

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 (دانشجوی کارشناسی ارشد)

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی شریف

امین میرزاخانی (استادیار)

گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه پیام نور، تهران، ایران

احمدعاصم‌پور* (استاد)

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی شریف

مهندسی مکانیک شریف، (پاییز ۱۴۰۳)
دوره ۴۰، شماره ۲، صص. ۱۵-۲۴، (پژوهشی)

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

واژگان کلیدی: نمودار حد شکل‌دهی، میکرولوله منیزیمی، ناهمسانگردی، المان حجمی نماینده، کریستال پلاستیسیته.

mahdi.reisi396@gmail.com

a.mirzakhani@pnu.ac.ir

assem.sharif.edu

۱. مقدمه

در منحنی حد شکل‌دهی 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 گلوپی خواهد شد. در واقع منحنی‌های حد شکل‌دهی محدوده ترکیب کرنش‌هایی است که شروع گلوپی 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 تنش بر اساس مدل مارشینیاک-کوزینسکی را استخراج کردند و به‌کمک این منحنی مسیر بارگذاری مناسب برای فرایند هیدروفورمینگ را تعیین کردند. عاصم‌پور و همکارانش^[۶] بر اساس مدل مارشینیاک - کوزینسکی نشان دادند که در فرایند هیدروفورمینگ به-دلیل وجود تنش نرمال، منحنی حد شکل‌دهی بالاتر می‌افتد و شکل‌پذیری

یکی از روش‌های متداول برطرف‌کردن گرفتگی عروق، آنژیوپلاستی با استنت^۱ 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 تخریب‌پذیر 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 شکل‌پذیری 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 شکل‌دهی است^[۳].

*نویسنده مسئول

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۲۷، تاریخ اصلاحیه: ۱۴۰۳/۰۸/۱۴، تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۰۸/۱۷.

استناد به این مقاله:

رئیسی، مهدی، میرزاخانی، امین، و عاصم‌پور، احمد، ۱۴۰۳. بررسی اثر شدت بافت بر نمودار حد شکل‌دهی میکرولوله‌های منیزیمی مورد استفاده در استنت‌ها با استفاده از شبیه‌سازی المان محدود کریستال پلاستیسیته، مهندسی مکانیک شریف ۴۰(۲)، صص. ۱۵-۲۴. DOI: 10.24200/j40.2023.63013.1695

ممکن است از اطلاعات واقعی هندسه دانه‌ها و همچنین جهت‌گیری دانه‌ها (تکسچر) به‌عنوان ورودی در فرآیند شبیه‌سازی استفاده شود. از این رو، نتایج به‌دست آمده از شبیه‌سازی با استفاده از روش CPFEM را می‌توان به‌طور مستقیم با نتایج تجربی مقایسه نمود، به‌طوری که این مقایسه می‌تواند در دو سطح ماکروسکوپی (به‌عنوان مثال در منحنی تنش-کرنش) و همچنین سطح مزوسکوپی (مانند رفتار تغییر شکل در داخل دانه‌ها) صورت گیرد^[۱۷، ۱۶].

به نسبت تعداد دانه‌هایی که دارای جهت‌گیری یکسان هستند به تعداد کل دانه‌ها شدت بافت گفته می‌شود. در این مقاله، با استفاده از فرآیند مدل‌سازی CPFEM، اثر شدت بافت به‌عنوان یکی از پارامترهای میکروساختاری موثر بر خواص مکانیکی منیزیم بر روی نمودار حد شکل‌دهی میکرولوله‌های منیزیمی مورد مطالعه قرار گرفته و تاثیر فعالیت نسبی موده‌های^{۱۱} تغییر شکل بر روی این نمودارها بررسی می‌گردد.

۲. معادلات ساختاری

اساس کریستال پلاستیسیته آن است که با استفاده از روابط سینماتیکی مربوط به تغییر فرم در فلزات به پیش‌بینی رفتار پلاستیک در مقیاس میکرو پردازد^[۱۸]. در این مقاله از الگوریتم داماسک^{۱۱} در حل معادلات ساختاری کریستال پلاستیسیته استفاده شده است^[۱۹]. از جمله پارامترهای سینماتیکی در این معادلات می‌توان 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 شکل‌یافته نسبت به بردار وضعیت مرجع محاسبه می‌شود.

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

گرادیان تغییر شکل برای یک تغییر شکل به‌صورت 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 می‌شود. با استفاده از معادله (۲)، گرادیان تغییر شکل به‌کمک تجزیه ضربی به دو بخش الاستیک و پلاستیک تفکیک می‌گردد^[۲۰].

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

با معرفی گرادیان تغییر شکل، می‌توان راستای لغزش سیستم α و بردار عمود به صفحه لغزش را پس از تغییر شکل الاستیک یک شبکه به‌صورت زیر به‌دست 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

ماده افزایش می‌یابد. فرجی و همکارانش^[۷] از منحنی حد شکل‌دهی کرنشی و تنشی برای پیش‌بینی ترکیب‌دهی در شبیه‌سازی فرآیند هیدروفورمینگ لوله‌های خرطومی استفاده کردند.

منیزیم به‌دلیل ساختار شش‌وجهی فشرده ((HCP دارای تعداد محدودی از سیستم‌های لغزش است. سیستم‌های لغزش فعال در منیزیم شامل لغزش پایه^۱، لغزش منشوری^۲، لغزش هرمی^۳ $\langle a \rangle$ و لغزش هرمی^۴ $\langle a+c \rangle$ هستند. در کنار این سیستم‌های لغزش، سیستم‌های تغییر شکل دو‌قلوبی را در منیزیم و آلیاژهای آن می‌توان شناسایی کرد که به‌عنوان دو‌قلوبی‌های کششی (TT)^۵ و فشاری^۶ (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 به‌درستی مدل‌سازی نماید. این دانش به ما کمک می‌کند تا بهترین فهم از فیزیک تغییر شکل در منیزیم و آلیاژهای آن را به‌دست آورده و بتوانیم طراحی بهتری برای اجزای ساخته شده از این مواد انجام دهیم. در دهه‌های اخیر، از ابزارهای محاسباتی پیشرفته برای بررسی مکانیزم‌های تغییر شکل در فلزات با ساختار هگزگونال (HCP) به‌کار برده می‌شود. این ابزارها به ما امکان می‌دهند تا بهبود خواص منیزیم و آلیاژهای آن را با دقت بیشتری بررسی کرده و ارتقاء بخشیم. ابزارهای محاسباتی رایج شامل ویسکوپلاستیک خود سازگار^۷ (VPSC)^[۱۲]، الاستوپلاستیک خود سازگار^۸ (EPSC)^[۱۳] و روش المان محدود کریستال پلاستیسیته^۹ (CPFEM) است. اگرچه مدل‌های VPSC و EPSC از نظر محاسباتی کارآمد هستند، اما از اثر مرز دانه و گرادیان تغییر شکل در دانه‌ها صرف نظر می‌کنند^[۱۴]. CPFEM ابزاری مناسب‌تر برای مطالعه تغییر شکل در مقیاس دانه در فلزات است^[۱۵]. در روش (CPFEM)،

⁸ Elasto-Plastic Self Consistent

⁹ Crystal Plasticity Finite Element Method

¹⁰ Mode

¹ Basal Slip

² Prismatic Slip

³ Pyramidal $\langle a \rangle$ slip

⁴ Pyramidal $\langle a+c \rangle$ Slip

⁵ Tension Twinning

⁶ Contraction Twinning

⁷ Visco-Plastic Self Consistent

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

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

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

در روابط بالا N_s و N_{tw} به ترتیب برابر با تعداد سیستم‌های لغزش و دوقلویی می‌باشند. همچنین α' و β' هم به ترتیب مدهای مختلف تغییر شکل لغزش و دوقلویی مطابق با جدول ۱ می‌باشند.

۳. مدل‌سازی فرایند هیدروفورمینگ در آباکوس

با استفاده از آزمایش هیدروفورمینگ 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 هیدروفورمینگ میکرولوله در نرم‌افزار آباکوس استفاده شده است.

مطابق با شکل ۱ آزمایش کشش بر روی منیزیم خالص توسط یک دستگاه آزمایش استاندارد (Hounsfield H25KS) توسط میزراخانه‌ی و عاصم‌پور با نرخ جابجایی ۰.۵ میلی‌متر در دقیقه در دمای اتاق انجام شد [۲۶]. نتایج حاصل از آزمایش کشش در شکل ۲ نشان داده شده است.

برای شبیه‌سازی فرایند هیدروفورمینگ میکرولوله، از حل‌گر Dynamic/Explicit استفاده و فرایند شبیه‌سازی به صورت سه بعدی انجام شده است. جهت مدل‌سازی قالب فرایند هیدروفورمینگ، قالب را به صورت صلب

جدول ۱. سیستم‌های تغییر شکل آلیاژ منیزیم [۲۵].

تعداد مود لغزش	راستای لغزش / دوقلویی	صفحه لغزش / دوقلویی	لغزش / دوقلویی
۳	<۱۱-۲۰>	{۰۰۰۱}	پایه
۳	<۱۱-۲۰>	{۱-۱۰۰}	منشوری
۶	<۱۱-۲۰>	{۱۰-۱۱}	هرمی <a>
۶	<۱۱-۲۳>	{۱۱-۲۲}	هرمی <a+c>
۶	<۱۰-۱۱>	{۱۰-۱۲}	دوقلویی کششی
۶	<۱۰-۱-۲>	{۱۰-۱۱}	دوقلویی فشاری

لغزش سیستم α قبل از تغییر شکل هستند. بعد از تعیین تانسور گرادیان تغییر شکل، تانسور گرادیان سرعت تعریف می‌شود که می‌توان این تانسور را به تانسور گرادیان تغییر شکل به صورت زیر مرتبط کرد [۱۷].

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

از آنجایی که لغزش پلاستیک در راستاهای لغزش و در صفحات لغزش رخ می‌دهد، گرادیان سرعت پلاستیک L^p را می‌توان توسط رابطه (۶) به صورت زیر بیان کرد [۱۷].

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

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ نرخ کرنش برشی بر روی سیستم تغییر شکل α 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 α به وسیله‌ی 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 شوندگی کرنشی با رشد $\tau_0^{(\alpha)}$ تعیین خواهد شد و تغییرات آن برای سامانه لغزش α برابراست با [۱۷]:

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

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

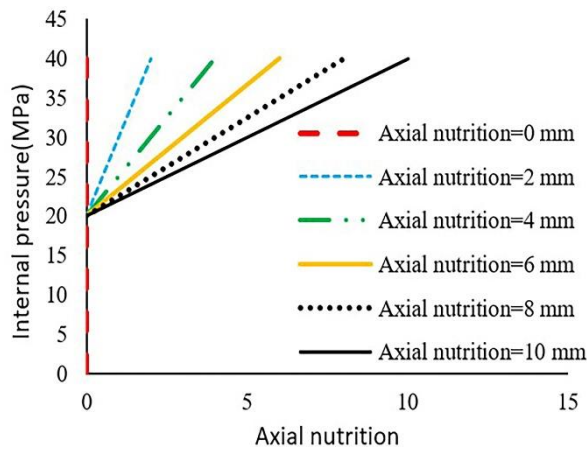
$$H_{\alpha\beta} = h_{\alpha\beta} \left(1 - \frac{\tau_0^{(\alpha)}}{\tau_{sat}^{(\alpha)}} \right)^a \quad \alpha, \beta = 1, \dots, (N_s + N_{tw}) \quad (9)$$

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

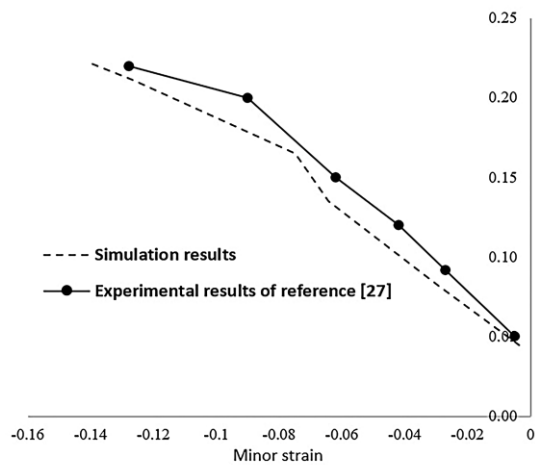
علاوه بر سیستم‌های لغزش، دوقلویی‌های کششی و فشاری هرکدام به صورت یک صفحه لغزش مجزا لحاظ می‌شوند. در منابع [۲۲] و [۲۳] روابط سخت شوندگی حاکم برای سیستم‌های لغزش و دوقلویی به طور کامل بیان شده است.

γ کرنش برشی انباشته بر روی تمامی سیستم‌های تغییر شکل بوده و به صورت زیر تعریف می‌شود [۱۷].

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



شکل ۴. مسیرهای بارگذاری مختلف هیدروفورمینگ [۲۷].



شکل ۵. مقایسه نتایج تجربی و شبیه‌سازی نمودار حد شکل دهی برای میکرولوله آلومینیومی.

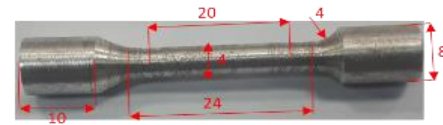
نشان داده می‌شود. سپس کرنش‌ها در آن لحظه به‌عنوان کرنش حدی انتخاب می‌شود. با تکرار همین روش برای مسیرهای بارگذاری دیگر می‌توان کرنش‌های حدی برای ترسیم نمودار حد شکل‌دهی را تعیین نمود.

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

در شکل ۵ خطا کمتر از ۱۰ درصد و انطباق خوب نتایج بیانگر مدل‌سازی مناسب فرایند هیدروفورمینگ می‌باشد. بنابراین، از مدل‌سازی تایید شده می‌توانیم برای منیزیم خالص استفاده نماییم.

۴. استخراج ضرایب ناهمسانگردی

یکی از عوامل تاثیرگذار در شکل‌دهی فلزات، خاصیت ناهمسانگردی در فلز است. ناهمسانگردی ناشی از وابسته بودن خواص مکانیکی ماده به جهت‌گیری کریستال‌های درون ماده می‌باشد. جهت‌گیری دلخواه دانه‌ها یا تکسچر در فلزات شکل داده شده در دوران شبکه دانه بندی در طی تغییر شکل در اثر لغزش یا دوقلوبی شدن اتفاق می‌افتد. با توجه به این که منیزیم یک ماده ناهمسانگرد می‌باشد بنابراین در این قسمت سعی گردیده است تا اثر شدت تکسچر را بر روی این ضرایب با استفاده از مدل‌سازی المان محدود کریستال پلاستیسیته استخراج گردد. به‌همین دلیل، یک رویکرد مدل‌سازی محاسباتی،

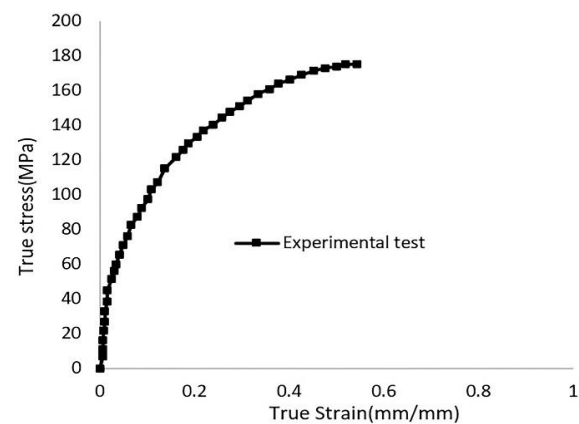


(الف)

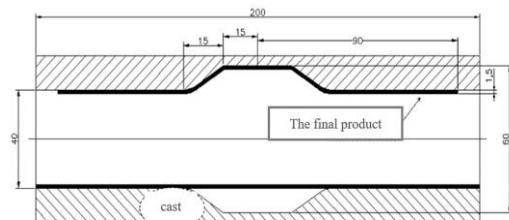


(ب)

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].



شکل ۳. قالب فرایند هیدروفورمینگ لوله [۲۷].

مش‌پذیر فرض کرده تا بتوان آن را مش‌بندی کرد و دقت کار شبیه‌سازی را بالاتر برد. در شکل ۳ هندسه قالب فرایند هیدروفورمینگ مورد استفاده در شبیه‌سازی نشان داده شده است.

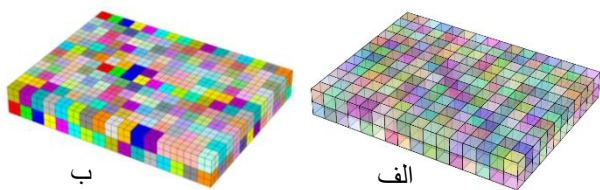
شکل ۴ مسیرهای بارگذاری مختلف را در شبیه‌سازی برای فرایند هیدروفورمینگ نشان می‌دهد. در تمامی مسیرها فشار داخلی ثابت و برابر با ۴۰ مگاپاسکال است.

جهت تعیین حدود کرنش‌ها به‌صورت 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 به‌دست آوردن منحنی مشتق دوم کرنش، لحظه‌ای که مشتق دوم کرنش به حداکثر مقدار خود برسد، به‌عنوان لحظه شروع گلوبی شدن انتخاب خواهد شد [۲۸]. در این روش فرض شده است که شروع گلوبی در زمان افزایش ناگهانی کرنش در راستای ضخامت اتفاق می‌افتد. یک تغییر ناگهانی در نرخ کرنش به‌خوبی توسط مشتق دوم

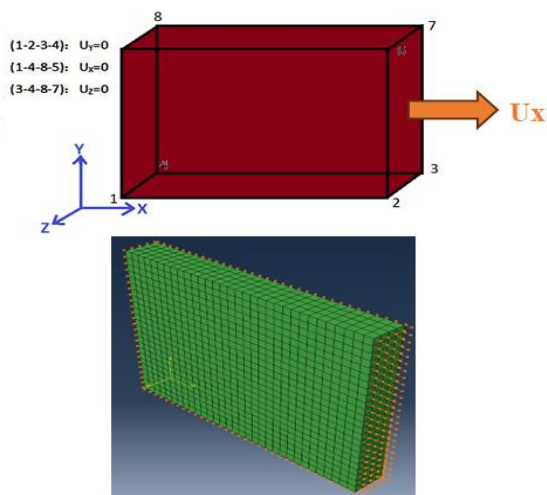
به همین منظور، یک المان حجمی نماینده (RVE^۱) به صورت یک مکعب با اندازه $10 \times 60 \times 80$ میکرومتر و ۳۸۴ دانه مدل شده، که رنگ‌های مختلف هر دانه بیان‌گر جهت‌گیری مختلف دانه‌ها است (شکل ۷).

شکل ۸ شرایط مرزی اعمال شده به المان حجمی نماینده مربوط به کشش در راستای اکستروژن را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود برای روند سریع حل از شرایط مرزی متقارن در مدل سازی استفاده شده است و یک‌هشتم مدل تحلیل شده است. در شکل ۸ نشان دهنده جابه‌جایی در راستای کشش است.

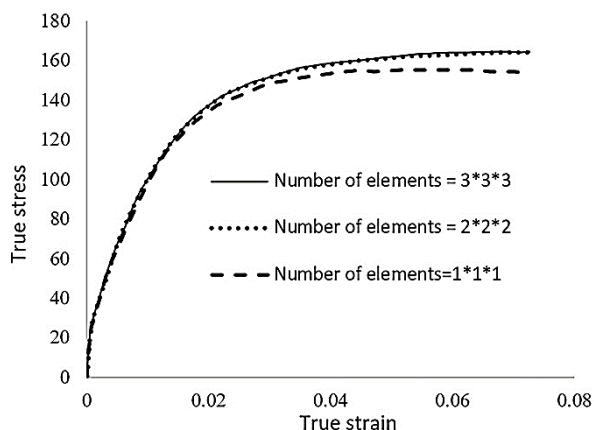
برای بهینه‌سازی المان حجمی نماینده، به بررسی تعداد دانه در راستای ضخامت RVE و تعداد المان در هر دانه پرداخته شده است. شکل ۹ و ۱۰



شکل ۷. مدل سازی سه بعدی (RVE) دانه‌های پلی کریستالی (ب) مدل المان محدود.



شکل ۸. شرایط مرزی در المان حجمی نماینده.

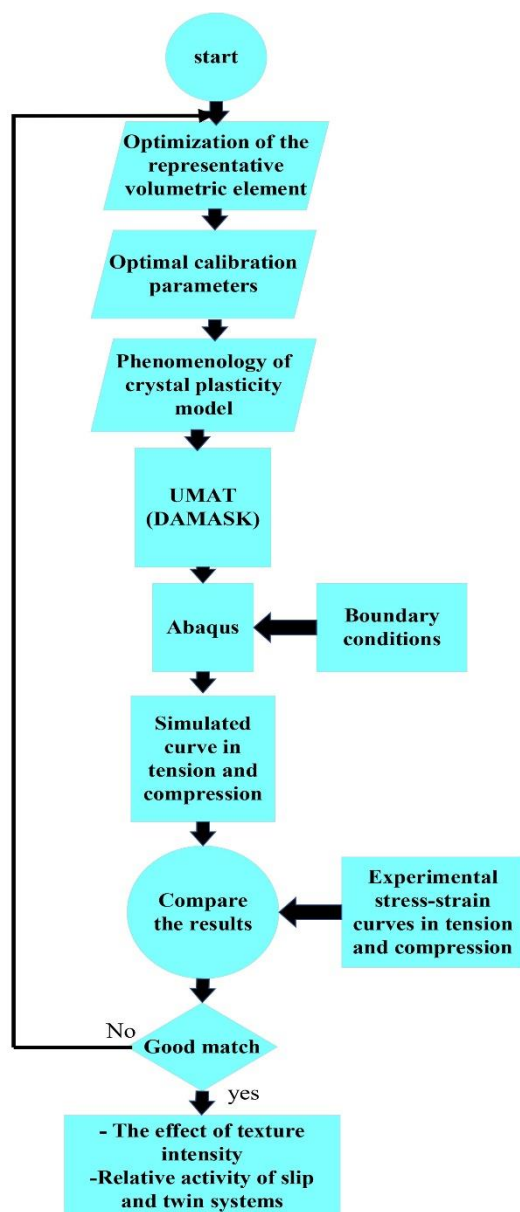


شکل ۹. همگرایی براساس تعداد المان.

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 فلوجارت رویکرد مدل‌سازی محاسباتی در این مقاله را نشان می‌دهد.

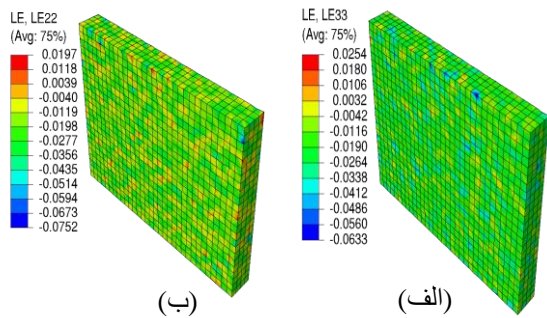
مدل‌سازی میکرومکانیک با استفاده از روش المان محدود، شامل چهار مرحله اصلی است که این مراحل به ترتیب عبارت‌اند از:

۱. تولید میکروساختار که می‌تواند 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.

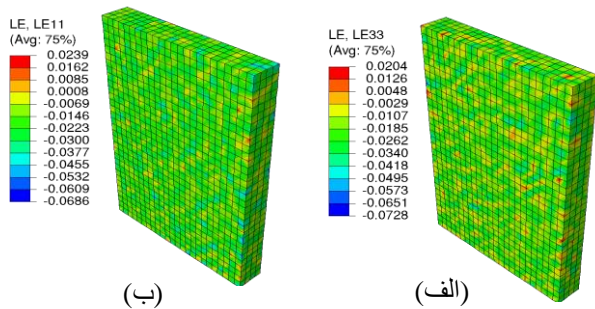


شکل ۶. فلوجارت رویکرد مدل سازی محاسباتی.

¹ Representative Elementary Volume



شکل ۱۲. کرنش واقعی (الف) کرنش در راستای ضخامت (ب) کرنش در راستای عرض.



شکل ۱۳. کرنش واقعی (الف) کرنش در راستای ضخامت (ب) کرنش در راستای عرض.

همان‌طور که در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود، روند تغییرات نمودارهای تنش کرنش حاصل از آزمایش تجربی و شبیه‌سازی رفتار یکسانی دارند و خطا کمتر از ۲۰ درصد است. پس از اطمینان از نحوه مدل‌سازی المان حجمی نماینده، تاثیر شدت بافت بر ضرایب ناهمسانگردی با استفاده از مدل‌سازی CPFEM استخراج خواهد شد. در رابطه ۱۳ نحوه محاسبه ضرایب ناهمسانگردی ارائه شده است که ϵ_w و ϵ_t به ترتیب کرنش در راستای عرض و ضخامت است.

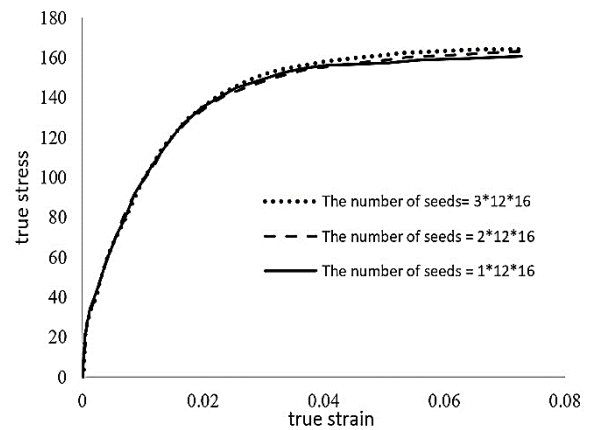
$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (13)$$

مطابق با رابطه ۱۳، برای به دست آوردن ضرایب ناهمسانگردی ابتدا از کل کرنش در راستای ضخامت، میانگین گرفته و به همین ترتیب برای کرنش در راستای عرض میانگین‌گیری کرده سپس برای به دست آوردن R-value کرنش در راستای عرض تقسیم بر کرنش در راستای ضخامت RVE شده است.

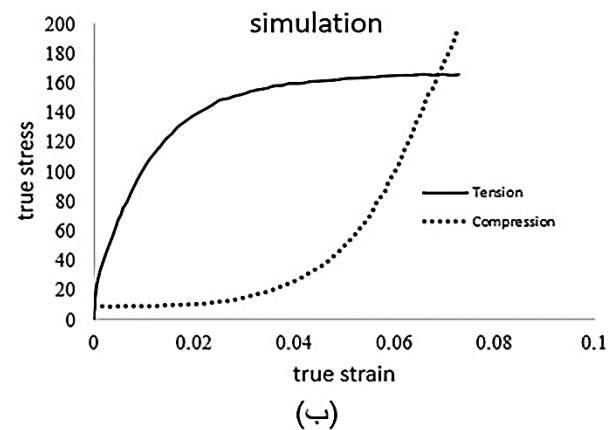
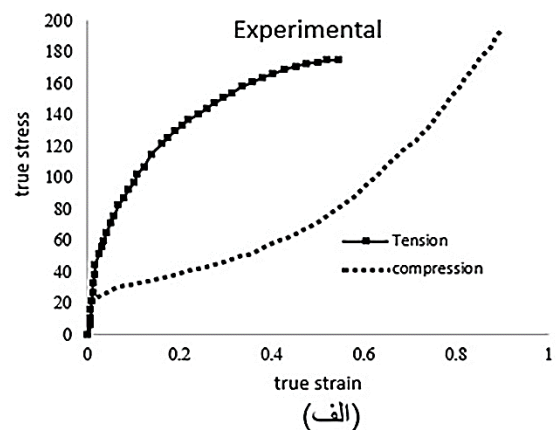
در شکل ۱۲ راستای کشش المان حجمی نماینده (RVE) در راستای اکستروژن (محور X) بوده، بنابراین، R-value که محاسبه می‌شود R_0 است. در رابطه (۱۴) ضریب R در راستای اکستروژن برای حالتی که شدت بافت صفر درصد (رندم^۱) است، محاسبه شده است.

$$R_0 = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\epsilon_y}{\epsilon_z} = \frac{0.0182316}{0.0182166} = 1.00082 \quad (14)$$

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



شکل ۱۰. همگرایی بر اساس تعداد دانه.

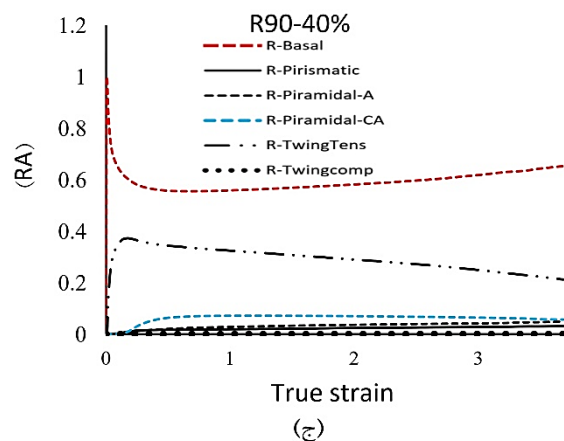
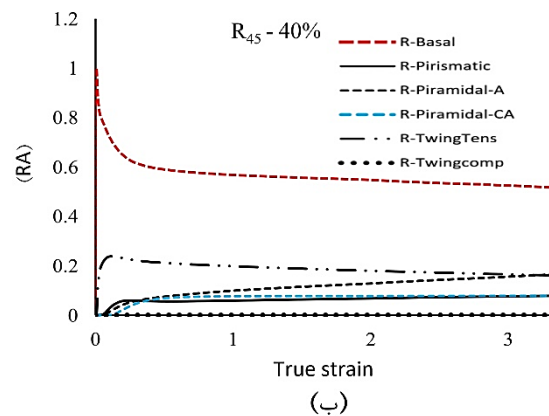
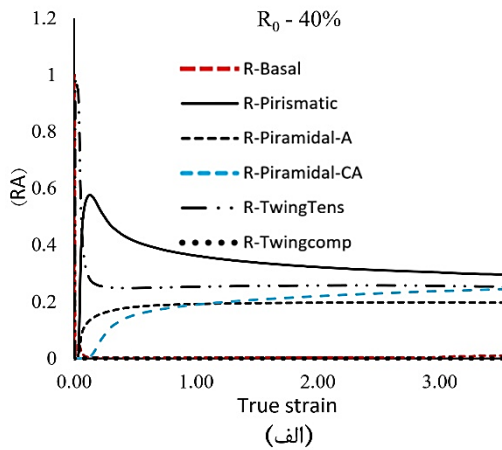


شکل ۱۱. مقایسه نمودار تنش کرنش (الف) تجربی^[۲۶] (ب) المان محدود کریستال پلاستیسته.

به ترتیب منحنی‌های تنش کرنش با تعداد المان مختلف در هر دانه و تعداد دانه‌های مختلف در راستای ضخامت را نشان می‌دهند.

در نهایت برای مدل‌سازی المان حجمی نماینده (RVE) از دو دانه در راستای ضخامت و دو المان در هر راستای دانه استفاده شده است. برای بررسی صحت مدل‌سازی المان حجمی نماینده (RVE)، نمودار تنش کرنش حاصل از شبیه‌سازی در دو حالت کشش و فشار با نمودار تنش کرنش تجربی شکل ۲ مقایسه شده است (شکل ۱۱).

¹ Random

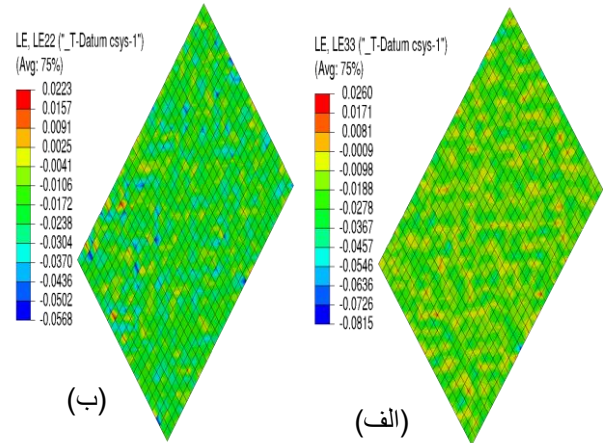


شکل ۱۵. نمودار فعالیت نسبی بر حسب کرنش واقعی الف) R_0 در شدت بافت ۴۰ درصد ب) R_{45} در شدت بافت ۴۰ درصد ج) R_{90} در شدت بافت ۴۰ درصد.

فعالیت نسبی مود^۱های سخت لغزش هرمی <a+c> و لغزش منشوری و لغزش هرمی <a> 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 راستای اکستروژن که دامنه بالاتری دارند قابل نظر کردن است و مودهای سخت بر لغزش پایه غلبه می کنند؛ در نتیجه کشش در راستای اکستروژن مقاومت بیشتری دارد و شکل پذیری آن بیشتر است در نتیجه مقدار R_0 بیشتر است.

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

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



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

جدول ۲. سیستم‌های تغییر شکل بافت‌های مختلف.

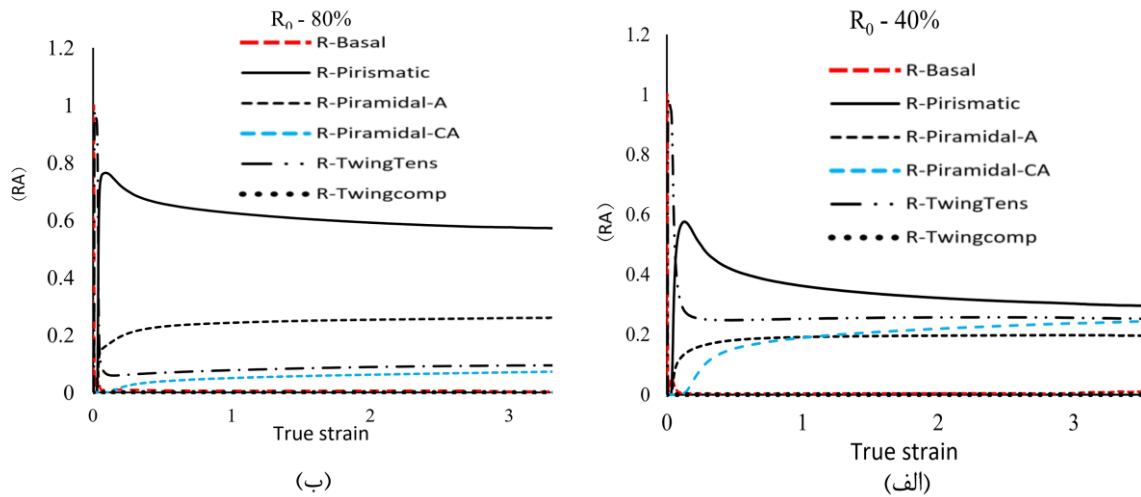
R_{45}	R_{90}	R_0	شدت بافت
۱.۰۰۲	۰.۹۹۴	۱.۰۰۸۲	صفر درصد
۰.۸۵	۰.۵۷۷	۰.۹۷۶۰۴	۴۰ درصد
۰.۷۸	۰.۴۳۰۲۷۷	۰.۹۶۲۱۶	۶۰ درصد
۰.۶۹۸	۰.۲۸۹	۰.۹۶۰۴	۸۰ درصد

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

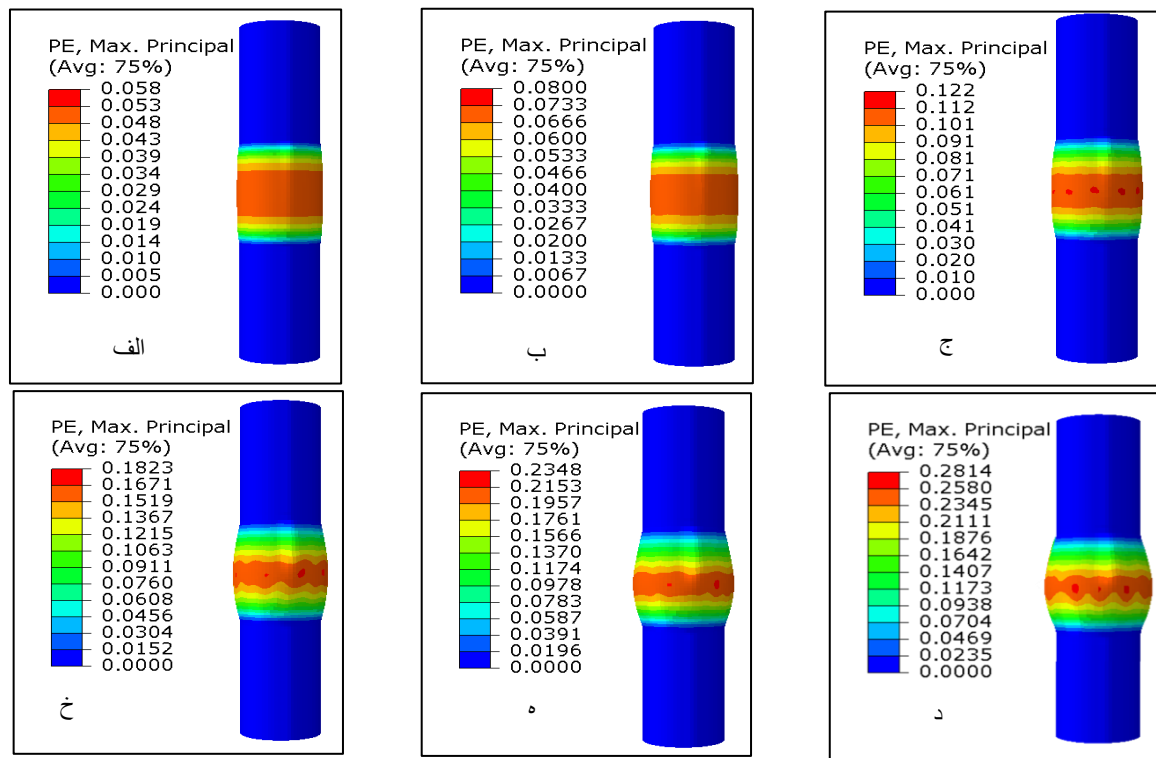
۵. نتایج

در جدول ۲ مقادیر R برای شدت بافت‌های مختلف مطابق با روش مدل سازی بخش قبل آورده شده است. همان طور که مشاهده می شود 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 شکل های 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 می یابد به جبران آن، مود دیگر کاهش می یابد. برای مثال اگر فعالیت نسبی مود بیسال در لحظه‌ای یک باشد فعالیت نسبی بقیه مودها در آن لحظه برابر با صفر است.

^۱ Mode



شکل ۱۶. نمودار فعالیت نسبی بر حسب کرنش واقعی (الف) R_0 در شدت بافت ۴۰ درصد (ب) R_0 در شدت بافت ۸۰ درصد.



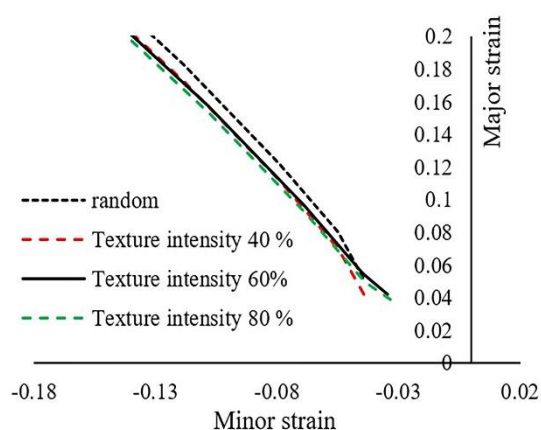
شکل ۱۷. ماکزیمم کرنش بزرگ برای تغذیه محوری‌های مختلف (الف) بدون تغذیه محوری (ب) تغذیه محوری ۲ میلی‌متر (ج) تغذیه محوری ۴ میلی‌متر (خ) تغذیه محوری ۶ میلی‌متر (ه) تغذیه محوری ۸ میلی‌متر (د) تغذیه محوری ۱۰ میلی‌متر.

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. همان‌طور که از شکل مشاهده می‌شود هر چقدر شدت بافت افزایش

در شکل ۱۶ اثرات شدت بافت بر روی R_0 با تفسیر فعالیت نسبی مودهای تغییر شکل بررسی شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در شدت بافت ۴۰ درصد، مود سخت لغزش هرمی <a+c> دامنه بیشتری نسبت به بافت ۸۰ درصد دارد و حدود ۱۰ درصد بیشتر است. همچنین T 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 شبیه‌سازی فرایند هیدروفورمینگ در قسمت ۳ اعمال شده و تاثیر



شکل ۱۸. نمودار حد شکل‌دهی منبسطی.

از شبیه‌سازی آزمایش ناکازیم^[۲۹] در مقیاس میکرو برای استخراج هر دو سمت نمودار حد شکل‌دهی استفاده کرد و با منحنی استخراج شده در این مقاله مقایسه کرد

می‌یابد منحنی حد شکل‌دهی پایین‌تر می‌آید. به عبارت دیگر با افزایش شدت بافت منطقه ایمن حد شکل‌دهی کمتر می‌شود.

۶. نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

نتایج نشان می‌دهد دامنه فعالیت نسبی سیستم‌های لغزش 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 آنجایی که آزمایش هیدروفرمینگ به دلیل کشش تک محوره فقط سمت چپ منحنی حد شکل‌دهی را به دست می‌دهد برای ادامه این مطالعه می‌توان

References- منابع

1. Song, G., 2007. Control of Biodegradation of Biocompatible Magnesium Alloys. *Corrosion science*, 49(4), pp. 1696-1701. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.01.001>.
2. Amani, S. and G. Faraji., 2019. Processing and properties of biodegradable magnesium microtubes for using as vascular stents: a brief review. *Metals and Materials International*, 25(5), pp. 1341-1359. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00285-4>
3. Chen, X., 2011. A theoretical and Experimental study on forming limit diagram for a seamed tube hydroforming. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(12), pp. 2012-2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.06.023>
4. Habibi, M., 2017. Determination of forming limit diagram using two modified finite element models. *Mech Eng*, 48(4), pp. 141-144. https://mej.aut.ac.ir/jufile?ar_sfile=78324
5. Hashemi, R., A. Assempour, and E.M.K. Abad., 2009. Implementation of the forming limit stress diagram to obtain suitable load path in tube hydroforming considering M-K model. *Materials & Design*, 30(9), pp. 3545-3553. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.03.002>
6. Assempour, A., H.K. Nejadkhaki, and R. Hashemi., 2010. Forming limit diagrams with the existence of through-thickness normal stress. *Computational Materials Science*, 48(3), pp. 504-508. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.02.013>
7. Faraji, G., 2010. Hydroforming limits in metal bellows forming process. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(12), pp. 1413-1417. <https://doi.org/10.1080/10426914.2010.499579>
8. Roberts, C.S., 1960. Magnesium and its Alloys., <https://cir.nii.ac.jp/crid/1130282268932379520>
9. Mostaed, E., 2015. Microstructure, mechanical behavior and low temperature superplasticity of ECAP processed ZM21 Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 638, pp. 267-276. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.03.029>
10. Lu, F., 2015. 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*, 643, pp. 28-33. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.04.118>
11. Partridge, P., 1967. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. *Metallurgical reviews*, 12(1), pp. ۱۶۹-۱۹۴. <https://doi.org/10.1179/mtlr.1967.12.1.169>
12. Agnew, S., M. Yoo, and C. Tome., 2001. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y. *Acta materialia*. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00297-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00297-X)
13. Muránsky, O., 2008. Investigation of deformation mechanisms involved in the plasticity of AZ31 Mg alloy: In situ neutron diffraction and EPSC modelling. *Materials Science and Engineering*. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.031>

14. Wang, H., 2016. 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*, 107, pp. 404-414. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.066>
15. Roters, F., 2010. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications. *Acta materialia*, 58(4), pp. 1152-1211. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.058>
16. Choi, S.-H., D. Kim, H. Lee, and E. Shin., 2010. Simulation of texture evolution and macroscopic properties in Mg alloys using the crystal plasticity finite element method. *Materials Science and Engineering: A*, 527(4-5), pp. 1151-1159. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.09.055>
17. Mirzakhani, Amin, A. Pour, and Ahmad., 2021. 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*, 37(1), pp. 59-69. [In Persian]. <https://doi.org/10.24200/j40.2021.56291.1559>
18. Asaro, R.J., 1983. Micromechanics of crystals and polycrystals. *Advances in applied mechanics*, 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., 2019. 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*, 158, pp. 420-478. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.103078>
20. Peirce, D., R.J. Asaro, and A. Needleman., 1983. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids. *Acta metallurgica*, 31(12), pp. 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., 2019. Grain-scale deformation in a Mg– 0.8 wt% Y alloy using crystal plasticity finite element method. *Journal of Materials Science & Technology*, 35(10), pp. 2200-2206. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.04.030>
22. Roters, F., 2019. 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*, 158, pp. 420-478. <https://doi.org/10.1016/j.commat.2018.04.030>
23. Kalidindi, S.R., 1998. Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(2), pp. 267-290. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00051-3)
24. Zhou, R., A. Roy, and V.V. Silberschmidt., 2019. A crystal-plasticity model of extruded AM30 magnesium alloy. *Computational Materials Science*, 170, pp. 109140. <https://doi.org/10.1016/j.commat.2019.109140>
25. Wang, W., J. Liu, and A.K. Soh., 2019. Crystal plasticity modeling of strain rate and temperature sensitivities in magnesium. *Acta Mechanica*, 230(6), pp. 2071-2086. <https://doi.org/10.1007/s00707-019-2374-9>
26. Mirzakhani, A. and A. Assempour., 2022. 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*, pp. 100834. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2022.100834>
27. Afshar, A., 2017. Numerical and experimental study of bursting prediction in tube hydroforming of Al 7020-T6. *Mechanics & Industry*, 18(4), pp. 411. <https://doi.org/10.1051/meca/2017019>
28. Taabi, N., A. Mirzakhani, and A. Asimpour., 2022. Prediction of magnesium tube forming limit diagram using modeling of hydroforming process. *Mechanical Engineering, Tabriz University*, pp. [In Persian]. 10.22034/jmeut.2022.48874.3006
29. Lumelskyj, D., J. Rojek, L. Lazarescu, and D. Banabic., 2018. Determination of forming limit curve by finite element method simulations. *Procedia Manufacturing*, 2, pp. 78-82. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.12.047>