



بررسی اثر فرایند تغییر شکل پلاستیکی شدید پی تی کپ بر خواص مکانیکی و ریزساختاری آلیاژ منیزیم AZ31 تهیه شده به روش اکستروژن

علی فتی^{1*}، محمد افتخاری²، قادر فرجی³، محمود موسوی مشهدی⁴

1- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه هرمزگان، هرمزگان

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

3- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

4- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

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

چکیده

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 12 مهر 1396

پذیرش: 06 آذر 1396

ارائه در سایت: 24 آذر 1396

کلید واژگان:

فرایند پی تی کپ

تغییر شکل پلاستیک شدید

آلیاژ AZ31

تغییر شکل داغ

فوق ریزدانه

در این پژوهش تأثیر روش فشار در کانال لوله‌ای موازی زاویه‌دار با پی تی کپ که یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید (اس پی دی) است، بر خواص ریزساختاری، مکانیکی و سوپرپلاستیسیته آلیاژ منیزیم AZ31 بررسی گردید. روش پی تی کپ در دمای 300°C انجام شد. هدف از این روش تولید لوله‌های فوق ریزدانه با خواص سوپرپلاستیسیته‌ی بالا بود. بعد از انجام 1 عبور پی تی کپ، یک ساختار چندگانه که شامل دانه‌های درشت احاطه شده با دانه‌های ریز تبلور مجدد شده بود، مشاهده شد. با انجام عبورهای بعدی پی تی کپ، ریزدانه‌گی و همگنی ریزساختار افزایش یافت. بعد از انجام 4 عبور پی تی کپ، اندازه دانه میانگین از 43 μm به 6.8 μm رسید. اندازه‌گیری‌های میکروسختی ویکرز نشان داد که با انجام عبورهای بعدی پی تی کپ که با اعمال کرنش‌های بالاتر همراه بود، مقدار سختی نمونه‌ها افزایش یافت. تصاویر شکست‌نگاری اس-ای ام گویای آن بودند که در تمام نمونه‌های آزمون کشش گرم، غالباً شکست داکتیل اتفاق افتاده است. تغییر طول شکست قابل توجه 256% در دمای آزمون کشش 450°C و نرخ کرنش 1/s 10^{-3} به دست آمد که ناشی از لغزش مرزانه‌ای به عنوان مکانیزم غالب تغییر شکل بود. این در حالی بود که در همین شرایط آزمون، نمونه‌ی خام پی تی کپ نشده دارای تغییر طول شکست 116% بود. در نهایت مشاهده شد که نمونه‌ی 4 عبور پی تی کپ شده، هم در دمای اتاق، دارای خواص مکانیکی و ریزساختاری بهتری نسبت به نمونه‌ی خام بود و هم در دماهای بالا، خاصیت سوپرپلاستیک قابل توجهی نسبت به نمونه خام داشت. همچنین آزمون پایداری حرارتی دانه‌ها بر روی نمونه‌ی 4 عبور پی تی کپ، در 5 دمای مختلف انجام شد.

Effects of PTCAP severe plastic deformation process on the mechanical and microstructural properties of AZ31 magnesium alloy provided via extrusion

Ali fata^{1*}, Mohammad Eftekhari², Ghader faraji², Mahmoud Mosavi Mashhadi²

1- Department of Mechanical Engineering, University of Hormozgan, Hormozgan, Iran 2- Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

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

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 04 October 2017
Accepted 27 November 2017
Available Online 15 December 2017

Keywords:

PTCAP method
Severe plastic deformation
AZ31 Alloy
Hot deformation
Ultra-fine grain

ABSTRACT

In this study, the effect of Parallel tubular channel angular pressing (PTCAP) as a severe plastic deformation (SPD) process on the microstructural, mechanical properties and superplasticity of AZ31 magnesium alloy were investigated. PTCAP method at 300°C was performed for production of ultra-fine grained (UFG) tube with a high superplasticity. After the first pass of PTCAP a bimodal microstructure, large gains surrounded by a large number of tiny recrystallized ones, was observed. The grain refinement and homogeneity of the microstructure increased by applying subsequent passes of PTCAP. After four pass of PTCAP, the average grain size of the material decreased from 43 μm to 6.8 μm . Vickers microhardness measurements revealed that by applying more PTCAP passes and consequently, more grain refinement, the value of hardness increased. Fractographic SEM images showed that predominately ductile fracture was occurred in all hot tensile specimens. A higher elongation to failure of 256% was achieved at a higher tensile testing temperature of 450°C and a strain rate of 10^{-3} 1/s, due to grain boundary sliding as a dominant deformation mechanism, while this values for the as-received sample is 116% at the same tensile testing condition. Finally, it was observed that the four-pass PTCAP processed sample has higher room temperature microstructural and mechanical properties and also higher elevated temperature superplasticity than the as-received sample. Also, the grains thermal stability test was done on the four-pass PTCAP processed sample at 5 different temperatures.

1- مقدمه

ویژه بالا و چگالی پایین، یکی از پراستفاده‌ترین آلیاژها در صنعت حمل و نقل، قطعات خودرو، هوا-فضا و کاربردهای ساختمانی هستند [1,2]. با این

آلیاژهای منیزیم به علت بازیافت پذیری، قابلیت ریخته‌گری مناسب، استحکام

Please cite this article using:

A. fata, M. Eftekhari, Gh. faraji, M. Mosavi Mashhadi, Effects of PTCAP severe plastic deformation process on the mechanical and microstructural properties of AZ31 magnesium alloy provided via extrusion, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 409-416, 2018 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

250 درجه سلسیوس، توانستند استحکام دمای اتاق آلیاژ AZ31 را افزایش دهند که این افزایش استحکام ناشی از چگالی زیاد نابه‌جایی‌ها و وجود درصد زیادی از دانه‌های کوچک بود. در این جریان، داکتیلیتی ماده کاهش یافت. آن‌ها فقط به بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری ماده در دمای اتاق بسنده کردند. فتی و همکاران [21,20] فرایند پی‌تی‌کپ را در دمای 300 درجه سلسیوس و تا 3 عبور به آلیاژ AZ31 تولید شده به روش ریخته‌گری (با اندازه دانه میانگین $520\ \mu\text{m}$)، اعمال کردند. آن‌ها خواص مکانیکی و ریزساختاری ماده را هم در دمای اتاق و هم در دماهای بالا مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها مشاهده نمودند که نمونه‌ی 2 عبور پی‌تی‌کپ شده، تغییر طول شکست قابل توجه 263 درصد را در آزمون کشش داغ (در دمای 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش $10^{-3}\ \text{s}^{-1}$) از خود نشان داد. این رفتار ناشی از لغزش مرزانه‌ای به عنوان مکانیزم غالب تغییر شکل گزارش شد.

در کارهای قبلی [21,20]، همان طور که اشاره شد، تأثیر فرایند پی‌تی‌کپ بر خواص مکانیکی و ریزساختاری آلیاژ AZ31 تولید شده به روش ریخته‌گری که دارای اندازه دانه میانگین بالایی ($520\ \mu\text{m}$) بود، بررسی شد. در پژوهش حاضر، به بررسی تأثیر فرایند پی‌تی‌کپ بر خواص مکانیکی و ریزساختاری دمای اتاق و دما بالای آلیاژ منیزیم AZ31 تولید شده به روش اکستروژن¹⁴ که دارای اندازه دانه میانگین بسیار کوچک‌تر ($43\ \mu\text{m}$) و درصد عناصر سازنده‌ی متفاوتی (مندرج در جدول 1) نسبت به کار قبلی بود، پرداخته شد. همچنین برای نخستین بار، بحث پایداری حرارتی دانه برای نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده و نیز تأثیر دماهای مختلف فرایند پی‌تی‌کپ بر ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ31، مورد مطالعه قرار گرفت.

2- آماده‌سازی نمونه‌ها و آزمون‌های تجربی

در این بررسی، لوله‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ31 (تهیه شده به روش اکستروژن و با اندازه دانه میانگین $43\ \mu\text{m}$) به ضخامت، قطر خارجی و طول به ترتیب 2.5 میلی‌متر، 20 میلی‌متر و 40 میلی‌متر به‌منظور انجام فرایند پی‌تی‌کپ، آماده شدند. درصد عناصر تشکیل‌دهنده آلیاژ مورد استفاده، در جدول 1 مندرج گردیده است. فرایند پی‌تی‌کپ در دمای 300 درجه‌ی سلسیوس و تا 4 عبور، با استفاده از دستگاه پرس اینسترون¹⁵ با سرعت رم 10 میلی‌متر بر دقیقه، انجام شد. به‌منظور کاهش اصطکاک بین قطعه و دیواره قالب از روان‌کار مولیبدن‌دی‌سولفید¹⁶ استفاده شد [22]. تصویر قالب پی‌تی‌کپ مورد استفاده، در شکل 1 مشهود است و بنا به شکل 1، اندازه پارامترهای قالب $R_2=11.25$ و $R_1=8.75$ ، $\psi_1=\psi_2=0^\circ$ ، $\phi_1=\phi_2=150^\circ$ و $R_2=11.25$ mm است. پارامترهای قالب به کار رفته در این پژوهش، منطبق بر مراجعی مانند [21] بود. همان‌طور که در شکل 1 مشهود است فرایند پی‌تی‌کپ در دو مرحله انجام می‌گردد: در مرحله نخست، لوله‌ی اولیه، توسط سنبه‌ی استوانه-ای شکل به داخل کانال زاویه‌دار با دو ناحیه‌ی برشی فشار داده می‌شود و قطر اولیه لوله تا مقدار قطر کانال خروجی افزایش می‌یابد. در مرحله دوم، توسط سنبه‌ی دوم، لوله دوباره به داخل کانال زاویه‌دار فشار داده می‌شود و در نهایت با همان قطر اولیه‌ی خود از قالب خارج می‌شود. به این ترتیب 1 عبور فرایند پی‌تی‌کپ انجام می‌شود. تصویر قالب پی‌تی‌کپ و اجزای آن در شکل 2 مشهود است.

حال، عامل مهمی که مانع استفاده بیشتر آلیاژهای منیزیم در صنایع شده است، قابلیت پایین فرم‌پذیری و کارپذیری آن‌ها در دمای اتاق می‌باشد که ناشی از ساختار کریستالی هگزاگونال متراکم¹ آن‌ها و کمبود سیستم‌های لغزشی در آن‌هاست. در دمای اتاق، لغزش قاعده‌ای²، سیستم لغزشی غالب در مواد با ساختار کریستالی هگزاگونال همانند منیزیم است. داکتیلیتی منیزیم می‌تواند با افزایش دما و به همراه آن، با افزایش فعالیت سیستم‌های غیر قاعده‌ای³، افزایش پیدا کند [4,3]. همچنین داکتیلیتی می‌تواند با بهبود ریزساختار⁴ که اغلب با روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید⁵ یا اس‌پی‌دی قابل حصول است، افزایش یابد [5]. روش‌های اس‌پی‌دی یکی از روش‌های کارا برای تولید مواد فوق ریزدانه⁶ و نانو ساختار هستند. در این روش با اعمال کرنش‌های شدید به نمونه، اندازه‌ی دانه‌ها می‌تواند تا مقیاس نانومتری کاهش یافته و خواص مکانیکی نمونه بهبود قابل توجهی می‌یابد [7,6]. برخی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید که امروزه کاربرد زیادی دارند عبارت-اند از [8]: روش فشار در کانال زاویه‌دار مساوی⁷، روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای موازی⁸، پیچش فشار بالا⁹، نورد اتصال تجمعی¹⁰، کنگره‌ای و صاف کردن متناوب¹¹ و انبساط و روزنرانی متناوب¹². روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای موازی یا پی‌تی‌کپ برای قطعات لوله‌ای کاربرد دارد و از مزایای آن، پایین بودن نیروی انجام فرایند و همگنی خوب کرنش و سختی در راستاهای طول و ضخامت را می‌توان نام برد [9].

دو شرط اصلی برای حصول تغییر طول‌های سوپرپلاستیک در مواد پلی کریستال شامل: نخست، وجود دانه‌های کوچک (زیر $10\ \mu\text{m}$) با پایداری حرارتی بالا و شرط دوم، انجام فرایند در دماهای بالا است، زیرا سوپرپلاستیسیته یک فرایند وابسته به پدیده نفوذ¹³ است [10]. مواد فوق ریزدانه دارای داکتیلیتی کافی در دمای اتاق و خاصیت سوپرپلاستیک در نرخ کرنش‌های بالا هستند. همچنین این مواد دارای پایداری حرارتی مناسب در دماهای بالا هستند که منجر به بروز خواص سوپرپلاستیسیته در آزمون کشش می‌شود [11]. استفاده از روش‌های اس‌پی‌دی برای افزایش داکتیلیتی آلیاژهای منیزیم در تحقیقات پیشین [12-18] مشهود است. به عنوان مثال، لاپاواک و همکاران [13] موفق به دستیابی به تغییر طول شکست 1210 درصد، پس از انجام آزمون کشش در دمای 350 درجه سلسیوس و نرخ کرنش $10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ بر روی نمونه‌ای از آلیاژ AZ31 که در دمای 150 درجه سلسیوس و در 6 عبور با حضور فشار پستی، ایکپ شده بود، گردیدند. آن‌ها گزارش دادند که در این شرایط آزمون، یک ریزساختار ترکیبی شامل دانه‌های درشت احاطه شده با دانه‌های ریزتر مشاهده شد.

امروزه نیاز به لوله‌های آلیاژ منیزیمی با داکتیلیتی بالا، در صنایع مختلف در حال افزایش است. با این وجود، مطالعات محدودی پیرامون این مسئله صورت گرفته‌اند که در ادامه به آن‌ها پرداخته شده است (تحقیقات پیشین عموماً بر حالت بالک ماده (نه حالت لوله) معطوف بوده است). عبدالوند و همکاران [19] با اعمال ترکیبی از فرایندهای پی‌تی‌کپ و تی‌بی‌ای در دمای

¹ Hexagonal close-packed (hcp)

² Basal slip

³ Non-basal slip systems

⁴ Grain refinement

⁵ Severe plastic deformation (SPD)

⁶ Ultra-fine Grained (UFG)

⁷ Equal Channel Angular Pressing (ECAP)

⁸ Tube Channel Angular Pressing (TCAP)

⁹ High Pressure Torsion (HPT)

¹⁰ Accumulative Roll Bonding (ARB)

¹¹ Repetitive Corrugation and Straightening (RCS)

¹² Cyclic Expansion Extrusion (CEE)

¹³ Diffusion

¹⁴ As-extruded

¹⁵ INSTRON press machine

¹⁶ MoS₂

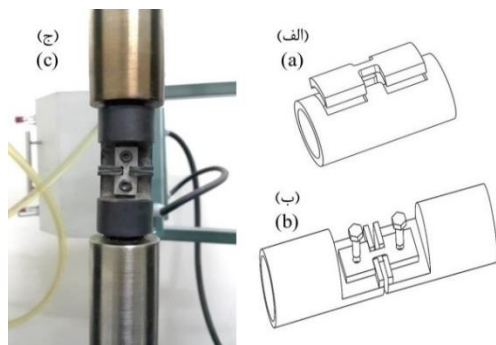


Fig. 3 Pictures of (a) extracted standard tensile testing specimen [20], (b) used tensile specimens gripper [20] and (c) standard tensile testing specimen and used gripper during tensile testing

شکل 3 تصویری از (الف) نمونه‌ی استاندارد استخراج شده برای آزمون کشش [20]، (ب) گریپر استفاده شده برای نمونه‌های کشش [20] و (ج) نمونه‌ی استاندارد آزمون کشش و گریپر استفاده شده در حین آزمون کشش

نمونه‌ها در جهت محور و عمود بر جهت آن مقطع زده شدند. عملیات سنباده‌زنی با استفاده از کاغذهای سلیسیم کاربرد تا شماره 4000 انجام شد. سپس نمونه‌ها از طریق پولیش مکانیکی و استفاده از محلول آلومینا آماده سازی گردیدند. به منظور آشکارسازی ریزساختار بنا به [21]، نمونه‌ها برای 5 ثانیه در محلول 70 میلی‌لیتر اتانول، 10 میلی‌لیتر استیک اسید²، 4 گرم پیکریک اسید³ و 20 میلی‌لیتر آب مقطر، اچ شدند. به منظور بررسی سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش داغ شده، از تصاویر به‌دست‌آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی یا اس‌ای‌ام⁴ استفاده گردید. در این مرحله، از یک دستگاه هیتاچیس⁵ با ولتاژ 20 کیلوولت استفاده گردید. به‌منظور مشخص کردن میزان سختی، نمونه‌های مناسب برای آزمون میکرو سختی‌سنجی، از لوله‌های پی‌تی‌کپ شده، جدا گردیدند و بعد از آماده‌سازی سطح آن‌ها و مانت کردن، سختی‌سنجی با استفاده از دستگاه میکروسختی‌سنجی ویکرز انجام گرفت. در این آزمون، میزان بار اعمالی 200 گرم و زمان توقف سنج بر روی قطعه 10 ثانیه بود. سختی در 6 نقطه و در راستای ضخامت اندازه‌گیری شد. در شکل 4 تصاویر نمونه‌ی خام و نمونه‌های 1، 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده مشهود هستند. علت تفاوت رنگ قطعات پس از انجام پی‌تی‌کپ، استفاده کردن از روان‌کار دما بالای مولیبدن دی‌سولفید بود.

3- نتایج و بحث

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

به منظور بررسی مکانیزیم تغییر شکل منیزیم اکستروژن شده در دماهای مختلف، فرایند یک عبور پی‌تی‌کپ در دماهای مختلف بر روی لوله خام انجام شد.



Fig. 4 Pictures of unprocessed and one, two and four-pass PTCAP processed samples

شکل 4 تصویر نمونه‌ی خام و نمونه‌های 1، 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده.

² Acetic acid

³ Picric acid

⁴ SEM

⁵ Hitachi

جدول 1 درصد عناصر تشکیل‌دهنده آلیاژ AZ31 تولید شده به روش اکستروژن

Table 1 Chemical composition of as-extruded AZ31 magnesium

Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Al	Mg
0.02	0.002	0.0015	0.39	0.74	2.93	پایه

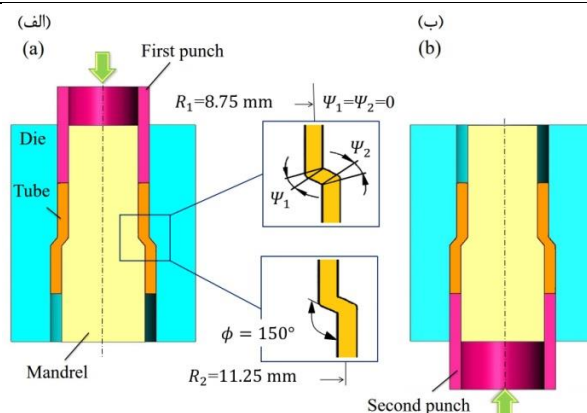


Fig. 1 Schematic of (a) first half pass and (b) second half pass of the PTCAP process along with the die parameters

شکل 1 نمای شماتیک از (الف) نیم سیکل اول و (ب) نیم سیکل دوم فرایند پی‌تی‌کپ به همراه پارامترهای قالب



Fig. 2 Schematic of used PTCAP die and its components

شکل 2 نمای شماتیک از قالب پی‌تی‌کپ مورد استفاده و اجزای آن

از آن‌جا که پس از انجام آزمون کشش، مشاهده شد که قطعه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده دارای بهترین خواص مکانیکی است لذا این نمونه به‌منظور بررسی خواص سوپرپلاستیک و دما بالا انتخاب گردید و در دو دمای 350 و 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش 10^{-3} s⁻¹ تحت آزمون کشش داغ قرار گرفت. سپس روی همین نمونه‌ها، آزمون شکست‌نگاری انجام گرفت تا مکانیزم شکست در آن‌ها مشخص شود. همچنین در جریان این پژوهش، تأثیر دمای پی‌تی‌کپ بر ریزساختار ماده در 5 دمای مختلف 250، 200، 175، 200 و 350 درجه سانتی‌گراد بررسی شد (علت انتخاب دمای 300 درجه سلسیوس برای انجام فرایند پی‌تی‌کپ در بخش بعد شرح داده شده است) و آزمون پایداری حرارتی دانه نیز برای نمونه 4 عبور پی‌تی‌کپ شده انجام گرفت. برای توضیح بیشتر آزمون‌های تجربی انجام شده در این پژوهش، باید متذکر شد که از دستگاه آزمون کشش سنتام¹ و نرخ کرنش 0.001 s⁻¹ برای انجام آزمون کشش استفاده شد و نمونه‌های آزمون کشش با ارتفاع گیج 4 میلی‌متر و مساحت سطح مقطع 2.5×3 میلی‌متر آماده شدند. تصویر چگونگی استخراج نمونه‌ی استاندارد کشش و نیز نحوه‌ی انجام آزمون کشش در شکل 3 مشهود هستند. به‌منظور بررسی تغییرات ریزساختاری، نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده، مقطع زده شدند و بعد از آماده‌سازی (سنباده‌زنی، پولیش و حکاکی) توسط میکروسکوپ نوری تحت بررسی قرار گرفتند.

¹ SANTAM

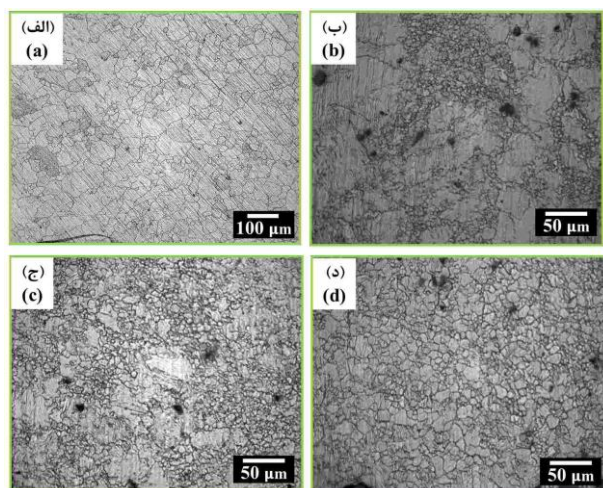


Fig. 6 OM microstructure photos of the (a) as received sample, (b) one-pass, (c) two-pass and (d) four-pass PTCAP processed samples

شکل 6 تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار (الف) نمونه‌ی خام اولیه، (ب) نمونه‌ی 1 عبور، (ج) 2 عبور و (د) 4 عبور پی‌تی‌کپ شده

علت بهبود ریزساختار در منیزیم و در دماهای بالا، وقوع تبلور مجدد دینامیکی و جوانه‌زنی دانه‌های ریزتر در اطراف مرز دانه‌های اصلی است. این مرز دانه‌ها انرژی بالایی دارند و محل‌های مناسبی برای جوانه‌زنی محسوب می‌شوند. این جوانه‌زنی، به تمرکز تنش در مرز دانه‌ها و متعاقباً فعال شدن سیستم‌های لغزش قاعده‌ای و غیرقاعده‌ای مربوط است [20]. با این حال در دماهای بالاتر، بهبود ریزساختار تحت تأثیر تبلور مجدد دینامیکی کمتر اتفاق می‌افتد که ناشی از رشد دانه‌ها است [24]. در شکل‌های 6 (ج) و (د) مشاهده می‌شود که با انجام عبورهای بیشتر فرایند پی‌تی‌کپ و توأم با اعمال کرنش بیشتر، دانه‌های درشت باقی‌مانده از مراحل قبل، بیشتر مصرف می‌شوند و ریزساختار ریزتری به دست می‌آید. در نهایت مشاهده شد که نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده ساختار همگن‌تر و ریزتری نسبت به نمونه‌های دیگر داشت. اندازه دانه میانگین در نمونه‌های 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده به ترتیب در حدود $8.15 \mu\text{m}$ و $6.8 \mu\text{m}$ به دست آمد.

در شکل 7، به منظور بررسی پایداری حرارتی نمونه‌ها و نیز میزان رشد دانه‌ها در دماهای مختلف، ریز ساختار نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده که دارای بیشترین میزان ریزدانه‌گی بود، در 6 دمای 300، 350، 400، 450، 500 و 550 درجه‌ی سلسیوس به مدت 10 دقیقه مورد مطالعه قرار گرفت. واضح است که با افزایش دما، دانه‌ها به شدت رشد کرده‌اند. نکته اساسی مربوط به رشد دانه‌ها از همان دمای 300-350 درجه‌ی سلسیوس می‌باشد که نشان می‌دهد حساسیت رشد دانه به افزایش دما در این ساختار بسیار بالا می‌باشد. لذا در فرایند پی‌تی‌کپ آلیاژ مورد بررسی، کنترل دمای فرایند، زمان انجام فرایند و زمان خارج کردن قطعه از قالب، حائز اهمیت هستند.

3-2- خواص مکانیکی به دست آمده از آزمون کشش و میکروسختی-سنجی

در شکل 8، نمودارهای به‌دست‌آمده بعد از انجام آزمون کشش در دمای اتاق بر روی نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده با تعداد عبور معین، مشهود هستند. همان‌طور که مشخص است، همه‌ی نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده، تنش تسلیم و تنش نهایی بالاتری نسبت به نمونه‌ی خام اولیه دارند که ناشی از بهبود ریزساختار و افزایش چگالی نابه‌جایی‌هاست [11].

نتایج به دست آمده مطابق شکل 5 می‌باشند. همان‌طور که در شکل 5 (الف) نشان داده شده است، ریزساختار همگن اولیه دارای میانگین اندازه دانه تقریبی $43 \mu\text{m}$ می‌باشد. در دمای زیر 250 درجه سلسیوس، مکانیزم تغییر شکل، کاملاً دوقلویی بوده و با افزایش دما، تبلور مجدد دینامیکی¹ نیز فعال شده و از میزان دوقلویی کاسته شده است. در دمای 300 درجه سلسیوس، دانه‌ها کاملاً ریز و یکنواخت هستند اما با افزایش دما تا 350 درجه سلسیوس، رشد دانه‌ها اتفاق افتاده و دانه‌ها درشت شده‌اند و مقدار تبلور مجدد دینامیکی نیز کاهش یافته است این نتایج نشان می‌دهد که بهترین دما برای اعمال فرایند پی‌تی‌کپ بر روی آلیاژ AZ31 جهت حصول ریزساختار حاوی دانه‌های ریز و هم محور، دمای 300 درجه سلسیوس می‌باشد.

در شکل 6 تصاویر ریز ساختار و توزیع اندازه دانه در عبورهای مختلف فرایند پی‌تی‌کپ نشان داده شده‌اند. در این شکل، توزیع اندازه دانه و روند همگن شدن با افزایش تعداد عبور به خوبی مشهود است. با توجه به شکل 6 (الف)، نمونه‌ی خام اولیه دارای دانه‌های تقریباً هم‌محور با اندازه‌ی دانه میانگین $43 \mu\text{m}$ می‌باشد. بنا به شکل 6 (ب)، بعد از انجام 1 عبور پی‌تی‌کپ، یک ساختار چندگانه‌ی گردنبندی-شکل (ترکیبی از دانه‌های درشت که توسط دانه‌های ریز تبلور مجدد شده، محاصره شده بودند)، با اندازه دانه میانگین $11.14 \mu\text{m}$ مشاهده شد. چنین ساختاری در مطالعات دیگری مانند [23,21,16] نیز مشاهده شده است.

ساختار گردنبندی زمانی ایجاد می‌شود که در دماهای بالاتر از دمای تبلور مجدد، اندازه‌ی اولیه دانه‌ها از یک مقدار بحرانی بزرگ‌تر باشد. رایج‌ترین

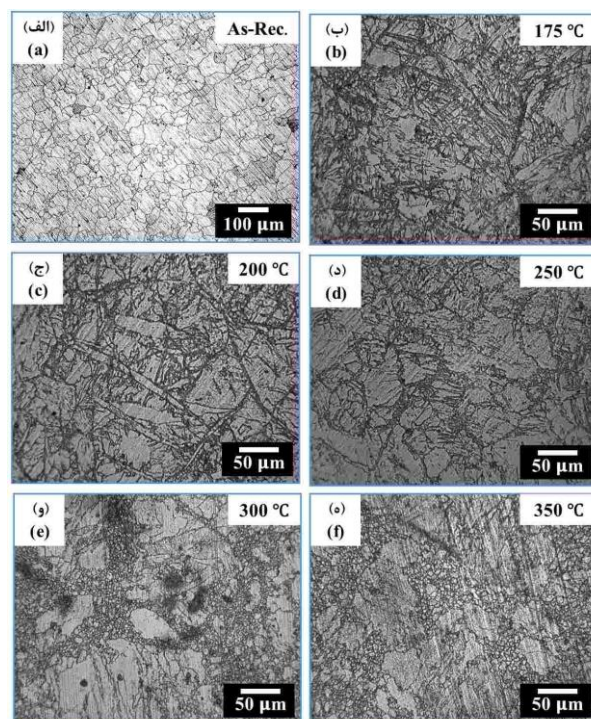


Fig. 5 a) Microstructure of the as-received sample and microstructure obtained from PTCAP processing of the as-received sample at 5 different temperatures of b) 175°C, c) 200°C, d) 250°C, e) 300°C and f) 350°C

شکل 5 (الف) ریزساختار ماده‌ی خام اولیه و ریزساختار حاصل از انجام پی‌تی‌کپ در 5 دمای مختلف (ب) 175، (ج) 200، (د) 250، (و) 300 و (ه) 350 درجه سانتی‌گراد بر روی ماده‌ی خام اولیه

¹ Dynamic Recrystallization (DRX)

افزایش استحکام (به‌خصوص تنش تسلیم) پس از انجام اولین عبور پی‌تی‌کپ، ناشی از تأثیرات کرنش برشی و نیز رخ دادن تبلور مجدد دینامیکی در حین انجام فرایند است. مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد عبور، میزان تنش نهایی نیز افزایش می‌یابد که می‌تواند ناشی از ریزدانه‌تر شدن ساختار میکروسکوپی و افزایش درصد مساحت اشغال شده توسط دانه‌های ریز باشد. درباره‌ی استحکام موارد ریزدانه باید متذکر شد که بنا به معادله‌ی (1) که به معادله‌ی هال‌پچ معروف است، با ریز شدن دانه‌ها، استحکام فلز افزایش می‌یابد. در معادله‌ی (1)، d اندازه میانگین دانه‌ها، σ_y استحکام تسلیم، σ_0 و K ثابت‌های مربوط به ماده هستند. البته باید توجه داشت در اندازه دانه‌ی کوچکتر از حدود 20 نانومتر رفتار هال‌پچ دیگر صادق نیست و با ریزتر شدن دانه‌ها، استحکام کاهش می‌یابد [25]. در عموم روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید و من جمله پژوهش حاضر، اندازه‌ی دانه، بزرگ‌تر از 20 نانومتر است، لذا می‌توان از رابطه‌ی هال‌پچ (1) برای توجیه این موارد بهره جست.

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

با انجام روش‌های اس‌پی‌دی، همزمان با کاهش اندازه‌ی دانه‌ها، اتم‌های محلول، در مرز دانه‌ها جمع می‌شوند و باعث افزایش استحکام ماده می‌شوند. در واقع، این اتم‌ها با ایجاد موانع در برابر حرکت نابجایی‌ها سبب افزایش استحکام می‌شوند. عامل مهم دیگر افزایش استحکام در مواد فوق ریزدانه، کرنش سختی است. با انجام روش‌های اس‌پی‌دی، چگالی نابجایی‌ها، جاهای خالی و مرزدانه‌های جدید افزایش می‌یابند. از دید چینی عیوبی در ماده، منجر به افزایش تنش سیلان خواهد شد. فشار هیدرواستاتیک موجود در روش‌های اس‌پی‌دی اثر قابل توجهی در افزایش استحکام مواد فوق ریزدانه دارد. با وجود فشار هیدرواستاتیک، تمرکز جاهای خالی در حین تغییر شکل پلاستیک افزایش پیدا می‌کند و نفوذ نابجایی‌ها در جاهای خالی به‌سختی انجام می‌گیرد و فرایند حذف نابجایی‌ها کند می‌شود لذا با کند شدن فرایند حذف نابجایی‌ها، نرخ کرنش سختی افزایش می‌یابد [26].

همچنین بنا به شکل 8 مشهود است که در نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده، میزان تغییر طول شکست بیشتر از نمونه‌ی خام شده است چنین رفتاری در مراجعی مانند [27] نیز مشاهده شده است. به نظر می‌رسد دلیل این رفتار، افزایش همگنی ریزساختار و وجود درصد زیادی از دانه‌های تقریباً هم محور با مرزدانه‌های زاویه‌ی بالا در نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده باشد. بنا به شکل 8، بعد از انجام 4 عبور پی‌تی‌کپ، مقدار تنش نهایی و تغییر طول شکست به ترتیب به 264 MPa و 36.5% رسیدند. این در حالی بود که همین مقادیر برای نمونه‌ی خام اولیه برابر با 237 MPa و 28% بودند. از آن‌جا که نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده بهترین خواص مکانیکی و ریزساختاری را در بین نمونه‌ها از خود نشان داد لذا این نمونه برای مطالعات خواص مکانیکی دما بالا انتخاب شد.

در شکل 9 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام آزمون کشش گرم در دماهای 350، 400 و 450 درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش 0.001 1/s بر روی نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده، نشان داده شده است. واضح است که با افزایش دما، میزان تنش تسلیم و تنش نهایی کاهش یافته‌اند ولی مقدار تغییر شکل تا شکست افزایش یافته است. با توجه به شکل 9 یک رفتار نرم-شوندگی در نمودارها دیده می‌شود که ناشی از آغاز تبلور مجدد دینامیکی است [28,24]. بیشترین مقدار تغییر طول شکست، برای نمونه‌ی کشیده شده در دمای 450 درجه سلسیوس به دست آمد که برابر 256% بود.

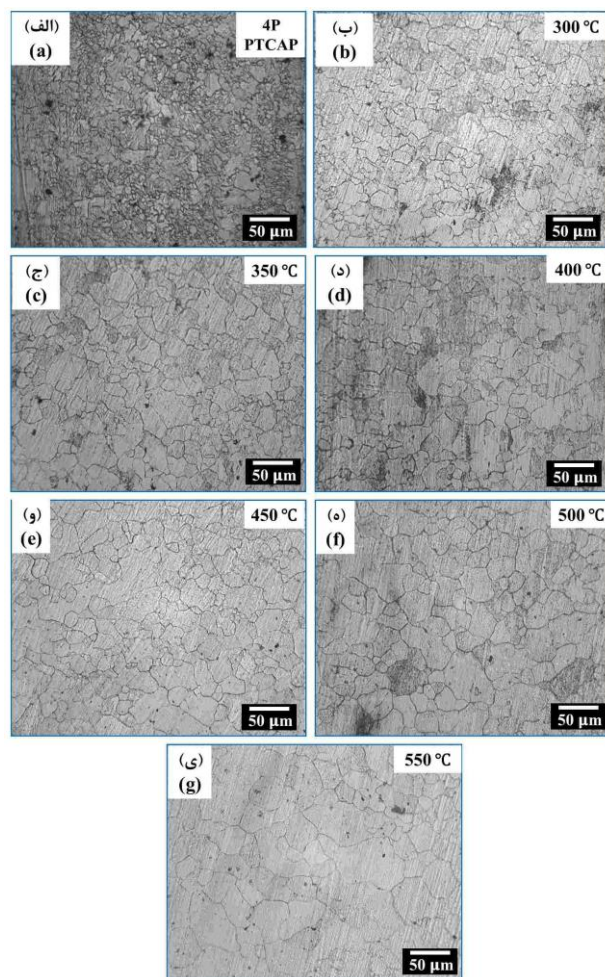


Fig. 7 Microstructure of the four-pass PTCAP processed sample a) after PTCAP process and after heating for 10 minutes at temperatures of b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C, f) 500°C and g) 550°C

شکل 7 ریز ساختار نمونه 4 عبور پی‌تی‌کپ شده (الف) بعد از فرایند پی‌تی‌کپ و پس از قرارگیری در دماهای (ب) 300، (ج) 350، (د) 400، (ه) 450، (و) 500 و (ز) 550 درجه سلسیوس به مدت 10 دقیقه

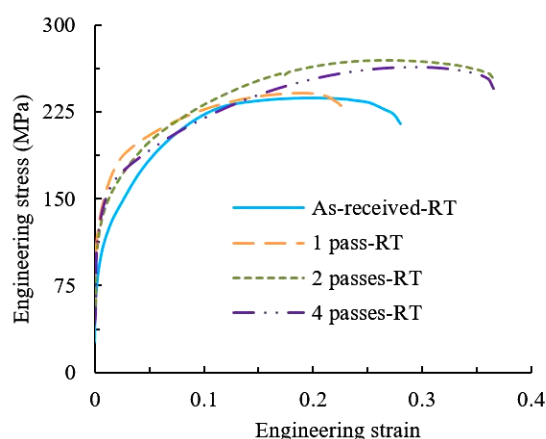


Fig. 8 Engineering stress-strain curves of the as-received sample and PTCAP processed samples through the 1, 2 and 4 passes, at room temperature tensile testing and at strain rate of $10^{-3} 1/s$

شکل 8 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام آزمون کشش در دمای اتاق و نرخ کرنش 0.001 1/s بر روی نمونه‌ی خام اولیه و نمونه‌های 1، 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده

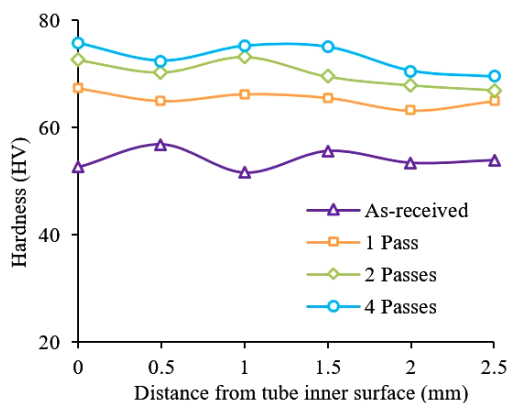


Fig. 10 Vickers microhardness results along the thickness of the as-received sample and PTCAP processed samples, through the 1, 2 and 4 passes

شکل 10 نتایج میکروسختی ویکرز در راستای ضخامت نمونه‌ی خام اولیه و نمونه‌های 1، 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده

با توجه به معادله‌ی (2) که به معادله‌ی هال پیچ برای سختی معروف است، با ریز شدن دانه‌ها، سختی افزایش پیدا می‌کند. در این معادله، d اندازه‌ی میانگین دانه‌ها، H سختی، H_0 و K' ثابت‌های مربوط به ماده هستند [32].

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

در نهایت، برخی از نتایج مکانیکی و ریزساختاری حائز اهمیت پژوهش حاضر نسبت به مطالعات قبلی، به شرح ذیل است:

1- تغییر طول تا شکست لوله‌های از جنس AZ31 اکستروژن شده، به مقداری بسیار نزدیک (256%) به بیشترین تغییر طول شکست (263%) گزارش شده برای لوله‌های آلیاژ AZ31 که مربوط به آلیاژ ریخته‌گری شده‌ی AZ31 مرجع [20] بود، ارتقا یافت. همچنین مشاهده شد که نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده‌ی پژوهش حاضر، در دمای اتاق، دارای میکروساختاری ریزتر و همگن‌تر و نیز مقدار سختی، تغییر طول شکست و تنش نهایی بیشتری نسبت به نمونه‌های مرجع [20] در همان دما بود. لذا در پژوهش حاضر مشاهده شد که هم داکتیلیتی دما بالای آلیاژ، بهبود چشم‌گیری یافت و هم خواص ریزساختاری و مکانیکی دمای اتاق آن به مقدار مطلوبی بهبود یافت.

2- با مطالعه تأثیر دما بر ریزساختار نمونه‌ی پی‌تی‌کپ شده، بهترین دما برای انجام فرایند پی‌تی‌کپ بر روی جنس مورد بررسی تعیین شد.

3- آزمون پایداری حرارتی دانه‌ها بر روی نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده، انجام گرفت که اطلاعات کاربردی مهمی را در رابطه با کنترل دمای فرایند، زمان انجام فرایند و زمان خارج کردن قطعه از قالب، آشکار نمود

3-3- نتایج شکست‌نگاری

پیش‌تر بیان شد که چون نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده بهترین خواص مکانیکی و ریزساختاری را در بین نمونه‌ها از خود نشان داد لذا این نمونه برای مطالعات خواص مکانیکی دما بالا و خواص سوپرپلاستیک انتخاب شد. در شکل 11، تصاویر اس‌ای‌ام گرفته شده از سطح شکست نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده پس از انجام آزمون کشش گرم در نرخ کرنش 0.001 1/s و دماهای 350، 400 و 450 درجه‌ی سلسیوس مشهود هستند.

در همه‌ی نمونه‌ها، گلوپی شدن موضعی مخروطی-شکل همراه با چندین میکرو فضای خالی² مشاهده می‌شود. در شکل 11 (الف)، مقدار زیادی لبه‌ی

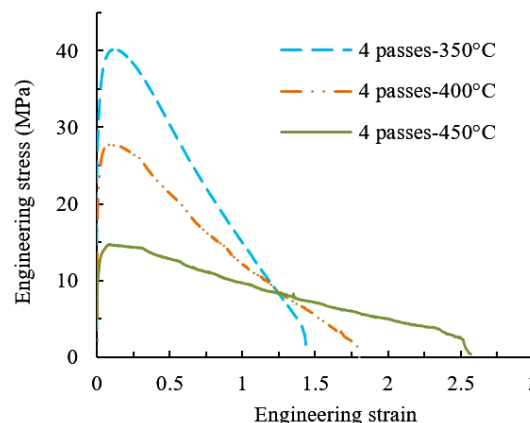


Fig. 9 Engineering stress-strain curves of the four-pass PTCAP processed sample obtained from hot tensile testing at temperatures of 350°C, 400°C and 450°C and at strain rate of 10^{-3} 1/s

شکل 9 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از انجام آزمون کشش گرم در دماهای 350، 400 و 450 درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش 0.001 1/s بر روی نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده

علت چنین تغییر طول شکست بالایی (خاصیت سوپرپلاستیک) می‌تواند ناشی از لغزش مرزدانه‌ای¹ باشد که در دماهای بالا و در مواد ریزدانه محتمل‌تر است. وقوع لغزش مرزدانه‌ای به رابطه‌ی سرعت خزش با تنش، دما و اندازه‌ی دانه بستگی دارد [29]. بهبود ریزساختاری منتج از انجام روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید یا اس‌پی‌دی می‌تواند شرایط را برای لغزش مرزدانه‌ای فراهم‌تر کند و باعث افزایش چشم‌گیر داکتیلیتی آلیاژ AZ31 در دماهای بالا شود. در مطالعات انجام شده در زمینه‌ی انجام تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی AZ31 بالک (نه لوله)، مقدار تغییر طول شکست بیشتر از 256% (حاصل این پژوهش) نیز دیده شده است، مانند مرجع [16]. ولی در مورد نمونه‌های لوله‌ای شکل از جنس آلیاژ AZ31 که مطالعات چندانی هم روی آن صورت نگرفته است، قابل‌توجه‌ترین مقدار گزارش شده، برابر 263% است که توسط فتی و همکاران [21] با انجام 2 عبور پی‌تی‌کپ بر روی آلیاژ AZ31 تهیه شده به روش ریخته‌گری (با اندازه دانه میانگین اولیه 520 μ m) و آزمون کشش در دمای 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش 10^{-3} 1/s به دست آمد. بیشترین مقدار تغییر طول تا شکست پژوهش حاضر نیز بسیار نزدیک به نتیجه کار فتی است که مقدار قابل توجهی تلقی می‌شود. در شکل 10، نتایج میکروسختی ویکرز در 6 نقطه، بر روی ضخامت نمونه‌ی خام اولیه و نمونه‌های 1، 2 و 4 عبور پی‌تی‌کپ شده نشان داده شده‌اند. بنا به شکل 10، پس از انجام پی‌تی‌کپ، سختی نمونه‌ی خام اولیه افزایش یافته است که ناشی از تأثیرات کرنش برشی، تبلور مجدد دینامیکی و بهبود ریزساختار است. مشهود است که با افزایش تعداد عبورهای فرایند و توأم با ریزدانه‌ی و تبلور مجدد دینامیکی بیشتر، مقدار سختی بیشتر شده است ولی مقدار سختی، میل به رسیدن به یک حالت اشباع را دارد. چنین گرایش به حالت اشباعی در مطالعاتی چون [31,30] نیز به چشم می‌خورد. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد عبور، کرنش سطح داخلی لوله بیشتر از سطح خارجی آن شده است. مقدار میانگین سختی به دست آمده از شکل 10 برای نمونه‌های خام اولیه، 1 عبور، 2 عبور و 4 عبور به ترتیب برابر با 54 HV، 65.4 HV، 70 HV و 73.1 HV است.

² Micro-voids

¹ Grain boundary sliding (GBS)

4- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر، به بررسی تأثیر فرایند پی‌تی‌کپ بر خواص مکانیکی و ریزساختاری دمای اتاق و دما بالای آلیاژ منیزیم AZ31 تهیه شده به روش اکستروژن پرداخته شد. برخی از نتایج مهمی که از این مطالعه به‌دست آمدند عبارت‌اند از:

- بهترین دما برای انجام پی‌تی‌کپ، 300 درجه سلسیوس به دست آمد. در دمای زیر 250 سلسیوس مکانیزم تغییر شکل، کاملاً دوقلویی بود. در دمای 300 سلسیوس، دانه‌ها کاملاً ریز و یکنواخت بودند اما با افزایش دما تا 350 سلسیوس، رشد دانه‌ها اتفاق افتاد.

- پس از انجام اولین عبور پی‌تی‌کپ، میانگین اندازه دانه‌ها از $43 \mu\text{m}$ به $11.14 \mu\text{m}$ رسید و ساختار چندگانه‌ی گردنبندی-شکل (دانه‌های بزرگ محاصره شده با دانه‌های ریز) ایجاد شد. با افزایش تعداد عبور، مشاهده شد که ریزساختار ماده، ریزدانه‌تر و همگن‌تر شد. کوچک‌ترین میانگین اندازه دانه‌ها برای نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده به دست آمد که در حدود $6.8 \mu\text{m}$ بود.

- آزمون پایداری حرارتی اندازه دانه‌ها نشان داد که با افزایش دما، دانه‌ها به شدت رشد کردند. در گستره‌ی دمای 300-350 درجه‌ی سلسیوس، دانه‌ها شروع به رشد کردند که حاکی از بالا بودن حساسیت رشد دانه‌ها به افزایش دما بود.

- آزمون کشش در دمای اتاق نشان داد که با افزایش تعداد عبورهای پی‌تی‌کپ، تنش نهایی نسبت به حالت خام اولیه افزایش یافت. همچنین، در تعداد عبورهای بالا مشاهده شد که تغییر طول شکست بیشتری نیز نسبت به حالت خام اولیه به دست آمد.

- مطالعات آزمون کشش دما بالا نشان داد که در بهترین حالت، نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده‌ای که در دمای 450 درجه سلسیوس کشیده شده بود، بیشترین تغییر طول تا شکست 256% را از خود نشان داد که در مقایسه با مطالعات مرتبط، مقدار قابل توجهی محسوب می‌شد. به نظر می‌رسد علت چنین تغییر طولی، لغزش مرز دانه‌ای به عنوان مکانیزم اصلی تغییر شکل بود.

- سختی نمونه‌های پی‌تی‌کپ شده بیشتر از سختی نمونه‌ی خام اولیه (54 HV) به دست آمد و نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده، بیشترین سختی (73.1 HV) را از خود نشان داد.

- آنالیز سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش در دماهای بالا نشان داد که در دماهای بالاتر (400 و 450 درجه سلسیوس) وقوع شکست ناشی از جوانه‌زنی میکرو فضاهای خالی و متعاقباً رشد و تداخل آن‌ها و نیز ناشی از شکست درون دانه‌ای بود. ولی در نمونه‌ی کشیده شده در دمای 350 درجه سلسیوس، تعداد زیادی از میکرو فضاهای خالی و حفره‌های کوچک شکل گرفته بودند.

5- مراجع

- [1] C. C. Jain, C. Y. Bai, S. W. Chen, C. H. Koo, The microstructure and mechanical properties of AZ31-xRE magnesium alloys, *Materials transactions*, Vol. 48, No. 5, pp. 1149-1156, 2007.
- [2] B. Mordike, T. Ebert, Magnesium: Properties applications potential, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 302, No. 1, pp. 37-45, 2001.
- [3] 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.
- [4] A. Jager, P. Lukac, V. Gartnerova, J. Bohlen, K. Kainer, Tensile properties of hot rolled AZ31 Mg alloy sheets at elevated temperatures, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 378, No. 1, pp. 184-187, 2004.

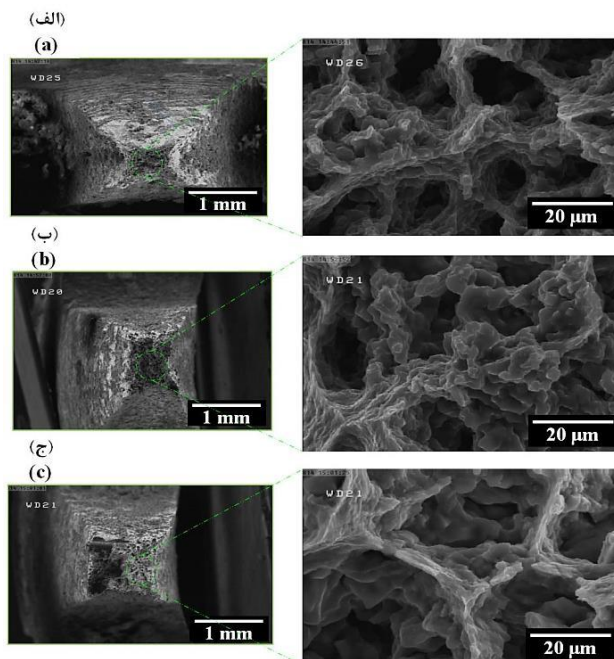


Fig. 11 SEM photos of the fractured surface of the four-pass PTCAP processed sample, at tensile strain rate of 10^{-3} 1/s and tensile temperatures of a) 350°C, b) 400°C and c) 450°C

شکل 11 تصاویر اس‌ای‌ام از سطح شکست نمونه‌ی 4 عبور پی‌تی‌کپ شده پس از انجام آزمون کشش گرم در نرخ کرنش 0.001 1/s و دماهای (الف) 350، (ب) 400 و (ج) 450 درجه‌ی سلسیوس

برش^۱ و حفره^۲ کوچک به چشم می‌خورند که می‌توانند مشخصه‌ای از شکست داکتیل^۳ باشند. در این شرایط، به جای رشد حفره‌های ایجاد شده‌ی قبلی، تعداد زیادی حفره و میکرو فضای خالی در حین تغییر شکل ایجاد می‌شوند [33]. با توجه به اشکال 11 (ب) و 11 (ج)، واضح است که مقدار کمتری لبه‌ی برش و حفره‌ی کوچک نسبت به شکل 11 (الف) وجود دارند. وقوع شکست در این دو شکل ناشی از جوانه‌زنی میکرو فضای خالی‌ها و متعاقباً رشد و تداخل آن‌ها با یک‌دیگر و همچنین ناشی از شکست درون دانه‌ای^۴ است. در کل، شکست داکتیل، پدیده‌ی غالب در کل نمونه‌ها بود. در این راستا، دنگ و همکاران [33] مشاهده نمودند که در نمونه‌های کشیده شده از همین جنس، در دمای 250 و 300 درجه سلسیوس، هیچ پدیده گلویی نفوذی^۵ واضحی دیده نشد و این نمونه‌ها، گلویی موضعی^۶ را تجربه کرده بودند. دنگ و همکاران، داکتیلیتی بالا به همراه گلویی نفوذی طولانی را در دمای 400 درجه سلسیوس و نرخ کرنش‌های کم، شاهد بودند. همچنین در مراجع دیگری مانند [34] گزارش شده است که با افزایش دما یا کاهش نرخ کرنش، مد ترکیدگی^۷ از حالت در امتداد مرز دانه‌ها یا امتداد مرز دوقلویی به حالت در نزدیکی مرز دانه‌ها یعنی جایی که تبلور مجدد دینامیکی به وضوح اتفاق می‌افتد، تغییر پیدا می‌کند. همزمان با این شرایط، افزایش تبلور مجدد دینامیکی در نزدیکی مرز دانه‌ها می‌تواند به شکل‌گیری ترک‌های بزرگ در امتداد مرز دانه‌ها منجر شود.

¹ Tearing edge

² Dimple

³ Ductile fracture

⁴ Intergranular fracture

⁵ Diffuse necking

⁶ Localized necking

⁷ Cracking modes

- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] 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.
- [23] 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.
- [24] 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.
- [25] 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.
- [26] H. Torabzadeh Kashi, Gh. Faraji, A review of the production of ultrafine grained and nanograined metals by applying severe plastic deformation, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 6, pp. 271-282, 2016. (in Persian فارسی)
- [27] 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.
- [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] 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.
- [30] 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.
- [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] 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.
- [33] J. Deng, Y. Lin, S.-S. Li, J. Chen, Y. Ding, Hot tensile deformation and fracture behaviors of AZ31 magnesium alloy, *Materials & Design*, Vol. 49, pp. 209-219, 2013.
- [34] 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.
- [5] 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.
- [6] M. Eftekhari, Gh. Faraji, O. Shapooran, 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)
- [7] M. Eftekhari, Gh. Faraji, S. Nikbakht, R. Rashed, R. Sharifzadeh, R. Hildyard, M. Mohammadpour, 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.
- [8] 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)
- [9] 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.
- [10] 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.
- [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] J. Xu, M. Shirooyeh, J. Wongsang-ngam, D. Shan, B. Guo, T. G. Langdon, Hardness homogeneity and micro-tensile behavior in a magnesium AZ31 alloy processed by equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 586, pp. 108-114, 2013.
- [13] 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.
- [14] M. Kai, Z. Horita, T. G. Langdon, Developing grain refinement and superplasticity in a magnesium alloy processed by high-pressure torsion, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 488, No. 1, pp. 117-124, 2008.
- [15] M. Furui, H. Kitamura, H. Anada, T. G. Langdon, Influence of preliminary extrusion conditions on the superplastic properties of a magnesium alloy processed by ECAP, *Acta Materialia*, Vol. 55, No. 3, pp. 1083-1091, 2007.
- [16] 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.
- [17] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, Developing superplasticity in a magnesium AZ31 alloy by ECAP, *Journal of Materials Science*, Vol. 43, No. 23-24, pp. 7366-7371, 2008.
- [18] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, The development of superplastic ductilities and microstructural homogeneity in a magnesium ZK60 alloy processed by ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 430, No. 1, pp. 151-156, 2006.
- [19] 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.