



## بررسی تأثیر یک روش تغییر شکل پلاستیکی شدید ترکیبی بر رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Mg-3Al-1Zn منیزیم

محمد افتخاری<sup>1</sup>، علی فتی<sup>2\*</sup>، قادر فرجی<sup>3</sup>، محمود موسوی مشهدی<sup>4</sup>

1- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

2- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه هرمزگان، هرمزگان

3- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

4- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

\* هرمزگان، صندوق پستی 3995، fata@hormozgan.ac.ir

### چکیده

هدف اصلی این پژوهش تهیه لوله‌های چدار نازک فوق ریزدانه از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 با داکتیلیتی بالا در دمای بالاست. بدین منظور یک روش تغییر شکل پلاستیک شدید ترکیبی که شامل روش فشار در کانال لوله‌ای موازی زاویه‌دار یا پی‌تی‌کپ و روش اکستروژن معکوس لوله یا پی‌تی‌ای است، به کار گرفته شد. به طوری که ابتدا روش پی‌تی‌کپ بر نمونه‌های لوله‌ای شکل در دمای 300°C انجام شد و سپس نمونه‌ها در دمای 300°C مورد فرآیند پی‌تی‌ای واقع شدند. پس از انجام پی‌تی‌کپ یک ساختار گردنبندی که شامل دانه‌های بزرگ احاطه شده با دانه‌های ریز تبلور مجدد شده بود، مشاهده گردید و میانگین اندازه دانه از 520 μm به 11.1 μm رسید. در مرحله بعد، پس از انجام پی‌تی‌ای مشاهده شد که ساختاری فوق ریزدانه با اندازه دانه میانگین 8.6 μm پدید آمد. پس از انجام این فرآیند ترکیبی، مقدار سختی نمونه‌ها از 37 HV به 69 HV افزایش یافت. مطالعات تست کشش گرم در دمای 400°C نشانگر وقوع تغییر طول تا شکست 181% برای نمونه پی‌تی‌کپ و پی‌تی‌ای شده بود در حالی که همین مقدار برای نمونه خام اولیه برابر 55% بود. تصاویر شکست‌نگاری اسی‌ام گویای آن بودند که در نمونه‌های آزمون کشش گرم غالباً شکست داکتیل اتفاق افتاده که ناشی از جوانه زدن میکروفضا‌های خالی و متعاقباً رشد و تداخل آن‌ها با یکدیگر بوده است.

### اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 05 دی 1396

پذیرش: 06 اسفند 1396

ارائه در سایت: 23 فروردین 1397

کلید واژگان:

تغییر شکل پلاستیک شدید

آلیاژ AZ31

پی‌تی‌کپ

پی‌تی‌ای

فوق ریزدانه

## Evaluation of the effects of a combined severe plastic deformation method on the hot deformation behavior of Mg-3Al-1Zn magnesium alloy

Mohammad Eftekhari<sup>1</sup>, Ali fata<sup>2\*</sup>, Ghader faraji<sup>1</sup>, Mahmoud Mosavi Mashhadi<sup>1</sup>

1- Department of Mechanical Engineering, Tehran University, Tehran, Iran.

2- Department of Industrial Engineering, University of Hormozgan, Hormozgan, Iran.

\* Hormozgan, P.O. Box 3995, fata@hormozgan.ac.ir

### ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper  
Received 26 December 2017  
Accepted 25 February 2018  
Available Online 12 April 2018

#### Keywords:

Severe plastic deformation  
AZ31 Alloy  
PTCAP  
TBE  
Ultra-fine grain

### ABSTRACT

The main goal of this study is achieving thin-walled AZ31 magnesium alloy tubes with high ductility at elevated temperature. For this purpose, a combined severe plastic deformation method, including parallel tubular channel angular pressing (PTCAP) and tube backward extrusion (TBE) was used. First, PTCAP process was applied on tubular samples at 300°C and then, TBE process was used at 300°C. After PTCAP, a necklace like microstructure, large grains surrounded by a large number of tiny recrystallized ones, was observed and the average grain size of the material decreased from 520 μm to 11.1 μm. At the next stage, After TBE, an ultra-fine grain microstructure with an average grain size of 8.6 μm was formed. After performing this combined method, the hardness value of the PTCAP and TBE processed sample increased from 37 HV to 69 HV. Hot tensile testing studies at 300°C revealed an elongation to failure value of 181% for the PTCAP and TBE processed sample, while this value for as-received sample was 55%. Fractographic SEM images showed that predominately ductile fracture was occurred in all hot tensile specimens due to nucleation of microvoids and their subsequent growth and coalescence with each other.

### 1- مقدمه

حال منیزیم و آلیاژهای منیزیم به دلیل داشتن ساختار هگزگونالی و تعداد محدود سیستم‌های لغزشی در دمای اتاق، داکتیلیتی پایین و قابلیت کارپذیری ضعیفی دارند. به منظور توسعه بیشتر کاربردها و مصارف آلیاژهای منیزیم، بهبود داکتیلیتی و قابلیت کارپذیری آن‌ها با استفاده از تکنولوژی‌های جدید ضروری به نظر می‌رسد [1]. داکتیلیتی منیزیم می‌تواند با افزایش دما و

امروزه منیزیم و آلیاژهای آن به عنوان موادی با ساختار سبک بسیار مورد توجه هستند. این مواد به دلیل داشتن چگالی پایین، قابلیت بازیافت خوب و خواص فیزیکی عالی، نه تنها در هوا- فضا و صنایع نظامی کاربرد دارند، بلکه در صنایع خودرو و صنایع الکترونیکی نیز مورد استفاده قرار می‌گیرند. با این

همراه با آن با افزایش فعالیت سیستم‌های لغزشی دیگر افزایش پیدا کند [3,2]. بهبود ریزساختار<sup>1</sup> (اغلب با روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید<sup>2</sup> یا SPD قابل دستیابی است) نیز می‌تواند باعث بهبود داکتیلیتی شود [4]. یکی از روش‌های مؤثر در تولید مواد فوق ریزدانه<sup>3</sup> و نانوساختار، روش‌های SPD است. در این روش‌ها نمونه تحت کرنش‌های شدید قرار گرفته و هم‌زمان اندازه دانه‌های آن می‌تواند تا مقیاس چند نانومتر کوچک شود و خواص مکانیکی آن بهبود قابل توجهی یابد [5]. روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدیدی که امروزه مورد توجه است عبارت از [6, 7]: روش فشار در کانال زاویه‌دار مساوی<sup>4</sup>، روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای موازی یا پی‌تی‌کپ<sup>5</sup>، پیچش فشار بالا<sup>6</sup>، نورد اتصال تجمعی<sup>7</sup>، کنگره‌ای و صاف کردن متناوب<sup>8</sup> و انبساط و روزنرانی متناوب<sup>9</sup> است. روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای موازی یا پی‌تی‌کپ برای قطعات لوله‌ای کاربرد دارد و دارای همگنی خوب توزیع کرنش و سختی در دو راستای طولی و ضخامتی لوله است [8]. کوچک بودن اندازه دانه‌ها در افزایش داکتیلیتی و افزایش نرخ کرنش بهینه سوپرپلاستیسیته تأثیر مطلوب دارد [1]. استفاده از روش‌های SPD به منظور افزایش داکتیلیتی آلیاژهای منیزیم بارها مورد توجه محققین بوده است [9-12]. برای نمونه فیگوردو و همکاران [10] پس از انجام تست کشش در دمای 350 درجه سلسیوس و نرخ کرنش  $10^{-4}$  بر قطعه‌ای از جنس آلیاژ AZ31 که در دمای 200 درجه سلسیوس و در 4 پاس ایکپ شده بود، به تغییر طول شکست 960 درصد دست یافتند. آن‌ها پس از انجام اولین پاس ایکپ یک ریزساختار ترکیبی شامل دانه‌های درشت احاطه شده با دانه‌های ریزتر مشاهده کردند و بعد از انجام پاس چهارم، توزیع یکنواختی از اندازه دانه به دست آمد. امروزه نیاز زیادی به لوله‌های آلیاژ منیزیمی با داکتیلیتی بالا در صنایع مختلف احساس می‌شود. برخلاف حالت بالک ماده که مطالعات مفصلی روی آن انجام گرفته است، مطالعات محدودی در زمینه تهیه لوله‌های (نه حالت بالک) منیزیمی با داکتیلیتی بالا صورت گرفته است. عبدالوند و همکاران [13] با اعمال یک فرآیند تغییر شکل پلاستیکی شدید ترکیبی در دمای 250 درجه سلسیوس استحکام دمای اتاق لوله‌هایی از جنس آلیاژ AZ31 را افزایش دادند، ولی داکتیلیتی ماده کاهش یافت. این افزایش استحکام ناشی از چگالی زیاد نابه‌جایی‌ها و وجود درصد زیادی از دانه‌های کوچک بود. در این بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری ماده فقط در دمای اتاق مطالعه گردید و رفتار تغییر شکل گرم ماده بررسی نشد. فتی و همکاران [14, 15] لوله‌هایی از جنس آلیاژ AZ31 تولید شده به روش ریخته‌گری با اندازه دانه میانگین  $520 \mu\text{m}$  را در دمای 300 درجه سلسیوس و تا 3 پاس پی‌تی‌کپ نمودند. در این مطالعه به بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری ماده هم در دمای اتاق و هم در دمای بالا پرداختند. آن‌ها مشاهده کردند که نمونه 2 پاس پی‌تی‌کپ شده، تغییر طول شکست 263 درصد را در تست کشش گرم تحت شرایط دمای 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش  $10^{-3}$  s، از خود نشان داد که این رفتار ناشی از لغزش مرزدهانه‌ای به عنوان مکانیزم غالب تغییر شکل بود. افتخاری و همکاران [16] به بررسی تأثیر فرآیند پی‌تی‌کپ بر خواص مکانیکی و ریزساختاری دمای اتاق و دما بالای آلیاژ منیزیم AZ31 تولید شده به روش

اکستروژن با اندازه دانه میانگین  $43 \mu\text{m}$  پرداختند، همچنین در این مطالعه بحث پایداری حرارتی دانه برای نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده و نیز تأثیر دماهای مختلف فرآیند پی‌تی‌کپ بر ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ31 مورد مطالعه قرار گرفت. آن‌ها پس از انجام آزمون کشش در دمای 450 درجه سلسیوس مشاهده نمودند که نمونه 4 پاس پی‌تی‌کپ شده، میزان تغییر طول شکست 256% را از خود نشان داد که علت احتمالی چنین رفتاری، لغزش مرزدهانه‌ای به عنوان مکانیزم اصلی تغییر شکل گزارش گردید. با وجود چنین تحقیقاتی هنوز هیچ مطالعه‌ای بر بررسی رفتار تغییر شکل گرم لوله‌های جدار نازک آلیاژ منیزیم AZ31 انجام نشده است که با هدف بهبود خواص مکانیکی و ریزساختاری تحت روش تغییر شکل پلاستیکی شدید ترکیبی قرار گرفته باشند؛ بنابراین در پژوهش حاضر برای نخستین بار به مطالعه رفتار تغییر شکل گرم و دمای اتاق لوله‌های جدار نازک (ضخامت نهایی 0.75 میلی‌متر) از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 که تحت یک روش تغییر شکل پلاستیکی شدید ترکیبی پرداخته شده که شامل روش فشار در کانال لوله‌ای موازی زاویه‌دار یا پی‌تی‌کپ و روش اکستروژن معکوس لوله یا پی‌تی‌کپ قرار گرفته است. به منظور مطالعه رفتار تغییر شکل گرم و دمای اتاق لوله‌های جدار نازک از تصاویر تهیه شده از میکروسکوپ نوری، تست کشش دمای اتاق و دما بالا، میکروسختی‌سنجی و بررسی‌های سطح شکست نمونه‌های کشش با استفاده از تصاویر اس‌ای‌ام استفاده شده است. در نهایت مشاهده شد که روش ترکیبی استفاده شده در پژوهش حاضر علاوه بر بهبود ریزساختار، باعث افزایش چشم‌گیر داکتیلیتی دما بالای لوله‌های جدار نازک آلیاژ منیزیم AZ31 می‌شود.

## 2- آماده‌سازی نمونه‌ها و آزمون‌های تجربی

لوله‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 ریخته‌گری شده با اندازه دانه میانگین  $520 \mu\text{m}$ ، به ضخامت 2.5 میلی‌متر، قطر خارجی 20 میلی‌متر و طول 40 میلی‌متر به عنوان نمونه اولیه برای آزمایش آماده شدند. ابتدا فرآیند پی‌تی‌کپ در دمای 300 درجه سانتی‌گراد انجام شد و سپس فرآیند اکستروژن معکوس لوله یا پی‌تی‌کپ<sup>10</sup> در دمای 300 درجه سانتی‌گراد بر نمونه پی‌تی‌کپ شده انجام گرفت. بدین منظور از دستگاه پرس اینسترون<sup>11</sup> با سرعت 10 میلی‌متر بر دقیقه استفاده شد. به منظور انجام فرآیندهای تغییر شکل پلاستیکی شدید در حالت گرم هیت‌رهای مجهز به المنت حرارتی پیرامون قالب نصب شدند که به یک سیستم کنترل اتوماتیک دما متصل بودند. این سیستم کنترل اتوماتیک میزان دما را در هر لحظه با استفاده از ترموکوپلی که به پشت نمونه واقع در داخل قالب متصل بود، رصد می‌کرد و چنان‌چه میزان دما به یک مقدار تنظیم شده پیشین می‌رسید، با انجام قطع و وصل اتوماتیک سعی در ثابت نگه داشتن دما داشت. در ادامه عمل پرس پس از رسیدن دمای قطعه به مقدار خواسته شده در همان حالتی که هیت‌رها به قالب بسته شده بودند انجام گردید. جهت کاهش اصطکاک بین قطعه و دیواره قالب از روان‌کار مولیبدن‌دی‌سولفید استفاده شد [9]. از آن‌جا که در مرجع [16] بهترین دما برای انجام پی‌تی‌کپ آلیاژ AZ31، 300 درجه سلسیوس به دست آمد. در این پژوهش نیز این دما برای انجام فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید انتخاب شد، زیرا در مرجع [16] بیان شده که در دمای پایین‌تر از 250 درجه سلسیوس، مکانیزم تغییر شکل کاملاً دوقلوئی بود. در دمای 300 درجه سلسیوس دانه‌ها کاملاً ریز و یکنواخت بودند، اما رشد دانه‌ها

<sup>1</sup> Grain refinement

<sup>2</sup> Severe plastic deformation (SPD)

<sup>3</sup> Ultra-fine Grained (UFG)

<sup>4</sup> Equal Channel Angular Pressing (ECAP)

<sup>5</sup> Parallel Tubular Channel Angular Pressing (PTCAP)

<sup>6</sup> High Pressure Torsion (HPT)

<sup>7</sup> Accumulative Roll Bonding (ARB)

<sup>8</sup> Repetitive Corrugation and Straightening (RCS)

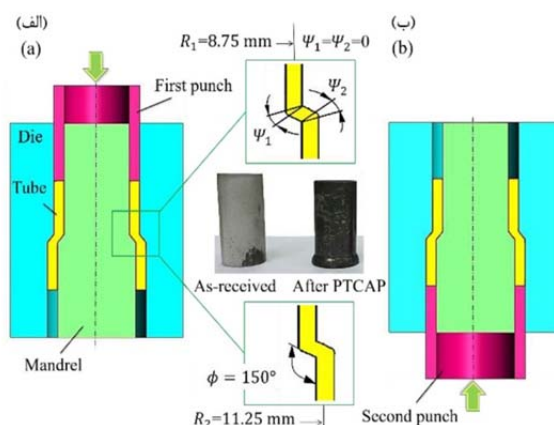
<sup>9</sup> Cyclic Expansion Extrusion (CEE)

<sup>10</sup> Tube Backward Extrusion (TBE)

<sup>11</sup> INSTRON press machine

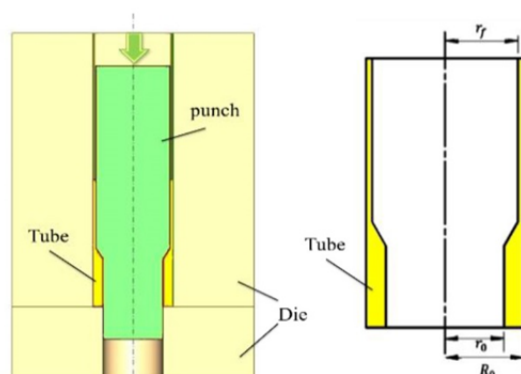
بنا به شکل 2 فرآیند تی‌بی‌ای به منظور کاهش ضخامت روی لوله پی‌تی‌کپ شده اعمال شد که با انجام اکستروژن معکوس روی لوله، ضخامت لوله از 2.5 میلی‌متر به 0.75 میلی‌متر رسید و در نهایت یک لوله جدار نازک ایجاد شد. انتخاب پارامترهای قالب مورد استفاده در این پژوهش و نیز روال و شرایط آزمون براساس پارامترها و شرایط یادشده در مراجع [14-16] صورت پذیرفت. پس از انجام 1 پاس فرآیند PTCAP فرآیند TBE در 1 پاس بر نمونه‌های PTCAP شده انجام پذیرفت. در آزمون سختی در هر نقطه مورد سنجش، آزمایش 3 بار تکرار شد و میانگین این اندازه‌گیری‌ها به عنوان عدد سختی ارائه گردید. به منظور بررسی خواص مکانیکی از دستگاه آزمون کشش سنتام<sup>1</sup> و نرخ کرنش  $0.001 \text{ s}^{-1}$  استفاده گردید. آزمون کشش بر نمونه‌ها در دو دمای اتاق و 400 درجه سلسیوس انجام گرفت. نمونه‌های تست کشش به موازات محور لوله با ارتفاع گیج 4 میلی‌متر و مساحت سطح مقطع 2.5×3 میلی‌متر (شکل 3) آماده شدند و برای جلوگیری از خمش و تقلیل اثر انحنای لوله از قید و بند معرفی شده در مرجع [14] مطابق شکل 4 استفاده گردید. از آن‌جا که ابعاد نهایی قطعه به دست آمده در این پژوهش کوچک‌تر از ابعادی بودند که در استانداردها به آن‌ها پرداخته شده است؛ بنابراین بنا به رسم متداول ابعاد و شرایط تست به صورت تجربی و در مطابقت کامل با ابعاد و شرایط یادشده در سایر مقالات مشابه [14-16] انتخاب شدند تا امکان مقایسه بهتر نتایج پژوهش حاضر با نتایج مقالات نام برده نیز فراهم باشد. نمونه‌ها جهت مطالعه ریزساختار مقطع زده شدند و بعد از مرحله آماده‌سازی که شامل سنباده‌زنی، پولیش و حکاکی بود توسط میکروسکوپ نوری تحت بررسی قرار گرفتند. نمونه‌ها در جهت عمود بر محور لوله مقطع زده شدند. عملیات سنباده‌زنی با استفاده از کاغذهای سلیسیسم کارباید تا شماره 4000 انجام شد. سپس نمونه‌ها از طریق پولیش مکانیکی و استفاده از محلول آلومینا آماده‌سازی گردیدند. به منظور آشکارسازی ریزساختار بنا به مرجع [16] نمونه‌ها برای 5 ثانیه در محلول 70 میلی‌لیتر اتانول، 10 میلی‌لیتر استیک اسید<sup>2</sup>، 4 گرم پیکریک اسید<sup>3</sup> و 20 میلی‌لیتر آب مقطر آچ شدند. پس از تهیه تصاویر میکروساختاری به منظور تعیین میانگین اندازه دانه نمونه‌های اولیه و تغییر شکل یافته از نرم افزار جی‌میکروویژن<sup>4</sup> طبق استاندارد ASTM E112 96 استفاده شد. در این نرم‌افزار پس از انتخاب و تشخیص سطح دانه‌ها با استفاده از ابزارهای موجود در منوی نرم‌افزار پارامترهای مربوط به ابعاد دانه‌ها و مقدار میانگین آن‌ها محاسبه می‌شود. به منظور تعیین علت شکست و بررسی سطح شکست نمونه‌های تست کشش گرم از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی یا اس‌ای‌ام<sup>5</sup> استفاده شد که از یک دستگاه هیتاچی<sup>6</sup> با ولتاژ 20 کیلوولت به دست آمده بود. برای مشخص کردن میزان سختی، نمونه‌های مناسب برای آزمون میکرو سختی‌سنجی، از نمونه‌های اصلی جدا گردید و بعد از آماده‌سازی سطح آن‌ها و مانت کردن، سختی‌سنجی با استفاده از دستگاه میکروسختی‌سنجی ویکرز در مرکز ضخامت نمونه‌ها انجام گرفت. میزان بار اعمالی در آزمون میکروسختی‌سنجی، 200 گرم و زمان توقف سنج بر قطعه 10 ثانیه بود. پارامترها و شرایط آزمون سختی درست مطابق پارامترها و شرایط یادشده در مقالات [14-16] انتخاب شدند تا امکان مقایسه بهتر نتایج پژوهش حاضر با نتایج پژوهش‌های بیان شده میسر باشد.

با افزایش دما تا 350 درجه سلسیوس اتفاق افتاد، همچنین به منظور مطالعه رفتار تغییر شکل گرم و بررسی خواص سوپرپلاستیک نمونه‌های تغییر شکل پلاستیک شدید شده، تست کشش در یک دمای بالا (400 درجه سلسیوس) بر نمونه‌ها انجام گرفت. دمای 400 درجه سلسیوس بنا به مقالاتی مانند [14,15] انتخاب شد، زیرا اولاً نمونه‌های کشیده شده در دمای 400 درجه سلسیوس این مقالات، بهترین مقادیر ازدیاد طول تا شکست را از خود نشان داده بودند و ثانیاً امکان مقایسه بهتر نتایج این پژوهش با نتایج مقالات یادشده (به دلیل انجام شدن تست‌ها در یک دمای مشترک) فراهم می‌گشت. مشخصات قالب پی‌تی‌کپ مورد استفاده در شکل 1 و مشخصات قالب تی‌بی‌ای مورد استفاده در شکل 2 مشهود است. بنا به شکل 1 و شکل 2 اندازه پارامترهای قالب پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای،  $\psi_1=\psi_2=0^\circ$ ،  $\phi=150^\circ$ ،  $r_1=8.75 \text{ mm}$ ،  $r_0=7.5 \text{ mm}$ ،  $R_0=10 \text{ mm}$ ،  $R_2=11.25 \text{ mm}$ ،  $R_1=8.75 \text{ mm}$  است. بنا به شکل 1 فرآیند پی‌تی‌کپ در دو مرحله انجام می‌شود: در مرحله نخست نمونه اولیه توسط سنبه استوانه‌ای شکل به داخل کانال زاویه‌دار که دارای دو ناحیه برشی است، فشرده می‌شود و قطر اولیه لوله تا مقدار قطر کانال خروجی افزایش می‌یابد. در مرحله دوم لوله توسط سنبه دوم دوباره به داخل کانال زاویه‌دار فشرده می‌شود و در نهایت با همان قطر اولیه خود از قالب خارج می‌شود.



**Fig. 1** Schematic of a- first half pass, b- second half pass of the PTCAP process along with the die parameters and the photos of the as-received and PTCAP processed samples

شکل 1 نمای شماتیک از الف- نیم سیکل اول، ب- نیم سیکل دوم فرآیند پی‌تی‌کپ به همراه پارامترهای قالب و تصویر نمونه خام اولیه و نمونه پی‌تی‌کپ شده



**Fig. 2** Schematic of TBE process with the die parameters.

شکل 2 نمای شماتیک از فرآیند تی‌بی‌ای به همراه پارامترهای قالب.

<sup>1</sup> SANTAM

<sup>2</sup> acetic acid

<sup>3</sup> picric acid

<sup>4</sup> ASTM E112 96

<sup>5</sup> SEM

<sup>6</sup> Hitachi

کرنش بیشتری همراه است، باز هم ساختار گردنبندی شکل مشهود است، ولی در این نمونه میانگین اندازه دانه به  $8.6 \mu\text{m}$  رسیده است. بنا به همین شکل روشن است که دانه‌های درشت باقی‌مانده از مراحل پیشین بیشتر مصرف شده‌اند و ریزساختار ریزتری به دست آمده است. به عبارت دیگر دانه‌های ریز ناشی تبلور مجدد دینامیکی بیشتری به وجود آمده‌اند. مشخص است که دانه‌ها (به خصوص دانه‌های درشت) در امتداد محور اکستروژن مقداری کشیده شده‌اند. در توضیح بیشتر چگونگی ریزدانه شدن میکروساختار بعد از انجام تغییر شکل‌های پلاستیک شدید باید گفت که با اعمال تغییر شکل در ماده تعداد ناهنجاری‌ها افزایش خواهد یافت. وجود ناهنجاری‌ها طی مرحله‌ای که در ادامه به آن پرداخته می‌شود می‌تواند باعث ریزتر شدن دانه‌ها شود؛ نخست ناهنجاری‌های اولیه بازآرایی نموده که درون دانه‌ها وجود دارند، همچنین پیوستن به هم هسته کوچکی را تشکیل داده و سطح انرژی را کاهش می‌دهند. در مرحله بعد با افزایش میزان تغییر شکل ناهنجاری‌های جدیدی تولید شده و زاویه بین هسته‌های یادشده افزایش یافته و مرزدانه‌های فرعی<sup>2</sup> ایجاد می‌گردد. در ادامه این فرآیند در داخل دانه‌ها تا حدی تکرار می‌شود تا اندازه دانه به حد کافی کوچک شود. این امر در نهایت باعث چرخش دانه‌های تولید شده می‌شود و در نهایت دانه‌های با مرزدانه زاویه زیاد<sup>3</sup> ریزساختار را فرا می‌گیرند [19]. به عبارت دیگر با افزایش کرنش پلاستیک شدید اعمال شده، مرزدانه‌های زاویه کم از طریق جذب ناهنجاری‌ها به مرزدانه‌های زاویه زیاد تبدیل می‌شوند که در نتیجه این اتفاق آرایشی از دانه‌های فوق ریزدانه ایجاد می‌شود که توسط مرزهای زاویه زیاد از هم تفکیک شده‌اند [20]. فازهای بین فلزی تقریباً در همه آلیاژهای منیزیم قابل یافت هستند. ترکیبات بین فلزی نقش مهمی را در بهینه‌سازی ریزساختار و خواص مکانیکی ایفا می‌کنند. عنصر منیزیم از لحاظ شیمیایی بسیار فعال است و می‌تواند با عناصر آلیاژی دیگر واکنش داده و باعث ایجاد ترکیبات بین فلزی شود. این ترکیبات می‌توانند در حین ریخته‌گری در دمای بالا رسوب کنند یا از طریق تبدیل حالت جامد در دماهای پایین ایجاد شوند. اندازه این فازها می‌تواند در محدوده نانومتر تا میکرومتر باشد. در آلیاژهای منیزیم مقاوم به خزش ترکیبات فلزی می‌توانند از لغزش مرزدانه‌ای جلوگیری کنند و باعث انسداد صعود ناهنجاری‌ها شوند که این امر باعث بهبود خواص خزشی می‌شود. زمانی که دما پایین می‌آید، انحلال‌پذیری اتم‌های محلول کاهش می‌یابد که به موجب آن رسوب فاز ثانویه ایجاد می‌شود. ترکیبات بین فلزی که از طریق تبدیل حالت جامد در دماهای پایین ایجاد می‌شوند، معمولاً پایداری حرارتی پایینی دارند [21]. وجود اتم‌های آلومینیم و منیزیم در آلیاژهای منیزیم سری AZ، سرعت رشد دانه‌ها و نیز لغزش دانه‌ها را در آلیاژهای پایه منیزیم اصلاح می‌کند. به نظر می‌رسد ترکیباتی مانند  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  و  $\text{MgO}$  باعث جلوگیری از رشد دانه‌های منیزیم می‌شوند [22].

### 3-2- خواص مکانیکی به دست آمده از آزمون کشش و میکروسختی‌سنجی

نمودارهای تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام آزمون کشش در دمای اتاق بر نمونه خام اولیه، نمونه پی‌تی‌کپ شده و نمونه پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده در شکل 6 نشان داده شده است. بنا به شکل 6 روشن است که نمونه‌هایی که تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار گرفته‌اند، استحکام تسلیم و استحکام نهایی بالاتری نسبت به نمونه خام اولیه دارند. افزایش استحکام مشاهده شده

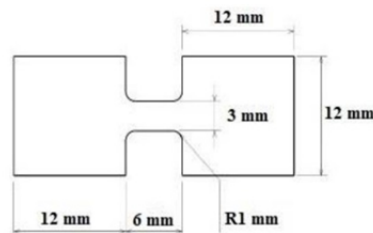


Fig. 3 Schematic of prepared sample for tensile testing

شکل 3 نمای شماتیک از نمونه آماده شده برای تست کشش

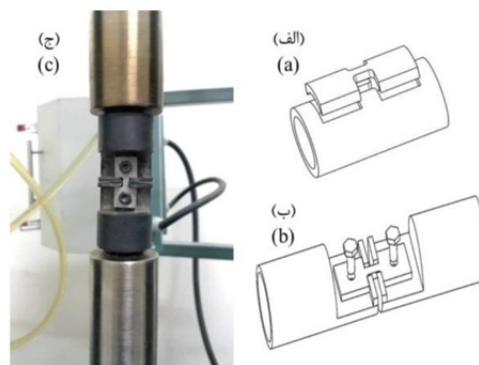


Fig. 4 Pictures of a- extracted standard tensile testing specimen, b- used tensile specimens gripper and c- standard tensile testing specimen and used gripper during tensile testing [16]

شکل 4 تصویری از الف- نمونه استاندارد استخراج شده برای آزمون کشش، ب- گریپر استفاده شده برای نمونه‌های کشش و ج- نمونه استاندارد آزمون کشش و گریپر استفاده شده در حین آزمون کشش [16]

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- نتایج بررسی ریزساختار با استفاده از متالوگرافی نوری

در شکل 5 تصاویر ریز ساختار نمونه‌های خام اولیه، پی‌تی‌کپ شده و پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده نشان داده شده است. با توجه به شکل 5-a نمونه خام اولیه دارای دانه‌های تقریباً هم‌محور با میانگین اندازه دانه  $520 \mu\text{m}$  است. بنا به شکل 5-b بعد از انجام پی‌تی‌کپ، یک ساختار چندگانه گردنبندی شکل ایجاد شده که ترکیبی از دانه‌های احاطه شده با دانه‌های ریز تبلور مجدد شده است. میانگین اندازه دانه برای نمونه پی‌تی‌کپ شده  $11.1 \mu\text{m}$  اندازه‌گیری شد. ساختار گردنبند-مانند در مطالعات دیگری مانند [17,15] نیز مشاهده شده است. این ساختار زمانی پدید می‌آید که تحت شرایطی با دماهای بالاتر از دمای تبلور مجدد، اندازه اولیه دانه‌ها از یک مقدار بحرانی بزرگ‌تر باشد.

گزارش شده است که با افزایش تعداد پاس‌های پی‌تی‌کپ، ریزساختار کوچک‌تر و همگن‌تری می‌تواند حاصل شود. متداول‌ترین دلیل بهبود ریزساختار در منیزیم و در دماهای بالا، وقوع تبلور مجدد دینامیکی<sup>1</sup> و جوانه‌زنی دانه‌های ریزتر در اطراف مرزدانه‌های اصلی است. این مرزدانه‌ها انرژی بالایی دارند و محل‌های مناسبی برای جوانه‌زنی محسوب می‌شوند. این جوانه‌زنی به تمرکز تنش در مرزدانه‌ها و هم‌زمان فعال شدن سیستم‌های لغزش قاعده‌ای و غیرقاعده‌ای مربوط است [14]. مشاهده شده است که در دماهای بالاتر نقش تبلور مجدد دینامیکی در بهبود ریزساختار کم‌رنگ‌تر می‌شود که ناشی از رشد دانه‌هاست [18].

بنا به شکل 5-c پس از انجام تی‌بی‌ای بر نمونه پی‌تی‌کپ شده (با اعمال

<sup>2</sup> Subgrain

<sup>3</sup> High-Angle Grain Boundary (HAGB)

<sup>1</sup> Dynamic Recrystallization (DRX)

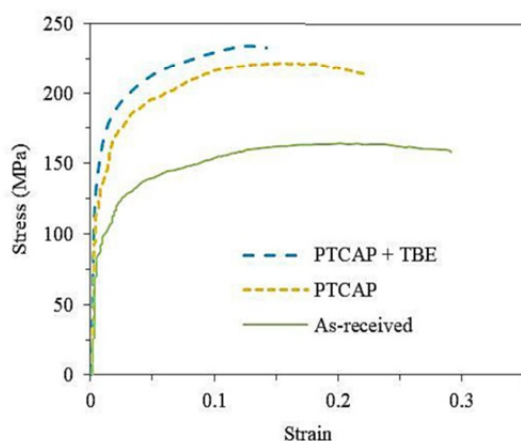
بیشتر روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید و نیز در پژوهش حاضر اندازه میانگین دانه‌ها بزرگ‌تر از 20 نانومتر است (بنا به نتایج میکروسکوپ نوری که در بخش 1-3 به آن‌ها اشاره شد)؛ بنابراین می‌توان به رابطه (1)، هال‌پیچ، استناد نمود.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

بنا به شکل‌های 5 و 6 مشهود است که پس از انجام تی‌بی‌ای که هم‌زمان با اعمال کرنش بیشتر همراه است، ریزساختار کوچک‌تری به دست آمده است که در حالتی موافق با رابطه هال‌پیچ منجر به مقدار استحکام تسلیم و همچنین مقدار استحکام نهایی بالاتری نسبت به دو نمونه دیگر شده است. بنا به شکل 6 نمونه پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده بیشترین مقدار استحکام نهایی (240 MPa) را در دمای اتاق دارد. پس از انجام روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید هم‌زمان با کاهش اندازه دانه‌ها، اتم‌های محلول در مرز دانه‌ها تجمع یافته و موجب افزایش استحکام ماده می‌شوند.

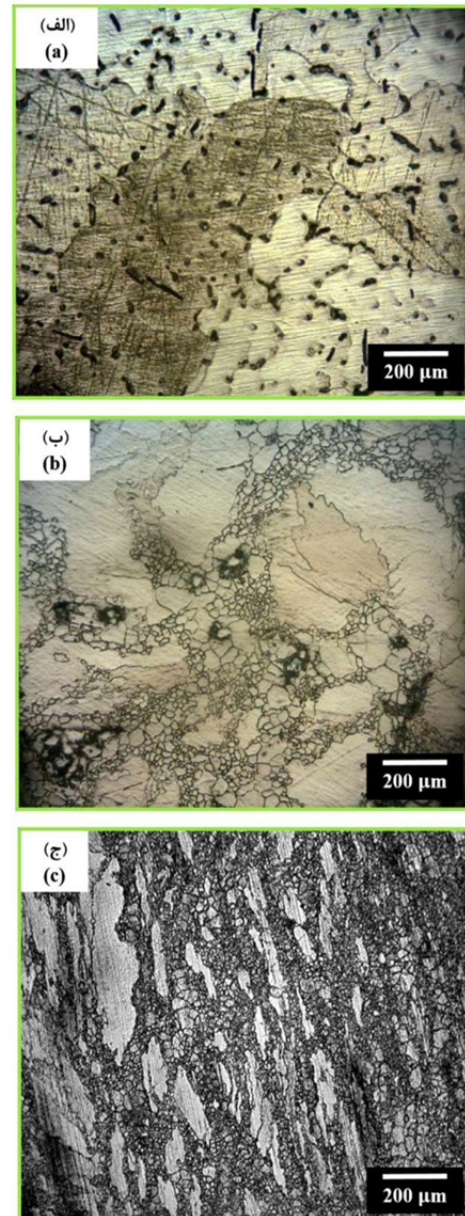
به عبارت دیگر این اتم‌ها با ایجاد موانع در برابر حرکت ناب‌جایی‌ها باعث افزایش استحکام می‌شوند. کرنش سختی<sup>2</sup> عامل مهم دیگر افزایش استحکام در مواد فوق ریزدانه است. پس از انجام روش‌های SPD، چگالی ناب‌جایی‌ها، جاهای خالی و مرزدانه‌های جدید افزایش می‌یابد. افزایش چنین عیوبی در ماده منجر به افزایش تنش سیلان خواهد شد. فشار هیدرواستاتیک موجود در روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، اثر حائز اهمیتی در افزایش استحکام مواد فوق ریزدانه دارد. تمرکز جاهای خالی در حین تغییر شکل پلاستیک با وجود فشار هیدرواستاتیک افزایش می‌یابد و نفوذ ناب‌جایی‌ها در جاهای خالی به سختی انجام می‌گیرد و فرآیند حذف ناب‌جایی‌ها کند می‌شود؛ بنابراین نرخ کرنش سختی با کند شدن فرآیند حذف ناب‌جایی‌ها افزایش می‌یابد [19].

نمودارهای تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام آزمون کشش در دمای 400 درجه سلسیوس بر نمونه خام اولیه نمونه پی‌تی‌کپ شده و نمونه پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده در شکل 7 و تصاویر نمونه‌های شکسته شده پس از انجام تست کشش گرم به همراه درصد تغییر طول شکست هر نمونه در شکل 8 نشان داده شده است.



**Fig. 6** Engineering stress-strain curves of the as-received, PTCAP and PTCAP+TBE processed samples, at room temperature tensile testing and strain rate of  $10^{-3}$ 1/s

شکل 6 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام تست کشش در دمای اتاق و نرخ کرنش 0.001 1/s بر نمونه خام اولیه و نمونه‌های PTCAP و PTCAP+TBE شده



**Fig. 5** OM microstructure photos of the a- as-received sample, b- PTCAP processed and c- PTCAP + TBE processed samples

شکل 5 تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار الف- نمونه خام اولیه، ب- نمونه پی‌تی‌کپ شده و ج- نمونه پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده

در نمونه پی‌تی‌کپ شده ناشی از وارد آمدن کرنش برشی وقوع تبلور مجدد دینامیکی و ریزتر شدن ریزساختار (متعاقباً افزایش چگالی ناب‌جایی‌ها) در اثر انجام فرآیند است. در مورد فرآیند پی‌تی‌کپ گزارش شده است که میزان تنش نهایی با افزایش تعداد پاس نیز افزایش می‌یابد که می‌تواند ناشی از ریزتر شدن ریزساختار و افزایش مساحت اشغال شده توسط دانه‌های ریزتر باشد [16]. استحکام فلز بنا به معادله هال‌پیچ<sup>1</sup> (رابطه (1)) با ریزتر شدن دانه‌ها افزایش می‌یابد. در این معادله،  $d$  اندازه میانگین دانه‌ها،  $\sigma_y$  استحکام تسلیم،  $\sigma_0$  و  $K$  ثابت‌های مربوط به ماده هستند. همچنین باید یادآور شد که در اندازه دانه‌های کوچک‌تر از حدود 20 نانومتر رفتار هال‌پیچ دیگر صادق نیست و با ریزتر شدن دانه‌ها استحکام کاهش می‌یابد [23]. از آن‌جا که در

<sup>2</sup> Strain Hardening

<sup>1</sup> Hall-Petch relation

سرعت خزش با تنش، دما و اندازه دانه بستگی دارد [24]. بهبود ریزساختار حاصل از انجام روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید می‌تواند شرایط را برای لغزش مرزدانه‌های فراهم‌تر کند و باعث افزایش قابل توجه داکتیلیتی آلیاژ AZ31 در دماهای بالاتر شود. دو شرط مهم بروز تغییر طول‌های سوپرپلاستیک در مواد پلی کریستال عبارت است از نخست وجود دانه‌های کوچک (زیر  $10\mu\text{m}$ ) با پایداری حرارتی بالا، و شرط دوم انجام فرآیند دماهای بالا، زیرا سوپرپلاستیسیته یک فرآیند وابسته به پدیده نفوذ<sup>2</sup> است [25]. پدیده سوپرپلاستیسیته از طریق انجام لغزش مرزدانه‌های صورت می‌گیرد که در آن دانه‌های مجزا نسبت به هم در داخل ماده بالک پلی کریستال جابه‌جا می‌شوند (می‌لغزند). مکانیزم جریان سوپرپلاستیک، بر پایه حرکت نابه‌جایی‌ها در امتداد مرزدانه‌ها همراه با لغزش محدود درون‌دانه‌ای به عنوان یک فرآیند تطبیقی استوار است [26]. انتظار می‌رود که این فرآیند تطبیقی در ریزساختارهای چندگانه (مشابه ریز ساختار حاصل در این پژوهش که شامل دانه‌های درشت احاطه شده با دانه‌های ریزتر است) با دوام‌تر باشد که آن هم به دلیل سهولت ایجاد لغزش و دوقلویی در دانه‌های درشت است. ریزساختار چندگانه جریان سوپرپلاستیک را افزایش می‌دهد. ریزساختار چندگانه ممکن است داکتیلیتی کنترل شده با گلوبی شدن را بهبود بخشد. کرنش‌سختی مرتبط با جمعیت دانه‌های درشت‌تر با کاهش ظرفیت کرنش‌سختی در دانه‌های کوچک‌تر جبران می‌شود. دانه‌های کوچک‌تر بر خلاف دانه‌های درشت‌تر حساسیت به نرخ کرنش بالایی را فراهم می‌کنند. در نهایت باید گفت که اهمیت ساختار چندگانه به توانایی دانه‌های درشت‌تر برای انجام فرآیند تطبیقی در لغزش مرزدانه‌ای و نیز مشارکت در امر کرنش‌سختی مربوط است که باعث جلوگیری از بروز گلوبی می‌شود [27]. با توجه به شکل 7 یک رفتار نرم‌شوندگی در نمودارها مشاهده می‌شود که ناشی از شروع تبلور مجدد دینامیکی است [28].

در شکل 9 نتایج میکروسختی و پیکرز در مرکز ضخامت نمونه‌های خام اولیه، پی‌تی‌کپ شده و پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده مشهود است. روشن است که پس از انجام تغییر شکل پلاستیک، سختی نمونه‌ها نسبت به نمونه خام اولیه افزایش یافته که ناشی از تأثیرات کرنش برشی، تبلور مجدد دینامیکی و بهبود ریزساختار است. مقدار سختی نمونه‌های خام اولیه، پی‌تی‌کپ شده و پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده به ترتیب برابر با 37 HV، 59 HV و 69 HV است.

بنا به معادله هال پیچ برای سختی (رابطه 2)، سختی با ریزتر شدن دانه‌ها افزایش می‌یابد. در این معادله  $d$  اندازه میانگین دانه‌ها،  $H$  سختی،  $H_0$  و  $K'$  ثابت‌های مربوط به ماده هستند [29]. در موافقت با رابطه (2) مشاهده می‌شود که نمونه پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده که بنا به شکل 5 ریزترین ساختار دانه‌بندی را در بین نمونه‌ها دارد، دارای بیشترین مقدار سختی است. در مورد فرآیند پی‌تی‌کپ نیز مشاهده شده است که با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند، مقدار ریزدانه‌گی و تبلور مجدد دینامیکی بیشتر شده و هم‌زمان مقدار سختی نیز افزایش می‌یابد [30]، ولی این سختی میل به رسیدن به یک حالت اشباع را دارد. چنین گرایشی برای رسیدن به حالت اشباع در مراجعی مانند [31,6] نیز دیده می‌شود.

$$H = H_0 + \frac{K'}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

دستاوردهای شاخص پژوهش حاضر نسبت به پژوهش‌های پیشین این

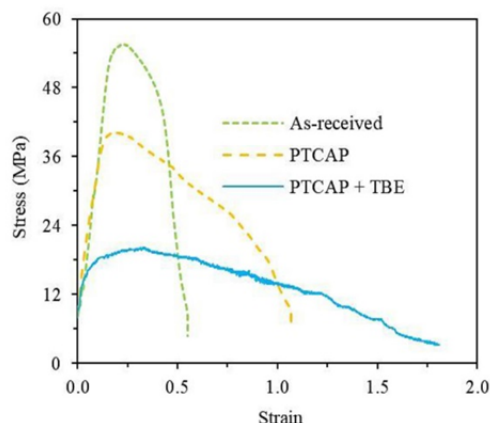


Fig. 7 engineering stress-strain curves of the as-received, PTCAP and PTCAP + TBE processed samples, at 400°C tensile testing and strain rate of  $10^{-3}$  1/s.

شکل 7 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام تست کشش در دمای 400 درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 0.001 1/s بر نمونه خام اولیه و نمونه‌های PTCAP و PTCAP + TBE شده

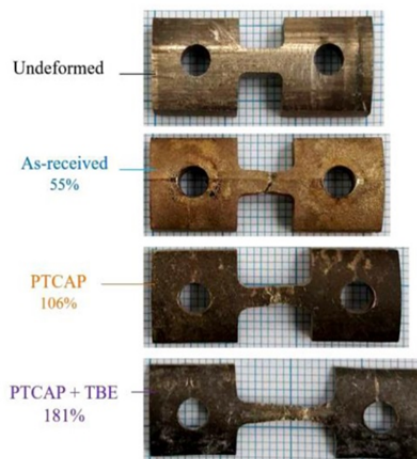


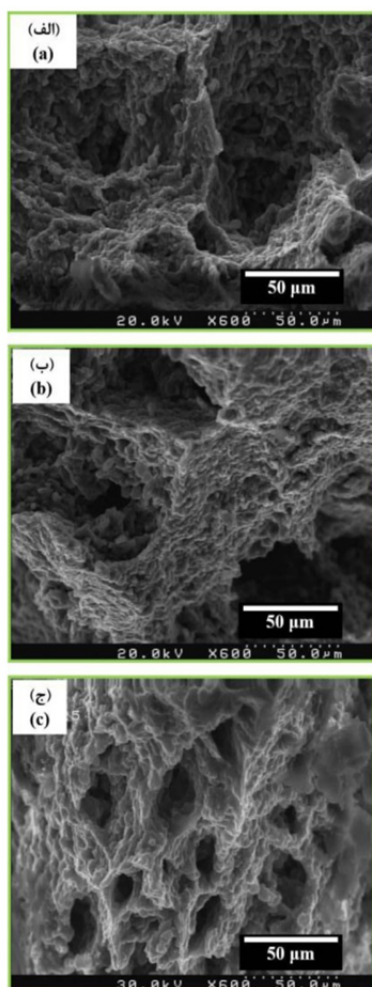
Fig. 8 the images of fractured specimens extracted from the as-received, b- PTCAP and c- PTCAP+TBE processed samples after the tensile test at 400°C

شکل 8 تصاویر نمونه‌های شکسته شده الف- خام اولیه، ب- پی‌تی‌کپ شده و ج- پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده، پس از انجام تست کشش گرم در نرخ کرنش 0.001 1/s و دمای 400 درجه سانتی‌گراد

بنا به دو شکل 7 و 8 مشخص است که درصد تغییر طول شکست نمونه‌های تغییر شکل پلاستیک شده بیشتر از نمونه خام اولیه است. به طوری که نمونه پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده دارای تغییر طول شکست 181% است، در حالی که همین مقدار برای نمونه خام اولیه 55% است؛ بنابراین مشاهده می‌شود که با انجام فرآیند پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای درصد تغییر طول شکست دما بالای آلیاژ AZ31، حدود 3.3 برابر حالت اولیه به دست می‌آید. این مقدار درصد تغییر طول شکست (181%) در مقایسه با مقادیری که برای لوله‌های آلیاژ AZ31 در مراجع [16-14] آورده شده و در بخش مقدمه بیان شدند، مقدار قابل توجهی تلقی می‌شود به خصوص که چنین مقداری برای اولین بار برای یک لوله جدار نازک (ضخامت 0.75 میلی‌متر) از جنس آلیاژ AZ31 گزارش می‌شود. چنین تغییر طول شکست‌های بالایی می‌تواند ناشی از لغزش مرزدانه‌ای<sup>1</sup> باشد که در دماهای بالا و در مواد ریزدانه‌تر است. وقوع لغزش مرزدانه‌ای به رابطه

<sup>1</sup> Grain boundary sliding (GBS)

<sup>2</sup> Diffusion

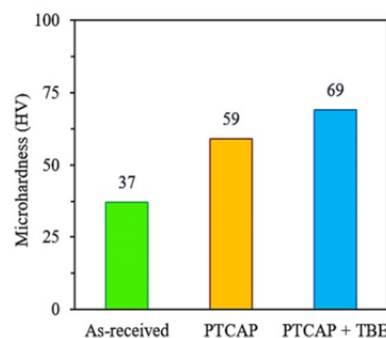


**Fig. 10** SEM photos of the fractured surface of the a- as-received, b- PTCAP and c- PTCAP+TBE processed samples, at tensile strain rate of  $10^{-3}$  1/s and tensile temperature of 400°C

**شکل 10** تصاویر اس‌ای‌ام از سطح شکست نمونه‌های الف- خام اولیه، ب- پی‌تی‌کپ شده و ج- پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای شده، پس از انجام تست کشش گرم در نرخ کرنش  $1/0.001$  و دمای 400 درجه سانتی‌گراد

دست آمده از این پژوهش اشاره می‌شود:

- 1- پس از انجام فرآیندهای پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای میانگین اندازه دانه‌ها از  $520\mu\text{m}$  به  $8.6\mu\text{m}$  رسید. در این حالت ریزساختار ماده شامل یک ساختار چندگانه گردنبندی شکل (دانه‌های بزرگ محاصره شده با دانه‌های ریز) بود.
- 2- پس از انجام آزمون کشش در دمای اتاق مشاهده شد که نمونه پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده دارای بیشترین مقدار استحکام نهایی (240 MPa) بود. در حالی که همین مقدار برای نمونه خام اولیه برابر 164 MPa بود.
- 3- آزمون کشش دما بالا (400 درجه سلسیوس) نشان داد که نمونه پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده دارای بیشترین مقدار تغییر طول شکست 181% (در حدود 3.3 برابر حالت خام اولیه) بود، در حالی که همین مقدار برای نمونه خام اولیه 55% بود. انتظار می‌رود علت چنین تغییر طولی، لغزش مرزدانه‌ای به عنوان مکانیزم اصلی تغییر شکل باشد.
- 4- مقدار سختی پس از انجام فرآیندهای پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای از 37 HV به 69 HV رسید. چنین رفتاری موافق با رابطه هال پیچ برای سختی بود.
- 5- آنالیز سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش در دماهای بالا نشان داد که شکست نمونه‌ها ناشی از وقوع عمدتاً شکست داکتیل است که علت آن



**Fig. 9** Vickers microhardness results for the as-received, PTCAP and PTCAP + TBE processed samples

**شکل 9** نتایج میکروسختی ویکرز برای نمونه خام اولیه و نمونه‌های PTCAP و PTCAP+TBE شده

محققین [14-16] عبارت از موارد زیر است. نخست، در پژوهش حاضر به تأثیر فرآیند ترکیبی PTCAP و TBE بر خواص مکانیکی و ریزساختاری آلیاژ AZ31 در دو دمای اتاق و 400 درجه سلسیوس پرداخته شد، حال آن‌که در پژوهش‌های پیشین فقط به فرآیند PTCAP پرداخته شده بود. دوم، در نتیجه این پژوهش لوله جدار نازک فوق ریزدانه (ضخامت 0.75 میلی‌متر) از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 با داکتیلیتی دما بالای 181% به دست آمد که چنین درصد ازدیاد طولی تا پیش از این برای چنین لوله جدار نازکی گزارش نشده بود.

### 3-3- نتایج شکست‌نگاری

در شکل 10 تصاویر اس‌ای‌ام گرفته شده از سطح شکست نمونه‌های خام اولیه، پی‌تی‌کپ شده و پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده، پس از انجام تست کشش گرم در دمای 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش  $1/0.001$  نشان داده شده است. در شکل 10-a مشهود است که سطح شکست نمونه خام اولیه شامل حفره‌های بزرگ‌تر و عمیق‌تری نسبت به دو نمونه دیگر است. در این میان بنا به شکل 10-c سطح شکست نمونه پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده (این نمونه نسبت به دو نمونه دیگر کرنش بیشتری را تجربه کرده بود)، حفره‌های کوچک‌تر، کم‌عمق‌تر و سطح همگن‌تری نسبت به دو نمونه دیگر دارد.

سطح شکست نمونه‌های تست کشش گرم حاکی از وقوع عمدتاً شکست داکتیل است که ناشی از جوانه‌زنی میکرو فضایی خالی‌ها و متعاقباً رشد و تداخل آن‌ها با یکدیگر است. گزارش شده است که با افزایش دما یا کاهش نرخ کرنش، مد ترکیبگی<sup>1</sup> از حالت در امتداد مرز دانه‌ها یا مرز دوقلویی‌ها به حالت در نزدیکی مرزدانه‌ها یعنی مکانی تغییر پیدا می‌کند که تبلور مجدد دینامیکی به وضوح اتفاق می‌افتد. هم‌زمان با این شرایط افزایش تبلور مجدد دینامیکی در نزدیکی مرز دانه‌ها می‌تواند باعث تشکیل ترک‌های بزرگ در امتداد مرزدانه‌ها شود [32].

### 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش تأثیر فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید ترکیبی شامل دو فرآیند پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای بر خواص مکانیکی و ریزساختاری دمای اتاق و دما بالای آلیاژ منیزیم AZ31 مطالعه شد و در نهایت لوله جدار نازکی با داکتیلیتی دما بالای مطلوب به دست آمد. در ادامه به مهم‌ترین نتایج به

<sup>1</sup> Dimple

<sup>2</sup> Cracking modes

- جوانه‌زنی میکرو فضای خالی‌ها و متعاقباً رشد و تداخل آن‌ها با یک‌دیگر است. در این بررسی مشاهده شد که نمونه پی‌تی‌کپ و سپس تی‌بی‌ای شده حفره‌های کوچک‌تر، کم‌عمق‌تر و سطح همگن‌تری داشت.
- 5- مراجع**
- [1] X. Wang, M. Wu, W. Ma, Y. Lu, S. Yuan, Achieving superplasticity in AZ31 magnesium alloy processed by hot extrusion and rolling, *Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, No. 1, pp. 64-67, 2016.
  - [2] R. B. Figueiredo, S. Terzi, T. G. Langdon, Using X-ray microtomography to evaluate cavity formation in a superplastic magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing, *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 17, pp. 5737-5748, 2010.
  - [3] A. Jager, P. Lukac, V. Gartnerova, J. Bohlen, K. Kainer, Tensile properties of hot rolled AZ31 Mg alloy sheets at elevated temperatures, *Alloys and Compounds*, Vol. 378, No. 1, pp. 184-187, 2004.
  - [4] W. Xia, Z. Chen, D. Chen, S. Zhu, Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets produced by differential speed rolling, *Materials Processing Technology*, Vol. 209, No. 1, pp. 26-31, 2009.
  - [5] M. Eftekhari, Gh. Faraji, O. Shapoorgan, M. Baniassadi, Experimental investigation of the effect of temperature in extrusion process of ECAPed nanostructured Titanium, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 4, pp. 52-60, 2017. (in Persian فارسی)
  - [6] M. Eftekhari, G. Faraji, S. Nikbakht, R. Amin, R. Sharifzadeh, M. Mohammadpour, R. Hildyard, Processing and characterization of nanostructured Grade 2 Ti processed by combination of warm isothermal ECAP and extrusion, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 703, pp. 551-558, 2017.
  - [7] S. Nikbakht, M. Eftekhari, Gh. Faraji, Study of Microstructure and mechanical properties of pure commercial titanium via combination of Equal channel angular pressing and Extrusion, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 1, pp. 453-461, 2017. (in Persian فارسی)
  - [8] G. Faraji, A. Babaei, M. M. Mashhadi, K. Abrinia, Parallel tubular channel angular pressing (PTCAP) as a new severe plastic deformation method for cylindrical tubes, *Materials Letters*, Vol. 77, pp. 82-85, 2012.
  - [9] V. Tavakkoli, M. Afrasiab, G. Faraji, M. Mashhadi, Severe mechanical anisotropy of high-strength ultrafine grained Cu-Zn tubes processed by parallel tubular channel angular pressing (PTCAP), *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 625, pp. 50-55, 2015.
  - [10] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, Principles of grain refinement and superplastic flow in magnesium alloys processed by ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 501, No. 1, pp. 105-114, 2009.
  - [11] X. M. Feng, T. T. Ai, Microstructure evolution and mechanical behavior of AZ31 Mg alloy processed by equal-channel angular pressing, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 19, No. 2, pp. 293-298, 2009.
  - [12] S. Ding, C. Chang, P. Kao, Effects of processing parameters on the grain refinement of magnesium alloy by equal-channel angular extrusion, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40, No. 2, pp. 415, 2009.
  - [13] H. Abdolvand, H. Sohrabi, G. Faraji, F. Yusof, A novel combined severe plastic deformation method for producing thin-walled ultrafine grained cylindrical tubes, *Materials Letters*, Vol. 143, pp. 167-171, 2015.
  - [14] A. Fata, G. Faraji, M. Mashhadi, V. Tavakkoli, Hot deformation behavior of Mg-Zn-Al alloy tube processed by severe plastic deformation, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 62, No. 1, pp. 159-166, 2017.
  - [15] A. Fata, G. Faraji, M. Mashhadi, V. Tavakkoli, Hot tensile deformation and fracture behavior of ultrafine-grained AZ31 magnesium alloy processed by severe plastic deformation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 674, pp. 9-17, 2016.
  - [16] A. Fata, M. Eftekhari, Gh. Faraji, M. Mosavi Mashhadi, Effects of PTCAP as a severe plastic deformation method on the mechanical and microstructural properties of AZ31 magnesium alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 409-416, 2017. (in Persian فارسی)
  - [17] H. Kim, W. Kim, Microstructural instability and strength of an AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 385, No. 1, pp. 300-308, 2004.
  - [18] J. Tan, M. Tan, Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 339, No. 1, pp. 124-132, 2003.
  - [19] H. Torabzadeh Kashi, Gh. Faraji, A review of the production of ultrafine grained and nanograin metals by applying severe plastic deformation, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 6, pp. 271-282, 2016. (in Persian فارسی)
  - [20] R. Naseri, M. Shariati, M. Kadkhodayan, Effect of work-piece cross section on the mechanical properties of commercially pure titanium produced by Equal Channel Angular Pressing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 6, pp. 157-166, 2015. (in Persian فارسی)
  - [21] N. Hort, Y. D. Huang, K. U. Kainer, Intermetallics in magnesium alloys, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 8, No. 4, pp. 235-240, 2006.
  - [22] X. Wang, L. Hu, K. Liu, Y. Zhang, Grain growth kinetics of bulk AZ31 magnesium alloy by hot pressing, *Alloys and Compounds*, Vol. 527, pp. 193-196, 2012.
  - [23] M. Phaniraj, M. Prasad, A. Chokshi, Grain-size distribution effects in plastic flow and failure, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 463, No. 1, pp. 231-237, 2007.
  - [24] S. Spigarelli, O. Ruano, M. El Mehtedi, J. Del Valle, High temperature deformation and microstructural instability in AZ31 magnesium alloy, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 570, pp. 135-148, 2013.
  - [25] R. B. Figueiredo, M. Kawasaki, C. Xu, T. G. Langdon, Achieving superplastic behavior in fcc and hcp metals processed by equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 493, No. 1, pp. 104-110, 2008.
  - [26] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, Developing superplasticity in a magnesium AZ31 alloy by ECAP, *Materials Science*, Vol. 43, No. 23-24, pp. 7366-7371, 2008.
  - [27] R. Lapovok, Y. Estrin, M. V. Popov, T. G. Langdon, Enhanced superplasticity in a magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing with a back-pressure, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 10, No. 5, pp. 429-433, 2008.
  - [28] T. Al-Samman, G. Gottstein, Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 490, No. 1, pp. 411-420, 2008.
  - [29] A. Sergueeva, V. Stolyarov, R. Valiev, A. Mukherjee, Advanced mechanical properties of pure titanium with ultrafine grained structure, *Scripta Materialia*, Vol. 45, No. 7, pp. 747-752, 2001.
  - [30] M. Eftekhari, A. Fata, G. Faraji, M. M. Mashhadi, Hot tensile deformation behavior of Mg-Zn-Al magnesium alloy tubes processed by severe plastic deformation, *Alloys and Compounds*, Vol. 742, pp. 442-453, 2018.
  - [31] D. Fang, Q. Duan, N. Zhao, J. Li, S. Wu, Z. Zhang, Tensile properties and fracture mechanism of Al-Mg alloy subjected to equal channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 459, No. 1, pp. 137-144, 2007.
  - [32] Y. Yan, W. P. Deng, Z. F. Gao, J. Zhu, Z. J. Wang, X. W. Li, Coupled influence of temperature and strain rate on tensile deformation characteristics of Hot-Extruded AZ31 magnesium alloy, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Vol. 29, No. 2, pp. 163-172, 2016.