



مروری بر روش‌های تولید لوله‌های فوق ریزدانه و نانوساختار توسط اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید

حسام تراب زاده کاشی¹، قادر فرجی^{2*}

1- کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

2- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

* تهران، صندوق پستی 11155-4563، ghfaraji@ut.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 10 اسفند 1394

پذیرش: 23 اردیبهشت 1395

ارائه در سایت: 12 تیر 1395

کلید واژگان:

تغییر شکل پلاستیک شدید

لوله‌های فوق ریزدانه

مواد نانوساختار

خواص مکانیکی

ساختار ریز دانه

در این مقاله سعی شده است تا ساختار عملکردی روش‌های تولید لوله فوق ریزدانه و نانوساختار عنوان شود و تأثیرات مکانیکی و متالورژیکی این روش‌ها بر روی ماده به طور کامل بررسی شود. مواد فوق ریزدانه شامل دانه‌ها با میانگین اندازه 100-1000 نانومتر هستند و اگر اندازه دانه‌های مواد کمتر از 100 نانومتر باشند، این نوع مواد جز نانوساختارها دسته‌بندی می‌شوند که در صنایع مختلف هوایی، خودرو، نظامی و پزشکی از اهمیت خاصی برخوردار است. عموماً روش‌های معرفی شده در این مقاله بر روی مواد پرکاربرد نظیر آلومینیوم و مس خالص و آلیاژ منیزیم AZ91 انجام گرفته است. در روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید عموماً کرنش بسیار بالایی در دمای پایین به ماده اعمال می‌شود تا ماده به صورت فوق ریزدانه یا حتی نانوساختار تغییر ریزساختار دهد. اکثر روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید مربوط به تولید مواد فوق ریزدانه به صورت تودهای هستند، در صورتیکه در دهه اخیر با توجه به نیاز روز افزون قطعات لوله‌ای با استحکام بالا و شکل پذیری مناسب، تحقیقاتی در جهت تولید لوله‌های فوق ریزدانه انجام شده است. پیشرفت‌های صورت گرفته در این زمینه به صورت مدون ارائه شده است تا مزایا و معایب هر یک از فرآیندها به صورت واضح قابل مقایسه باشند. ویژگی‌های ریزساختاری، مزایای مواد فوق ریزدانه و نانو ساختار، بهبود خواص مکانیکی نسبت به مواد دانه درشت مورد بحث قرار خواهد گرفت. همچنین در هر یک از روش‌های معرفی شده، مکانیزم‌های تغییر شکل و اصلاح دانه بندی ماده اعم از حرکت نابجایی، تشکیل دوقلوبی، لغزش مرزانه‌ای و غیره مورد بررسی قرار گرفته است.

A review of the production of ultrafine grained and nanograined metals by applying severe plastic deformation

Hessam Torabzadeh Kashi, Ghader Faraji*

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

* P.O.B. 11155-4563, Tehran, Iran, ghfaraji@ut.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 29 February 2016
Accepted 12 May 2016
Available Online 02 July 2016

Keywords:
Severe plastic deformation
Ultrafine-grain tubes
Nanomaterial
Mechanical properties
grain refinement

ABSTRACT

In this article, the structure of methods to produce ultrafine-grained (UFG) tubes is studied. The metallurgical and mechanical effects of these methods on the materials are fully investigated. Ultrafine grained materials have grains with an average size of 100-1000 nm. If the grain size is less than 100 nm, the material is classified as the nanostructure which has numerous applications in different industries such as aerospace, automobile, military and medical. Generally, the methods presented in this paper have been done on common materials like aluminum and pure copper and magnesium alloy AZ91. Generally, in severe plastic deformation (SPD) methods, very high strain applied to the material at low temperatures to change microstructure for ultrafine or nanostructure. Most severe plastic deformation methods are used for producing ultra-fine grain bulk, whereas the need for strong tube increased in the last decade. Therefore, types of researches were conducted to produce UFG tubes. Advances have been presented completely so that the advantages and disadvantages of each process are clearly comparable. Microstructural features, benefits ultrafine grained and nanostructured materials, improved mechanical properties will be discussed. Furthermore, this article reviews the refinement and deformation mechanisms, e.g. dislocation deformation mechanism, twin deformation mechanism, grain boundary sliding, etc. of SPD methods.

1- مقدمه

دماهای پایین‌تر و نرخ کرنش‌های بالاتر، خاصیت شکل‌پذیری عالی از خود نشان می‌دهند [3]. معمولاً مواد فوق‌ریزدانه، دانه‌بندی هم‌محور و هم‌گن با مرز دانه‌های زوایای بالا دارند [4,5]، حضور درصد بیشتری از مرز دانه‌های با زوایای بالا، دستیابی به خواص مطلوب را آسان‌تر می‌نماید. در این ارتباط،

مواد فوق ریزدانه به عنوان نسل جدیدی از محصولات فلزی مطرح هستند که خواص فیزیکی و مکانیکی آنها در مقایسه با مواد درشت دانه بطور قابل ملاحظه‌ای بالا بهبود یافته است [1,2]. همچنین مواد فوق ریزدانه در

Please cite this article using:

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)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

آورده شده است. از آنجا که در لوله‌های بدون درز جوش و عیوب مربوط به آن وجود ندارد، تولید آنها از الزامات صنایع مختلف محسوب می‌شود. لوله‌های بدون درز با استحکام و قابلیت اعتماد بالا تولید می‌شوند و جهت تحمل فشار، کارایی زیادی دارند [19]. معمولاً لوله‌های بدون درز به یکی از روش‌های زیر تولید می‌شوند که باعث فوق ریزدانه شدن ماده خواهند شد.

اکستروژن لوله: در این روش یک شمش توپر بر روی یک میله کشیده می‌شود تا در این حالت لوله بر روی میله شکل گیرد. بیلت اولیه ابتدا تا دمای مشخصی گرم می‌شود تا شکل دهی ماده آسان‌تر شود. این روش معمولاً برای فلزات غیر آهنی استفاده می‌شود [20].

ریخته گری گریز از مرکز: در این روش مذاب فلز مورد نظر در یک قالب استوانه‌ای افقی که در حال چرخش است، ریخته می‌شود. با تکمیل فرآیند ریخته‌گری لوله مطلوب بدست می‌آید که عموماً کوتاه و ضخیم هستند و در صنایع مختلف کارایی فراوانی دارند [21].

روش مانیسمن یا نورد متقاطع: این روش مناسب تولید لوله‌های بدون درز می‌باشد که ابتدا با اعمال نیروی جانبی و چرخش بیلت اولیه سوراخی در داخل بیلت ایجاد می‌شود. سپس با استفاده از ماندولی ثابت سوراخ لوله چرخان بزرگ‌تر شده و لوله بدون درز نهایی تولید می‌گردد. این روش معمولاً جهت تولید لوله‌های بدون درز آهنی استفاده می‌شود. کشش لوله: این روش معمولاً متعاقب روش‌های فوق و جهت تولید لوله‌های نازک‌تر با قطرهای کمتر بدون درز استفاده می‌شود.

3- رویکردهای متفاوت در بررسی روش‌های مدرن تولید لوله فوق ریزدانه

اساس روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید اعمال کرنش زیاد بدون تغییر ابعادی در ماده است [22]. تغییرات ریزساختار و اصلاح دانه‌بندی ماده در اثر اعمال کرنش زیاد ویژگی اصلی روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید است [23]. بر اثر اصلاح ریزساختار ماده، خواص مکانیکی ماده دچار تغییرات مطلوب می‌شود. توجه به مکانیزم تغییر شکل ماده در بعد میکروسکوپی می‌تواند دلایل تغییر رفتار ماده در بعد ماکروسکوپی را توجیه نماید.

3-1- ویژگی‌های ریزساختاری مواد فوق ریزدانه

با اعمال تغییر شکل در ماده، تعداد نابجایی‌ها افزایش خواهد یافت و به مرور با ترتیب خاصی بسته به جهت بار وارد شده در کنار هم قرار می‌گیرند و منجر به تولید دانه‌ها با مرزدانه با زاویه کم¹³ می‌شوند. با تغییر شکل بیشتر، دانه‌ها دچار چرخش خواهند شد و دانه‌ها با مرزدانه با زاویه زیاد¹⁴ ریزساختار ماده را فرا می‌گیرند [24]. در بسیاری از مواد فوق ریزدانه وجود مرزدانه‌ها با زاویه زیاد به صورتی که تغییر جهت در دانه‌های مجاور بیش از 15 درجه است، گزارش شده است [25, 26]. علاوه بر توزیع اندازه دانه در ماده، تغییر جهت مرزدانه‌ها نسبت به هم در مواد فوق ریزدانه از اهمیت بالایی برخوردار هستند [27]. تغییر جهت مرزدانه‌ها نسبت به هم معمولاً با اندازه‌گیری پارامتری تحت عنوان تابع توزیع تغییر جهت¹⁵ معرفی می‌شود که درصد مرزدانه‌ها با زاویه کم و زیاد را مشخص می‌کند و مقدار تکرار جهت‌گیری دانه‌ها نسبت به هم را نشان می‌دهد [28]. بافت کریستالوگرافی¹⁶ از موارد دیگری است که معمولاً در مواد فوق ریزدانه مورد بررسی قرار می‌گیرد. مواد

ثابت شده است که یکی از موثرترین روش‌های فرآوری مواد فوق ریزدانه اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید¹ می‌باشد [6]. در روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید وجود فشار هیدرواستاتیکی زیاد به همراه کرنش برشی شدید باعث تولید عیوبی نظیر نابجایی‌ها با چگالی بالا در شبکه کریستالی می‌گردد [7]. از طرفی دیگر وجود فشار هیدرواستاتیک مانع از ایجاد ترک در ماده می‌شود که امکان ایجاد تغییر شکل‌های شدید در مواد با شکل‌پذیری کم را فراهم می‌کند [8]. وجود نابجایی²ها طی مراحل زیر می‌تواند باعث ریزدانه شدن دانه‌ها شوند:

- 1) نابجایی‌های اولیه که در درون دانه توزیع شده‌اند، بازآرایی شده و با پیوستن به هم، هسته کوچکی را تشکیل می‌دهند و سطح انرژی را کاهش می‌دهند.
 - 2) با افزایش میزان تغییر شکل، نابجایی‌های جدید تولید شده و زاویه بین هسته‌ها افزایش یافته و باعث ایجاد مرزدانه‌های فرعی³ می‌گردد.
 - 3) این فرآیند در داخل این دانه‌ها تکرار شده تا اندازه‌ی آن به حد کافی کوچک شود و در نهایت باعث چرخش دانه‌های تولید شده شوند [9].
- توس در سال 2009 لوله‌های فوق ریزدانه را با استفاده از روش پیشش لوله در فشار بالا⁴ تولید نمود [10]. محبی در سال 2010 روشی جدید تحت عنوان چرخش اتصال تجمعی⁵ جهت تولید این نوع لوله‌ها معرفی کرد [11]. زنگی آبادی و همکارانش در سال 2011 با استفاده از روش فشار در کانال لوله‌ای⁶ اقدام به تولید لوله‌های با استحکام بالا کردند [12]. فرجی و همکاران در سال 2011 فرایند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای⁷ را به عنوان روشی بهینه، ارزان و با قابلیت صنعتی ابداع نمودند [13]. در سال 2012 فرایند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای به صورت موازی⁸ توسط فرجی و همکارانش ابداع و ارائه شد [14]. بابایی و همکاران در سال 2014 با دو روش نوین انبساط و روزنرانی متناوب لوله⁹ و تراکم و روزنرانی متناوب لوله¹⁰ توانستند گامی نوآورانه در جهت تولید لوله‌های مستحکم بردارند [15, 16]. جعفرزاده و همکاران روشی را تحت عنوان انبساط و انقباض تناوبی¹¹ معرفی نموده‌اند و توانسته‌اند با این روش به موفقیت‌هایی در تولید لوله‌های فوق ریزدانه دست یابند [17]. به تازگی نیز تراب زاده و همکاران توانستند با اصلاح عملکرد فرایند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای، روشی تحت عنوان افزایش و کاهش تناوبی قطر¹² معرفی نمایند [18]. در مقاله مروری پیش‌رو ابتدا جنبه‌های متفاوت جهت بررسی فرآیندها مورد بحث قرار داده می‌شود. سپس ساختار عملکردی هریک از روش‌ها به طور کامل بیان می‌شود تا روند ایجاد تغییر شکل پلاستیک شدید در ماده مشخص گردد. در هر یک از روش‌های معرفی شده، تغییرات خواص ماده از جنبه‌های گوناگون مورد بررسی قرار می‌گیرد تا امکان مقایسه و میزان کارایی روش‌ها مشخص شود.

2- مروری بر روش‌های سنتی تولید لوله

موضوع اصل مقاله پیش‌رو روش‌های مدرن تولید لوله‌های نانو ساختار می‌باشد، ولی در این بخش ابتدا مروری کوتاه بر روش‌های سنتی لوله‌های بدون درز

¹ Severe Plastic Deformation (SPD)

² Dislocation

³ Subgrain

⁴ high-pressure tube twisting (HPTT)

⁵ Accumulative spin-bonding (ASB)

⁶ Tube Channel Pressing (TCP)

⁷ Tube Channel Angular Pressing (TCAP)

⁸ Parallel tubular channel angular pressing (PTCAP)

⁹ Tube cyclic expansion-extrusion (TCEE)

¹⁰ Tube Cyclic Extrusion-Compression (TCEC)

¹¹ Repetitive tube expansion and shrinking (RTES)

¹² Cyclic flaring and sinking (CFS)

¹³ low-angle grain boundary (LAGB)

¹⁴ high-angle grain boundary (HAGB)

¹⁵ disorientation distribution function (DDF)

¹⁶ Crystallographic texture

مشارکت بیشتر لغزش مرزدانه‌ها در تغییر شکل ماده می‌شوند. بنابراین برخی از محققان تعداد فراوان مرزدانه‌ها با زاویه زیاد در مواد فوق ریزدانه را عامل شکل‌پذیری خوب این مواد دانسته‌اند [40]. ثابت شده است در موادی که ریزساختار آنها دارای توزیع دانه به صورت دونمایی⁵ هستند، به طور قابل ملاحظه‌ای شکل‌پذیری افزایش خواهد یافت [41].

3-3- مکانیزم‌های تغییر شکل پلاستیک در مواد فوق ریزدانه

به طور کلی تغییر شکل پلاستیک در مواد می‌تواند از طریق حرکت نابجایی، ایجاد دوقلویی⁶، استحاله فازی، نفوذ و لغزش مرزدانه‌ای انجام شود. تعدادی از این مکانیزم‌ها به طور هم زمان ممکن است در تغییر شکل ماده مشارکت کنند که این امر به ساختار کریستالی، انرژی نقص انباشتی⁷، دما، اندازه دانه و حتی نرخ کرنش بستگی دارد. روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید عمدتاً در دمای اتاق انجام می‌گیرد، لذا دما تأثیری در مکانیزم تغییر شکل مواد فوق ریزدانه ندارد [30]. لغزش مرزدانه‌ای به همراه نفوذ اتم‌ها در مرزدانه‌ها به عنوان مکانیزم اصلی تغییر شکل در مواد فوق ریزدانه مشاهده شده است. عمدتاً لغزش مرزدانه‌ای به همراه حرکت نابجایی‌ها شکل می‌گیرد تا پیوستگی بین دانه‌ها برقرار باشد که در مواد فوق ریزدانه منجر به رفتار سوپرپلاستیک خواهد شد [42]. دوقلویی‌ها معمولاً در مواد فوق ریزدانه با ساختار کریستالی هگزاگونال یا مواد با ساختار مکعب با وجوه مرکزدار و انرژی نقص انباشتی کم رخ می‌دهد [43].

4- روش‌های نوین تولید لوله‌های فوق ریزدانه

روش‌های معرفی شده در این مقاله همگی از نوع بالا به پایین هستند، به این ترتیب که با اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به مواد با دانه‌بندی درشت، مواد فوق ریزدانه یا حتی در مقیاس نانو فرآوری می‌شوند [44].

4-1- پیچش لوله در فشار بالا⁸

توت در سال 2009 با معرفی روش پیچش لوله در فشار بالا حقیقتاً گامی مبتکرانه در جهت تولید لوله‌های فوق ریزدانه برداشت. روش ابتکاری وی و همکاران بدین صورت بود که در ابتدا لوله با شعاع متوسط r_0 و ضخامت t درون دیسکی صلب قرار می‌گیرد. سپس درون لوله ماندل قرار می‌گیرد که در حین انجام فرآیند تحت فشار محوری قرار داده می‌شود تا به واسطه انبساط جانبی ماندل، دیواره لوله از داخل و خارج کاملاً مقید شود. این امر باعث پدید آمدن فشار هیدروستاتیکی مناسب بر روی لوله خواهد شد. عملکرد روش پیچش لوله در فشار بالا به صورت شماتیک در شکل 1 آورده شده است. در نهایت، با پیچش دیسک صلبی به اندازه زاویه مشخص β ، کرنش برشی در لوله‌ها با ضخامت کم را می‌توان از رابطه (2) تخمین زد [10].

$$\gamma = \frac{r_0 \beta}{t} \quad (2)$$

البته کرنش برشی در این روش باید به صورت متوسط آن در امتداد ضخامت محاسبه شود. به طور کلی کرنش برشی متوسط ($\bar{\gamma}$) در لوله با شعاع داخلی a و شعاع خارجی b با استفاده از رابطه (3) بدست می‌آید [45].

$$\bar{\gamma} = \frac{\beta}{\ln(\frac{b}{a})} \quad (3)$$

لوله‌های آلومینیومی تحت بررسی ریزساختاری قرار گرفتند که تصاویر گرفته

فوق ریزدانه عموماً دارای بافتی تغییر شکل یافته هستند که بسته به شدت کرنش اعمالی در روش مورد نظر، متفاوت می‌باشند. بافت ماده می‌تواند ناهمسانگردی در ساختار ماده را نشان دهد که با پارامتری تحت عنوان تابع توزیع جهت‌گیری¹ دانه در ماده معرفی می‌شود [29].

2-2- خواص مکانیکی مواد فوق ریزدانه

1-2-2- استحکام

ریز شدن دانه‌ها در مواد طبق معادله هال-پیچ² (رابطه 1)) باعث افزایش استحکام فلز می‌شود.

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

که در آن D میانگین اندازه دانه‌ها، σ_0 حد تسلیم در ماده درشت دانه (یا تک کریستال) و K نشانگر ثابت ماده است [30]. کاملاً مشهود است که با کاهش اندازه دانه در ماده، استحکام آن افزایش خواهد یافت. اگرچه باید عنوان شود در اندازه دانه کمتر از 20 نانومتر معادله هال-پیچ معتبر نیست. در اندازه دانه کمتر از 20 نانومتر به علت غیاب نابجایی‌ها در ریزساختار، با کاهش اندازه دانه، استحکام ماده نیز کم خواهد شد [31]. عمدتاً در روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، دانه‌هایی بزرگتر از 20 نانومتر بدست می‌آید که به این علت می‌توان از رابطه هال-پیچ بهره برد. با اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید، ضمن کاهش اندازه دانه، اتم‌های محلول در مرزدانه‌ها جمع می‌شوند و استحکام مواد افزایش خواهد یافت [32]. دلیل این امر این است که تغییر شکل در ماده به واسطه حرکت نابجایی‌ها ایجاد می‌شود، اگر در مرزدانه‌ها اتم‌های محلول متمرکز شده باشند، حرکت نابجایی‌ها دچار اختلال می‌شود که این امر در نهایت منجر به افزایش مضاعف استحکام مواد فوق ریزدانه خواهد شد [33]. عامل دیگری که در مواد فوق ریزدانه باعث افزایش استحکام ماده می‌شود، کرنش سختی³ است. بر اثر اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید چگالی عیوبی نظیر نابجایی، جای خالی⁴ و مرزدانه‌های جدید افزایش خواهد یافت. وجود تمامی این عیوب در ماده منجر به افزایش تنش سیلان ماده می‌شود [34, 35]. وجود فشار هیدروستاتیک در روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید نقش مهمی در افزایش استحکام مواد فوق ریزدانه ایفا می‌کند؛ بدین ترتیب که در حضور فشار هیدروستاتیک تمرکز جاهای خالی در حین تغییر شکل پلاستیک افزایش خواهد یافت. در این حالت نفوذ نابجایی‌ها در جاهای خالی به سختی انجام می‌شود و فرآیند حذف نابجایی‌ها کند می‌شود. در نهایت با کند شدن فرآیند حذف نابجایی‌ها نرخ کرنش سختی افزایش می‌یابد [36].

2-2-2- شکل‌پذیری

امروزه پژوهش‌های فراوانی جهت دستیابی به رفتار سوپرپلاستیک مواد فوق ریزدانه از جنس آلومینیوم، مس و آلیاژ منیزیم صورت گرفته است. اگرچه شکل‌پذیری بسیار خوب حتی در دماهای پایین برای مواد فوق ریزدانه گزارش شده است ولی نتایج حاصله با توجه به جنس متفاوت بوده است [37]. بسیاری از تفاسیر ارائه شده سعی بر توجیه شکل‌پذیری خوب مواد فوق ریزدانه داشته‌اند که مهم‌ترین دلیل آن را اندازه دانه در حد نانو عنوان کرده‌اند [38, 39]. از طرفی دیگر عامل اصلی تغییر شکل در مواد فوق ریزدانه لغزش مرزدانه‌ای عنوان شده است. حضور مرزدانه‌ها با زاویه زیاد باعث

⁵ bimodal

⁶ twinning

⁷ stacking fault energy (SFE)

⁸ high-pressure tube twisting (HPTT)

¹ orientation distribution function (ODF)

² Hall-Petch relation

³ strain hardening

⁴ vacancy

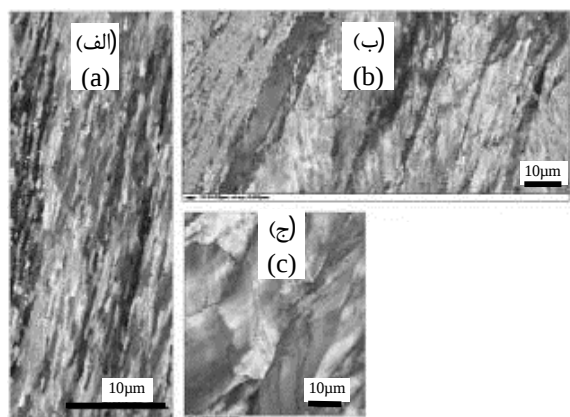


Fig. 2 Micrographs obtained by EBSD from different points on tube thickness (a) near the inner surface, (b) in the middle, (c) near the outer surface [46].

شکل 2 تصویر گرفته شده EBSD از نقاط مختلف روی ضخامت لوله الف - سطح داخلی ب - وسط ضخامت ج - سطح خارجی [46].

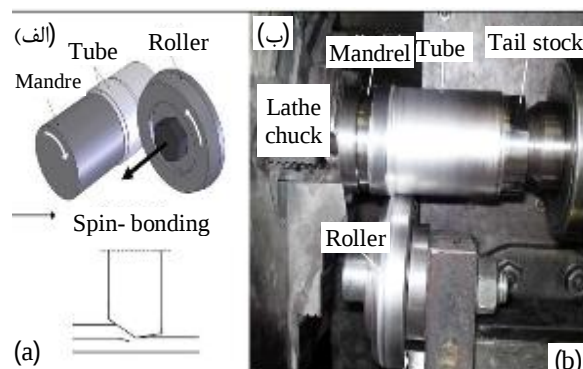


Fig. 3 (a) Schematic illustration of the spin-bonding and (b) tube spinning set up used for spin-bonding on lathe [11].

شکل 3 الف شماتیک اتصال با چرخش ب) نحوه چرخش لوله بر روی ماشین تراش جهت اتصال [11].

ضخامت لوله بالایی که در تماس با غلتک بوده، نازکتر خواهد شد و بدین ترتیب لایه بالایی کاهش ضخامت بیشتری نسبت به لایه زیرین دارد [11]. بررسی‌های ریزساختاری لوله‌های آلومینیومی که تحت این روش قرار گرفته‌اند نشان دهنده کاهش اندازه دانه‌ها در تعداد سیکل‌های بالاتر است به صورتی که اندازه دانه‌ها پس از یک سیکل 1.5 میکرون، پس از دو سیکل 600 نانومتر و پس از 4 سیکل 150 نانومتر اندازه‌گیری شده است. در مورد روش مشابه اتصال نورد انباشتی² که در مورد ورق‌ها کاربرد دارد، پس از 9 پاس، به اندازه دانه حدود 270 نانومتر می‌توان دست یافت [50]. علاوه بر آن همانطور که در شکل 4 قابل مشاهده است، با افزایش تعداد سیکل‌ها، تجمع نایجایی‌ها در مرزدانه‌ها افزایش یافته است که باعث تبدیل مرزدانه‌های با زاویه کم به مرزدانه‌های با زاویه زیاد و اصلاح دانه‌بندی ماده شده است [6].

با افزایش تعداد سیکل‌ها، می‌توان ناهمگنی سختی ماده را کاهش داد. بعلاوه اینکه با افزایش تعداد سیکل‌ها مقدار سختی نیز افزایش خواهد یافت [11]. سختی در سطح خارجی لوله بیشتر از سایر نقاط است که این مورد را می‌توان ناشی از کرنش برشی بیشتری دانست که در نقاط برخورد غلتک و لوله ایجاد می‌شود [51].

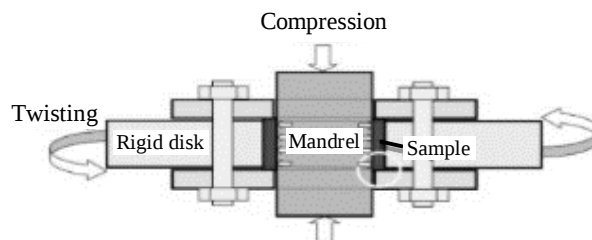


Fig. 1 Schematic vertical section of the experimental high-pressure tube twisting [10].

شکل 1 تصویر شماتیکی از قالب و نمونه در روش HPTT که به صورت عمودی برش خورده است [10].

شده با استفاده از میکروسکوپ نوری نشانگر تغییر جهت‌گیری دانه‌ها به سمت راستای اعمال کرنش برشی بودند [10]. توجه شود که نیروی عمودی وارد شده بر ماندل هیچ تاثیری بر جریان ماده ندارد، بلکه جریان ماده تنها توسط مولفه برشی تنش اعمال شده کنترل می‌شود. ثابت شده است که با افزایش مقدار کرنش برشی اعمالی (زاویه چرخش بیشتر)، استحکام ماده افزایش و شکل‌پذیری آن کاهش خواهد یافت [46]. افزایش چگالی نایجایی درون دانه‌ها، جهت‌گیری مرزدانه‌ها با زاویه بالا در جهت اعمال کرنش برشی و تشکیل دانه‌های جدید در داخل دانه‌های درشت قبلی از علل افزایش استحکام در فرآیند پیچش لوله در فشار بالا عنوان شده است [48,47].

یکی از عیوب این روش این است که کرنش برشی اعمالی بر اثر پیچش دیسک تفاوت چشمگیری در داخل و خارج دیواره لوله دارد. هرچه میزان کرنش برشی در نقاط مختلف تفاوت بیشتری داشته باشند، دانه‌بندی و ریزساختار ماده در این نقاط تفاوت بیشتری دارند و به تبع آن خواص مکانیکی در نقاط مختلف لوله از همگنی خوبی برخوردار نخواهد بود [49]. شکل 2 تصاویر گرفته شده از سه ناحیه داخلی، وسط ضخامت و بیرونی لوله در کرنش برشی متوسط 4 (زاویه چرخش 30 درجه) را نشان می‌دهد. اندازه اولیه دانه‌ها در ریزساختار ماده قبل از انجام فرآیند 24 میکرومتر بوده است که پس از اعمال کرنش متوسط 8، تا مقدار 0.5 میکرون کاهش یافته است [46]. از یک طرف فشار لازم جهت انبساط ماندل و تامین فشار هیدروستاتیک و از طرفی دیگر نیروی لازم جهت پیچش لوله که توسط دیسک صلب اعمال می‌شود، باعث خواهد شد تا نیروی زیادی در این روش مورد نیاز باشد.

4-2- اتصال تجمعی با چرخش¹

اساس این روش بر اتصال دو لوله توسط یک غلتک گردان است که در امتداد محور خود حرکت می‌کند. تصویر شماتیک روش اتصال تجمعی با چرخش در شکل 3 آمده است. برای انجام این روش ابتدا لوله‌ها به صورت مقید درون یک ماندل قرار می‌گیرند. ماندل درون سه نظام ماشین تراش قرار می‌گیرد و غلتک به عنوان ابزار در محل خود بسته می‌شود. همزمان با چرخش ماندل و لوله‌ها، غلتک در امتداد محور خود در تماس با لوله حرکت می‌کند و با کاهش ضخامت لوله‌ها باعث اتصال آنها می‌شود [11]. نکته مهم در این روش این است که نمی‌توان لوله‌ها با ابعاد یکسان را مورد استفاده قرار داد، لذا جهت انجام این روش برای دفعات بالاتر باید محاسبات قطر ماندل در هر مرحله به دقت انجام گیرد. محبی نیز با بکارگیری محاسبات مناسب برای لوله‌ها و ماندل توانسته است این فرآیند را تا چهار بار انجام دهد تا کرنش اعمالی را در حد امکان افزایش دهد. توجه شود که در سیکل‌های متفاوت

² Accumulative Roll Bonding (ARB)

¹ Accumulative Spin-Bonding (ASB)

لوله با رسیدن به گلوگاه کاهش یافته و با ادامه حرکت داخل کانال، مجدداً به قطر اولیه باز می‌گردد. می‌توان از دو لوله پشت سر هم استفاده کرد تا تغییر شکل پلاستیک شدید به کل لوله اعمال و لوله مورد نظر از سمت دیگر بتواند خارج شود [12]. البته مکانیزم‌های مختلفی برای انجام این روش طراحی شده است ولی مکانیزم مذکور کرنش تجمعی⁴ بیشتری بر روی لوله ایجاد می‌کند و عملکرد ساده‌تر و یکنواختی بیشتر در لوله تولیدی خواهد داشت [53]. محاسبات هندسی ناحیه اعمال کرنش، مقدار کرنش اعمالی پس از یک پاس را در حدود 1.2 تخمین زده است. روش معرفی شده با موفقیت بر روی آلومینیوم 1050 و تا 5 پاس با موفقیت انجام گرفته که نتایج نشانگر دوبرابر شدن حد تسلیم، استحکام نهایی و سختی لوله‌ها نسبت به حالت آنیل شده، می‌باشد. نکته قابل توجه اینکه مقدار بیشینه سختی در وسط ضخامت لوله رخ داده است و نقاط خارجی و داخلی دیواره لوله دارای مقادیر کمینه سختی بوده‌اند [12].

بررسی‌های ریزساختاری نشان از اصلاح دانه‌بندی خوب این روش دارد، به گونه‌ای که اندازه دانه‌ها در نمونه آنیل شده در حدود 1000 میکرون بوده که پس از انجام سه پاس به 400 میکرون و پس از انجام پنج پاس به 200 میکرون کاهش یافته است. در پژوهشی که روش TCP بر روی آلومینیوم 6061 انجام گرفت به اثبات رسید در این روش مکانیزم اصلی اصلاح دانه‌بندی ماده، تقاطع باندهای برشی ریز⁵ است [54]. همانطور که در شکل 6 قابل رویت است، در این مکانیزم با ایجاد تغییر شکل پلاستیک در ماده، در اثر برخورد باندهای برشی ریز، مرزدانه‌ها با زاویه کم پدید می‌آیند. با اعمال تغییر شکل بیشتر، باندهای برشی هم‌دیگر را قطع می‌کنند و ضمن تشکیل دانه‌های جدید، مرزدانه‌ها با زاویه کم به مرزدانه‌ها با زاویه زیاد تبدیل می‌شوند. در نهایت دانه‌ها با اندازه‌های غیریکنواخت در سطح ماده پخش می‌شوند به طوریکه دانه‌های درشت‌تر با تعدادی دانه ریز محاصره شده‌اند [55]. بررسی تاثیر عملیات حرارتی نشان داده است که با انجام عملیات حرارتی محلول جامد⁶ (یک ساعت نگهداری ماده در دمای 803 درجه کلوین) قبل از انجام فرایند TCP، می‌توان به اندازه دانه 52 نانومتر در آلومینیوم 6061 دست یافت که نشان از اصلاح دانه‌بندی فوق العاده دارد [56].

فشار پشت لوله ضمن افزایش کرنش تجمعی لوله، باعث غیریکنواختی کرنش در امتداد ضخامت لوله به خصوص در پاس‌های بالاتر خواهد شد. نسبت اندازه قسمت خمیده در لوله تولیدی (H) بر طول کل لوله (L) با پارامتر "اتلاف ماده" معرفی می‌شود. در شکل 7 مشخص است که با افزایش فشار پشت لوله، درصد اتلاف ماده کاهش می‌یابد [53]. با افزایش اصطکاک در روش TCP کرنش تجمعی اعمالی بر روی لوله افزایش می‌یابد ولی باعث

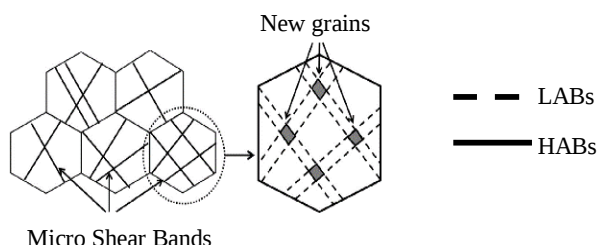


Fig. 6 Schematic illustration of IMSB mechanism [54].

شکل 6 شماتیک مکانیزم تقاطع باندهای برشی ریز (IMSB) [54].

⁴ Accumulative Strain

⁵ Intersection of MicroShear Bands (IMSB)

⁶ Solid solution heat treatment

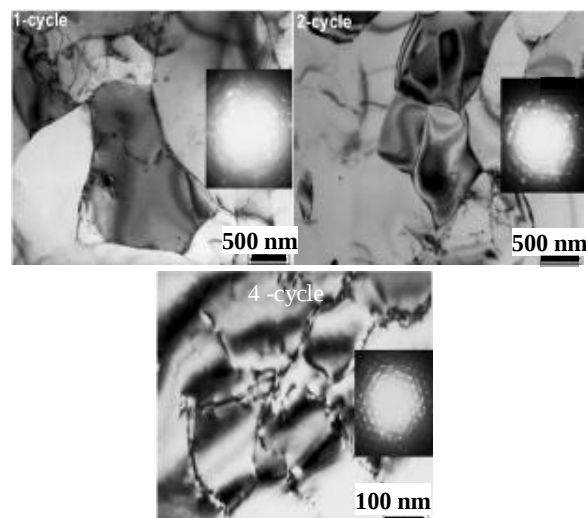


Fig. 4 TEM micrographs of specimens processed at different cycles of ASB [11]

شکل 4 تصاویر گرفته شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری از نمونه‌ها در پاس‌های مختلف از روش ASB [11].

پس از انجام چهار سیکل، ضمن کاهش شکل‌پذیری، حد تسلیم¹ (YS) و استحکام نهایی² (US) به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش خواهد یافت و در مورد آلومینیوم 1050 این مقادیر به 194 و 235 مگاپاسکال خواهد رسید که با پژوهش صورت گرفته توسط ایواهاشی و همکاران [52] مطابقت دارد.

3-4- فشار در کانال لوله‌ای³

زنگی‌آبادی و همکاران روش فشار در کانال لوله‌ای که مراحل آن در شکل 5 نشان داده شده است، ارائه نمودند. این فرایند شامل کانال استوانه‌ای است که در وسط مسیر کانال، یک گلوگاه با قطر کمتر از قطر اولیه وجود دارد. قطر داخلی لوله توسط ماندل کنترل می‌شود. در وسط ماندل، جایی که به گلوگاه کانال می‌رسد، قطر آن مشابه با گلوگاه کاهش می‌یابد؛ به طوری که فاصله بین گلوگاه و ماندل همواره برابر ضخامت اولیه لوله است. با یک سنبه لوله‌ای شکل از بالا، لوله به داخل کانال فشرده می‌شود. طی این فرایند قطر

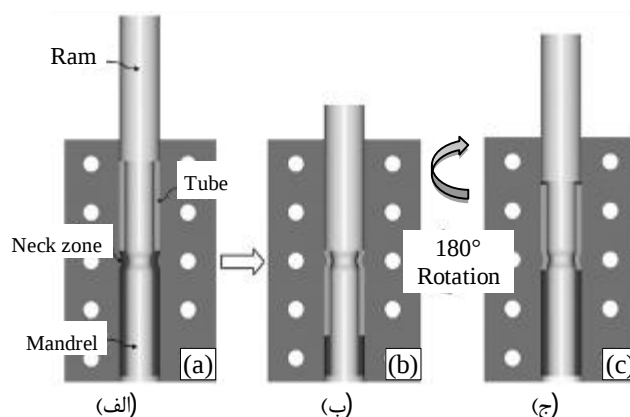


Fig. 5 Schematic of TCP (a) beginning of the first pass, (b) the end of the first pass and (c) beginning of the second pass [12].

شکل 5 شماتیک روش TCP- (الف) ابتدای پاس اول، (ب) انتهای پاس اول، (ج) ابتدای پاس دوم [12].

¹ Yield Strength (YS)

² Ultimate Strength (US)

³ Tube Channel Pressing (TCP)

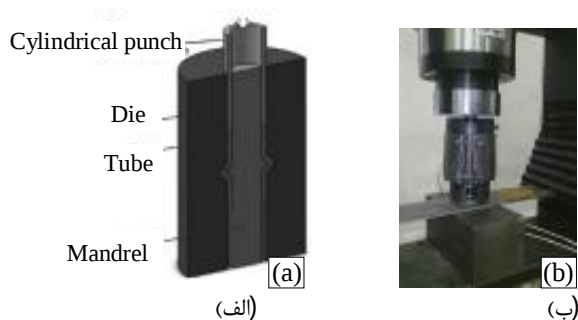


Fig. 8 (a) Schematic of TCAP and (b) experimental setup [57].
شکل 8 الف - شماتیک فرآیند TCAP ب - نصب اجزا به صورت تجربی [57].

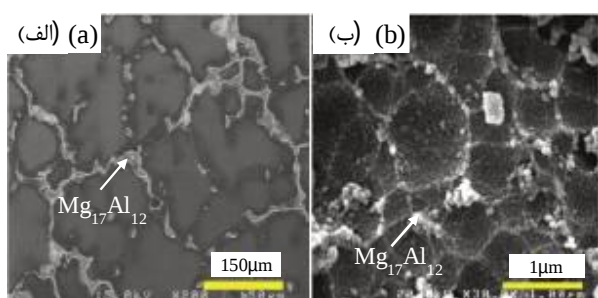


Fig. 9 FESEM micrograph of the microstructure of (a) the initial as-cast material and (b) the processed tube along perpendicular to axis direction after first pass TCAP [57].

شکل 9 تصویر FESEM گرفته شده از ریزساختار ماده در جهت عمود بر محور لوله الف - نمونه اولیه ب - پس از انجام یک پاس فرآیند TCAP [57].

مواد با دانه بندی درشت، در مواد فوق ریزدانه نیز حضور خواهد داشت [57]. از روش فشار در کانال‌های زاویه دار مساوی³ نیز نتایج مشابهی بدست آمد [58] که نشان می‌داد فاز $Mg_{17}Al_{12}$ پس از تغییر شکل پلاستیک شدید در مرز دانه‌ها رسوب خواهد کرد.

فرجی و همکاران بار دیگر با به کارگیری تکنیک ارتعاشات آلتراسونیک⁴ توانستند عملکرد این روش را بهبود بخشند. نتایج روش فشار در کانال‌های زاویه دار مساوی همراه با تکنیک ارتعاشات آلتراسونیک نسبت به حالت معمولی به شرح زیر بدست آمد [59]:

- تکنیک ارتعاشات آلتراسونیک باعث از بین رفتن فاصله ایجاد شده بین لوله و قالب در حین تغییر شکل می‌شود که به تبع آن، کرنش موثر افزایش خواهد یافت.
- به کارگیری تکنیک ارتعاشات آلتراسونیک باعث کاهش انحراف معیار⁵ کرنش موثر در امتداد ضخامت لوله می‌شود که نشانگر افزایش همگنی کرنش است. از طرفی دیگر نیروی مورد نیاز جهت تغییر شکل ماده را کاهش می‌دهد.
- ارتعاش آلتراسونیک در جهت محور لوله‌ها نسبت به ارتعاش شعاعی تاثیر بیشتری بر کرنش اعمالی و نیروی مورد نیاز خواهد داشت.
- ارتعاش محوری قالب نسبت به ارتعاش محوری ماندنر تاثیر بیشتری بر کرنش اعمالی و نیروی مورد نیاز دارد.

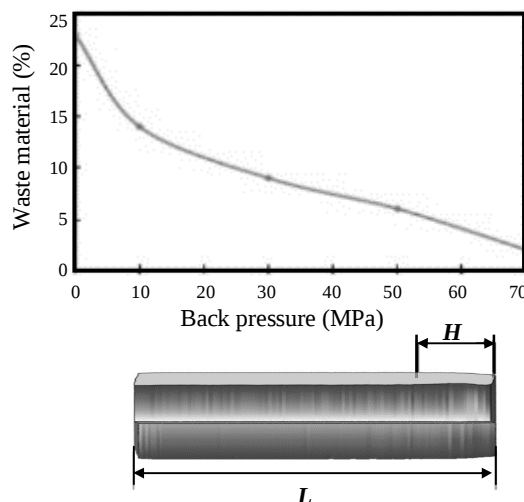


Fig. 7 Effect of back pressure on the amount of waste materials $(\frac{H}{L})$ [53].

شکل 7 تاثیر فشار پشت لوله بر مقدار اتلاف ماده $(\frac{H}{L})$ [53].

غیریکنواختی در توزیع کرنش خواهد شد. باید توجه داشت که اصطکاک بر روی توزیع کرنش در سطوح داخلی و خارجی دیواره لوله تاثیر دارد و بر نقاط وسط دیواره اثر زیادی نخواهد گذاشت [53].

4-4- فشار در کانال زاویه دار لوله‌ای¹

فرآیند فشار در کانال‌های زاویه دار لوله‌ای برای اولین بار توسط فرجی و همکاران [13] برای تولید لوله‌های فوق ریزدانه ارائه شد. با توجه به اینکه تنش‌های برشی نقش اساسی در فرآیند ریزدانه شدن فلزات ایفا می‌کنند، این روش عمدتاً بر مبنای اعمال تنش برشی است. اساس این روش و نصب تجربی اجزای آن در شکل 8 نشان داده شده است. لوله در قالبی که دارای یک برآمدگی مثلثی شکل است قرار داده می‌شود و با اعمال فشار توسط سنبه استوانه‌ای، لوله فلزی به داخل کانال زاویه دار هم‌محور اکستروژن می‌شود. در اثر عبور لوله از کانال زاویه دار، لوله در سه ناحیه تحت کرنش‌های شدید پلاستیک قرار می‌گیرد. بررسی‌های ریزساختاری نشانگر این است که اندازه دانه‌ها در آلیاژ منیزیم AZ91 از مقدار اولیه 150 میکرون تنها پس از انجام یک پاس از فرآیند TCAP به 1.5 میکرون رسیده است که نشان از اصلاح دانه بندی خوب در این روش است. سختی لوله‌ها با همگنی نسبتاً خوب از مقدار اولیه 51 ویکرز پس از انجام یک پاس فرآیند TCAP به 78 ویکرز رسیده است [13]. این روش بر روی آلیاژ منیزیم AZ91 و در دمای 200 درجه سانتیگراد تا 4 پاس مورد آزمایش قرار گرفت تا تغییرات مکانیکی و متالورژیکی آن مورد بررسی قرار گیرد [57]. حد تسلیم و استحکام نهایی آلیاژ AZ91 پس از انجام یک پاس به ترتیب 4.3 و 1.4 برابر مقدار اولیه شده است. با بررسی ریزساختار آلیاژ AZ91 قبل و پس از انجام فرآیند فشار در کانال زاویه دار لوله‌ای می‌توان دریافت که اندازه دانه بندی از 150 میکرومتر به 500 نانومتر کاهش پیدا کرده است. شکل 9 تصاویر گرفته شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی² را نشان می‌دهد. مشخص است که فاز سخت و نامحلول $Mg_{17}Al_{12}$ در مرز دانه پس از انجام تغییر شکل پلاستیک شدید ماده حضور دارد. بنابراین فاز $Mg_{17}Al_{12}$ علاوه بر حضور در

³ Equal-channel angular pressing (ECAP)

⁴ ultrasonic vibration (UV)

⁵ standard deviation (SD)

¹ Tubular Channel Angular Pressing (TCAP)

² Field emission scanning electron microscopy (FESEM)

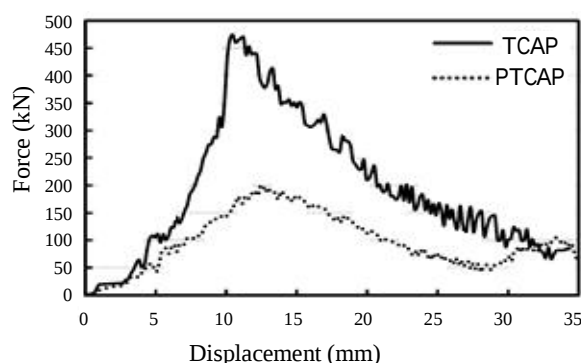


Fig. 11 FEM calculated pressing load during TCAP and PTCAP processes [14].

شکل 11 نیروی محاسبه شده توسط تحلیل المان محدود در روش های PTCAP و TCAP [14].

اثبات شده است که با افزایش تعداد پاس، چگالی نابجایی‌ها درون دانه‌ها کاهش خواهد یافت [61]. بررسی تغییرات خواص مکانیکی در جهت مختلف نشانگر ناهمسانگردی⁴ شدیدی در نمونه‌های فوق ریزدانه شده است. اگرچه بر اثر این روش استحکام و سختی آلیاژ Cu-30%Zn هم در جهت محیطی و هم در جهت محوری افزایش می‌یابد ولی تغییرات خواص مکانیکی در جهت محیطی و محوری کاملاً متفاوت است. به طور کلی استحکام ماده فوق ریزدانه شده در جهت محیطی بیشتر از جهت محوری اندازه‌گیری شده است [62].

4-6- روش افزایش و کاهش تناوبی قطر⁵

تراب زاده و همکاران روش افزایش و کاهش تناوبی قطر را در سال 2015 معرفی کردند. همانطور که در شکل 12 نشان داده شده است، این روش ابداعی مشابه روش فشار در کانال‌های زاویه‌دار لوله‌ای موازی است با این تفاوت که در نیم‌سیکل اول قالب خارجی و در نیم‌سیکل دوم سنبه داخلی حذف شده است تا مقدار اصطکاک کاهش یابد. انجام این فرآیند به صورت تناوبی و در تعداد سیکل بالاتر می‌تواند کرنش اعمالی را به صورت تدریجی افزایش دهد تا اصلاح دانه‌بندی بهتر انجام گیرد و به تبع آن به خواص

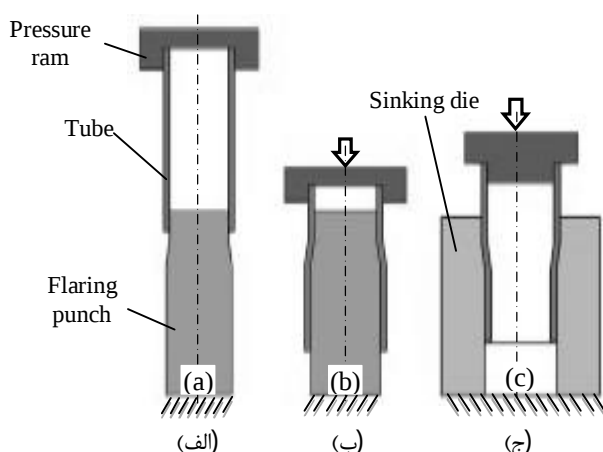


Fig. 12 Schematic of CFS process (a) initial state, (b) the flaring (first half-cycles) and (c) the sinking (second half-cycles) [18].

شکل 12 شماتیک فرآیند افزایش و کاهش تناوبی قطر الف- حالت اولیه ب- افزایش قطر (نیم‌سیکل اول) ج- کاهش قطر (نیم‌سیکل دوم) [18].

4-5- فشار در کانال‌های زاویه‌دار لوله‌ای موازی¹

این روش نیز برای اولین بار توسط فرجی و همکاران ارائه شده است. شماتیک این فرآیند که متشکل از دو نیم مرحله می‌باشد، در شکل 10 نشان داده شده است. در مرحله اول فرآیند، لوله اولیه توسط سنبه استوانه‌ای به داخل کانال‌های زاویه‌دار استوانه‌ای با دو ناحیه برشی هم‌محور اکستروژد می‌شود و قطر لوله اولیه تا مقدار حداکثر طراحی شده خود افزایش می‌یابد. در مرحله دوم، لوله مجدداً توسط سنبه دوم به داخل کانال‌های زاویه‌دار موازی با همان نواحی برشی اکستروژد می‌شود و مقطع لوله در این مرحله به اندازه اولیه باز می‌گردد. این روش با موفقیت بر روی لوله‌هایی از جنس مس خالص مورد آزمایش قرار گرفت و نتایج بسیار خوبی کسب شد که می‌توان این فرآیند را گامی موثر و نوآورانه در حل برخی از مشکلات روش‌های قبلی دانست [14].

تحلیل المان محدود نشان داد که کرنش اعمالی بر لوله‌ها در این روش از همگنی بسیار خوبی نسبت به روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای برخوردار است و لذا انتظار می‌رود که خواص مکانیکی لوله از جمله سختی همگن‌تر باشند [30]. پس از انجام یک پاس از این فرآیند، مقدار سختی علاوه بر افزایش یافتن، در امتداد ضخامت لوله‌ها نسبتاً یکسان است که این مورد اولین مزیت روش فشار در کانال‌های زاویه‌دار لوله‌ای موازی نسبت به روش‌های گذشته است [14]. مزیت دیگر این است که این روش نیروی اعمالی کمتری نیاز دارد. شکل 11 نیروی پرس در برابر جابجایی سنبه اعمال نیرو را نشان می‌دهد که توسط تحلیل المان محدود در حین هر دو فرآیند در شرایط یکسان محاسبه شده است. بیشینه نیروی فرآیند فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای و فشار در کانال‌های زاویه‌دار لوله‌ای موازی به ترتیب برابر 470 و 200 کیلو نیوتن است که نشان می‌دهد فرآیند فشار در کانال‌های زاویه‌دار لوله‌ای موازی نیاز به 57.5 درصد نیروی کمتری برای اعمال تغییر شکل دارد [14]. بررسی این روش بر روی مس خالص نشان می‌دهد که پس از انجام یک پاس، در ریزساختار، زیردانه²هایی مشاهده می‌شود که نابجایی‌ها به صورت درهم پیچیده درون آنها وجود دارند. در پاس دوم دانه‌ها به صورت کشیده درمی‌آیند و چگالی نابجایی‌ها در داخل آنها کاهش می‌یابد [60]. با اعمال تغییر شکل پلاستیک بیشتر در پاس سوم، دانه‌های کشیده شده ناپدید می‌شوند و بر اثر بازیابی دینامیکی³ دانه‌های هم محور با اندازه متوسط 150 نانومتر تشکیل می‌شوند. بدین ترتیب ریزساختاری کاملاً همگن ایجاد می‌شود که انتظار می‌رود حاصل آن یکنواختی فوق‌العاده خواص مکانیکی باشد.

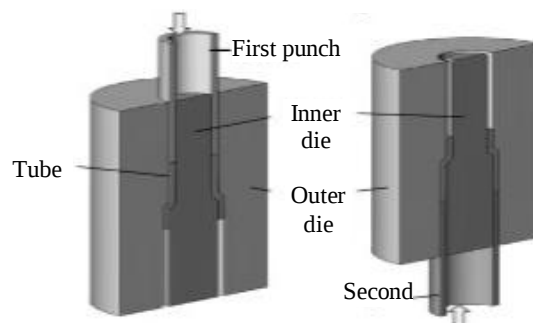


Fig. 10 different steps of PTCAP [61].

شکل 10 مراحل مختلف فرآیند PTCAP [61].

⁴ Anisotropy⁴ Subgrain

⁴ Dynamic recovery

⁴ Anisotropy

⁵ Cyclic flaring and sinking (CFS)

¹ Parallel tubular channel angular pressing (PTCAP)

² Subgrain

³ Dynamic recovery

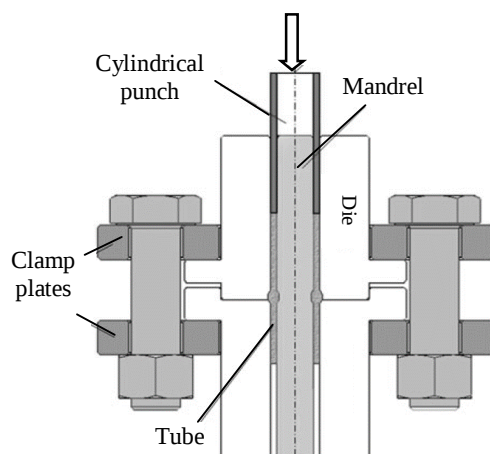


Fig. 13 Schematic of TCEE [16].

شکل 13 شماتیک فرآیند انبساط و روزنرانی متناوب لوله [16].

روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید همواره مورد توجه محققین قرار گرفته است [16]. نیاز به فشار پشت لوله به عنوان یک عیب برای این روش در نظر گرفته می‌شود چرا که نیاز به تجهیزات گران قیمت دارد و نیروی مورد نیاز را افزایش خواهد داد [16].

4-8- تراکم و روزنرانی متناوب لوله²

بار دیگر روشی جهت تولید لوله‌های فوق ریزدانه معرفی شد که این بار نیاز به فشار پشت لوله نداشت. شماتیک شیوه‌های مختلف اجرای آن در شکل 14 نشان داده شده است. در شیوه اول (شکل 14-الف) لوله بین ماندل، محفظه، مهار کننده‌های بالایی و پایینی به گونه‌ای قرار داده می‌شود که کلیرانس کمی داشته باشد و بتواند براحتی حرکت کند. بدین ترتیب لوله در مکانی با حجم ثابت قرار داده می‌شود تا تغییر شکل پلاستیک کاملاً کنترل شود. سپس ماندل که دارای برآمدگی با هندسه مشخص است از درون لوله با فشار عبور داده می‌شود تا ناحیه گلولی بر روی لوله ایجاد شده و کرنش پلاستیک مورد نظر اعمال گردد [72].

همچنین این فرآیند می‌تواند به شیوه‌ای دیگر (شکل 14-ب) نیز انجام شود، به طوریکه لوله به همراه دو مهار کننده بالایی و پایینی به حرکت درآیند و برآمدگی بر روی محفظه تعبیه شود. بدین ترتیب محفظه در جای خود ثابت است و لوله در اثر عبور از روی برآمدگی دچار کرنش پلاستیک خواهد شد [15]. در هر پاس فرآیند TCEC کرنش پلاستیک نسبتاً بالایی در حدود 2 اعمال می‌شود که انتظار می‌رود در این روش با تعداد پاس کم، اصلاح دانه‌بندی به خوبی انجام شود. معرفی کنندگان روش تراکم و روزنرانی متناوب لوله برای اثبات کارآمدی روش خود، آزمایشات را بر روی لوله‌ها با سه جنس مختلف آلومینیوم 1050، آلایژ منیزیم AZ91 و مس خالص انجام داده‌اند. با بررسی این نتایج می‌توان به تاثیر متفاوت فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی مواد با جنس‌های مختلف پی برد [73, 72, 15]. تاثیر این روش بر روی آلومینیوم 1050 مانند آنچه که در روش اتصال نوردی انباشتی [74] و بر روی آلایژ منیزیم AZ91 مانند آنچه که در روش فشار در کانال زاویه‌دار لوله‌ای [57] و بر روی مس خالص مانند آنچه که در روش روزنرانی پیچشی [75]³ گزارش شده است، رخ می‌دهد.

مکانیکی مناسب‌تری در لوله دست یافت [63]. حد تسلیم و استحکام نهایی آلومینیوم 1050 به ترتیب تا مقادیر 165 و 173 مگاپاسکال افزایش یافت. با اعمال کرنش برشی بیشتر در پاس‌های بالاتر، مرزدانه‌ها با زاویه بزرگ تشکیل می‌شود که دلیلی بر افزایش استحکام آلومینیوم خالص است [65, 64]. در پاس‌های بالاتر نرخ افزایش استحکام کاهش می‌یابد که این موضوع احتمالاً به علت بروز ترک‌های ریز بر اثر تغییر شکل پلاستیک شدید است [67, 66]. از طرفی دیگر مقدار سختی لوله از 23 ویکرز در حالت اولیه پس از انجام ده پاس به 38 ویکرز رسید. افزایش سختی مواد در طی فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید ناشی از تشکیل مرزدانه‌های زاویه بالا، تشکیل ریزدانه‌ها و بازایی دینامیکی است [68-70].

قبل از انجام فرآیند بر روی لوله، اندازه متوسط دانه‌ها 68 میکرون مشاهده شد که این مقدار پس از انجام هفت پاس به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش یافت و به 1 میکرون رسید. نتایج حاصل از شبیه‌سازی اجزا محدود نشان داد که در زوایای کانال کمتر از 155 درجه به علت عدم وجود فشار هیدروستاتیک بر سطح بیرونی لوله، اعمال کرنش پلاستیک به صورت ناقص رخ می‌دهد. از این رو این روش برای زوایای کانال بالای 155 درجه کاربرد دارد [18].

در اکثر فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید بخش زیادی از نیروی مورد نیاز صرف غلبه بر اصطکاک در قالب می‌شود. فرآیند افزایش و کاهش تناوبی قطر با کاهش سطوح تماس اضافی می‌تواند تا مقدار زیادی نیروی مورد نیاز برای اعمال کرنش را کاهش دهد. این امر باعث ساختار عملکردی ساده و کاهش هزینه تولید قالب شده است و نیاز به تجهیزات با توان بالا را نیز مرتفع خواهد کرد. ابتکار دیگر این روش نسبت به روش‌های گذشته، اعمال تدریجی کرنش است که به نظر می‌رسد این امر سبب همگنی کرنش اعمال شده می‌شود که به تبع آن یکنواختی خواص مکانیکی در نقاط مختلف لوله را در پی خواهد داشت.

4-7- انبساط و روزنرانی متناوب لوله¹

بابایی و همکاران در سال 2014 روشی دیگر جهت تولید لوله‌های مستحکم با استفاده از اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید معرفی کردند [16]. همانطور که در شکل 13 نشان داده شده است، حفره‌های منحنی شکل، نواحی تغییر شکل پلاستیک شدید را ایجاد می‌کنند. این منحنی‌ها بر روی ماندل تعبیه شده‌اند و هنگامیکه ماده به این نواحی می‌رسد، منبسط می‌شود. ابتدا لوله بین ماندل و قالب قرار داده می‌شود و سپس لوله بین دو سنبه فشرده می‌شود تا ماده درون حفره‌های منحنی شکل منبسط شود. پس از انبساط، لوله توسط یک سنبه استوانه‌ای درون حفره‌های منحنی شکل رانده می‌شود تا با انبساط و انقباض تناوبی ماده، لوله‌های فوق ریزدانه تولید شود. این روش بر روی لوله با جنس آلایژ منیزیم AZ91 [71] با موفقیت آزمایش و نتایج مطلوبی حاصل شد. پس از انجام یک و دو پاس، اندازه دانه‌بندی ماده از مقدار 150 میکرومتر به ترتیب تا مقادیر 2 و 1 میکرومتر کاهش یافته است. تحلیل اجزا محدود نشان داده است که ریز شدن دانه به جهت‌گیری اولیه دانه‌ها نسبت به دانه‌های مجاور بستگی دارد [30]. بررسی‌های بیشتر بر روی خواص مکانیکی لوله‌ها، افزایش 2.9 و 2.6 برابری تنش تسلیم و استحکام کششی لوله‌ها پس از انجام تنها دو پاس را نشان می‌دهد. بهبود شکل‌پذیری لوله‌ها از دستاوردهای دیگر این روش معرفی شده است که به عنوان یکی از مزایای

² Tube Cyclic Extrusion-Compression (TCEC)

³ Twist extrusion (TE)

¹ Tube cyclic expansion-extrusion (TCEE)

خروجی دارد. این بار سنبه لوله را به سمت خروجی می‌راند که لوله کاهش قطر دهد و به قطر اولیه d_1 برسد. بدین ترتیب در هر سیکل می‌توان به لوله‌ای فوق ریزدانه شده و با همان قطر اولیه دست یافت و مکرراً این سیکل بر روی لوله انجام شود تا مانند دیگر روش‌های تناوبی، کرنش تجمعی بالایی اعمال گردد [79]. محاسبات و تحلیل اجزا محدود نشان از اعمال کرنش بسیار بالا در حدود 5.8 تنها پس از یک پاس از این فرآیند دارد که مقدار زیادی از آن به صورت کرنش برشی بر ماده اعمال می‌شود. همچنین با افزایش تعداد پاس، یکنواختی در کرنش اعمالی افزایش خواهد یافت که می‌توان از آن به عنوان یکی از مزایای این روش یاد کرد [81,80]. بررسی‌ها بر روی توزیع سختی پس از انجام فرآیند نشان می‌دهد که در امتداد ضخامت لوله همگنی مطلوبی بدست نخواهد آمد به طوریکه سختی دارای بیشترین مقدار در سطح داخلی لوله و کمترین مقدار در سطح خارجی است. از طرفی دیگر بررسی مقادیر سختی در جهت محوری و محیطی لوله حاکی از این است که همگنی نسبتاً خوب در این جهات وجود دارد [80,17]. با توجه به کرنش اعمالی بالا در این روش، ریزساختار ماده نیز باید دچار دگرگونی زیادی شود. انجام یک پاس از فرآیند انقباض و انبساط متناوب لوله باعث شده تا اندازه دانه آلیاژ AZ91 از 150 میکرومتر به 700 نانومتر و در مورد آلومینیوم 1050 از 45 میکرومتر به 320 نانومتر برسد، بعلاوه اینکه در مورد مس خالص می‌توان به مواد نانو (ابعاد دانه زیر 100 نانومتر) دست یافت [81,79,17]. منحنی تنش-کرنش مهندسی آلومینیوم 1050 در حالت آنیل شده و پس از یک پاس از این روش ابداعی در شکل 16 آورده شده است. واضح است که ضمن افزایش استحکام ماده، تغییر طول نهایی ماده را کاهش می‌دهد. توجه شود که در مورد آلیاژ منیزیم AZ91، پس از یک پاس فرآیند تغییر طول نهایی ماده از مقدار اولیه 1.7 درصد به 10.1 درصد افزایش می‌یابد که این مورد به علت تغییر یافت³ ماده بر اثر اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید روی داده است [82]. بخش عمده تغییر طول نمونه تست کشش پس از انجام فرآیند، مربوط به تغییر طول غیریکنواخت نمونه است که این امر را می‌توان به خاصیت سوپرپلاستیک موادی که تحت روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید قرار گرفته‌اند، مربوط دانست [83]. سطح مقطع شکست در نمونه‌های تست کشش می‌تواند نتایج مفیدی را از روند شکست ماده قبل و بعد از فرآیند نشان دهد. همانطور که در شکل 17-الف مشخص است، سطح مقطع نمونه ریختگی شده از آلیاژ AZ91 شامل تعدادی ترک است که نشانگر شکستی ترد با تغییر شکل پلاستیک کم قبل از گسیختگی می‌باشد. این الگوی شکست در آلیاژ AZ91 ناشی از دانه‌بندی درشت و اجزای شکننده بین فلزی در ریزساختار ماده

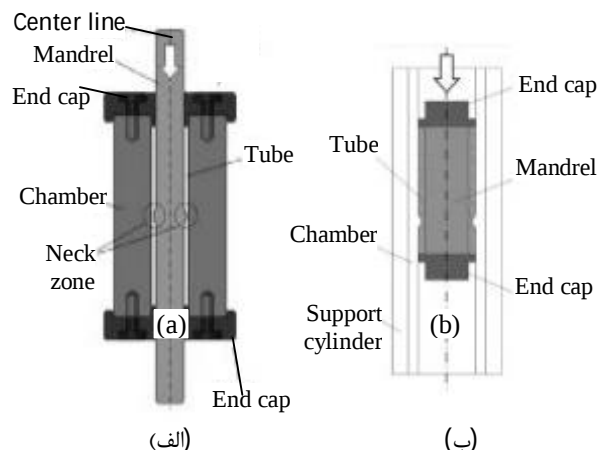


Fig. 14 Schematic of TCEC (a) first Executive Style [15] and (b) second Executive Style [72].

شکل 14 شماتیک فرآیند TCEC (الف) شیوه اجرایی اول [15] (ب) شیوه اجرایی دوم [72].

کشش به شدت کاهش خواهد یافت و شکل‌پذیری ماده کم می‌شود [11]. توجه شود که در پاس‌های بالاتر، مقدار تغییر طول غیریکنواخت نمونه تست کشش با جنس آلومینیوم 1050 افزایش می‌یابد. دلیل این امر این است که با افزایش تعداد پاس، اندازه دانه‌ها کاهش یافته که در مواد با ساختار کریستالی مکعبی با وجوه مرکزدار¹ باعث افزایش حساسیت به ترخ کرنش ماده می‌شود [77,76].

از طرفی افزایش حساسیت به نرخ کرنش در مواد با اندازه دانه کمتر از 1 میکرومتر باعث خواهد شد که مقدار تغییر شکل غیریکنواخت ماده افزایش یابد [78].

9-4- انقباض و انبساط متناوب لوله²

جعفرزاده و همکاران با ارائه روشی که نسبت به روش‌های پیشین ساختار عملکردی متفاوتی داشت توانستند گامی مبتکرانه در جهت توسعه روش‌های تولید لوله فوق ریزدانه بردارند. شماتیک این روش در شکل 15 آورده شده که از دو نیم‌سیکل متفاوت تشکیل شده است. در نیم‌سیکل اول لوله با قطر داخلی اولیه d_1 درون محفظه‌ای قرارداده می‌شود که تنها یک روزنه خروجی دارد. سپس سنبه با اعمال فشار بر لوله باعث می‌شود که لوله از روزنه خروجی عبور کرده و به لوله‌ای با قطر داخلی d_2 تبدیل شود ($d_2 > d_1$). در نیم سیکل دوم لوله بار دیگر درون محفظه قرار می‌گیرد که تنها یک روزنه

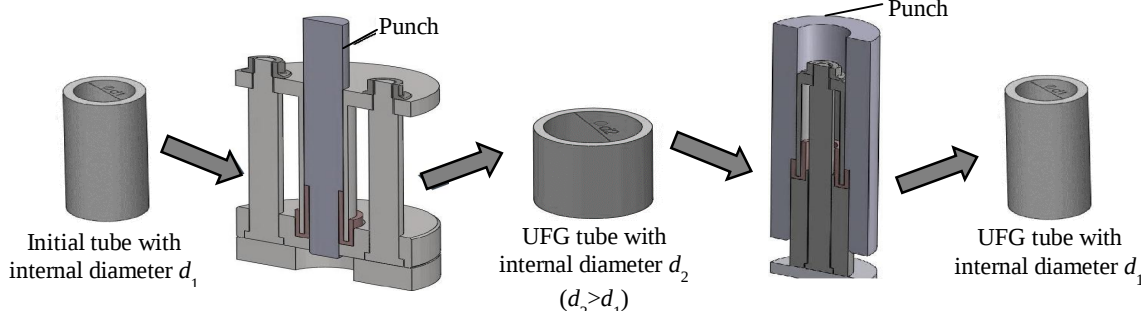


Fig. 15 Schematic of RTES [17].

شکل 15 شماتیک فرآیند RTES [17].

³ Texture

¹ Face center cubic (FCC)

² Repetitive tube expansion and shrinking (RTES)

6- نتیجه گیری

روش‌های موجود از لحاظ بهبود خواص مکانیکی و اصلاح دانه‌بندی مواد و مکانیزم تغییر شکل مورد ارزیابی و توصیف قرار گرفتند. روش‌های مذکور بسته به جنس مورد آزمایش نتایج مختلفی بدست می‌دهند، بنابراین تغییرات ایجاد شده بر اثر این روش‌ها باید در مواد با جنس یکسان مقایسه شوند. کمترین اندازه دانه‌ها که در مواد مختلف بدست می‌آیند معمولاً بالای 100 نانومتر است و نمی‌توان به مواد نانو ساختار دست یافت. آنچه که یک روش را نسبت به بقیه روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید پیش‌رو جلوه می‌دهد، ارائه مدلی بهینه با امتیازی ویژه یا بهبود یکی از عیوب روش دیگری است. نیاز روزافزون صنعت به لوله‌های مستحکم از یک سو و از طرف دیگر خواص مکانیکی فوق‌العاده مواد فوق ریزدانه، پژوهشگران بیشتری را به این موضوع جذب کرد تا هریک به پیشرفت‌هایی در این زمینه دست یابند. ورود علاقمندان به این زمینه کاری نیازمند تسلط کامل بر روش‌های گذشته و مقایسه قابلیت‌های آنها می‌باشد. معرفی فرآیندی که ضمن داشتن ویژگی‌های یک روش تغییر شکل پلاستیک شدید، منجر به همگنی کرنش و نیروی مورد نیاز کم گردد، می‌تواند به عنوان روشی نوین و بهینه مورد قبول واقع گردد. به هر ترتیب به نظر می‌رسد دستیابی به خواص مکانیکی فوق‌العاده و بررسی دقیق مکانیزم تغییر شکل در مواد پر کاربرد فوق ریزدانه نیاز به تحقیقات بیشتر دارد.

7- مراجع

- [1] M. Kawasaki, T. Langdon, Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials, *Journal of Materials Science*, Vol. 42, No. 5, pp. 1782-1796, 2007.
- [2] K. Máthys, J. Gubicza, N. H. Nam, Microstructure and mechanical behavior of AZ91 Mg alloy processed by equal channel angular pressing, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 394, No. 1-2, pp. 194-199, 2005.
- [3] H. Matsunoshita, K. Edalati, M. Furui, Z. Horita, Ultrafine-grained magnesium-lithium alloy processed by high-pressure torsion: Low-temperature superplasticity and potential for hydroforming, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 640, pp. 443-448, 2015.
- [4] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in Materials Science*, Vol. 45, No. 2, pp. 103-189, 2000.
- [5] A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, *Progress in Materials Science*, Vol. 53, No. 6, pp. 893-979, 2008.
- [6] I. Sabirov, M. Y. Murashkin, R. Z. Valiev, Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 560, pp. 1-24, 2013.
- [7] R. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. Langdon, M. Zechetbauer, Y. Zhu, Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation, *JOM*, Vol. 58, No. 4, pp. 33-39, 2006.
- [8] A. P. Zhilyaev, B. K. Kim, J. A. Szpunar, M. D. Baró, T. G. Langdon, The microstructural characteristics of ultrafine-grained nickel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 391, No. 1-2, pp. 377-389, 2005.
- [9] K. Wang, N. R. Tao, G. Liu, J. Lu, K. Lu, Plastic strain-induced grain refinement at the nanometer scale in copper, *Acta Materialia*, Vol. 54, No. 19, pp. 5281-5291, 2006.
- [10] L. S. Tóth, M. Arzaghi, J. J. Fundenberger, B. Beausir, O. Bouaziz, R. Arruffat-Massion, Severe plastic deformation of metals by high-pressure tube twisting, *Scripta Materialia*, Vol. 60, No. 3, pp. 175-177, 2009.
- [11] M. S. Mohebbi, A. Akbarzadeh, Accumulative spin-bonding (ASB) as a novel SPD process for fabrication of nanostructured tubes, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 1, pp. 180-188, 2010.
- [12] A. Zangabadi, M. Kazeminezhad, Development of a novel severe plastic deformation method for tubular materials: Tube Channel

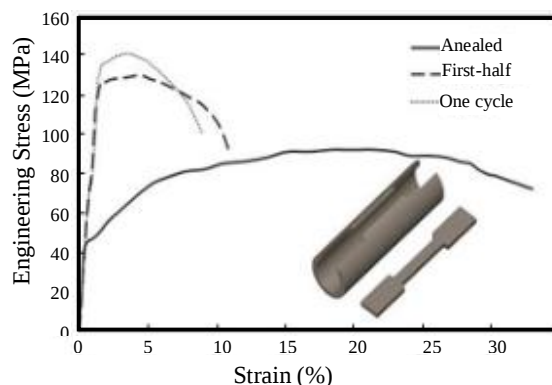


Fig. 16 Stress-strain curves obtained from the tensile tests.

شکل 16 نمودار تنش-کرنش بدست آمده از تست کشش.

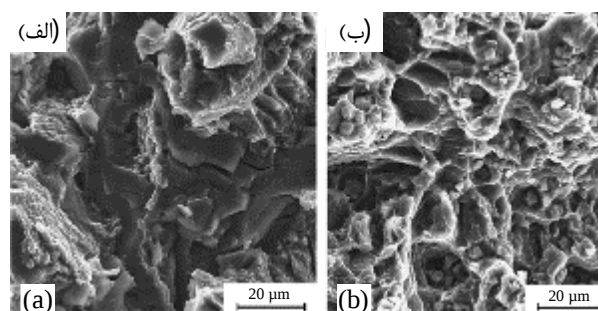


Fig. 17 Tensile fracture surfaces of AZ91 tubes (a) as-cast and (b) RTES processed [79].

شکل 17 سطح شکست نمونه تست کشش لوله با جنس AZ91 الف - نمونه ریختگی شده ب- تحت RTES قرار گرفته [79].

می‌شود. در صورتیکه پس از اعمال روش انقباض و انبساط متناوب لوله، سطح شکستی که در شکل 17-ب نشان داده شده است از تعداد زیادی حفره‌های ریز و یکنواخت تشکیل شده که نشانگر شکستی نرم در ماده است. بنابراین این روش سبب تغییر مکانیزم شکست نمونه‌ها از شکست ترد به شکست نرم شده است [79]. اگرچه الگوی شکست نرم در بسیاری از مواد تحت تغییر شکل پلاستیک شدید ایجاد می‌شود [84].

توجه شود که رشد ترک در مرز دانه‌های مواد ریزدانه بر اثر بارگذاری خستگی نیز گزارش شده است [85].

5- محدودیت‌های روش‌های تولید لوله‌های فوق ریزدانه

اگرچه محققان طی دهه اخیر پیشرفت شگرفی در تولید لوله‌های فوق ریزدانه و مستحکم داشته‌اند، اما باید توجه شود که دستیابی به نمونه فوق ریزدانه صنعتی با طول بلند نیاز به پژوهش و تحقیقات بیشتری دارد. روش‌های مذکور عموماً بر روی نمونه‌های آزمایشگاهی با طول کم با موفقیت انجام گرفته است. مهمترین محدودیت در روش‌های مذکور این است که با افزایش طول لوله امکان کمایش بوجود می‌آید و نتیجه مطلوب حاصل نمی‌شود. برخی دیگر از نواقص در لوله‌های تولیدی در ذیل آورده شده است:

- ناهمگنی کرنش اعمالی و به تبع آن غیریکنواختی خواص مکانیکی
- زیاد بودن نیروی لازم جهت اعمال تغییر شکل
- تجهیزات پیچیده و گران قیمت
- پلیسه شدید
- زمان‌بر بودن فرآیند

- [34] U. F. Kocks, Laws for work-hardening and low-temperature creep, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 98, No. 1, pp. 76-85, 1976.
- [35] Ø. Ryen, H. Laukli, B. Holmedal, E. Nes, Large strain work hardening of aluminum alloys and the effect of mg in solid solution, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, No. 6, pp. 2007-2013, 2006.
- [36] M. J. Zehetbauer, H. P. Stüwe, A. Vorhauer, E. Schafner, J. Kohout, The Role of Hydrostatic Pressure in Severe Plastic Deformation, in: *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No 5, pp. 433-446, 2005.
- [37] C. Wang, F. Li, L. Wang, H. Qiao, Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation, *Science China Technological Sciences*, Vol. 55, No. 9, pp. 2377-2390, 2012.
- [38] J. M. García-Infanta, A. P. Zhilyaev, A. Sharafutdinov, O. A. Ruano, F. Carreño, An evidence of high strain rate superplasticity at intermediate homologous temperatures in an Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by high-pressure torsion, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 473, No. 1-2, pp. 163-166, 2009.
- [39] 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. 1-2, pp. 117-124, 2008.
- [40] Y. Miyahara, Z. Horita, T. G. Langdon, Exceptional superplasticity in an AZ61 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 420, No. 1-2, pp. 240-244, 2006.
- [41] Y. M. Wang, E. Ma, Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal, *Acta Materialia*, Vol. 52, No. 6, pp. 1699-1709, 2004.
- [42] T. G. Langdon, Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement, *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 19, pp. 7035-7059, 2013.
- [43] L. Balogh, T. Ungár, Y. Zhao, Y. T. Zhu, Z. Horita, C. Xu, T. G. Langdon, Influence of stacking-fault energy on microstructural characteristics of ultrafine-grain copper and copper-zinc alloys, *Acta Materialia*, Vol. 56, No. 4, pp. 809-820, 2008.
- [44] L. J. Kecskes, K. C. Cho, R. J. Dowding, B. E. Schuster, R. Z. Valiev, Q. Wei, Grain size engineering of bcc refractory metals: Top-down and bottom-up—Application to tungsten, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 467, No. 1-2, pp. 33-43, 2007.
- [45] A. Pougis, L. S. Tóth, O. Bouaziz, J. J. Fundenberger, D. Barbier, R. Arruffat, Stress and strain gradients in high-pressure tube twisting, *Scripta Materialia*, Vol. 66, No. 10, pp. 773-776, 2012.
- [46] M. Arzaghi, J. J. Fundenberger, L. S. Toth, R. Arruffat, L. Faure, B. Beausir, X. Sauvage, Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting, *Acta Materialia*, Vol. 60, No. 11, pp. 4393-4408, 2012.
- [47] Y. Miyajima, M. Mitsuhashi, S. Hata, H. Nakashima, N. Tsuji, Quantification of internal dislocation density using scanning transmission electron microscopy in ultrafine grained pure aluminium fabricated by severe plastic deformation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 2, pp. 776-779, 2010.
- [48] M. C. V. Vega, R. E. Bolmaro, M. Ferrante, V. L. Sordi, A. M. Klauka, The influence of deformation path on strain characteristics of AA1050 aluminium processed by equal-channel angular pressing followed by rolling, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 646, pp. 154-162, 2015.
- [49] S. V. Dobatkin, E. N. Bastarache, G. Sakai, T. Fujita, Z. Horita, T. G. Langdon, Grain refinement and superplastic flow in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 408, No. 1-2, pp. 141-146, 2005.
- [50] S. O. Gashti, A. Fattah-alhosseini, Y. Mazaheri, M. K. Keshavarz, Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 658, 2016.
- [51] M. Dehghan, F. Qods, M. Gerdooei, Investigation of microstructure and anisotropy of mechanical properties of the ARB-processed commercial purity Aluminium with interpassing heat treatment, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No. 2, pp. 123-132, 2013. (in persian فارسی)
- [52] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing, *Acta Materialia*, Vol. 45, No. 11, pp. 4733-4741, 1997.
- Pressing (TCP), *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 15, pp. 5066-5072, 2011.
- [13] G. Faraji, M. M. Mashhadi, H. S. Kim, Tubular channel angular pressing (TCAP) as a novel severe plastic deformation method for cylindrical tubes, *Materials Letters*, Vol. 65, No. 19-20, pp. 3009-3012, 2011.
- [14] 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, No. 0, pp. 82-85, 2012.
- [15] A. Babaei, M. M. Mashhadi, H. Jafarzadeh, Tube Cyclic Extrusion-Compression (TCEC) as a novel severe plastic deformation method for cylindrical tubes, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 598, No. 0, pp. 1-6, 2014.
- [16] A. Babaei, M. M. Mashhadi, H. Jafarzadeh, Tube Cyclic Expansion-Extrusion (TCEE) as a novel severe plastic deformation method for cylindrical tubes, *Journal of Materials Science*, Vol. 49, No. 8, pp. 3158-3165, 2014.
- [17] H. Jafarzadeh, K. Abrinia, Fabrication of ultra-fine grained aluminium tubes by RTES technique, *Materials Characterization*, Vol. 102, No. 0, pp. 1-8, 2015.
- [18] H. Torabzadeh, G. Faraji, Cyclic Flaring and Sinking (CFS) as a new severe plastic deformation method for thin-walled cylindrical tubes, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 8, pp. 411-416, 2015. (in persian فارسی)
- [19] T. G. Zhou, Z. Y. Jiang, J. L. Wen, A. K. Tieu, A method to produce aluminum alloy tube busbars by continuous casting-expansion extrusion, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, No. 1-3, pp. 163-166, 2006.
- [20] M. Negendank, S. Müller, W. Reimers, Extrusion of aluminum tubes with axially graded wall thickness and mechanical characterization, *Procedia CIRP*, Vol. 18, pp. 3-8, 2014.
- [21] K. H. Kim, S. J. Cho, K. J. Yoon, J. J. Kim, J. Ha, D. Chun, II, Centrifugal casting of alumina tube for membrane application, *Journal of Membrane Science*, Vol. 199, No. 1-2, pp. 69-74, 2002.
- [22] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, Fabricating ultrafine-grained materials through the application of severe plastic deformation: a review of developments in brazil, *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 1, No. 1, pp. 55-62, 2012.
- [23] M. J. Zehetbauer, R. Z. Valiev, *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, pp. 18-29, Wiley, 2006.
- [24] B. Han, F. Mohamed, E. Lavernia, Mechanical properties of iron processed by severe plastic deformation, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34, No. 1, pp. 71-83, 2003.
- [25] J. Y. Huang, Y. T. Zhu, H. Jiang, T. C. Lowe, Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening, *Acta Materialia*, Vol. 49, No. 9, pp. 1497-1505, 2001.
- [26] R. Z. Valiev, I. V. Alexandrov, Nanostructured materials from severe plastic deformation, *Nanostructured Materials*, Vol. 12, No. 1-4, pp. 35-40, 1999.
- [27] X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, Y. Minamino, Microstructural evolution during accumulative roll-bonding of commercial purity aluminum, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 340, No. 1-2, pp. 265-271, 2003.
- [28] L. S. Tóth, B. Beausir, C. F. Gu, Y. Estrin, N. Scheerbaum, C. H. J. Davies, Effect of grain refinement by severe plastic deformation on the next-neighbor misorientation distribution, *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 20, pp. 6706-6716, 2010.
- [29] M. V. Markusev, M. Y. Murashkin, Structure and mechanical properties of commercial Al-Mg 1560 alloy after equal-channel angular extrusion and annealing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 367, No. 1-2, pp. 234-242, 2004.
- [30] L. S. Toth, C. Gu, Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation, *Materials Characterization*, Vol. 92, pp. 1-14, 2014.
- [31] M. P. Phaniraj, M. J. N. V. Prasad, A. H. Chokshi, Grain-size distribution effects in plastic flow and failure, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 463, No. 1-2, pp. 231-237, 2007.
- [32] N. Kamikawa, N. Tsuji, Y. Minamino, Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding, *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 5, No. 1-2, pp. 163-172, 2004.
- [33] R. Z. Valiev, Superior strength in ultrafine-grained materials produced by SPD processing, *Materials Transactions*, Vol. 55, No. 1, pp. 13-18, 2014.

- in OFHC copper processed by equal channel angular rolling, *Micron*, Vol. 43, No. 6, pp. 720-724, 2012.
- [69] M. Reihanian, R. Ebrahimi, N. Tsuji, M. M. Moshksar, Analysis of the mechanical properties and deformation behavior of nanostructured commercially pure Al processed by Equal Channel Angular Pressing (ECAP), *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 473, No. 1-2, pp. 189-194, 2008.
- [70] R. Z. Valiev, T. G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, Vol. 51, No. 7, pp. 881-981, 2006.
- [71] B. L. Mordike, T. Ebert, Magnesium: Properties — applications — potential, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 302, No. 1, pp. 37-45, 2001.
- [72] A. Babaei, M. M. Mashhadi, Characterization of ultrafine-grained aluminum tubes processed by Tube Cyclic Extrusion-Compression (TCEC), *Materials Characterization*, Vol. 95, No. 0, pp. 118-128, 2014.
- [73] A. Babaei, M. M. Mashhadi, Tubular pure copper grain refining by Tube Cyclic Extrusion-Compression (TCEC) as a severe plastic deformation technique, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 24, No. 6, pp. 623-630, 2014.
- [74] H. Pirgazi, A. Akbarzadeh, R. Petrov, L. Kestens, Microstructure evolution and mechanical properties of AA1100 aluminum sheet processed by accumulative roll bonding, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 497, No. 1-2, pp. 132-138, 2008.
- [75] S. R. Bahadori, K. Dehghani, S. A. A. Akbari Mousavi, Comparison of microstructure and mechanical properties of pure copper processed by twist extrusion and equal channel angular pressing, *Materials Letters*, Vol. 152, pp. 48-52, 2015.
- [76] Y. M. Wang, E. Ma, Strain hardening, strain rate sensitivity, and ductility of nanostructured metals, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 375-377, pp. 46-52, 2004.
- [77] Q. Wei, S. Cheng, K. T. Ramesh, E. Ma, Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: fcc versus bcc metals, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 381, No. 1-2, pp. 71-79, 2004.
- [78] N. Takata, Y. Okitsu, N. Tsuji, Dynamic deformation behavior of ultrafine grained aluminum produced by ARB and subsequent annealing, *Journal of Materials Science*, Vol. 43, No. 23-24, pp. 7385-7390, 2008.
- [79] H. Jafarzadeh, K. Abrinia, A. Babaei, Retraction notice to: Repetitive Tube Expansion and Shrinking (RTES) as a novel SPD method for fabrication of nanostructured tubes, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 621, pp. 287, 2015.
- [80] H. Jafarzadeh, K. Abrinia, Retracted Article: Numerical and experimental analyses of repetitive tube expansion and shrinking processed AZ91 magnesium alloy tubes, *Journal of Mechanical Science and Technology*, Vol. 29, No. 2, pp. 733-738, 2015.
- [81] H. Jafarzadeh, K. Abrinia, A. Babaei, Retracted: Applicability of Repetitive Tube Expansion and Shrinking (RTES) as a novel SPD method for fabricating UFGed pure copper tubes, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 609, pp. 65-71, 2014.
- [82] Taku Sakai, H. Miura, *Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties*, pp. 44-58, InTech, 2011.
- [83] E. Hosseini, M. Kazeminezhad, Retracted: Nanostructure and mechanical properties of 0-7 strained aluminum by CGP: XRD, TEM and tensile test, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 526, No. 1-2, pp. 219-224, 2009.
- [84] A. Hasnaoui, H. Van Swygenhoven, P. M. Derlet, Dimples on nanocrystalline fracture surfaces as evidence for shear plane formation, *Science*, Vol. 300, No. 5625, pp. 1550-1552, 2003.
- [85] S. Fintová, L. Kunz, Fatigue properties of magnesium alloy AZ91 processed by severe plastic deformation, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, Vol. 42, pp. 219-228, 2015.
- [53] A. Zangiabadi, M. Kazeminezhad, Computation on new deformation routes of tube channel pressing considering back pressure and friction effects, *Computational Materials Science*, Vol. 59, pp. 174-181, 2012.
- [54] M. H. Farshidi, M. Kazeminezhad, H. Miyamoto, Microstructural evolution of aluminum 6061 alloy through tube channel pressing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 615, pp. 139-147, 2014.
- [55] D. M. Jafarlou, E. Zalnezhad, M. A. Hassan, M. A. Ezazi, N. A. Mardi, A. M. S. Hamouda, M. Hamdi, G. H. Yoon, Severe plastic deformation of tubular AA 6061 via equal channel angular pressing, *Materials & Design*, Vol. 90, pp. 1124-1135, 2016.
- [56] M. H. Farshidi, M. Kazeminezhad, H. Miyamoto, Severe plastic deformation of 6061 aluminum alloy tube with pre and post heat treatments, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 563, pp. 60-67, 2013.
- [57] G. Faraji, P. Yavari, S. Aghdamifar, M. M. Mashhadi, Mechanical and microstructural properties of ultra-fine grained AZ91 magnesium alloy tubes processed via multi pass Tubular Channel Angular Pressing (TCAP), *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 30, No. 2, pp. 134-138, 2014.
- [58] B. Chen, D. L. Lin, L. Jin, X. Q. Zeng, C. Lu, Equal-channel angular pressing of magnesium alloy AZ91 and its effects on microstructure and mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 483-484, pp. 113-116, 2008.
- [59] G. Faraji, M. Ebrahimi, A. R. Bushroa, Ultrasonic assisted tubular channel angular pressing process, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 599, No. 0, pp. 10-15, 2014.
- [60] J. Li, F. Li, C. Zhao, H. Chen, X. Ma, J. Li, Experimental study on pure copper subjected to different severe plastic deformation modes, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 656, pp. 142-150, 2016.
- [61] G. Faraji, M. M. Mashhadi, A. R. Bushroa, A. Babaei, TEM analysis and determination of dislocation densities in nanostructured copper tube produced via parallel tubular channel angular pressing process, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 563, No. 0, pp. 193-198, 2013.
- [62] V. Tavakkoli, M. Afrasiab, G. Faraji, M. 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.
- [63] H. Torabzadeh, G. Faraji, E. Zalnezhad, Cyclic Flaring and Sinking (CFS) as a new severe plastic deformation method for thin-walled cylindrical tubes, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 69, No 6 pp. 1-6, 2015.
- [64] C. Chen, Y. Beygelzimer, L. S. Toth, J. J. Fundenberger, Microstructure and strain in protrusions formed during severe plastic deformation of aluminum, *Materials Letters*, Vol. 159, pp. 253-256, 2015.
- [65] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 257, No. 2, pp. 328-332, 1998.
- [66] A. Krishnaiah, U. Chakkingal, P. Venugopal, Applicability of the groove pressing technique for grain refinement in commercial purity copper, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 410-411, pp. 337-340, 2005.
- [67] D. H. Shin, J. J. Park, Y. S. Kim, K. T. Park, Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 328, No. 1-2, pp. 98-103, 2002.
- [68] T. Kvačkaj, A. Kováčová, M. Kvačkaj, R. Kočíško, L. Lityńska-Dobrzyńska, V. Stoyka, M. Miháliková, TEM studies of structure