مجله مهندسی ساخت و تولید ایران، آذر 1399، دوره 7، شماره 9، ص.ص. 25- 41

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی ساخت و تولید ایران

www.smeir.org

مطالعه تأثیر فرآیند اکستروژن شعاعی- مستقیم- غیرمستقیم در تغییرات ریزساختاری و استحکام مکانیکی آلیاژ منیزیم AM60 با روش‌های تجربی و شبیه‌سازی اجزای محدود میکرومکانیکی اتومات سلولی

سجاد ابراهیم‌زاده[1]، حسین جعفرزاده[2]*

1- کارشناسی ارشد، دانشکده فنی و مهندسی، مهندسی مکانیک- ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تبریز، تبریز

2- استادیار، دانشکده فنی و مهندسی، مهندسی مکانیک- ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تبریز، تبریز

*تبریز، صندوق پستی 5147965586، h.jafarzadeh@iaut.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 25 آبان 1398

داوری اولیه 28 اسفند 1398

پذیرش: 2 تیر 1399

کلیدواژگان:

اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم

منیزیم AM60

شبیه‌سازی اجزای محدود

اتومات سلولی

چکیده

در تحقیق حاضر، فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم یک قطعه اتصالی فنجانی شکل از جنس آلیاژ منیزیم AM60 مورد مطالعه قرار گرفته است. در بخش اول مطالعات تجربی، نمونه‌های استوانه‌ای توپر اولیه منیزیم AM60 آماده‌سازی شده و در مجموعه قالب ساخته شده قرار گرفت و توسط سنبه‌ای از بالا به داخل مجموعه قالب فشره شد. در گام بعدی، نمونه‌های اکسترود شده جهت مطالعات تغییرات ریزساختاری و مکانیکی آماده‌سازی گردید. مشاهدات میکروسکوپی نشان داد که در انتهای فرایند بیشترین تغییرات اندازه دانه از مقدار 75µm~ اولیه به مقدار 7µm~ در نمونه‌های اکسترود شده اتفاق افتاد. همچنین بیشترین مقدار میکروسختی ویکرز نیز در همان منطقه از مقدار اولیه 56Hv~ به مقدار 88Hv~ افزایش یافت. نتایج حاصل از آزمون کشش تک محوری نشان داد که استحکام تسلیم و حداکثر نمونه‌های اکسترود شده از مقادیر اولیه به ترتیب 93MPa~ و 230MPa~ به 142.6MPa~ و 290.3MPa~ افزایش یافت. تحول بافت کریستالی، کاهش اندازه دانه و خرد شدن فازهای یوتکتیک در آلیاژ AM60 از دلایل عمده افزایش انعطاف‌پذیری نمونه‌های اکسترود شده از 10% به 13/4% می‌باشد. در ادامه و جهت مطالعه بیشتر فرایند، روش شبیه‌سازی عددی ماکرو و میکرومکانیک توسط مدلسازی اتومات سلولی جهت پیش‌بینی تحول ریزساختار بکار گرفته شد. نتایج حاصله از مشاهدات ریزساختاری از روش شبیه‌سازی مطابقت خوبی با مشاهدات تجربی داشت. در انتها، تأثیر پارامترهای مؤثری مانند ضریب اصطکاک، ضخامت گپ‌های شعاعی و کناری و شعاع گوشه قالب بر تغییرات مقادیر سختی، اندازه دانه و نیروی حداکثر شکل‌دهی بررسی گردید.

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

Hossein Jafarzadeh, Sajjad Ebrahimzadeh

Faculty of Engineering, Tabriz Branch, Islamic Azad University, Tabriz, Iran

* P.O.B. 5147965586 Tabriz, Iran, h.jafarzadeh@iaut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 16 Noveber 2019

First Decision: 19 March 2020

Accepted: 22 June 2020

Keywords:

Radial-forward-backward extrusion

AM60 magnesium alloy

FEM

Cellular Automaton (CA)

Abstract

In this study the radial-forwad-backward extrusion of axially joint cup shaped AM60 magnesium alloy part is investigatd. In the experimental tests, the cylindrical AM60 alloy samples were prepaed and pressed by a punch into the die cavity. In the next step, the initial and extruded samples were investigated in terms of microstructural evolution and mechanical poperties variation. The microscopic observations showed the significant grain refinement of AM60 is occurred at the end of extrusion proessingwhere the fine grains in size of ~7µm are obtained from the initial value of ~75µm. Also, the Vickers microhardness is increased to 88Hv from the initial value of 56 Hv. The obtained results of uni-axial tensile tests showed the increase in yield and ultimate tensile strength to 142.6 and 290.3 from the initial value of 93 and 230MPa, respectively. The extruded sample elongation is incresead to 13.4% from 10% due to texture evolution, grain refinement and breakage of brittle eutectic phases. The macro and micromechancal based cellular automaton (CA) finite element method were implemented to simulate the process to predict the microstructure evolution of AM60 during extrusion processing. The cellular automaton finite element(CAFÉ) and experimentally obtained results were in good agreement. The effect of some important parameters including friction coefficient, gap thickness and height and die corner radius are studied on the variation of maximum forming load, microhardness values and grain size.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

H. Jafarzadeh, S. Ebrahimzadeh, 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, Vol. 7, No. 9, pp. 25- 41, 2020 (in Persian)

1- مقدمه

کاربرد آلیاژهای سبک با استحکام بالا به دلایلی همچون مصرف سوخت، آلودگی‌های زیست محیطی و همچنین نیاز به ساخت سازه‌های سبکتر در سال‌های اخیر مورد توجه محققان زیادی قرار گرفته است. در بین فلزات مختلف، آلیاژهای منیزیم با داشتن خواص قابل توجهی همچون چگالی پایین، مقاومت به خوردگی بالا، قابلیت ماشین‌کاری خوب و ... جهت استفاده در موارد مذکور استفاده شده است. آلیاژهای منیزیم به دلیل ساختار HCP مستعد ترک بوده و تغییرشکل‌پذیری پلاستیک آن مخصوصا در دماهای پایین با محدودیت‌های زیادی مواجه است. از طرف دیگر استفاده از فرایندهای ریخته‌گری جهت تولید قطعات منیزیمی، ریزساختاری غیریکنواخت با اندازه دانه‌های درشت ایجاد می‌کند که خواص مکانیکی مورد نظر را تحت تأثیر قرار خواهد داد. در سال‌های اخیر، استفاده از فرایندهای شکل‌دهی ترمومکانیکی جهت تولید قطعات منیزیمی با ریزساختار ریزدانه و توزیع یکنواخت با خواص مکانیکی قابل قبول مورد توجه قرار گرفته است[1-4]. فرایند اکستروژن یکی از فرایندهای شکل دهی فلزات است که کاربردهای متفاوتی در صنایع تولید قطعه دارد. در حالت کلی فرایند اکستروژن از لحاظ حرکت سنبه و سیلان مواد به سه گروه اصلی اکستروژن مستقیم، غیرمستقیم و هیدرواستاتیک تقسیم‌بندی می‌شود[5]. اکستروژن شعاعی[1] ترکیبی از فرایندهای فورج و اکستروژن می‌باشد که در آن مواد استوانه‌ای توپر یا لوله‌ای شکل در داخل یک محفظه قرار گرفته و به وسیله یک یا دو سنبه به داخل یک قالب فشرده شده و در داخل قالب به صورت شعاعی جریان می‌یابد[2، 3]. برای تولید قطعات پیچیده و دقیق در یک مرحله شکل‌دهی مثل اتصالات یونیورسال، اتصالات لوله‌ای شکل و قطعاتی شبیه آنها می‌توان از ترکیب فرایندهای اکستروژن شعاعی با اکستروژن مستقیم یا غیرمستقیم استفاده نمود[6، 7]. صفری و همکارانش در مقاله‌ای به مقایسه خصوصیات مکانیکی و ریزساختاری قطعه لوله‌ای شکل مورد استفاده در صنایع خودروسازی از جنس فولاد 16MnCr5 با استفاده از روش اکستروژن سرد و ماشین‌کاری پرداختند. نتایج آزمای‌های تجربی انجام گرفته نشان داد که قطعات تولیدی توسط روش اکستروژن سرد دارای استحکام مکانیکی و سختی سطحی بالاتر، صافی سطح بهتر و تلرانسهای ابعادی بسته‌تر در مقایسه با روش ماشین‌کاری بود. همچنین ریزساختار قطعه اکسترود شده اندازه دانه کوچکتری نسبت به قطعه ماشین‌کاری شده داشت[8]. مطالعات و شبیه‌سازی‌های اولیه نشان می‌دهد که فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم بدلیل ایجاد کرنش‌های پلاستیکی زیاد در قطعه‌کار برای تولید مواد با ساختار ریزدانه نیز از قابلیت بالایی برخوردار است. مطالعه و بررسی تحول ریزساختاری در حین فرایندهای تغییرشکل پلاستیک ترمومکانیکی به دلیل وابستگی بیشتر خصوصیات ماده به تغییرات ریزساختاری شامل اندازه و توزیع دانه‌ها از اهمیت بالایی برخوردار است. در بیشتر مواد فلزی تحت شرایط تغییرشکل پلاستیک در دمای بالا، اندازه و توزیع دانه‌ها از طریق تبلور مجدد دینامیکی[2] دچار تغییر و تحول می‌شود. تبلورمجدد دینامیکی وابسته به نوع ماده فلزی و مقدار انرژی نقص چیدمان شبکه[3] در دو نوع تبلورمجدد دینامیکی پیوسته[4] و تبلورمجدد دینامیکی ناپیوسته[5] اتفاق می‌افتد. در تبلور مجدد دینامیکی پیوسته که در فلزاتی مثل آلومینیوم روی می‌دهد، تبلور مجدد دانه‌ها یک فرایند تقریبا پیوسته است. بدین صورت که شبکه کریستالوگرافی ماده با تکثر و افزایش چگالی نابجاییها[6] و از بین رفتن نابجایی‌ها[7] موجب بازآرایی نابجایی‌ها برای شکل‌گیری زیردانه‌ها[8] در مراحل اولیه شکل‌دهی و در داخل دانه‌های اولیه ریزساختار می‌شود. با اعمال کرنش‌های پلاستیک بیشتر میزان انحراف این زیردانه‌ها افزایش یافته و موجب شکل‌گیری دانه‌های جدید با مرزهای با زاویه بزرگ و چگالی نابجایی کمتر می‌شود[9-12]. فلزات با مقدار انرژی نقص چیدمان شبکه پایینتر مانند مس، منیزیم و نیکل عمدتاً با تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته دچار تحول ریزساختاری می‌شوند. در حین تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته، جوانه‌زنی دانه‌های جدید در محل‌های با انرژی ذخیره شده تغییرشکل کافی مانند مرزهای با زاویه بزرگ، باندهای برشی، دوقلویی و مرزهای دانه‌های جدید ایجاد شده، اتفاق می‌افتد[9]. اختلاف در میزان چگالی نابجایی عامل محرک رشد دانه‌های جدید است. تحول ریزساختاری عمدتاً وابسته به پارامترهای تغییرشکل مثل دما، کرنش پلاستیک مؤثر و نرخ کرنش است. در نتیجه آگاهی از نحوه کنترل این پارامترها در فرایندهای شکل‌دهی جهت کنترل خصوصیات ماده تغییرشکل یافته ضروری است. در سال‌های اخیر، مدل‌های مختلفی جهت پیش‌بینی و شبیه‌سازی تحول

[1] Radial extrusion

[2] Dynamic recrystallization (DRX)
[3] Stacking-fault energy (SFE)
[4] Continuous dynamic recrystallization (CDRX)
[5] Discontinuous dynamic recrystallization (DDRX)
[6] Multiplication of dislocations
[7] Annihilation of dislocations
[8] Sub-grains

ریزساختاری مواد در حین پدیده تبلور مجدد از قبیل مدل ورتکس[1] [9]، مدل میدان فازی[2] [13]، مدل مونت کارلو[3] [14]، [14]، و مدل اتومات سلولی[4] ارائه شده است[15]. مدل اتومات سلولی به دلیل مقیاس شبیه‌سازی و همچنین زمانهای تحلیل کمتر برای شکل‌دهی مواد فلزی مختلف مورد توجه بیشتری قرار گرفته است[11، 16]. بیشتر تحلیل‌های انجام گرفته توسط مدل اتومات سلولی در سال‌های آخر مرتبط با پیش‌بینی رشد دانه در تبلور مجدد استاتیکی بوده است[12، 17، 18]. از طرف دیگر قابلیتهای روش اتومات سلولی در پیش‌بینی تحول ریزساختاری در حین فرایندهای ترمومکانیکی توسط محققان مختلفی تایید شده است[19]. لیو و همکارانش در تحقیقی از یک مدل میکرومکانیکی دو بعدی بر پایه اتومات سلولی جهت پیش‌بینی تغییرات ریزساختاری در شرایط ترمومکانیکی مختلف در سوپرآلیاژ پایه نیکل پرداختند و نتایج حاصله حاکی از دقت مدل استفاده شده در تخمین تحول ریزساختاری این ماده داشت[20]. در مطالعه‌ای دیگر چن و همکارانش تبلورمجدد دینامیکی ورقهای آلیاژ منیزیم AZ31 را تحت فرایند نورد گرم و در شرایط مختلف مقادیر کرنش‌های اعمالی پلاستیک و دمایی مورد بررسی قرار دادند. همچنین جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری بعد از اعمال تغییر شکل پلاستیک از مدل اتومات سلولی دوبعدی استفاده کردند و نتیجه گرفتند که توزیع اندازه دانه بدست آمده از مدل اتومات سلولی مطابقت خوبی با نتایج تجربی داشت[21]. تحقیقات مشابهی با استفاده از مدل اتومات سلولی جهت تخمین اندازه و توزیع دانه و رفتار تبلورمجدد دینامیکی و استاتیکی مواد مختلفی همچون آلیاژ منیزیم AZ80 توسط لی و همکاران در مرجع [22] و منیزیم AZ31 توسط دنگ و همکاران در مرجع [23] انجام گرفته است. در تحقیق حاضر، فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم قطعه اتصالی فنجانی شکل از جنس آلیاژ منیزیم AM60 بررسی شده است. بدین منظور از یک مدل محوری با رفتار صلب-پلاستیک در محیط نرم‌افزار DEFORM جهت شبیه‌سازی رفتار سیلان ماکروسکوپی در حین فرایند اکستروژن استفاده شد. همچنین از مدل اتومات سلولی کوپل شده با مدل اجزای محدود جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری شامل اندازه و توزیع دانه در مقیاس میکرو در نتیجه پدیده تبلور مجدد دینامیکی استفاده شد. کرنش پلاستیک اعمالی در مقیاس ماکرو از فرایند تغییرشکل پلاستیک نقش اصلی را در تحول چگالی نابجایی و به تبع آن جوانه‌زنی دانه‌های جدید و رشد آنها دارد. جهت اعتبارسنجی به نتایج حاصله از پیش‌بینی مدل اتومات سلولی، ریزساختار شبیه‌سازی شده و نتایج حاصل از مشاهدات میکروسکوپی با هم مقایسه گردید.

2- مواد و روش ها

2-1- آزمایش‌های تجربی

فرایند اکستروژن شعاعی- مستقیم- غیرمستقیم در شکل 1 بطور شماتیک نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل 1 مشاهده می‌شود، این فرایند شامل یک سنبه متحرک بالایی، ماندرل ثابت پایینی و محفظه قالب می‌باشد. ابتدا یک بیلت استوانه‌ای شکل مطابق شکل 2 در داخل محفظه قالب قرار گرفته و سپس این بیلت از بالا توسط سنبه متحرک بالایی بر روی ماندرل ثابت پایینی فشار داده می‌شود. با اعمال این فشار، ماده در سه جهت مختلف شعاعی، مستقیم و غیرمستقیم نسبت به حرکت سنبه بالایی داخل فواصل آزاد مابین محفظه و ماندرل اکسترود می‌گردد. جهت سیلان عمود بر حرکت سنبه بالایی مواد به سیلان شعاعی، موازی و هم‌جهت با حرکت سنبه را سیلان مستقیم و موازی ولی در خلاف جهت حرکت سنبه را سیلان غیرمستقیم گویند. در ادامه با رسیدن سنبه به انتهای کورس، سیکل بارگذاری تمام می‌گردد. همان‌طور که در شکل 2 نشان داده شده، قطعه در انتهای فرایند اکستروژن بصورت یک قطعه اتصال فنجانی شکل می‌باشد.

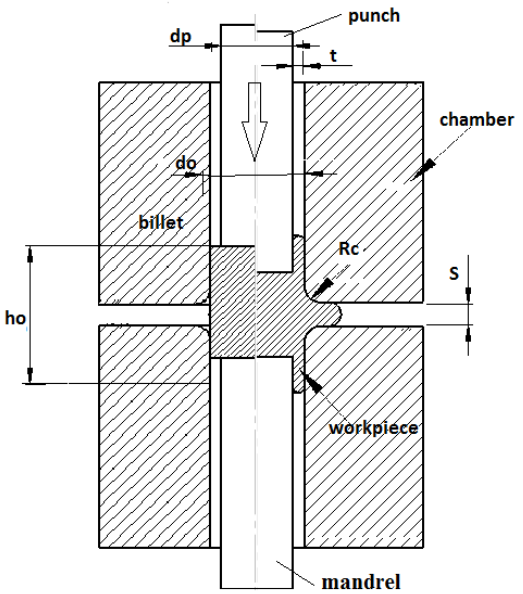


Fig. 1 The schematic illustration of radial-forward-backward extrusion process

شکل 1 شماتیک فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم

[1] Vertex model
[2] Phase field model
[3] Monte Carlo model
[4] Cellular automaton (CA) model

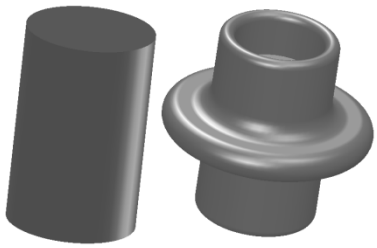


Fig. 2 The initial billet and the final processed part

شکل 2 شماتیک بیلت اولیه و شکل نهایی قطعه حاصل از فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم

در این تحقیق نمونه‌های آلیاژ منیزیم AM60 به منظور بررسی قابلیت فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم در تولید قطعات اتصال فنجانی شکل مورد استفاده قرار گرفته است. نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر 20 و طول 50 میلی‌متر از شمش اولیه منیزیمی ماشین‌کاری شدند. آنالیز کوانتومتری مطابق با استاندارد ASTM E415-99A جهت تعیین ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AM60 انجام گردید و نتایج حاصله در جدول 1 ارائه شده است.

در ادامه مراحل طراحی و ساخت مجموعه قطعات قالب انجام شد. جهت ساخت قالب جنس ماده سنبه بالایی، ماندرل و محفظه پایینی از فولاد گرمکار 1/2344 انتخاب گردید، سپس با توجه به نقشه‌های حاصل از طراحی، مراحل ماشین‌کاری بر روی قطعات قالب صورت پذیرفت. در ادامه جهت افزایش استحکام و سختی، قالب‌ها تحت عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر قرار گرفتند تا مقدار سختی 50HRC حاصل گردید. سپس جهت افزایش کیفیت سطوح وکاهش اثر اصطکاک بر روی فرایند، سنگ‌زنی انجام شد. در شکل 3 قطعات نهایی ساخته شده قالب بصورت مجزا قبل از مونتاژ نشان داده شده است. همچنین شکل 4 مجموعه قالب نصب شده بر روی پرس را نشان می‌دهد.

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AM60

Table 1 The chemical composiotion of AM60 magnesium alloy

Material	% composition
Al	5/8
Mn	0/44
Zn	0/26
Si	0/13
Cu	0/015
Fe	0/007
Ni	0/005
Mg	Remainder

Fig. 3 The radial-forward-backward extrusion die components

شکل 3 اجزا مختلف قالب قبل از مونتاژ

Fig. 4 The radial-forward-backward extrusion die setup on press machine

شکل 4 مجموعه قالب نصب شده بر روی پرس هیدرولیک

برای انجام فرایند اکستروژن از یک دستگاه پرس هیدرولیک مطابق شکل 4 استفاده گردید. مجموعه قالب توسط المنت‌های برقی تا دمای 270 درجه سانتی‌گراد به همراه نمونه اولیه آلیاژ منیزیم بصورت همزمان پیش‌گرم شدند. دمای قالب در حین فرایند اکستروژن توسط یک ترموکوپل قرار گرفته در دیواره قالب در محدوده $\pm 5^{\circ}C$ کنترل شد.

تمامی آزمایش‌های تجربی توسط این پرس هیدرولیک با سرعت رم 10mm/min انجام شد. به منظور انجام مطالعات ریزساختاری، نمونه‌های تولید شده در جهت اکسترود شده برش داده شده و سپس عملیات آماده‌سازی استاندارد برای متالوگرافی و سختی‌سنجی انجام گرفت. به منظور بررسی تأثیر پارامترهای هندسی مؤثر در فرایند اکستروژن، مقادیر گپ‌های شعاعی، مستقیم و شعاع گوشه به صورت متغیر و با مقادیر مختلف در نظر گرفته شد. بدین صورت اندازه گپ‌های شعاعی S به مقدار 4و 2و 1 میلی‌متر و گپ مستقیم کناری t نیز مشابه گپ شعاعی به مقدار 4و 2و 1 میلی‌متر در نظر گرفته شد. همچنین مقدار شعاع گوشه قالب r نیز برابر 0/1، 0/5 و 1/5 میلی‌متر فرض شد. به منظور بررسی تأثیر شرایط روان‌کاری سطوح تماس قطعه و قالب بر رفتار سیلان ماده و همچنین نیروی شکل‌دهی از روانکارهای مختلفی همچون اسپری دی‌سولفید مولیبدن

MoS2، گریس، محلول گرافیت و آب و همچنین حالت بدون استفاده از ماده روان‌کار آزمایش‌های تجربی تکرار گردید. پارامترهای فرایند بصورت خلاصه در جدول 2 نشان داده شده است.

برای مطالعه خواص مکانیکی نمونه‌های تولید شده توسط فرایند از میکروسختی سنج ویکرز استفاده شد. بدین منظور سطوح مورد نظر نمونه‌های اولیه و همچنین اکسترود شده با استفاده از سنباده‌های مناسب آماده‌سازی شد. ریزسختی‌سنجی توسط دستگاه MICROMENT ساخت شرکت LHOH، با وزنه50 گرم و به مدت30 ثانیه در دمای محیط در نقاط p2، p3، p4، p5 در نمونه‌های تغییرشکل یافته و نقطه p1، در نمونه اولیه انجام گرفت (شکل 5).

جدول 2 پارامترهای بکار رفته در فرایند در آزمایش‌های تجربی

Table 2 Process parameters and their values in experiments and FE simulations

Geometrical parameters	Experimental value (mm)
Initial Billet Diameter (d)	20
Initial Billet Height (h_0)	50
Punch Stroke (hst)	20
Die Corner Radius (r)	1/5و 0/5و 0/1
Lubricantion Condition	محلول گرافیت در آب، دی سولفید مولیبدن، بدون روان‌کار
Gap Height (S)	4و 2و 1
Wall Thickness (t)	4و 2و 1

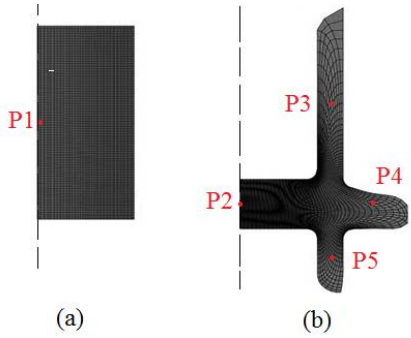


Fig. 5 The microhardness measurement specified points on the (a) initial billet and (b) the extruded part

شکل 5 نقاط مورد سختی سنجی درمناطق مختلف از قطعه در (الف)حالت اولیه و (ب) قطعه تغییر شکل داده شده

از طرفی دیگر خواص مکانیکی نمونه‌های تولید شده توسط تست کشش در دمای محیط و نرخ کرنش 5 mm/min توسط دستگاه کشش مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور نمونه‌های استاندارد تست کشش مطابق ASTME8M در راستای اکسترود شدن نمونه‌ها تهیه شد. برای اطمینان از نتایج حاصله و تکرارپذیری، آزمون کشش بر روی تعداد 5 نمونه کشش مطابق استاندارد از نمونه‌های آماده‌سازی شده و توسط دستگاه پرس هیدرولیک INSTRON در دمای اتاق انجام گرفت. به منظور بررسی ساختار ماده و تغییرات ریزساختاری آن و مقایسه رفتار سیلان، اندازه و توزیع دانه‌ها قبل و بعد از فرایند شکل‌دهی، لازم است تا متالوگرافی بر روی نمونه‌ها صورت گیرد، بدین منظور قطعه حاصله در جهت عمود بر محور برش زده شده و پس از آماده‌سازی سطح مورد نظر از محلول اچانت به منظور واضح‌سازی ریزساختار استفاده گردید. بدین منظور نمونه‌ها به مدت 5 ثانیه با استفاده از محلولی شامل اسید پیکریک به مقدار 4 گرم، اسید استیک 10 میلی‌لیتر، اتانول 70 میلی‌لیتر و آب مقطر 10 میلی‌لیتر در دمای اتاق اچ شدند. در ادامه، ساختار اولیه و تغییر شکل داده شده نمونه‌های یاد شده در نقاط مشخص شده در شکل 5 توسط تصویربرداری با میکروسکوپ نوری در بزرگنماییهای مختلف بررسی شد. همچنین سطوح شکست نمونه‌های منیزیمی حاصل از آزمون کشش تک محوری قبل و پس از انجام عملیات تغییر شکل پلاستیک با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی[1] بررسی گردید.

2-2- شبیه‌سازی عددی میکرو و ماکرومکانیک فرایند

تغییر شکل پلاستیک ماده در حین فرایند اکستروژن با استفاده از مدلسازی متقارن محور[2] در محیط نرم افزار DEFORM انجام گرفت. در این راستا، مجموعه اجزای تشکیل دهنده قالب به دلیل تغییر شکل ناچیز در مقایسه با تغییر شکل قطعه‌کار بصورت صلب[3] فرض گردید. همچنین بدلیل تغییرشکلهای پلاستیک بزرگ در قطعه‌کار از تغییر شکل الاستیک ماده نیز بدلیل ناچیز بودن آن صرفنظر شد. اطلاعات مربوط به منحنی سیلان پلاستیک تنش-کرنش آلیاژ منیزیم از نتایج آزمون فشار گرم ارائه شده در مرجع[24] برداشته شده و در بخش خصوصیات مواد در نرم‌افزار ثبت گردید. در قسمت برهم‌کنش[4]، شرایط تماسی بین مجموعه قالب صلب و قطعه‌کار، تعریف گردید و مقادیر ضریب اصطکاک برای نمونه منیزیمی با روانکار دی‌سولفید مولیبدن برابر 0/13، در روان‌کاری با گریس 0/21 و روان‌کاری با محلول گرافیت در آب 0/4 در نظر گرفته شد[5]. سرعت حرکت سنبه نیز مشابه با آزمایش‌های تجربی برابر

[1] SEM
[2] Axisymmetric
[3] Rigid
[4] Interaction

5(mm/min) تنظیم شده است. بیلت اولیه با استفاده از المان‌های تتراهدرال[1] با اندازه و توزیع یکنواخت گسسته‌سازی شده و مش‌بندی گردید. جهت جلوگیری از اعوجاج[2] بیش از حد المان‌ها در حین تغییر شکل پلاستیک فرایند اکستروژن از الگوریتم‌های مش‌بندی مجدد[3] استفاده شد. جهت پیش‌بینی تحول ریزساختاری آلیاژ منیزیم AM60 در حین فرایند اکستروژن، یک مدل ترمومکانیکی اتومات سلولی[4] کوپل شده با مدل شبیه‌سازی عددی در محیط نرم افزار DEFORM که با نام اختصاری CAFÉ[5] نامیده می‌شود استفاده گردید. سینتیک تبلور مجدد دینامیکی مرتبط با فرایندهای ترمومکانیکی بوده و در مدلهای اتومات سلولی با تغییر متغیرهای حالت[6] هر سلول و بر اساس قوانین مشخصی روی می‌دهد. شبکه سلول‌های پیوسته می‌تواند بصورت یک، دو و یا سه‌بعدی در مدل اتومات سلولی مرتب و ایجاد گردد. در بسیاری موارد، سلول‌ها می‌توانند هندسه مثلثی، مربعی یا شش وجهی داشته باشند. معمولاً از قانون‌های همسایگی ون-نیومان[7] و موور[8] که اولین و دومین همسایه نزدیک سلول مفروض را در نظر می‌گیرند، استفاده می‌شود. هندسه سلول، نوع همسایگی، شرایط مرزی و متغیر حالت سلول از موارد کلیدی در مدل اتومات سلولی هستند. در این تحقیق، شبکه دوبعدی مربعی شکل و قانون نیومان بکار گرفته شد. همچنین فرض شد که چگالی نابجایی دانه‌های اولیه یکنواخت هستند. با اعمال کرنش‌های پلاستیک در مدل اتومات سلولی این فرض در نظر گرفته شد که تبلورمجدد دینامیکی عمدتا در مرزهای دانه‌های اولیه ریزساختار اتفاق می‌افتد. همچنین جوانه‌زنی دانه‌های جدید موقعی روی خواهد داد که چگالی نابجایی از مقدار بحرانی آن بیشتر باشد. از یک سری معادلات جهت کنترل جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها استفاده گردید. پدیده غالب در تغییر و تحول ریزساختاری آلیاژهای منیزیم در حین فرایندهای تغییرشکل پلاستیک تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته[9] ناپیوسته[9] می‌باشد[3، 9]. تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته شامل شامل مراحل جوانه‌زنی[10] و رشد دانه‌های جوانه زده در ریزساختار اولیه در نتیجه اعمال کرنش، وجود دمای بالا و تحول چگالی نابجایی[11] خواهد بود[25]. در حین تغییر شکل پلاستیک فلزات، چگالی نابجایی در دانه‌های اولیه شبکه ریزساختاری ماده دچار تحول می‌شود که این پدیده عامل اصلی و محرک جوانه-زنی و رشد دانه‌های جدید با ابعاد ریز خواهد بود[9]. رابطه ارائه شده توسط لاسرو-جوناس[12] برای محاسبه تحول چگالی نابجایی منیزیم AM60 در حین فرایند اکستروژن در محاسبات میکرومکانیک بصورت زیر مورد استفاده قرار گرفت[26]:

$$d\rho_i = (h - r\rho_i)d\varepsilon \qquad (1)$$

رابطه فوق شامل پدیده‌های کارسختی با ضریب h و بازیابی دینامیکی با ضریب r که هر دو به ترتیب از روابط زیر استخراج می‌شوند[26]:

$$h = h_0 \dot{\varepsilon}^{m} e^{\frac{m.Q}{RT_{abs}}} \qquad (2)$$

$$r = r_0 \dot{\varepsilon}^{-m} e^{\frac{-m.Q}{RT_{abs}}} \qquad (3)$$

بطوری‌که چگالی نابجایی دانه شماره i ام (m^{-2}) ρ_i را می‌توان توسط رابطه (1) با استفاده از تحول مقادیر کارسختی h و بازیابی دینامیکی r محاسبه نمود. در روابط (2 و 3) مقادیر ثابت h_0، r_0 و m به ترتیب ثوابت بازیابی دینامیکی، کارسختی و حساسیت نرخ کرنش هستند که با استفاده از مقادیر آزمون فشار گرم در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف بدست می‌آیند[11، 16]. ضرایب Q(KJ. Mol^{-1}) و (1/s) $\dot{\varepsilon}$ نیز به ترتیب دلالت بر انرژی اکتیواسیون و نرخ کرنش دارند. جوانه دانه‌های جدید در شبکه ریزساختاری ماده عمدتا در محل‌های با انرژی ذخیره شده[13] کافی مثل مرزدانه‌ها، فازهای رسوب و باندهای برشی که در آنها چگالی نابجایی (m-2) ρ به مقدار بحرانی جهت جوانه‌زنی رسیده است، ایجاد می‌شود. مقدار بحرانی چگالی نابجایی جهت بررسی شروع ایجاد جوانه‌زنی در مدلسازی عددی فرایند از رابطه (4) محاسبه می‌شود[9، 27]:

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma\dot{\varepsilon}}{3blM\tau^2}\right)^{1/3} \qquad (4)$$

در رابطه فوق، b(m) بردار برگرز[14]، M پارامتر مشخصه تحرک مرزدانه‌ها، ($J.m^{-2}$) τ انرژی خطی نابجایی، l فاصله میانگین مسیر آزاد[15] نابجایی و ($J.m^{-2}$) γ نشان دهنده انرژی مرزدانه است. نرخ جوانه‌زنی که وابسته به مقدار دما و نرخ کرنش است از طریق رابطه (5) محاسبه شده است[28]:

$$\dot{n} = c\dot{\varepsilon}e^{-\frac{Q_{nuc}}{RT_{abs}}} \qquad (5)$$

[1] Tetrahedral
[2] Element distortion
[3] Remeshing
[4] Cellular Automaton(CA)
[5] Cellular Automaton Finite Element(CAFE)
[6] State vriables
[7] Von-Neumann
[8] Moore
[9] Discontinuous Dynamic Recrystallization (DDRX)
[10] Nucleation
[11] Dislocation density
[12] Laasraoui-Jonas
[13] Stored energy
[14] Burger's vector
[15] Mean free path

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 مرزدانه‌های جدید را می‌توان از رابطه (6) در حین شبیه‌سازی استفاده کرد[9]:

$$V_i = \frac{MF_i}{4\pi r^2_i} \qquad (6)$$

در این رابطه r_i (m) شعاع دانه شماره i ام، فشار خالص مرزدانه با رابطه $\frac{F_i}{4\pi r^2_i}$ مشخص شده و M (m^3/N.s) نشان دهنده تحرک مرزدانه‌ها است. نیروی محرک جهت مهاجرت و حرکت مرزدانه ها را با استفاده از رابطه (7) می‌توان محاسبه نمود[9]:

$$F_i = 4\pi r^2_i \tau \rho_i - 8\pi r_i \gamma \qquad (7)$$

در بخش ماکروسکوپیک شبیه‌سازی عددی و در هر گام زمانی، مقادیر کرنش پلاستیک مؤثر، نرخ کرنش و دما برای تمامی نقاط ماده تحت تغییر شکل پلاستیک محاسبه می‌شود. پارامترهای اشاره شده در فوق به عنوان پارامترهای ورودی در مدل اتومات سلولی کوپل شده با مدل اجزای محدود مورد استفاده قرار می‌گیرند. در مرحله بعدی از تحلیل عددی و در بخش محاسبات میکروسکوپی، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته آلیاژ منیزیم AM60 در حین فرایند اکستروژن برای نقاط مشخص شده انجام میگیرد. شکل 6 فلوچارت مدل کوپل شده اجزای محدود و اتومات سلولی را در این تحقیق نشان می‌دهد. همان‌طوریکه در این فلوچارت قابل مشاهده است، تحول ریزساختاری ماده در حین تغییرشکل پلاستیک بوسیله مدل اتومات سلولی بر اساس گامهای زمانی مشخص تغییرشکل و مطابق تاریخچه تغییرشکل اتفاق افتاده در مدل اجزای محدود صورت میگیرد. در حین فرایند تغییرشکل، تغییرات چگالی نابجایی ماده در هر گام زمانی محاسبه می‌شود. در هر گام زمانی، مقادیر بدست آمده چگالی نابجایی با مقدار چگالی نابجایی بحرانی در مرزهای دانه که در رابطه (4) ارائه شده مقایسه می‌گردد. تبلور مجدد دینامیکی درست از زمانی که چگالی نابجایی حاصله از مقدار بحرانی بیشتر شد، با جوانه‌زنی اولیه شروع می‌شود. نرخ جوانه‌زنی در هر گام زمانی و مطابق رابطه (5) در مدل اتومات سلولی محاسبه می‌گردد. جوانه‌های اولیه در زمان تولد معمولا عاری از نابجاییها هستند، ولی با اعمال کرنش‌های پلاستیک مؤثر در گام‌های زمانی بعدی تغییرشکل چگالی بالایی از نابجاییها بدست می‌آورند. در ادامه این جوانه‌های اولیه شروع به رشد نموده و تبدیل به دانه‌های با اندازه بزرگتر و مقادیر چگالی نابجایی بالاتری می‌شوند. رشد دانه تا زمانی که مقدار نیروی F_i ارائه شده در رابطه (7) مثبت باشد بطوریکه مرزدانه‌ها تحرک کافی را برای حرکت داشته باشند، ادامه می‌یابد.

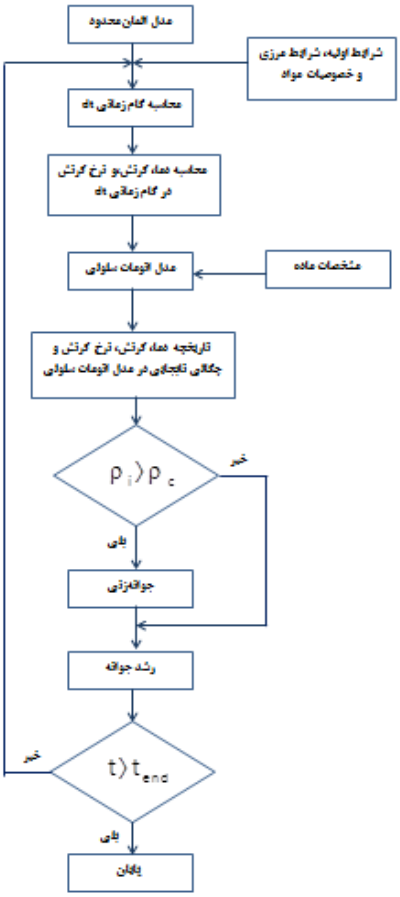


Fig. 6 Flow chart of finite element cellular automaton model

شکل 6 فلوچارت مدل شبیه‌سازی عددی اتومات سلولی

ریزساختار اولیه در مدل اتومات سلولی با در نظر گرفتن تحرک مرزهای دانه و انرژی یکنواخت مرزدانه‌ها ایجاد شد. ناحیه شبیه‌سازی شده یک ناحیه مربعی شکل با ابعاد 1mm×1mm در نقاط مشخص شده مذکور با تعداد 100000 سلول در مدل اتومات سلولی انتخاب گردید. 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 دانه بندی شد. شرایط مرزی متناوب[1] و قانون همسایگی موور[2] به منظورشبیه‌سازی و مش‌بندی مدل بکار گرفته شد. در شروع شبیه‌سازی، ریزساختار اولیه با روش اتومات سلولی ایجاد شد. تعداد 400 دانه در زمان شروع برای

[1] Periodic boundary condition
[2] Moore neighborhood rule

ریزساختار مشخص شد بطوری‌که هر دانه یک جهت ترجیهی منحصربه فرد داشت ($1 \le S_i \le S_{\max}, S_{\max} = 180$). سلول‌های با جهت ترجیهی یکسان در ریزساختار یک دانه را تشکیل می‌دهد. مساحت هر دانه توسط تعداد سلول‌های متشکله آن دانه اندازه‌گیری شد و قطر معادل(اندازه دانه) هر دانه با استفاده از یک دایره تقریبی ترسیمی اطراف دانه بصورت تقریبی محاسبه می‌گردد. در هر گام زمانی اتومات سلولی، یک ماتریس دوبعدی مرتبط با ریزساختار حاضر ایجاد و جستجو می‌شود. موقعی که سلول S_i قرار گرفته شده بر روی مرز مشخص شد، یک سلول همسایه S_j در همسایگی آن بصورت تصادفی انتخاب گشته و تغییرات انرژی مرزدانه ΔE بصورت زیر محاسبه می‌شود:

$$\Delta E = E_{i,new} - E_{i,old}$$

$$E_i = \sum_{j=1}^{nn} J_i^j \left(1 - \delta_{s_i s_j}\right) \quad (8)$$

که در این رابطه داریم:

$$\delta_{s_i s_j} = \begin{cases} 0, S_i \neq S_j, \\ 1, S_i = S_j, \end{cases} \quad (9)$$

انرژی مرزدانه J_i^j مابین سلول i و سلول j با الگوریتمهای موجود در نرم‌افزار DEFORM و بر پایه معادلات رید-شاکلی[1] که بطور مفصل در مرجع [29] ارائه شده محاسبه می‌شود. هر سلول مربعی شکل اتومات سلولی شامل چهار متغیر مختلف است. متغیر اول به نام متغیر مشخصه[2] که مرتبط با شماره دانه مربوطه است. متغیر دوم شاخص جهت‌گیری[3] دانه بوده و به میزان انحراف دانه در شبکه کریستالوگرافی دلالت دارد. متغیر بعدی که مرتبط با مقدار چگالی نابجایی هر دانه است که در حین تغییر شکل پلاستیک در هر گام زمانی دچار تحول می‌شود. در نهایت، متغیر آخر که مرتبط با درصد تبلور مجدد روی داده در دانه‌ها است متغیر وضعیت[4] است. مقادیر پارامترهای استفاده شده در مدل اتومات سلولی در بخش میکرومکانیک فرایند در جدول 3 نشان داده شده است.

3- نتایج وبحث

در فرآیند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم سنبه بالایی به سمت پایین حرکت میکند درحالی که ماندرل پایینی ثابت است. با ادامه حرکت سنبه بالایی، همانگونه که در شکل 1 نشان داده شده است مواد در سه راستای شعاعی، مستقیم و غیرمستقیم امکان سیلان دارند. بررسی فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم در تحقیق حاضر در دو بخش مختلف انجام شده است. در بخش اول، تأثیر فرایند اکستروژن بر روی تغییرات ریزساختاری منیزیم AM60 و همچنین تغییرات خواص مکانیکی همچون ریزسختی، استحکام کششی تسلیم، استحکام کششی حداکثر و انعطاف‌پذیری نمونه‌های اکسترود شده و اولیه مورد بررسی قرار گرفته است. در بخش دوم، تأثیر پارامترهای هندسی مهمی همچون شعاع گوشه‌های قالب، ارتفاع گپ‌های شعاعی، کناری و تغییرات شرایط اصطکاکی بر روی تغییرات نیروی شکل‌دهی و میکروسختی مورد مطالعه قرار گرفته است. به منظور نشان دادن قابلیت فرایند در تولید قطعات اتصالی فنجانی شکل با استحکام بالا، نمونه‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AM60 انتخاب گردید. نمونه اولیه استوانه‌ای شکل از جنس AM60 مطابق شکل 7 ماشین‌کاری شده و در داخل مجموعه قالب ساخته شده قرار گرفت. این نمونه‌های اولیه تحت تغییر شکل پلاستیک بالا قرار گرفته و در انتهای فرایند یک قطعه اتصالی فنجانی شکل با ساختار ریزدانه مطابق شکل 7 حاصل شد.

جدول 3 پارامترهای بکار رفته در فرایند در شبیه‌سازی اتومات سلولی [30]

Table 3 Material parameters used in the CA model [30]

material parameter	value
چگالی نابجایی اولیه, ρ_0(μm− 2)	0/01
بردار برگرز, b(m)	2.56×10^{-10}
مدول برشی, G(MPa)	17,000
انرژی فعالسازی, Q kJ (mol)	147
پارامترسخت شوندگی, h_0	1.34e13
پارامتر بازیابی, r_0	15.6
نرخ حساسیت کرنش, m	0.2

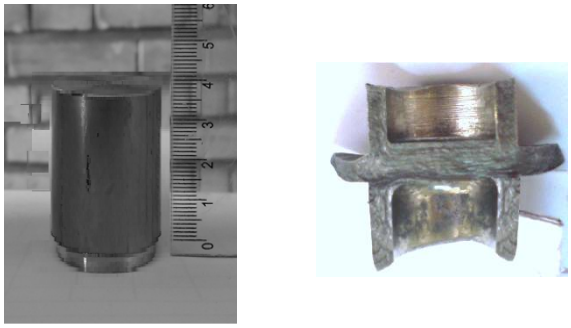


Fig. 7 The initial AM60 alloy billet and the final extruded cup joint shaped part

شکل 7 نمونه اولیه و تولید شده از فرآیند اکستروژن

آلیاژ منیزیم AM60 با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول 1 به عنوان نمونه تحقیق در نظر گرفته شد. این آلیاژ به عنوان یکی از آلیاژهای مورد توجه در صنایع خودروسازی

[1] Read-Shockley
[2] Identifier
[3] Orientation index
[4] Status variable

می‌باشد. به منظور مطالعه تغییرات ریزساختاری در فرایند اکستروژن، نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد مطالعه و بررسی قرار گرفت. شکل 8(الف) ریزساختار نمونه استوانه‌ای شکل اولیه که از ریخته‌گری آلیاژ منیزیم AM60 بدست آمده را نشان می‌دهد. همان‌طوریکه از شکل مشخص است، آلیاژ ریخته‌گری شده منیزیم شامل ماتریسی با فاز $\alpha-Mg$ با اندازه دانه متوسط 75µm و فاز یوتکتیک $\alpha-Mg+\beta-Mg_{17}Al_{12}$ که در فضای شبکه دندریتی[1] شکل قرار گرفته‌اند، می‌باشد. ریزساختار اولیه این آلیاژ شامل زمینه اصلی با اندازه دانه‌های بزرگ α-Mg و فاز رسوب β (Mg17Al12) و فاز یوتکتیک (α+β) که عمدتا در مرزدانه‌ها قرار گرفته‌اند، می‌باشد. تحول ریزساختاری نمونه منیزیمی در حین فرایند اکستروژن و در نقاط P1-P5 (شکل 5) را در شکل 8 (ب-ج) نشان می‌دهند. همان‌طوریکه مشخص است کرنش برشی اعمال شده در صفحات برشی، موقعی که جهت سیلان ماده در داخل قالب تغییر می‌یابد، تأثیر چشمگیری در ریزدانه شدن ریزساختار دارد. در این نقطه در ریزساختار ماده می‌توان دانه-هایی با اندازه ریز و در حدود 7µm را در کنار دانه‌هایی با اندازه متوسط در حدود 20µm مشاهده نمود. این شکل ریزساختار در اصطلاح بیمودال[2] نام داشته و توسط برخی محققان دیگر نیز از جمله وال و همکارانش[3] در تحقیق مرجع [31] مشاهده شده است. همچنین در این بخش از تغییر شکل به دلیل دمای بالا و انرژی تغییرشکل زیاد ذخیره شده در ریزساختار ماده، دانه‌های با اندازه کوچک تبلور مجدد یافته دینامیکی[4] که عمدتا در راستای مرزهای دانه‌های بزرگ جوانه‌زنی کرده و رشد یافته‌اند نیز مشاهده می‌شود[31]. اعمال کرنش‌های برشی نقش اصلی را در تغییرات ریزساختاری آلیاژ منیزیم دارد. بطوریکه ریزدانه شدن و تحول ریزساختار در این مرحله بیشتر شده و عمده دانه‌های با اندازه بزرگ با دانه‌هایی با اندازه کوچکتر و تبلور مجدد یافته جایگزین شده‌اند. این پدیده در کارهای ارائه شده در تحقیق مرجع [32] نیز قابل مشاهده است. شکل 8(a, b, c) تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه اکسترود شده آلیاژ AM60 را در نقاط متناظر P3, P4, P5 نشان می‌دهد. این نقاط به ترتیب متناظر با بخشهای سیلان غیرمستقیم، شعاعی و مستقیم نمونه‌های اکسترود شده بوده و در وسط ضخامت قطعه در نظر گرفته شده‌اند. مطابق شکل، با افزایش میزان کرنش پلاستیک اعمالی به ریزساختار ماده، دانه‌های تبلور مجدد یافته ریزتر شده و ریزساختاری یکنواخت با اندازه دانه‌های تقریبا یکسان[5] حاصل شده است. مطابق هیستوگرام شکل 9(الف)، در انتهای فرایند اکستروژن، ریزساختاری با دانه‌های مشابه و ریز با اندازه متوسط تقریبا 16µm از دانه‌های اولیه با اندازه متوسط 75µm بدست آمد. لازم به توضیح است که جوانه‌زنی دانه‌هایی با اندازه کوچک در مرزدانه‌های بزرگ اولیه موید رخ دادن تبلور مجدد دینامیکی در حین فرایند تغییرشکل پلاستیک آلیاژ منیزیم AM60 در دمای 270°C است. این پدیده در کارهای ارائه شده در [31، 32] نیز مشاهده شده است. در تبلور مجدد دینامیکی جوانه‌های اولیه در محلهای با انرژی کافی تغییرشکل ذخیره شده در ریزساختار ایجاد می‌شوند. این محلها عمدتا مرزهای پرانرژی دانه‌های اولیه هستند که در نهایت منجر به ریزدانه شدن ریزساختار ماده خواهد شد.

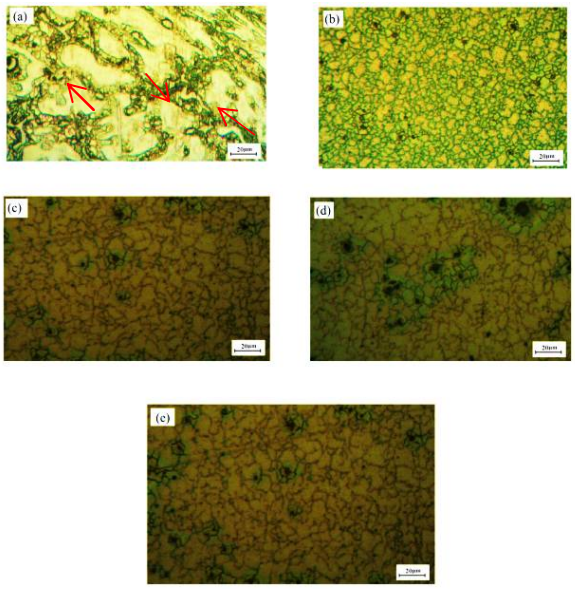


Fig. 8 The microstructure of AM60 Magnesium alloy at (a) as-cast, (b) point P2 (c) point P3, (d) point P4 and (e) point P5 at the end of extrusion processing according to Fig. 5.

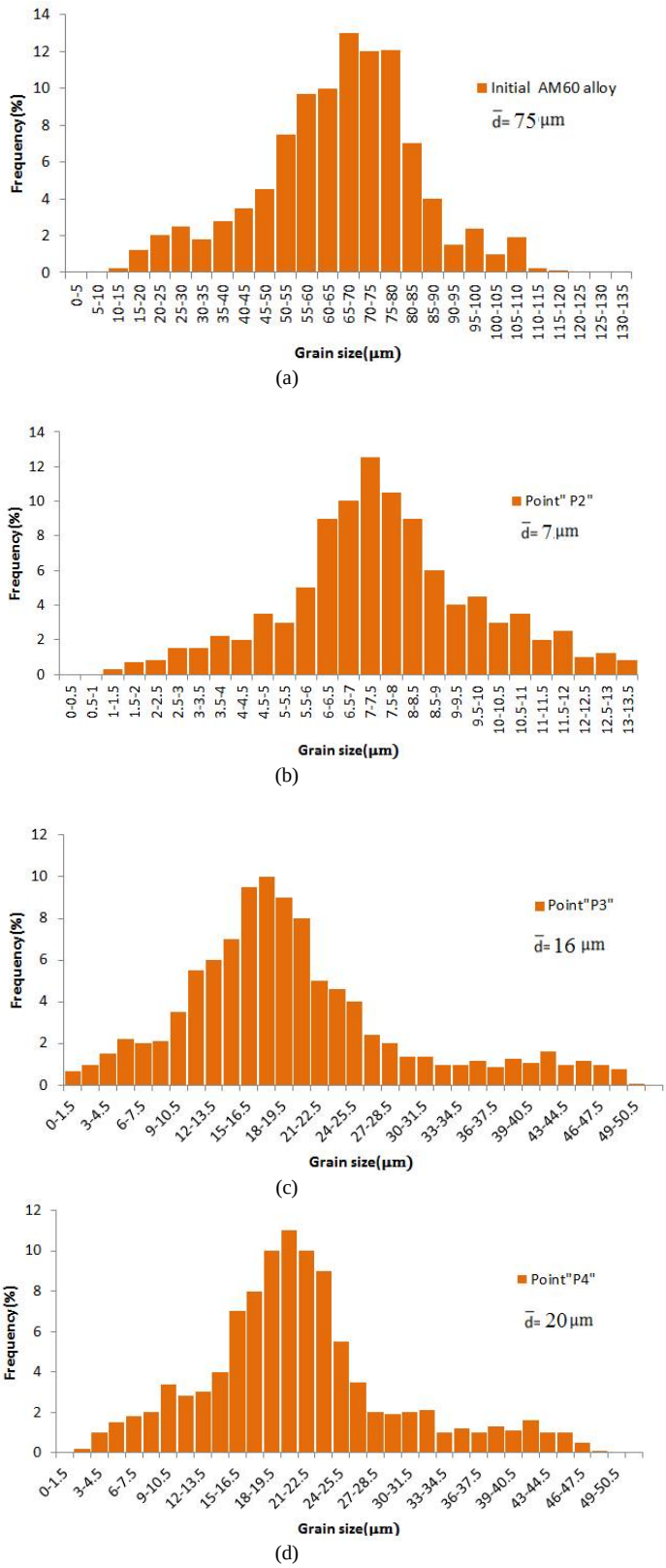
شکل 8 ریزساختار منیزیم در (a)حالت اولیه ریخته گری شده، (b) در نقطه P2، (c) در نقطه P3، (d) در نقطه P4 و (e) در نقطه P5 مشخص شده در شکل 5

شکل 9 هیستوگرام تغییرات اندازه دانه در ریزساختار منیزیم در (a)حالت اولیه ریخته‌گری شده، (b)در نقطه P2، (c)در نقطه P3، (d) در نقطه P4 و (e) در نقطه P5 که در شکل 5 مشخص شده‌اند را بصورت کمّی نشان می‌دهد.

این هیستوگرامها از نتایج تحلیلی و تصاویر میکروسکوپی

[1] Inter-dendritic network
[2] Bimodal
[3] Lin et al.
[4] Dynamically recrystalized
[5] Equiaxed grains

بدست آمده در شکل 8 حاصل شده و توزیع اندازه دانه منیزیم AM60 را در شرایط و نقاط مختلف نشان می‌دهد. شکل 9(a)، توزیع اندازه دانه در منیزیم AM60 را قبل از فرایند اکستروژن و در حالت اولیه نشان می‌دهد.



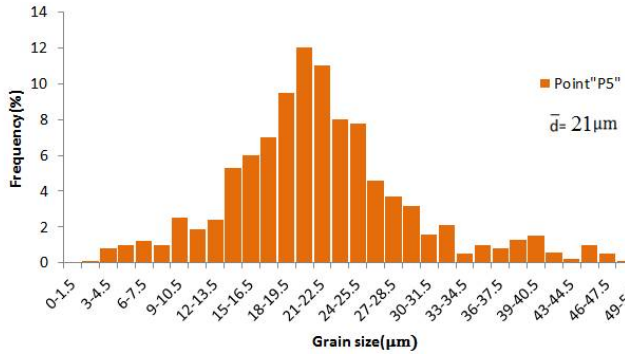


Fig. 9 The histogram of grain size distribution of AM60 Magnesium alloy at (a) as-cast, (b) point P2 (c) point P3, (d) point P4 and (e) point P5 at the end of extrusion processing according to Fig. 5.

شکل 9 هیستوگرام تغییرات اندازه دانه ریزساختار منیزیم در (a)حالت اولیه ریخته گری شده، (b)در نقطه P2، (c)در نقطه P3، (d) در نقطه P4 و (e) در نقطه P5 مشخص شده در شکل شماتیک فرایند

همان‌طوریکه از نمودار مشخص است، دانه‌هایی با بزرگی 10 تا 115 میکرون در ریزساختار قابل مشاهده است. مقدار متوسط اندازه دانه در ریزساختار اولیه آلیاژ منیزیم AM60 برابر 75µm محاسبه شده است. مطابق نتایج حاصله، پس از اعمال فرایند اکستروژن مقدار متوسط اندازه دانه بطور قابل توجهی در نقاط مشخص شده در شکل 5، کاهش یافته است. بطوریکه در این نقاط، اندازه دانه متوسط ریزساختار با مقدار 7µm در نقطه P2، و مقادیر کوچکتر متوسط اندازه دانه در سایر نقاط مطابق شکل 9 مشاهده می‌شود.

نقاط مختلف در مناطق ضخامتهای شعاعی، مستقیم و غیرمستقیم و همچنین در بیلت اولیه با P1-P5 مشخص شدند. به منظور مطالعه تحول ریزساختاری و تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در آلیاژ منیزیم AM60 در فرایند اکستروژن، نقاط مشخصه در هر دو روش آزمایش‌های تجربی و شبیه‌سازی عددی اتومات سلولی جهت تغییرات اندازه دانه مورد بررسی قرار گرفت. تغییرات اندازه دانه و همچنین توزیع دانه‌ها در نقاط مختلف در بیلت اولیه و همچنین در انتهای فرایند اکستروژن بررسی گردید. به منظور مقایسه کمی، اندازه متوسط دانه در نقاط مشخص شده در شکل 5 برای هر دو روش تجربی و شبیه‌سازی اتومات سلولی استخراج گردید و نتایج حاصله در شکل 11 نشان داده شده است. مقادیر مربوط به اندازه دانه میانگین در نقاط مشخص شده در روش آزمایشات تجربی از هیستوگرام توزیع اندازه دانه مطابق شکل 9 استخراج شد. همچنین بر همین اساس مقدار متوسط اندازه دانه از نتایج شبیه‌سازی اتومات سلولی در شرایط و نقاط یکسان نیز بدست آمد. همان‌طوریکه نتایج نشان می‌دهد، اعداد مربوط به مقدار میانگین دانه در نقاط

مختلف پیش‌بینی شده توسط روش اتومات سلولی مطابقت قابل قبولی با مقادیر بدست آمده از آزمایشات تجربی دارد بطوریکه مقادیر متوسط اندازه دانه آزمایشات تجربی در نقاط P2 تا P5 که به ترتیب برابر 7، 16، 20 و 21 میکرون بود، توسط روش شبیه‌سازی اتومات سلولی در این نقاط به ترتیب مقادیر 8، 14، 25 و 23 میکرون بدست آمد. از طرف دیگر نتایج حاصله موید این است که افزایش کرنش پلاستیک اعمالی موجب کاهش چشمگیر اندازه دانه متوسط در آلیاژ منیزیم AM60 از مقدار اولیه 75 میکرون به مقدار 7 میکرون در نقطه P2 در انتهای فرایند اکستروژن شده است. همان‌طوریکه تحقیقات قبلی انجام گرفته در این خصوص نیز نشان می‌دهد، اعمال کرنش‌های پلاستیک زیاد موجب دستیابی به ریزساختاری ریزدانه در آلیاژهای مختلف فلز منیزیم می‌شود[4، 32]. با افزایش کرنش پلاستیک اعمالی به نقاط مختلف مشخص شده در حین فرایند اکستروژن، فرایند جوانه‌زنی در محل مرزدانه‌های اولیه با زاویه مرز زیاد به منظور شروع تبلور مجدد دینامیکی اتفاق می‌افتد. در دماهای بالای فرایند اکستروژن این جوانه‌ها شروع به رشد می‌کنند. معمولا اندازه دانه‌های جدید حاصل از رشد این جوانه‌ها کوچکتر از دانه‌های اولیه است. از اینرو در محل نقاط مشخص شده فوق که متحمل کرنش‌های پلاستیک در دمای بالا هستند، ریزساختار حاصله با دانه‌بندی ریزتری بدست آمده است. نتایج حاصله از هر دو روش تجربی و شبیه‌سازی میکرومکانیک اتومات سلولی این نتیجه را ثابت می‌کنند.

نمونه استاندارد کشش مطابق استاندارد ASTM E8M در راستای طولی از نمونه‌های اولیه و اکسترود شده مطابق شکل 12 ماشین‌کاری شد و تحت کشش تک محوری قرار گرفت. شکل 13 نتایج بدست امده از آزمون کشش را برای نمونه‌های اولیه و اکسترود شده در دمای اتاق نشان می‌دهد. مقادیر مقاومت کششی تسلیم[1]، حداکثر مقاومت کششی[2] و انعطاف‌پذیری تا نقطه شکست[3] از نمودارهای تنش-کرنش مهندسی حاصل از آزمون کشش استخراج شده و در جدول 4 ارائه گردیده است. با توجه به نتایج حاصله، اعمال فرایند اکستروژن موجب افزایش استحکام کششی تسلیم و نهایی نمونه‌های منیزیم AM60 در دمای اتاق شده است. کاهش اندازه دانه و افزایش چگالی نابجاییها منجر به افزایش مقاومت کششی تسلیم و حداکثر مقاومت کششی در دمای اتاق شده است[4]. بهبود انعطاف‌پذیری در دمای اتاق در نمونه‌های با ساختار

[1] Yield strength
[2] Ultimate tensile strength
[3] Elongation to fracture

ریزدانه آلیاژهای منیزیم بیشتر مربوط به تغییرات بافت[4] ایجاد شده بوسیله فرایندهای تغییر شکل اکستروژن می‌باشد[31].

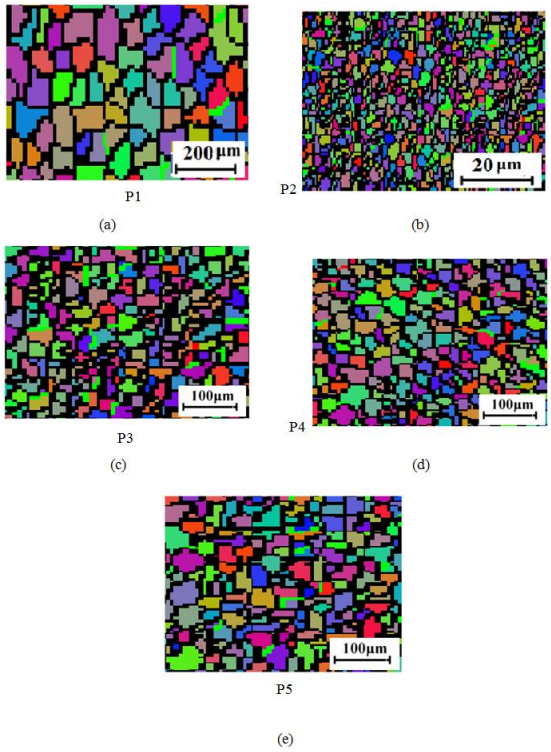


Fig. 10 CA simulated microstructure in points (a) P1, (b) P2, (c) P3, (d) P4 and (e) P5 according to Fig. 5.

شکل 10 ریزساختار شبیه‌سازی شده منیزیم توسط مدل اتومات سلولی در (a) حالت اولیه ریخته گری شده در نقطه P1، (b) در نقطه P2، (c) در نقطه P3، (d) در نقطه P4 و (e) در نقطه P5 مشخص شده در شکل 5

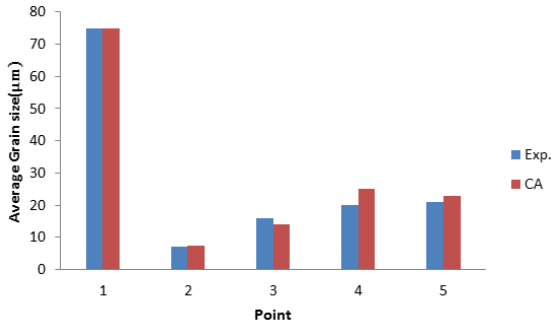


Fig. 11 CA simulated and experimentally observed grain size in different points

شکل 11 تغییرات اندازه متوسط دانه بدست آمده از شبیه‌سازی اتومات سلولی و مشاهدات تجربی

در نمونه‌های ریخته‌گری شده و اولیه منیزیم AM60 فازهای رسوب و ناپیوسته $Mg_{17}Al_{12}$ در مرزدانه‌ها عامل اصلی بدتر بودن خواص مکانیکی و انعطاف‌پذیری این آلیاژ است[2]. اعمال تغییر شکل پلاستیک موجب شکستن این فازهای رسوبی و توزیع

[4] Texture

یکنواختتر آنها در ریزساختار ماده شده و این امر موجب بهبود خواص مکانیکی و انعطاف‌پذیری نمونه می‌شود[2].

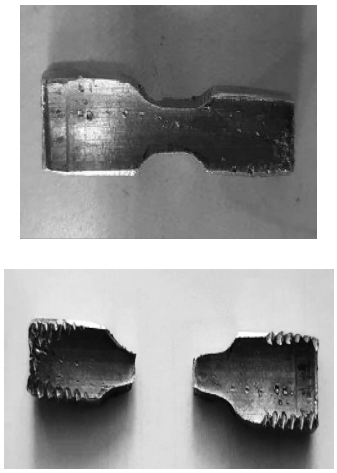


Fig. 12 The initial and fractured tensile specimen

شکل 12 نمونه اولیه و شکسته شده تست کشش

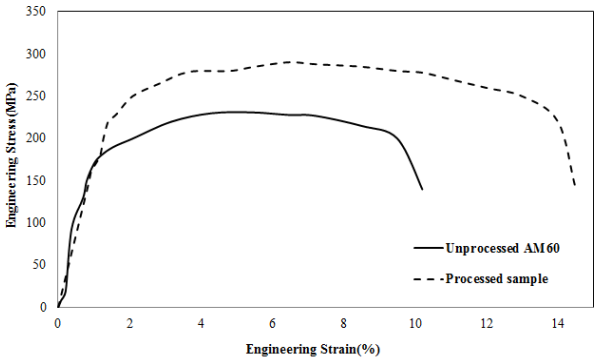


Fig. 13 The stress-strain curve of as-cast and processed AM60 Mg alloy

شکل 13 منحنی تنش-کرنش نمونه اولیه و اکسترود شده منیزیم AM60

جدول 4 مقایسه خواص مکانیکی ماده اولیه و ماده پس از تغییر شکل

Table. 4 Comparison of the tensile properties in as-cast and processed AM60 alloy

شرایط نمونه	استحکام کششی تسلیم	استحکام کششی حداکثر	انعطاف پذیری تا نقطه شکست
As-cast اولیه	93/2	230/1	10/1
اکسترود شده	142/6	290/3	13/4

در ادامه آزمایش‌ها و به منظور مطالعه هر چه بیشتر تأثیر فرایند اکستروژن بر ریزساختار نمونه‌های آلیاژ AM60، سطح مقطع شکست نمونه‌های حاصل از آزمون کشش با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت. شکل 14 سطوح شکست نمونه‌های آلیاژ AM60 حاصل از آزمون کشش در نمونه اولیه ریخته‌گری شده و نمونه اکسترود شده را نشان می‌دهد. همان‌طوریکه از شکل 14- الف مشخص است، سطح شکست نمونه‌ی ریخته‌گری شده رفتار شکست بین دانه‌ای[1] را نشان می‌دهد و تعدادی ترک نیز قابل مشاهده است. رفتار شکست نمونه اولیه عمدتا از نوع شکست ترد بوده که عمدتا به دلیل تغییر شکل پلاستیک جزئی نمونه ریخته‌گری شده قبل از شکست می‌باشد. این نوع شکست در آلیاژهای ریخته‌گری شده منیزیم AM60 بیشتر به دلیل اندازه دانه‌های بزرگ در ریزساختار ماده و همچنین به دلیل ذرات بین فلزی[2] ترد و با اندازه بزرگی است که بصورت غیرهمگن در ریزساختار ماده حضور دارند. شکل 14- ب نشان می‌دهد که نمونه اکسترود شده سطح مقطع شکست متفاوتی نسبت به نمونه اولیه داشته و رفتار شکست داکتیل با حفره‌های ریز و یکنواخت در سطح مقطع نمونه از خود نشان داده است. این نوع شکست در مواد مختلفی که تحت فرایندهای تغییر شکل پلاستیک با کرنش‌های نسبتاً بالا قرار گرفته‌اند نیز بصورت چشمگیری مشاهده شده است[33]. این نوع شکست با شکل‌گیری و به هم پیوستن حفره‌های ریز در نوک ترکهای داخلی ایجاد می‌شود[33]. موقعی که میزان کرنش پلاستیک اعمالی به ماده افزایش می‌یابد، دو پدیده اتفاق می‌افتد: 1- شکستن و خرد شدن فازهای رسوبی ترد $Mg_{17}Al_{12}$ به بخشهای کوچکتر که حرکت نابجایی‌ها را آسانتر می‌کند و 2- ریزتر شدن دانه‌ها که به ریزساختار ماده اجازه می‌دهد تا با مکانیسم لغزش مرزدانه‌ای تغییرشکل داده و همچنین با توزیع و پخش تنش اعمالی در محلهای وسیعتری در راستای مرزدانه‌ها از تمرکز تنش جلوگیری کند. در نتیجه انعطاف‌پذیری ماده تغییر شکل یافته توسط فرایند اکستروژن به صورت قابل توجهی بهبود خواهد یافت.

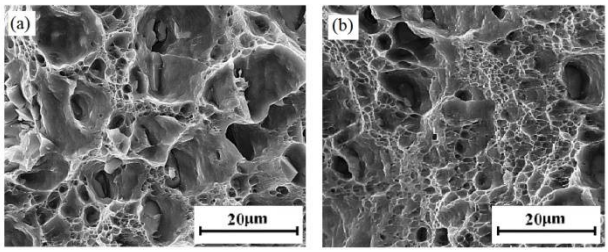


Fig. 14 The SEM fractograph of tensile speciemens at (a) as-cast and (b) extruded state

شکل 14 تصاویر سطوح شکست آزمون کشش تک محوری نمونه‌های اولیه و اکسترود شده در فرایند اکستروژن

شکل 15 توزیع مقادیر کرنش پلاستیک معادل(EPS) در

[1] Transe-crystalline
[2] Intermetallic particles

سطح مقطع نمونه‌ی اکسترود شده را در انتهای فرایند نشان می‌دهد. همان‌طوریکه از شکلها به وضوح مشاهده می‌شود، اعمال فرایند اکستروژن بر نمونه‌ها در انتهای فرایند، کرنش پلاستیک قابل توجه زیادی به ماده اعمال می‌کند. با توجه به شکل، مقدار متوسط کرنش اعمالی پس از یک سیکل فرایند در حدود 1/5 در وسط ضخامت دیواره‌های قطعه می‌باشد. این مقدار کرنش اعمالی در یک فرایند نسبت به فرایندهای دیگر شکل‌دهی مقدار قابل توجهی است. به عنوان مثال مقدار کرنش پلاستیک اعمالی در یک سیکل از فرایند اکستروژن در کانال‌های هم مقطع زاویه‌دار[1] و فرایند اکستروژن سیکلی انبساطی[2] برابر مقدار 1 می‌باشد[34، 35]. با اعمال این تغییر شکل می‌توان به قطعاتی با استحکام بالا و ساختاری ریزدانه در موادی مثل آلیاژهای منیزیم دست یافت.

شکل 16 تغییرات نیروی شکل‌دهی در برابر تغییرات جابجایی سنبه در فرایند اکستروژن برای آلیاژ منیزیم AM60 را در روش تجربی و شبیه‌سازی المان محدود نشان می‌دهد. همان‌طوریکه از نمودار مشخص است، با افزایش کورس سنبه میزان نیروی لازم برای انجام عملیات اکستروژن نیز افزایش می‌یابد. همچنین نمودار تغییرات نیرو شامل دو شیب افزایشی به هنگام عبور مواد از سه منطقه تغییر شکل برشی نود درجه جهت شکل‌گیری دیواره‌های شعاعی، غیرمستقیم و مستقیم داشته و سپس با ورود مواد به این دیواره‌ها، مقدار نیروی شکل‌دهی شیب تقریبا ثابتی دارد. از طرف دیگر همان‌طوریکه در شکل 16 مشخص است، منحنی بدست آمده از روش شبیه‌سازی عددی مطابقت خوبی با نتایج حاصله از روش تجربی دارد.

تأثیر اندازه ضخامت دیواره در بخشهای شعاعی، مستقیم و غیرمستقیم بر روی تغییرات نیروی بیشینه شکل‌دهی در انتهای فرایند در آزمایشات تجربی بررسی شده و نتایج حاصله در نمودار شکل17 نشان داده شده است. مطابق شکل 17، با کاهش مقدار ضخامت دیواره‌ها در هر سه راستا به دلیل مقاومت بیشتر ایجاد شده در برابر سیلان ماده به کانال‌های با ضخامت کمتر، نیروی بیشینه شکل‌دهی نیز به مراتب بیشتر خواهد شد.

تغییرات نیروی بیشینه شکل‌دهی نیز در فرایند اکستروژن در ضرایب مختلف اصطکاکی در نمودارهای شکل 18 نشان داده شده است. همان‌طوریکه از شکل مشخص است، افزایش میزان ضریب اصطکاک موجب افزایش نیروی لازم برای تغییر شکل نمونه شده است.

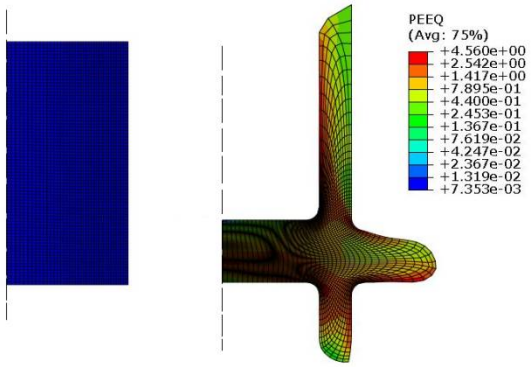


Fig. 15 Effective plastic strain distribution at as-cast and extruded samples

شکل 15 توزیع کرنش پلاستیک مؤثر در نمونه‌های اولیه و اکسترود شده در فرایند اکستروژن

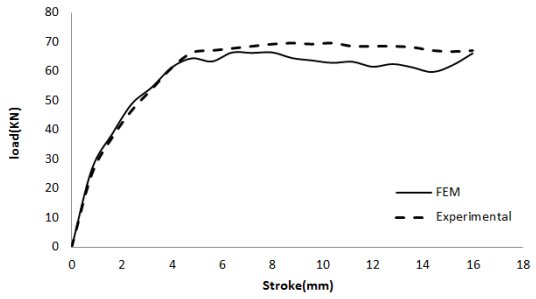


Fig. 16 Varition of forming load in FEM and experimental method

شکل 16 تغییرات نیروی شکل‌دهی فرایند در روش شبیه‌سازی عددی و تجربی

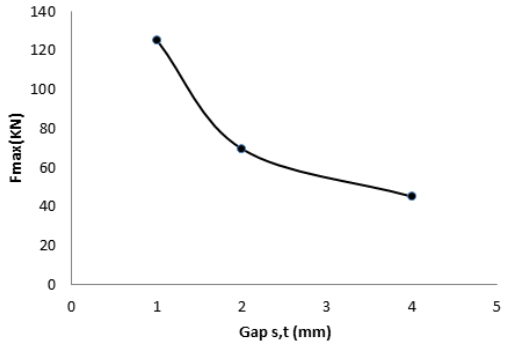


Fig. 17 Variation of maximum forming load at different gap height values

شکل 17 تغییرات نیروی بیشینه شکل‌دهی در ضخامت گپ‌های مختلف

تأثیر تنش‌های مقاوم اصطکاکی در برابر حرکت و سیلان ماده داخل مجموعه قالب بیشتر شده و در نتیجه نیروی لازم جهت ادامه تغییر شکل نیز افزایش خواهد یافت. افزایش ضریب اصطکاک علاوه بر افزایش نیروی لازم برای شکل‌دهی موجب سایش بیشتر اجزای قالب و کاهش عمر مجموعه قالب نیز

[1] Equal Channel Angular Pressing(ECAP)
[2] Cyclic Expansion Extrusion(CEC)

خواهد شد.

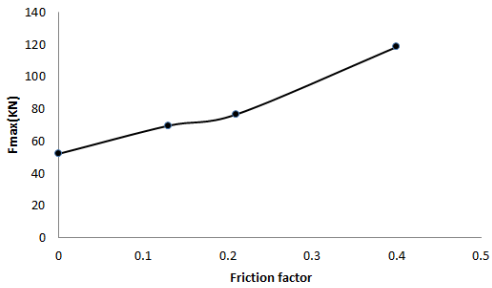


Fig. 18 Variation of maximum forming load at different friction factors

شکل 18 تغییرات نیروی بیشینه شکل‌دهی در ضرایب اصطکاکی مختلف

در ادامه، تغییرات نیروی شکل‌دهی در فرایند با تغییرات شعاع گوشه قالب بررسی گردید و نتایج حاصله در شکل 19 نشان داده شده است. مطابق شکل با حرکت سنبه، ماده داخل قالب سیلان کرده و از منطقه برشی و شکست نود درجه اول و محل شعاع گوشه‌های قالب عبور می‌کند. همان‌طوریکه از نمودارها مشخص است، نیروی لازم برای عبور ماده از این منطقه با کاهش شعاعهای گوشه افزایش می‌یابد.

مقادیر سختی با استفاده از میکروسختی سنجی ویکرز[1] در نمونه‌های اولیه و اکسترود شده در انتهای فرایند اندازه‌گیری شده و نتایج بدست آمده در جدول 5 نشان داده شده است. همانگونه که در جدول 5 مشاهده می‌شود، مقدار سختی افزایش قابل توجهی پس از اعمال فرایند اکستروژن داشته است. مقادیر سختی در راستای طول نمونه و محل وسط ضخامت نمونه در نقاط مختلف P1-P5 اندازه‌گیری شده است. همان‌طورکه در شکل 15 نیز مشاهده می‌شود نمونه اولیه با گذر از داخل مجموعه قالب، کرنش‌های تجمعی متفاوتی را تجربه می‌نماید. در نقطه P1 نمونه در حالت اولیه خود قرار داشته و با فشار سنبه شروع به عبور از منطقه برشی نود درجه در محلهای مربوط به دیواره‌های شعاعی، مستقیم و غیرمستقیم کرده و کرنش پلاستیک قابل توجهی به ریزساختار ماده وارد می‌شود. این میزان کرنش اعمالی مطابق شکل موجب افزایش میزان سختی نمونه خواهد شد بطوریکه مقدار سختی نمونه‌های اولیه که در حدود 56Hv بود، پس از اعمال فرایند به مقدار 110Hv افزایش خواهد یافت. افزایش تعداد مرزدانه‌ها با ریزتر شدن اندازه دانه‌ها در اثر اعمال کرنش پلاستیک تجمعی در فرایندهای تغییر شکل پلاستیک از مهمترین عوامل افزایش سختی می‌باشد. تأثیر مقادیر مختلف ضخامت دیواره‌ها و همچنین ضریب اصطکاک بر روی تغییرات مقدار سختی در جدول 5 نشان داده شده است.

[1] Vikers micro-hardness

همان‌طور که مشخص است با کاهش هر چه بیشتر مقدار ضخامت دیواره‌ها (s, t) مقادیر سختی اندازه‌گیری شده نیز بصورت قابل توجهی افزایش یافته است. افزایش مقدار ضریب اصطکاک نیز تأثیر مشابهی بر مقادیر سختی اندازه‌گیری شده دارد بطوریکه با افزایش ضریب اصطکاک مقادیر تنشهای مقاوم اصطکاکی بالاتر رفته و این امر باعث اعمال کرنش‌های پلاستیک بالاتری به ریزساختار ماده شده و مقادیر سختی افزایش قابل توجهی را نشان می‌دهد. کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش مردانه‌ها به دلیل پدیده تبلورمجدد دینامیکی در موادی مثل منیزیم از عوامل اصلی افزایش سختی می‌باشد.

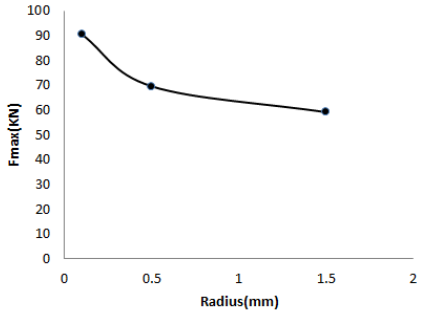


Fig. 19 Variation of maximum forming load at different die corner radius

شکل 19 تغییرات نیروی بیشینه شکل‌دهی در مقادیر شعاع گوشه مختلف

جدول 5 مقادیر مختلف میکروسختی در ضخامت گپ و ضرایب اصطکاک مختلف

Table. 5 Micro-hardness variation in different gap heights and friction factors

میکروسختی (ویکرز)			
موقعیت	s,t=1mm	s,t=2mm	s,t=4mm
P1	56	56	56
P2	110	88	88
P3	104	77	77
P4	92	73	73
P5	89	71	71

میکروسختی(ویکرز)			
موقعیت	m=0.13	m=0.21	m=0.4
P1	56	56	56
P2	86	88	106
P3	78	77	86
P4	69	73	85
P5	65	71	88

تغییرات اندازه دانه متوسط اندازه‌گیری شده در نقاط P1-P5 در مقادیر متفاوت اندازه ضخامت دیواره‌ها و همچنین شرایط

مختلف ضرایب اصطکاکی در جدول 6 نشان داده شده است.

جدول 6 تغییرات اندازه دانه در ضخامت گپ وضرایب اصطکاک مختلف

Table. 6 Grain size variation in different gap heights and friction factors

	اندازه متوسط دانه(میکرون)					
	Exp.			CA		
موقعیت	s,t=1mm	s,t=2mm	s,t=4mm	s,t=1mm	s,t=2mm	s,t=4mm
P1	75	75	75	75	75	75
P2	5.5	7	12	5/8	7/5	14/5
P3	11	16	20	13	14	18/7
P4	18	20	27	19/2	25	26/4
P5	17	21	29	16/1	23	32/4

	اندازه متوسط دانه(میکرون)					
	Exp.			CA		
موقعیت	m=0.13	m=0.21	m=0.4	m=0.13	m=0.21	m=0.4
P1	75	75	75	75	75	75
P2	7/2	7	5	9	7.5	6.2
P3	19	16	13	17	14	11.3
P4	20/5	20	17	23	25	18.6
P5	24	21	20	21/5	23	22

به تدریج و با اعمال فشار پشتی توسط سنبه، ماده حرکت کرده و از داخل کانال هم اندازه وارد منطقه شکست و برشی نود درجه می‌شود. همان‌طوریکه در بخش توزیع سختی نیز اشاره شد در این منطقه کرنش‌های برشی نسبتاً بالایی به ریزساختار ماده اعمال می‌شود. یکی از عوامل تسریع سرعت ریزدانه شدن اعمال کرنش‌های برشی در ماده است[2].

4- نتیجه‌گیری

فرایند اکستروژن شعاعی-مستقیم-غیرمستقیم یک قطعه اتصالی فنجانی شکل از جنس آلیاژ منیزیم AM60 توسط روش‌های تجربی و شبیه‌سازی المان محدود بررسی شد. روش شبیه‌سازی عددی ماکرو و میکرومکانیک توسط مدل‌سازی اتومات سلولی جهت پیش‌بینی تحول ریزساختار بکار گرفته شده و نتایج زیر بطور خلاصه بدست آمد:

- افزایش کرنش پلاستیک اعمالی و دمای بالا در فرایند اکستروژن موجب تبلور مجدد دینامیکی با جوانه‌زنی در محل مرزدانه‌های اولیه با زاویه مرز زیاد و رشد این جوانه‌ها می‌شود. معمولاً اندازه دانه‌های جدید حاصل از رشد این جوانه‌ها کوچکتر از دانه‌های اولیه است. از این‌رو در محل‌هایی که متحمل کرنش‌های پلاستیک در دمای بالا هستند، ریزساختار حاصله با دانه‌بندی ریزتری بدست آمده است. مشاهدات میکروسکوپی نشان داد که در انتهای فرایند، بیشترین تغییرات اندازه دانه از مقدار 75μm~ اولیه به مقدار 7μm~ در نمونه‌های اکسترود شده اتفاق افتاد.

- مقدار میکروسختی ویکرز از مقدار اولیه 56Hv~ به مقدار 88Hv~ در قطعه اکسترود شده افزایش یافت.

- استحکام تسلیم و حداکثر نمونه‌های اکسترود شده حاصل از آزمون کشش تک محوری از مقادیر اولیه به ترتیب 93MPa~ و 230MPa~ به 142.6MPa~ و 290.3MPa~ افزایش یافت. همچنین بدلیل تحول بافت کریستالی، کاهش اندازه دانه و خرد شدن فازهای یوتکتیک در آلیاژ AM60 موجب افزایش انعطاف‌پذیری نمونه‌های اکسترود شده از 10% به 13/4% بود.

- تصاویر سطوح شکست آزمون کشش تک محوری نمونه‌های اولیه و اکسترود شده در فرایند اکستروژن نشان داد که انعطاف‌پذیری نمونه اکسترود شده به صورت قابل توجهی بهبود یافت.

- نتایج حاصله از مشاهدات ریزساختاری از روش شبیه‌سازی عددی ومدل اتومات سلولی بکار رفته جهت پیش-بینی تغییرات اندازه دانه مطابقت خوبی با مشاهدات تجربی داشت.

- افزایش ضریب اصطکاک، کاهش ضخامت گپ‌های شعاعی و کناری و همچنین کاهش شعاع گوشه قالب موجب افزایش نیروی بیشینه شکل‌دهی، افزایش مقادیر میکروسختی و کاهش اندازه دانه گردید.

5-مراجع

[1] Chen, Q., et al., *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.

[2] Faraji, G., et al., *Numerical and experimental investigation of the deformation behavior during the accumulative back extrusion of an AZ91 magnesium alloy*. Materials & Design, 2012. **35**: pp. 251-258.

[3] Fatemi-Varzaneh, S.M. and A. Zarei-Hanzaki, *Accumulative back extrusion (ABE) processing as a novel bulk deformation method.* Materials Science and Engineering: A, 2009. **504**(1): pp. 104-106.

[4] Máthis, K., J. Gubicza, and N.H. Nam, *Microstructure and mechanical behavior of AZ91 Mg alloy processed by equal channel angular pressing*. Journal of Alloys and Compounds, 2005. **394**(1): pp. 194-199.

[5] Yang, D.Y. and K.J. Kim, *Design of processes and products through simulation of three-dimensional extrusion.* Journal of Materials Processing Technology, 2007. **191**(1): pp. 2-6.

[6] Jafarzadeh, H., Barzegar, S. & Babaei, A., *Analysis of Deformation Behavior in Backward–Radial–Forward Extrusion Process.* Transactions of the Indian Institute of Metals, 2015. **68**(2): pp. 191–199.

[7] Jafarzadeh, H., M. Zadshakoyan, and E. Abdi Sobbouhi, *Numerical Studies of Some Important Design Factors in Radial-Forward Extrusion Process.* Materials and Manufacturing Processes, 2010. **25**(8): pp. 857-863.

[8] Safari, M., J. Joudaki, and A. Ferasat, *A comparison on Properties of Gudgeon Pin Parts Manufactured by Cold Extrusion and Machining Process.* Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018. **71**(2): pp. 505-512.

[9] F.J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena.* Oxford: Elsevier, 2004.

[10] Hallberg, H., *Influence of process parameters on grain refinement in AA1050 aluminum during cold rolling.* International Journal of Mechanical Sciences, 2013. **66**: pp. 260-272.

[11] Hallberg, H., M. Wallin, and M. Ristinmaa, *Modeling of continuous dynamic recrystallization in commercial-purity aluminum.* Materials Science and Engineering: A, 2010. **527**(4–5): pp. 1126-1134.

[12] Hesselbarth, H.W. and I.R. Göbel, *Simulation of recrystallization by cellular automata.* Acta Metallurgica et Materialia, 1991. **39**(9): pp. 2135-2143.

[13] Takaki, T., et al., *Multi-Phase-Field Model to Simulate Microstructure Evolutions during Dynamic Recrystallization.* MATERIALS TRANSACTIONS, 2008. **49**(11): pp. 2559-2565.

[14] Peczak, P. and M.J. Luton, *A Monte Carlo study of the influence of dynamic recovery on dynamic recrystallization.* Acta Metallurgica et Materialia, 1993. **41**(1): pp. 59-71.

[15] Lee, H.W. and Y.-T. Im, *Cellular Automata Modeling of Grain Coarsening and Refinement during the Dynamic Recrystallization of Pure Copper.* MATERIALS TRANSACTIONS, 2010. **51**(9): pp. 1614-1620.

[16] Chen, F., et al., *Modeling the dynamic recrystallization in austenitic stainless steel using cellular automaton method.* Computational Materials Science, 2014. **83**(Supplement C): pp. 331-340.

[17] Davies, C.H.J., *The effect of neighbourhood on the kinetics of a cellular automaton recrystallisation model.* Scripta Metallurgica et Materialia, 1995. **33**(7): pp. 1139-1143.

[18] Raabe, D. and L. Hantcherli, *2D cellular automaton simulation of the recrystallization texture of an IF sheet steel under consideration of Zener pinning.* Computational Materials Science, 2005. **34**(4): pp. 299-313.

[19] Jafarzadeh, H., A. Babaei, and F. Esmaeili-Goldarag, *Friction Stir Radial Backward Extrusion (FSRBE) as a new grain refining technique.* Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2018. **18**(4): pp. 1374-1385.

[20] Liu, Y.-X., Y.C. Lin, and Y. Zhou, *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**: pp. 88-99.

[21] Ju, M.C.X.H.H.Z.D., *Recrystallization Microstructure Prediction of a Hot-Rolled AZ31 Magnesium Alloy Sheet by Using the Cellular Automata Method.* Mathematical Problems in Engineering, 2019. **2019**(1): pp. 1-15.

[22] Li, X., et al., *Simulation of dynamic recrystallization in AZ80 magnesium alloy using cellular automaton.* Computational Materials Science, 2017. **140**: pp. 95-104.

[23] Deng, X.H., et al., *Modeling of Dynamic Recrystallization Process in AZ31 Magnesium Alloy Using Cellular Automaton Method.* Materials Science Forum, 2015. **833**: pp. 19-22.

[24] Guo, Y.X., Y.; Lia, C.; Yang, S., *Characterization of Hot Deformation Behavior and Processing Maps of Mg-3Sn-2Al-1Zn-5Li Magnesium Alloy.* Journal of Metals, 2019. **9**(1262): pp. 1-15.

[25] Zhang, C., et al., *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): pp. 33-43.

[26] Laasraoui, A. and J.J. Jonas, *Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates.* Metallurgical Transactions A, 1991. **22**(7): pp. 1545-1558.

[27] Ding, R. and Z.X. Guo, *Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization.* Acta Materialia, 2001. **49**(16): pp. 3163-3175.

[28] Roberts, W. and B. Ahlblom, *A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working.* Acta Metallurgica, 1978. **26**(5): pp. 801-813.

[29] Read, W.T. and W. Shockley, *Dislocation Models of Crystal Grain Boundaries.* Physical Review, 1950. **78**(3): pp. 275-289.

[30] L. Li, F.H., X. Liu, Yan Lou, Jie Zhou, Jurek Duczczyk, *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**: pp. 265-272.

[31] Valle, J.A.d., et al., *Grain Refinement in a Mg AZ91 Alloy via Large Strain Hot Rolling.* MATERIALS TRANSACTIONS, 2003. **44**(12): pp. 2625-2630.

[32] 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): pp. 7286–7292.

[33] A. Hasnaoui, H.V.S., P. M. Derlet, *Dimples on*

Nanocrystalline Fracture Surfaces As Evidence for Shear Plane Formation. American Association for the Advancement of Science, 2003. **300**(5625): pp. 1550-1552.

[34] Pardis, N., et al., *Cyclic expansion-extrusion (CEE): A modified counterpart of cyclic extrusion-compression (CEC).* Materials Science and Engineering: A, 2011. **528**(25): pp. 7537-7540.

[35] Valiev, R.Z., et al., *Fundamentals of Superior Properties in Bulk NanoSPD Materials.* Materials Research Letters, 2016. **4**(1): pp. 1-21.