مجله مهندسی مکانیک مدرس، بهمن 1395، دوره 16، شماره 11، ص‌ص 409-416

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

بررسی و مطالعه اثر فرآیندهای اکستروژن و فورج چندمحوری (MDF) بر ریزساختار، استحکام برشی و سختی سطح آلیاژ منیزیم AM60

فرشاد اکبری‌پناه[1*]، محمدامین صلواتی[2]، رضا محمودی[3]

1- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه ملایر، ملایر
2- دانشجوی دکتری، مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران، تهران
3- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران
* ملایر، صندوق‌پستی 95863-65719، f.akbaripanah@malayeru.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 23 مرداد 1395
پذیرش: 07 مهر 1395
ارائه در سایت: 24 آبان 1395

کلید واژگان:
تغییر شکل پلاستیک شدید
فورج چندمحوری
آلیاژهای منیزیم
خواص مکانیکی
ریزساختار

چکیده

در پژوهش حاضر، نخست آلیاژ منیزیم AM60 ریخته‌گری شده و تحت فرآیند اکستروژن داغ قرار گرفته است. در گام بعد نمونه‌های اکسترود شده طی شش پاس تحت فرآیند فورج چندمحوری قرار گرفته و تأثیر این فرآیند بر ریزساختار، استحکام برشی و سختی سطح آن‌ها بررسی شده است. ، آزمایش‌های سنبه برشی و توزیع میکروسختی برای ارزیابی استحکام برشی و سختی سطح نمونه‌های اکسترود و فورج چندمحوری‌شده در دمای اتاق انجام شده است. با بررسی نتایج آزمون سنبه برشی، مشخص شد که هم تنش تسلیم برشی و هم استحکام نهایی برشی پس از پاس دوم فورج چندمحوری افزایش قابل ملاحظه‌ای داشته است به گونه‌ای که استحکام برشی نهایی از 121.58 MPa به 142.42 MPa رسیده است. با افزایش تعداد عبورها هر دو پارامتر کاهش پیدا کرده است، ولی مقدار هر دو پارامتر نسبت به حالت اکسترودشده در تمام پاس‌ها با افزایش همراه است. نتایج حاصل از آزمون توزیع میکروسختی نیز همین روند افزایشی و کاهشی را مورد تأیید قرار می‌دهد که تحولات بافت کریستالی دلیل آن است. در این آزمون که به روش ویکرز صورت پذیرفته میانگین سختی سطح برای نمونه‌های اکسترود و فورج چندمحوری‌شده در پاس‌های 2، 4 و 6 به ترتیب 73.50، 85.93، 82.26 و 77.83 ویکرز است که تطابق بسیار خوبی با نتایج آزمون سنبه برشی دارد. ساختار دانه‌بندی آلیاژ پس از فرآیند فوق ریزدانه شده است. میانگین اندازه دانه از 11.22 میکرومتر در حالت اکسترود شده به 1.91 میکرومتر پس از پاس ششم فورج چندمحوری کاهش پیدا کرده است.

The Influences of Extrusion and Multi-Directional Forging (MDF) Processes on Microstructure, Shear Strength and Microhardness of AM60 Magnesium Alloy

Farshad Akbaripanah[1*], MohammadAmin Salavati[2], Reza Mahmudi[3]

1- Department of Mechanical Engineering, Malayer University, Malayer, Iran.
2- Department of Mechanical and Aerospace Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.
3- School of Metallurgical and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.
* P.O.B. 95863-65719 Malayer, Iran, f.akbaripanah@malayeru.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 13 August 2016
Accepted 28 September 2016
Available Online 14 November 2016

Keywords:
Sever Plastic Deformation
Multi Directional Forging
Magnesium alloys
Mechanical properties
Microstructure

ABSTRACT

In the present study, AM60 magnesium alloy was cast and then subjected to hot extrusion process. Next, Multi Directional Forging (MDF) experiments with six pass numbers were conducted to investigate the influence of the operation on the microstructure and mechanical properties of these alloys. The shear punch test (SPT) and Vickers microhardness test were employed to evaluate the mechanical properties of the extruded and MDFed samples. Both the shear yield stress (SYS) and ultimate shear strength (USS) obtained from the shear punch test increased just after two passes but decreased with further pressing, although it was expected that the grains become finer with increasing the pass number. After two passes USS increased from 121.58 MPa to 142.42 MPa. This rise and fall indicates that texture softening overcame the strengthening effects of the grain refinement. The Vickers microhardness was measured across the cross sections of the extruded and MDFed samples, the results of this test also confirm this. The average microhardness of the extruded and MDFed samples were found to be respectively 73.50, 85.93, 82.26 and 77.83 HV for the extruded and 2,4 and 6 passes of MDFed, which confirms SPT results. Optical micrographs showed that processing by MDF reduces the grain size from 11.22 to 1.91 µm after 6 passes.

1-مقدمه

بحران انرژی، مسائل زیست‌محیطی و نیاز به ساخت سازه‌های سبک در صنایع حمل و نقل با مصرف سوخت کمتر نقش حیاتی آلیاژهای سبک را بیش از گذشته نمایان ساخته است. به همین دلیل کاربرد آلیاژهای سبک از اهمیت بسیاری برخوردار است. آلیاژهای منیزیم، آلومینیم و تیتانیم با وزن مخصوص 1.74، 2.70 و 4.51 (gr/cm^3) از سبک‌ترین فلزات محسوب می‌شوند. آلیاژهای

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:
F. Akbaripanah, M. A. Salavati, R. Mahmudi, The Influences of Extrusion and Multi-Directional Forging (MDF) Processes on Microstructure, Shear Strength and Microhardness of AM60 Magnesium Alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 11, pp. 409-418, 2016 (in Persian)

منیزیم با خواص منحصر به فرد توجه بسیاری را به خود جلب کرده است. آلیاژهای منیزیم به دلیل چگالی پائین، استحکام ویژه بالا، قابلیت ماشین‌کاری و بازیابی خوب کاربردهای بسیاری نسبت به سایر مواد فلزی در سال‌های اخیر یافته‌اند. از سوی دیگر محدودیت‌هایی مانند مقاومت خزشی اندک، واکنش‌پذیری شیمیایی بالا و محدودیت شکل‌پذیری سرد سبب مشکلاتی در مصارف عمومی این آلیاژها شده است.

آلیاژهای منیزیم در حالت ریخته‌گری متمایل به داشتن دانه‌های درشت، ساختار میکروسکوپی ناهمگن و مسبب تحت تأثیر قرار گرفتن خواص مکانیکی آن‌هاست. اندازه دانه آلیاژهای تجاری را می‌توان با عملیات ترمومکانیکی مناسب کاهش داد. کاربرد روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید[1] جهت دستیابی به ساختارهای بسیار ریزدانه امروزه اهمیت بسیاری یافته‌اند؛ زیرا مواد با اندازه دانه نانومتری (اندازه دانه کوچک‌تر از صد نانومتر) یا بسیار ریزدانه[2] با اندازه دانه کمتر از یک میکرون که با نام آبر فلز[3] شناخته می‌شوند دارای خواص بی‌نظیری مانند استحکام زیاد در دمای محیط، خاصیت سوپر پلاستیک در دمای بالا، نرخ کرنش کم و مقاومت عالی در برابر خوردگی است. مکانیزم ریزدانگی روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید مبتنی‌بر اعمال کرنش زیاد به نمونه بدون تغییر محسوس در ابعاد کلی نمونه است.

نخستین مقالات علمی در مورد فرآوری مواد فلزی فوق ریزدانه به روش تغییر شکل پلاستیک شدید به سال 1993 بازمی‌گردد. با بررسی مقالات تاکنون منتشرشده می‌توان به مهم‌ترین فرآیندهای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید از جمله فورج چندمحوری[4]، پرس در کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار[5]، اکستروژن هیدرواستاتیکی[6] و اکستروژن پیچشی[7] اشاره کرد.

روش فورج چندمحوری برای نخستین بار در نیمه سال 1993 توسط سالیشچو و همکاران جهت فرآوری نمونه‌هایی با ساختار UFG مورد استفاده قرار گرفته است. این روش در میان تکنیک‌های تغییر شکل پلاستیک شدید به دلیل پتانسیل خوب آن در استفاده از نمونه‌هایی با ابعاد بزرگ و قابل استفاده در مقیاس صنعتی از جذابیت بالایی برخوردار است [1]. همان‌گونه که در شکل 1 به صورت شماتیک نشان داده شده است، اصول فرآیند فورج چندمحوری بر پایه تکرار فرآیند فشار همراه با تغییر محورهای اعمال آن به‌صورت X→Y→Z→X,... است.

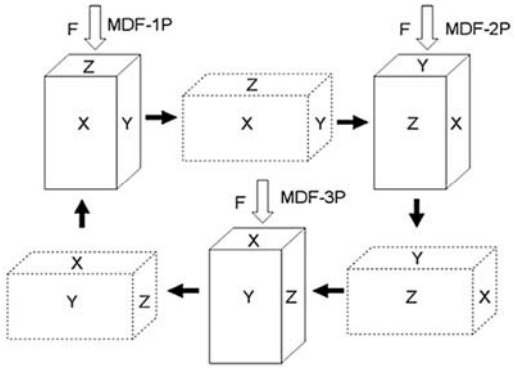

Fig. 1 A schematic representation of MDF

شکل 1 نمای شماتیک روند انجام فرآیند فورج چندمحوری

[1] Severe Plastic Deformation (SPD)
[2] Ultra Fined Grained (UFG)
[3] Super Metals
[4] Multi Directional Forging
[5] Equal Channel Angular Pressing
[6] Hydrostatic Extrusion
[7] Twist Extrusion

کرنش پاسی کرنش اعمال‌شده در هر پاس فورج است که می‌توان آن را به‌صورت رابطه (1) بیان کرد [2].

$$\Delta\varepsilon_i = \ln\frac{h_o}{h_f} \qquad i = 1, 2, \dots, n \qquad (1)$$

h_o ارتفاع اولیه و h_f ارتفاع نهایی نمونه، معمولاً کرنش پاسی در فرآیند فورج چندمحوری در هر پاس ثابت است. مقدار کرنش پاسی تأثیر عمیقی بر ساختار و خواص مکانیکی نهایی نمونه خواهد داشت.

بررسی سوپرپلاستیسیته و مکانیزم تغییر شکل در بهبود دانه‌بندی آلیاژ آلومینیوم- منیزیم تولیدشده به روش فورج چندمحوری توسط نودا و همکاران در سال 2003 انجام شد [3]. سیتدیکف و همکاران تأثیر تغییرات کرنش پاسی بر بهبود دانه‌بندی آلیاژ آلومینیوم 7475 را در سال 2004 بررسی کردند [4]. کینگ و همکاران به بررسی تغییرات دانه‌بندی و سوپرپلاستیسیته در آلیاژ AZ31 در سال 2005 پرداختند [5]. بررسی تأثیر فرآیند فورج چندمحوری همراه با کاهش دما بر آلیاژهای منیزیم AZ31 و AZ61 توسط میورا و همکاران در سال 2008 انجام پذیرفت [6]. وو و همکاران خواص مکانیکی و ریزساختاری منیزیم ZK21 تولیدشده به روش فورج چندمحوری را در سال 2012 بررسی کردند [7]. بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری منیزیم AZ80 تولیدشده به روش فورج چندمحوری در دمای اتاق توسط میورا و همکاران به تازگی در سال 2014 انجام شده است [8]. ، لای و همکاران در جدیدترین پژوهش خود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ61 که در دمای ثابت 320 C° ولی همراه با افزایش تدریجی نرخ کرنش تحت فرآیند فورج چندمحوری قرار گرفته است در سال 2015 بررسی کردند [9].

با بررسی مقالات یادشده انتظار می‌رود که ریزساختار فوق ریزدانه در اثر انجام فرآیند فورج چندمحوری تشکیل شود و تمام خواص مکانیکی به خصوص استحکام برشی و توزیع میکروسختی در اثر افزایش تعداد پاس‌ها بهبود چشمگیری بیابند.

2-مواد و روش‌ها

2-1- ریخته‌گری و تهیه آلیاژ

در این پژوهش آلیاژ AM60 از میان آلیاژهای پرکاربرد منیزیم مورد بررسی قرار گرفته است. جهت تهیه آلیاژ AM60 به مقدار مورد نیاز برای تهیه بیلت‌های قالب فرآیند فورج چندمحوری، از عناصر منیزیم، آلومینیوم، منگنز و روی با خلوص بالا (99.9%) مطابق با درصدهای وزنی استاندارد که در جدول 1 آمده استفاده شده است.

منیزیم در بوته گرافیتی قرار گرفته و با استفاده از کوره الکتریکی در دمای 750 C° ذوب شد. حضور یک لایه اکسیدی بر مذاب منیزیم برخلاف آلومینیوم و آلیاژهای آن نمی‌تواند آن را از اکسیدشدن بیشتر محافظت کند و سبب تشدید عمل اکسیداسیون نیز می‌شود؛ بنابراین هنگام کار با منیزیم و یا آلیاژهای آن لازم است از فلاکس[8] مذاب یا اتمسفر خنثی استفاده شود. این فلاکس یک لایه پیوسته بر سطح مذاب ایجاد می‌کند که مانع از ورود هوا در

جدول 1 ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) آلیاژ AM60

Table 1 The chemical composition (wt %) of AM60 alloy

نام عنصر	Mg	Mn	Zn	Al
درصد وزنی	باقی‌مانده	0.35	0.1	6

[8] Foseco

[DOR: 20.1001.1.10275940.1395.16.11.46.9]

خلال تهیه آلیاژ و پالایش بعدی مذاب می‌شود و در زمان ریخته‌گری به آسانی از سطح مذاب کنار زده می‌شود. فلاکس‌های مورد استفاده به دلیل فعالیت شدید منیزیم به فلاکس‌های کلریدی و فلوریدی فلزات قلیایی یا قلیایی خاکی و برخی اکسیدهای خنثی محدود می‌شوند.

در این پژوهش فرآیند ذوب با استفاده از فلاکسی با نام تجاری مگرِکس 36[1] برای جلوگیری از اکسیدشدن و سوختن منیزیم انجام شد. میزان فلاکس مصرف شده تقریباً یک درصد وزنی بار ذوب بود.

سایر عناصر آلیاژی پس از ذوب کامل منیزیم به مذاب اضافه و به مدت 20 دقیقه در دمای 750 C° نگهداری شدند. مذاب به مدت 3 دقیقه با هدف حل کامل و یکنواخت تمام عناصر پیش از ریخته‌گری به صورت یکنواخت هم زده شد.

در این پژوهش از روش ریخته‌گری دورانی[2] برای جلوگیری از ورود لایه‌های اکسیدی به داخل مذاب و ایجاد تأثیرات منفی بر خواص مکانیکی قطعه ریخته‌گری‌شده استفاده گردید. در این روش ظرف مخصوص ذوب فلز به مدخل ورودی قالب متصل می‌شود و هر دو به آرامی به گونه‌ای می‌چرخند که مذاب با آشفتگی کم و با حرکت بر دیواره قالب به داخل محفظه قالب ریخته‌گری داخل شود. قالب ریخته‌گری از جنس فولاد ساده کربنی به قطر 44 میلی‌متر و طول 120 میلی‌متر بوده و توسط چهار المنت فشنگی تا دمای 200 C° پیش‌گرم می‌شود که هندسه و ابعاد آن در شکل 2 نشان داده شده است. نمونه‌های آلیاژ پس از اتمام ریخته‌گری از داخل قالب گرم خارج شده و در محیط اتاق به آرامی خنک می‌شود. شکل 3 نمونه حاصل از عملیات ریخته‌گری را نمایش می‌دهد که برای حذف عیوب سطحی با استفاده از دستگاه تراش به اندازه 2 میلی‌متر از سطح آن‌ها برداشته شده است.

2-2- فرآیند اکستروژن

بیلت‌های استوانه‌ای ریخته‌گری‌شده به قطر 44 میلی‌متر تحت فرآیند اکستروژن داغ با نسبت 6.73 در دمای 380 C° و با سرعت 2 میلی‌متر بر ثانیه به میله‌هایی با سطح مقطع مربعی 13×13 میلی‌متر برای بهبود خواص مکانیکی و هم‌راستا شدن دانه‌ها پیش از فرآیند فورج چندمحوری اکسترود شده‌اند که تصویر یک نمونه از آن‌ها در شکل 4 نمایش داده شده است.

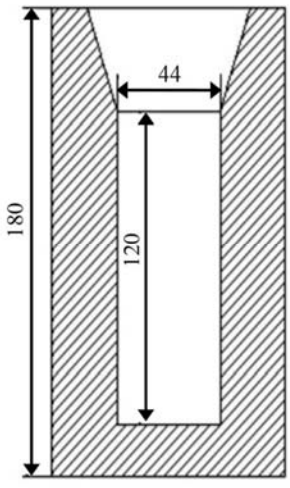

Fig. 2 Casting geometry and dimensions in millimeters

شکل 2 هندسه و ابعاد قالب ریخته‌گری برحسب میلی‌متر

[1] MAGREX 36
[2] Tilt Casting

Fig. 3 Casting alloy sample after turning

شکل 3 نمونه ریخته‌گری‌شده آلیاژ پس از تراش‌کاری

Fig. 4 Extruded sample

شکل 4 نمونه اکسترودشده

سپس بیلت‌های اکسترودشده جهت انجام فرآیند فورج چندمحوری توسط دستگاه سیم‌برش[3] به قطعاتی با ابعاد 20.5×13×13 میلی‌متر مطابق شکل 5 برش داده شدند.

در گام بعد سطوح نمونه‌ها به ترتیب با استفاده از سنباده‌های 240، 320، 600، 800 و 1000 آماده شد و ارتفاع هر نمونه از 20.5 میلی‌متر به 20 میلی‌متر کاهش یافت.

2-3- عملیات فورج چندمحوری

نخست نمونه‌ها در دمای ثابت 220 C° به مدت 15 دقیقه با استفاده از قالب فورج چندمحوری و دستگاه اندازه‌گیری خواص مکانیکی[4] با ظرفیت 150 کیلو نیوتن و با سرعت ثابت 1 mm/min داخل قالب قرار داده شدند تا با آن هم‌دما شوند و سپس به تعداد پاس‌های 2، 4 و 6 تحت فرآیند فورج چندمحوری قرار گرفتند. میزان کرنش اعمال‌شده در هر پاس با توجه به رابطه (1) و ابعاد نمونه‌ها برابر با 0.43 است. در این پژوهش از تفلون به‌عنوان روان‌کار برای کاهش اصطکاک بین نمونه و قالب استفاده شد [10]. شکل 6 یک نمونه را پیش و پس از فرآیند فورج چندمحوری نمایش می‌دهد.

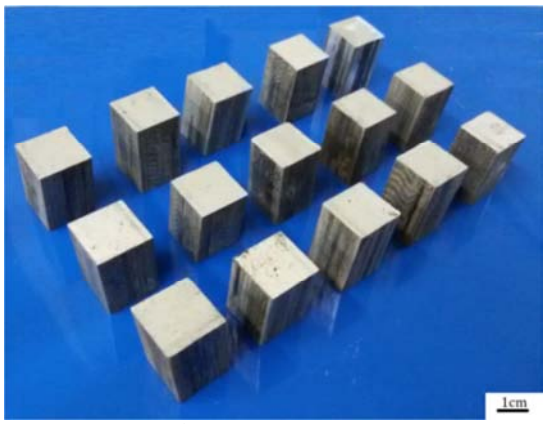

Fig. 5 Prepared samples for the MDF process

شکل 5 نمونه‌های آماده‌شده جهت فرآیند فورج چندمحوری

[3] Wire cut
[4] Mechanical Test System

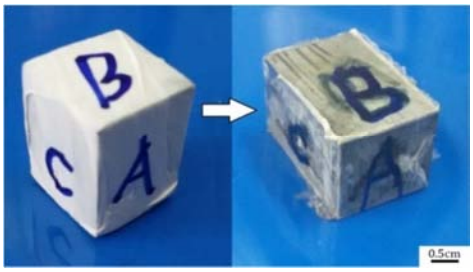

Fig. 6 A sample before and after of the MDF process

شکل 6 یک نمونه پیش و پس از فرآیند فورج چندمحوری

2-4- آزمون سنبه‌برشی[1]

نخست یک نمونه از هر پاس جهت انجام آزمون سنبه‌برشی با استفاده از دستگاه سیم‌برش به قطعاتی با ابعاد 13x13x1 mm تبدیل شده و سپس ضخامت نمونه‌ها با سنباده‌زنی درجه 1000 به 0.7 میلی‌متر با هدف حذف اثرات برش رسید. در این پژوهش آزمون سنبه‌برشی با استفاده از قالب آزمون سنبه‌برشی و دستگاه سانتام[2] در دمای اتاق و حداقل برای 3 نمونه از هر پاس صورت پذیرفت و مقدار میانگین گزارش شد. قطر سنبه در این قالب 3.21 میلی‌متر است. سرعت حرکت فک دستگاه 0.25 میلی‌متر بر دقیقه تنظیم شد. داده‌های اولیه حاصل از انجام این آزمایش به صورت نمودار نیرو برحسب جابه‌جایی فک به‌دست می‌آید. شکل 7 تصویر یک نمونه را پیش و پس از انجام آزمون سنبه‌برشی نمایش می‌دهد. در این فرآیند تنش مؤثر از رابطه (2) محاسبه می‌شود [11].

$$\tau = \frac{P}{2\pi r' t} \qquad (2)$$

در این رابطه τ تنش برشی مؤثر، P نیروی وارد شده، r' شعاع میانگین (میانگین شعاع سنبه و شعاع قالب) و t ضخامت نمونه است.

منحنی تنش برشی برحسب جابه‌جایی بی‌بعدشده که در نهایت توسط روش آزمون سنبه‌برشی به‌دست می‌آید. شباهت‌های بسیاری به منحنی تنش کرنش معمولی دارد. مقدار تنش برشی که در آن انحراف از حالت خطی آغاز می‌شود در این نمودار تنش تسلیم برشی[3] و نقطه بیشینه نمودار نیز استحکام برشی نهایی[4] نامیده می‌شود.

2-5- متالوگرافی

برای بررسی تأثیر تعداد پاس‌های فورج چندمحوری بر ریزساختار نمونه‌ها به روش متالوگرافی با استفاده از فرآیند سیم‌برش از هر پاس یک نمونه تهیه و سپس سطح نمونه‌ها به ترتیب با استفاده از سنباده‌های درجه 600، 800، 1200 و 2000 آماده شدند [12]. در ادامه نمونه‌ها به مدت یک دقیقه با استفاده از محلولی شامل 10 گرم Al_2O_3 در 500 میلی‌لیتر آب مقطر پولیش شده و با محلولی حاوی 4.2 گرم اسید پیکریک، 10 میلی‌لیتر اسید استیک، 10 میلی‌لیتر آب مقطر و 70 میلی‌لیتر اتانول در دمای اتاق به مدت 6 تا 10 ثانیه «اچ» شدند [13]. سرانجام ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری[5] در دمای اتاق مورد ارزیابی قرار گرفت.

2-6- آزمون توزیع میکروسختی

برای انجام آزمایش توزیع میکروسختی ویکرز با استفاده از دستگاه سیم‌برش نمونه‌هایی با ابعاد 13x13x1 mm از بیلت‌های هر پاس تهیه و با استفاده از کاغذ سنباده‌های درجه 600، 800، 1200 و 1500 سطح آن‌ها آماده‌سازی شد. در این آزمایش هر نمونه با استفاده از دستگاه میکروسختی‌سنج ایلینوی 60044[6] محصول شرکت بوهلر[7] آمریکا به مدت 30 ثانیه تحت بار ثابت 50 گرم در دمای محیط قرار گرفت. شکل 8 نشان‌دهنده نمونه‌ای از اثر فرورونده در دستگاه سختی‌سنجی ویکرز است که توسط میکروسکوپ و با بزرگ‌نمایی 50 برابر تهیه شده است.

حداقل 3 نقطه از نمونه‌های هر پاس برای محاسبه قطر اثر فرورونده و اطمینان از صحت نتایج تحت آزمون سختی‌سنجی قرار گرفتند. میانگین سختی‌های به‌دست‌آمده برای سه نقطه از هر پاس به‌عنوان سختی نهایی گزارش شد.

3-نتایج و بحث

3-1- نتایج آزمون سنبه برشی

نیرو در داده‌های اولیه به‌دست‌آمده از آزمون سنبه برشی برحسب میزان جابه‌جایی سنبه است؛ بنابراین با تقسیم جابه‌جایی سنبه بر ضخامت نمونه و تقسیم نیروی وارده به نمونه بر محیط سنبه و ضخامت نمونه می‌توان نمودار تنش برشی- جابه‌جایی بی‌بعدشده را به‌دست آورد و با استفاده از آن مقادیر تنش تسلیم برشی (SYS) و استحکام برشی نهایی (USS) را نیز محاسبه کرد. شکل 9 نشان‌دهنده منحنی‌های تنش برشی- جابه‌جایی بی‌بعدشده حاصل از آزمون سنبه‌برشی آلیاژ AM60 در حالت‌های اکسترود و فورج چندمحوری شده است. جدول 2 نیز تغییرات تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی آلیاژ AM60 را در اثر انجام فرآیند فورج چندمحوری نمایش می‌دهد.

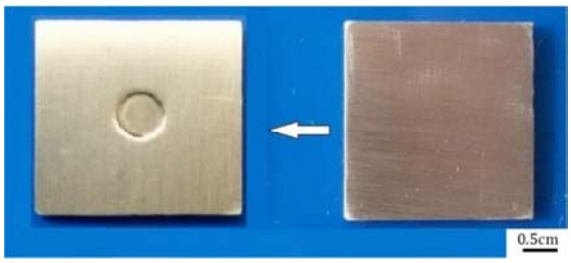

Fig. 7 A sample before and after of the SPT

شکل 7 یک نمونه پیش و پس از آزمون سنبه‌برشی

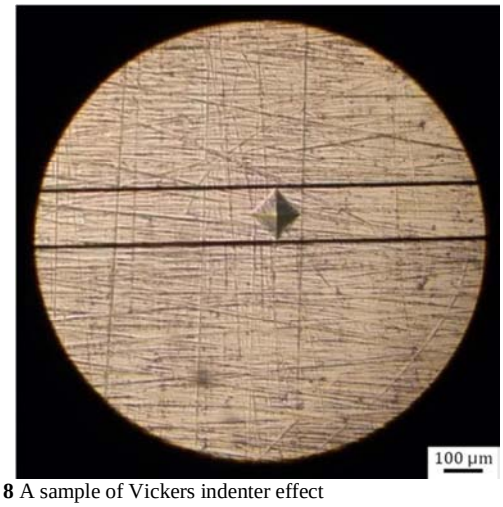

Fig. 8 A sample of Vickers indenter effect

شکل 8 نمونه‌ای از اثر فرورونده ویکرز

[1] Shear Punch Test (SPT)
[2] SANTAM
[3] Shear Yield Stress (SYS)
[4] Ultimate Shear Strength (USS)
[5] Optical Microscope
[6] ILLINOIS 60044
[7] BUEHLER

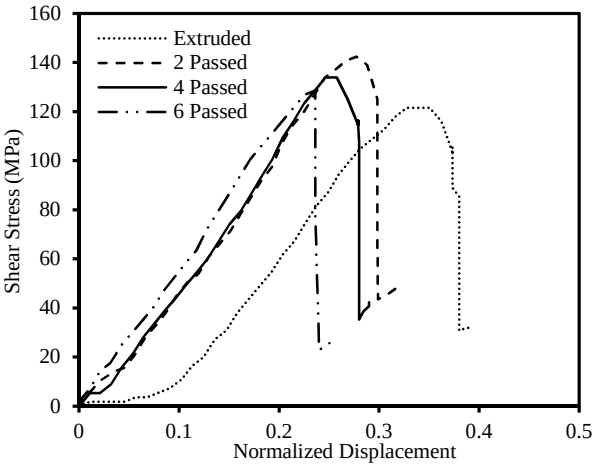

Fig. 9 Shear stress plotted against the normalized punch displacement for the extruded and MDFed specimens

شکل 9 منحنی تنش برشی- جابه‌جایی بی‌بعدشده در نمونه‌های اکسترود و فورج چندمحوری‌شده

جدول 2 تغییرات تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی پس از فرآیندهای اکستروژن و فورج چندمحوری

Table 2 Variations of shear yield stress and ultimate shear strength after extrusion and MDF process

شرایط نمونه	*USS* (MPa)	درصد تغییرات USS نسبت به حالت اکسترود شده (%)	*SYS* (MPa)	درصد تغییرات SYS نسبت به حالت اکسترود شده (%)
اکسترود شده	121.58	____	99.81	____
پاس دوم	142.42	17.1	133.74	34
پاس چهارم	133.92	10.1	123.34	23.5
پاس ششم	128.63	5.8	116.29	16.5

با توجه به نمودار نمایش داده شده در شکل 9 این‌گونه استنباط می‌شود که تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی با انجام پاس دوم فرآیند فورج چندمحوری افزایش چشمگیری می‌یابند و پس از آن با افزایش تعداد پاس‌ها (پاس‌های چهارم و ششم) این دو پارامتر کاهش می‌یابد، همچنین این نکته قابل توجه است که با انجام فرآیند فورج چندمحوری به طور کلی، تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی آلیاژ AM60 نسبت به حالت اکسترودشده آن افزایش یافته است.

تاکنون این فرآیند در تمام پژوهش‌هایی که در زمینه انجام فرآیند فورج چندمحوری بر آلیاژهای منیزیم صورت پذیرفته با افزایش نرخ کرنش و یا با کاهش دما همراه بوده است؛ بنابراین استحکام‌های برشی و کششی با افزایش تعداد پاس‌ها افزایش می‌یافتند. ثابت بودن دما و نرخ کرنش هنگام انجام فرآیند فورج چندمحوری دو شرط اصلی این پژوهش است که شرایط مشابه آن فقط در برخی پژوهش‌های دیگر که در زمینه انجام فرآیند هم‌مقطع زاویه‌دار بر آلیاژهای منیزیم است مشاهده می‌شود.

در پژوهش اکبری‌پناه و همکاران با استفاده از آزمون سنبه‌برشی به بررسی تأثیر فرآیند هم‌مقطع زاویه‌دار بر تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی آلیاژ AM60 با شرایطی مشابه مطرح در این پژوهش پرداخته شده است. آن‌ها نیز در تحقیق خود مطابق شکل 10 به نتایج مشابهی در زمینه تغییرات این دو پارامتر دست یافتند و ایجاد بافت کریستالی جدید و تکامل بافت‌های قدیمی را دلیل این روند تغییرات می‌دانند [14].

به طور کلی خواص مکانیکی فلزات در دمای اتاق تا حد بسیاری مربوط به اندازه دانه است. با توجه به معادله هال- پچ[1] هر چه اندازه دانه ریزتر باشد به همان نسبت استحکام برشی و کششی نیز بالاتر خواهد بود. بافت کریستالی نیز نقش مهمی در رفتار تغییر شکل ایفا می‌کند؛ بنابراین خواص مکانیکی فلزات در دمای اتاق هم‌زمان به دو عامل اندازه دانه و بافت کریستالی وابسته است [15].

در بررسی اثر بافت کریستالی بر رفتار مکانیکی آلیاژهای منیزیم هم‌مقطع زاویه‌دارشده از پژوهش کیم و همکارانش بیان شده است که اصلاح و تغییرات بافت کریستالی در طول فرآیند هم‌مقطع زاویه‌دار دارای تأثیر بسیاری بر استحکام نهایی آلیاژهای منیزیم است، زیرا فلزات با ساختار HCP دارای تعداد محدودی سیستم لغزش است [16]. برای فلزات با ساختار HCP در دمای اتاق سیستم لغزش بیشتر در صفحات قاعده‌ای رخ می‌دهد به طوری که این صفحات به میزان زیادی در طی فرآیندهایی مانند فورج چندمحوری و هم‌مقطع زاویه‌دار دوران‌یافته تا در یک جهت‌گیری مناسب برای لغزش قرار گیرند و همچنین استحکام کششی نیز کاهش چشمگیری می‌یابد. استحکام آلیاژهای منیزیم در شرایطی افزایش خواهد یافت که اندازه دانه ریزتر شود و بافت کریستالی بدون تغییر باقی بماند [17]. به عبارت دیگر تغییر بافت بلوری از بافت رشته‌ای اکستروژنی اولیه به بافت کریستالی دلیل کاهش تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی پس از پاس دوم که درآن صفحه قاعده‌ای دوران یافته است. در این بافت کریستالی لغزش قاعده‌ای آسان‌تر و استحکام تسلیم اولیه به دلیل ضریب اشمید[2] بالاتر برای لغزش قاعده‌ای کاهش می‌یابد.

3-2- نتایج متالوگرافی

شکل 11 تصاویر میکروسکوپ نوری تحول ریزساختاری آلیاژ AM60 را پس از اعمال فرآیندهای اکستروژن و عبورهای مختلف فورج چندمحوری نشان

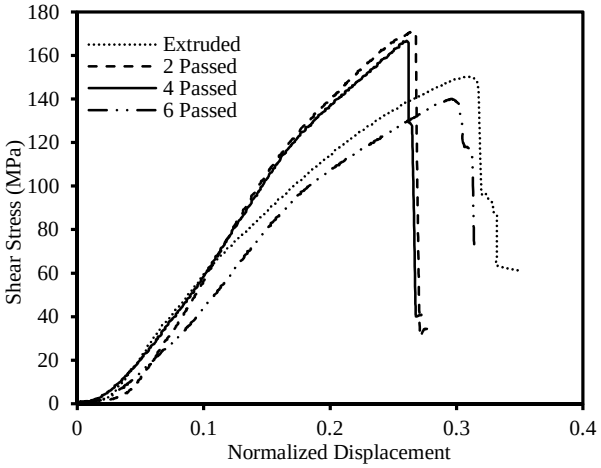

Fig. 10 Shear stress plotted against the normalized punch displacement for the extruded and ECAPed specimens [14]

شکل 10 منحنی تنش برشی- جابه‌جایی بی‌بعدشده در نمونه‌های اکسترود و ECAP شده [14]

[1] Hall-Petch
[2] Schmid factor

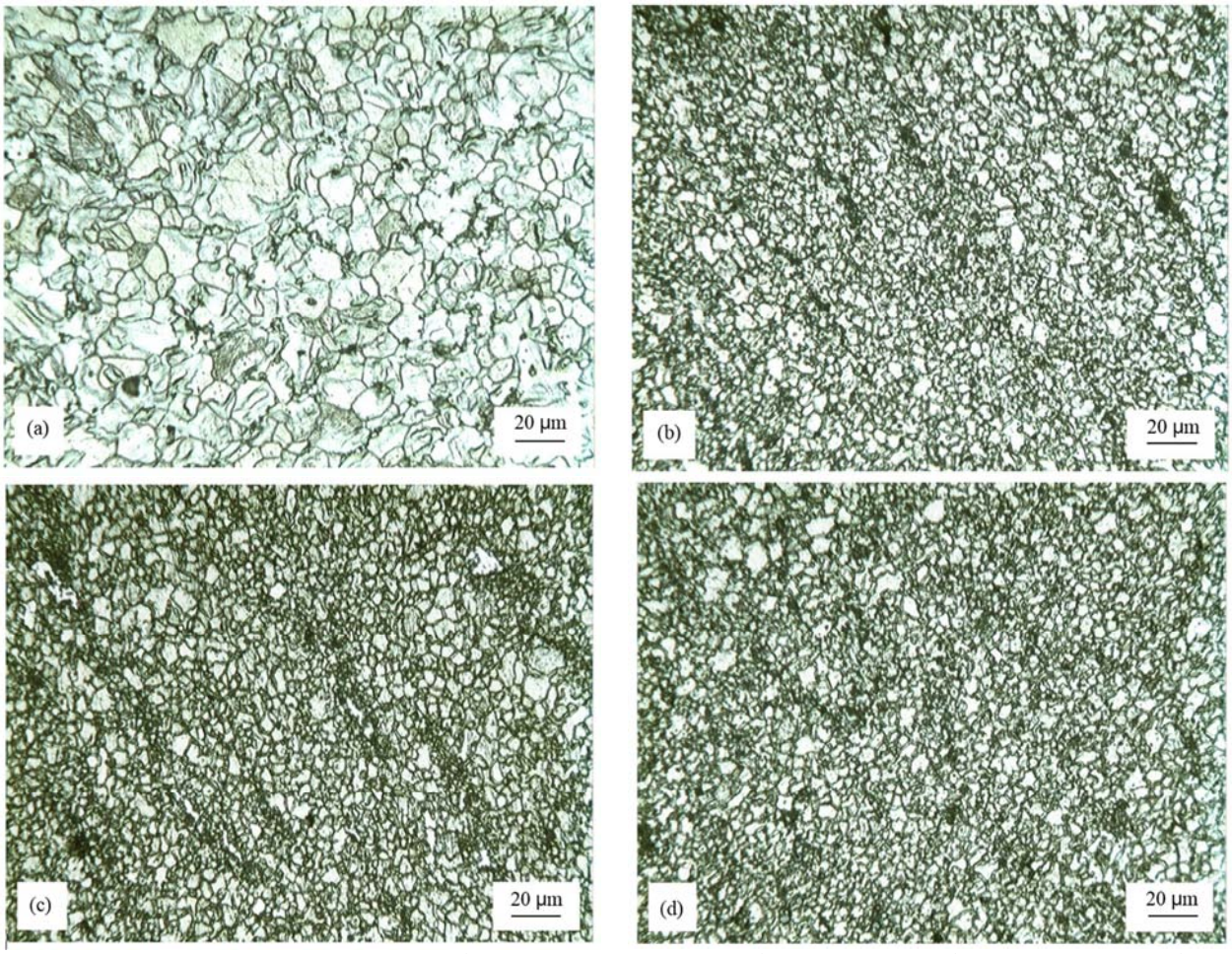

Fig. 11 Optical micrographs showing the grain sizes for the as-extruded (a), 2 passes of MDF (b), 4 passes of MDF (c) and 6 passes of MDF operation (d) of the AM60 alloy

شکل 11 تحول ریزساختاری پس از اعمال (a) فرآیند اکستروژن، (b) 2 عبور فورج چندمحوری، (c) 4 عبور فورج چندمحوری (d) 6 عبور فورج چندمحوری برای آلیاژ AM60

می‌دهد. ریزساختار نمونه‌ها در مراحل اولیه اعمال فورج چندمحوری شامل دانه‌های ریز و درشت در کنار یکدیگر است، اما با افزایش تعداد عبورها ریزساختاری همگن با دانه‌های ریز و هم‌محور ایجاد می‌گردد که به صورت یکنواخت توزیع شده‌اند. مشاهده چنین ریزساختار دوگانه‌ای در مراحل اولیه فورج چندمحوری توسط محققین دیگری نیز برای آلیاژهای AZ31، AZ61 و AZ80 گزارش شده است [8,6,5]. در جدول 3 تغییرات اندازه دانه پس از اعمال فرآیندهای اکستروژن و عبورهای مختلف فورج چندمحوری نشان داده شده است.

براساس جدول 3 متوسط اندازه دانه در حالت اکسترود شده برابر با 11.2 میکرومتر بوده که این مقدار پس از 6 عبور فورج چندمحوری به 1.91 میکرومتر کاهش پیدا کرده است. تبلور مجدد دینامیکی پس از اعمال فرآیندهای شکل‌دهی یادشده رخ داده و ساختاری هم‌محور با دانه‌های جدید و ریزتر با مرزهای بزرگ زاویه ایجاد شده است. تبلور دوباره دینامیکی مهم‌ترین فرآیندی است که هنگام اعمال تغییر شکل در دمای بالا رخ داده و تعیین کننده ریزساختار نهایی است.

تبلور مجدد دینامیکی فرآیندی پیوسته در تغییر شکل است که شامل جوانه‌زنی دانه‌های جدید، رشد مرزدانه‌های جدید و برجای گذاشتن دانه‌های عاری از نابه‌جایی است. این دانه‌ها نیز دوباره تحت تغییر شکل قرار می‌گیرند. این فرآیند از مرزهای بزرگ زاویه آغاز می‌شود که این مرزها می‌توانند

جدول 3 تغییرات اندازه دانه برحسب میکرومتر پس از فرآیندهای اکستروژن و عبورهای مختلف فورج چندمحوری

Table 3 Grain size variation in micrometer after extrusion and MDF process

نوع فرآیند	اکسترود شده	پاس دوم	پاس چهارم	پاس ششم
اندازه دانه (میکرومتر)	11.22	4.25	2.63	1.91

مرزهای اولیه، مرزهای تبلور مجدد یافته و یا مرزهای بزرگ زاویه تشکیل‌شده هنگام اعمال کرنش باشند. دانه‌های جدید از این مرزها جوانه زده و آغاز به رشد می‌کنند. در این حالت باند ضخیمی از دانه‌های تبلور دوباره یافته در اطراف مرزها تشکیل می‌شود که با اندازه دانه اولیه تفاوت چشمگیری دارد. ایجاد این ساختار به تدریج منجر به تکمیل تبلور دوباره شده و درنهایت ساختار ریزدانه ایجاد می‌شود [18]. پارامتر اندازه دانه بحرانی[1] برای نخستین بار توسط پرز- پرادو و همکاران در تغییر شکل‌های پلاستیک شدید در دما و نرخ کرنش ثابت مطرح شد. براساس نظریه این پژوهشگران یک اندازه دانه بحرانی برای هر ماده تحت فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید وجود دارد و کاهش اندازه دانه هنگام رسیدن میانگین ابعاد دانه به این مقدار بحرانی و پس از آن بسیار دشوار خواهد بود [19]. وجود چنین پارامتری در پژوهش کینگ و همکاران نیز مطرح شده است [20]. از سوی دیگر اثبات شده است

[1] Critical grain size (d_c)

[DOR: 20.1001.1.10275940.1395.16.11.46.9]

که پدیده تبلور مجدد دینامیکی با پارامتر زنر- هولمن، به صورت رابطه (3)، ارتباط مستقیم دارد [22,21].

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp(Q/RT) \quad (3)$$

در این رابطه $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش، Q انرژی فعال‌سازی تغییر شکل، R ثابت جهانی گازها و T دمای تغییر شکل است؛ بنابراین مقدار Z در دمای ثابت و یک نرخ کرنش ثابت می‌ماند و ابعاد دانه‌ها پس از تکمیل فرآیند تبلور مجدد دینامیکی تغییری نمی‌کند. از سوی دیگر مشاهده می‌شود که در پاس‌های چهارم و ششم نرخ تغییرات تنش تسلیم برشی، استحکام نهایی برشی و میکروسختی نسبت به آن‌چه بین حالت اکسترود شده و پاس دوم رخ داده رو به کاهش است؛ بنابراین این نکته نیز مؤید وجود یک اندازه دانه بحرانی و نزدیک شدن تدریجی میانگین اندازه دانه‌های این آلیاژ به آن است.

3-3- نتایج آزمون توزیع میکروسختی

شکل 12 روند تغییرات سختی متوسط سطح را برحسب تعداد پاس‌های فرآیند فورج چندمحوری نمایش می‌دهد. با توجه به این نمودار می‌توان به این نکته مهم اشاره کرد که میزان سختی پس از انجام پاس دوم به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته و از 73.50 HV به 83.93 HV رسیده است. میزان سختی در پاس‌های چهارم به 82.26 HV و در پاس ششم به77.83 HV پس از پاس دوم کاهش می‌یابد. این روند افزایشی و کاهشی متناظر با توجه به شکل 13 با تغییرات تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی است، همچنین مشاهده می‌شود که به طور کلی با انجام فرآیند فورج چندمحوری، میزان سختی سطح آلیاژ نسبت به حالت اکسترود شده افزایش یافته است. دلیل کاهش سختی پس از پاس دوم دقیقاً مطابق با همان دلایلی است که برای کاهش تنش تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی پس از پاس دوم در بخش 3-1 مطرح شد. نتایج مشابه برای برخی آلیاژهای منیزیم ولی در اثر انجام فرآیند هم‌مقطع زاویه‌دار گزارش شده است [23,16,14]. شکل 14 روند تغییرات سختی سطح را در اثر انجام ECAP بر آلیاژ AM60 در پژوهش اکبری‌پناه و همکاران نمایش می‌دهد [14].

با توجه به شکل‌های 12 و 14 مشاهده می‌شود که اگرچه میکروسختی در هر دو نوع فرآیند پس از پاس دوم دارای روند کاهشی است، ولی چون در فرآیند فورج چندمحوری تغییرات بیشتری در اندازه دانه رخ می‌دهد، نمودار تغییرات میکروسختی برحسب تعداد پاس‌های فرآیند فورج چندمحوری از پاس دوم تا پاس ششم نسبت به فرآیند هم‌مقطع زاویه‌دار شیب بیشتری دارد.

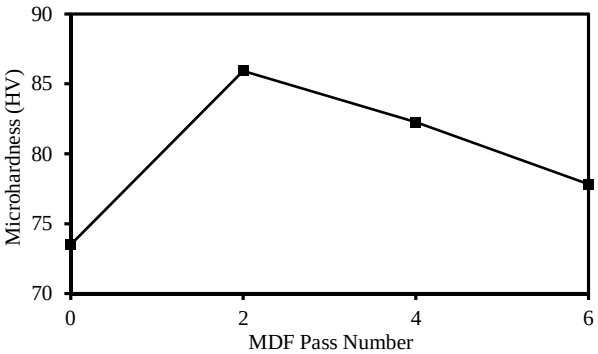

Fig. 12 Dependence of the micro hardness of the MDFed samples on the number of passes

شکل 12 منحنی تغییرات میکروسختی برحسب تعداد پاس‌های فورج چندمحوری

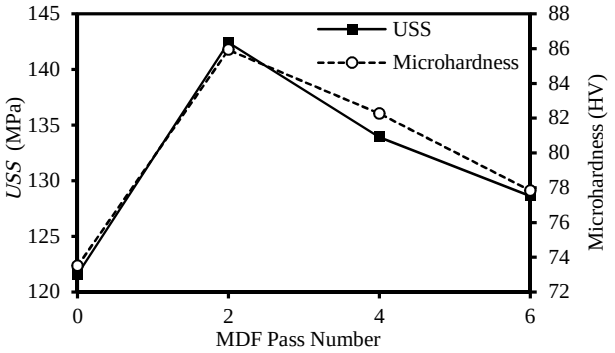

Fig. 13 The ultimate shear strength and micro-hardness variations in terms of the number of MDF passes

شکل 13 منحنی مقایسه تغییرات استحکام برشی نهایی و میکروسختی برحسب تعداد عبورهای فورج چندمحوری

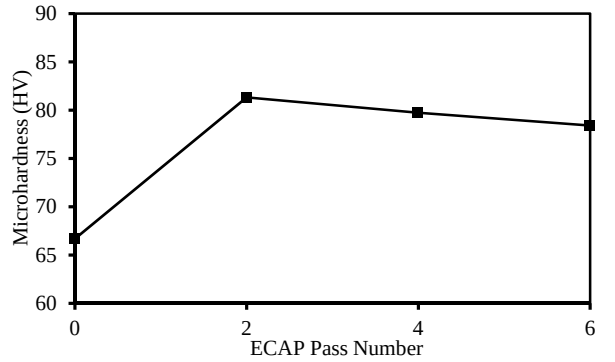

Fig. 14 Dependence of the microhardness of the ECAPed samples on the number of passes [14]

شکل 14 منحنی تغییرات میکروسختی برحسب تعداد پاس‌های هم‌مقطع زاویه‌دار [14]

4-نتیجه‌گیری

با توجه آزمایش‌های صورت گرفته بر آلیاژ AM60 و مطالب و تفاسیر مطرح شده در بخش پیشین نتایج زیر به‌عنوان خلاصه‌ای از دست آوردهای این پژوهش ارائه می‌شود.

1- با انجام آزمون سنبه‌برشی در دمای اتاق مشخص شد که تنش تسلیم برشی (SYS) و استحکام برشی نهایی (USS) آلیاژ تا پاس دوم فرآیند فورج چندمحوری با افزایش چشمگیری همراه شده و پس از آن با افزایش تعداد پاس‌ها (پاس چهارم و ششم) این دو پارامتر کاهش می‌یابند. استحکام برشی نهایی در نمونه اکسترود شده و پاس‌های دوم، چهارم و ششم فورج چندمحوری شده به ترتیب 121.58، 142.42، 133.92 و 128.63 مگاپاسکال محاسبه شد. به طور کلی اگرچه پس از پاس دوم این دو پارامتر روند کاهشی می‌یابند، ولی در کل پاس‌ها مقدار آن‌ها از حالت اکسترود شده بیشتر است.

2- در مراحل اولیه فرآیند فورج چندمحوری، ریزساختار نمونه‌ها شامل دانه‌های ریز و درشت در کنار یکدیگر است، اما با افزایش تعداد عبورها ریزساختاری همگن با دانه‌های ریز و هم‌محور ایجاد می‌شود. متوسط اندازه دانه برای آلیاژ AM60 در حالت اکسترود شده برابر با 11.22 میکرومتر بوده که این مقدار پس از 6 عبور فورج چندمحوری به 1.91 میکرومتر کاهش یافته است.

3- خواص مکانیکی فلزات در دمای اتاق هم‌زمان به دو عامل اندازه دانه و بافت کریستالی وابسته است. اصلاح و تغییرات بافت کریستالی در طول فرآیند فورج چندمحوری دارای تأثیر زیادی بر استحکام برشی نهایی آلیاژ

[DOR: 20.1001.1.10275940.1395.16.11.46.9]

منیزیم است. در این پژوهش مشاهده شد که علی‌رغم این‌که طبق بررسی سایر پژوهش‌ها نمونه‌های چهار و شش پاس فورج چندمحوری شده دارای ساختار به‌مراتب ریزدانه‌تری نسبت به سایر حالت‌هاست، ولی به دلیل تأثیر بیشتر تحولات بافت کریستالی نسبت به تأثیر ریزدانه شدن دارای استحکام برشی نهایی و تنش تسلیم برشی کمتری از نمونه پاس دوم است.

4- با توجه به نتایج آزمایش توزیع میکروسختی در دمای اتاق تا انجام پاس دوم میزان سختی سطح به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته، اما پس از آن برای عبورهای چهارم و ششم کاهش می‌یابد. میانگین سختی سطح در نمونه اکسترود شده و پاس‌های دوم، چهارم و ششم فورج چندمحوری شده به ترتیب 73.50، 85.93، 82.26 و 77.83 ویکرز به‌دست آمد. این روند افزایشی و کاهشی کاملاً متناظر با نتایج آزمون سنبه‌برشی است و آن را تأیید می‌کند.

5- در یک نتیجه‌گیری کلی و با توجه به نتایج آزمایش‌های صورت پذیرفته در این پژوهش برای بررسی اثرات فرآیند فورج چندمحوری بر خواص مکانیکی دمای اتاق آلیاژ منیزیم AM60 می‌توان ثابت کرد که انجام دو پاس فرآیند فورج چندمحوری پس از فرآیند اکستروژن بیشترین تأثیر را بر بهبود خواص مکانیکی می‌گذارد؛ بنابراین انجام دو پاس فرآیند فورج چندمحوری از نظر صرفه‌جویی در وقت و هزینه در مقایسه با تعداد پاس‌های بیشتر بسیار مطلوب‌تر خواهد بود.

5- مراجع

[1] G. Salishchev, O. Valiahmetov, Formation of Sub Microcrystalline Structure in Titanium Alloy VT8 and its Influence on Mechanical Properties, *Materials Science*, Vol. *28*, pp. 2898-2902, 1993.

[2] Kundu, R. Kapoor, R. Tewari, J. K. Chakravartty, Severe Plastic Deformation of Copper Using Multiple Compression in a Channel Die, *Scripta Materialia*, Vol. 58, No. 3, pp. 235-238, 2008.

[3] M. Noda, M. Hirohashi, K. Funami, Low Temperature Superplasticity and its Deformation Mechanism in Grain Refinement of Al-Mg Alloy by Multi-Axial Alternative Forging, *Materials Transactions*, Vol. 44, No. 11, pp. 2288-2297, 2003.

[4] O. Sitdikov, T. Sakai, A. Goloborodko, H. Miura, R. Kaibyshev, Effect of Pass Strain on Grain Refinement in 7475 Al Alloy During Hot Multidirectional Forging, *Materials Transactions*, Vol. 45, No. 7, pp. 2232-2238, 2004.

[5] J. Xing, X. Yang, H. Miura, T. Sakai, Ultra-Fine Grain Development in an AZ31 Magnesium Alloy During Multi-Directional Forging Under Decreasing Temperature Conditions, *Materials Transactions*, Vol. 46, No. 7, pp. 1646-1650, 2005.

[6] H. Miura, X. Yang, T. Sakai, Evolution of ultra-fine grains in az31 and az61 mg alloys during multi directional forging and their properties, *Materials Transactions*, Vol. 49, No. 5, pp. 1015-1020, 2008.

[7] Y. Wu, H. Yan, J. Chen, Y. Du, S. Zhu, B. Su, Microstructure and mechanical properties of ZK21 magnesium alloy fabricated by multiple forging at different strain Rates, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 556, pp. 164-169, 2012.

[8] H. Miura, W. Nakamurab, M. Kobayashia, Room-temperature multi-directional forging of AZ80Mg alloy to induce ultrafine grained structure and specific mechanical properties, *Procedia Engineering*, Vol. 81, No. 1, pp. 534-539, 2014.

[9] J. Li, J. Liu, Z. Cui, Microstructures and mechanical properties of az61 magnesium alloy after isothermal multidirectional forging with increasing strain Rate, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 643, pp. 32-36, 2015.

[10] W. Liu, M. Chen, H. Yuan, Evolution of microstructures in severely deformed AA 3104 aluminum alloy by multiple constrained compression, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 16-17, pp. 5405-5410, 2011.

[11] R. Guduru, K. Darling, R. Kishore, R. Scattergood, C. Koch, K. Murty, Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 395, No. 1-2, pp. 307-314, 2005.

[12] *ASTM E3-11*, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, West Conshohocken: ASTM International, 2007.

[13] *ASTM E407-07e1*, Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, West Conshohocken: ASTM International, 2007.

[14] F. Akbaripanah, F. Fereshteh-Sanaiee, R. Mahmudi, H. Kim, Microstructural homogeneity, texture, tensile and shear behavior of AM60 magnesium alloy produced by extrusion and equal channel angular pressing, *Materials & Design*, Vol. 43, pp. 31-39, 2013.

[15] Y. He, Q. Pan, Y. Qin, X. Liu, W. Li, Y. Chiu, J. Chen, Microstructure and mechanical properties of ZK60 alloy processed by two-step equal channel angular pressing, *Alloys and Compounds*, Vol. 492, No. 1-2, pp. 605-610, 2010.

[16] W. Kim, S. Hong, Y. Kim, S. Min, H. Jeong, J. Lee, Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular Pressing, *Acta Materialia*, Vol. 51, No. 11, pp. 3293-3307, 2003.

[17] M. Masoudpanah, R. Mahmudi, Effects of rare-earth elements and Ca additions on the microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy processed by ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 526, No. 1-2, pp. 22-30, 2009.

[18] F. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Second Edition, pp. 451-467, Amsterdam: Elsevier, 2004.

[19] M. Perez-Prado, J. Valle, O. Ruano, Grain refinement of Mg–Al–Zn Alloys via accumulative roll bonding, Scripta Materialia, Vol. 51, No. 11, pp. 1093-1097, 2004.

[20] J. Xing, X. Yang, H. Miura, T. Sakai, Mechanical properties of magnesium alloy az31 after Severe Plastic Deformation, *Materials Transactions*, Vol. 49, No. 1, pp. 69-75, 2008.

[21] S. Xu, S. Kamado, T. Honma, Recrystallization mechanism and the relationship between grain size and zener–hollomon parameter of mg–al–zn–ca Alloys During Hot Compression, Scripta Materialia, Vol. 63, No. 3, pp. 293-296, 2010.

[22] M. Shaban, B. Eghbali, Characterization of austenite dynamic recrystallization under different z parameters in a microalloyed steel, *Materials Science & Technology*, Vol. 27, No. 4, pp. 359-363, 2011.

[23] M. Masoudpanah, R. Mahmudi, The microstructure, tensile, and shear deformation behavior of an AZ31 magnesium alloy after extrusion and equal channel angular pressing, *Materials & Design*, Vol. 31, No. 7, pp. 3512-3517, 2010.

[DOR: 20.1001.1.10275940.1395.16.11.46.9]