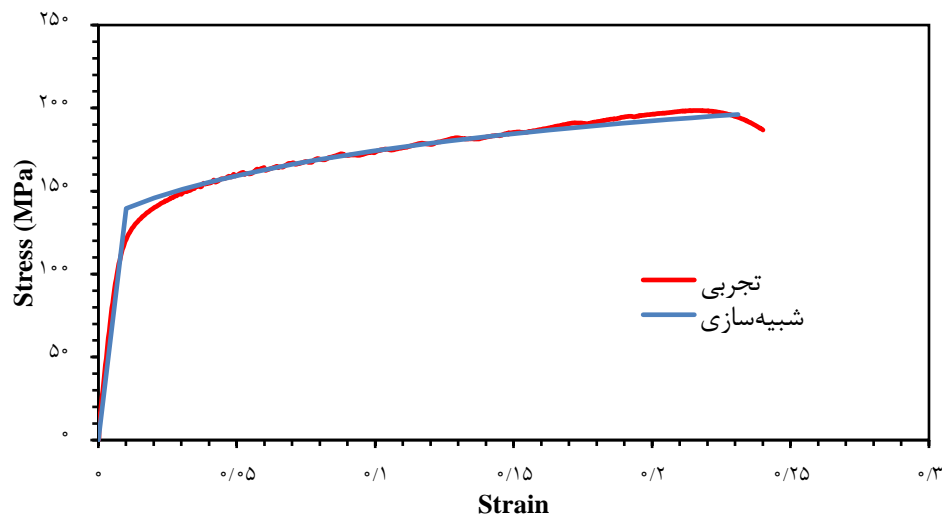
و در اسکن کوچک، این منطقه 300 در 600 میکرومتر با اندازه گام 1 میکرومتر بوده است. پس از انجام آزمایش EBSD، الگوهای ثبت شده از بازگشت الکترون ها ذخیره شده و سپس توسط نرم افزار OIM اطلاعات ریزساختاری، از جمله شکل قطبی 17 (PF)، شکل قطبی معکوس 18 (IPF) و تابع توزیع جهت 19 (ODF) استخراج شده اند.

نتایج و بحث

شکل ۵، شکل استخراج شده از آزمون EBSD متعلق به نمونه



شکل ۶- شکل قطبی (۱۱۱) بدست آمده از الف) نمونه تجربی و ب) حل عددی، برای وضعیت اولیه نمونه

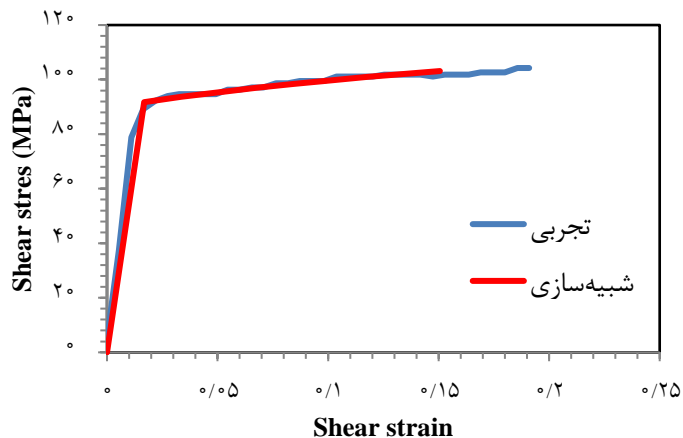


شکل ۷- مقایسه نتایج تجربی و مدل‌سازی بار کششی، برای به دست آوردن خواص مادی نمونه.

جدول ۳، نشان دهنده مقادیر ثوابت الاستیک ماده است که از تنظیم نمودارهای آزمایش کشش تجربی و حل عددی بر روی هم بدست آمده است. همچنین جدول ۴ و جدول ۵، نشان دهنده مقادیر مدل ساختاری سخت‌شوندگی توانی^۲ ماده آلومینیومی استفاده شده در این مطالعه هستند.

بر خلاف روش‌های شبیه‌سازی اجزای محدود، برای حل‌گر طیفی داماسک به صورت مستقیم امکان اعمال بار پیچشی بر روی نماینده المان حجمی داماسک وجود ندارد. از طرفی، پیش

به دست آمده‌اند. این ویژگی‌ها سپس به ماده مورد بررسی اختصاص داده شده‌اند. در شکل ۷ و ۸، مقایسه نمودارهای خواص مادی تجربی و خواص مادی استفاده‌شده برای شبیه‌سازی نمایش داده شده‌است. بنابراین، با توجه به نزدیکی قابل توجه نمودارهای شبیه‌سازی و تجربی، می‌توان خواص مادی استفاده‌شده در شبیه‌سازی عددی با حل‌گر طیفی نرم‌افزار داماسک را گزارش نمود. تطابق بالای این نتایج بیان‌گر امکان استفاده از ابزارهای شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته برای درک رفتار ماده در مقیاس میکرو و تعمیم آن تا مقیاس‌های ماکرو است.



شکل ۸- مقایسه نتایج تجربی و شبیه‌سازی بار برشی برای π رادیان دوران، جهت بدست آوردن خواص مادی نمونه

جدول ۳- خواص الاستیک مدل ساختاری

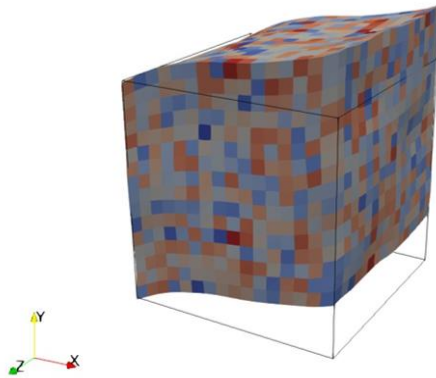
مقدار	واحد	ثوابت الاستیک
۱۰۶/۸	GPa	C_{11}
۶۰/۴۱	GPa	C_{12}
۲۸/۳۴	GPa	C_{44}

جدول ۴- ضرایب پلاستیسیته مدل ساختاری توانی برای شبیه‌سازی بار کششی

مقدار	واحد	تعریف	متغیر
۰/۰۰۱	s^{-1}	نرخ برش مرجع	$\dot{\gamma}_0$
۶۰	MPa	مقاومت لغزشی	τ_0
۱۱۰	MPa	تنش اشباع	τ_{sat}
۶۰۰	MPa	ضریب سخت‌شوندگی	h_0
۲/۲۵	-	ضریب سخت‌شوندگی	a
۲۰	-	ضریب حساسیت نرخ کرنش	n

جدول ۵- ضرایب پلاستیسیته مدل ساختاری توانی بدست آمده برای مدل‌سازی بار پیچشی

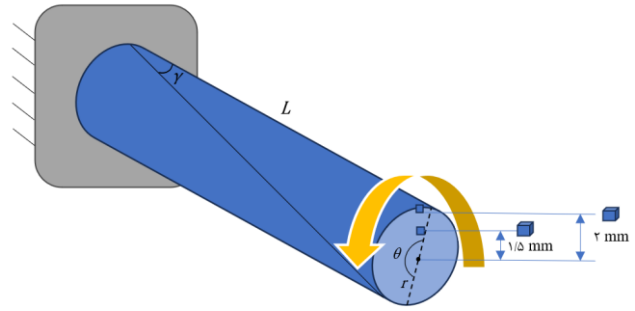
مقدار	واحد	تعریف	متغیر
۰/۰۰۱	s^{-1}	نرخ برش مرجع	$\dot{\gamma}_0$
۲۴	MPa	مقاومت لغزشی	τ_0
۷۵	MPa	تنش اشباع	τ_{sat}
۲۰	MPa	ضریب سخت‌شوندگی	h_0
۲/۲۵	-	ضریب سخت‌شوندگی	a
۲۰	-	ضریب حساسیت نرخ کرنش	n



شکل ۱۰- نماینده المان حجمی بعد از تغییر شکل حاصل از بار
برشی ساده در صفحه XY

دارد. به همین علت، فاصله ۱/۵ میلی متری ذکر شده انتخاب گردید تا بتوان هر دو نیاز فوق را برآورده نمود. با استفاده از رابطه (۲)، کرنش برشی در این فاصله از مرکز مقطع دایروی سیم برابر با $\gamma = 0.157$ است. تصویر مربوط نماینده المان حجمی، پس از این مقدار کرنش در شکل ۱۰ نمایش داده شده است.

اطلاعات مربوط به جهت گیری کریستالی دانه های نماینده المان حجمی از ابتدا تا انتهای فرآیند شبیه سازی با داماسک به صورت اعداد چهاروجهی در یک فایل متنی آماده می شوند. برای تفسیر جهت گیری های کریستالی و تحولات بافت در نتایج شبیه سازی با داماسک این فایل های متنی را می توان در افزونه ام تکس نرم افزار متلب بارگذاری کرد. با استفاده از کدهای موجود در این افزونه، این اعداد به ODF، PF و IPF تبدیل می شوند تا بتوان با ارائه یک توصیف تصویری از جهت گیری ها، در مورد جهت گیری کریستالی دانه های نماینده المان حجمی در ابتدا و انتهای فرآیند شبیه سازی اظهار نظر کرده و تغییرات اتفاق افتاده را ملاحظه کرد. در انتهای فرآیند اعمال بار پیچشی آزمایش تجربی و بار برشی شبیه سازی، برای ناحیه ای در فاصله ۱/۵ میلی متری از مرکز سیم آلومینیومی، شکل قطبی نمونه تجربی به صورت شکل ۱۱-الف و شکل قطبی حل عددی به صورت شکل ۱۱-ب مشاهده شده است. همچنین، در شکل ۱۱-ج، جزء های ۱۱ ایده آل در پلی کریستال های FCC که تحت تغییر شکل برشی ساده قرار گرفته اند، نشان داده شده است [۱۹].



شکل ۹- شماتیک بارگذاری بر روی سیم آلومینیومی

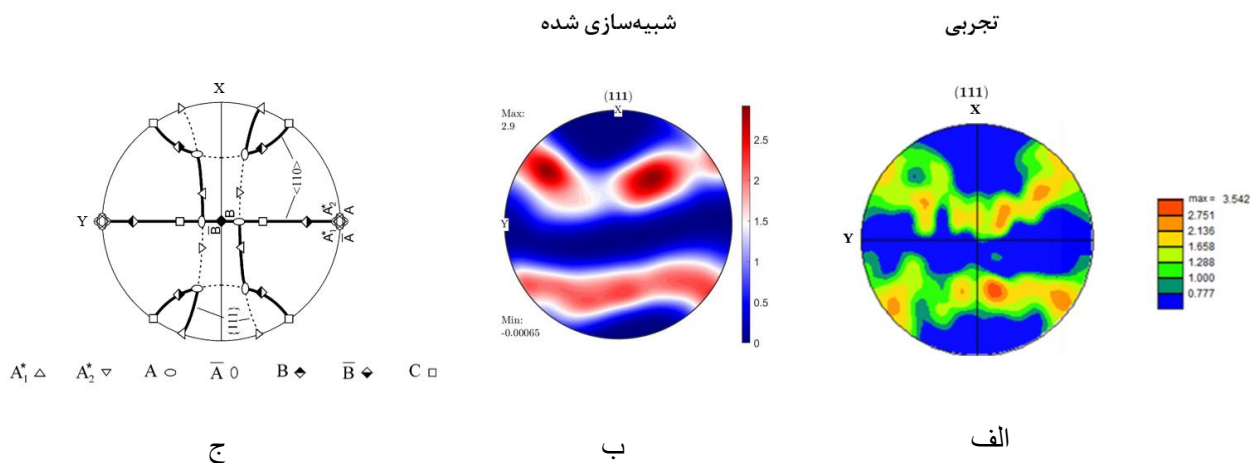
نوع خاصی از بارهای برشی است. بنابراین، میزان کرنش برشی حاصل از تغییر شکل پیچشی بر روی یک مقطع دایروی را می توان از طریق رابطه (۶) محاسبه کرد [۴].

$$\gamma = \frac{2\pi RN}{L} \quad (6)$$

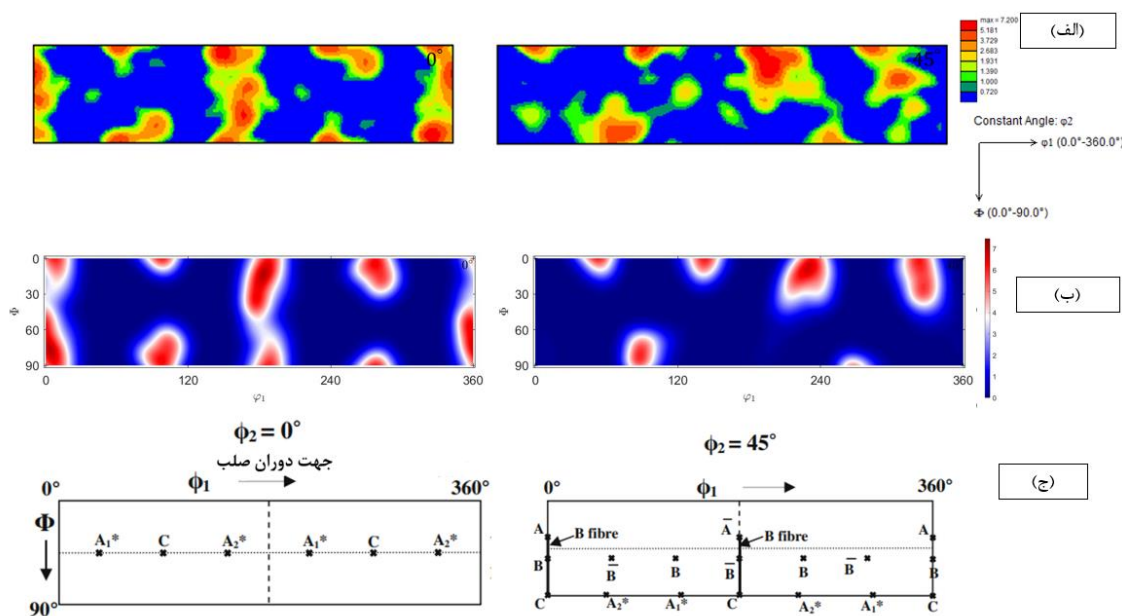
در این رابطه R نشان دهنده فاصله از مرکز سیم، N تعداد دوران اعمال شده و طول سیم تغییر شکل یافته است. همچنین، کرنش برشی پلاستیک حاصل را نیز می توان از طریق رابطه (۷) محاسبه کرد [۴]:

$$\varepsilon = \frac{(\gamma)}{\sqrt{(3)}} \quad (7)$$

بنابراین، با توجه به شکل شماتیک بارگذاری صورت گرفته که در شکل ۹ نمایش داده شده است، حداکثر کرنش برشی اتفاق افتاده بر روی سیم آلومینیومی به طول $L = 30 \text{ mm}$ و شعاع $2 \text{ mm} = r$ پس از نیم دور تغییر شکل پیچشی برابر است با $\gamma_{max} = 0.209$. در این مطالعه، مکعب المان نماینده مورد بررسی در فاصله ۱/۵ میلی متری از مرکز سیم انتخاب شده است. علت انتخاب این ناحیه از سیم به دلیل ناهمواری های بوده است که در اثر اعمال بار پیچشی بر روی سطح خارجی سیم اتفاق می افتادند و با وجود این ناهمواری ها، آزمون EBSD نمی توانست نتایج مناسبی را در سطح خارجی سیم ارائه کند. از طرف دیگر، هدف این مقاله بررسی تغییرات ریزساختاری دورترین ناحیه از مرکز سیم بوده است. زیرا توزیع بار پیچشی از مرکز تا سطح نمونه به صورت غیریکنواخت است و در نواحی نزدیک به لبه بیشترین مقدار را



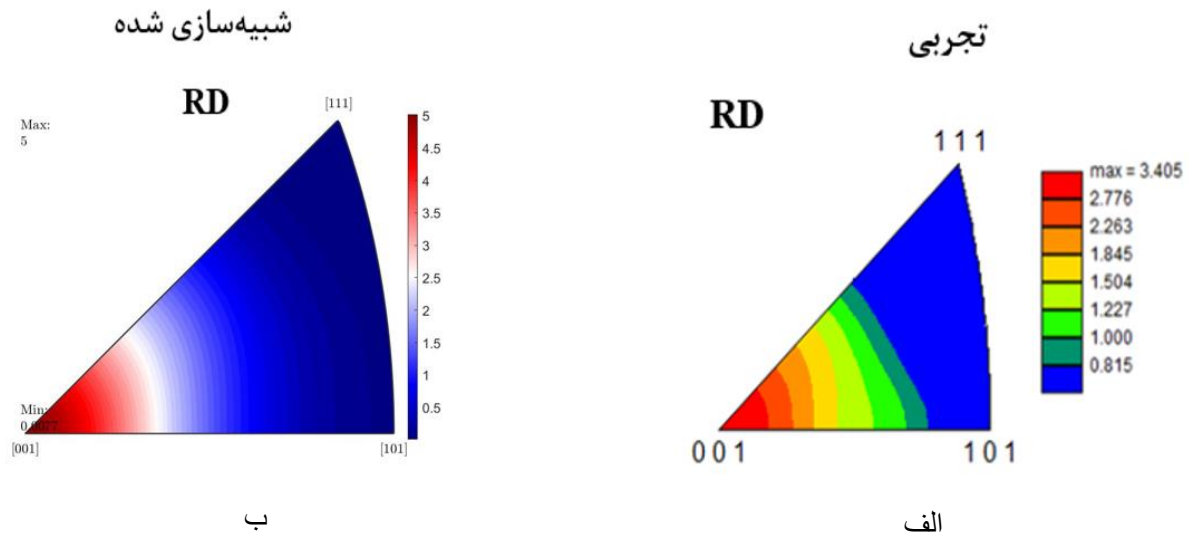
شکل ۱۱- الف) شکل قطبی نمونه در صفحه کریستالی (۱۱۱)، پس از نیم دور تغییر شکل پیچشی، ب) شکل قطبی شبیه‌سازی شده پس از اعمال کرنش برشی معادل ۱۵۷/۰ و ج) شکل قطبی صفحه (۱۱۱) نمایش دهنده جزءهای ایده‌آل مرتبط با تغییر شکل برشی ساده در مواد با ساختار کریستالی FCC [۱۹]



شکل ۱۲- تابع توزیع جهت در $\phi_2 = 0^\circ$ و $\phi_2 = 45^\circ$ (الف) اندازه‌گیری شده از آزمایش EBSD پس از اعمال نیم دور تغییر شکل پیچشی به سیم آلومینیومی، ب) مدل‌سازی عددی پس از اعمال کرنش برشی معادل ۱۵۷/۰ و ج) موقعیت جزءهای ایده‌آل برای تغییر شکل برشی ساده در مواد با ساختار کریستالی FCC [۱۸]

پس از اعمال نیم‌دور تغییر شکل پیچشی به سیم آلومینیومی، به همراه ODF بدست آمده از شبیه‌سازی عددی، در فاصله‌ای به اندازه ۱/۵ میلی‌متر از مرکز سیم، به ترتیب در شکل ۱۲-الف و

با توجه به شکل ۱۱-الف و شکل ۱۱-ب، نتایج تجربی و حل عددی شکل قطبی، جزءهای A ، A_1^* ، A_2^* ، B و \bar{B} را نشان داده‌اند. همچنین، نتایج ODF به دست آمده از آزمایش EBSD



شکل ۱۳- نمایش توزیع جهات کریستالی توسط شکل قطبی معکوس سیم آلومینیومی در جهت RD نمونه: الف) اندازه‌گیری شده از آزمایش EBSD پس از نیم دور تغییر شکل پیچشی و ب) حل عددی پس از اعمال کرنش برشی معادل ۰/۱۵۷

پیچش خالص بر روی سیم آلومینیومی خالص تجاری، با استفاده از رویکرد حل عددی CPFPT پرداخته است. شبیه‌سازی عددی انجام شده با استفاده از حل گر طیفی (تبدیل فوریه سریع) بسته نرم‌افزاری داماسک صورت گرفته است. بدین ترتیب، نتایج زیر به دست آمده‌اند:

- از آزمایش EBSD روی نمونه آلومینیومی در مرحله پیش از اعمال بار، مشخص شد که جهت‌گیری الیاف [۱۰۰] موازی با محور X نمونه بوده است. این جهت‌گیری به صورت یک بافت جهت‌دار به RVE ساخته شده با ۱۰۰ دانه اعمال شده است.
- به منظور استخراج ضرایب الاستیسیته و مدل سخت‌شوندگی توانی سیم آلومینیومی، شبیه‌سازی‌های آزمایش کشش تک‌محوره و برش بر روی نماینده المان حجمی با استفاده از حل گر طیفی داماسک، جهت کالیبره کردن این ضرایب، انجام شد.
- شکل قطبی به دست آمده در شبیه‌سازی و نتایج تجربی حضور جزء A ، \bar{A} ، A_1^* ، A_2^* و B را نشان دادند اما تشکیل جزء مشهودی در نتایج تابع توزیع جهت آزمایش تجربی و شبیه‌سازی عددی ملاحظه نمی‌شود.

شکل ۱۲-ب ارائه شده‌اند. ضمناً، برای بررسی جزءهای ایده‌آل ایجاد شده در تابع توزیع جهت، برای تغییر شکل برشی ساده، در زوایای $\varphi_2 = 0$ و $\varphi_2 = 45^\circ$ ، از شکل ۱۲-ج استفاده می‌شود [۱۸]. اما از مقایسه نتایج تابع توزیع جهت به دست آمده در نتایج تجربی و حل عددی با جزءهای ایده‌آل، تشکیل جزء محسوس در هیچ یک از نتایج مشاهده نمی‌شود.

شکل قطبی معکوس به دست آمده از آزمایش EBSD پس از اعمال نیم دور تغییر شکل پیچشی به سیم آلومینیومی، به همراه شکل قطبی معکوس بدست آمده توسط شبیه‌سازی عددی، در فاصله‌ای به اندازه ۱/۵ میلی‌متر از مرکز سیم، به ترتیب در شکل ۱۳-الف و شکل ۱۳-ب نمایش داده شده‌اند. با توجه به شکل ۱۳، که جهت‌گیری‌های کریستالی را توسط شکل قطبی معکوس در جهت RD نشان می‌دهند، مشاهده می‌شود که هم نتایج تجربی و هم نتایج شبیه‌سازی شدت بیشتر حضور جهت کریستالی [۰۰۱] را پس از اعمال تغییر شکل برشی نشان می‌دهند.

نتیجه‌گیری

در این مقاله به بررسی شبیه‌سازی کریستال پلاستیسیته در فرآیند

قدردانی

این تحقیق حمایت خاصی از موسسات عمومی، صنعتی و غیرانتفاعی دریافت نکرده است.

- در بررسی شکل قطبی معکوس، تراکم حضور بیشتر جهت کریستالی [001]، در راستای ثابت نورد (RD) نمونه نسبت به سایر جهت‌ها، هم در نتایج تجربی و هم در نتایج مدل‌سازی مشاهده شد.

واژه‌نامه

- 1- Ultrafine grained
- 2- Crystal plasticity finite element method
- 3- Fast fourier transformation
- 4-Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit-DAMASK
- 5- Equal channel angular drawing
- 6- Simple shear extrusion
- 7- Crystal plasticity fast fourier transformation
- 8- Representative volume element
- 9- Electron backscattered diffraction
- 10- Phenomenological power law

- 11- Rolling direction
- 12- Paraview
- 13- Scanning Electron Microscope
- 14- Tescan Mira3
- 15- Hikari
- 16- OIM
- 17- Pole figure
- 18- Inverse pole figure
- 19- Orientation distribution function
- 20- Phenopowerlaw
- 21- Component

References

1. Kiessling, F., Neftzger, P., Nolasco, J. F., and Kaintzyk, U., *Overhead Power Lines: Planning, Design, Construction*, vol. 759, Springer, 2003.
2. Pournabshiri, M., Poletti, M. C., Sedighi, M., and Sommitsch, C., "Strengthening Mechanisms of Al Wires Processed by Equal Channel Angular Torsion Drawing", *Materials Science and Technology*, Vol, 36, No. 1, pp. 65-82, 2019.
3. Valiev, R. Z., "Developing SPD Methods For Processing Bulk Nanostructured Materials with Enhanced Properties", *Metals and Materials International*, Vol. 7, No. 5, pp. 413-420, 2001.
4. Sedighi, M., Vaezi, A., and Pournabshiri, M., "Influence of Different Torsion Pitch on Microstructural Evolution and Strengthening Mechanism of Al Wires", *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol, 63, No. 2, pp. 625-632, 2018.
5. Ebrahimi, M., and Safarzadeh, A., and Alipour, S., "Severe Plastic Deformation Processes for Producing Ultrafine-Grained and Nanostructured Wires", *3rd Conference on Recent Innovations in Industrial and Mechanical Engineering*, Tehran, 2016. <https://civilica.com/doc/594568>
6. Roters, F. and et al., "DAMASK-The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for Modeling Multi-Physics Crystal Plasticity, Thermal, and Damage Phenomena from The Single Crystal Up to The Component Scale", *Computational Materials Science*, Vol. 158, pp. 420-478, 2019.
7. Khamsuk S., Park N., Gao, S., Terada, D., Adachi, H., and Tsuji, N., "Mechanical Properties of Bulk

مراجع

- Ultrafine Grained Aluminum Fabricated by Torsion Deformation at Various Temperatures and Strain Rates", *Materials Transactions*, Vol. 55, No. 1, pp. 106-113, 2014.
8. Wang, C., Li, F., Li, J., Dong, J., and Xue, F., "Microstructure Evolution, Hardening and Thermal Behavior of Commercially Pure Copper Subjected to Torsion Deformation", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 598, pp. 7-14, 2014.
9. Li, J., Li, F., Zahid Hussain, M., Wang, C., and Wang, L., "Micro-structural Evolution Subjected to Combined Tension-Torsion Deformation for Pure Copper", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 610, pp. 181-187, 2014.
10. Caruso, S., and Ambrogio, G., "Novel Drawing System Approach to Manufacture Performant Commercially Pure Aluminium Fine Wires", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 118, No. 3-4, pp. 1101-1109, 2022.
11. Sheikh, H., Ebrahimi, R., and Bagherpour, E., "Crystal plasticity Finite Element Modeling of Crystallographic Textures in Simple Shear Extrusion (SSE) Process", *Materials & Design*, Vol. 109, pp. 289-299, 2016.
12. Rezaei, M. J., Sedighi, M., and Pournabshiri, M., "Developing a New Method to Represent the Low and High Angle Grain Boundaries by Using Multi-Scale Modeling of Crystal Plasticity", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 939, p. 168844, 2023.
13. Eisenlohr, P., Diehl, M., Lebensohn, R. A., and

14. Roters, F., "A spectral Method Solution to Crystal Elasto-Viscoplasticity at Finite Strains", *International Journal of Plasticity*, Vol. 46, pp. 37–53, 2013.
15. Diehl, M., Wicke, M., Shanthraj, P., Roters, F., Brueckner-Foit, A., and Raabe, D., "Coupled Crystal Plasticity–Phase Field Fracture Simulation Study on Damage Evolution Around a Void: Pore Shape Versus Crystallographic Orientation", *JOM*, Vol. 69, No. 5, pp. 872–878, 2017.
16. Haouala, S., Lucarini, S., Lorca, J. L., and Segurado, J., "Simulation of the Hall-Petch Effect in FCC Polycrystals by Means of Strain Gradient Crystal Plasticity and FFT Homogenization", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 134, p. 103755, 2020.
17. Khan, A. S., Liu, J., Yoon, J. W., and Nambori, R., "Strain Rate Effect of High Purity Aluminum Single Crystals: Experiments and Simulations", *International Journal of Plasticity*, Vol. 67, pp. 39–52, 2015.
18. Fu, W., Li, Y., Hu, S., Sushko, P., and Mathaudhu, S., "Effect of loading Path on Grain Misorientation and Geometrically Necessary Dislocation Density in Polycrystalline Aluminum Under Reciprocating Shear", *Computational Materials Science*, Vol. 205, p. 111221, 2022.
19. Beyerlein, I. J., and Tóth, L. S., "Texture evolution in Equal-Channel Angular Extrusion", *Progress in Materials Science*, Vol. 54, No. 4, pp. 427–510, 2009.
20. Li, S., Beyerlein, I. J., and Bourke, M. A. M., "Texture Formation During Equal Channel Angular Extrusion of Fcc and Bcc Materials: Comparison with Simple Shear", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 394, No. 1, pp. 66–77, 2005.