



Microstructure and Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy Tubes Processed by New Method of Improved Tube Cyclic Expansion Extrusion

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Aali Majidabad M.¹,
Eftekhari M.¹,
Faraji G.^{1*},

How to cite this article

Aali Majidabad M., Eftekhari M., Faraji G. Microstructure and Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy Tubes Processed by New Method of Improved Tube Cyclic Expansion Extrusion. Modares Mechanical Engineering; 2023;23(09):511-519.

¹ Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: University of Tehran, College of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Tehran, Iran.

ghfaraji@ut.ac.ir

Article History

Received: May 5, 2023
Accepted: July 25, 2023
ePublished: October 24, 2023

ABSTRACT

In present study, an improved severe plastic deformation process named improved tube cyclic expansion extrusion process has been introduced. The idea of this process is taken from the conventional tube cyclic expansion extrusion process, and in this novel process, it is tried to solve some important problems of the conventional process. Improved tube cyclic expansion extrusion process is capable of severe plastic deforming and improving microstructure and mechanical properties of tubular components. Also, this process can be considered for producing relatively long tubes. For this purpose, the improved tube cyclic expansion extrusion process was successfully performed on AZ91 magnesium alloy tubes, up to two passes. Then, the microstructure evolution and the mechanical properties improvement were scrutinized. The results showed that the microstructure and mechanical properties were improved considerably. In this way, after two passes of this process, an ultrafine grained (UFG) microstructure was formed, and the values of ultimate strength (UTS), hardness (Hv) and ductility (EL%) became 3.6, 1.83 and 1.8 times higher, respectively. Also, the comparison of the results of the improved tube cyclic expansion extrusion process with those of the conventional tube cyclic expansion extrusion process indicated that ultimate strength and hardness of the improved process were near to those of the conventional process, but the value of elongation to failure of the improved process is considerably higher than the value of the conventional process. This can be considered as one of the important advantages of the improved process over the conventional process.

Keywords Severe Plastic Deformation, Tube, AZ91 Alloy, Ultra-Fine Grained, Mechanical Properties.

CITATION LINKS

1- Candidature of equal channel angular pressing ... 2- Severe plastic deformation of metals ... 3- Accumulative spin-bonding ... 4- Development of a novel severe plastic deformation method ... 5- Tubular channel angular pressing ... 6- Parallel tubular channel angular pressing ... 7- Principles of severe plastic deformation ... 8- Tube cyclic expansion-extrusion ... 9- Tubular pure copper grain refining ... 10- Cyclic Flaring and Sinking ... 11- Tube Twist Pressing ... 12- Hydrostatic tube cyclic expansion extrusion ... 13- Microstructure and Mechanical Properties of the Commercially Pure Copper Tube ... 14- Processing of commercially pure copper tubes ... 15- Hydrostatic Tube Cyclic Extrusion Compression ... 16- A Novel Severe Plastic Deformation Technique ... 17- Microstructural, mechanical ... 18- Processing and characterization of AZ91 magnesium alloys ... 19- Cyclic extrusion compression angular pressing ... 20- Enhanced Hot Tensile Ductility of Mg3Al1Zn Alloy ... 21- Hot tensile deformation behavior of Mg-Zn-Al magnesium alloy ... 22- Texture evolution and mechanical anisotropy of ... 23- Effects of Equal Channel Angular Pressing (ECAP) Process ... 24- Processing and characterization of nanostructured ... 25- Hot deformation behavior of Mg-Zn-Al alloy tube processed ... 26- Evaluation of Hot Tensile Behavior of ... 27- Dynamic continuous recrystallization characteristics ... 28- Grain refinement and mechanical behavior of a magnesium alloy ... 29- Effect of β -Mg₁₇Al₁₂ phase on microstructure, texture and mechanical properties ... 30- A study on the phase transformation of γ_2 -Al₃Mn₅ to LT-Al₁₁Mn₄ ... 31- Al-Mn-Fe intermetallic formation ... 32- Linear friction welding of an AZ91 magnesium alloy ... 33- Using X-ray microtomography to evaluate cavity formation ... 34- Tensile properties of hot rolled AZ31 Mg alloy sheets ... 35- Enhanced mechanical properties and ... 36- Hydrostatic radial forward tube extrusion ... 37- A novel single pass severe plastic deformation method ... 38- An investigation of compressive deformation behaviour ... 39- Hall-Petch relation and boundary strengthening

ریز ساختار و خواص مکانیکی لوله‌های آلیاژ منیزیم AZ91 فرآوری شده با روش جدید انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته

میلاد عالی مجید آباد^۱، محمد افتخاری^۱، قادر فرجی^{۱*}

^۱ گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

چکیده

برای در پژوهش حاضر، یک فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید بهبود یافته به نام فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته معرفی شده است. ایده‌ی فرآیند مذکور از فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله گرفته شده و در طراحی آن تلاش شده است تا برخی از مشکلات مهم فرآیند سنتی مرتفع گردد. فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، قابلیت تغییر شکل پلاستیک شدید و بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی قطعات لوله‌ای شکل را دارد. همچنین، این فرآیند در تولید لوله‌هایی با طول نسبتاً بلند می‌تواند مورد توجه قرار گیرد. در این پژوهش، فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته با موفقیت طی دو پاس بر روی لوله‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ91 اجرا گردید. سپس، تکامل ریزساختاری و بهبود خواص مکانیکی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاکی از آن بود که ریزساختار و خواص مکانیکی، بهبود قابل توجهی یافته است. در این راستا، پس از انجام دو پاس فرآیند، ساختاری فوق ریزدانه تشکیل شد و مقادیر استحکام نهایی، سختی و داکتیلیتی به ترتیب ۳/۴، ۱/۸۳ و ۱/۸ برابر گردید. همچنین، مقایسه نتایج حاصل از فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته با نتایج فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله نشان داد که مقادیر استحکام نهایی و سختی حاصل از فرآیند بهبود یافته به مقادیر حاصل از فرآیند سنتی نزدیک بوده ولی مقدار ازدیاد طول شکست حاصل از فرآیند بهبود یافته به طرز قابل توجهی بیشتر از فرآیند سنتی می‌باشد که می‌توان آن را به عنوان یکی از مزایای مهم فرآیند بهبود یافته نسبت به فرآیند سنتی در نظر گرفت

کلیدواژه‌ها: تغییر شکل پلاستیک شدید، لوله، آلیاژ AZ91، فوق ریزدانه، خواص مکانیکی

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۲/۱۵

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۵/۰۳

* نویسنده مسئول: ghfaraji@ut.ac.ir

۱- مقدمه

برای در سال‌های اخیر، استفاده از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید یا SPD برای تولید مواد فوق ریزدانه و نانوساختار، بیش از پیش مورد توجه محققین قرار گرفته است. این فرآیندها، با ریزدانه نمودن ساختار میکروسکوپی ماده، موجب بهبود قابل توجه خواص مکانیکی آن می‌شوند. یک اصل کلی در فرآیندهای SPD، اعمال کرنش شدید به ماده بدون ایجاد تغییرات ابعادی در قطعه‌ی خروجی از فرآیند می‌باشد. در چنین شرایطی، به منظور اعمال کرنش بیش‌تر به قطعه، می‌توان این فرآیندها را چندین پاس بر روی قطعه انجام داد. فرآیندهای SPD بنا به شکل محصول

(حجیم، ورق و لوله) دسته‌بندی می‌شوند. در زمینه‌ی تغییر شکل پلاستیک شدید لوله‌ها، ناگاسخار و همکاران^[1] در سال ۲۰۰۶ با استفاده از فرآیند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای با قطر مساوی و یک ماندرل انعطاف‌پذیر موفق به تولید لوله‌ی فوق ریزدانه شدند. توت و همکاران^[2] در سال ۲۰۰۹ با استفاده از فرآیند پیچش فشار بالا، لوله‌های فوق ریزدانه تولید نمودند. محبی و همکاران^[3] در سال ۲۰۱۰، فرآیند چرخش اتصال تجمعی را با هدف تولید لوله‌های فوق ریزدانه، طراحی و معرفی کردند. زنگی آبادی و همکاران^[4] در سال ۲۰۱۱ با بکارگیری فرآیند فشار در کانال لوله‌ای موفق به تولید لوله‌هایی ریزدانه با خواص مکانیکی بالا شدند. فرجی و همکاران^[5] در سال ۲۰۱۱ با ابداع و استفاده از فرآیند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای توانستند ضمن تغییر زاویه‌ی حرکت لوله در قالب، لوله‌های فوق ریزدانه پُر استحکام تولید کنند. فرجی و همکاران^[6] در سال ۲۰۱۲، با هدف بهبود و افزایش کارایی روش پیشین خود، فرآیند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای به صورت موازی را ابداع نمودند. در این فرآیند، نیروی کم‌تری نسبت به فرآیند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای مورد نیاز است. وانگ و همکاران^[7] در سال ۲۰۱۲ فرآیند برش فشار بالا که نوع بهبود یافته‌ای از فرآیند پیچش فشار بالا می‌باشد را برای تولید لوله‌های فوق ریزدانه معرفی نمودند. بابایی و همکاران در سال ۲۰۱۴ با معرفی دو روش انبساط و اکستروژن تناوبی لوله^[8] و تراکم و اکستروژن تناوبی لوله^[9] گام مهمی در تولید لوله‌های فوق ریزدانه با خواص مکانیکی بالا برداشتند. تراب‌زاده و همکاران^[10] در سال ۲۰۱۶ فرآیند افزایش و کاهش تناوبی قطر خارجی لوله را با هدف تولید لوله‌های فوق ریزدانه از جنس آلومینیوم ابداع نمودند. بابایی و همکاران^[11] در سال ۲۰۱۸، با استفاده از فرآیند فشار پیچشی لوله توانستند لوله‌های فوق ریزدانه‌ی آلومینیومی با استحکام بالا تولید کنند. سوارآبادی و همکاران^[12, 13] در سال ۲۰۱۹ فرآیند انبساط و روزنرانی تناوبی هیدرواستاتیک لوله را برای تولید لوله‌های فوق ریزدانه‌ی نسبتاً بلند ابداع و معرفی نمودند. افتخاری و همکاران^[14-16] در سال ۲۰۲۱ فرآیند اکستروژن فشاری تناوبی هیدرواستاتیک لوله را به منظور تولید لوله‌های فوق ریزدانه‌ی پُر استحکام با طول نسبتاً بلند ابداع نمودند. در این میان، فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی لوله یا همان فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله^[8]، از یک سو، کارایی خوبی در تولید مواد فوق ریزدانه با خواص مکانیکی بالا دارد و از سوی دیگر، مکانیزم انجام آن، بدون پیچیدگی خاصی است و نیازی به بیرون آوردن قطعه از قالب برای انجام پاس‌های بعدی فرآیند نیست. بابایی و همکاران^[8] این فرآیند را با موفقیت طی دو پاس بر روی آلیاژ منیزیم AZ91 اجرا نمودند. آن‌ها مشاهده کردند که پس از دو پاس فرآیند، ساختار میکروسکوپی فوق ریزدانه پدید آمد و مقدار استحکام نهایی و سختی به ترتیب ۲/۶ و ۱/۳۸ برابر گردید. با این وجود، فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی لوله دارای معایب و محدودیت‌های ذیل می‌باشد که محرک پژوهش

در دماهای بالا انجام شوند تا سیستم‌های لغزشی بیش‌تری فعال شده و از ظهور ترک در حین انجام فرآیند جلوگیری گردد. بنابراین فرآیند حاضر در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس انجام گردید [17]. در دماهای بالاتر از ۳۰۰ درجه سلسیوس، ناپایداری ریزساختاری و متعاقباً درشت‌دانگی اتفاق می‌افتد [18]. در شکل ۲، نمای شماتیک فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته به‌همراه ترتیب مراحل اجرای آن و نیز تصویر لوله‌ی تولید شده، مشهود است. با توجه به شکل ۲، شعاع خارجی لوله (R) برابر با ۱۵ میلی‌متر، شعاع داخلی لوله (r) برابر با ۱۱/۵ میلی‌متر، شعاع قسمت انبساطی قالب (R_d) برابر با ۱۷ میلی‌متر و زاویه‌ی تغییر شکل قالب (Φ) برابر با ۱۶۵ درجه است. کرنش معادل فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته (ϵ_T) از رابطه‌ی ۱ قابل محاسبه می‌باشد [6]. با استفاده از رابطه ۱، مقدار کرنش معادل برای پاس اول و دوم فرآیند به- ترتیب ۱/۶۶ و ۳/۳۲ بدست می‌آید.

$$\epsilon_T = 2N \left[\ln \left(\frac{R_d^2 - r^2}{R^2 - r^2} \right) + \frac{4}{\sqrt{3}} \cot \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \quad (1)$$

روال انجام فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته چنین است که ابتدا، بنا به شکل ۲-الف، لوله توسط یک ماندل متحرک که از داخل آن عبور کرده یا به عبارت دیگر، لوله بر روی آن سوار شده و نیز توسط یک ماندل فشار پشته‌ی واقع در کانال خروجی، در داخل قالب موقعیت‌دهی می‌شود. در این حالت، مقداری از طول ماندل متحرک در داخل ماندل فشار پشته‌ی قرار دارد. برخلاف فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله (شکل ۱)، در فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، از یک سو، استفاده از ماندل متحرک در داخل لوله موجب شده تا بتوان از سنبه‌ی توپُر به جای سنبه‌ی توخالی استفاده نمود که این مسئله دو مزیت مهم دارد: نخست این‌که بار بحرانی کم‌انرش سنبه به دلیل افزایش سطح مقطع موثر سنبه، افزایش می‌یابد و در نتیجه‌ی آن، خطر کم‌انرش و شکست ناگهانی سنبه و نیز احتمال آسیب دیدن اپراتور در نتیجه‌ی پرتاب ذرات شکسته‌شده‌ی سنبه بسیار کاهش می‌یابد. ثانیاً، از آن‌جاکه در فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، بار بحرانی کم‌انرش سنبه بسیار بیشتر از فرآیند سنتی است لذا در فرآیند بهبود یافته، نیروی پرس بالاتری نیز می‌توان به قطعه اعمال نمود فلذا امکان تولید لوله‌هایی با طول نسبتاً بلندتر که در آن‌ها، به‌دلیل زیاد بودن طول درگیری قطعه و قالب، نیروی اصطکاک بیشتری وجود دارد و ادامه‌ی فرآیند، نیازمند اعمال نیروی پرس بیش‌تری است، میسر می‌باشد. از سوی دیگر، برخلاف فرآیند سنتی، در فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، از یک سنبه فشار پشته‌ی که هم‌زمان با قطعه در حرکت است، به منظور هدایت ماندل و نیز تامین فشار لازم برای انبساط پیوسته

حاضر برای مرتفع‌سازی این مشکلات بوده است. متغیرهای فرآیند از قبیل ضریب اصطکاک، جنس لوله و ابعاد هندسی ناحیه‌ی انبساط قالب (شعاع گوشه‌ها، زوایای ورودی و خروجی، قطر انبساط و طول انبساط) لازم است تا بسیار با دقت انتخاب شوند در غیر این صورت، این احتمال وجود دارد که در حین اجرای فرآیند، مواد موجود در ناحیه‌ی انبساطی قالب، خالی یا نیمه خالی شوند و در نتیجه، کرنش مورد انتظار به قطعه اعمال نشود و بهبود ریزساختاری مطلوب در قطعه حاصل نگردد [16].

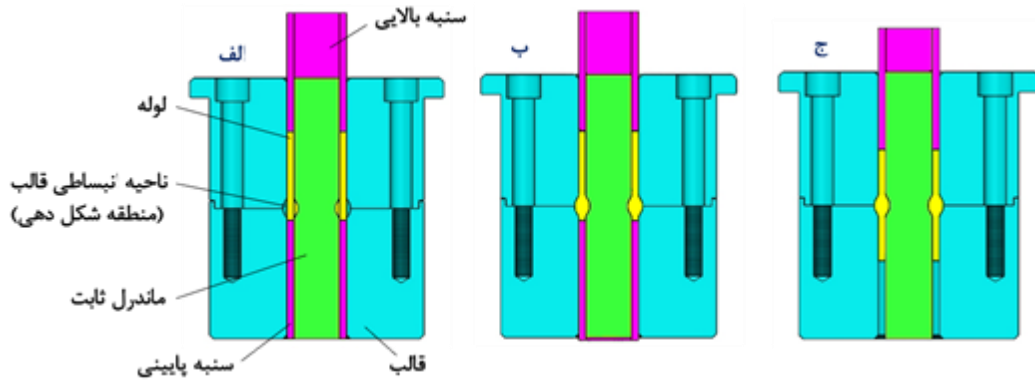
۲- در حین اجرای این فرآیند، در برخی از مناطق قالب، تنش‌های کششی به لوله اعمال می‌گردد. این تنش‌ها می‌توانند با ایفای نقش در تشدید جوانه‌زنی و رشد ترک، باعث محدودتر شدن تعداد پاس‌های قابل انجام فرآیند بر روی لوله شوند [16].

۳- در حین اجرای فرآیند بر روی قطعات ترد، احتمال شکست قطعه وجود دارد. در این حالت، پس از انجام کامل مرحله‌ی انبساط و در مراحل آغازین مرحله‌ی اکستروژن، محتمل است که ماده‌ی واقع در کانال ورودی، بخش منبسط شده در ناحیه‌ی انبساطی قالب را سوراخ کرده و از داخل آن عبور نماید [16].

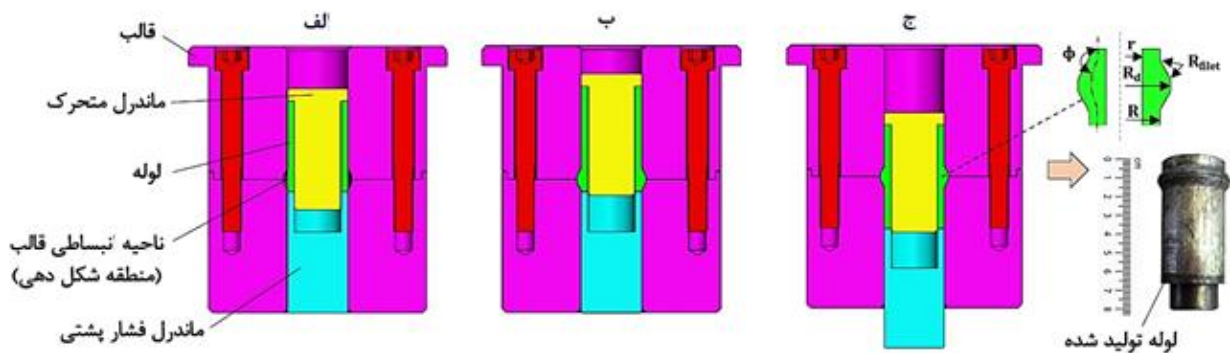
در پژوهش حاضر، فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته به منظور مرتفع‌سازی مشکلات و نیز افزایش کارایی فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله در تولید لوله‌های فوق-ریزدانه با خواص مکانیکی بالا، معرفی شده است. همچنین، فرآیند بهبود یافته قادر است لوله‌های بلندتری نسبت به فرآیند سنتی تولید کند که از نظر صنعتی‌سازی و تولید در مقیاس بالا حائز اهمیت می‌باشد. به منظور مشخص شدن قابلیت‌ها و مزایای فرآیند بهبود یافته و نیز به منظور مقایسه نتایج آن با نتایج فرآیند سنتی، فرآیند بهبود یافته طی دو پاس بر روی لوله‌هایی از جنس آلیاژ منیزیم AZ91 اجرا گردید. سپس، خواص ریزساختاری و خواص مکانیکی قطعات تولیدی، با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، آزمون کشش و آزمون میکروسختی سنجی، مورد بررسی قرار گرفت. در نهایت، نتایج به-دست آمده از این پژوهش با نتایج فرآیند سنتی مقایسه گردید.

۲- مراحل و شرایط انجام آزمون‌های تجربی

در پژوهش حاضر، از لوله‌های ماشین‌کاری شده از شمش ریخته-گری شده از جنس آلیاژ منیزیم AZ91، به عنوان ماده ورودی فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته استفاده گردید. لوله‌ها دارای طول ۷۰ میلی‌متر، قطر بیرونی ۳۰ میلی‌متر و ضخامت ۳/۵ میلی‌متر بودند. در ادامه، فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته طی دو پاس، در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس، بر روی لوله‌های اولیه اجرا گردید. از آن‌جایی که در مواد با ساختار کریستالی هگزاگونال مانند منیزیم، تعداد سیستم‌های لغزشی محدودی در دمای اتاق وجود دارد فلذا بهتر است فرآیندهای SPD



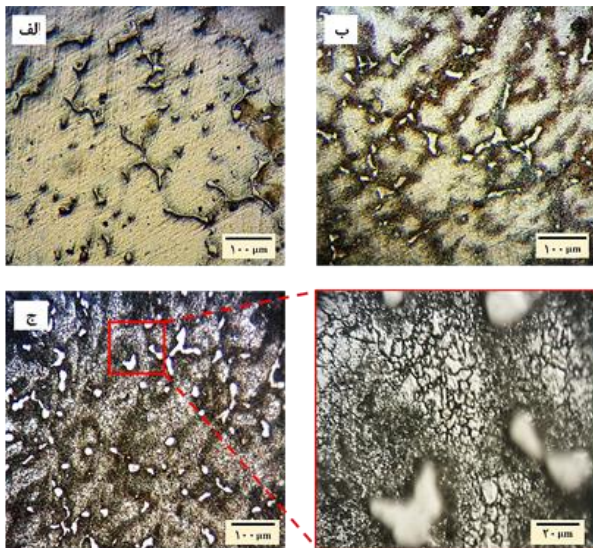
شکل ۱) قالب و مراحل اجرای فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله.



شکل ۲) قالب و مراحل اجرای فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته به همراه تصویر لوله‌ی تولیدی.

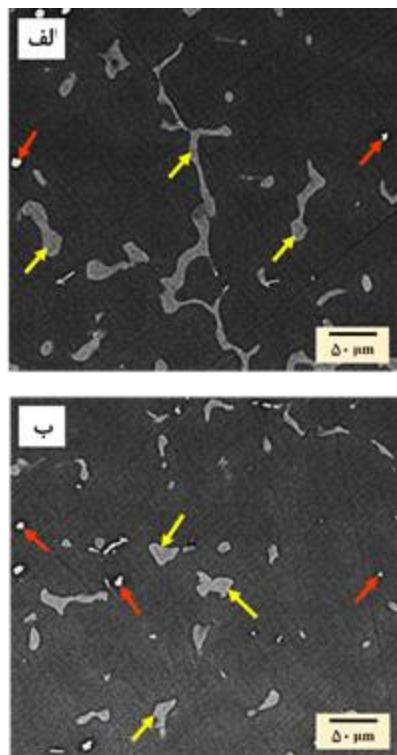
اکستروژن و تولید پیوسته‌ی لوله در کانال خروجی می‌شود. در نهایت، لوله با همان ابعاد اولیه‌ی پیش از فرآیند، تولید می‌شود. پس از اتمام مرحله‌ی سوم، یک پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، تکمیل می‌گردد. به منظور انجام پاس‌های بعدی فرآیند و اعمال کرنش‌های پلاستیک بیش‌تر بر روی لوله و نیز بهبود بیشتر خواص مکانیکی، تنها کافی است بدون خارج کردن لوله از قالب، قالب را ۱۸۰ درجه دوران داده و سپس مجدداً با اعمال فشار از سمت بالا، فرآیند را انجام داد. به منظور بررسی تغییرات خواص کششی ماده پس از انجام فرآیند بهبود یافته، از آزمون کشش در دمای محیط و با نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش با استفاده از برش و ایرکات و با ابعاد طول گیج ۱۵ میلی‌متر، عرض گیج ۶ میلی‌متر و ضخامت ۳/۵ میلی‌متر، در راستای طولی (به موازات محور لوله)، استخراج گردیدند. برای مطالعه‌ی تاثیر فرآیند بر میزان سختی از آزمون میکروسختی سنجی و ویکرز در دمای اتاق استفاده شد. نمونه‌های سختی‌سنجی، در امتداد ضخامت لوله (راستای عمود بر محور لوله)، بریده شدند. سپس عملیات آماده‌سازی سطحی، فرآیند مانت و عملیات سنباده زنی بر روی نمونه‌ها انجام شد. در نهایت، آزمون توسط دستگاه میکروسختی‌سنجی مجهز به فرورونده‌ی ویکرز در شرایط بار اعمالی ۱۰۰ گرم و زمان توقف سنجه ۱۰ ثانیه انجام گرفت. برای بررسی تغییرات ریزساختاری، از میکروسکوپ نوری استفاده گردید.

لوله در ناحیه انبساطی قالب استفاده می‌شود. به عبارت دیگر، استفاده از ماندرل فشار پستی در فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، تضمینی است برای این‌که در حین اجرای فرآیند، قسمت انبساطی قالب به‌صورت ناگهانی یا به تدریج خالی نگردد و همواره پُر بماند تا فرآیند به صورت کامل انجام و کرنش کامل به قطعه اعمال شود. در مرحله‌ی دوم، بنا به شکل ۲-ب، سنبه بالایی، در حالتی که ماندرل فشار پستی در مکان خود توسط سنبه پایینی ثابت نگه داشته شده است، به مقدار معینی توسط جک ماشینی پرس، به سمت پایین حرکت داده می‌شود که در نتیجه‌ی آن، لوله وارد قسمت انبساطی قالب شده و در ادامه، پس از برخورد به ماندرل فشار پستی، منبسط شده و دچار افزایش ضخامت و افزایش قطر خارجی می‌شود. به محض اینکه لوله به صورت کامل، در ناحیه انبساطی، منبسط شد و فضای آن را پر نمود، مرحله‌ی بعد آغاز می‌شود. در مرحله‌ی سوم، بنا به شکل ۲-ج، سنبه پایینی حذف می‌گردد تا ماندرل فشار پستی بتواند همراه با لوله حرکت کند. سپس، با ادامه‌ی اعمال فشار بر روی سنبه بالایی توسط دستگاه پرس و متعاقباً، با حرکت سنبه بالایی به سمت پایین، مجموعه‌ی شامل لوله، ماندرل متحرک و ماندرل فشار پستی، هم‌زمان با هم به سمت پایین حرکت می‌کند. در این شرایط، ماندرل فشار پستی با اعمال فشار پستی به لوله باعث انبساط پیوسته‌ی ماده در ناحیه‌ی انبساطی قالب و سپس



شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری برای (الف) لوله‌ی فرآیند نشده، (ب) لوله‌ی یک پاس و (ج) لوله‌ی دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته شده.

ریزساختار کم‌رنگ‌تر می‌شود که دلیل آن وقوع پدیده رشد دانه‌ها است [27]. پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی در حین تغییر شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم، اغلب در محدوده‌ی دمایی ۱۴۷ الی ۳۲۷ درجه سلسیوس اتفاق می‌افتد [28]. بیشتر فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید، در محدوده‌ی دمایی ۱۴۷ الی ۳۲۷ درجه سلسیوس اتفاق می‌افتد [28]. بیش‌تر فرآیندهای تغییر شکل



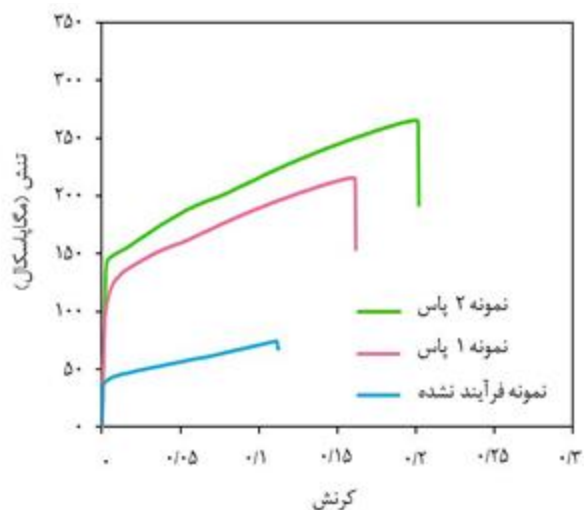
شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) برای (الف) لوله‌ی یک پاس و (ب) لوله‌ی دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته شده.

به این منظور، نمونه‌ها در راستای ضخامت (جهت عمود بر محور لوله) بریده شدند و سپس بر روی آن‌ها، عملیات آماده‌سازی شامل سنباده‌زنی با استفاده از کاغذهای سیلیسیم کاربرد تا شماره ۵۰۰۰، پولیش و آشکارسازی، انجام شد. محلول آشکارسازی پیکریک اسید است. همچنین، برای مطالعه‌ی دقیق‌تر ریزساختار، از تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) در ولتاژ ۲۵ کیلوولت استفاده گردید.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نتایج بررسی ریزساختار

در شکل ۳، تصاویر میکروسکوپ نوری، در امتداد ضخامت لوله (جهت عمود بر محور لوله)، برای لوله‌ی اولیه‌ی فرآیند نشده و لوله‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، نشان داده شده است. مطابق شکل ۳، ریزساختار نمونه‌ی اولیه فرآیند نشده شامل یک ساختار دندریتی است که در آن، فاز زمینه‌ی منیزیم آلفا توسط شبکه‌ای از ترکیبات بین فلزی فاز ثانویه بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) مستقر در مرز دانه‌ها، احاطه شده است. علت تشکیل فاز بتا، وجود مقادیر قابل توجه عنصر آلومینیوم در آلیاژ منیزیم AZ91 است. شکل ریزساختار، وجود فازها و نحوه توزیع آن‌ها موافق با مشاهدات مطالعات دیگران [8، 17-19] است. در نمونه‌ی فرآیند نشده، ساختار میکروسکوپی درشت دانه بوده و میانگین اندازه دانه در حدود ۱۵۰ میکرومتر می‌باشد. همان‌طور که در شکل ۳ مشهود است، پس از انجام یک پاس فرآیند، اندازه‌ی دانه، به شدت کاهش یافته و در نهایت، پس از انجام دو پاس فرآیند، ریزدانه‌ی بیش‌تری به‌وقوع پیوسته و ساختار میکروسکوپی فوق‌ریزدانه تشکیل شده است. چنین رویدادی، یعنی وقوع ریزدانه‌ی با اجرای فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید، در سایر مطالعات [20-24] نیز مشاهده شده است. وقوع پدیده کاهش اندازه دانه در آلیاژ AZ91 پس از انجام فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته به تأثیرات متقابل سه عامل دمای بالا، کرنش برشی بالا، وقوع تبلور مجدد دینامیکی و اندازه و نحوه‌ی توزیع ذرات فاز ثانویه مربوط است. به صورت کلی، متداول‌ترین دلیل بهبود ریزساختار در منیزیم در دماهای بالا و نیز تحت تأثیر کرنش برشی بالا، وقوع تبلور مجدد دینامیکی و جوانه‌زنی دانه‌های ریز پیرامون مرز دانه‌های اصلی و نیز در اطراف ذرات فاز ثانویه است. این مرزها انرژی بالایی دارند و مکان‌های مساعدتری برای تمرکز تنش و نیز تجمع نابه‌جایی‌ها و جلوگیری از حرکت آن‌ها در مرزها و متعاقباً فعال شدن سیستم‌های لغزش قاعده‌ای و غیرقاعده‌ای می‌باشد [19، 25، 26]. با این وجود، در دماهای بالاتر و یا زمان‌های طولانی‌تر، نقش تبلور مجدد دینامیکی در بهبود



شکل ۴) نمودار تنش-کرنش مهندسی در دمای اتاق برای نمونه‌ی اولیه‌ی فرآیند نشده و نمونه‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته.

انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، نشان داده شده است. بنا به شکل ۶، پس از یک پاس فرآیند، مقدار میانگین سختی از ۵۴ ویکرز (حالت اولیه فرآیند نشده) به ۷۴ ویکرز رسید. در نهایت، پس از دو پاس فرآیند، بهبود بیش‌تری در مقدار سختی مشاهده گردید و مقدار میانگین سختی به ۸۶ ویکرز رسید. این افزایش سختی به افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها، کاهش اندازه‌ی دانه، افزایش مرزانه‌ها، کارسختی و نحوه‌ی توزیع ذرات ریز فاز ثانویه مربوط است. در آلیاژهای منیزیم، مقدار سختی فاز بتا به‌طرز قابل توجهی بیش‌تر از مقدار سختی فاز زمینه‌ی منیزیم آلفا می‌باشد. فلذا، توزیع یکنواخت فاز بتا در فاز زمینه در حین انجام فرآیندهای SPD نظیر فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته، می‌تواند نقش مهمی در افزایش میزان سختی ایفا کند. از سوی دیگر، میزان سختی و استحکام در فلزاتی با ساختار هگزآگونال متراکم مانند منیزیم بسیار وابسته به اندازه‌ی دانه می‌باشد که علت آن کمبود سیستم‌های لغزش در این گونه فلزات است [38]. در این رابطه، معادله‌ی هال-پچ برای سختی موید آن است که با کاهش اندازه‌ی دانه، مقدار سختی افزایش می‌یابد [39]. بنا به شکل‌های ۳ و ۶، نمونه‌ی تولید شده طی دو پاس فرآیند به‌دلیل این‌که ریزدانگی بیش‌تری را تجربه نموده است، دارای بیش‌ترین مقدار سختی است. همچنین، روال افزایش سختی در فرآیند بهبود یافته (شکل ۶) هم‌سو با روال افزایش استحکام (شکل ۵) می‌باشد. در شکل ۷، درصد ازدیاد طول و استحکام نمونه‌های تولید شده با فرآیند بهبود یافته با نتایج فرآیند سنتی بر روی آلیاژ منیزیم AZ91، مقایسه شده است. همچنین، مقدار سختی برای نمونه‌های تولید شده طی دو پاس فرآیند بهبود یافته و فرآیند سنتی به ترتیب برابر با ۸۶ ویکرز و ۹۰ ویکرز می‌باشد. مشاهده می‌شود مقادیر سختی و استحکام حاصل از هر دو فرآیند، نزدیک به هم

پلاستیک شدید، از جمله فرآیند حاضر، در همین محدوده دمایی بر روی آلیاژهای منیزیم انجام می‌شوند. همچنین، جهت بررسی بیشتر ریزساختار، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) برای لوله‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند بهبود یافته در شکل ۴ آورده شده است. مطابق شکل ۴، علاوه بر ذرات خاکستری رنگ فاز ثانویه بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) که با پیکان‌های زرد نشان داده شده‌اند، رسوبات ریز بین‌فلزی آلومینیوم-منگنز که به شکل ذرات روشن‌تر با پیکان‌های قرمز نشان داده شده‌اند نیز در زمینه‌ی سیاه‌رنگ منیزیم به صورت پراکنده توزیع شده‌اند. حضور این فازها و رسوبات ریز در آلیاژ AZ91 در مطالعات دیگر نیز گزارش شده است [29-32]. رسوبات ریز بین‌فلزی آلومینیوم-منگنز اکثراً به شکل شبه‌گرد و ذرات فاز ثانویه بتا با اشکال گوناگون و اندازه‌های متفاوت قابل مشاهده هستند. بنا به شکل‌های ۳ و ۴، پس از انجام فرآیند بهبود یافته، ذرات فاز ثانویه بتا خرد شده و متعاقباً، ذرات کوچک‌تر در فاز زمینه ایجاد و پراکنده می‌شوند. پس از انجام دو پاس فرآیند، ذرات فاز ثانویه بتا باز هم کوچک‌تر شده همچنین، مقدار آن‌ها کاهش می‌یابد که علت آن انحلال بخشی از ذرات فاز ثانویه بتا در فاز زمینه به‌دلیل قرارگیری به‌مدت طولانی‌تر در معرض دمای بالا (به‌علت دو بار انجام فرآیند بدون بیرون آوردن قطعه از قالب) نسبت به نمونه‌های دیگر می‌باشد. ذرات فاز بتا، با ایجاد مانع در برابر رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته، نقش مهمی در پیدایش ساختار میکروسکوپی فوق ریزدانه ایفا می‌کنند. نهایتاً، دلایل عمده‌ی ظهور ساختار فوق ریزدانه در نمونه‌ی دو پاس عبارت‌اند از: حضور ذرات کوچک فاز بتا در فاز زمینه و وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی.

۳-۲- خواص مکانیکی بدست آمده از آزمون کشش و میکروسختی-سنجی

در شکل ۵، نتایج آزمون کشش در دمای اتاق، برای نمونه‌ی فرآیند نشده و نمونه‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند بهبود یافته، نشان داده شده است. مطابق شکل ۵، پس از یک پاس فرآیند، مقدار استحکام نهایی از ۷۳ مگاپاسکال در حالت اولیه فرآیند نشده به ۲۱۵ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول شکست از ۱۱/۲ درصد در حالت اولیه فرآیند نشده به ۱۶/۱ درصد افزایش یافت. در نهایت، پس از دو پاس فرآیند، بهبود قابل توجهی در خواص مکانیکی ماده مشاهده شد به‌طوری‌که مقدار استحکام نهایی به ۲۶۵ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول شکست به ۲۰/۲ درصد رسید. مشابه چنین رویدادی، یعنی افزایش استحکام ماده با اجرای فرآیندهای تغییرشکل پلاستیک شدید، در سایر مطالعات [20-24] نیز مشاهده شده است. از دلایل مهم استفاده‌ی محدود از آلیاژهای در شکل ۶، نتایج آزمون سختی-سنجی در دمای اتاق، برای نمونه‌ی فرآیند نشده و نمونه‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند

به ترتیب در حدود ۲/۱۵ و ۲/۴ برابر مقادیر درصد ازدیاد طول فرآیند سنتی می‌باشد که دستاورد حائز اهمیتی بوده و این ویژگی از جمله مزایای مهم فرآیند بهبود یافته نسبت به فرآیند سنتی محسوب می‌گردد.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر، به معرفی فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته و بررسی تاثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91 و مقایسه نتایج آن با نتایج روش سنتی پرداخته شد. برخی از مهم‌ترین نتایج به دست آمده عبارت هستند از:

۱- فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته روشی کارا برای تولید لوله‌های فوق ریزدانه با خواص مکانیکی قابل توجه می‌باشد. همچنین، این فرآیند پتانسیل تولید لوله‌هایی با طول نسبتاً بلند را دارد.

۲- انجام دو پاس فرآیند بهبود یافته موجب بهبود ریزساختاری قابل توجه و پدیدار شدن ساختار میکروسکوپی فوق ریزدانه گردید. این در حالی بود که قطعه‌ی اولیه‌ی فرآیند نشده دارای ساختاری درشت با میانگین اندازه دانه حدوداً ۱۵۰ میکرومتر بود.

۳- تصاویر ریزساختاری شامل ذرات بتا (Mg₁₇Al₁₂) و رسوبات ریز بین‌فلزی آلومینیوم-منگنز بودند که در زمینه‌ی منیزیم به صورت پراکنده توزیع شده بودند. پس از انجام فرآیند بهبود یافته، ذرات فاز بتا خرد شده و توزیع همگن‌تری در مقایسه با قبل پیدا کردند.

۴- پس از دو پاس فرآیند بهبود یافته، مقدار استحکام نهایی و درصد تغییر طول شکست، در مقایسه با حالت اولیه‌ی فرآیند نشده، به ترتیب، ۳/۶ برابر و ۱/۸ برابر شد.

۵- پس از دو پاس فرآیند بهبود یافته، مقدار سختی در مقایسه با حالت اولیه‌ی فرآیند نشده، ۱/۸۳ برابر گردید.

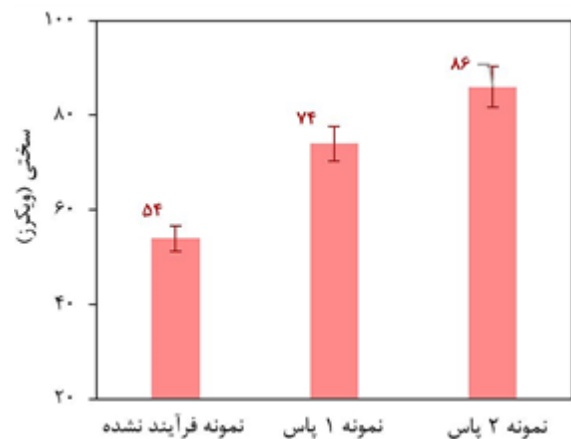
۶- مقایسه نتایج فرآیند بهبود یافته با نتایج فرآیند سنتی نشان داد که مقادیر سختی و استحکام حاصل از هر دو فرآیند، نزدیک به هم بودند ولی درصد ازدیاد طول قابل توجهی در فرآیند بهبود یافته نسبت به فرآیند سنتی به دست آمد که این ویژگی در تولید قطعاتی که به صورت هم‌زمان، دارای استحکام و شکل‌پذیری بالا می‌باشند، بسیار ارزشمند است.

فهرست علائم

R	شعاع داخلی (mm)
R	شعاع خارجی (mm)
R _D	شعاع انبساط (mm)

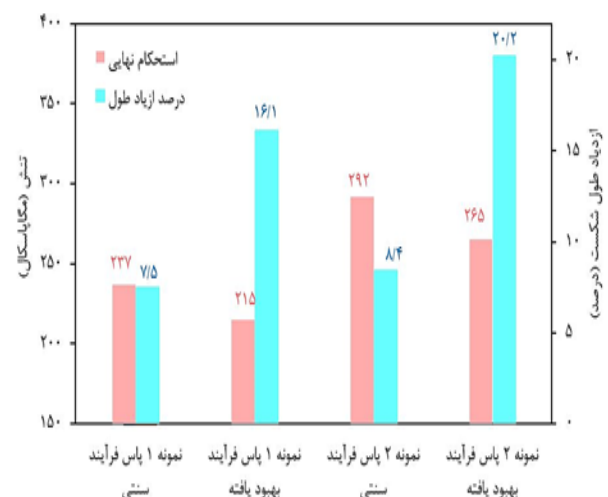
علائم یونانی

ε _T	کرنش کل فرآیند
φ	زاویه شمول (° درجه)



شکل ۳) نمودار تنش-کرنش مهندسی در دمای اتاق برای نمونه‌ی اولیه‌ی فرآیند نشده و نمونه‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته.

هستند ولی درصد ازدیاد طول (شاخص شکل‌پذیری) قابل توجهی در فرآیند بهبود یافته نسبت به فرآیند سنتی به دست آمده است. این مسئله در تولید قطعات صنعتی با تانس بالا که به صورت هم‌زمان، دارای استحکام و شکل‌پذیری بالا می‌باشند، بسیار حائز اهمیت است. به بیان دقیق‌تر، بنا به شکل ۷ اختلاف مقادیر استحکام نهایی دو فرآیند سنتی و بهبود یافته در پاس اول و دوم به ترتیب فقط ۲۲ و ۲۷ مگاپاسکال می‌باشد که در مقایسه با مقادیر استحکام نهایی در پاس اول و دوم فرآیند بهبود یافته (۲۱۵ و ۲۶۵ مگاپاسکال)، مقادیر کوچکی محسوب می‌گردد. همچنین، اختلاف مقادیر سختی دو فرآیند سنتی و بهبود یافته تنها ۴ ویکرز می‌باشد که آن هم در مقایسه با مقدار سختی فرآیند بهبود یافته (۸۶ ویکرز)، مقدار کوچکی تلقی می‌گردد. با این وجود، بنا به شکل ۷، درصد ازدیاد طول شکست فرآیند بهبود یافته در پاس اول و دوم



شکل ۴) مقایسه مقدار استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول شکست نمونه‌های تولید شده طی یک و دو پاس فرآیند انبساط و اکستروژن تناوبی بهبود یافته با نتایج یک و دو پاس فرآیند سنتی انبساط و اکستروژن تناوبی لوله.

13- Motallebi Savarabadi M, Faraji G, Eftekhari M. Microstructure and mechanical properties of the commercially pure copper tube after processing by hydrostatic tube cyclic expansion extrusion (HTCEE). *Metals and materials international*. 2021 ;27:1686-700

14- Eftekhari M, Faraji G, Bahrami M. Processing of commercially pure copper tubes by hydrostatic tube cyclic extrusion-compression (HTCEC) as a new SPD method. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2021 ;21:1-2.

15- Eftekhari M, Faraji G, Bahrami M, Baniassadi M. Hydrostatic tube cyclic extrusion compression as a novel severe plastic deformation method for fabricating long nanostructured tubes. *Metals and Materials International*. 2022:1-6.

16- Eftekhari M, Faraji G, Bahrami M. A Novel Severe Plastic Deformation Technique with Potential for Producing Relatively Long Ultrafine Grained Tubes. *Modares Mechanical Engineering*. 2021;21(10):661-72.

17- Siah sarani A, Samadpour F, Mortazavi MH, Faraji G. Microstructural, mechanical and corrosion properties of AZ91 magnesium alloy processed by a severe plastic deformation method of hydrostatic cyclic expansion extrusion. *Metals and Materials International*. 2021;27:2933-46

18- Siah sarani A, Faraji G. Processing and characterization of AZ91 magnesium alloys via a novel severe plastic deformation method: Hydrostatic cyclic extrusion compression (HCEC). *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2021 ;31(5):1303-21

19- Ensafi M, Faraji G, Abdolvand H. Cyclic extrusion compression angular pressing (CECAP) as a novel severe plastic deformation method for producing bulk ultrafine grained metals. *Materials Letters*. 2017 ;197:12-6

20- Fata A, Eftekhari M, Faraji G, Mosavi Mashhadi M. Enhanced hot tensile ductility of Mg-3Al-1Zn alloy thin-walled tubes processed via a combined severe plastic deformation. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018 ;27:2330-7

21- Eftekhari M, Fata A, Faraji G, Mashhadi MM. Hot tensile deformation behavior of Mg-Zn-Al magnesium alloy tubes processed by severe plastic deformation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;742:442-53

22- Faregh SM, Faraji G, Mashhadi MM, Eftekhari M. Texture evolution and mechanical anisotropy of an ultrafine/nano-grained pure copper tube processed via hydrostatic tube cyclic expansion extrusion. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022;29(12):2241-51

23- Rassa M, Azadkoli G, Eftekhari M, Fata A, Faraji G. Effects of Equal Channel Angular Pressing (ECAP) Process with an Additional Expansion-Extrusion Stage on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-9Al-1Zn. *Journal of Advanced Materials and Processing*. 2021 ;9(4):43-52

24- Eftekhari M, Faraji G, Nikbakht S, Rashed R, Sharifzadeh R, Hildyard R, Mohammadpour M. Processing and characterization of nanostructured Grade 2 Ti processed by combination of warm

تأییدیه اخلاقی: محتویات علمی مقاله حاصل پژوهش نویسندگان است و صحت نتایج آن نیز بر عهده آن‌ها است.

تعارض منافع: بدین وسیله نویسندگان اعلام می‌کنند که این اثر، هیچ‌گونه تضاد منافعی با سازمان‌ها و اشخاص دیگر ندارد.

منابع مالی: هزینه‌ها توسط نویسندگان تأمین شده است.

منابع

- 1- Nagasekhar AV, Chakkingal U, Venugopal P. Candidature of equal channel angular pressing for processing of tubular commercial purity-titanium. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006 Mar 30;173(1):53-60.
- 2- Tóth LS, Arzaghi M, Fundenberger JJ, Beausir B, Bouaziz O, Arruffat-Massion R. Severe plastic deformation of metals by high-pressure tube twisting. *Scripta Materialia*. 2009;60(3):175-7.
- 3- Mohebbi MS, Akbarzadeh A. Accumulative spin-bonding (ASB) as a novel SPD process for fabrication of nanostructured tubes. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;528(1):180-8.
- 4- Zangiabadi A, Kazeminezhad M. Development of a novel severe plastic deformation method for tubular materials: Tube Channel Pressing (TCP). *Materials Science and Engineering: A*. 2011
- 5- Faraji G, Mashhadi MM, Kim HS. Tubular channel angular pressing (TCAP) as a novel severe plastic deformation method for cylindrical tubes. *Materials Letters*. 2011;65(19-20):3009-12
- 6- Faraji G, Babaei A, Mashhadi MM, Abrinia K. Parallel tubular channel angular pressing (PTCAP) as a new severe plastic deformation method for cylindrical tubes. *Materials Letters*. 2012;77:82-5
- 7- Wang JT, Li Z, Wang J, Langdon TG. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing. *Scripta Materialia*. 2012 ;67(10):810-3
- 8- Babaei A, Mashhadi MM, Jafarzadeh H. Tube cyclic expansion-extrusion (TCEE) as a novel severe plastic deformation method for cylindrical tubes. *Journal of Materials Science*. 2014 ;49:3158-65
- 9- Babaei A, Mashhadi MM. Tubular pure copper grain refining by tube cyclic extrusion-compression (TCEC) as a severe plastic deformation technique. *Progress in Natural Science: Materials International*. 2014;24(6):623-30
- 10- Torabzadeh HG, Faraji G, Zalnezhad E. Cyclic Flaring and Sinking (CFS) as a new severe plastic deformation method for thin-walled cylindrical tubes. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016 ;69:1217-22
- 11- Babaei A, Jafarzadeh H, Esmaeili F. Tube twist pressing (TTP) as a new severe plastic deformation method. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2018;71:639-48
- 12- Savarabadi MM, Faraji G, Zalnezhad E. Hydrostatic tube cyclic expansion extrusion (HTCEE) as a new severe plastic deformation method for producing long nanostructured tubes. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019 May 15;785:163-8

for AZ91 Mg alloy containing a small volume of liquid. *Acta materialia*. 2003 ;51(11):3309-18

39- Hansen N. Hall-Petch relation and boundary strengthening. *Scripta materialia*. 2004 ;51(8):801-6

isothermal ECAP and extrusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2017 ;703:551-8

25- Fata A, Faraji G, Mashhadi MM, Tavakkoli V. Hot deformation behavior of Mg-Zn-Al alloy tube processed by severe plastic deformation. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017;62

26- Fata A, Faraji G, Mashhadi MM, Abdolvand H. Evaluation of hot tensile behavior of fine-grained Mg-9Al-1Zn alloy tube processed by severe plastic deformation. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017 ;70:1369-76

27- Tan JC, Tan MJ. Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet. *Materials Science and Engineering: A*. 2003 ;339(1-2):124-32

28- Figueiredo RB, Langdon TG. Grain refinement and mechanical behavior of a magnesium alloy processed by ECAP. *Journal of materials science*. 2010 ;45:4827-36

29- Tolouie E, Jamaati R. Effect of β -Mg₁₇Al₁₂ phase on microstructure, texture and mechanical properties of AZ91 alloy processed by asymmetric hot rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2018 ;738:81-9

30- Sarvesha R, Thirunavukkarasu G, Chiu YL, Jones IP, Jain J, Singh SS. A study on the phase transformation of γ 2-Al₈Mn₅ to LT-Al₁₁Mn₄ during solutionizing in AZ91 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021 ;873:159836

31- Peng L, Zeng G, Xian J, Gourlay CM. Al-Mn-Fe intermetallic formation in AZ91 magnesium alloys: Effects of impurity iron. *Intermetallics*. 2022 ;142:107465

32- Villegas-Armenta LA, Wanjara P, Gholipour J, Nakatsugawa I, Chino Y, Pekguleryuz M. Linear friction welding of an AZ91 magnesium alloy and the effect of Ca additions on the weld characteristics. *Materials*. 2021 ;14(11):3130

33- Figueiredo RB, Terzi S, Langdon TG. Using X-ray microtomography to evaluate cavity formation in a superplastic magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *Acta materialia*. 2010 ;58(17):5737-48

34- Jäger A, Lukáč P, Gärtnerová V, Bohlen J, Kainer KU. Tensile properties of hot rolled AZ31 Mg alloy sheets at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004 ;378(1-2):184-7

35- Cubides Y, Karayan AI, Vaughan MW, Karaman I, Castaneda H. Enhanced mechanical properties and corrosion resistance of a fine-grained Mg-9Al-1Zn alloy: the role of bimodal grain structure and β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates. *Materialia*. 2020 ;13:100840

36- Jamali SS, Faraji G, Abrinia K. Hydrostatic radial forward tube extrusion as a new plastic deformation method for producing seamless tubes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017 ;88:291-301

37- Ebrahimi GR, Barghamadi A, Ezatpour HR, Amiri A. A novel single pass severe plastic deformation method using combination of planar twist extrusion and conventional extrusion. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019 ;47:427-36

38- Chino Y, Kobata M, Iwasaki H, Mabuchi M. An investigation of compressive deformation behaviour