



مطالعه تاثیر فرایند اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) در تولید تیرهای با مقاطع غیرمقارن ریزدانه با استحکام بالا از جنس منیزیم AM60

حسین جعفرزاده^{۱*}، کریم علیزادی بالغ^۲

۱- استادیار، گروه ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد تبریز، تبریز، ایران
 ۲- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد تبریز، تبریز، ایران
 * ایمیل نویسنده مسئول: h.jafarzadeh@iaut.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی

دریافت: ۲۷ تیر ۱۴۰۲
 پذیرش: ۲۹ آبان ۱۴۰۲

کلیدواژگان:

اکستروژن متناوبی فشاری
 منیزیم AM60
 شبیه‌سازی اجزای محدود
 اتومات سلولی

در تحقیق حاضر، روش اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) به عنوان روشی جدید جهت تغییر شکل پلاستیک شدید تیرهای با مقطع غیرمقارن مورد مطالعه قرار گرفته است. در این روش کل طول تیر غیرمقارن با پروفیل L شکل از یک قالب گلولی عبور کرده و تحت تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می‌گیرد. با انجام پاس‌های بیشتر فرایندی می‌توان کرنش پلاستیک جمعی دلخواه با مقادیر بالاتر را به ماده اعمال نمود. در بخش اول مطالعات تجربی، نمونه‌های پروفیلی با مقطع L از جنس منیزیم AM60 آماده‌سازی شده و در مجموعه قالب قرار گرفت و توسط سنجه‌ای در سیکل‌های مختلف تحت تاثیر تغییر شکل پلاستیک قرار گرفت. تحول ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل یافته توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی عبوری نشان داد که بیشترین تغییرات اندازه دانه در انتهای فرایند و پس از اعمال دو پاس از مقدار اولیه ۷۵ میکرون به مقدار ۵ میکرون اتفاق افتاد. در ادامه، بررسی‌های خصوصیات مکانیکی و میکروسختی‌سنجی بر روی نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته حاکی از افزایش استحکام تسلیم و حداکثر از مقادیر اولیه به ترتیب ۸۹/۵ و ۲۲۷/۳ و ۱۳۶/۹ به ۲۸۶/۷ و ۲۸۶/۷ و همچنین افزایش میکروسختی ویکرز از مقدار اولیه ۵۴ به مقدار ۸۹ ویکرز می‌باشد. از طرف دیگر مقدار انعطاف‌پذیری نمونه‌های تغییر شکل یافته به دلیل تحول ریزساختاری و خرد شدن فازهای یوتکتیک و کاهش اندازه دانه از ۱۱/۳٪ به ۱۴/۴٪ افزایش یافته است. روش شبیه‌سازی عددی اتومات سلولی جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری نمونه‌های تغییر شکل یافته به کار گرفته شد. نتایج به دست آمده حاکی از مطابقت قابل قبول روش شبیه‌سازی و آزمایشات تجربی دارد.

Study of the cyclic extrusion-compression in production of high stringed and ultrafine grained AM60 Magnesium noncircular thin section beams

Hossein Jafarzadeh^{1*}, Karim Alizadi Balegh²

1- Assistant Professor, Department of Manufacturing Engineering, Islamic Azad University, Tabriz branch, Tabriz, Iran

2- MSc Student, Department of Manufacturing Engineering, Islamic Azad University, Tabriz branch, Tabriz, Iran

* Corresponding Author's Email: h.jafarzadeh@iaut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 18 July 2023

Accepted: 20 November 2023

Keywords:

Cyclic Extrusion and Compression
 AM60 Magnesium Alloy
 FEM
 Cellular Automaton (CA)

Abstract

In this study a new severe plastic deformation method named noncircular thin section cyclic extrusion-compression (NCTS-CEC) is proposed for processing ultrafine-grained noncircular thin section beams. In this technique, the total length of noncircular L shaped section is passed through a neck zone and experiences severe plastic strains. Therefore, the high amount of accumulated plastic strain could be imposed by repeating the number of process cycles. In the first section of study, the AM60 Magnesium alloy is inserted into die and deformed by punch in different cycles. The observations by optical and SEM microscopes showed the formation of about 5 μm fine grains from the initial value of 75 μm after processing by two cycles of the NCTS-CEC. Also, the mechanical properties including yield strength, UTS, elongation and microhardness are evaluated at different cycles of NCTS-CEC processing. The obtained results showed the increase of yield strength and UTS to 136.9MPa and 286.7 MPa from the initial values of 89.5 MPa and 227.3 MPa, respectively. The Vickers microhardness is increased to 89HV from the initial value of 54HV at the end of second cycle. Also, the elongation of processed sample is increased to 14.4% from 11.3% due to texture evolution, grain refinement and breakage of brittle eutectic phases at the end of second cycle. The cellular automaton (CA) finite element method was implemented to simulate the process to predict the microstructure evolution of AM60. The obtained results from cellular automaton finite element (CAFE) and experimental methods were in good agreement.

Please cite this article using:

Jafarzadeh H, Alizadi Balegh K. Study of the cyclic extrusion-compression in production of high stringed and ultrafine grained AM60 Magnesium noncircular thin section beams. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2023 July 23;10(5):1-18. doi: 10.22034/IJME.2023.407082.1808 [In Persian]

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

۱- مقدمه

در سال‌های اخیر استفاده از موادی با آلیاژهای سبک و نسبت استحکام به وزن بالاتر به دلایلی همچون مصرف سوخت کمتر، آلودگی‌های محیطی پایین‌تر و نیاز به سازه‌های مهندسی سبک‌تر و مستحکم‌تر مورد توجه مهندسان و دانشمندان زیادی قرار گرفته است. در بین فلزات، آلیاژهای مختلف منیزیم به دلیل داشتن چگالی کمتر در مقایسه با فولاد، آلومینیوم و مس و همچنین سایر قابلیت‌ها همچون مقاومت در برابر خوردگی بالاتر و قابلیت ماشین‌کاری بهتر اخیراً مورد توجه قرار گرفته است. یکی از معایب آلیاژهای منیزیم ساختار ترد و شکننده اچ سی پی^۱ آن است که تغییر شکل پلاستیکی این ماده را در دمای محیط تقریباً غیرممکن می‌سازد. از طرف دیگر قطعات از جنس آلیاژهای منیزیم تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری غالباً ریزساختاری یکنواخت با اندازه دانه‌های درشت‌تر داشته که خصوصیات مکانیکی قطعات تولیدی را به شکل قابل توجهی تحت تاثیر قرار می‌دهد. جهت غلبه بر مشکلات یاد شده در سال‌های اخیر، استفاده از فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید دما بالا به عنوان یکی از فرایندهای شکل‌دهی ترمومکانیکی جهت تغییر شکل قطعات منیزیمی و دستیابی به ریزساختار یکنواخت با اندازه دانه‌های ریزدانه^۲ یا فوق ریزدانه^۳ با خصوصیات مکانیکی مناسب مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است [۱-۴]. در فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید^۴ کرنش‌های پلاستیک با مقادیر زیادی به ماده اعمال می‌شود که منجر به ریزدانه شدن قابل توجه ریزساختار ماده در محدوده ۱۰۰۰-۱۰۰۰۰ nm می‌شود [۵]. در این راستا و تا به امروز روش‌های مختلف زیادی از فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید جهت تغییر شکل مقاطع مختلفی همچون ورق‌ها، تسمه‌ها، سیم‌ها و میلگردها مانند روش‌های فشردن در کانال‌های زاویه‌دار هم‌مقطع^۵ [۶]، نورد تجمعی^۶ [۷]، پیچش فشار بالا^۷ [۸] اکستروژن فشاری تناوبی^۸ [۹]، همچنین برخی از روش‌ها جهت تغییر شکل پلاستیک شدید قطعاتی با مقاطع لوله‌ای شکل توسعه یافته‌اند که می‌توان موارد زیر را اشاره نمود: پیچش فشار بالای لوله^۹ [۱۰]، اتصال چرخشی تجمعی^{۱۰} [۱۱]، فشردن لوله در کانال^{۱۱} [۱۲] و پرس فشاری و پیچش متناوب لوله^{۱۲} [۱۳] و [۱۴].

در سال‌های اخیر مسائل زیست محیطی مثل آلودگی هوا، کاهش ذخایر سوختی فسیلی و افزایش قابل توجه قیمت سوخت نیاز به طراحی و ساخت سازه‌هایی با استحکام بالا و وزن کمتر در صنایع مختلفی همچون خودرو، فضایی و دیگر صنایع مرتبط را ضروری کرده است. یکی از المان‌های مهم در ماشین‌آلات صنعتی مختلف شاسی است که عمدتاً از تیرهای با مقاطع غیرمقارن اکستروژن یا نورد شده از جنس فولاد تولید می‌شود. یکی از روش‌ها جهت دستیابی به وزن کمتر در ساخت این نوع شاسی ماشین‌آلات، جایگزینی فولاد با مواد با چگالی کمتر مثل آلومینیوم و منیزیم است که اولی چگالی حدود ۲.۷ و دومی چگالی ۱.۷ دارد که نسبت به چگالی فولاد مقادیر قابل توجه پایین‌تری دارند [۱۵]. بنابراین، روش تغییر شکل پلاستیک شدید مواد فوق ریزدانه و نانو ساختار مقاطع غیرمقارن می‌تواند به عنوان یک راه‌حل جهت دستیابی به تیرهای غیرمقارن سبک با استحکام بالا از جنس مواد سبک‌تری مثل آلومینیوم و منیزیم باشد. بابایی و همکارانش در تحقیقی روش اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن^{۱۳} را جهت تولید تیرهای با مقاطع L و U و پروفیل مربعی از جنس آلومینیوم خالص معرفی کردند [۱۶].

در سال‌های اخیر، آلیاژهای مختلف منیزیم به دلیل چگالی پایین در مقایسه با فولاد و آلومینیوم مورد توجه محققان زیادی جهت اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید و تولید مواد فوق ریزدانه با استحکام بالا قرار گرفته است. در فلزات مختلف همچون آلیاژهای منیزیم، اغلب خصوصیات مکانیکی و فیزیکی ماده متأثر از تغییرات ریزساختاری آن شامل اندازه و توزیع دانه‌ها می‌باشد. از این رو تحلیل و بررسی تغییرات اندازه دانه در حین فرایندهای تغییر شکل پلاستیک اهمیت بالایی دارد. تغییرات اندازه دانه و تحول ریزساختاری در

¹ HCP

² Fine Grain/FG

³ Ultra-Fine Grained/UFG

⁴ SPD

⁵ ECAP

⁶ ARB

⁷ HPT

⁸ CEC

⁹ HPTT

¹⁰ ASB (Accumulative Spin-Bonding)

¹¹ TCP

¹² Tube Twist Pressing (TTP)

¹³ Noncircular Thin Section Cyclic Extrusion-Compression (NCTS-CEC)

آلیاژهای منیزیم در حین تغییر شکل پلاستیک شدید عمدتاً از طریق پروسه‌ای به نام تبلور مجدد دینامیکی^۱ روی می‌دهد. لی و همکارانش در پژوهشی به بررسی تغییرات ریزساختاری ورق‌های منیزیمی AZ31 در اثر اعمال کرنش‌های پلاستیک شدید پرداختند [۱۷]. معشوفی و همکارانش در سال ۲۰۲۳ در مقاله‌ای به بررسی تغییرشکل پلاستیک شدید آلیاژ منیزیم AZ91 توسط روش اکستروژن ترکیبی انبساطی و انقباضی^۲ پرداختند و بر طبق مشاهدات اعمال کرنش‌های پلاستیک شدید با مقادیر زیاد موجب تغییرات قابل توجهی در خصوصیات مکانیکی ماده شد [۱۸]. در مطالعه دیگری توسط دینگ^۳ و همکارانش از روش نورد سه غلتکه^۴ جهت تولید تولید لوله‌های بدون درز منیزیمی و با اعمال تغییر شکل پلاستیک استفاده گردید و بهبود خصوصیات مکانیکی نسبت به روش‌های شکل‌دهی قبلی مشاهده شد [۱۹]. اسدی و همکارانش در سه تحقیق مجزا به بررسی قابلیت‌های اکستروژن اغتشاشی اصطکاکی جهت تولید قطعات با استحکام بالا از براده‌های برنجی و همچنین لوله‌های بدون درز پرداختند [۲۰-۲۲]. فرایند تبلور مجدد دینامیکی متأثر از پارامترهای تغییر شکل پلاستیک همچون مقدار کرنش پلاستیک اعمالی، نرخ کرنش و تغییرات دما بوده [۲۳] و اختلاف در مقدار چگالی نابجایی دانه‌های مجاور عامل محرک جهت ایجاد و رشد دانه‌های جدید در ریزساختار ماده است. بدین صورت، در محلول‌هایی از ریز ساختار ماده که انرژی ذخیره شده کافی ناشی از اعمال تغییرشکل پلاستیک بالا (مانند مرزهای با زاویه بزرگ، باندهای برشی، مرزهای دوقلویی و مرزهای دانه‌های جدید) دارند، جوانه‌زنی دانه‌های جدید اتفاق می‌افتد [۲۳-۲۵]. روش‌های شبیه‌سازی تبلور مجدد ریزساختار مواد مختلف مانند مدل ورتکس^۵ [۲۳]، مدل میدان فازی^۶ [۲۵]، مدل مونت کارلو^۷ [۲۶] و مدل اتومات سلولی^۸ [۲۷] در سال‌های اخیر مورد توجه محققان مختلف بوده‌اند. مدل اتومات سلولی به دلیل زمان‌های شبیه‌سازی کمتر در تغییرات ریزساختاری مرتبط با تبلور مجدد استاتیکی و رشد دانه، بیشتر مورد توجه بوده است [۲۸-۳۰]. لیو و همکارانش جهت پیش‌بینی تغییرات ریزساختاری یک سوپرآلیاژ پایه نیکل که تحت فرایند ترمومکانیکی قرار گرفته بود، از مدل میکرومکانیکی اتومات سلولی دو بعدی استفاده کردند و نتایج به دست آمده مطابقت بالایی با نتایج آزمایشات تجربی داشت [۳۱]. تحقیقات مشابهی بر روی آلیاژهای مختلف منیزیم مثل AZ80 توسط لی و همکاران [۳۲]، AZ31 توسط دنگ و همکاران [۳۳] جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری و توزیع اندازه دانه به دست آمده توسط مدل اتومات سلولی انجام گرفته است که نتایج حاصله حاکی از دقت این مدل در تخمین تحول ریزساختاری این نوع مواد داشت. ابراهیم‌زاده و همکارانش در تحقیقی تغییرات ریزساختاری آلیاژ منیزیم AM60 در حین فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم را بر اساس یک مدل میکرومکانیکی و استفاده از روش اتومات سلولی بررسی کردند و اعتبارسنجی نتایج حاصله نشان‌دهنده اهمیت بالای این مدل بود [۳۴]. به دلیل اهمیت بالای کاربرد تیرها در صنایع مختلف و توجه روزافزون مهندسان به طراحی و ساخت سازه‌های با استحکام بالا و وزن سبک، برای اولین بار در تحقیق حاضر، روش اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) به عنوان روشی جدید جهت تغییر شکل پلاستیک شدید تیرهای با مقطع غیرمقارن مورد مطالعه قرار گرفته است. در این تحقیق، روش اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن پروفیل جهت تولید مقاطع L شکل از جنس آلیاژ منیزیم AM60 به کار گرفته شده است. خصوصیات مکانیکی نمونه‌های اولیه و نمونه‌های تغییرشکل‌یافته به صورت تجربی مورد آزمایش و بررسی قرار گرفت. همچنین رفتار تغییر شکل و سیلان ماده درون حفره قالب به صورت ماکرو توسط شبیه‌سازی عددی مورد مطالعه قرار گرفت و در ادامه تغییرات اندازه دانه با روش اتومات سلولی شبیه‌سازی گردید.

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- آزمایشات تجربی

در شکل ۱ شماتیک فرایند اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) نشان داده شده است.

¹ Dynamic Recrystallization (DRX)

² Cyclic Compression Expansion Extrusion (CCEE)

³ Ding et al

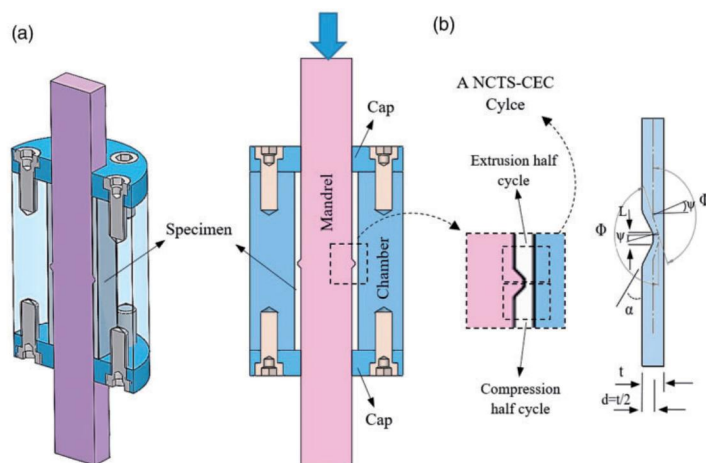
⁴ Three-roll Rotary Piercing Process (TRPP)

⁵ Vertex Model

⁶ Phase Field Model

⁷ Monte Carlo Model

⁸ Cellular Automaton (CA) Model



شکل ۱ شماتیک فرایند اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن (NCTS-CEC) [۱۶]

همان‌طور که از شکل ۱ مشاهده می‌شود، مجموعه قالب فرایند اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمقارن شامل یک محفظه اصلی، ماندل میانی فرم‌دهنده و دو درپوش بالایی و پایینی می‌باشد. نمونه پروفیل اولیه با مقطع دلخواه غیرمقارن و طول مشخص داخل محفظه اصلی قالب قرار داده می‌شود. مقطع پروفیل نمونه اولیه می‌تواند به صورت باز یا بسته و به شکل دلخواه باشد. در تحقیق حاضر از نمونه پروفیل با مقطع L جهت انجام آزمایشات استفاده شده است. در بخش میانی ماندل فرم‌دهنده یک برجستگی با هندسه مشخص شده در شکل ۱ وجود دارد که وظیفه این برجستگی ایجاد تغییر شکل موضعی در راستای طول نمونه است. پس از قرارگیری ماندل در محل خود دو انتهای قالب توسط درپوش‌های بالایی و پایینی به صورت کامل محصور می‌شوند. سپس نمونه کاملاً محصور شده توسط قالب توسط اعمال فشار پرسی به ماندل تحت تغییر شکل پلاستیک از محل برجستگی ماندل قرار می‌گیرد. با حرکت ماندل در راستای طول پروفیل، تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده در محل برجستگی ماندل در کل طول نمونه اعمال می‌گردد. همان‌طور که در شکل ۱ مشاهده می‌شود یک سیکل از فرایند شامل یک نیم‌سیکل اکستروژن و یک نیم‌سیکل فشار می‌باشد. از این‌رو هر منطقه از سطح مقطع نمونه با گذر برجستگی ماندل اکستروژن شده و از ضخامت اولیه t به t/2 کاهش یافته (نیم‌سیکل اکستروژن) و سپس با اعمال نیم‌سیکل فشار دوباره به ضخامت t تغییر شکل می‌دهد. بنابراین ریزساختار ماده اولیه کرنش‌های پلاستیک تجمعی مقادیر بالایی را در این نیم‌سیکل‌های اکستروژن و فشار تجربه می‌کند که در نهایت منجر به ریزتر شدن اندازه دانه می‌شود. مقدار کرنش پلاستیک تجمعی اعمال شده در طی فرایند NCTS-CEC را می‌توان به صورت زیر تخمین زد:

مقدار کرنش ϵ_1 اعمال شده ناشی از اکستروژن یا فشار و با فرض یکنواخت بودن تغییر شکل به صورت زیر می‌باشد:

$$\epsilon_1 = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right) \quad (1)$$

که A و A_0 به ترتیب سطح مقطع اولیه و نهایی نمونه اکستروژن شده می‌باشد. همچنین در منطقه برجستگی ماندل و در هر نیم‌سیکل، دو تغییر جهت در سیلان ماده مشابه تغییر شکل در فرایند ECAP اتفاق می‌افتد. مقدار کرنش پلاستیک اعمالی ناشی از این تغییر شکل از رابطه زیر به دست می‌آید که مطابق شکل Φ زاویه تغییر جهت سیلان و ψ شعاع گوشه است [۱۶]:

$$\epsilon_2 = \left[\frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \csc\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right] \quad (2)$$

که اگر مقدار زاویه شعاع گوشه را صفر در نظر بگیریم، رابطه فوق به صورت زیر خلاصه می‌شود:

$$\epsilon_2 = \frac{4}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \quad (3)$$

بنابراین مقدار کل کرنش اعمالی (ϵ_t) به ماده در انتهای هر سیکل از فرایند NCTS-CEC برابر است با:

$$\epsilon_t = 2 \times (\epsilon_1 + \epsilon_2) = 2 \left[\ln\left(\frac{A_0}{A}\right) + \frac{4}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \right] \quad (4)$$

با بالا و پایین آوردن ماندل و تکرار فرایند می‌توان مقادیر بالایی از کرنش پلاستیک تجمعی را به ماده اعمال کرد. بنابراین پس از N سیکل از فرایند، مقدار کرنش پلاستیک به صورت زیر محاسبه می‌شود:

$$\epsilon_{tN} = N \cdot \epsilon_t = 2N \times \left[\ln \left(\frac{A_0}{A} \right) + \frac{4}{\sqrt{3}} \cot \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \quad (5)$$

با در نظر گرفتن مشخصات هندسی تحقیق حاضر، مقدار کرنش پلاستیک اعمالی در هر سیکل از فرایند NCTS-CEC در حدود $\epsilon_2 = 2$ می‌باشد. جهت بررسی قابلیت روش NCTS-CEC از نمونه‌های پروفیل با مقطع L (شکل ۲) از جنس آلیاژ منیزیم AM60 با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AM60

مواد	درصد وزنی (%)
آلومینیوم	۵/۸
منیزیم	۰/۴۴
روی	۰/۲۶
سیلیسیم	۰/۱۳
مس	۰/۰۱۵
آهن	۰/۰۰۷
نیکل	۰/۰۰۵
منگنز	باقیمانده
منیزیم	۵/۸
روی	۰/۴۴



شکل ۲ نمونه پروفیل L استفاده شده در آزمایش

جهت دستیابی به ریز ساختار همگن اولیه، نمونه‌های آماده شده به مدت زمان ۳ ساعت و در دمای 35°C تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفتند، به طوری که میانگین اندازه دانه در نمونه‌های اولیه تقریباً $75 \mu\text{m}$ به دست آمد. در این تحقیق به منظور بررسی دقیق‌تر و مطالعه تاثیر پارامترهای مختلف بر فرایند شکل‌دهی از روش آزمایشات تجربی استفاده شده است. بدین منظور پس از

مدل سازی سه بعدی قطعات، مراحل مربوط به ساخت قالب که شامل: انتخاب فلز مناسب جهت قالب، ماشین کاری، عملیات حرارتی، سنگ زنی، مونتاژ و نصب صورت پذیرفت. مجموعه قطعات به کار رفته در قالب شامل محفظه قالب، ماندرل میانی و درپوش های انتهایی از جنس فولاد گرم کار ۱/۲۳۴۴ انتخاب شده و پس از ماشین کاری تحت عملیات حرارتی با مقدار سختی 50 HRC آماده سازی گردید (شکل ۳). پس از بستن مجموعه قالب بر روی پرس هیدرولیک (مطابق شکل ۳)، سطوح تماس قالب با نمونه ها با روان کار دی سولفید مولیبدن (MoS₂) روان کاری شدند.



شکل ۳ مجموعه قالب و پرس استفاده شده در آزمایشات تجربی

همچنین مجموعه قالب به همراه نمونه های داخل آن توسط المنت های الکتریکی تا دمای 270°C پیش گرم شدند. کنترل دمای قالب در حین فرایند توسط یک ترموکوپل متصل شده در بدنه قالب و در محدوده $\pm 5^{\circ}\text{C}$ انجام گرفت. تمامی آزمایش های تجربی توسط پرس هیدرولیک با سرعت بارگذاری 10 mm/min و به تعداد یک و دو سیکل انجام شد. به منظور انجام مشاهدات ریزساختاری، نمونه های اولیه و تغییر شکل یافته از وسط طول پروفیل و در راستای سطح مقطع برش داده شده و سپس عملیات آماده سازی استاندارد جهت متالوگرافی و سختی سنجی انجام گرفت. جهت مطالعه تغییرات خصوصیات مکانیکی، از روش میکروسختی سنج ویکرز استفاده شد. بدین منظور، سطوح نمونه های اولیه و تغییر شکل یافته در سیکل های مختلف با استفاده از سنباده های مختلف آماده سازی گردید. میکرو سختی سنجی توسط دستگاه Microment ساخت شرکت LHOH، با وزنه 50 گرم و مدت زمان 30 ثانیه و در راستای ضخامت پروفیل انجام گرفت. همچنین برای بررسی تغییرات مکانیکی هم چون استحکام کششی تسلیم، استحکام کششی حداکثر و انعطاف پذیری از آزمون کشش تک محوری در دمای اتاق و نرخ کرنش 5 mm/min بر روی پرس هیدرولیک INSTRON استفاده شد. بدین منظور نمونه های کشش طبق استاندارد ASTM E&M از نمونه های اولیه و تغییر شکل یافته در راستای طول پروفیل ماشین کاری شد. جهت اطمینان از تکرار پذیری آزمایشات کشش، برای هر کدام از حالات آزمون کشش تعداد ۵ نمونه کشش مشابه آماده سازی شد. جهت مطالعات تغییرات ریزساختاری نمونه ها عملیات متالوگرافی بر روی آنها انجام گرفت. بدین منظور سطوح نمونه های تولید شده پس از برش در راستای سطح مقطع پروفیل توسط سنباده های مختلف صاف و پولیش کاری شد. در ادامه از محلول اچانت شامل 4 گرم اسید پیکریک، 10 میلی لیتر اسید استیک، 70 میلی لیتر اتانول و 10 میلی لیتر آب مقطر جهت واضح سازی ریزساختار در دمای اتاق استفاده شد. سطوح اچ شده توسط میکروسکوپ نوری در بزرگ نمایی های مختلف مورد بررسی قرار گرفت. همچنین سطوح شکست نمونه های آزمون کشش تک محوری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ بررسی شد.

¹ SEM

۲-۲- شبیه‌سازی عددی میکرو و ماکرو مکانیک فرایند

از آنجایی که خواص مکانیکی مواد شکل‌دهی شده به طور مستقیم با مقدار کرنش پلاستیکی اعمال شده در ساختار آن‌ها در ارتباط است، لذا آگاهی از مقدار و نحوه کرنش اعمال شده به قطعه اهمیت زیادی دارد. در این تحقیق رفتار سیلان و تغییر شکل پلاستیک ماده با استفاده از مدل‌سازی سه بعدی در محیط نرم‌افزار اجزای محدود دفرم^۱ شبیه‌سازی شد. هندسه اولیه قطعه با استفاده از المان‌های تتراهدرال^۲ با اندازه و توزیع یکنواخت مش‌بندی گردید. به دلیل اعمال کرنش‌های پلاستیک با مقدار زیاد در قطعه از تغییر شکل الاستیک قطعه صرف نظر شده و همچنین تغییرشکل قطعات تشکیل دهنده قالب نیز به صورت صلب در نظر گرفته شد. مقدار ضریب اصطکاک برای سطوح تماسی نمونه منیزیومی و مجموعه قالب با در نظر گرفتن روانکار دی‌سولفید مولیبدن برابر ۰/۱۳ در نظر گرفته شد [۳۵]. سرعت حرکت سنبه مشابه با آزمایشات تجربی و برابر ۵ (mm/min) فرض شد. در ادامه و جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری منیزیم AM60 در حین تغییرشکل پلاستیک شدید، از یک مدل ترمومکانیکی میکرومکانیک بر پایه اتومات سلولی^۳ که با مدل ماکرومکانیکی موجود کوپل شده و با نام اختصاری CAFE^۴ نامیده می‌شود، استفاده شد. در هر گام زمانی از شبیه‌سازی عددی ماکرو، مقادیر متغیرهایی مانند کرنش پلاستیک موثر، نرخ کرنش و دما برای تمامی گره‌ها محاسبه شده و به عنوان پارامترهای ورودی در مدل اتومات سلولی جهت شبیه‌سازی میکرومکانیک مورد استفاده قرار می‌گیرند. به طوری که تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته آلیاژ منیزیم AM60 در حین فرایند اکستروژن برای نقاط مشخص شده انجام می‌گیرد. در فلزاتی مثل منیزیم، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته^۵ پدیده غالب در تحول اندازه دانه در حین فرایندهای تغییرشکل پلاستیک است [۳، ۲۳]. همان طوری که در تحقیقات قبلی در [۳۶] و [۳۷] و [۲۳] اشاره شده در نتیجه اعمال کرنش پلاستیک چگالی نابجایی‌ها در ریزساختار ماده افزایش قابل توجهی می‌یابد که این پدیده عامل محرک جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید با ابعاد ریز خواهد بود. لاسرو-جوناس^۶ رابطه‌ای جهت محاسبه تحول چگالی نابجایی منیزیم AM60 در حین تغییرشکل پلاستیک به صورت زیر ارائه داد [۳۸]:

$$d\rho_i = (h - r\rho_i)d\varepsilon \quad (۶)$$

در رابطه فوق اثرات کارسختی با ضریب h و بازیابی دینامیکی با ضریب r بیان شده و به ترتیب از روابط زیر قابل استخراج است [۳۸]:

$$h = h_0 \varepsilon^m e^{-\frac{mQ}{RT}} \quad (۷)$$

$$r = r_0 \varepsilon^m e^{-\frac{mQ}{RT}} \quad (۸)$$

به طوری که چگالی نابجایی دانه شماره i ام (ρ_i (m⁻²) را می‌توان توسط رابطه ۶ با استفاده از تحول مقادیر کارسختی h و بازیابی دینامیکی r محاسبه نمود. در رابطه ۷ و ۸ مقادیر ثابت h_0 ، r_0 و m به ترتیب ثابت بازیابی دینامیکی، کارسختی و حساسیت نرخ کرنش هستند که با استفاده از مقادیر آزمون فشار گرم در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف به دست می‌آیند [۳۹، ۴۰]. ضرایب Q (K) و ε^{-1} (1/s) و ρ (m⁻²) نیز به ترتیب دلالت بر انرژی اکتیواسیون و نرخ کرنش دارند. جوانه دانه‌های جدید در شبکه ریزساختاری ماده عمدتاً در محل‌های با انرژی ذخیره شده^۷ کافی مثل مرزدانه‌ها، فازهای رسوب و باندهای برشی که در آن‌ها چگالی نابجایی ρ (m⁻²) به مقدار بحرانی جهت جوانه‌زنی رسیده است، ایجاد می‌شود. مقدار بحرانی چگالی نابجایی جهت بررسی شروع ایجاد جوانه‌زنی در مدل‌سازی عددی فرایند از رابطه زیر محاسبه می‌شود [۲۳، ۴۱]:

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma\varepsilon}{3bIM\tau^2} \right)^{1/3} \quad (۹)$$

در رابطه فوق، b (m) بردار برگرز^۸، M پارامتر مشخصه تحرک مرزدانه‌ها، τ (J.m⁻²) انرژی خطی نابجایی، l فاصله میانگین مسیر آزاد^۹ نابجایی و γ (J.m⁻²) نشان دهنده انرژی مرزدانه است. نرخ جوانه‌زنی که وابسته به مقدار دما و نرخ کرنش است از طریق رابطه زیر محاسبه شده است [۴۲]:

¹ DEFORM

² Tetrahedral

³ Cellular Automaton (CA)

⁴ Cellular Automaton Finite Element (CAFE)

⁵ Discontinuous Dynamic Recrystallization (DDRX)

⁶ Laasraoui-Jonas

⁷ Stored Energy

⁸ Burger's Vector

⁹ Mean Free Path

$$n = c\varepsilon e^{-\frac{Q_{nuc}}{RT}} \quad (10)$$

تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در آلیاژهای منیزیم عمدتاً شامل مراحل جوانه‌زنی^۱ و سپس رشد دانه‌های جوانه زده در ریزساختار اولیه در نتیجه اعمال کرنش، وجود دمای بالا و تحول چگالی نابیجایی^۲ است. در تحقیق حاضر جهت کنترل جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها از یک سری معادلات استفاده گردید. در ادامه جوانه‌زنی، رشد دانه‌های جدید جوانه زده که مرتبط با اختلاف مقادیر انرژی تغییرشکل ذخیره شده در دانه‌های اولیه و دانه‌های جدید جوانه زده است، اتفاق می‌افتد. در این راستا سرعت حرکت مرز دانه‌های جدید را می‌توان از رابطه زیر در حین شبیه‌سازی استفاده کرد [۲۳]:

$$V_i = \frac{MF_i}{4\pi r_i^2} \quad (11)$$

در این رابطه r_i (m) شعاع دانه شماره i ام، فشار خالص مرز دانه با رابطه $\frac{F_i}{4\pi r_i^2}$ مشخص شده و M (m³/N.s) نشان دهنده تحرک مرز دانه‌ها است. نیروی محرک جهت مهاجرت و حرکت مرز دانه‌ها را با استفاده از رابطه زیر می‌توان محاسبه نمود [۲۳]:

$$F_i = 4\pi r_i^2 \tau \rho_i - 8\pi r_i \gamma \quad (12)$$

جهت شبیه‌سازی تغییرات ریزساختاری توسط مدل اتومات سلولی یک ناحیه مربعی شکل با ابعاد 1mm × 1mm با تعداد ۱۰۰۰۰۰ سلول انتخاب گردید و شبکه ریزساختاری اولیه منیزیم AM60 با اندازه دانه متوسط اولیه 70µm ~ با جهت‌گیری تصادفی مقادیر 0°-180° با استفاده از مدل اتومات سلولی با توزیع یکنواخت دانه‌بندی شد. هر سلول مربعی شکل اتومات سلولی حاوی چهار متغیر مختلف به نام‌های: ۱- متغیر مشخصه^۳ که مرتبط با شماره دانه مربوطه است ۲- متغیر شاخص جهت‌گیری^۴ دانه که به میزان انحراف دانه در شبکه کریستالوگرافی دلالت دارد ۳- متغیر مقدار چگالی نابیجایی هر دانه که در حین تغییرشکل پلاستیک در هر گام زمانی دچار تغییر می‌شود ۴- متغیر وضعیت^۵ که بیانگر درصد تبلور مجدد اتفاق افتاده در دانه‌ها است. مقادیر پارامترهای استفاده شده در مدل اتومات سلولی در بخش میکرومکانیک فرایند در جدول ۳ نشان داده شده است.

جدول ۲ پارامترهای بکار رفته در فرایند در شبیه‌سازی اتومات سلولی [۴۳]

مقدار	علامت اختصاری (واحد)	پارامتر مشخصه
۰,۰۱	$\rho_0(\mu\text{m}^{-2})$	چگالی نابیجایی اولیه
$2/5 \times 10^6$	$b(\text{m})$	بردار برگرز
۱۷۰۰۰	$G(\text{MPa})$	مدول برشی
۱۴۷	$Q(\text{KJ.mol})$	انرژی اکتیواسیون
$1/34 \times 10^{13}$	h_0	پارامتر کارسختی
۱۵/۶	r_0	پارامتر بازیابی
۰/۲	m	نرخ حساسیت کرنش

۳- نتایج و بحث

در فرایند اکستروژن متناوبی فشاری، پروفیل اولیه با مقطع L شکل و به طول مشخص داخل محفظه قالب قرار گرفته و توسط درپوش‌های انتهایی محصور می‌شود. سپس توسط یک ماندرل فرم‌دهنده که دارای یک برجستگی می‌باشد، و اعمال فشار پرس، تغییر شکل پلاستیک بر روی ماده اولیه اعمال می‌گردد. در این بخش از تحقیق حاضر، تاثیر فرایند NCTS-GEC در سیکل‌های مختلف بر روی تغییرات ریزساختاری منیزیم AM60 و همچنین تغییرات خواص مکانیکی همچون ریزسختی، استحکام کششی تسلیم، استحکام کششی حداکثر و انعطاف‌پذیری نمونه‌های تغییرشکل یافته و اولیه مورد بررسی قرار گرفته است. آلیاژ منیزیم AM60 با ترکیب

¹ Nucleation

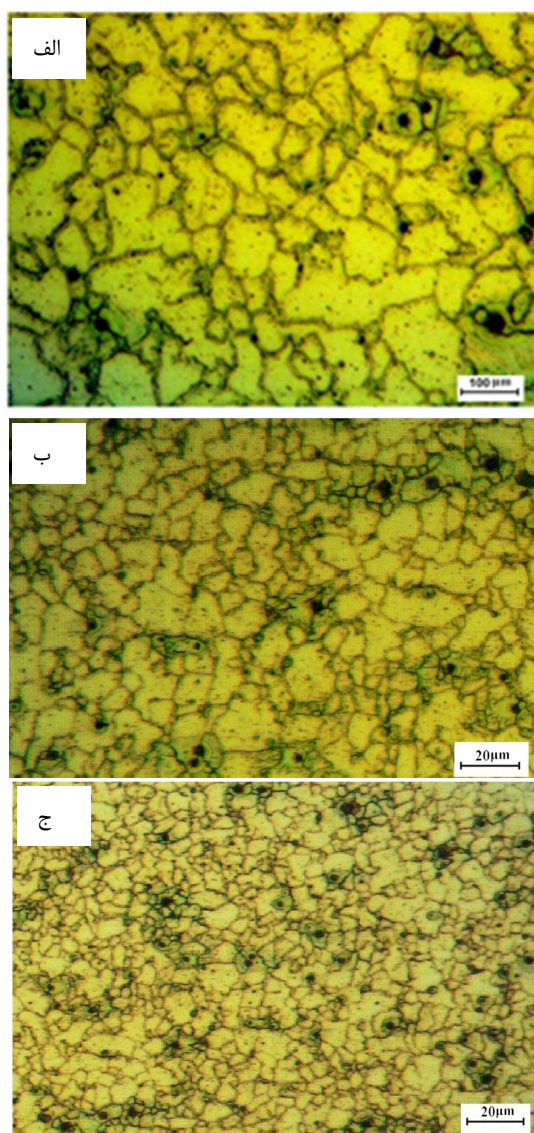
² Dislocation Density

³ Identifier

⁴ Orientation Index

⁵ Status Variable

شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ به عنوان نمونه تحقیق در نظر گرفته شد. این آلیاژ به دلیل دارا بودن چگالی پایین به عنوان یکی از آلیاژهای مورد توجه در صنایع خودروسازی می‌باشد. نمونه‌های اولیه منیزیم AM60 حاصل از ریخته‌گری پس از عملیات حرارتی آنیل با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت و شکل ریزساختار مشاهده شده در شکل (۸-الف) نشان داده شده است. مطابق شکل ریز ساختار ماده اولیه ریخته‌گری شده شامل دانه‌های بزرگ با فاز α -Mg با اندازه متوسط دانه $75 \mu\text{m}$ و فاز یوتکتیک با شبکه دندریتی^۱ که دانه‌های α -Mg را احاطه کرده‌اند، می‌باشد. زمینه اصلی این آلیاژ همان فاز α است و مرز دانه‌ها شامل فاز رسوب β (Mg₁₇Al₁₂) و فاز یوتکتیک ($\alpha+\beta$) می‌باشد.

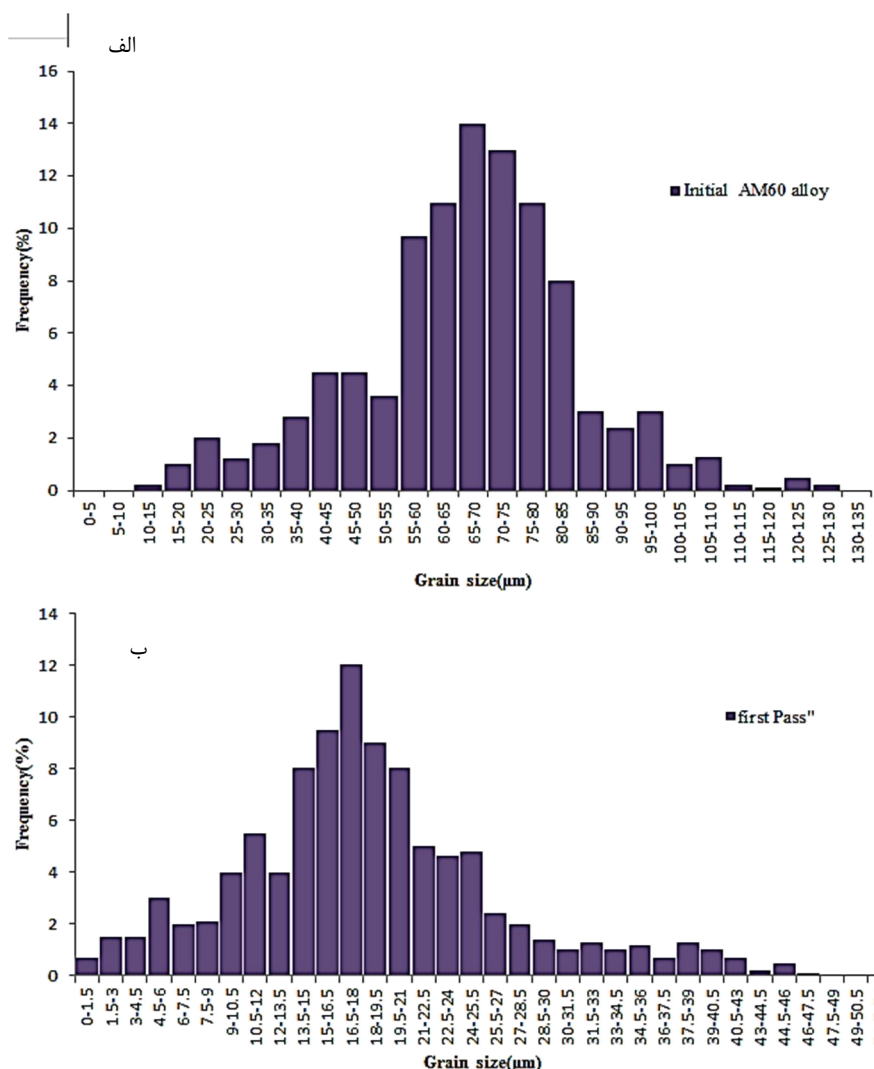


شکل ۴ ریزساختار منیزیم در (الف) حالت اولیه ریخته‌گری شده، (ب) در انتهای سیکل اول و (ج) در انتهای سیکل دوم فرایند

اشکال ۸ ب و ج به ترتیب نشان‌دهنده ریزساختار تغییر یافته آلیاژ منیزیم AM60 پس از انتهای سیکل اول و دوم فرایند NCTS-CEC می‌باشد. نتایج به دست آمده از تصاویر میکروسکوپی نشان می‌دهد که ریزساختار اولیه منیزیم AM60 به طور قابل توجهی تغییر یافته و دانه‌ها ریزتر شده‌اند. همان‌طور که در تحقیقات قبلی بر روی فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید مشخص شده است، اعمال تنش‌های برشی در مراحل تغییر شکل و در صفحات برشی تاثیر چشمگیری در ریزدانه شدن ریزساختار ماده دارد. همان‌طور که از

^۱ Inter-Dendritic Network

شکل ۸ ب مشاهده می‌شود، در انتهای سیکل اول فرایند، ریزساختاری با شکل بيمودال^۱ که قبلا نیز توسط برخی محققان از جمله لی و همکارانش^۲ [۳۲] که دانه‌های با ابعاد ریز و در حدود 18μm در کنار دانه‌هایی با اندازه بزرگ‌تر و در حدود 30μm دیده می‌شود. این شکل از ریزساختار در آلیاژهای منیزیم و عمدتاً به واسطه اعمال کرنش‌های برشی و دمای بالا و افزایش انرژی تغییر شکل ذخیره شده در محل‌های مرزدانه با زوایای بزرگ مشاهده می‌شود که در نتیجه آن پدیده تبلور مجدد دینامیکی منجر به ایجاد دانه‌های با اندازه کوچک تبلور مجدد یافته دینامیکی^۳ و رشد آن‌ها در راستای مرزهای دانه‌های بزرگ می‌شود [۳۲]. در ادامه اعمال تغییرشکل پلاستیک و در انتهای سیکل دوم فرایند مطابق شکل (۸ ج)، اعمال کرنش‌های برشی موجب ریزدانه شدن و افزایش تحول ریزساختاری شده و اکثر دانه‌های با اندازه بزرگ با دانه‌هایی کوچک‌تر و تبلور مجدد یافته جایگزین شده‌اند. این مورد در کارهای ارائه شده در تحقیق مرجع [۴۴] نیز مشاهده شده است. همچنین با افزایش مقدار کرنش پلاستیک در سیکل دوم، یک ریزساختار تقریباً یکنواخت با دانه‌های هم‌محور^۴ حاصل شده است. جهت تحلیل و بررسی کمی تغییرات اندازه دانه در آلیاژ منیزیم AM60 حاصل از اعمال کرنش پلاستیک، در شکل ۹ هیستوگرام تغییرات اندازه در سه حالت الف) اولیه ریخته‌گری شده، ب) در انتهای سیکل اول و ج) در انتهای سیکل دوم نشان داده شده است.

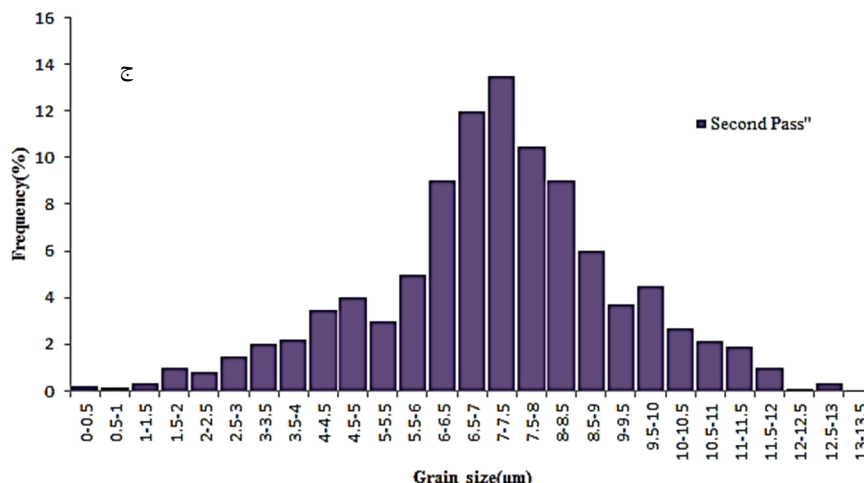


¹ Bimodal

² Lin et al.

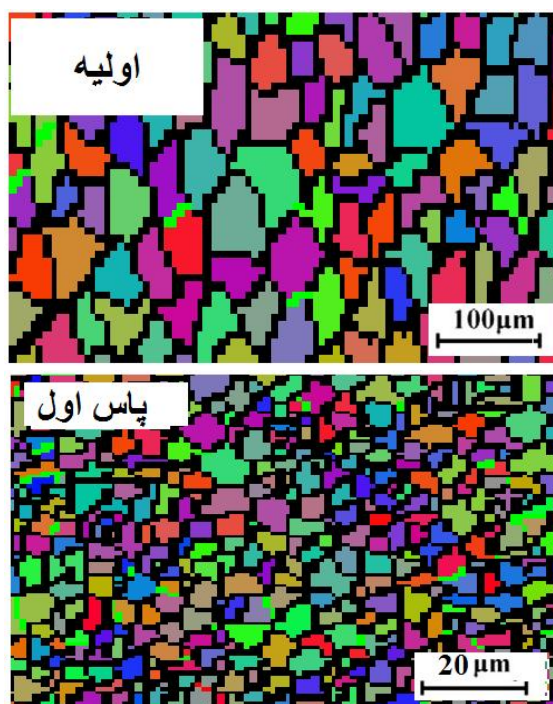
³ Dynamically Recrystallized

⁴ Equiaxed Grains



شکل ۵ هیستوگرام تغییرات اندازه دانه ریزساختار منیزیم در الف) حالت اولیه ریخته گری شده، ب) در انتهای سیکل اول و ج) در انتهای سیکل دوم فرایند

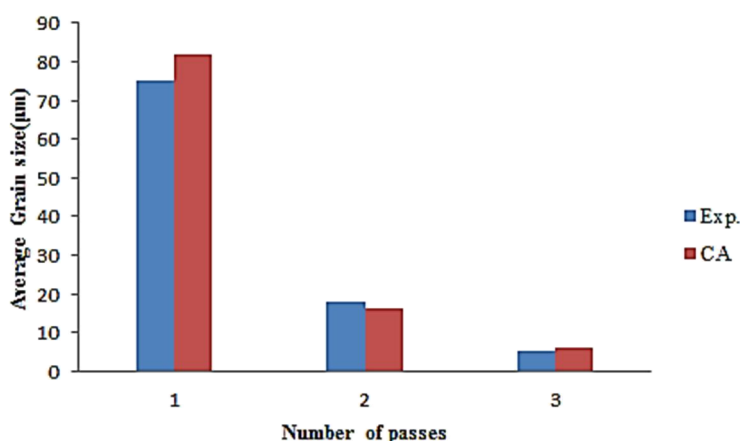
این نتایج از داده‌های تحلیلی تصاویر میکروسکوپی حاصل از شکل ۴ به دست آمده و توزیع اندازه دانه منیزیم AM60 را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. همان‌گونه که از شکل ۵-الف مشاهده می‌شود، ریزساختار اولیه شامل دانه‌هایی با اندازه‌های متفاوتی در محدوده $110-12 \mu\text{m}$ می‌باشد. اندازه دانه میانگین در آلیاژ منیزیم AM60 برابر $75 \mu\text{m}$ محاسبه شده است. پس از اتمام سیکل اول فرایند اندازه دانه ریزساختار AM60 به طور قابل توجهی کاهش یافته است؛ به طوری که اندازه متوسط دانه با مقدار $18 \mu\text{m}$ به دست آمده است. همچنین در ادامه فرایند و در انتهای سیکل دوم، نتایج به دست آمده از شکل ۵-ج نشان می‌دهد که اندازه دانه متوسط در حدود $5 \mu\text{m}$ پس از اعمال کرنش پلاستیک به مقدار $4/4$ در ریزساختار منیزیم AM60 حاصل شده است. جهت مطالعه بهتر و دقیق‌تر تغییرات اندازه دانه در اثر اعمال کرنش‌های پلاستیکی در سیکل‌های اول و دوم فرایند و تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در آلیاژ منیزیم AM60 توسط مدل میکرومکانیکی اتومات سلولی ارائه شده در بستر شبیه سازی عددی بررسی شد. شکل ۶ ریزساختار شبیه سازی شده آلیاژ منیزیم AM60 توسط مدل اتومات سلولی در سه حالت الف) اولیه و ریخته‌گری شده، ب) در انتهای سیکل اول و ج) در انتهای سیکل دوم را نشان می‌دهد.





شکل ۶ ریزساختار شبیه‌سازی شده منیزیم توسط مدل اتومات سلولی در الف) حالت اولیه ریخته‌گری شده، ب) در انتهای سیکل اول و ج) در انتهای سیکل دوم فرایند

جهت مقایسه نتایج به دست آمده از مشاهدات تجربی و همچنین شبیه‌سازی مدل میکرومکانیک بر پایه اتومات سلولی در خصوص تغییرات ریزساختاری، مقادیر متوسط اندازه دانه به دست آمده در شرایط مختلف استخراج گردید و در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌طور که از شکل ۷ مشخص است مقادیر مربوط به اندازه دانه میانگین پیش‌بینی شده توسط مدل اتومات سلولی مطابقت خوبی با اعداد به دست آمده از آزمایشات تجربی دارد. طبق نتایج مدل اتومات سلولی، اعمال کرنش پلاستیک بیشتر در سیکل‌های اول و دوم موجب کاهش قابل توجه اندازه دانه متوسط در آلیاژ AM60 از مقدار $75 \mu\text{m}$ به $18 \mu\text{m}$ در انتهای سیکل اول و به $5 \mu\text{m}$ در انتهای سیکل دوم شده است. این یافته در خصوص دست‌یابی به ریزساختار ریزدانه در آلیاژهای مختلف منیزیم با اعمال کرنش‌های پلاستیک بیشتر در تحقیقات مختلف قبلی از جمله در مراجع [۴، ۴۴] نیز مشاهده شده است.



شکل ۷ تغییرات اندازه متوسط دانه به دست آمده از شبیه‌سازی اتومات سلولی و مشاهدات تجربی

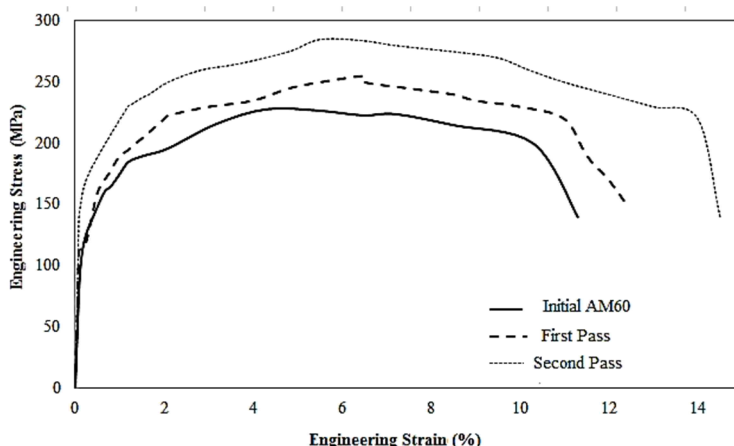
به منظور بررسی تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته از آزمون کشش تک‌محوری استفاده گردید. بدین منظور نمونه‌های استاندارد کشش طبق استاندارد ASTM E8M در راستای طولی پروفیل‌های خام و اکستروژن شده در سیکل‌های اول و دوم آماده‌سازی گردید. نمودارهای تنش-کرنش حاصل از آزمون کشش تک‌محوری نمونه‌های خام و تغییر شکل یافته در سیکل‌های اول و دوم در شکل ۸ نشان داده شده است.

جهت مطالعه بهتر تغییر پارامترهای مکانیکی ماده قبل و بعد از تغییر شکل، مقادیر مقاومت کششی تسلیم ماده^۱، مقاومت کششی حداکثر^۲ و انعطاف‌پذیری تا نقطه شکست^۳ از منحنی‌های تنش-کرنش به دست آمده در شکل ۸ استخراج گردید و به صورت دیاگرام ستونی در شکل‌های ۹ و ۱۰ ارائه شده است.

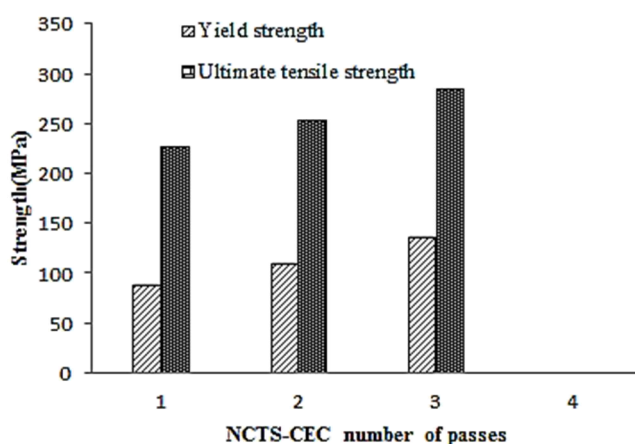
¹ Yield Strength

² Ultimate Tensile Strength

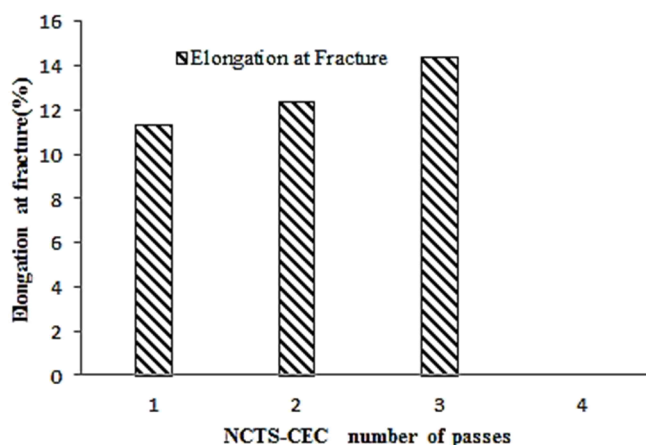
³ Elongation to Fracture



شکل ۸ منحنی تنش-کرنش نمونه منیزیم AM60 در حالت ریخته‌گری و در سیکل‌های مختلف فرایند



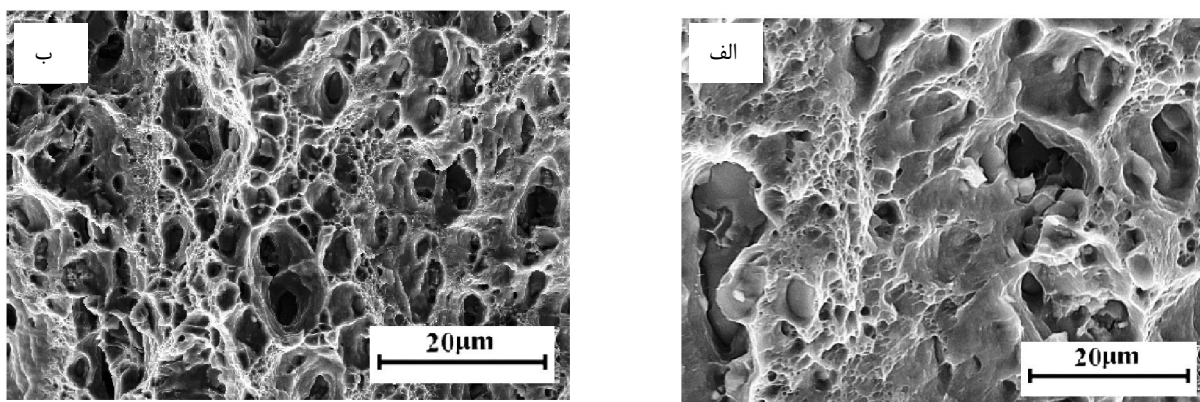
شکل ۹ تغییرات استحکام مکانیکی نمونه منیزیم AM60 در حالت ریخته‌گری و در سیکل‌های مختلف فرایند



شکل ۱۰ تغییرات انعطاف پذیری نمونه منیزیم AM60 در حالت ریخته‌گری و در سیکل‌های مختلف فرایند

همان‌طور که از نتایج به دست آمده در شکل‌های ۹ و ۱۰ واضح است، با اعمال تغییرشکل پلاستیک شدید در سیکل‌های اول و دوم مقادیر استحکام کششی تسلیم و کششی حداکثر ماده به طور قابل توجهی افزایش یافته است. همچنین انعطاف‌پذیری تا شکست نمونه‌ها نیز نسبت به نمونه خام بیشتر شده است. افزایش مقاومت کششی تسلیم و حداکثر عمدتاً ناشی از کاهش اندازه دانه و افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در اثر اعمال کرنش‌های پلاستیک در سیکل‌های اول و دوم می‌باشد. این پدیده در تحقیقات سایر افراد مثل [۴] نیز

مشاهده شده است. اعمال تغییر شکل‌های پلاستیک در اکثر فلزات موجب کاهش انعطاف‌پذیری تا نقطه شکست آن‌ها می‌شود اما در آلیاژهای منیزیم اعمال کرنش‌های پلاستیک موجب بهبود داکتیلیته ماده می‌شود [۲، ۴۵]. بهبود انعطاف‌پذیری نمونه‌های منیزیم عمدتاً مرتبط با تغییرات بافت^۱ ایجاد شده در اثر تغییر شکل پلاستیک می‌باشد. وجود فازهای رسوب ترد، شکننده و ناپیوسته Mg17Al12 در مرزدانه‌ها عامل اصلی پایین‌بودن انعطاف‌پذیری آلیاژ منیزیم AM60 می‌باشد [۲]. اعمال کرنش‌های پلاستیک موجب شکستن و خرد شدن این فازهای ترد رسوبی شده و توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها در ریزساختار ماده موجب افزایش داکتیلیته آلیاژ منیزیم AM60 در سیکل‌های اول و دوم از فرایند می‌شود. مقطع شکست نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته در سیکل‌های اول و دوم حاصل از آزمایش کشش تک‌محوری جهت مطالعه تاثیر فرایند بر رفتار شکست آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت. سطوح شکست نمونه‌های اولیه ریخته‌گری شده و تغییر شکل یافته در سیکل‌های اول و دوم در شکل ۱۱ نشان داده شده است.



شکل ۱۱ تصاویر سطوح شکست آزمون کشش تک محوری الف) نمونه‌های اولیه و ب) تغییر شکل یافته در انتهای سیکل دوم

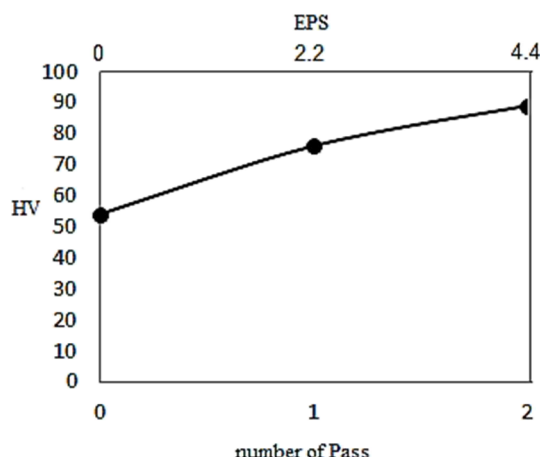
همان‌طور که در شکل ۱۱-الف مشاهده می‌شود، رفتار شکست منیزیم AM60 ریخته‌گری شده عمدتاً به صورت ترد می‌باشد و در سطح شکست آن که از نوع بین‌دانه‌ای^۲ بوده، تعدادی ترک‌های ریز قابل مشاهده است. از دلایل وجود این ترک‌ها در آلیاژهای ریختگی منیزیم AM60، می‌توان به وجود دانه‌های با اندازه بزرگ در ریزساختار ماده و همچنین وجود فازهای ترد بین‌فلزی^۳ که عمدتاً به صورت غیرهمگن در ریزساختار ماده توزیع شده‌اند، اشاره کرد. با اعمال کرنش‌های پلاستیک با مقادیر بالا در سیکل‌های اول و دوم، فازهای ترد بین فلزی خرد شده و به بخش‌های کوچک‌تری تبدیل می‌شوند. همچنین از طرف دیگر اندازه دانه‌ها در ریزساختار ماده تحت اعمال کرنش‌های پلاستیک شدید ریز می‌شود. این ریزتر شدن دانه‌ها و افزایش مرزدانه‌ها موجب می‌شود که از تمرکز تنش و رشد سریع‌تر ترک‌ها در ریزساختار ماده جلوگیری به عمل آید. همان‌طور که از شکل (۱۱ ب) مشاهده می‌شود، نمونه‌های تغییر شکل یافته در انتهای سیکل دوم فرایند سطح مقطع شکست متفاوتی نسبت به نمونه اولیه داشته و وجود حفره‌های با ابعاد ریزتر و توزیع یکنواخت‌تر در سطح شکست مؤید رفتار شکست داکتیل در این نمونه‌ها است. این نوع شکست که بیشتر با شکل‌گیری و به هم پیوستن حفره‌های ریز در نوک ترک‌های داخلی اتفاق می‌افتد در مواردی که تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار گرفته‌اند، به وضوح دیده می‌شود. مقادیر سختی برای نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته در سیکل‌های اول و دوم در محل وسط ضخامت نمونه‌ها با استفاده از روش میکروسختی‌سنجی ویکرز^۴ اندازه‌گیری شده و نتایج حاصله در شکل ۱۲ نشان داده شده است.

¹ Texture

² Trans Crystalline

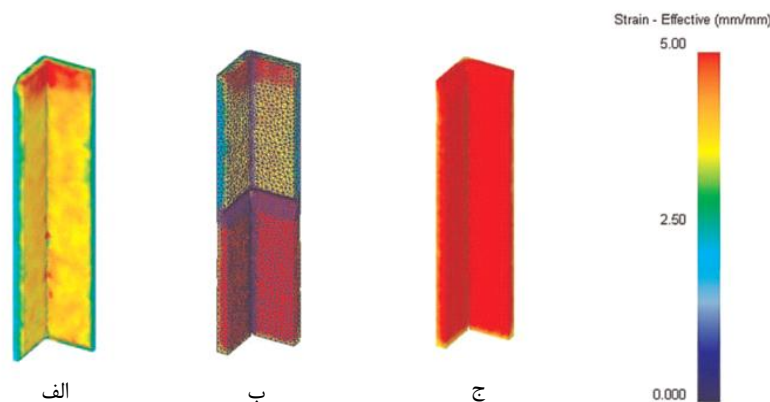
³ Intermetallic Particles

⁴ Vickers Micro-hardness



شکل ۱۲ تغییرات میکروسختی و کرنش پلاستیک موثر در نمونه منیزیم AM60 در حالت ریخته‌گری و در سیکل‌های مختلف فرایند

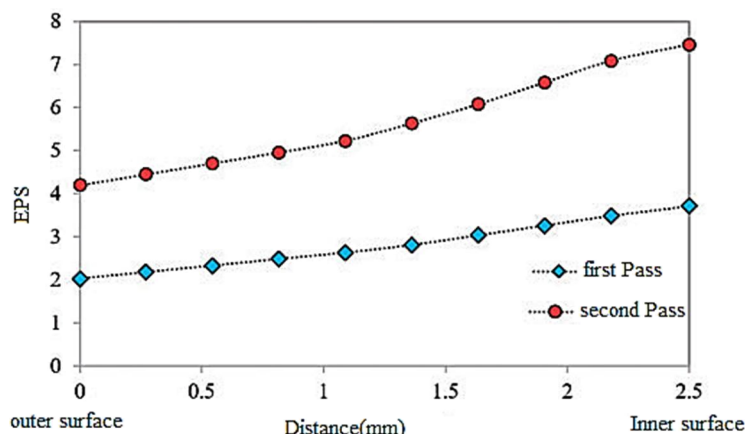
از نتایج شکل ۱۲ به وضوح دیده می‌شود که با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند NCTS-CEC (اعمال کرنش‌های پلاستیک بیشتر)، مقادیر میکروسختی افزایش می‌یابد. مقادیر میکروسختی نمونه‌های تغییرشکل یافته در انتهای سیکل اول و دوم از فرایند به ترتیب به مقدار 76 HV و 89 HV از مقدار اولیه آن که 54 HV بوده است، افزایش یافته است. افزایش تعداد مرزدانه‌ها با ریزتر شدن اندازه دانه‌ها در اثر اعمال کرنش‌های پلاستیک تجمعی از مهم‌ترین عوامل افزایش سختی در فرایندهای تغییرشکل پلاستیک شدید می‌باشد. در آلیاژهای منیزیم AM60 نیز کاهش اندازه دانه و افزایش مرزدانه‌ها به دلیل وجود تبلور مجدد دینامیکی از مهم‌ترین عوامل افزایش سختی نمونه‌ها می‌باشد. توزیع کرنش پلاستیک^۱ در نمونه‌ها در انتهای سیکل اول و دوم فرایند NCTS-CEC در شکل ۱۳ نشان داده شده است. همان‌طور که از شکل‌ها به وضوح مشاهده می‌شود، اعمال فرایند NCTS-CEC کرنش پلاستیک قابل توجه زیادی به ماده اعمال می‌کند. مطابق شکل، توزیع کرنش‌های پلاستیک اعمالی تا حدودی غیریکنواخت بوده و سطوح داخلی نمونه‌ها مقادیر کرنش پلاستیک بالاتری را به دلیل وجود تنش‌های اصطکاکی تجربه می‌کند.



شکل ۱۳ تغییرات توزیع کرنش پلاستیک موثر در نمونه منیزیم AM60 در (الف) انتهای سیکل اول و (ب) وسط سیکل دوم و (ج) انتهای سیکل دوم

توزیع کرنش پلاستیک اعمالی در فاصله سطوح داخلی تا خارجی نمونه‌ها و در راستای ضخامت در سیکل اول و دوم در شکل ۱۴ نشان داده شده است. نتایج به دست آمده از مقادیر کرنش پلاستیک در راستای ضخامت نیز نشان‌دهنده مقداری غیریکنواختی توزیع کرنش پلاستیک از سطح داخلی نمونه به سمت سطح خارجی آن است. در هر حال، مقدار میانگین کرنش پلاستیک تجمعی اعمالی به نمونه‌ها تقریباً $\frac{2}{3}$ و $\frac{4}{8}$ به ترتیب در انتهای سیکل اول و دوم فرایند است که مطابقت خوبی با مقادیر کرنش تجمعی محاسبه شده توسط رابطه تئوری دارد.

¹ Effective Plastic Strain



شکل ۱۴ توزیع مقادیر کرنش پلاستیک در راستای ضخامت نمونه در سیکل‌های اول و دوم

۴- نتیجه‌گیری

روش اکستروژن متناوبی فشاری پروفیل سبک غیرمتمقارن (NCTS-CEC) به عنوان روشی جدید جهت تغییر شکل پلاستیک شدید تیر غیرمتمقارن با پروفیل L شکل از جنس منیزیم AM60 مورد مطالعه قرار گرفت. روش شبیه‌سازی عددی ماکرو و میکرومکانیک توسط مدل‌سازی اتومات سلولی جهت پیش‌بینی تحول ریزساختار بکار گرفته شده و نتایج زیر به صورت خلاصه حاصل شد:

- مشاهدات میکروسکوپی نشان داد که در انتهای دو سیکل کامل از فرایند، بیشترین تغییرات اندازه دانه از مقدار $75\mu\text{m}$ اولیه به مقدار $5\mu\text{m}$ در نمونه‌ها اتفاق افتاد.
- در انتهای سیکل دوم، مقدار میکروسختی ویکرز از مقدار اولیه 54Hv به مقدار 89Hv در ماده افزایش یافت.
- استحکام تسلیم و حداکثر نمونه‌های اکستروژن شده حاصل از آزمون کشش تک محوری از مقادیر اولیه به ترتیب 89.5MPa و 227.3MPa به 136.9MPa و 286.7MPa افزایش یافت. از طرف دیگر مقدار انعطاف‌پذیری نمونه‌های تغییر شکل یافته در انتهای سیکل دوم، به دلیل تحول ریزساختاری و خرد شدن فازهای یوتکتیک و کاهش اندازه دانه از مقدار اولیه $1.1/3\%$ به $1.4/4\%$ افزایش یافت.
- تصاویر سطوح شکست آزمون کشش تک محوری نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته شده در انتهای سیکل دوم، نشان داد که انعطاف‌پذیری نمونه‌ها به صورت قابل توجهی بهبود یافته است.
- نتایج حاصله از مشاهدات ریزساختاری از روش شبیه‌سازی عددی و مدل اتومات سلولی بکار رفته جهت پیش‌بینی تغییرات اندازه دانه مطابقت خوبی با مشاهدات تجربی داشت.

References

- [1] Chen Q, Shu D, Hu C, Zhao Z, Yuan B. Grain refinement in an as-cast AZ61 magnesium alloy processed by multi-axial forging under the multitemperature processing procedure. *Materials Science and Engineering: A*, 2012. 541: p. 98-104. doi: 10.1016/j.msea.2012.02.009
- [2] Faraji G, Jafarzadeh H, Jeong H. J, Mashhadi M. M, Kim H. S. Numerical and experimental investigation of the deformation behavior during the accumulative back extrusion of an AZ91 magnesium alloy. *Materials & Design*. 2012. 35: p. 251-258. doi: 10.1016/j.matdes.2011.09.057
- [3] Fatemi-Varzaneh S.M, Zarei-Hanzaki A. Accumulative back extrusion (ABE) processing as a novel bulk deformation method. *Materials Science and Engineering. A*, 2009. 504(1): p. 104-106. doi: 10.1016/j.msea.2008.10.027
- [4] Máthis K, Gubicza J, Nam N.H. Microstructure and mechanical behavior of AZ91 Mg alloy processed by equal channel angular pressing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005. 394(1): p. 194-199. doi: 10.1016/j.jallcom.2004.10.050
- [5] Valiev R. Materials science: Nanomaterial advantage. *Nature*. 2002. 419(6910): p. 887-889. doi: 10.1038/419887a

- [6] Azushima A, Kopp R, Korhonen A, Yang D. Y. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*, 2008. 57(2): p. 716-735. doi: [10.1016/j.cirp.2008.09.005](https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.09.005)
- [7] Tsuji N, Saito Y. L, Minamino Y. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other new techniques to produce bulk ultrafine grained materials. *Advanced Engineering Materials*. 2003. 5(5): p. 338-344. doi: [10.1002/adem.200310077](https://doi.org/10.1002/adem.200310077)
- [8] Jiang H, Zhu Y, Theodore B, Darryl P. Alexandrov I, Lowe T.C. Microstructural evolution, microhardness and thermal stability of HPT-processed Cu. *Materials Science and Engineering. A*, 2000. 290(1-2): p. 128-138. doi: [S0921509300009199](https://doi.org/S0921509300009199)
- [9] Zhilyaev A.P, Nurislamova G.V, Kim B.K, Baró M.D, Szpunar J.A, Langdon T.G. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion. *Acta materiali*. 2003. 51(3): p. 753-765. doi: [10.1016/S1359-6454\(02\)00466-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00466-4)
- [10] Toth L.S, Chen C, Pougis A, Arzaghi M. High pressure tube twisting for producing ultra fine grained materials: a review. *Materials Transactions*. 2019. 60(7): p. 1177-1191. doi: [S1359646208007057](https://doi.org/S1359646208007057)
- [11] Mohebbi M.S, Akbarzadeh A. Accumulative spin-bonding (ASB) as a novel SPD process for fabrication of nanostructured tubes. *Materials Science and Engineering: A*. 2010. 528(1): p. 180-188. doi: [10.1016/j.msea.2010.08.081](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.081)
- [12] Zangiabadi A, Kazeminezhad M. Development of a novel severe plastic deformation method for tubular materials: Tube Channel Pressing (TCP). *Materials Science and Engineering: A*. 2011. 528(15): p. 5066-5072. doi: [10.1016/j.msea.2011.03.012](https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.012)
- [13] Babaei A, Jafarzadeh H, Esmaeili F. Tube Twist Pressing (TTP) as a New Severe Plastic Deformation Method. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2018. 71(3): p. 639-648. doi: [10.1007/s12666-017-1196-5](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1196-5)
- [14] Bodkhe M.G, Sharma S, Mourad Abdel-Hamid I, Sharma P.B. Finite element analysis of copper tube to study the behavior of equivalent strength during the severe plastic deformation process. *Materials Today: Proceedings*. 2022. 56: p. 3129-3136. doi: [10.1016/j.matpr.2022.01.044](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.044)
- [15] Liu Q, Wang J, Huang X, Wu T. In-plane and out-of-plane bending responses of aluminum mortise-tenon joints in lightweight electric vehicle inspired by timber structures. *Thin-Walled Structures*. 2018. 127: p. 169-179. doi: [10.1016/j.tws.2018.01.033](https://doi.org/10.1016/j.tws.2018.01.033)
- [16] Babaei A, Jafarzadeh H, Mazloubashiri H. Processing ultrafine grained non-circular cross-section profiles via severe plastic deformation. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*. 2021. 235(3): p. 572-580. doi: [10.1177/1464420720972737](https://doi.org/10.1177/1464420720972737)
- [17] Li M, Lu L, Fan Y, Ma M. Research on microstructure evolution and deformation behaviors of AZ31 Mg alloy sheets processed by a new severe plastic deformation with different temperatures. *Materials Today Communications*. 2023. 34: p. 105467. doi: [10.1016/j.mtcomm.2023.105467](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105467)
- [18] Mashoufi K, Garmroodi P, Mirzakhani A, Assempour A. Cyclic contraction-expansion extrusion (CCEE): An innovate severe plastic deformation method for tailoring the microstructure and mechanical properties of magnesium AZ91 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. 26: p. 8541-8554. doi: [10.1016/j.jmrt.2023.09.174](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.174)
- [19] Ding X, Kuai Y, Li T. Enhanced mechanical properties of magnesium alloy seamless tube by three-roll rotary piercing with severe plastic deformation. *Materials Letters*. 2022. 313: p. 131655. doi: [10.1016/j.matlet.2022.131655](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.131655)
- [20] Asadi P, Akbari M, Armani A, Aliha R. M, Peyghami M, Sadowski T. Recycling of brass chips by sustainable friction stir extrusion. *Journal of Cleaner Production*. 2023. 418: p. 138132. doi: [10.1016/j.jclepro.2023.138132](https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2023.138132)
- [21] Asadi P, Akbari M, Kohantorabi O, Peyghami M, Aliha M. R. M, Salehi S. M, Asiabaraki H. R, Berto, F. Characterization of the Influence of Rotational and Traverse Speeds on the Mechanical and Microstructural Properties of Wires Produced By the FSBE Method. *Strength of Materials*. 2022. 54(2): p. 318-330. doi: [10.1007/s11223-022-00403-5](https://doi.org/10.1007/s11223-022-00403-5)
- [22] Asadi P, Akbari M, Talebi M, Peyghami M, Sadowski T, Aliha M.R.M. Production of LM28 Tubes by Mechanical Alloying and Using Friction Stir Extrusion. *Crystals*. 2023. 13(5): p. 814. doi: [10.3390/cryst13050814](https://doi.org/10.3390/cryst13050814)
- [23] Humphreys F.J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford: Elsevier. 2004.
- [24] Hallberg H. Influence of process parameters on grain refinement in AA1050 aluminum during cold rolling. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2013. 66: p. 260-272. doi: [10.1016/j.ijmecsci.2012.11.016](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.11.016)
- [25] Takaki T, Hirouchi T, Hisakuni Y. Multi-Phase-Field Model to Simulate Microstructure Evolutions during Dynamic Recrystallization. *MATERIALS TRANSACTIONS*. 2008. 49(11): p. 2559-2565. doi: [10.2320/matertrans.MB200805](https://doi.org/10.2320/matertrans.MB200805)
- [26] Peczak P, Luton M.J. A Monte Carlo study of the influence of dynamic recovery on dynamic recrystallization. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. 41(1): p. 59-71. doi: [10.1016/0956-7151\(93\)90339-T](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90339-T)

- [27] Lee H.W, Im Y. T. Cellular Automata Modeling of Grain Coarsening and Refinement during the Dynamic Recrystallization of Pure Copper. MATERIALS TRANSACTIONS. 2010. 51(9): p. 1614-1620. doi: [10.2320/matertrans.M2010116](https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010116)
- [28] Davies C.H.J. The effect of neighbourhood on the kinetics of a cellular automaton recrystallisation model. Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. 33(7): p. 1139-1143. doi: [10.1016/0956-716X\(95\)00335-S](https://doi.org/10.1016/0956-716X(95)00335-S)
- [29] Hesselbarth H.W, Göbel I.R. Simulation of recrystallization by cellular automata. Acta Metallurgica et Materialia. 1991. 39(9): p. 2135-2143. doi: [10.1016/0956-7151\(91\)90183-2](https://doi.org/10.1016/0956-7151(91)90183-2)
- [30] Raabe D, Hantcherli L. 2D cellular automaton simulation of the recrystallization texture of an IF sheet steel under consideration of Zener pinning. Computational Materials Science. 2005. 34(4): p. 299-313. doi: [10.1016/j.commatsci.2004.12.067](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2004.12.067)
- [31] Liu Y.X, Lin Y.C, Zhou Y. 2D cellular automaton simulation of hot deformation behavior in a Ni-based superalloy under varying thermal-mechanical conditions. Materials Science and Engineering: A. 2017. 691: p. 88-99. doi: [10.1016/j.msea.2017.03.039](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.039)
- [32] Li X, Zhou H. Simulation of dynamic recrystallization in AZ80 magnesium alloy using cellular automaton. Computational Materials Science. 2017. 140: p. 95-104. doi: [10.1016/j.commatsci.2017.08.039](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.08.039)
- [33] Deng X.H, Ju D.Y, Hu X.D, Zhao H.Y. Modeling of Dynamic Recrystallization Process in AZ31 Magnesium Alloy Using Cellular Automaton Method. Materials Science Forum. 2015. 833: p. 19-22. doi: [10.4028/www.scientific.net/MSF.833.19](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.833.19)
- [34] Ebrahimzadeh S, Jafarzadeh H. The influences of radial-forward-backward extrusion on the microstructure and mechanical evolution of AM60 magnesium alloy by experimental and finite element micromechanical based cellular automaton approach. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2020. 7(9): p. 25-41.
- [35] Yang D.Y, Kim K.J. Design of processes and products through simulation of three-dimensional extrusion. Journal of Materials Processing Technology. 2007. 191(1): p. 2-6. doi: [10.1016/j.jmatprotec.2007.03.088](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.03.088)
- [36] Zhang C, Zhang L, Xu Q, Xia Y, Shen W. The kinetics and cellular automaton modeling of dynamic recrystallization behavior of a medium carbon Cr-Ni-Mo alloyed steel in hot working process. Materials Science and Engineering: A. 2016. 678(Supplement C): p. 33-43. doi: [10.1016/j.msea.2016.09.056](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.056)
- [37] Guo Y.X, Lia Y, Yang C.S. Characterization of Hot Deformation Behavior and Processing Maps of Mg-3Sn-2Al-1Zn-5Li Magnesium Alloy. Journal of Metals. 2019. 9(1262): p. 1-15. doi: [10.3390/met9121262](https://doi.org/10.3390/met9121262)
- [38] Laasraoui A, Jonas J.J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. Metallurgical Transactions A. 1991. 22(7): p. 1545-1558. doi: [10.1007/bf02667368](https://doi.org/10.1007/bf02667368)
- [39] Chen F, Qi K, Cui Z, Lai X. Modeling the dynamic recrystallization in austenitic stainless steel using cellular automaton method. Computational Materials Science. 2014. 83(Supplement C): p. 331-340. doi: [10.1016/j.commatsci.2013.11.029](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.11.029)
- [40] Hallberg H, Wallin M, Ristinmaa M. Modeling of continuous dynamic recrystallization in commercial-purity aluminum. Materials Science and Engineering: A. 2010. 527(4-5): p. 1126-1134. doi: [10.1016/j.msea.2009.09.043](https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.09.043)
- [41] Ding R, Guo Z.X. Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization. Acta Materialia. 2001. 49(16): p. 3163-3175. doi: [10.1016/S1359-6454\(01\)00233-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00233-6)
- [42] Roberts W, Ahlblom B. A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working. Acta Metallurgica. 1978. 26(5): p. 801-813. doi: [10.1016/0001-6160\(78\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90030-5)
- [43] Li F.H, Liu X, Yan L, Jie Z, Jurek D. Simulation of the Grain Structure Evolution of a Mg-Al-Ca-Based Alloy during Hot Extrusion Using the Cellular Automation Method. Key Engineering Materials. 2011. 491: p. 265-272. doi: [10.1016/j.commatsci.2017.08.039](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2017.08.039)
- [44] Xu C, Horita Z, Langdon T.G. Evaluating the influence of pressure and torsional strain on processing by high-pressure torsion. J Mater Sci. 2008. 43(23-24): p. 7286-7292. doi: [10.1007/s10853-008-2624-z](https://doi.org/10.1007/s10853-008-2624-z)
- [45] Valle J.A.d, Eacute P, Teresa M, Eacute B, Jorge R. Grain Refinement in a Mg AZ91 Alloy via Large Strain Hot Rolling. MATERIALS TRANSACTIONS. 2003. 44(12): p. 2625-2630. doi: [10.2320/matertrans.44.2625](https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2625)