



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

فرشاد اکبری پناه^{1*}، محمدامین صلواتی²، رضا محمودی³

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، صندوق پستی 95863-65719، f.akbaripناه@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 اکستروژن 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 اکستروژن و فورج چندمحوری شده 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 اکستروژن شده در تمام پاس‌ها با افزایش همراه است. نتایج حاصل از آزمون توزیع میکروسختی نیز همین روند افزایشی و کاهش 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 اکستروژن و فورج چندمحوری شده در پاس‌های 2، 4 و 6 به ترتیب 73.50، 82.26، 85.93 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 اکستروژن 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 Akbaripناه^{1*}, MohammadAmin Salavati², Reza Mahmudi³

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.akbaripناه@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

گذشته نمایان ساخته است. به همین دلیل کاربرد آلیاژهای سبک از اهمیت

بسیاری برخوردار است. آلیاژهای منیزیم، آلومینیم و تیتانیوم با وزن مخصوص 1.74، 2.70 و 4.51 (gr/cm^3) از سبک‌ترین فلزات محسوب می‌شوند. آلیاژهای

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

Please cite this article using:

F. Akbaripناه, 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)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

کرنش پاسی کرنش اعمال شده در هر پاس فورج است که می توان آن را به صورت رابطه (1) بیان کرد [2].

$$\Delta \varepsilon_i = \ln \frac{h_0}{h_f} \quad i = 1, 2, \dots, n \quad (1)$$

h_0 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 دانه بندی آلیاژ آلومینیوم- منیزیم تولید شده به روش فورج چندمحوری توسط نودا و همکاران در سال 2003 انجام شد [3]. سیتدیکف و همکاران تأثیر تغییرات کرنش پاسی بر بهبود دانه بندی آلیاژ آلومینیوم 7475 را در سال 2004 بررسی کردند [4]. کینگ و همکاران به بررسی تغییرات دانه بندی و سوپرپلاستیسیته در آلیاژ AZ31 در سال 2005 پرداختند [5]. بررسی تأثیر فرآیند فورج چندمحوری همراه با کاهش دما بر آلیاژهای منیزیم AZ61 و AZ31 توسط میورا و همکاران در سال 2008 انجام پذیرفت [6]. وو و همکاران خواص مکانیکی و ریزساختاری منیزیم ZK21 تولید شده به روش فورج چندمحوری را در سال 2012 بررسی کردند [7]. بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری منیزیم AZ80 تولید شده 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 یاد شده انتظار می رود 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 پاس ها بهبود چشمگیری بیابند.

2- مواد و روش ها

2-1- ریخته گری 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 بیلت های 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 نمی تواند آن را از اکسید شدن بیشتر محافظت کند و سبب تشدید عمل اکسیداسیون نیز می شود؛ بنابراین هنگام کار با منیزیم و یا آلیاژهای آن لازم است از فلاکس⁸ مذاب یا اتمسفر خنثی استفاده شود. این فلاکس یک لایه پیوسته بر سطح مذاب ایجاد می کند که مانع از ورود هوا در

جدول 1 ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) آلیاژ AM60

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

Al	Zn	Mn	Mg	نام عنصر
6	0.1	0.35	باقی مانده	درصد وزنی

⁸ Foseco

منیزیم با خواص منحصر به فرد توجه بسیاری را به خود جلب کرده است. آلیاژهای منیزیم به دلیل چگالی پایین، استحکام ویژه بالا، قابلیت ماشین کاری و بازیابی خوب کاربردهای بسیاری نسبت به سایر مواد فلزی در سال های اخیر یافته اند. از سوی دیگر محدودیت هایی مانند مقاومت خزشی اندک، واکنش پذیری شیمیایی بالا و محدودیت شکل پذیری سرد سبب مشکلاتی در مصارف عمومی این آلیاژها شده است.

آلیاژهای منیزیم در حالت ریخته گری متمایل به داشتن دانه های درشت، ساختار میکروسکوپی ناهمگن و مسبب تحت تأثیر قرار گرفتن خواص مکانیکی آن هاست. اندازه دانه آلیاژهای تجاری را می توان با عملیات ترمومکانیکی مناسب کاهش داد. کاربرد روش های تغییر شکل پلاستیک شدید¹ جهت دستیابی به ساختارهای بسیار ریزدانه امروزه اهمیت بسیاری یافته اند؛ زیرا مواد با اندازه دانه نانومتری (اندازه دانه کوچک تر از صد نانومتر) یا بسیار ریزدانه² با اندازه دانه کمتر از یک میکرون که با نام آبر فلز³ شناخته می شوند دارای خواص بی نظیری مانند استحکام زیاد در دمای محیط، خاصیت سوپر پلاستیک در دمای بالا، نرخ کرنش کم و مقاومت عالی در برابر خوردگی است. مکانیزم ریزدانه گری روش های تغییر شکل پلاستیک شدید مبتنی بر 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 بازمی گردد. با بررسی مقالات تاکنون منتشر شده می توان به مهم ترین فرآیندهای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید از جمله فورج چندمحوری⁴، پرس در کانال های هم مقطع زاویه دار⁵، اکستروژن هیدرواستاتیکی⁶ و اکستروژن پیچشی⁷ اشاره کرد. روش فورج چندمحوری برای نخستین بار در نیمه سال 1993 توسط سالیچو و همکاران جهت فرآوری نمونه هایی با ساختار UFG مورد استفاده قرار گرفته است. این روش در میان تکنیک های تغییر شکل پلاستیک شدید به دلیل پتانسیل خوب آن در استفاده از نمونه هایی با ابعاد بزرگ و قابل استفاده در مقیاس صنعتی از جذابیت بالایی برخوردار است [1]. همان گونه 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 به صورت $X \rightarrow Y \rightarrow Z \rightarrow X, \dots$ است.

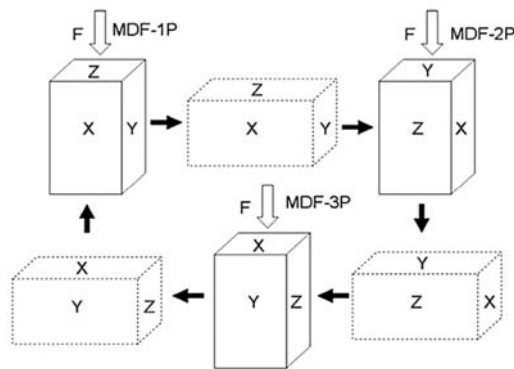


Fig. 1 A schematic representation of MDF

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



Fig. 3 Casting alloy sample after turning

شکل 3 نمونه ریخته‌گری شده آلیاژ پس از تراش کاری



Fig. 4 Extruded sample

شکل 4 نمونه اکستروژن شده

سیس بیلت‌های اکستروژن شده جهت انجام فرآیند فورج چندمحوری توسط دستگاه سیم‌برش³ به قطعاتی با ابعاد $13 \times 13 \times 20.5$ میلی‌متر مطابق شکل 5 برش داده شدند.

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

3-2- عملیات فورج چندمحوری

نخست نمونه‌ها در دمای ثابت 220°C به مدت 15 دقیقه با استفاده از قالب فورج چندمحوری و دستگاه اندازه‌گیری خواص مکانیکی⁴ 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 اعمال شده 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.

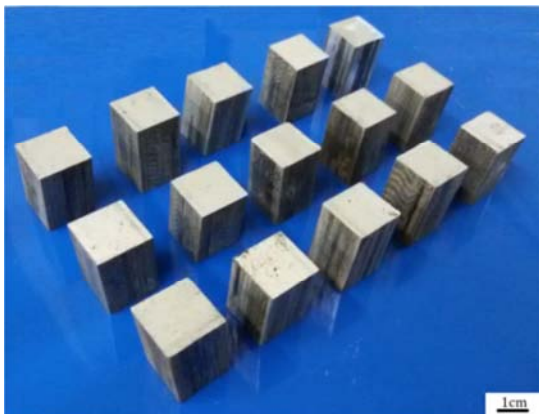


Fig. 5 Prepared samples for the MDF process

شکل 5 نمونه‌های آماده شده جهت فرآیند فورج چندمحوری

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 مگرکس¹ 36 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 دورانی² برای جلوگیری از ورود لایه‌های اکسیدی به داخل مذاب و ایجاد تأثیرات منفی بر خواص مکانیکی قطعه ریخته‌گری شده 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 آشفتنگی 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 ریخته‌گری شده 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 اکستروژن شده‌اند که تصویر یک نمونه از آن‌ها در شکل 4 نمایش داده شده است.

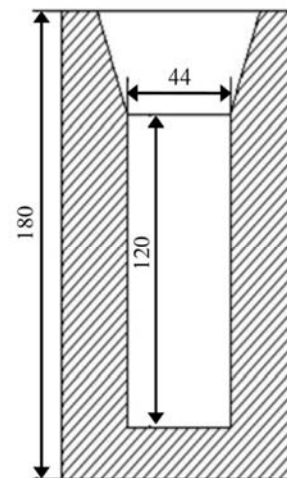


Fig. 2 Casting geometry and dimensions in millimeters

شکل 2 هندسه و ابعاد قالب ریخته‌گری برحسب میلی‌متر

³ Wire cut

⁴ Mechanical Test System

¹ MAGREX 36

² Tilt Casting

نمونه‌هایی با ابعاد $13 \times 13 \times 1$ 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 60044⁶ محصول شرکت بوهرل⁷ 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

نیروی 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 بی‌بعد شده 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 بی‌بعد شده حاصل از آزمون سنبه برشی آلیاژ AM60 در حالت‌های اکستروژن 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.

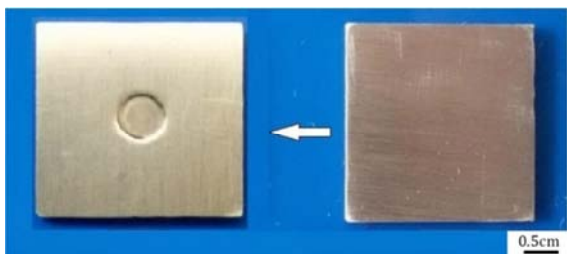


Fig. 7 A sample before and after of the SPT

شکل 7 یک نمونه پیش و پس از آزمون سنبه برشی

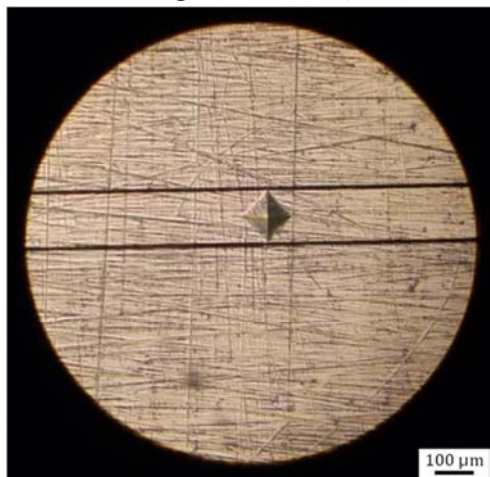


Fig. 8 A sample of Vickers indenter effect

شکل 8 نمونه‌ای از اثر فرورونده ویکرز

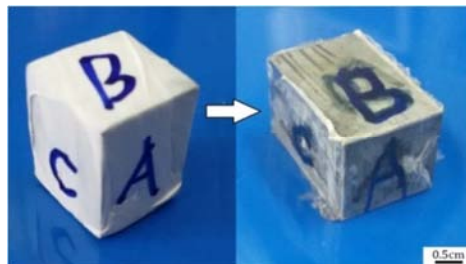


Fig. 6 A sample before and after of the MDF process

شکل 6 یک نمونه پیش و پس از فرآیند فورج چندمحوری

2-4- آزمون سنبه برشی¹

نخست یک نمونه از هر پاس جهت انجام آزمون سنبه برشی با استفاده از دستگاه سیم‌برش به قطعاتی با ابعاد $13 \times 13 \times 1$ 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 سنبه برشی با استفاده از قالب آزمون سنبه برشی و دستگاه سانتام² 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 سنبه برشی نمایش می‌دهد. در این فرآیند تنش مؤثر از رابطه (2) محاسبه می‌شود [11].

$$\tau = \frac{P}{2\pi r^2 t} \quad (2)$$

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 بی‌بعد شده که در نهایت توسط روش آزمون سنبه برشی 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 برشی³ و نقطه بیشینه نمودار نیز استحکام برشی نهایی⁴ 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 نوری⁵ در دمای اتاق مورد ارزیابی قرار گرفت.

2-6- آزمون توزیع میکروسختی

برای انجام آزمایش توزیع میکروسختی ویکرز با استفاده از دستگاه سیم‌برش

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

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-پچ¹ 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 زاویه‌دار شده 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 دوران یافته 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 در آن صفحه قاعده‌ای دوران یافته است. در این بافت کریستالی لغزش قاعده‌ای آسان‌تر و استحکام تسلیم اولیه به دلیل ضریب اشمید² 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

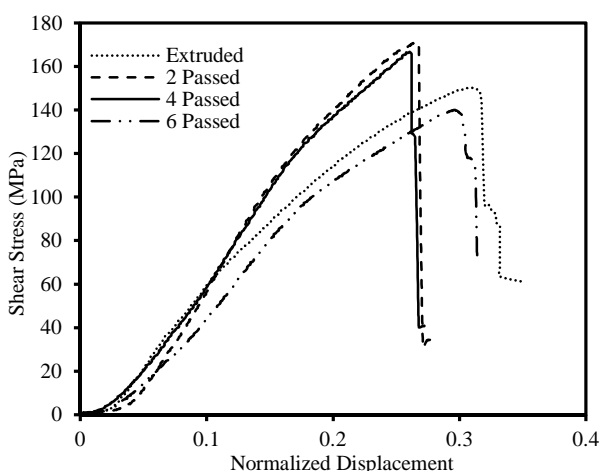


Fig. 10 Shear stress plotted against the normalized punch displacement for the extruded and ECAPed specimens [14]

شکل 10 منحنی تنش برشی - جابه‌جایی بی‌بعد شده در نمونه‌های اکستروژن و ECAP شده [14]

¹ Hall-Petch
² Schmid factor

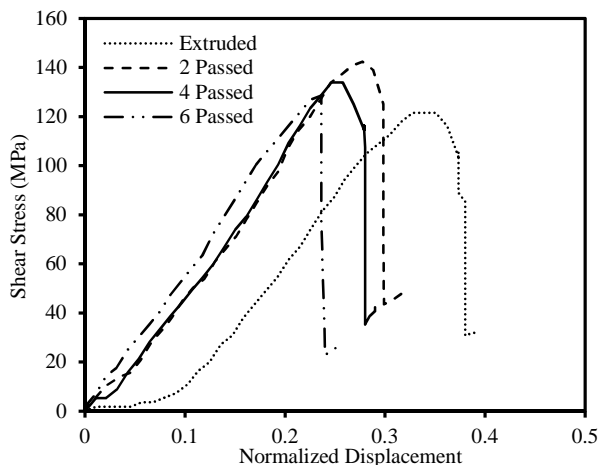


Fig. 9 Shear stress plotted against the normalized punch displacement for the extruded and MDFed specimens

شکل 9 منحنی تنش برشی - جابه‌جایی بی‌بعد شده در نمونه‌های اکستروژن و فورج چندمحوری شده

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

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 اکستروژن شده 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 می‌یابند. 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 اکبری پناه 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

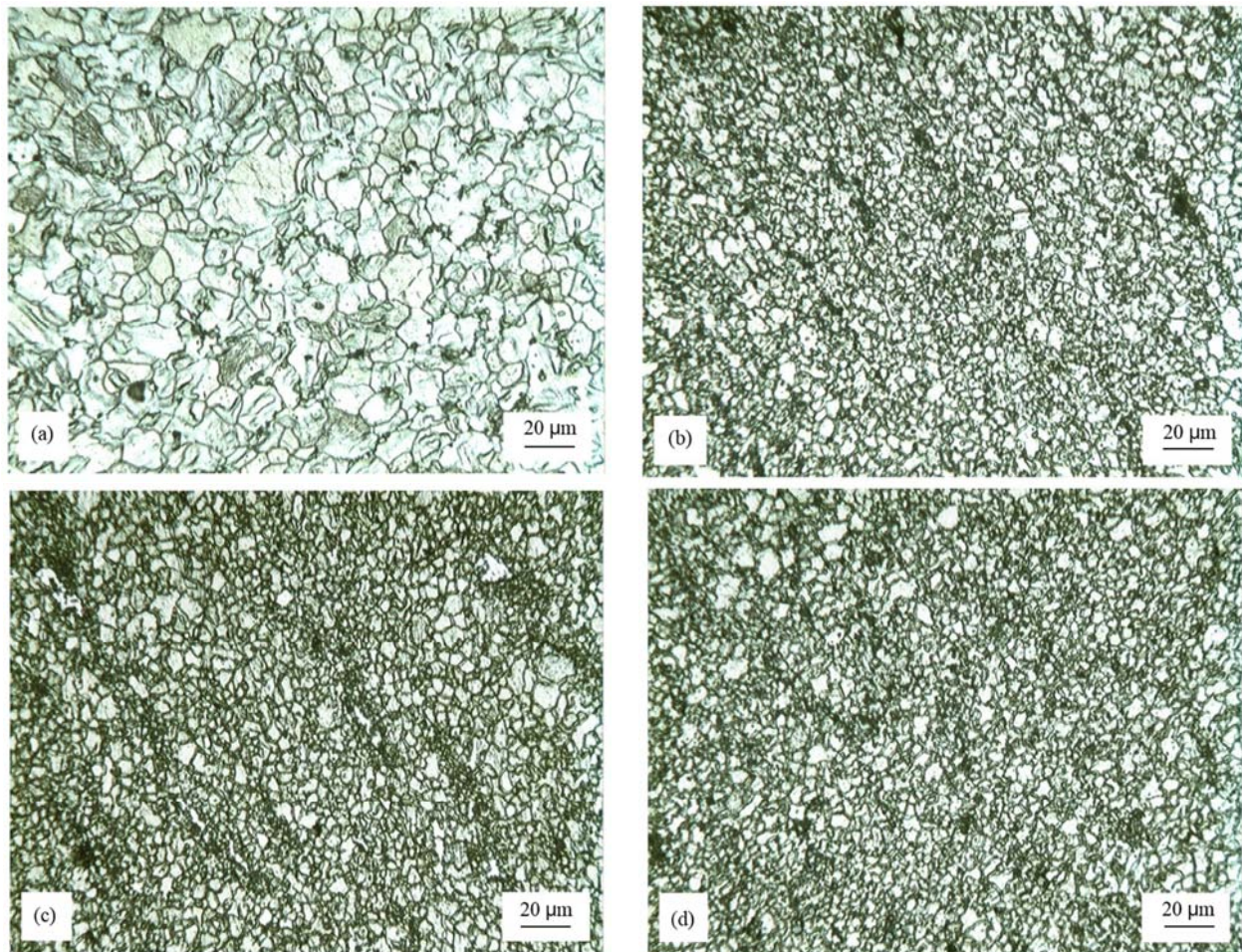


Fig. 11 Optical micrographs showing the grain sizes for the as-extruded (a), 2 passes of MDF (b), 4 passes of MDF (c) and 6 passes of MDF operation (d) of the AM60 alloy

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

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

نوع فرآیند	اکستروژن 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 تشکیل شده 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 در نهایت ساختار ریزدانه ایجاد می‌شود [18]. پارامتر اندازه دانه بحرانی¹ 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)

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 AZ61، AZ31 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 اکستروژن 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

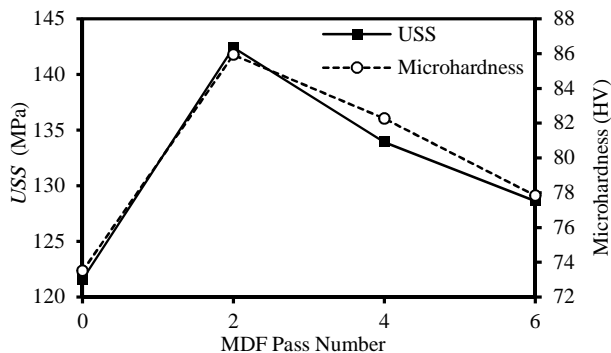


Fig. 13 The ultimate shear strength and micro-hardness variations in terms of the number of MDF passes

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

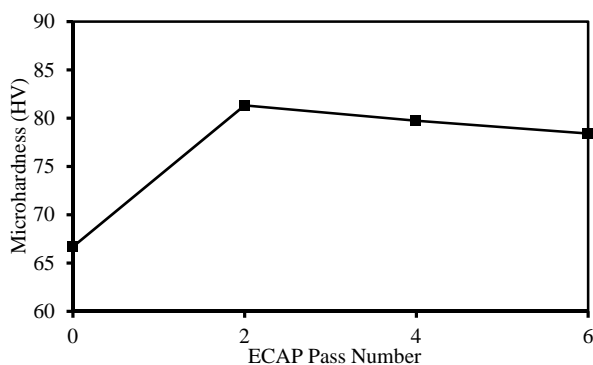


Fig. 14 Dependence of the microhardness of the ECAPed samples on the number of passes [14]

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 دست‌آوردهای 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 اکستروژد 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 اکستروژد 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 اکستروژد 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

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

$$Z = \varepsilon \cdot \exp(Q/RT) \quad (3)$$

در این رابطه ε 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 اکستروژد 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 به 77.83 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 اکستروژد 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 1-3 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 اکبری پناه 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.

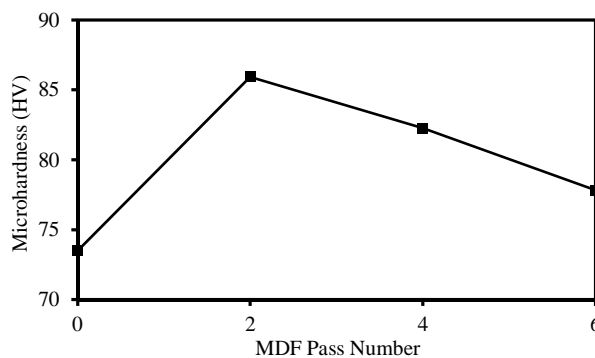


Fig. 12 Dependence of the microhardness of the MDFed samples on the number of passes

شکل 12 منحنی تغییرات میکروسختی برحسب تعداد پاس‌های فورج چندمحوری

- [8] H. Miura, W. Nakamura, M. Kobayashi, 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. Akbaripناه, 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.

منیزیم است. در این پژوهش مشاهده شد که علی‌رغم این که 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 اکستروژن 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. Valiahetov, 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. Chakravarty, 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.