



Predicting Stress-Strain Behavior of ECAPed 7075 Al Alloy Using Micro-Indentation and Micro-Structural Modeling

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Ghalehbandi S.M. ^{*1} PhD,
Fallahi A. ² PhD,
Hosseini Tudehshki H. ³ PhD

How to cite this article

Ghalehbandi S.M, Fallahi A, Hosseini Tudehshki H. Predicting Stress-Strain Behavior of ECAPed 7075 Al Alloy Using Micro-Indentation and Micro-Structural Modeling. Modares Mechanical Engineering. 2020;-20(2):311-320.

ABSTRACT

The focus of this paper is to investigate the possibility of consideration of grains and grain boundaries and their elastic-plastic behavior to predict the stress-strain behavior of ECAPed 7075 Al alloy using a finite element micromechanical approach. For this purpose equal channel angular pressing is performed on the alloy and hardness and tensile tests were performed in the macro mode as well as the micro-indentation test on distinct areas of microstructure. Mathematical relations were obtained for the correlate the hardness and static strength properties of the alloy using the obtained data from hardness and tensile tests. In addition to the mathematical relations, backward simulation of the micro-indentation process has been used in the Abaqus finite element software to convert the hardness in the grain and its boundary to stress-strain curves. The elastic-plastic behavior of the phases has been used in microstructural modeling. Modeling of the strain test has been performed in the finite element software for the microstructures using the microstructural image. The predicted stress-strain behavior from microstructural modeling has been compared with experimental results.

Keywords Microstructural Modelling; Severe Plastic Deformation; Grain; Grain Boundary; 7075 Al Alloy

¹Industrial Engineering Department, Industrial & Chemical Engineering Faculty, Mazandaran University of Science and Technology, Behshahr, Iran

²Mechanical Engineering Department, Mechanical Engineering Faculty, Amirkabir University, Tehran, Iran

³Aerospace Engineering Department, Aerospace Engineering Faculty, Amirkabir University, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Industrial Engineering Department, Industrial & Chemical Engineering Faculty, Mazandaran University of Science and Technology, Behshahr, Iran
Phone: +98 (11) 3452007
Fax: -
ghalehbandi@mazust.ac.ir

Article History

Received: July 7, 2018
Accepted: May 19, 2019
ePublished: February 01, 2020

CITATION LINKS

[1] Improving the fatigue behavior of dental implants through processing commercial purity titanium by equal-channel angular pressing [2] Equal channel angular pressing technique for the formation of ultra-fine grained structures [3] Materials processing by simple shear [4] Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement [5] Engineering damage mechanics-ductile, creep, fatigue and brittle failures [6] Nanostructures materials: State of the art and perspectives [7] Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra fine grained materials [8] Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing [9] Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by equal channel angular pressing [10] Achieving high strength and high ductility in precipitation hardened alloys [11] Effect of equal channel angular pressing on fracture toughness of Al-7075 [12] Dependence of vickers microhardness on applied load in indium [13] Relationship between work-hardening exponent and load dependence of vickers hardness in copper [14] Load-dependent microhardness of CuInSe₂ [15] On the relationship between Vickers hardness and yield stress in Al-Zn-Mg-Cu Alloys [16] The hardness of metals [17] Materials design principles of ancient fish armour

پیش‌بینی رفتار تنش- کرنش آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از ECAP با بهره‌گیری از فروروی میکرو و مدل‌سازی میکروساختاری

سید محمود قلعه‌بندی* PhD

گروه مهندسی صنایع، دانشکده مهندسی صنایع و شیمی، دانشگاه علم و فناوری
مازندران، بهشهر، ایران

علیرضا فلاحي PhD

گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی امیرکبیر،
تهران، ایران

حسین حسینی تودشکی PhD

گروه مهندسی هوافضا، دانشکده مهندسی هوافضا، دانشگاه صنعتی امیرکبیر،
تهران، ایران

چکیده

در مقاله حاضر امکان پیش‌بینی رفتار الاستیک- پلاستیک آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از تغییر شکل پلاستیک شدید با تخمین رفتار الاستیک- پلاستیک دانه و مرز دانه و مدل‌سازی المان محدود میکروساختاری مورد بررسی قرار گرفته است. به این منظور ابتدا فرآیند روزرانی در کانال‌های مشابه زاویه‌دار انجام شد و آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش در حالت ماکرو و همچنین آزمون فروروی میکرو روی نمونه‌های تولید شده صورت گرفت. با استفاده از داده‌های به‌دست‌آمده از آزمون‌های سختی و کشش، روابط ریاضی برای ارتباط دادن سختی و خواص استحکام استاتیکی در آلیاژ مورد نظر به دست آمد. در کنار روابط ریاضی، از مدل‌سازی معکوس فرایند فروروی میکرو در نرم‌افزار المان محدود آباکوس به‌منظور تبدیل سختی در دانه و مرز آن به منحنی‌های تنش- کرنش بهره‌برده شده است. از نتایج به‌دست‌آمده به عنوان رفتار الاستیک- پلاستیک فازها در مدل‌سازی میکروساختاری استفاده شده است. در ادامه با استفاده از تصویر میکروساختاری، مدل‌سازی آزمون کشش برای یک بخش حجمی نشانگر از میکروساختار در نرم‌افزار المان محدود انجام شده است و رفتار به‌دست‌آمده از مدل میکروساختاری با رفتار آزمون کشش تجربی مقایسه شده است.

کلیدواژه‌ها: مدل‌سازی میکروساختاری، تغییر شکل پلاستیک شدید، دانه، مرز دانه، آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۴/۱۶

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۲/۲۹

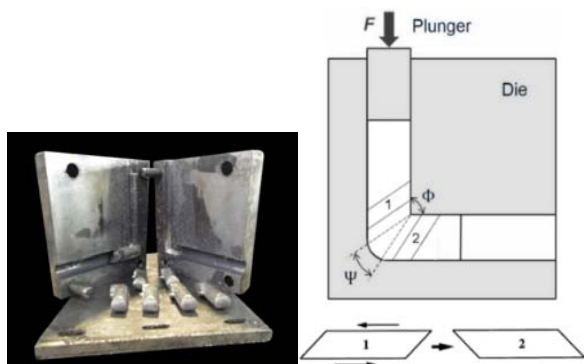
*نویسنده مسئول: ghalehbandi@mazust.ac.ir

۱- مقدمه

یکی از راه‌های افزایش استحکام استاتیکی در فلزات و آلیاژها، ایجاد تغییر شکل پلاستیک است. در این میان، استفاده از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) با قابلیت کاهش شدید اندازه دانه‌ها و تولید ساختار فوق ریزدانه (UFG) با اندازه دانه‌های زیر میکرون، بهبود چشمگیر در خواص استحکام استاتیکی را به دنبال خواهد داشت. بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های تولیدشده به روش تغییر شکل پلاستیک شدید در سال‌های اخیر به‌طور چشمگیری مورد توجه قرار گرفته است. دلیل افزایش توجه به رفتار مکانیکی این نمونه‌ها، وجود خواص مکانیکی مناسبی مانند تنش تسلیم،

سختی و سوپرپلاستیسیته بالا است. وجود این قابلیت‌ها اهمیت توجه به این روش‌ها برای تولید قطعات کاربردی را نشان می‌دهد. به‌عنوان مثال، این نمونه‌ها در تولید ایمپلنت‌های پزشکی به‌کار برده شده است^[1] و کاربرد آنها در تولید قطعات کوچک مربوط به سازه‌های هوایی مورد توجه بوده است^[2]. یکی از روش‌های ایجاد تغییر شکل پلاستیک شدید استفاده از پرس‌کاری در کانال‌های مشابه زاویه‌دار (ECAP) است. اولین بار سگال^[3] تکنیک ECAP را برای ایجاد کرنش‌های بزرگ و بدون شکست در نمونه‌های حجیم فلزات ارائه نمود. او بیان نمود که استفاده از برش ساده در شکل‌دهی فلزات به‌منظور ایجاد ساختار ریزدانه، بهبود قابل توجه در استحکام استاتیکی را به دنبال خواهد داشت. او این ایده را با به‌کارگیری روش ECAP مورد بررسی قرار داد. به بیان او استفاده از این روش در مقایسه با روش‌های رایج شکل‌دهی حجیم فلزات، دارای مزایایی است که مهم‌ترین آنها تغییر شکل فوق‌العاده بزرگ و یکنواخت با استفاده از نیروی کمتر است. اثرات قابل توجه ایجادشده توسط این فرآیند شامل تغییرات در ریزساختار، خواص فیزیکی و خواص مکانیکی است که توجه گسترده به این فرآیند شده است.

قالب به‌کاربرده‌شده در این فرآیند متشکل از بلوک‌هایی است که یک کانال زاویه‌دار را تشکیل می‌دهد. قطعه اولیه که به‌خوبی روغن‌کاری شده و سطح مقطع مشابهی با کانال قالب دارد، در یک سوی کانال قرار داده شده و طوری هدایت می‌شود که از سوی دیگر خارج شود. مطابق شکل ۱ زاویه‌داربودن کانال سبب شکل‌گیری ناحیه برش شده و هر مقطع از قطعه اولیه با عبور از این ناحیه، تغییر شکل پلاستیک شدید را مشابه آنچه برای یک المان، قبل و بعد از عبور از ناحیه برشی نشان داده شده، تجربه می‌کند. پارامترهای موثر قالب در میزان کرنش ایجادشده در قطعه عبوری، تغییر زاویه کانال (Φ) و زاویه انحنا کانال در محل تغییر زاویه (Ψ) هستند^[4].



شکل ۱) فرآیند ECAP و ناحیه برش در قالب^[4] و تصویری از قالب و نمونه‌های تولیدشده در این پژوهش

مشخص‌ترین اثر فرآیندهای SPD بر رفتار فلزات و آلیاژها، افزایش استحکام تسلیم و استحکام حد نهایی نسبت به نمونه اولیه است. این اثر به دلیل وجود دو مکانیزم حاصل از کار سرد، شامل افزایش چگالی نابجایی‌ها و کاهش اندازه دانه دور از انتظار نیست. استحکام‌دهی حین کار سرد در اغلب فلزات و آلیاژها با کاهش نرمی

شیمیایی، این مواد در چهار خانواده قرار می‌گیرند: موادی که در آنها ترکیب شیمیایی همه دانه‌ها و مرز آنها یکی است، موادی که در آنها ترکیب شیمیایی دانه‌ها مشابه هم اما متفاوت با مرزدانه‌هاست، موادی که در آنها ترکیب شیمیایی دانه‌ها باهم و با مرزدانه‌ها متفاوت است و در نهایت موادی که در آنها دانه‌ها با ترکیب شیمیایی متفاوت در فاز زمینه با ترکیب شیمیایی متفاوت پراکنده شده‌اند^[۶]. پس از تغییر شکل پلاستیک شدید، چگالی بالای نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها شکل می‌گیرد و رفتار مواد با رفتار مرزدانه‌ها کنترل می‌شود. از این رو طبیعی است که مرزدانه‌ها در مرکز توجه پژوهش‌های ریزساختاری این مواد قرار گیرد.

تا به امروز نتایج هیچ پژوهشی در زمینه مدل‌سازی ریزساختاری رفتار نمونه‌های ECAP شده در بارگذاری سیکلی با استفاده از تکنیک المان محدود ارائه نشده است. از این رو ارائه یک مدل المان محدود ریزساختاری در نمونه‌های ECAP شده با تخمین رفتار فازها مورد توجه خواهد بود. در این مقاله مدل‌سازی المان محدود میکروساختار آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از ECAP با در نظر گرفتن دانه‌ها و مرزدانه‌ها انجام شده است. به این منظور تخمین رفتار دانه و مرزدانه مورد توجه بوده است. ابتدا سختی دانه و مرزدانه با استفاده از تکنیک فروروی میکرو اندازه‌گیری شده است. در ادامه تلاش شده تا با ارتباطدهی سختی و استحکام، رفتار تنش- کرنش دانه و مرز دانه تخمین زده شود. به این منظور از دو روش تحلیلی (به‌دست‌آوردن ارتباط بین سختی و خواص استحکامی بر اساس نتایج تجربی) و عددی (مدل‌سازی آزمون فروروی میکرو و تخمین معکوس رفتار تنش- کرنش) بهره برده شده است. در انتها با انتخاب بخشی از ریزساختار به‌عنوان یک المان حجمی نشانگر، آزمون کشش به‌صورت ریزساختاری، مدل‌سازی شده است و با هدف تایید رفتارهای تخمین‌زده‌شده برای دانه و مرزدانه آزمون کشش مدل‌سازی و منحنی تنش- کرنش به‌دست‌آمده از مدل ریزساختاری با منحنی تجربی مقایسه شده است.

۲- فعالیت‌های تجربی

نمونه از جنس آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در دمای 490°C به مدت ۵ ساعت حرارت‌دهی و در ادامه برای تولید محلول جامد فوق اشباع در آب کوئنچ شده است. فرآیند ECAP در این پژوهش مطابق با شرایط نشان‌داده‌شده در شکل ۱ در قالب با زاویه کانال $\varphi = 90^{\circ}$ و زاویه گوشه $\psi = 20^{\circ}$ انجام شده است. در این شرایط کرنش موثر در هر عبور تقریباً برابر با ۱۰۰٪ است^[۷]. از روغن MoS₂ به‌عنوان روانکار بهره برده شده است. فرآیند ECAP در یک عبور و در دمای اتاق انجام شده و سرعت حرکت سنبه 1mm/s بوده است. آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM E8M و توسط دستگاه دارتک و با نرخ کرنش 0.01s^{-1} انجام شده است. سختی دانه و مرزدانه با استفاده از آزمون فروروی میکرو اندازه‌گیری شده است. آزمون فروروی میکرو با استفاده از دستگاه میکروسختی شیماتسو در ریزساختار نمونه ECAP شده انجام شده است. مدل‌سازی فرآیند فروروی میکرو و

همراه می‌شود. دلیل این رفتار را می‌توان در این حقیقت یافت که برای افزایش استحکام استاتیکی در ماده باید لغزش نابجایی‌ها محدود شود، درحالی‌که افزایش نرمی با آزادسازی نابجایی‌ها ایجاد می‌شود.

ارائه یک مدل کارآمد المان محدود، گامی مهم در کاهش تفاوت شرایط تحلیل و شرایط حقیقی عملکرد قطعات با شرایط مختلف تولیدی و عملکردی خواهد بود. در یک آلیاژ با ساختار دوفازی با به‌دست‌آوردن رفتار الاستیک- پلاستیک فازها، امکان مدل‌سازی رفتار کلی ماده وجود دارد. در این بین، به‌دست‌آوردن رفتار فازها، چالشی اساسی است. به‌عنوان یک روش مناسب، تکنیک فروروی (Indentation) راهی برای دستیابی به خواص مکانیکی مواد در مقیاس ریزساختاری است. این تکنیک با اجرای فرآیند سختی‌سنجی در مقیاس میکرو، ارتباط بار و عمق نفوذ را در هر نقطه مورد آزمایش ارائه می‌دهد که آن را می‌توان به‌عنوان مبنایی برای تخمین رفتار الاستیک- پلاستیک در مواد یا در فازهای مختلف در نظر گرفت. از این رو استفاده از مدل‌سازی المان محدود فرآیند فروروی، راهی برای تخمین رفتار فازهای متفاوت یک ماده بر مبنای سختی‌سنجی است. اغلب موادی که در مقیاس ماکرو، همگن محسوب می‌شوند را نمی‌توان در مقیاس‌های کوچکتر همگن دانست. از این رو، مقیاس یک مدل فیزیکی ریزساختاری وقتی قابل اتکاست که از لحاظ آماری در حد قابل قبولی بتواند خواص رفتاری ماده در شرایط ماکرو را نشان دهد. چنین مدلی، المان حجمی نشانگر (RVE) نامیده می‌شود. دستیابی به این مدل، این امکان را فراهم می‌کند که تغییرات خواص در مقیاس کوچک به خواص مقیاس ماکرو مرتبط شود. همچنین می‌توان خواص در مقیاس‌های کوچک را طوری تغییر داد که رفتار ماده در مقیاس ماکرو به بهترین حالت برای کاربرد مورد نظر تغییر یابد^[۵].

در مدل‌سازی ریزساختاری یک ماده پلی‌کریستال، در کنار رفتار مکانیکی فازها و درصد حجمی هر فاز، توزیع اندازه و هندسه دانه‌ها نیز باید مورد توجه قرار گیرد. علاوه بر این پارامترها، مرزدانه‌ها نیز تأثیر بسزایی در رفتار ماده در مقیاس ماکرو خواهند داشت و به‌منظور بهبود مدل ریزساختاری، مرزدانه‌ها نیز باید در مدل وارد شود. عموماً با بزرگ‌تر شدن مقیاس مدل RVE، رفتار مدل ریزساختاری به مدل ماکرو نزدیک‌تر می‌شود. اما باید بین میزان نشانگری و حجم محاسباتی نیز تعادلی برقرار نمود و عامل اصلی کنترل‌کننده میزان نشانگری ظرفیت محاسباتی است. یکی از راه‌های مدل‌سازی ریزساختاری، استفاده از تصویر حقیقی ریزساختار است که از متالوگرافی حاصل شده است. مسئله مهم در این بین، نشانگر بودن مدل است^[۵].

فلزات و آلیاژها را پس از فرآیندهایی که منجر به تولید مواد نانو ساختار (NSM) می‌شوند، می‌توان بر اساس ترکیب شیمیایی و هندسه کریستالی آنها دسته‌بندی نمود. از نگاه هندسه کریستالی، این مواد به سه گروه کریستال‌های لایه‌ای، کریستال‌های میله‌ای و کریستال‌های هم‌محور دسته‌بندی می‌شوند. از نگاه ترکیب

همچنین مدل‌سازی میکروساختار در آزمون کشش در نرم‌افزار تجاری آباکوس انجام شده است.

۳- ارائه نتایج و تفسیر

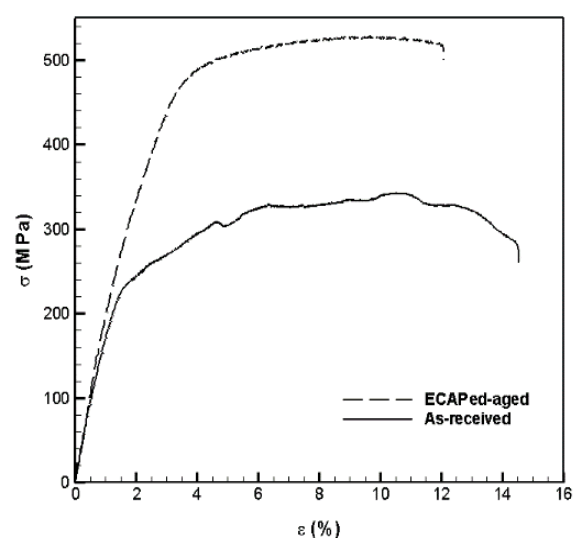
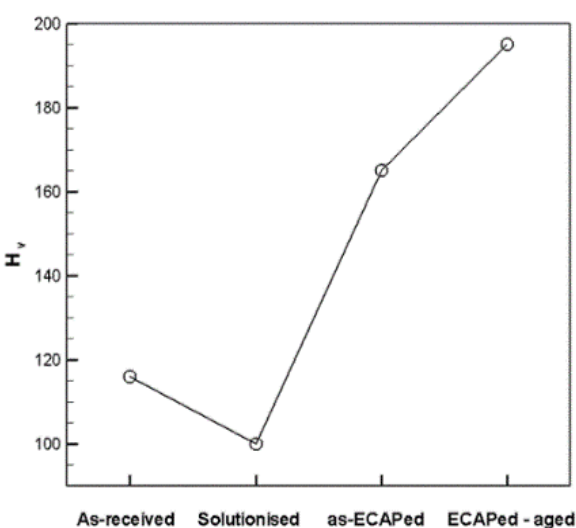
۳-۱-۳- تاثیر ECAP و عملیات حرارتی پس از آن بر رفتار مکانیکی

در نمودار ۱ تاثیر فرآیند ECAP را بر سختی نمونه قبل و پس از ECAP و پیرسازی طبیعی، نشان داده شده است. با انجام یک عبور از فرآیند ECAP سختی نمونه انحلال ۷۰٪ افزایش یافته و از ۱۰۰ ویکرز به ۱۷۰ ویکرز رسیده است. افزایش در سختی آلومینیوم ۷۰۷۵ به طور مشابه در پژوهش دیگری گزارش شده است [8]. همچنین بیشترین سختی (به مقدار ۱۹۵ ویکرز) با انجام فرآیند ECAP روی نمونه پس از عملیات حرارتی انحلال و دو ماه پیرسازی طبیعی پس از آن حاصل شده که افزایش دو برابری نسبت به نمونه انحلال داشته است. سختی حاصل شده در این شرایط، از سختی نمونه‌ای که تنها عملیات حرارتی پیرسازی T6 (که در نمونه‌های معمولی بیشینه سختی را ایجاد می‌کند) را تجربه نموده بیشتر است. این افزایش در سختی را در کنار افزایش چگالی نابجایی‌ها و ریزش دانه‌ها می‌توان به اثر ذرات رسوب به عنوان موانعی در برابر لغزش نابجایی‌ها، مرتبط دانست [9]. به منظور بررسی اثر ECAP و پیرسازی طبیعی پس از آن بر رفتار تنش- کرنش نمونه، آزمون کشش روی نمونه‌ای که به مدت دو ماه در دمای محیط قرار داشته، انجام شده است. مطابق نمودار ۱ در مقایسه با نمونه انحلال، افزایش قابل ملاحظه‌ای در استحکام تسلیم و نهایی و کاهش چشمگیر در نرمی با انجام فرآیند ECAP مشاهده شده و استحکام نهایی از ۳۴۰ به ۵۳۰ MPa افزایش و نرمی از ۱۵ به ۱۱/۸٪ کاهش یافته است. برای نمونه‌ای که پس از ECAP در دمای اتاق پیرسازی شده است، این افزایش استحکام را می‌توان ناشی از اثرات ریزدانه‌شدن، افزایش چگالی نابجایی‌ها در اثر کرنش وارده و تشکیل ذرات رسوب ریز و پراکنده در اثر پیرسازی دانست [10]. مقایسه استحکام نمونه تولیدشده در پژوهش حاضر با نتایج ارائه شده در دو پژوهش دیگر [9، 11] که در آن فرآیند ECAP روی نمونه‌های آنیل شده آلایژ آلومینیوم ۷۰۷۵ انجام شده است، نشان می‌دهد که در صورتی که چهار عبور از فرآیند ECAP پس از آنیل روی آلومینیوم ۷۰۷۵ انجام شود، استحکام نمونه کمتر از استحکام نمونه‌ای است که مطابق پژوهش حاضر یک عبور ECAP پس از انحلال روی آن انجام شده است. این موضوع از دو جهت حائز اهمیت است: اول اینکه کاهش تعداد عبورها، کاهش زمان تولید نمونه‌ها را به همراه دارد و دوم اینکه با کاهش تعداد عبورها، احتمال شکل‌گیری میکروتُرک‌ها کاهش می‌یابد. این شرایط به طور ویژه در کاربردهای صنعتی مورد توجه است.

۳-۲- تخمین سختی دانه و مرزدانه با استفاده از آزمون میکروسختی

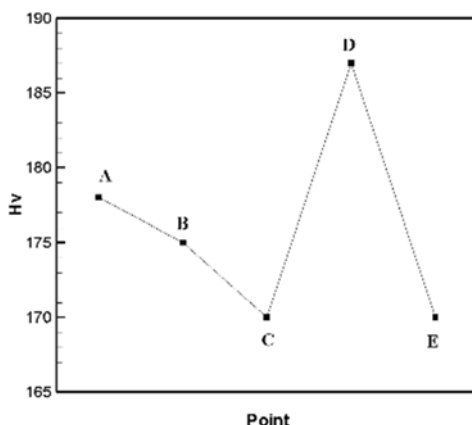
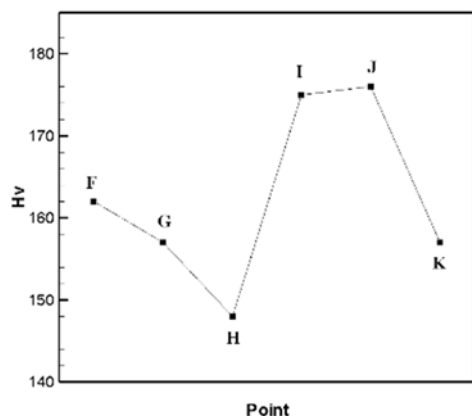
آزمون فروروی میکرو مطابق شکل ۲، با استفاده از بار ۱۵ گرم در نقاط مشخصی از میکروساختار نمونه ECAP شده، انجام شد و مقادیر

کمی در جدول ۱، موقعیت نقاط در دانه و مرزدانه در شکل ۲ و روند تغییرات سختی در نمودار ۲ نشان داده شده است. نقاط از دو ناحیه تصادفی در ناحیه نزدیک به مرکز نمونه ECAP، به گونه‌ای انتخاب شده‌اند که امکان ثبت داده‌ها به وضوح در درون دانه و روی مرزدانه‌های مجاور وجود داشته باشد. با توجه به تفاوت سختی در لایه نزدیک به لبه بیرونی نمونه‌های ECAP شده با ناحیه مرکزی، ثبت سختی از نقاط نزدیک به مرکز نمونه انجام شده تا مطابق بر رفتار نمونه استفاده شده در آزمون کشش باشد. همچنین مقدار بار فروروی به صورت حداقلی و به منظور کوچک شدن اثر فروروی و امکان ثبت نقاط بیشتر در درون دانه و ثبت دقیق‌تر روی مرزدانه انتخاب شده است. مطابق با شکل ۲، نقاط H، E، C و K مطابق بر مرزدانه و دیگر نقاط در درون دانه قرار دارند. به این صورت، میانگین سختی در درون دانه‌ها ۱۷۲/۸ و میانگین سختی در مرزدانه‌ها ۱۶۱/۲ ویکرز بوده است.

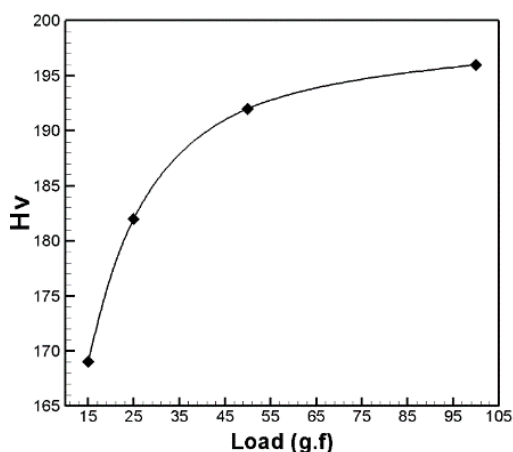


نمودار ۱) تاثیر ECAP و پیرسازی بر سختی و استحکام استاتیکی آلومینیوم ۷۰۷۵

میانگین‌گیری از حداقل سه داده به‌دست‌آمده از نقاط تصادفی روی آلیاژ حاصل شده است. با افزایش بار در محدوده میکرو، اختلاف عدد میکروسختی و ماکروسختی کاهش می‌یابد. مقدار سختی محاسبه‌شده در بار ۱۰۰ گرم (که نزدیک به مقدار سختی ماکرو ارائه‌شده در نمودار ۱ یعنی ۱۹۵ ویکرز است)، ۱۵/۹٪ بیشتر از مقدار سختی محاسبه‌شده در بار ۱۵ گرم است. وابستگی عدد سختی به مقدار بار برای فلز ایندیوم، فلز مس و آلیاژ مس- ایندیوم نیز گزارش شده است [12-14].



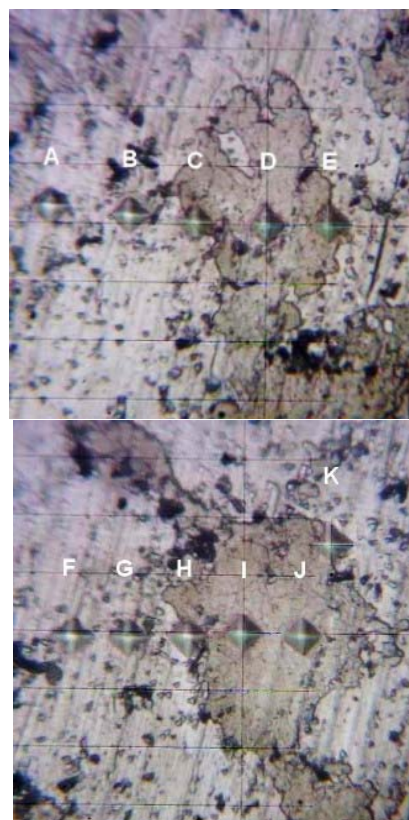
نمودار ۲) مقادیر میکروسختی در دانه و مرز دانه و موقعیت متناظر آن در میکروساختار آلومینیوم ۷۰۷۵ ECAP شده



نمودار ۳) تاثیر بار بر میکروسختی نمونه آلومینیوم ۷۰۷۵ ECAP شده

جدول ۱) نتایج میکروسختی در دانه‌ها و مرز دانه‌های مختلف برای آلومینیوم

نقاط	مقدار (ویکرز)
A	۱۷۸
B	۱۷۵
C	۱۷۰
D	۱۸۷
E	۱۷۰
F	۱۶۲
G	۱۵۷
H	۱۴۸
I	۱۷۵
J	۱۷۶
K	۱۵۷



شکل ۲) اثرات نفوذ فرورونده میکرو در نواحی متفاوت از میکروساختار (فاصله خطوط ۲۰ میکرون است)

بر اساس نتایج ارائه‌شده در جدول ۱ و نمودار ۲، روند تغییرات سختی در دانه و مرز دانه با توجه به تکرار سختی‌سنجی در چهار دانه منطقی به‌نظر می‌رسد. در عین حال این نتایج نشان می‌دهد که میانگین مقادیر میکروسختی هم در دانه و هم در مرز دانه کمتر از مقدار به‌دست‌آمده در ماکروسختی است که این شرایط منطقی به‌نظر نمی‌رسد. اختلاف مقادیر سختی در شرایط میکرو با مقادیر واقعی به‌دست‌آمده از آزمون ماکرو را شاید بتوان به تاثیر بار استفاده‌شده در آزمون سختی در محدوده میکرو نسبت داد.

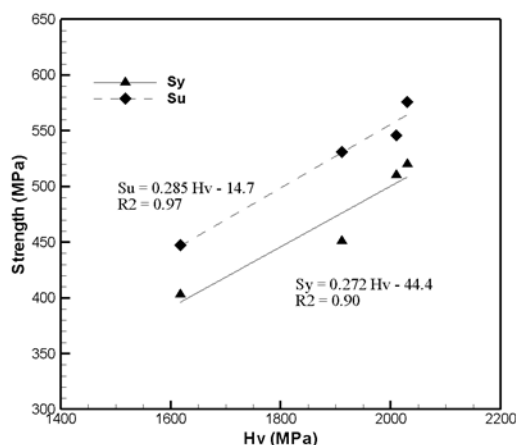
در نمودار ۳، تاثیر افزایش بار در محدوده سختی‌سنجی میکرو متناسب با مقدار سختی ارائه شده است. این داده‌ها با استفاده از

در این رابطه σ_{Δ} میزان افزایش تنش است که به ازای کار سختی حین سختی‌سنجی ویکرز ایجاد می‌شود. تابور^[16] مقدار پارامتر C را تقریباً برابر با ۳ تخمین زده است. تیریایی/غلو^[15] برای آلومینیوم ۷۰۱۰ تولید شده با نورد و آهنگری، رابطه زیر را برای ارتباط بین عدد سختی ویکرز و تنش تسلیم ارائه نمود:

$$\sigma_y = 0.383H_v - 182.3 \quad (۸)$$

او همچنین با جمع‌آوری اطلاعات برای آلیاژهای آلومینیوم سری ۷۰۰۰ بیان نمود که با تقریب مناسبی می‌توان رابطه ذکر شده را برای این سری از آلیاژهای آلومینیوم به کار برد، اما پیشنهاد داد که مقدار دقیق $\Delta\sigma$ برای هر آلیاژ با استفاده از حداقل ۴ سری اطلاعات مربوط به سختی و آزمون کشش محاسبه شود.

نمودار ۴ ارتباط بین سختی و خواص استحکامی (تنش تسلیم و حد نهایی) پس از ECAP برای آلیاژ مورد استفاده را با بهره‌گیری از داده‌های حاصل از پژوهش حاضر نشان می‌دهد. برای رسم این منحنی‌ها از مقادیر سختی، استحکام تسلیم و استحکام نهایی مربوط به نمونه تولید شده توسط فرآیند ECAP در شرایط متفاوت پیرسازی استفاده شده است.



نمودار (۴) ارتباط بین سختی و خواص استحکامی آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از ECAP

ارتباط بین تنش تسلیم و حد نهایی با سختی ویکرز برای آلیاژ مورد نظر، با استفاده از رابطه‌های زیر بیان می‌شود:

$$\sigma_y = 0.272H_v - 44.4 \quad (۹)$$

$$\sigma_y = 0.285H_v - 14.7 \quad (۱۰)$$

که در این رابطه‌ها تنش تسلیم و سختی ویکرز برحسب مگاپاسکال وارد می‌شوند.

بر این اساس و با استفاده از مقدار متوسط سختی تخمین زده شده برای دانه و مرز دانه، می‌توان تنش تسلیم معادل را برای دانه و مرز آن با بهره‌گیری از رابطه (۹) به دست آورد.

$$\begin{aligned} \sigma_{y(G)} &= 0.272H_v - 44.4 \\ &= 0.272(201.3 \times 9.8) - 44.4 \\ &= 492 \text{ MPa} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \sigma_{y(B)} &= 0.272H_v - 44.4 \\ &= 0.272(187.8 \times 9.8) - 44.4 \\ &= 456 \text{ MPa} \end{aligned}$$

به این ترتیب تلاش شد که با استفاده از منحنی به دست آمده برای اثر بار بر سختی در محدوده میکرو، مقادیر میانگین سختی را به مقادیر واقعی نزدیک کرده و خطای ناشی از مقدار بار کاهش داده شود. به نظر می‌رسد استفاده از این شرایط برای کاهش خطای داده‌های میکروسختی (با توجه به اثبات وابستگی میکروسختی به مقدار بار در دیگر پژوهش‌ها و پژوهش حاضر) به واقعیت نزدیک است. بر این اساس و با اضافه نمودن ۱۵/۹٪ به مقادیر میانگین سختی در دانه و مرز دانه، مقدار میانگین سختی درون دانه‌ها ۲۰۰/۳ و مقدار میانگین سختی مرز دانه‌ها ۱۸۶/۸ ویکرز تخمین زده می‌شود. بیشتر بودن مقدار سختی در دانه و کمتر بودن مقدار سختی در مرز دانه از مقدار سختی ماکرو، نشان دهنده این حقیقت است که سختی تخمین زده شده برای دانه و مرز دانه به مقدار واقعی نزدیک شده است.

۴- تخمین رفتار تنش- کرنش دانه و مرز دانه

۴-۱- تخمین رفتار تنش- کرنش با بهره‌گیری از ارتباط بین سختی و استحکام

سختی‌سنجی به روش ویکرز با استفاده از فرورونده‌هایی هرمی با سطح مبنای مربعی شکل انجام می‌شود. در آزمون‌های سختی، فشار متوسط P_m زیر فرورونده که به عنوان سختی می‌یر (Meyer Hardness) شناخته می‌شود با تقسیم بار F بر سطح تصویر A_i محاسبه می‌شود^[15]:

$$P_m = \frac{F}{A_i} \quad (۱)$$

اما محاسبه سختی ویکرز با تقسیم بار بر سطح تماس محاسبه می‌شود و از این رو سختی ویکرز متناسب با عدد سختی می‌یر به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$H_v = 0.927 P_m \approx \frac{1.8544 F}{d^2} \quad (۲)$$

همچنین رابطه بین قطر اثر و مقدار عمق نفوذ فرورونده در ماده (h) به صورت زیر بیان می‌شود:

$$h \approx \frac{d}{7.0006} \quad (۳)$$

با ترکیب دو رابطه قبل ارتباط بین مقدار نفوذ و میزان سختی ویکرز به صورت زیر خواهد بود:

$$h \approx \frac{1}{7.0006} \times \sqrt{\frac{1.8544 F}{H_v}} \quad (۴)$$

در روابط بالا F برحسب Kgf و d و h بر حسب mm هستند. تنش جریان زیر فرورونده بر اساس فشار متوسط و ضریب C_1 به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\sigma_f = \frac{P_m}{C_1} = \frac{H_v}{0.927C} \quad (۵)$$

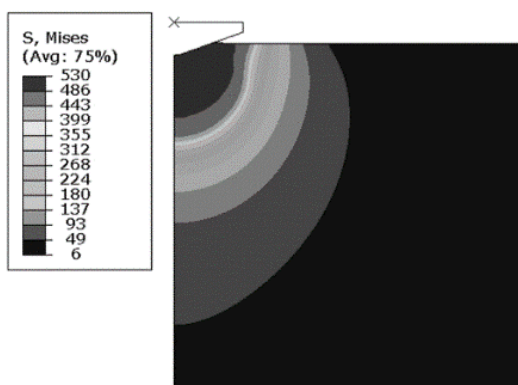
در موادی که کار سختی کامل روی آنها انجام شده است، تنش جریان با تنش تسلیم برابر است؛ اما در موادی که کار سختی کامل را تجربه نکرده‌اند، رابطه بین تنش تسلیم و تنش جریان را به سادگی می‌توان به صورت زیر نوشت:

$$\sigma_f = \sigma_y + \Delta\sigma \quad (۶)$$

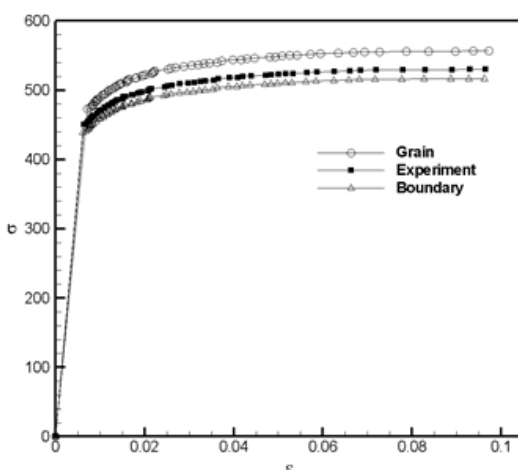
$$\sigma_y = \frac{H_v}{0.927C} - \Delta\sigma \quad (۷)$$

$$h_{(B)} \approx \frac{1}{7.0006} \times \sqrt{\frac{1.8544 F}{H_v}} = \frac{1}{7.0006} \times \sqrt{\frac{1.8544 \times 0.015}{186.8}} = 0.0017431 \text{ mm} \approx 1.74 \mu\text{m}$$

با دانستن سختی تخمینی دانه و مرزدانه، مدل‌سازی فرآیند میکروسختی ویکرز با هدف تخمین رفتار تنش- کرنش متناظر با سختی فازها به روش معکوس انجام شده است. در این روش با مبنا قراردادن منحنی تنش- کرنش به‌دست‌آمده از آزمون کشش، ضریبی از این منحنی به‌عنوان ورودی مدل‌سازی المان محدود قرار داده شده و این کار تا زمانی تکرار شده است که مقادیر نیرو و عمق نفوذ متناظر با آزمون سختی ارضا شوند. با استفاده از این روش رفتار تنش- کرنش متناسب با سختی و تا نقطه تنش نهایی در دانه و مرزدانه تخمین زده شده و در نمودار ۵ نشان داده شده است. طبق انتظار و بر اساس نتایج تخمین‌زده‌شده برای سختی دانه و مرزدانه، سطح منحنی تنش- کرنش برای دانه بالاتر و سطح منحنی تنش- کرنش برای مرزدانه پایین‌تر از سطح منحنی تنش- کرنش به‌دست‌آمده به‌صورت تجربی برای ماده حجیم است.



شکل ۳ توزیع تنش در فرآیند فروروی میکرو



نمودار ۵ رفتار تخمینی مدل المان محدود فرآیند میکروسختی برای دانه و مرزدانه

۵- مدل‌سازی میکروساختاری آزمون کشش

در مدل‌سازی ریزساختاری یک ماده پلی‌کریستال در کنار رفتار مکانیکی فازها و درصد حجمی هر فاز، توزیع اندازه و هندسه دانه‌ها نیز باید مورد توجه قرار گیرد. علاوه بر این پارامترها، مرزدانه‌ها نیز

همچنین با استفاده از رابطه (۱۰) مقدار تنش حد نهایی دانه و مرزدانه را می‌توان به‌صورت زیر تخمین زد:

$$\sigma_{U(G)} = 0.285H_v - 14.7 \\ = 0.285(201.3 \times 9.8) - 14.7 \\ = 547.5 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{U(B)} = 0.285H_v - 14.7 \\ = 0.285(187.8 \times 9.8) - 14.7 \\ = 509.8 \text{ MPa}$$

۲-۴ تخمین رفتار تنش- کرنش فازها با مدل‌سازی فرآیند میکروسختی

در این بخش با دانستن رفتار تنش- کرنش نمونه مربوطه می‌توان مدل‌سازی فرآیند فروروی میکرو را انجام داد. این مدل‌سازی با استفاده از مدل متقارن محوری معادل با فرورونده سختی‌سنجی ویکرز انجام شده است که در آن، فرورونده مخروطی صلب و دارای نیم‌زاویه ۷۰/۳ درجه و شعاع نوک ۳/۷ میکرومتر است [17]. همچنین ابعاد قطعه با تکرار شبیه‌سازی به‌گونه‌ای قرار داده شده است که بر نتایج شبیه‌سازی بی‌اثر باشد. به این صورت ابعاد قطعه مدل‌سازی شده ۵×۵×۵ μm است. رفتار ماده به‌صورت الاستیک- پلاستیک دارای کار سختی (مشابه با نمونه‌ای که پس از ECAP پیرسازی طبیعی روی آن انجام شده) در نظر گرفته شده است و از مش مربعی منظم و المان CAX8R بهره برده شده است. بررسی حساسیت به مش نشان داد که استفاده از المان‌ها با اندازه ۲۵ μm به همگراشدن منحنی نیرو برحسب عمق نفوذ فرورونده منتج می‌شود.

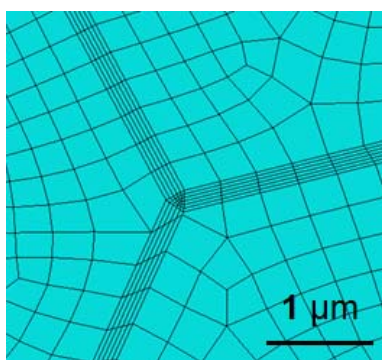
شکل ۳، توزیع تنش در فرآیند فروروی میکرو با رفتار تنش- کرنش مشابه با نمونه‌ای که پس از ECAP، پیرسازی طبیعی روی آن انجام شده را نشان می‌دهد. بر اساس رابطه (۴) با اعمال بار ۱۵ گرم مقدار عمق نفوذ برابر با ۰.۰۱۷۲۱ میلی‌متر به‌دست آمد که متناظر با سختی ۱۹۱/۵ ویکرز است.

نتایج شبیه‌سازی نشان می‌دهد که برای ماده‌ای با رفتار تنش- کرنش مشابه با نمونه‌ای که پس از ECAP، پیرسازی طبیعی روی آن انجام شده (و سختی آن ۱۹۵ ویکرز اندازه‌گیری شده است)، مقدار سختی با استفاده از مدل المان محدود متقارن محوری برابر با ۱۹۱/۵ ویکرز تخمین زده شده است. به این صورت، مقدار خطای مدل‌سازی در تخمین سختی با استفاده از رفتار تنش- کرنش کمتر از ۲٪ است. بر این اساس با داشتن سختی تخمینی دانه و مرزدانه، می‌توان از روش معکوس برای تخمین رفتار تنش- کرنش آنها استفاده نمود.

در ادامه با استفاده از سختی تخمین‌زده‌شده برای دانه و مرزدانه، تلاش شده تا با بهره‌گیری از روش معکوس رفتار تنش- کرنش متناظر با این مقادیر سختی را تخمین زد. مقدار عمق نفوذ متناظر با سختی‌های دانه و مرزدانه با استفاده از رابطه (۴) به‌ترتیب به‌صورت زیر محاسبه می‌شود:

$$h_{(G)} \approx \frac{1}{7.0006} \times \sqrt{\frac{1.8544 F}{H_v}} = \frac{1}{7.0006} \times \sqrt{\frac{1.8544 \times 0.015}{200.3}} = 0.00168334 \text{ mm} \approx 1.68 \mu\text{m}$$

در مدل‌سازی المان محدود به منظور نزدیک شدن شرایط RVE به مدل کامل، شرایط مرزی تناوبی اعمال شده است. در درون دانه‌ها از مش مربعی آزاد و در مرز دانه‌ها از مش مربعی منظم و المان CPS4R بهره برده شده است. بررسی حساسیت به مش نشان داد که استفاده از المان‌های مربعی با اندازه $4\mu\text{m} \times 4\mu\text{m}$ در درون دانه‌ها و المان‌های مستطیلی با ابعاد $4\mu\text{m} \times 0.5\mu\text{m}$ در مرز دانه‌ها مطابق شکل ۵، به همگرا شدن منحنی بار-عمق نفوذ منتج می‌شود. در این مدل دوفازی، رفتار تنش- کرنش دانه و مرز دانه به صورت مجزا و مشابه با آنچه با استفاده از مدل‌سازی فرآیند فروروی میکرو و به روش معکوس محاسبه شده، قرار داده شده است. به این صورت رفتار دانه و مرز دانه به صورت الاستیک- پلاستیک به همراه کار سختی تعریف شده است.

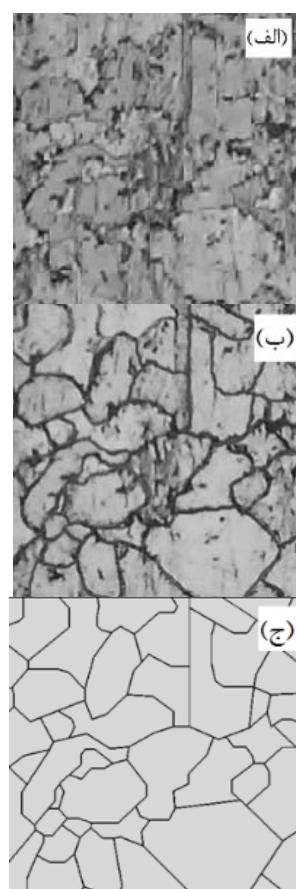


شکل ۵) نمایی از محل تلاقی سه دانه و المان‌های استفاده شده در دانه و مرز دانه

با اعمال جابجایی تا نقطه کرنش نهایی، نیروی متناظر در هر لحظه ثبت شده است. در شکل ۶ توزیع تنش فون میزز و کرنش پلاستیک معادل در ریزساختار در انتهای مدل‌سازی نشان داده شده است. طبق انتظار، بیشترین مقدار کرنش پلاستیک در مرز دانه‌ها متمرکز شده است.

با استفاده از میزان جابجایی اعمالی و نیروی متناظر با آن، کرنش و تنش وارده به RVE محاسبه و منحنی تنش- کرنش معادل برای RVE ترسیم شده است. در نمودار ۶، منحنی تنش- کرنش تجربی و منحنی‌های تنش- کرنش تخمین زده شده به کمک مدل المان محدود نشان داده شده است که مقایسه آنها نشان می‌دهد که تخمین رفتار فازها با استفاده از رابطه بین سختی و خواص استحکامی سبب تطبیق مناسب رفتار به دست آمده با استفاده از مدل ریزساختاری جزء در نقطه تسلیم (که ۱۰٪ اختلاف در نتیجه مدل‌سازی نسبت به نتیجه تجربی وجود دارد) شده است. البته در این روش از آنجا که تنها تنش تسلیم و تنش حد نهایی تخمین زده می‌شوند، منحنی تنش- کرنش در ناحیه پلاستیک رفتار خطی خواهد داشت. از سویی دیگر، تخمین رفتار فازها با استفاده از مدل‌سازی فرآیند فروروی میکرو سبب شده است که تخمین منحنی، تخمینی حد بالا باشد. این موضوع را می‌توان به این حقیقت نسبت داد که آزمون تنش- کرنش به صورت کششی انجام شده است، در صورتی که نتایج تخمینی رفتار فازها بر اساس آنچه توسط آزمون فروروی (که تحت فشار انجام

تأثیر بسزایی در رفتار ماده در مقیاس ماکرو خواهند داشت و به منظور بهبود مدل ریزساختاری، مرز دانه‌ها نیز باید در مدل وارد شود. برای اطمینان از اینکه این مدل به اندازه کافی بزرگ است که بتوان آن را یک RVE پنداشت، مدل‌های مختلفی باید اجرا و واریانس نتایج محاسبه و بررسی شود. از این رو این پارامترها باید به گونه‌ای در مدل وارد شوند که تا حد امکان به شرایط حقیقی نزدیک باشد. عموماً با بزرگ‌تر شدن مقیاس مدل RVE، رفتار مدل ریزساختاری به مدل ماکرو نزدیک‌تر می‌شود. اما باید بین میزان نشانگری و حجم محاسباتی نیز تعادلی برقرار نمود و عامل اصلی کنترل‌کننده میزان نشانگری ظرفیت محاسباتی است. یکی از راه‌های مدل‌سازی ریزساختاری، استفاده از تصویر حقیقی ریزساختار است که از متالوگرافی حاصل شده است. مسئله مهم در این بین، نشانگر بودن مدل است. در این پژوهش به منظور بررسی صحت نتایج به دست آمده برای رفتار تنش- کرنش دانه و مرز دانه از مدل‌سازی ریزساختاری بهره برده شده است. در مدل‌سازی ریزساختاری، ناحیه مشخصی از ریزساختار به صورت دوبعدی به عنوان یک RVE به ابعاد 100×100 میکرومتر به صورت دوفازی (دانه و مرز دانه) در نرم‌افزار آباکوس مدل شده است. ریزساختار وارد شده به نرم‌افزار که با تقسیم‌بندی مدل شده در شکل ۴ نشان داده شده است. در این مدل ضخامت مرز دانه ۱٪ اندازه متوسط دانه‌ها و به مقدار 0.2 میکرومتر در نظر گرفته شده است.



شکل ۴) RVE مورد استفاده در مدل‌سازی (الف)، بهبود تمایز دانه و مرز دانه (ب) و مدل المان محدود (ج)

۶- نتایج

- با انجام یک عبور از ECAP سختی نمونه انحلال ۷۰٪ افزایش یافته و از ۱۰۰ به ۱۷۰ ویکرز رسیده است. همچنین بیشترین سختی (به مقدار ۱۹۵ ویکرز) با انجام فرآیند ECAP روی نمونه انحلال و دو ماه پیرسازی طبیعی پس از آن حاصل شده است.

- در مقایسه با نمونه انحلال، افزایش قابل ملاحظه‌ای در استحکام تسلیم و نهایی و کاهش چشمگیر در نرمی با انجام فرآیند ECAP و پیرسازی طبیعی پس از آن مشاهده شده و استحکام نهایی از ۳۴۰ به ۵۳۰ MPa افزایش و نرمی از ۱۵ به ۱۱/۸٪ کاهش یافته است.

- نتایج به‌دست‌آمده نشان داد که استفاده از آزمون فروروی میکرو راهی برای تخمین رفتار دانه و مرز دانه است.

- در تخمین سختی دانه و مرز دانه با استفاده از آزمون فروروی میکرو برای کاهش خطای تخمین باید مقدار اثر نسبت بار فروروی بر سختی میکرو، محاسبه و اعمال شود.

- در مدل‌سازی ریزساختاری آزمون کشش، تخمین رفتار فازها با بهره‌گیری از ارتباط بین سختی و استحکام منتج به انطباق مناسب پاسخ المان محدود و نتیجه آزمون تجربی، انجام شده است.

- در مدل‌سازی ریزساختاری آزمون کشش، تخمین رفتار فازها با بهره‌گیری از مدل‌سازی آزمون فروروی میکرو منتج به تخمین حد بالا نسبت به نتیجه آزمون تجربی، انجام شده است.

تشکر و قدردانی: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

تاییدیه اخلاقی: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

تعارض منافع: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

سهم نویسندگان: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

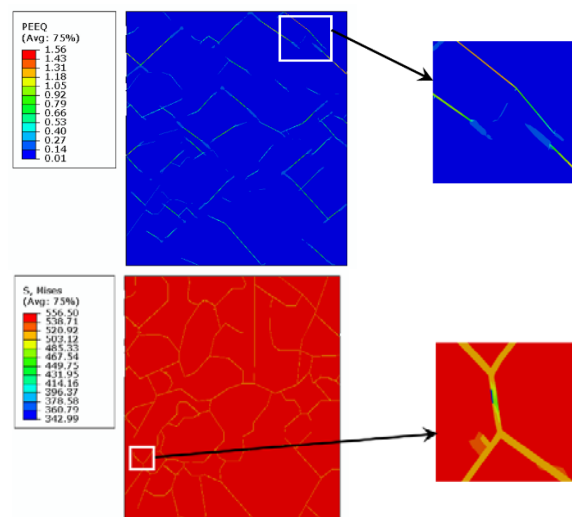
منابع مالی: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

منابع

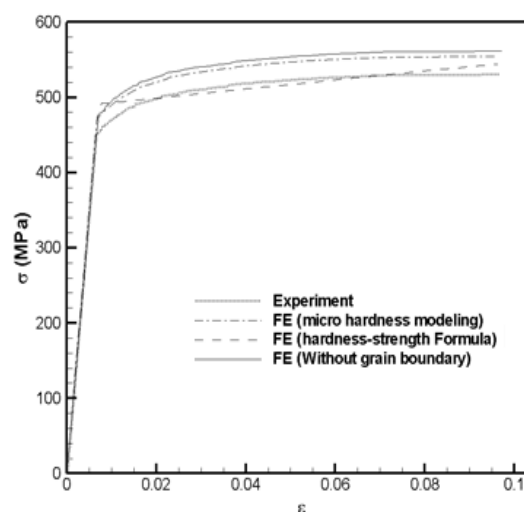
- 1- Figueiredo RB, De Barbosa ER, Zhao X, Yang X, Liu X, Cetlin PR et al. Improving the fatigue behavior of dental implants through processing commercial purity titanium by equal-channel angular pressing. Material Science and Engineering A. 2014;619:312-318.
- 2- Sanusi KO, Makinde OD, Oliver GJ. Equal channel angular pressing technique for the formation of ultra-fine grained structures. South African journal of Science. 2012;108(9-10).
- 3- Segal VM. Materials processing by simple shear. Material Science and Engineering A. 1995;197(2):157-164.
- 4- Valiev R, Langdon TG. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. Progress in Material Science. 2006;51(7):881-981.
- 5- Lemaitre J, Desmorat R. Engineering damage mechanics-ductile, creep, fatigue and brittle failures. Berlin: Springer; 2005.
- 6- Gleiter H. Nanostructures materials: State of the art and perspectives. Nanostructured Materials. 1995;6(1-4):3-14.
- 7- Iwahashi Y, Wang J, Horita Z, Nemoto M, Langdon TG. Principle of equal-channel angular pressing for the

می‌شود) به‌دست آمده، حاصل شده است و عموماً استحکام مواد در بارگذاری فشاری بزرگ‌تر از بارگذاری کششی است.

همچنین نتایج ارائه‌شده در نمودار ۶ نشان می‌دهد که در نظر گرفتن مرز دانه‌ها در مدل‌سازی آزمون کشش، اختلافی ۲ درصدی به‌صورت حد بالا نسبت به منحنی تنش- کرنش پیش‌بینی‌شده با در نظر گرفتن مرز دانه‌ها ایجاد می‌کند. باید در نظر داشت که هدف نهایی از شبیه‌سازی در این پژوهش مدل‌سازی میکروساختاری رشد ترک در بارگذاری سیکلی بوده و به‌منظور بررسی رفتارهای تخمین‌زده‌شده برای دانه و مرز دانه از مدل‌سازی آزمون کشش به‌صورت میکروساختاری بهره‌برده شده است. در نظر گرفتن مرز دانه‌ها در مدل‌سازی میکروساختاری آزمون کشش، این امکان را ایجاد می‌کند که رفتار تنش- کرنش تخمین‌زده‌شده برای دانه و مرز دانه، راستی‌آزمایی می‌شود. تایید رفتار تخمین‌زده‌شده برای دانه و مرز دانه راه را برای شبیه‌سازی‌های میکروساختاری بعدی مانند شبیه‌سازی میکروساختاری جواهر زنی و رشد ترک خستگی با بهره‌گیری از المان حجمی نشانگر هموار می‌سازد.



شکل ۶ توزیع تنش و کرنش در مدل ریزساختاری



نمودار ۶ منحنی‌های تنش- کرنش تجربی و تخمینی توسط مدل المان محدود

- Al-7075. Engineering Failure Analysis. 2016;65:1-10.
- 12- Cai X, Yang X, Zhou P. Dependence of vickers microhardness on applied load in indium. Material Science Letters. 1997;16(9):741-742.
- 13- Shinohara K. Relationship between work-hardening exponent and load dependence of vickers hardness in copper. Material Science. 1993;28(19):5325-5329.
- 14- Rogacheva EI, Tavrina TV, Galkin SN. Load-dependent microhardness of CuInSe₂. Inorganic Materials. 2000;36(2):123-126.
- 15- Tiryakioglu M. On the relationship between Vickers hardness and yield stress in Al-Zn-Mg-Cu Alloys. Material Science and Engineering: A. 2015;633:17-19.
- 16- Tabor D. The hardness of metals. London: Oxford University Press; 1951.
- 17- Bruet BJF, Song J, Boyce MC, Ortiz C. Materials design principles of ancient fish armour. Nature materials. 2008;7:748-756.
- processing of ultra fine grained materials. Scripta Materialia. 1996;35(2):143-146.
- 8- Zhao YH, Liao XZ, Jin Z, Valiev RZ, Zhu YT. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. Acta Materialia. 2004;52(15):4589-4599.
- 9- Kumar SR, Gudimetla K, Venkatachalam P, Ravisankar B, Jayasankar K. Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by equal channel angular pressing. Material Science and Engineering A. 2012;533:50-54.
- 10- Horita Z, Ohashi K, Fujita T, Kaneko K, Langdon TG. Achieving high strength and high ductility in precipitation hardened alloys. Advanced Materials. 2005;17(13):1599-1602.
- 11- Darban H, Mohammadi B, Djavanroodi F. Effect of equal channel angular pressing on fracture toughness of