

# بررسی اثر شدت بافت بر نمودار حد شکل دهی میکرولوله‌های منیزیمی مورد استفاده در استنت‌ها با استفاده از شبیه‌سازی المان محدود کریستال پلاستیسیته

مهدی رئیسی<sup>۱</sup> - امین میرزاخانی<sup>۲</sup> - احمدعاصم پور<sup>۳\*</sup>

<sup>۱</sup> دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک (دانشگاه صنعتی شریف)  
<sup>۲</sup> گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه پیام نور، صندوق پستی ۳۶۹۷-۱۹۳۹۵، تهران، ایران  
<sup>۳</sup> استاد، دانشکده مهندسی مکانیک (دانشگاه صنعتی شریف)

[mahdi.reisi396@gmail.com](mailto:mahdi.reisi396@gmail.com)  
[amin.mirzakhani@pnu.ac.ir](mailto:amin.mirzakhani@pnu.ac.ir)  
[assem.sharif.edu](mailto:assem.sharif.edu)

## چکیده

در این مقاله اثر شدت بافت ناشی از فرایند اکستروژن جهت ساخت میکرولوله‌های منیزیمی با استفاده از فرایند شبیه سازی المان محدود کریستال پلاستیسیته بررسی می‌گردد. به منظور تایید مدل سازی، فرایند هیدروفرمینگ آلومینیوم شبیه‌سازی شده و با نتایج تجربی موجود مقایسه شده است. در این مقاله ضرایب ناهمسانگردی منیزیم با استفاده از روابط کریستال پلاستیسیته بصورت یک زیربرنامه در آباکوس (UMAT) بر روی المان حجمی نماینده (Representative Elementary Volume) استخراج گردیده است. مطابق با نتایج، دامنه فعالیت نسبی سیستم‌های لغزش مثل لغزش هرمی و لغزش منشوری در راستای اکستروژن بیشتر از راستاهای دیگر است. بنابراین ضریب ناهمسانگردی به دست آمده در راستای اکستروژن بیشتر از راستاهای دیگر می‌باشد. همچنین نتایج بیانگر آن است که هرچه قدر شدت بافت کاهش پیدا کند ضرایب ناهمسانگردی به یک نزدیک شده و منحنی حد شکل دهی بالاتر می‌رود و با افزایش شدت بافت، منحنی حد شکل دهی منطقه ایمن کمتری را نشان می‌دهد.

## واژه های کلیدی

نمودار حد شکل دهی، میکرولوله منیزیمی، ناهمسانگردی، المان حجمی نماینده، کریستال پلاستیسیته

\* احمد عاصم پور، استاد دانشکده مهندسی مکانیک- دانشگاه صنعتی شریف.

ایمیل نویسنده مسئول: [assem.sharif.edu](mailto:assem.sharif.edu)

# Investigating the effect of Texture Intensity on the Forming Limit Diagram of Magnesium Microtubes used in Stents using Crystal Plasticity Finite Element Modeling

[mahdi.reisi396@gmail.com](mailto:mahdi.reisi396@gmail.com)  
[amin.mirzakhani@pnu.ac.ir](mailto:amin.mirzakhani@pnu.ac.ir)  
[assem.sharif.edu](http://assem.sharif.edu)

## Abstract

Metal microtubes are usually made using the extrusion method, which eventually creates a special texture in the tube. The way of creating texture in the microtube has a great effect on its mechanical properties, which is very effective in the quality of the fabricated stents. In this research, the effect of texture intensity caused by the extrusion process to make magnesium microtubes is extracted using the crystal plasticity finite element simulation process. First, in order to validate the modeling, the hydroforming process for aluminum has been simulated in Abaqus finite element software and compared with similar results in the literature. After confirming the modeling process, using the criterion of the second derivative of the maximum large strain for the hydroforming process, the forming limit diagram is drawn for magnesium without texture intensity. In order to confirm the modeling of crystal plasticity, the representative volume element was subjected to tension and compression and the strain stress curve in tension and compression was compared with the experimental strain stress curve. Then, the representative volumetric element was subjected to tension in three directions of extrusion, perpendicular to extrusion and forty-five degrees, and by calculating the ratio of transverse strain to thickness strain, the anisotropy coefficient for the random state in these three directions was obtained. In the following, the anisotropy coefficient was obtained in three different texture intensities as in the random state. The results show that the relative activity range of hard slip systems such as pyramidal slip and prismatic slip is greater in the direction of extrusion than in other directions, so the anisotropy coefficient obtained in the direction of extrusion is greater than in other directions. As the texture intensity decreases, the anisotropy coefficients approach one and the formation limit curve increases, and as the texture intensity increases, the formation limit curve shows a lower safe zone.

**Key-words:** Forming Limit Diagram, Magnesium Microtube, Anisotropy, Representative Volume Element, Crystal Plasticity

تنشی برای پیش‌بینی ترکیدگی در شبیه‌سازی فرآیند هیدروفورمینگ لوله‌های خرطومی استفاده کردند.

منیزیم به دلیل ساختار شش وجهی فشرده (HCP) دارای تعداد محدودی از سیستم‌های لغزش است. سیستم‌های لغزش فعال در منیزیم شامل لغزش پایه<sup>۲</sup>، لغزش منشوری<sup>۳</sup>، لغزش هرمی<sup>۴</sup>  $a <$  و لغزش هرمی<sup>۵</sup>  $a+c >$  هستند. در کنار این سیستم‌های لغزش، سیستم‌های تغییر شکل دو قلوبی را در منیزیم و آلیاژهای آن می‌توان شناسایی کرد که به عنوان دو قلوبی‌های کششی (TT)<sup>۶</sup> و فشاری<sup>۷</sup> (CT) شناخته می‌شوند و می‌توانند در تغییر شکل منیزیم موثر واقع شوند [۸]. مطالعات قبلی نشان می‌دهد که عوامل میکروساختاری همچون اندازه دانه، بافت، وجود عناصر کمیاب خاکی می‌توانند باعث تغییر خواص مکانیکی شوند [۹]. در میان عوامل بالا اندازه دانه و بافت نسبت به سایر روش‌ها دارای تأثیر بیشتری در خواص مکانیکی منیزیم هستند. اهمیت بافت در پلاستیسیته‌ی منیزیم ناشی از سهم قابل توجه دوقلوبی‌ها در تغییر شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم است [۱۰]. تنش‌های داخلی در آلیاژهای منیزیم باعث تنش کششی در امتداد محور C بلور می‌شوند و این باعث ایجاد دوقلوبی‌ها می‌شود. در مقابل لغزش نابجایی که می‌تواند در دو جهت مختلف بارگذاری (مانند کشش و فشار در امتداد یک جهت خاص) رخ دهد، دوقلوبی‌ها تنها در یک مسیر کرنش شکل می‌گیرند و در جهت مخالف این مسیر کرنش، دوقلوبی‌ها ایجاد نمی‌شوند. این مسئله نشان‌دهنده تأثیر چشم‌گیر جهت بارگذاری بر وقوع دوقلوبی‌ها در آلیاژهای منیزیم است [۱۱].

میکروساختارهای فلزات منیزیم از عوامل موثر بر خواص مکانیکی آن‌ها هستند. شناخت کامل از ارتباط میان عوامل مؤثر در مقیاس میکرو بر خصوصیات مکانیکی منیزیم، می‌تواند در مقیاس ماکرو بهبود چشم‌گیری در ویژگی‌های مکانیکی منیزیم ایجاد نماید و استفاده از این فلز افزایش پیدا کند. برای ایجاد این ارتباط، نیازمند استفاده از روش‌های مبتنی بر مفاهیم مکانیک محیط پیوسته هستیم. این روش باید عوامل میکروساختاری مانند سیستم‌های لغزش، تشکیل دوقلوبی‌ها، اندازه دانه‌ها، بافت و هندسه دانه‌ها را به درستی مدل‌سازی نماید. این دانش به ما کمک می‌کند تا بهترین فهم از فیزیک تغییر شکل در منیزیم و آلیاژهای آن را به دست آورده و بتوانیم طراحی بهتری برای اجزای ساخته شده از این مواد انجام دهیم. در دهه‌های اخیر، از ابزارهای محاسباتی پیشرفته برای بررسی

یکی از روش‌های متداول برطرف کردن گرفتگی عروق، آژیوپلاستی با استنت<sup>۱</sup> است. استنت لوله‌ای مشبک است با قرارگیری در منطقه تعیین شده به‌وسیله یک بالن منبسط می‌شود و با باز نگاه داشتن رگ‌هایی که مسدود شده‌اند، جریان خون را به رگ‌ها باز می‌گرداند. منیزیم به‌عنوان ماده فلزی زیست تخریب پذیر و زیست سازگار، خود را به‌عنوان یک ماده امیدوار کننده برای استنت‌های زیست تخریب پذیر معرفی می‌کند [۱]. منیزیم با وجود برخی خواص مکانیکی مناسب همچون نسبت استحکام به وزن بالا دارای خواص مکانیکی پایینی مثل شکل پذیری و مقاومت مکانیکی پایین است. از این‌رو، محققان در تلاش هستند تا خواص مکانیکی منیزیم را نسبت به فلزات دیگر بهبود ببخشند. با توجه به این که خواص مکانیکی استنت نسبت مستقیم با میکرولوله‌ای که از آن ساخته می‌شود دارد [۲]، بنابراین بررسی خواص مکانیکی میکرولوله‌ها دارای اهمیت زیادی است. یکی از راه‌هایی که می‌توان خواص مکانیکی میکرولوله‌ها را مورد بررسی قرار داد رسم نمودار حد شکل دهی است [۳]. در منحنی حد شکل دهی کرنش‌های اصلی برحسب کرنش‌های فرعی رسم می‌شود و چنانچه کرنش‌های موجود در لوله به‌گونه‌ای باشد که نقطه متناظر با آن بالاتر از این نمودار قرار گیرد، لوله دچار گلوبی خواهد شد. در واقع منحنی‌های حد شکل دهی محدوده ترکیب کرنش‌هایی است که شروع گلوبی موضعی را مشخص می‌کند. برای استفاده از این منحنی‌ها، در عمل یک ناحیه اطمینان به‌جای یک منحنی در نظر گرفته می‌شود. اما استفاده از آن بر این اصل استوار است که اگر توزیع کرنش در کلیه نقاط لوله زیر این منحنی باشد، لوله بدون پارگی کشیده می‌شود ولی اگر ترکیب کرنش در ناحیه بحرانی قطعه یعنی بالای این منحنی واقع گردد، لوله قطعاً پاره شده و عملیات شکل‌دهی ناتمام خواهد ماند [۴].

هاشمی و همکارانش [۵] منحنی حد تنشی بر اساس مدل مارشینیاک-کوزینسکی را استخراج کردند و به کمک این منحنی مسیر بارگذاری مناسب برای فرآیند هیدروفورمینگ را تعیین کردند. عاصم‌پور و همکارانش [۶] بر اساس مدل مارشینیاک - کوزینسکی نشان دادند که در فرآیند هیدروفورمینگ به دلیل وجود تنش نرمال، منحنی حد شکل دهی بالاتر می‌افتد و شکل پذیری ماده افزایش می‌یابد. فرجی و همکارانش [۷] از منحنی حد شکل‌دهی کرنشی و

<sup>۱</sup> Stent

<sup>۲</sup> Basal Slip

<sup>۳</sup> Prismatic Slip

<sup>۴</sup> Pyramidal  $\langle a \rangle$  slip

<sup>۵</sup> Pyramidal  $\langle a+c \rangle$  Slip

<sup>۶</sup> Tension Twinning

<sup>۷</sup> Contraction Twinning

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (1)$$

گرادیان تغییر شکل برای یک تغییر شکل به صورت دو بخش مجزا شامل تغییر شکل پلاستیک ناشی از لغزش در راستای صفحات لغزش شبکه کریستال ( $F^P$ ) و بخشی که ناشی از تغییر شکل الاستیک و چرخش صلب شبکه کریستالی است ( $F^*$ ) در نظر گرفته می شود. با استفاده از معادله (۲)، گرادیان تغییر شکل به کمک تجزیه ضربی به دو بخش الاستیک و پلاستیک تفکیک می گردد [۲۰].

$$F = F^* F^P \quad (2)$$

با معرفی گرادیان تغییر شکل، می توان راستای لغزش سیستم  $\alpha$  و بردار عمود به صفحه لغزش را پس از تغییر شکل الاستیک یک شبکه به صورت زیر به دست آورد [۱۷]:

$$S^{*(\alpha)} = FS^{(\alpha)} \quad (3)$$

$$m^{*(\alpha)} = m^{(\alpha)} (F^*)^{-1} \quad (4)$$

که در آن  $S^{(\alpha)}$  و  $m^{(\alpha)}$  بردارهای راستای لغزش و بردار عمود بر صفحه لغزش سیستم  $\alpha$  قبل از تغییر شکل هستند. بعد از تعیین تانسور گرادیان تغییر شکل، تانسور گرادیان سرعت تعریف می شود که می توان این تانسور را به تانسور گرادیان تغییر شکل به صورت زیر مرتبط کرد [۱۷].

$$L = \frac{\partial v}{\partial x} = \dot{F}F^{-1} = L^* + L^P \quad (5)$$

از آنجایی که لغزش پلاستیک در راستاهای لغزش و در صفحات لغزش رخ می دهد، گرادیان سرعت پلاستیک  $L^P$  را می توان توسط رابطه (۶) به صورت زیر بیان کرد [۱۷].

$$L^P = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{(\alpha)} S^{*(\alpha)} m^{*(\alpha)} \quad (6)$$

مکانیزم های تغییر شکل در فلزات با ساختار هگزاگونال (HCP) به کار برده می شود. این ابزارها به ما امکان می دهند تا بهبود خواص منیزیم و آلیاژهای آن را با دقت بیشتری بررسی کرده و ارتقاء بخشیم. ابزارهای محاسباتی رایج شامل ویسکوپلاستیک خود سازگار<sup>۱</sup> (VPSC) [۱۲]، الاستوپلاستیک خود سازگار<sup>۲</sup> (EPSC) [۱۳] و روش المان محدود کریستال پلاستیسیته<sup>۳</sup> (CPFEM) است. اگرچه مدل های VPSC و EPSC از نظر محاسباتی کارآمد هستند، اما از اثر مرز دانه و گرادیان تغییر شکل در دانه ها صرف نظر می کنند [۱۴]. CPFEM ابزاری مناسب تر برای مطالعه تغییر شکل در مقیاس دانه در فلزات است [۱۵]. در روش (CPFEM)، ممکن است از اطلاعات واقعی هندسه دانه ها و همچنین جهت گیری دانه ها (تکسچر) به عنوان ورودی در فرآیند شبیه سازی استفاده شود. از این رو، نتایج به دست آمده از شبیه سازی با استفاده از روش CPFEM را می توان به طور مستقیم با نتایج تجربی مقایسه نمود، به طوری که این مقایسه می تواند در دو سطح ماکروسکوپی (به عنوان مثال در منحنی تنش- کرنش) و همچنین سطح مزوسکوپی (مانند رفتار تغییر شکل در داخل دانه ها) صورت گیرد [۱۶، ۱۷].

به نسبت تعداد دانه هایی که دارای جهت گیری یکسان هستند به تعداد کل دانه ها شدت بافت گفته می شود. در این مقاله با استفاده از فرآیند مدل سازی CPFEM، اثر شدت بافت به عنوان یکی از پارامترهای میکروساختاری موثر بر خواص مکانیکی منیزیم بر روی نمودار حد شکل دهی میکرولوله های منیزیمی مورد مطالعه قرار گرفته و تاثیر فعالیت نسبی مودهای<sup>۴</sup> تغییر شکل بر روی این نمودارها بررسی می گردد.

## ۲- معادلات ساختاری

اساس کریستال پلاستیسیته آن است که با استفاده از روابط سینماتیکی مربوط به تغییر فرم در فلزات به پیش بینی رفتار پلاستیک در مقیاس میکرو بپردازد [۱۸]. در این مقاله از الگوریتم داماسک<sup>۵</sup> در حل معادلات ساختاری کریستال پلاستیسیته استفاده شده است [۱۹]. از جمله پارامترهای سینماتیکی در این معادلات می توان به تانسورهای گرادیان و نرخ تغییر شکل اشاره کرد. مطابق با رابطه (۱)، گرادیان تغییر شکل حاصل از مشتق جزئی بردار وضعیت در حالت تغییر شکل یافته نسبت به بردار وضعیت مرجع محاسبه می شود.

<sup>۱</sup> Visco-Plastic Self Consistent

<sup>۲</sup> Elasto-Plastic Self Consistent

<sup>۳</sup> Crystal Plasticity Finite Element Method

<sup>۴</sup> Mode

$$RA^\alpha = \frac{\sum_{\alpha' \in \alpha} \gamma^{\alpha'}}{\sum_{\alpha'=1}^{N_S} \gamma^{\alpha'} + \sum_{\alpha'=1}^{N_{nw}} \gamma^{\beta'}} \quad (\text{Slip Mode}) \quad (11)$$

$$RA^\alpha = \frac{\sum_{\beta' \in \beta} \gamma^{\beta'}}{\sum_{\alpha'=1}^{N_S} \gamma^{\alpha'} + \sum_{\alpha'=1}^{N_{nw}} \gamma^{\beta'}} \quad (\text{Twine Mode}) \quad (12)$$

در روابط بالا  $N_S$  و  $N_{nw}$  به ترتیب برابر با تعداد سیستم‌های لغزش و دوقلویی می‌باشند. همچنین  $\alpha'$  و  $\beta'$  هم به ترتیب مدهای مختلف تغییر شکل لغزش و دوقلویی مطابق با جدول ۱ می‌باشند.

جدول ۱- سیستم‌های تغییر شکل آلیاژ منیزیم [۲۵]

تعداد مود لغزش	راستای لغزش / دوقلویی	صفحه لغزش / دوقلویی	لغزش / دوقلویی
۳	$\langle 11-20 \rangle$	{۰۰۰۱}	پایه
۳	$\langle 11-20 \rangle$	{۱-۱۰۰}	منشوری
۶	$\langle 11-20 \rangle$	{۱۰-۱۱}	هرمی (a)
۶	$\langle 11-23 \rangle$	{۱۱-۲۲}	هرمی (a+c)
۶	$\langle 10-11 \rangle$	{۱۰-۱۲}	دوقلویی کششی
۶	$\langle 10-1-2 \rangle$	{۱۰-۱۱}	دوقلویی فشاری

### ۳- مدل سازی فرایند هیدروفرمینگ در آباکوس

با استفاده از آزمایش هیدروفرمینگ می‌توان نمودار حد شکل‌دهی برای یک ماده را به دست آورد. در این مقاله برای استخراج نمودار حد شکل‌دهی منیزیم خالص به صورت عددی از شبیه‌سازی فرایند هیدروفرمینگ میکرولوله در نرم افزار آباکوس استفاده شده است.

مطابق با شکل ۱ آزمایش کشش بر روی منیزیم خالص توسط یک دستگاه آزمایش استاندارد (Hounsfield H25KS) توسط میرزاخانی و عاصم‌پور با نرخ جابجایی ۰٫۵ میلی‌متر در دقیقه در

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$  نرخ کرنش برشی بر روی سیستم تغییر شکل  $\alpha$  و  $N$  تعداد سیستم‌های تغییر شکل است. برای تغییر شکل در منطقه‌ی پلاستیک باید معادله‌ی مشخصه‌ای بیان گردد. نرخ برش پلاستیک  $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$  برای سامانه تغییر شکل  $\alpha$  به‌وسیله‌ی یک تابع توانی از تنش برشی تجزیه شده سیستم لغزش  $\tau^{(\alpha)}$  و مقاومت به تغییر شکل سامانه لغزش  $\tau_0^{(\alpha)}$  بصورت زیر بیان می‌گردد [۱۷].

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \left( \frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_0^{(\alpha)}} \right)^n \cdot \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \quad (7)$$

در رابطه بالا  $\dot{\gamma}_0$  نرخ کرنش و  $n$  پارامتر حساسیت نرخ کرنش می‌باشد که مقادیر آنها به ترتیب ۰٫۰۰۱ و ۲۰ در نظر گرفته می‌شوند [۲۶]. مشخصه‌های سخت شونده‌ی کرنشی با رشد  $\tau_0^{(\alpha)}$  تعیین خواهد شد و تغییرات آن برای سامانه لغزش  $\alpha$  برابراست با [۱۷]:

$$\dot{\tau}_0^{(\alpha)} = \sum_{\beta} H_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}| \quad \alpha, \beta = 1, \dots, (N_S + N_{nw}) \quad (8)$$

در رابطه فوق  $H_{\alpha\beta}$  ماتریس سخت شونده‌ی کرنشی می‌باشد که برای سیستم‌های لغزش بصورت زیر محاسبه می‌شود [۱۷]:

$$H_{\alpha\beta} = h_{\alpha\beta} \left( 1 - \frac{\tau_0^{(\alpha)}}{\tau_{sat}^{(\alpha)}} \right)^a \quad \alpha, \beta = 1, \dots, (N_S + N_{nw}) \quad (9)$$

در رابطه بالا،  $h_{\alpha\beta}$  مدول‌های سختی مرجع بوده که بین مقدار سختی سیستم‌های لغزش-لغزش ( $1500 \text{ Mpa}$ ) و سیستم‌های لغزش-دوقلویی ( $500 \text{ Mpa}$ ) است. همچنین  $\tau_{sat}^{(\alpha)}$  مقدار مقاومت لغزش اشباع می‌باشد [۲۱].

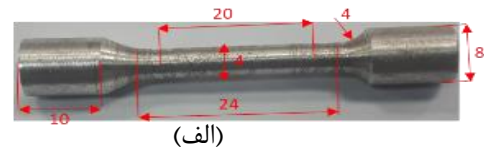
علاوه بر سیستم‌های لغزش، دوقلویی‌های کششی و فشاری هر کدام بصورت یک صفحه لغزش مجزا لحاظ می‌شوند. در منابع [۲۲] و [۲۳] روابط سخت شونده‌ی حاکم برای سیستم‌های لغزش و دوقلویی بطور کامل بیان شده است.

$\dot{\gamma}$  کرنش برشی انباشته بر روی تمامی سیستم‌های تغییر شکل بوده و به صورت زیر تعریف می‌شود [۱۷].

$$\dot{\gamma} = \sum |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| \quad (10)$$

برای محاسبه میزان فعالیت نسبی هر یک از مکانیزم‌های تغییر شکل پلاستیک ( $RA^\alpha$ ) از روابط (۱۱) و (۱۲) به ترتیب برای سیستم‌های لغزش و دوقلویی استفاده می‌شود [۱۷، ۲۴].

دمای اتاق انجام شد [۲۶]. نتایج حاصل از آزمایش کشش در شکل ۲ نشان داده شده است.

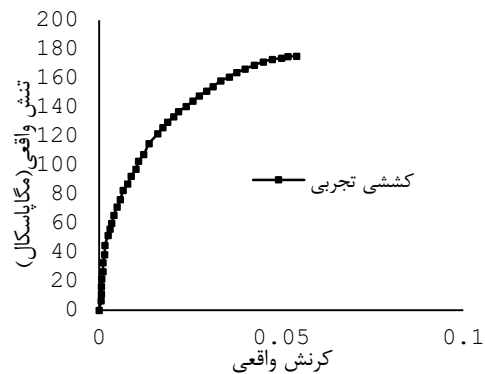


(الف)



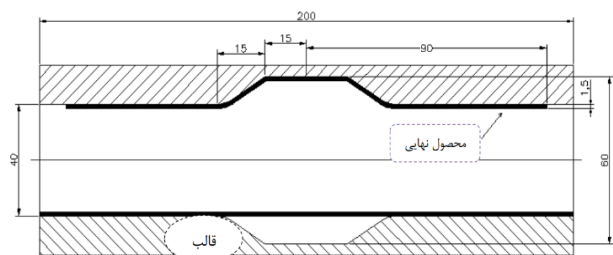
(ب)

شکل ۱- آزمایش کشش منیزیم خالص (الف) نمونه استفاده شده برای آزمایش کشش (ب) دستگاه آزمایش کشش [۲۶]



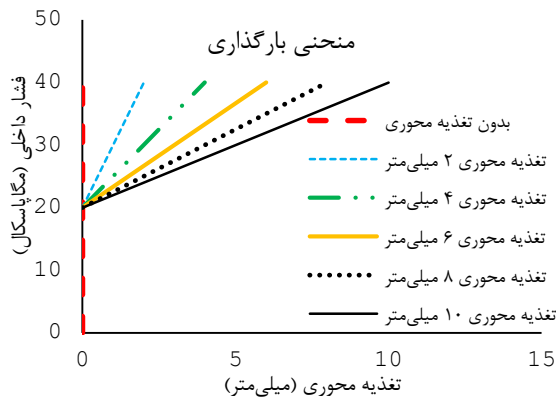
شکل ۲- نمودار تنش کرنش واقعی منیزیم خالص [۲۶]

برای شبیه‌سازی فرایند هیدروفرمینگ میکرولوله، از حل‌گر Dynamic/Explicit استفاده و فرایند شبیه‌سازی به صورت سه بعدی انجام شده است. جهت مدل‌سازی قالب فرایند هیدروفرمینگ، قالب را به صورت صلب مش‌پذیر فرض کرده تا بتوان آن را مش‌بندی کرد و دقت کار شبیه‌سازی را بالاتر برد. در شکل ۳ هندسه قالب فرایند هیدروفرمینگ مورد استفاده در شبیه‌سازی نشان داده شده است.



شکل ۳- قالب فرایند هیدروفرمینگ لوله [۲۷]

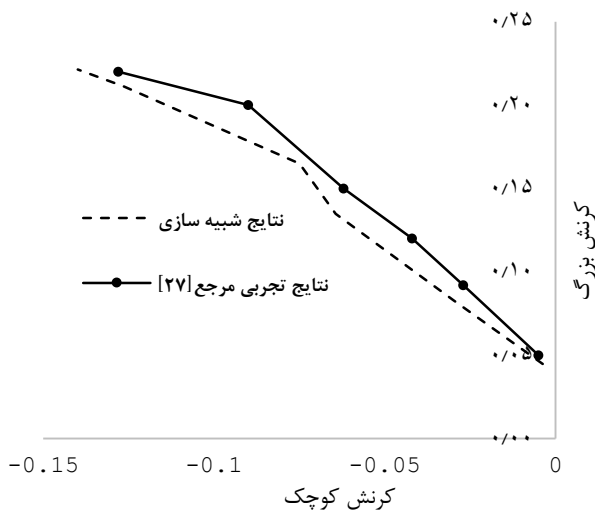
شکل ۴ مسیرهای بارگذاری مختلف را در شبیه‌سازی برای فرایند هیدروفرمینگ نشان می‌دهد. در تمامی مسیرها فشار داخلی ثابت و برابر با ۴۰ مگاپاسکال است.



شکل ۴- مسیرهای بارگذاری مختلف هیدروفرمینگ [۲۷]

جهت تعیین حدود کرنش‌ها به صورت عددی، پس از تعیین المان بحرانی، نمودار تغییرات کرنش آن المان با توجه به زمان رسم می‌شود و پس از دو بار مشتق‌گیری از کرنش ضخامت نسبت به زمان و به دست آوردن منحنی مشتق دوم کرنش، لحظه‌ای که مشتق دوم کرنش به حداکثر مقدار خود برسد، به‌عنوان لحظه شروع گلویی شدن انتخاب خواهد شد [۲۸]. در این روش فرض شده است که شروع گلویی در زمان افزایش ناگهانی کرنش در راستای ضخامت اتفاق می‌افتد. یک تغییر ناگهانی در نرخ کرنش به خوبی توسط مشتق دوم نشان داده می‌شود. سپس کرنش‌ها در آن لحظه به‌عنوان کرنش حدی انتخاب می‌شود. با تکرار همین روش برای مسیرهای بارگذاری دیگر می‌توان کرنش‌های حدی برای ترسیم نمودار حد شکل‌دهی را تعیین نمود.

در ادامه به منظور تایید فرایند مدل‌سازی، نتایج شبیه‌سازی مربوط به آلومینیوم این پژوهش با نتایج تجربی در مرجع [۲۷] مطابق با شکل ۵ مقایسه گردیده است.



شکل ۵- مقایسه نتایج تجربی و شبیه‌سازی نمودار حد شکل‌دهی برای میکرولوله آلومینیومی



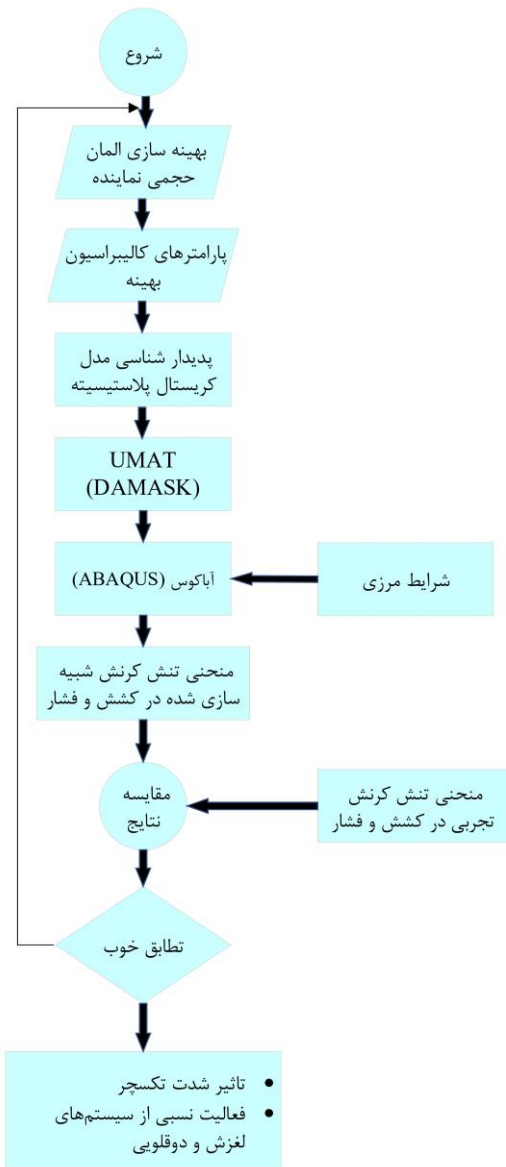
در شکل ۵ خطا کمتر از ۱۰ درصد و انطباق خوب نتایج بیانگر مدل سازی مناسب فرایند هیدروفورمینگ می باشد. بنابراین از مدل سازی تایید شده می توانیم برای منیزیم خالص استفاده نماییم.

#### ۴- استخراج ضرایب ناهمسانگردی

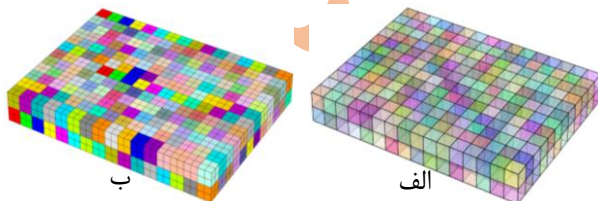
یکی از عوامل تاثیرگذار در شکل دهی فلزات، خاصیت ناهمسانگردی در فلز است. ناهمسانگردی ناشی از وابسته بودن خواص مکانیکی ماده به جهت گیری کریستال های درون ماده می باشد. جهت گیری دلخواه دانه ها یا تکسچر در فلزات شکل داده شده با دوران شبکه دانه بندی در طی تغییر شکل در اثر لغزش یا دوقلوبی شدن اتفاق می افتد. با توجه به این که منیزیم یک ماده ناهمسانگرد می باشد بنابراین در این قسمت سعی گردیده است تا اثر شدت تکسچر را بر روی این ضرایب با استفاده از مدل سازی المان محدود کریستال پلاستیسیته استخراج گردد. به همین دلیل، یک رویکرد مدل سازی محاسباتی، شامل تولید المان حجمی نماینده سه بعدی (3D-RVE)، کالیبراسیون پارامترها، و اعمال اجزای بافت و شرایط مرزی به المان حجمی در این مقاله ارائه شده است. شکل ۶ فلوچارت رویکرد مدل سازی محاسباتی در این مقاله را نشان می دهد. مدل سازی میکرومکانیک با استفاده از روش المان محدود، شامل چهار مرحله اصلی است که این مراحل به ترتیب عبارت اند از:

۱. تولید میکروساختار که می تواند به صورت تک کریستال یا پلی کریستال باشد.
۲. اعمال شرایط مرزی بر روی میکروساختار
۳. تحلیل مدل با استفاده از کوپل DAMASK با نرم افزار آباکوس
۴. پس پردازش که شامل استخراج نتایج حاصل از حل المان محدود است.

به همین منظور، یک المان حجمی نماینده (RVE<sup>۱</sup>) به صورت یک مکعب با اندازه  $10 \times 60 \times 80$  میکرومتر و ۳۸۴ دانه مدل شده، که رنگ های مختلف هر دانه بیانگر جهت گیری مختلف دانه ها است (شکل ۷).



شکل ۶- فلوچارت رویکرد مدل سازی محاسباتی



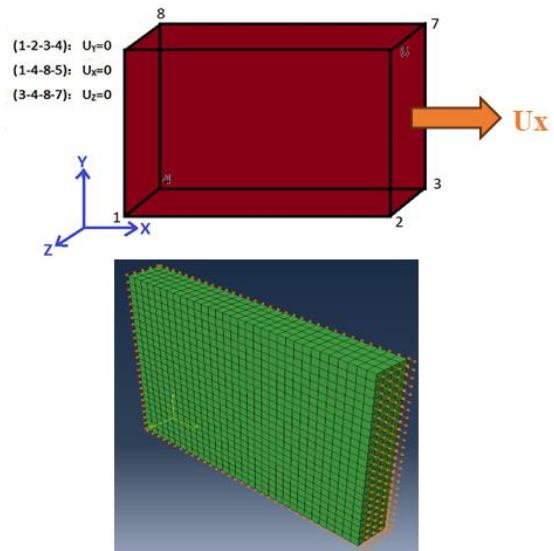
شکل ۷- مدل سازی سه بعدی (RVE الف) دانه های پلی کریستالی (ب) مدل المان محدود

شکل ۸ شرایط مرزی اعمال شده به المان حجمی نماینده مربوط به کشش در راستای اکستروژن را نشان می دهد. همان طور که دیده می شود برای روند سریع حل از شرایط مرزی متقارن در مدل سازی استفاده شده است و یک هشتم مدل تحلیل شده است. در شکل ۸ Ux نشان دهنده جابه جایی در راستای کشش است.

<sup>۱</sup> Representative Elementary Volume

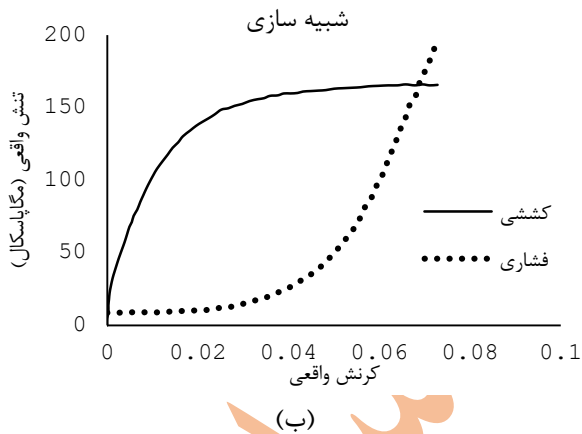
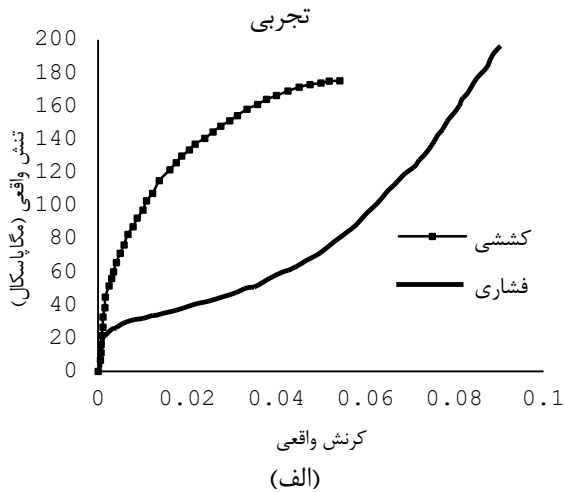
در نهایت برای مدل سازی المان حجمی نماینده (RVE) از دو دانه در راستای ضخامت و دو المان در هر راستای دانه استفاده شده است.

برای بررسی صحت مدل سازی المان حجمی نماینده (RVE)، نمودار تنش کرنش حاصل از شبیه سازی در دو حالت کشش و فشار با نمودار تنش کرنش تجربی شکل ۲ مقایسه شده است (شکل ۱۱).



شکل ۸- شرایط مرزی در المان حجمی نماینده

برای بهینه سازی المان حجمی نماینده، به بررسی تعداد دانه در راستای ضخامت RVE و تعداد المان در هر دانه پرداخته شده است. شکل ۹ و ۱۰ به ترتیب منحنی‌های تنش کرنش با تعداد المان مختلف در هر دانه و تعداد دانه‌های مختلف در راستای ضخامت را نشان می‌دهند.

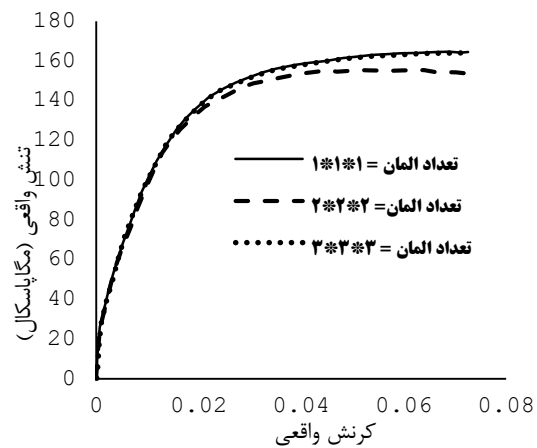


شکل ۱۱- مقایسه نمودار تنش کرنش (الف) تجربی [۲۶] (ب) المان محدود کریستال پلاستیسته

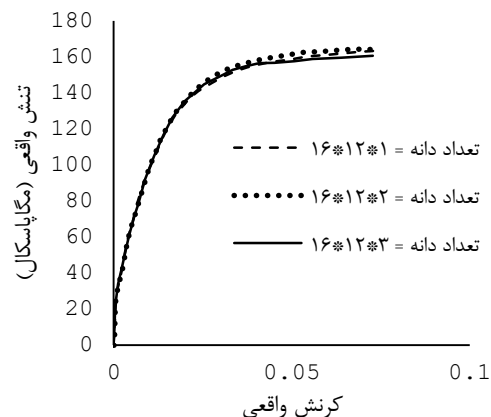
همان طور که در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود، روند تغییرات نمودارهای تنش کرنش حاصل از آزمایش تجربی و شبیه سازی رفتار یکسانی دارند و خطا کمتر از ۲۰ درصد است. پس از اطمینان از نحوه مدل سازی المان حجمی نماینده، تاثیر شدت بافت بر ضرایب ناهمسانگردی با استفاده از مدل سازی CPFEM استخراج خواهد شد. در رابطه ۱۳ نحوه محاسبه ضرایب ناهمسانگردی ارائه شده است که  $\epsilon_w$  و  $\epsilon_t$  به ترتیب کرنش در راستای عرض و ضخامت است.

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (13)$$

مطابق با رابطه ۱۳، برای به دست آوردن ضرایب ناهمسانگردی ابتدا از کل کرنش در راستای ضخامت میانگین گرفته و به همین

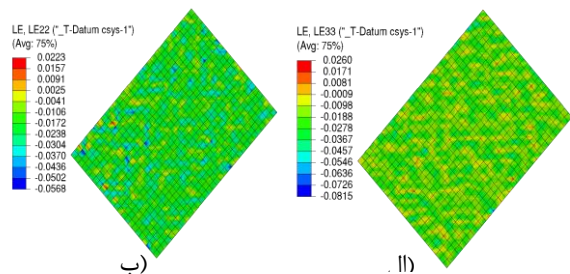


شکل ۹- همگرایی براساس تعداد المان



شکل ۱۰- همگرایی بر اساس تعداد دانه





شکل ۱۴- کرنش واقعی الف) کرنش در راستای ضخامت ب) کرنش در راستای عرض

$$R_{45} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} = \frac{0.0182316}{0.0182166} = 1.00082 \quad (16)$$

به روش مشابه مقادیر ضرایب ناهمسانگردی برای شدت بافت‌های مختلف بدست آمد که در جدول ۲ این مقادیر نمایش داده شده است.

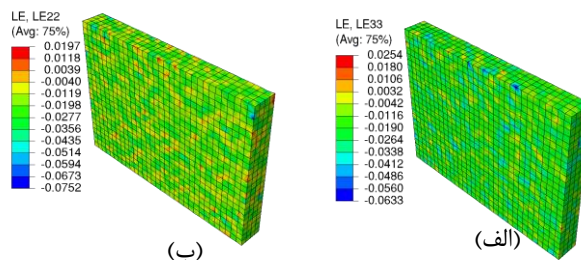
## ۵- نتایج

در جدول ۲ مقادیر R برای شدت بافت‌های مختلف مطابق با روش مدل سازی بخش قبل آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود مقدار  $R_0$  برای شدت بافت‌های مختلف، ماکزیمم و مقدار  $R_{90}$  مینیمم است. که بررسی این نتیجه توسط نمودار فعالیت نسبی که از نتایج شبیه سازی کریستال پلاستیسته حاصل شده در شکل‌های ۱۵ و ۱۶ تفسیر شده است. سیستم‌های لغزش و دو قلوبی شامل تعدادی مود تغییر شکل پلاستیک هستند. برای به دست آوردن تاثیر مودها در طی تغییر شکل پلاستیک از رابطه ۱۱ و ۱۲ فعالیت نسبی هر یک از مودهای تغییر شکل محاسبه شده است. دامنه فعالیت نسبی بین صفر و یک است و مجموعه فعالیت تمام مودها در هر لحظه برابر با یک است یعنی اگر یک مود در لحظه‌ای افزایش می‌یابد به جبران آن، مود دیگر کاهش می‌یابد. برای مثال اگر فعالیت نسبی مود بیسال در لحظه‌ای یک باشد فعالیت نسبی بقیه مودها در آن لحظه برابر با صفر است.

جدول ۲: سیستم‌های تغییر شکل بافت‌های مختلف

شدت بافت	$R_0$	$R_{90}$	$R_{45}$
صفر درصد	۱,۰۰۸۲	۰,۹۹۴	۱,۰۰۲
۴۰ درصد	۰,۹۷۶۰۴	۰,۵۷۷	۰,۸۵
۶۰ درصد	۰,۹۶۲۱۶	۰,۴۳۰۲۷۷	۰,۷۸
۸۰ درصد	۰,۹۶۰۴	۰,۲۸۹	۰,۶۹۸

ترتیب برای کرنش در راستای عرض میانگین گیری کرده سپس برای به دست آوردن R-value کرنش در راستای عرض تقسیم بر کرنش در راستای ضخامت RVE شده است.

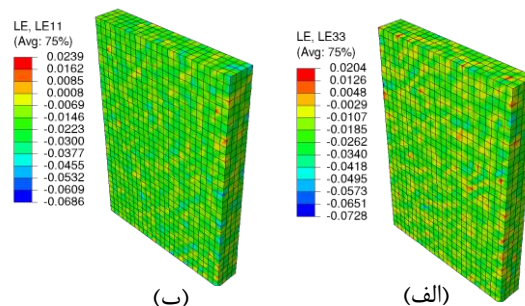


شکل ۱۲- کرنش واقعی الف) کرنش در راستای ضخامت ب) کرنش در راستای عرض

در شکل ۱۲ راستای کشش المان حجمی نماینده (RVE) در راستای اکستروژن (محور x) بوده، بنابراین R-value که محاسبه می‌شود  $R_0$  است. در رابطه (۱۴) ضریب R در راستای اکستروژن برای حالتی که شدت بافت صفر درصد (رندم) است، محاسبه شده است.

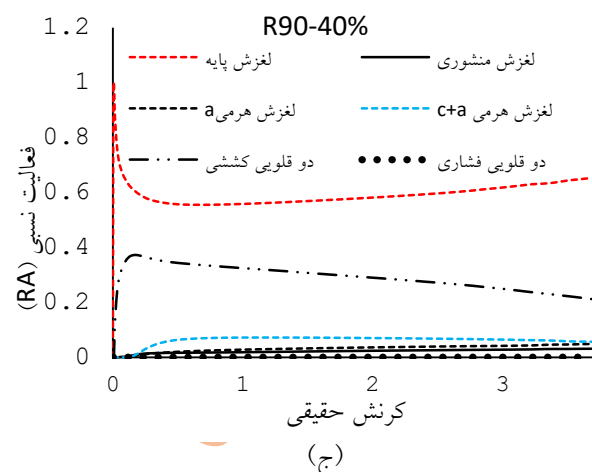
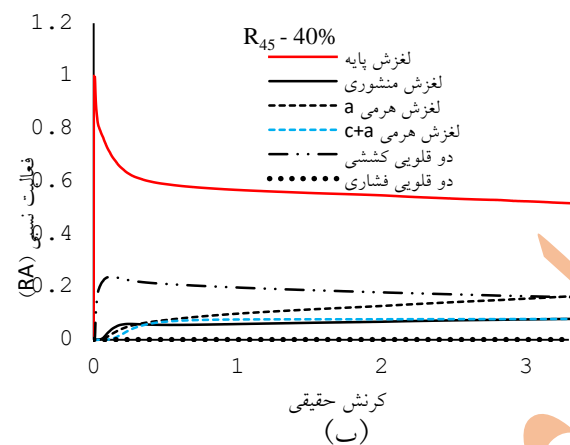
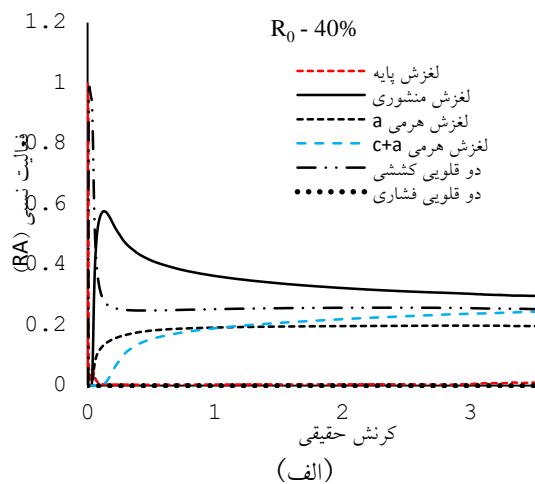
$$R_0 = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} = \frac{0.0182316}{0.0182166} = 1.00082 \quad (14)$$

برای محاسبه  $R_{90}$  و  $R_{45}$  برای شدت بافت رندم به ترتیب از مدل سازی CPFEM نشان داده شده در شکل‌های ۱۳ و ۱۴ و همچنین روابط ۱۵ و ۱۶ استفاده می‌گردد.



شکل ۱۳- کرنش واقعی الف) کرنش در راستای ضخامت ب) کرنش در راستای عرض

$$R_{90} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_z} = \frac{0.0181733}{0.0182752} = 0.9944 \quad (15)$$

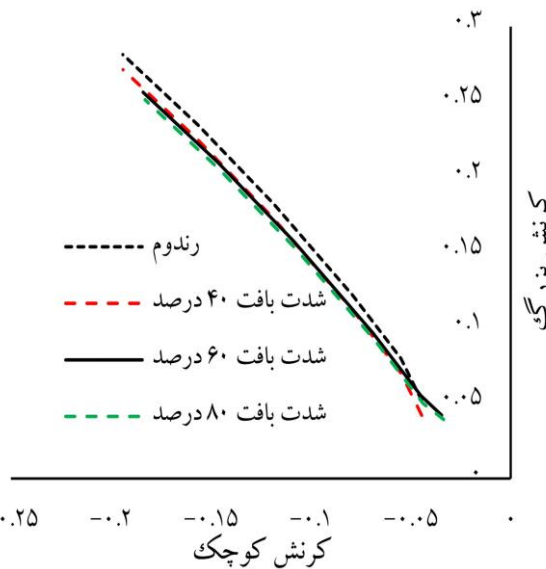


شکل ۱۵- نمودار فعالیت نسبی بر حسب کرنش واقعی الف)  $R_0$  در شدت بافت ۴۰ درصد ب)  $R_{45}$  در شدت بافت ۴۰ درصد ج)  $R_{90}$  در شدت بافت ۴۰ درصد

فعالیت نسبی مودهای سخت لغزش هرمی  $\langle a+c \rangle$  و لغزش منشوری و لغزش هرمی  $\langle a \rangle$  حین کشش در راستای اکستروژن دارای دامنه بالاتری است و حدود ۵۵ درصد بیشتر از راستاهای دیگر است. اگر چه لغزش پایه در راستاهای کشش ۴۵ درجه و ۹۰ درجه نسبت به راستای اکستروژن دامنه بالاتری دارد و حدود ۶۰ درصد بیشتر است ولی از آنجا که لغزش پایه مودی بسیار نرم است؛ در مقایسه با مودهای سخت در در راستای اکستروژن که دامنه بالاتری دارند قابل نظر کردن است و مودهای سخت بر لغزش پایه غلبه می‌کنند؛ در نتیجه کشش در راستای اکستروژن مقاومت بیشتری دارد و شکل پذیری آن بیشتر است در نتیجه مقدار  $R_0$  بیشتر است. در شکل ۱۶ اثرات شدت بافت بر روی  $R_0$  با تفسیر فعالیت نسبی مودهای تغییر شکل بررسی شده است. همان طور که مشاهده می‌شود در شدت بافت ۴۰ درصد، مود سخت لغزش هرمی  $\langle a+c \rangle$  دامنه بیشتری نسبت به بافت ۸۰ درصد دارد و حدود ۱۰ درصد بیشتر است. همچنین بر مودهای نرم که در شدت بافت ۸۰ درصد دارای دامنه بالاتری است، غلبه می‌کند و به همین دلیل در شدت بافت ۴۰ درصد مقاومت بالاتر است و در نتیجه مقدار  $R$  در این شدت بافت بالاتر است.

بعد از استخراج ضرایب ناهمسانگردی در شدت بافت‌های مختلف، این ضرایب در شبیه سازی فرایند هیدروفرمینگ در قسمت ۳ اعمال شده و تاثیر شدت بافت بر نمودار حد شکل دهی میکرولوله منیزیمی بررسی می‌گردد. شکل ۱۷ ماکزیمم کرنش بزرگ برای مسیرهای مختلف بارگذاری ارائه شده در شکل ۴ را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد، هر چقدر که تغذیه محوری افزایش می‌یابد گلوبی شدن در کرنش‌های بالاتر اتفاق می‌افتد و مقدار برآمدگی لوله قبل از پارگی افزایش می‌یابد. هنگامی که تغذیه محوری دخیل می‌شود نازک شدن ضخامت را جبران می‌کند و گلوبی شدن را به تاخیر می‌اندازد.

در شکل ۱۸ نمودار حد شکل دهی منیزیم برای شدت بافت‌های مختلف آورده شده است. همان طور که از شکل مشاهده می‌شود هر چقدر شدت بافت افزایش می‌یابد منحنی حد شکل دهی پایین تر می‌آید. به عبارت دیگر با افزایش شدت بافت منطقه ایمن حد شکل دهی کمتر می‌شود.



شکل ۱۸- نمودار حد شکل‌دهی منیزیم

## ۶- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

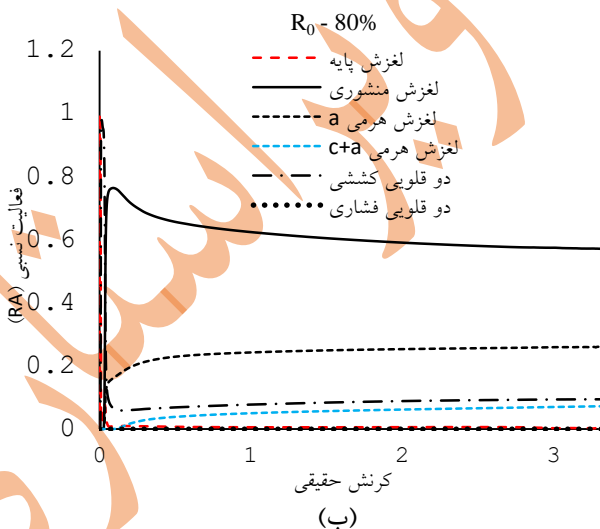
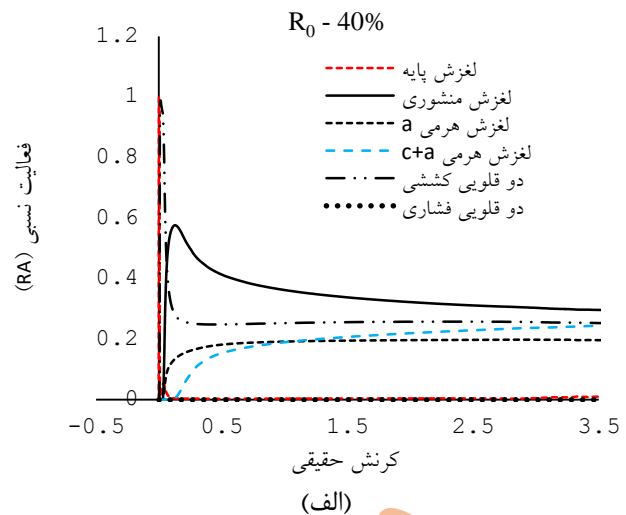
نتایج نشان می‌دهد دامنه فعالیت نسبی سیستم‌های لغزش سخت مثل لغزش هرمی و لغزش منشوری در راستای اکسترژن حدود ۵۵ درصد بیشتر از راستاهای دیگر است بنابراین ضریب ناهمسانگردی به دست آمده در راستای اکسترژن بیشتر از راستاهای دیگر است.

مطابق با شکل ۱۸، شدت بافت اثر قابل ملاحظه‌ای بر روی سمت چپ منحنی حد شکل‌دهی استخراج شده به وسیله شبیه‌سازی فرایند هیدروفرمینگ ندارد. هرچقدر شدت بافت کاهش یابد ضرایب ناهمسانگردی به یک نزدیک می‌شود و منحنی حد شکل‌دهی بالاتر می‌رود و هر چقدر شدت بافت افزایش یابد منحنی حد شکل‌دهی منطقه ایمن کمتری را نشان می‌دهد.

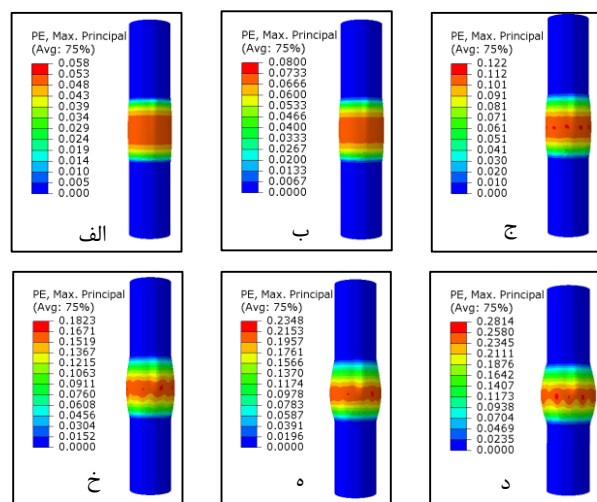
از آنجاییکه آزمایش هیدروفرمینگ به دلیل کشش تک محوره فقط سمت چپ منحنی حد شکل‌دهی را به دست می‌دهد برای ادامه این مطالعه می‌توان از شبیه‌سازی آزمایش ناکازیما [۲۹] در مقیاس میکرو برای استخراج هر دو سمت نمودار حد شکل‌دهی استفاده کرد و با منحنی استخراج شده در این مقاله مقایسه کرد.

## مراجع

1. Song, G., *Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys*. Corrosion science, 2007. **49**(4): p. 1696-1701. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.01.001>.
2. Amani, S. and G. Faraji, *Processing and properties of biodegradable magnesium microtubes for using as vascular stents: a brief review*. Metals and Materials International, 2019.



شکل ۱۶- نمودار فعالیت نسبی بر حسب کرنش واقعی (الف) در شدت بافت ۴۰ درصد (ب) در شدت بافت ۸۰ درصد



شکل ۱۷- ماکزیمم کرنش بزرگ برای تغذیه محوری‌های مختلف (الف)

بدون تغذیه محوری (ب) تغذیه محوری ۲ میلی‌متر (ج) تغذیه محوری ۴ میلی‌متر (خ) تغذیه محوری ۶ میلی‌متر (ه) تغذیه محوری ۸ میلی‌متر (د) تغذیه محوری ۱۰ میلی‌متر

- 13 Muránsky, O., et al., *Investigation of deformation mechanisms involved in the plasticity of AZ31 Mg alloy: In situ neutron diffraction and EPSC modelling*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **496**(1-2): p. 14-24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.031>
- 14 Wang, H., et al., *Deformation behavior of Mg-8.5 wt.% Al alloy under reverse loading investigated by in-situ neutron diffraction and elastic viscoplastic self-consistent modeling*. Acta Materialia, 2016. **107**: p. 404-414. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.066>
- 15 Roters, F., et al., *Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications*. Acta materialia, 2010. **58**(4): p. 1152-1211. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.058>
- 16 Choi, S.-H., D. Kim, H. Lee, and E. Shin, *Simulation of texture evolution and macroscopic properties in Mg alloys using the crystal plasticity finite element method*. Materials Science and Engineering: A, 2010. **527**(4-5): p. 1151-1159. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.09.055>
- 17 Mirzakhani, Amin, A. Pour, and Ahmad, *Investigating the effect of texture intensity on the deformation behavior of extruded Mg-0.8 wt% Y alloy under tensile and compressive loading using crystal plasticity finite element method*. Sharif Mechanical Engineering, 2021. 37(1): p. 59-69. [In Persian]. <https://doi.org/10.24200/j40.2021.56291.1559>
- 18 Asaro, R.J., *Micromechanics of crystals and polycrystals*. Advances in applied mechanics, 1983. **23**: p. 1-115. [https://doi.org/10.1016/S0065-2156\(08\)70242-4](https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70242-4)
- 19 Roters, F., et al., *DAMASK – The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for Modelling Multi-Physics Crystal Plasticity, Damage, and Thermal Phenomena from the Single Crystal up to the Component Scale*. Computational Materials Science, 2019. **158**: p. 420-478. <https://doi.org/10.1016/j.jiplas.2021.103078>
- 20 Peirce, D., R.J. Asaro, and A. Needleman, *Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids*. Acta metallurgica, 1983. **31**(12): p. 1951-1976. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(01\)00246-3](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(01)00246-3)
- 21 Li, W., et al., *Grain-scale deformation in a Mg–0.8 wt% Y alloy using crystal plasticity finite element method*. Journal of Materials Science & Technology, 2019. **35**(10): p. 2200-2206. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.04.030>
- 22 Muránsky, O., et al., *Investigation of deformation mechanisms involved in the plasticity of AZ31 Mg alloy: In situ neutron diffraction and EPSC modelling*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **496**(1-2): p. 14-24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.031>
- 23 Chen, X., et al., *A theoretical and experimental study on forming limit diagram for a seamed tube hydroforming*. Journal of Materials Processing Technology, 2011. **211**(12): p. 2012-2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.06.023>
- 24 Habibi, M., et al., *Determination of forming limit diagram using two modified finite element models*. Mech Eng, 2017. **48**(4): p. 141-144. [https://mej.aut.ac.ir/jufile?ar\\_sfille=78324](https://mej.aut.ac.ir/jufile?ar_sfille=78324)
- 25 Hashemi, R., A. Assempour, and E.M.K. Abad, *Implementation of the forming limit stress diagram to obtain suitable load path in tube hydroforming considering M–K model*. Materials & Design, 2009. **30**(9): p. 3545-3553. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.03.002>
- 26 Assempour, A., H.K. Nejadkhaki, and R. Hashemi, *Forming limit diagrams with the existence of through-thickness normal stress*. Computational Materials Science, 2010. **48**(3): p. 504-508. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.02.013>
- 27 Faraji, G., et al., *Hydroforming limits in metal bellows forming process*. Materials and Manufacturing Processes, 2010. **25**(12): p. 1413-1417. <https://doi.org/10.1080/10426914.2010.499579>
- 28 Roberts, C.S., *Magnesium and its Alloys*. (No Title), 1960. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1130282268932379520>
- 29 Mostaed, E., et al., *Microstructure, mechanical behavior and low temperature superplasticity of ECAP processed ZM21 Mg alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2015. **638**: p. 267-276. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.03.029>
- 30 Lu, F., et al., *Enhanced mechanical properties and rolling formability of fine-grained Mg–Gd–Zn–Zr alloy produced by equal-channel angular pressing*. Journal of Alloys and Compounds, 2015. **643**: p. 28-33. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.04.118>
- 31 Partridge, P., *The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals*. Metallurgical reviews, 1967. **12**(1): p. 1-169. <https://doi.org/10.1179/mtlr.1967.12.1.169>
- 32 Agnew, S., M. Yoo, and C. Tome, *Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y*. Acta materialia, 2001. **49**(20): p. 4277-4289. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00297-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00297-X)

- .۲۲ Roters, F., et al., *DAMASK–The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for modeling multi-physics crystal plasticity, thermal, and damage phenomena from the single crystal up to the component scale*. Computational Materials Science, 2019. **158**: p. 420-478.  
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.04.030>
- .۲۳ Kalidindi, S.R., *Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998. **46**(2): p. 267-290. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00051-3)
- .۲۴ Zhou, R., A. Roy, and V.V. Silberschmidt, *A crystal-plasticity model of extruded AM30 magnesium alloy*. Computational Materials Science, 2019. **170**: p. 109140.  
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.109140>
- .۲۵ Wang, W., J. Liu, and A.K. Soh, *Crystal plasticity modeling of strain rate and temperature sensitivities in magnesium*. Acta Mechanica, 2019. **230**(6): p. 2071-2086.  
<https://doi.org/10.1007/s00707-019-2374-9>
- .۲۶ Mirzakhani, A. and A. Assempour, *The effects of microstructural parameters on the tension-compression mechanical behavior of extruded Mg-XY rods using crystal plasticity finite element modeling*. Results in Engineering :۱۷ .۲۰۲۳ ,p. 100834.  
<https://doi.org/10.1016/j.rineng.2022.100834>
- .۲۷ Afshar, A., et al., *Numerical and experimental study of bursting prediction in tube hydroforming of Al 7020-T6*. Mechanics & Industry, 2017. **18**(4): p. 411. <https://doi.org/10.1051/meca/2017019>
- .۲۸ Taabi, N., A. Mirzakhani, and A. Asimpour, *Prediction of magnesium tube forming limit diagram using modeling of hydroforming process*. Mechanical Engineering, Tabriz University, 2022: p. [In Persion]. 10.22034/jmeut.2022.48874.3006
- .۲۹ Lumelskyj, D., J. Rojek, L. Lazarescu, and D. Banabic, *Determination of forming limit curve by finite element method simulations*. Procedia Manufacturing, 2 :۲۷ .۰۱۹ p. 78-82.  
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.12.047>