

بررسی اثر شدت بافت بر رفتار تغییر شکل آلیاژ $Mg - 0.8wt\%Y$ اکستروود شده تحت بارگذاری کشش و فشار با استفاده از روش المان محدود کریستال پلاستیسیته

امین میرزاخانی (دانشجوی دکتری)

احمد عاصم پور* (استاد)

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی شریف

مهندسی مکانیک شریف، بهار ۱۴۰۰
دوره ۳-۳، شماره ۱، ص. ۶۹-۵۹

آلیاژهای منیزیم معمولاً دارای عدم تقارن تسلیم در حالت کشش و فشار هستند که این عامل ناشی از سازوکارهای مختلف تغییر شکل پلاستیک فعال تحت بارگذاری های کششی و فشاری است. این مقاله بر روی شبیه سازی المان حجمی نماینده سه بعدی از آلیاژ منیزیم اکستروود شده تمرکز دارد تا با کمک روابط کریستال پلاستیسیته تأثیر شدت بافت پایه بر عدم تقارن تسلیم کشش - فشار را بررسی کند. روابط کریستال پلاستیسیته مبتنی بر لغزش به صورت یک زیر برنامه در نرم افزار آباکوس (UMAT) برای شبیه سازی آزمون کشش و فشار بر روی RVE استفاده شده است. نتایج نشان می دهد زمانی که جهت گیری دانه ها به صورت تصادفی لحاظ شود، کمترین مقدار عدم تقارن تسلیم کشش - فشار و هنگامی که همه ی دانه ها در یک راستای خاص جهت گیری کنند، بیشترین میزان عدم تقارن تسلیم کشش - فشار رخ می دهد؛ این تفاوت رفتار در کشش و فشار با بررسی فعالیت عوامل مختلف تغییر شکل در بافت های مختلف تحلیل می شود.

واژگان کلیدی: سیستم های لغزش، دوقلویی کششی و فشاری، کریستال پلاستیسیته، ضریب اشمید، بافت پایه.

a.mirzakhani@mech.sharif.edu
assem@sharif.edu

۱. مقدمه

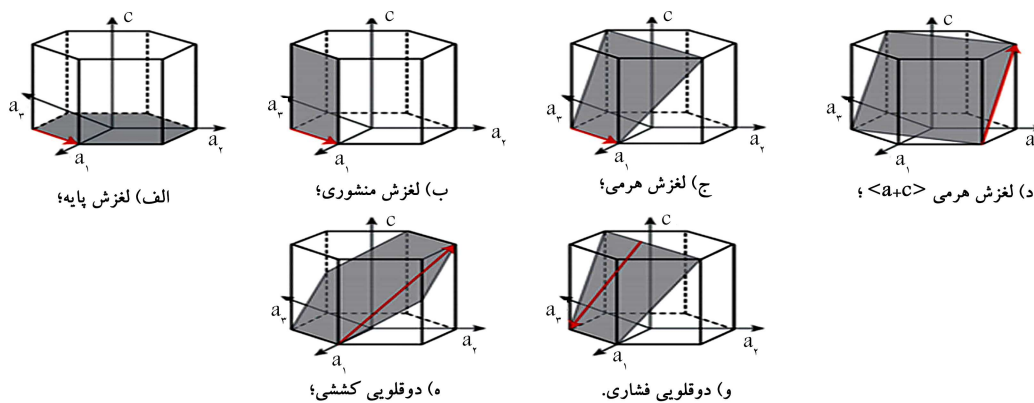
منیزیم و آلیاژهای آن در سال های اخیر به عنوان یک ماده ی مناسب در ساخت قطعات در صنایع اتومبیل سازی و تجهیزات پزشکی مورد توجه قرار گرفته اند. علت این توجهات را می توان خصوصیات جذاب آلیاژهای منیزیم از جمله نسبت استحکام به وزن بالا^[۱]، زیست پذیری و زیست تجزیه پذیری نامید.^[۲] این خصوصیات امروزه باعث استفاده شده است از آلیاژهای منیزیمی به عنوان یک جایگزین مناسب در صنایع خودروسازی و تجهیزات پزشکی شده است. در کنار تمام این ویژگی های مناسب، فلز منیزیم از خاصیت عدم تقارن تنش تسلیم در حالت کشش و فشار نسبت به سایر فلزات رقیب در صنایع اشاره شده برخوردار است که این امر سبب شده است استفاده از این فلز محدود شود. به همین دلیل محققان در تلاش هستند با ارائه ی راهکارهایی بتوانند میزان عدم تقارن تسلیم در کشش و فشار را کاهش دهند تا استفاده از این فلز در مقیاس زیاد عملاً کاربردی شود که این امر مستلزم شناخت کافی میکروساختار منیزیم است. خصوصیات مکانیکی مربوط به منیزیم به علت ساختار شش وجهی فشرده

(HCP) ^۱ آن است که دارای تعداد محدودی از سیستم های لغزش فعال است. سیستم های لغزش فعال در منیزیم شامل لغزش پایه یی،^۲ لغزش منشوری،^۳ لغزش هرمی $\langle a \rangle$ و لغزش هرمی $\langle a + c \rangle$ ^۵ هستند. در کنار این سیستم های لغزش، سیستم های تغییر شکل دوقلویی را در منیزیم و آلیاژهای آن می توان شناسایی کرد که به عنوان دوقلویی های کششی (TT)^۶ و فشاری (CT)^۷ شناخته می شوند و می توانند در تغییر شکل منیزیم مؤثر واقع بشوند.^[۳] مطالعات قبلی نشان می دهد که عواملی هم چون اندازه ی دانه،^[۵-۸] بافت^[۸-۱۰] وجود عناصر کمیاب خاکی^[۱۱] و عملیات حرارتی^[۱۲] می توانند باعث بهبود عدم تقارن خواص شوند. در میان عوامل بالا تأثیرات اندازه ی دانه و بافت نسبت به سایر روش ها در اصلاح عدم تقارن خواص مکانیکی منیزیم در کشش و فشار بیشتر است. اهمیت بافت در پلاستیسیته ی منیزیم ناشی از سهم قابل توجه دوقلویی ها در تغییر شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم است.^[۱۳، ۱۴] دوقلویی ها در منیزیم زمانی اتفاق می افتند که تنش های داخلی سبب ایجاد تنش کششی در امتداد محور c (شکل ۱) بلور شود. بنابراین بر خلاف لغزش نابجایی که می تواند در دو جهت بارگذاری کاملاً برعکس (به عنوان مثال کشش و فشار در امتداد یک جهت

* نویسنده مسئول

تاریخ: دریافت ۱۳۹۹/۶/۵، اصلاحیه ۱۳۹۹/۱۰/۲۷، پذیرش ۱۳۹۹/۱۱/۱۹.

DOI:10.24200/J40.2021.56291.1559



شکل ۱. حالت‌های مختلف تغییر شکل در منیزیم. [۳۲]

با ضعیف شدن شدت بافت و کاهش اندازه‌ی دانه میزان نامتقارنی کاهش پیدا می‌کند. در این مقاله هدف آن است که با انتخاب یک آلیاژ جدید که شامل عنصر کمیاب حاکی باشد، اثر فعال بودن سیستم‌های لغزشی مختلف در نامتقارنی تسلیم بررسی شود. بنابراین فعالیت مودهای مختلف تغییر شکل متشکل از مودهای لغزشی و دوقلوبی یک میله‌ی اکسترود شده از جنس آلیاژ $Mg - 0.8wt\%Y$ ، به روش کریستال پلاستیسیته برای دو حالت بارگذاری کششی و فشاری انجام می‌پذیرد. علت انتخاب این آلیاژ این است که وجود عنصر کمیاب حاکی همچون Y، همان‌طور که قبلاً گفته شد می‌تواند نقش مؤثری در کمتر شدن میزان عدم تقارن تسلیم کشش و فشار داشته باشد. در بخش اول مقدمه‌ی از مسئله و اهمیت آن توضیح داده شده است. در بخش دوم معادلات حاکم بر حرکت کریستال‌ها بررسی می‌شود. در بخش سوم محاسبه‌ی ضرایب اشمید (SF) ^{۱۲} برای سیستم‌های لغزش مختلف منیزیم به کمک روش تحلیلی بیان می‌شود. در بخش چهارم روش المان محدود کریستال پلاستیسیته توضیح داده می‌شود. در بخش پنجم و در قسمت اول این بخش نتایج محاسبه‌ی SF به کمک دو روش تحلیلی و روش المان محدود کریستال پلاستیسیته مقایسه می‌شوند. نتایج مقایسه، انطباق خوب مقادیر ضرایب اشمید در سیستم‌های لغزشی مختلف به دو روش تحلیلی و المان محدود کریستال پلاستیسیته را نشان می‌دهد که بیان‌گر قابلیت استناد نتایج کریستال پلاستیسیته است. در قسمت دوم این بخش به منظور بررسی رفتار تغییر شکل میله‌ی اکسترود شده، از شبیه‌سازی یک المان حجمی نماینده (RVE) ^{۱۳} تحت بارگذاری تک‌محور کششی و فشاری در آباکوس به کمک روابط کریستال پلاستیسیته استفاده شده است. طبق نتایج حاصل از نمودارهای قطبی، بافت غالب در میله‌ی اکسترود شده در شدت‌های مختلف به صورت زوایای اولیور به‌عنوان یکی از ورودی‌های برای شبیه‌سازی لحاظ می‌شود. نتایج حاصل از آزمون کشش و فشار و همچنین محاسبه‌ی فعالیت نسبی (RA) ^{۱۴} هر یک از مودهای تغییر شکل در بارگذاری کششی و فشاری در شدت بافت‌های مختلف بیان‌گر وجود مودهای تغییر شکل پلاستیک فعال مختلف برای هر یک از میکروساختارها با شدت بافت مختلف است.

۲. سینماتیک پایه‌ی تغییر شکل در کریستال

اساس کریستال پلاستیسیته آن است که با استفاده از روابط سینماتیکی مربوط به تغییر فرم در فلزات به پیش‌بینی رفتار پلاستیک در مقیاس میکرو بپردازد. [۳۷] از

خاص) اتفاق بیفتد، دوقلوبی‌ها فقط تحت یک مسیر کرنش شکل می‌گیرند و در جهت عکس آن مسیر کرنش، دوقلوبی‌ها اتفاق نمی‌افتند. [۱۶، ۱۵] این موضوع تأثیر جهت بارگذاری را با توجه به اجزای بافت در وقوع دوقلوبی‌ها در آلیاژهای منیزیم نشان می‌دهد. بنابراین شناخت کافی از ارتباط بین عوامل مؤثر در مقیاس میکرو بر روی خصوصیات مکانیکی منیزیم در مقیاس ماکرو می‌تواند سبب بهبود خواص مکانیکی منیزیم شود و استفاده از این فلز افزایش پیدا کند. برای ایجاد این ارتباط نیازمند استفاده از روش‌هایی مبتنی بر روابط مکانیک محیط پیوسته هستیم که بتواند اثر میکروساختار همچون سیستم‌های لغزش، دوقلوبی‌ها، اندازه‌ی دانه، بافت و هندسه‌ی دانه را لحاظ کند. چنین رویکردی می‌تواند به درک بهتر فیزیک تغییر شکل در منیزیم و آلیاژهای آن منجر شود که به نوبه‌ی خود می‌تواند به بهبود طراحی اجزای ساخته شده از آن مواد کمک کند. در سال‌های اخیر، برخی از ابزارهای محاسباتی برای درک سازوکارهای تغییر شکل فلزات HCP استفاده می‌شوند. ابزارهای محاسباتی رایج شامل ویسکوپلاستیک خودسازگار (VPSC) ^۹، [۱۷] الاستوپلاستیک خودسازگار (EPSC) ^{۱۰} و روش المان محدود کریستال پلاستیسیته (CPFEM) ^{۱۱} است. اگرچه مدل‌های VPSC و EPSC از نظر محاسباتی کارآمد هستند، اما از اثر مرز دانه و گرا دیان تغییر شکل در دانه‌ها صرف نظر می‌کنند. [۱۷-۲۰] CPFEM ابزاری مناسب‌تر برای مطالعه‌ی تغییر شکل در مقیاس دانه در فلزات است. [۲۱] در روش CPFEM می‌توان از اطلاعات هندسه‌ی دانه‌ی واقعی و همچنین جهت‌گیری دانه‌ها (بافت) به‌عنوان ورودی در شبیه‌سازی استفاده کرد. بنابراین، نتایج شبیه‌سازی به دست آمده از CPFEM را می‌توان مستقیم با نتایج تجربی در هر دو سطح ماکروسکوپی (یعنی منحنی تنش - کرنش) و سطح موزسکوپی (یعنی رفتار تغییر شکل در داخل دانه‌ها) مقایسه کرد. [۲۲، ۲۳]

Yokoyama و Sukedai در سال ۲۰۱۰ [۲۴] با استفاده از آزمون‌های تجربی به بررسی عدم تقارن تسلیم در کشش و فشار یک میله‌ی منیزیم خالص اکسترود شده در دو نرخ کرنش متفاوت پرداختند. نتایج بیان‌گر وجود عدم تقارن تسلیم کشش و فشار در هر دو نرخ کرنش بود Sung و همکاران در سال ۲۰۱۴ [۲۵] اثر فعالیت دوقلوبی کششی را بر روی عدم تقارن تسلیم کشش و فشار برای آلیاژ منیزیم ریخته‌گری شده با بافت تصادفی بررسی کردند. نتایج بیان‌گر کرنش سختی بالاتر و تسلیم کمتر در حالت کشش نسبت به فشار به دلیل تأثیر مختلف دوقلوبی کششی در حین فشار و کشش بود. در سال ۲۰۱۹، Zhou و همکاران [۲۶] تأثیر بافت و اندازه‌ی دانه را با استفاده از روش کریستال پلاستیسیته بر روی آلیاژ منیزیم AM۳۰ بررسی کردند. طبق نتایج به دست آمده

در رابطه‌ی بالا، $h_{\alpha\beta}$ مدول‌های سختی مرجع است که بین مقدار سختی سیستم‌های لغزش - لغزش (۱۵۰ Mpa) و سیستم‌های لغزش - دوقلویی (۵۰ Mpa) است. همچنین $\tau_{sat}^{(\alpha)}$ مقدار مقاومت لغزش اشباع است.^[۲۹]

مطابق با شکل ۱ علاوه بر سیستم‌های لغزش، دوقلویی‌های کششی و فشاری هرکدام به صورت یک صفحه‌ی لغزش مجزا لحاظ می‌شوند. در منابع^[۲۹،۳۰] روابط سخت‌شوندگی حاکم برای سیستم‌های لغزش و دوقلویی به‌طور کامل بیان شده است. γ کرنش برشی انباشته بر روی تمام سیستم‌های تغییرشکل است و به صورت زیر تعریف می‌شود.^[۲۸]

$$\gamma = \sum \left| \gamma^{(\alpha)} \right| \quad (۱۰)$$

برای محاسبه‌ی میزان فعالیت نسبی هر یک از سازوکارهای تغییر شکل پلاستیک (RA^α) از روابط ۱۱ و ۱۲ به ترتیب برای سیستم‌های لغزش و دوقلویی استفاده می‌شود.^[۲۶]

$$RA^\alpha = \frac{\sum_{\alpha' \in \alpha} \gamma^{\alpha'}}{\sum_{\alpha'=1}^{N_S} \gamma^{\alpha'} + \sum_{\alpha'=1}^{N_{tw}} \gamma^{\beta'}} \quad (Slip Mode) \quad (۱۱)$$

$$RA^\alpha = \frac{\sum_{\beta' \in \beta} \gamma^{\beta'}}{\sum_{\alpha'=1}^{N_S} \gamma^{\alpha'} + \sum_{\alpha'=1}^{N_{tw}} \gamma^{\beta'}} \quad (Twine Mode) \quad (۱۲)$$

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

۳. ضریب اشמיד در ساختار HCP

دلیل اصلی لغزش اتم‌ها در ساختار کریستالی فلزات، وجود تنش‌های برشی است. تنش برشی تجزیه شده^{۱۵} بر روی صفحه‌ی لغزش در کریستال‌ها، τ_{RSS} نام دارد و به‌عنوان دلیل اصلی برای لغزش اتم‌ها مطرح می‌شود. ارتباط بین این تنش برشی، جهت‌گیری کریستال و تنش کلی اعمالی بر کریستال توسط قانون اشמיד ارائه شده است. طبق قانون اشמיד اگر بلور شکل ۲ در کشش با اعمال تنش F در جهت محور استوانه تغییر شکل داده باشد، می‌توان رابطه‌ی بین تنش کششی ناشی از نیروی F و تنش برشی در راستای مورد نظر در صفحه‌ی لغزش پیدا کرد. اگر سطح مقطع A باشد، تنش کششی در جهت موازی F برابر با $\sigma = F/A$ است. مؤلفه‌ی نیروی F در جهت لغزش، $F \cos \lambda$ و λ زاویه‌ی بین نیرو و جهت لغزش است. این نیرو در صفحه‌ی لغزش که سطحی برابر $A/\cos \phi$ دارد، عمل می‌کند که ϕ زاویه‌ی بین نیرو و جهت عمود بر صفحه‌ی لغزش است. پس تنش برشی ایجاد شده در صفحه‌ی لغزش و در جهت لغزش برابر با رابطه‌ی ۱۳ است.^[۳۳]

$$\tau_{RSS} = \frac{F \cos \lambda}{A/\cos \phi} = \frac{F}{A} \cos \lambda \cos \phi = \sigma \cos \lambda \cos \phi \quad (۱۳)$$

$$SF = \pm \cos \phi \cos \lambda \quad (۱۴)$$

در رابطه‌ی ۱۴، پارامتر SF به‌عنوان ضریب اشמיד نامیده می‌شود. علامت منفی در این رابطه مربوط به بارگذاری فشاری و علامت مثبت مربوط به بارگذاری کششی است. در حالت کلی، مقدار SF بین ۰٫۵- تا ۰٫۵+ تغییر می‌کند. تغییر

جمله پارامترهای سینماتیکی می‌توان تانسورهای گرادیان و نرخ تغییر شکل را نام برد. مطابق با رابطه‌ی ۱، گرادیان تغییر شکل از مشتق جزئی بردار وضعیت در حالت تغییرشکل یافته نسبت به یک بردار وضعیت مرجع حاصل می‌شود.^[۲۸]

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (۱)$$

گرادیان تغییر شکل برای یک تغییر شکل به صورت دو بخش مجزا شامل تغییر شکل خمیری ناشی از لغزش در راستای صفحات لغزش شبکه‌ی کریستال (F^P) و بخشی که ناشی از تغییر شکل کشسانی و چرخش صلب شبکه کریستالی است (F^*) در نظر گرفته می‌شود. با استفاده از معادله‌ی ۲، گرادیان تغییر شکل به کمک تجزیه‌ی ضربی به دو بخش کشسانی و خمیری تفکیک می‌شود.^[۲۸]

$$F = F^* F^P \quad (۲)$$

با معرفی گرادیان تغییر شکل، می‌توان راستای لغزش سیستم α و بردار عمود به صفحه‌ی لغزش را پس از تغییر شکل کشسانی یک شبکه به صورت زیر به دست آورد:

$$S^{*(\alpha)} = F S^{(\alpha)} \quad (۳)$$

$$m^{*(\alpha)} = m^{(\alpha)} (F^*)^{-1} \quad (۴)$$

که در آن $S^{(\alpha)}$ و $m^{(\alpha)}$ بردارهای راستای لغزش و بردار عمود بر صفحه‌ی 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.^[۲۸]

$$L = \frac{\partial v}{\partial x} = \dot{F} F^{-1} = L^* + L^P \quad (۵)$$

از آنجایی که لغزش پلاستیک در راستاهای لغزش و در صفحات لغزش رخ می‌دهد، گرادیان سرعت پلاستیک L^P را می‌توان توسط رابطه‌ی ۶ به صورت زیر بیان کرد.^[۲۸]

$$L^P = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{(\alpha)} S^{*(\alpha)} m^{*(\alpha)} \quad (۶)$$

$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ نرخ کرنش بر روی سیستم تغییرشکل α و N تعداد سیستم‌های تغییر شکل است. برای تغییر شکل در منطقه‌ی خمیری باید معادله‌ی مشخصه‌ی بیان شود. نرخ برش خمیری $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ برای سامانه‌ی تغییرشکل α به‌وسیله‌ی یک تابع توانی از تنش برشی تجزیه شده‌ی سیستم لغزش $\tau^{(\alpha)}$ و مقاومت به تغییر شکل سامانه‌ی لغزش $\tau_s^{(\alpha)}$ به صورت زیر بیان می‌شود.^[۲۸]

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_s^{(\alpha)}} \right)^n \cdot \text{sgn} \left(\tau^{(\alpha)} \right) \quad (۷)$$

در رابطه‌ی بالا $\dot{\gamma}_0$ نرخ کرنش و n پارامتر حساسیت نرخ کرنش است که مقادیر آنها به ترتیب ۰٫۱ و ۲۰ در نظر گرفته می‌شوند.^[۲۶] مشخصه‌های سخت‌شوندگی کرنشی با رشد $\tau_s^{(\alpha)}$ تعیین خواهد شد و تغییرات آن برای سامانه‌ی لغزش α برابر است با:^[۲۸]

$$\dot{\tau}_s^{(\alpha)} = \sum_{\beta} H_{\alpha\beta} \left| \dot{\gamma}^{(\beta)} \right| \quad \alpha, \beta = 1, \dots, (N_S + N_{tw}) \quad (۸)$$

در رابطه‌ی ۸، $H_{\alpha\beta}$ ماتریس سخت‌شوندگی است که برای سیستم‌های لغزش به صورت زیر محاسبه می‌شود.^[۲۸]

$$H_{\alpha\beta} = h_{\alpha\beta} \cdot \left(1 - \frac{\tau_s^{(\alpha)}}{\tau_{sat}^{(\alpha)}} \right)^a \quad \alpha, \beta = 1, \dots, (N_S + N_{tw}) \quad (۹)$$

جدول ۱. سیستم‌های تغییر شکل آلیاژ منیزیم.

تعداد مود لغزش	راستای لغزش / دوقلویی	صفحه‌ی لغزش / دوقلویی	لغزش / دوقلویی
۳	< ۱۱ - ۲۰ >	{ ۰۰۰ ۱ }	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

$\cos \phi =$

$$\frac{\left[h_1 u_r + k_1 v_r - \frac{1}{\sqrt{3}} (h_1 v_r + u_r k_1) + \left(\frac{c}{a} \right)^2 l_1 w_r \right]}{\left[(h_1^2 + k_1^2 - h_1 k_1 + \left(\frac{c}{a} \right)^2 l_1^2) (u_r^2 + v_r^2 - u_r v_r + \left(\frac{c}{a} \right)^2 w_r^2) \right]^{1/2}} \quad (16)$$

در روابط بالا a و c ثابت شبکه هستند که دارای مقادیر به ترتیب 0.3209 و 0.5211 نانومتر هستند^[۳۱] و $\cos \lambda$ و $\cos \phi$ همان پارامترهای تعریف شده در روابط ۱۳ و ۱۴ هستند. همچنین در این روابط $[u_r, v_r, w_r]$ شاخص ۳ تایی راستای بارگذاری و $[h_1, k_1, l_1]$ به ترتیب شاخص ۳ تایی راستای عمود بر صفحات لغزش و دوقلویی است که از روابط ۱۷ و ۱۸ به دست می‌آیند.

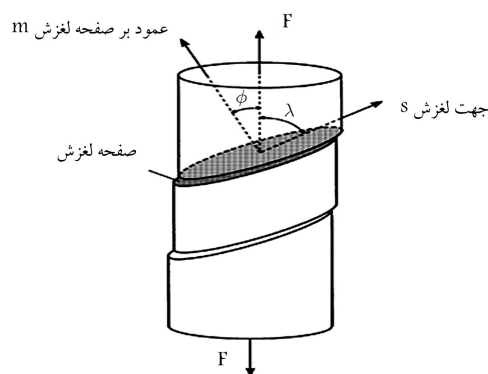
$$[u_r, v_r, w_r] = \left[2h + k, h + 2k, \frac{3l}{\sqrt{3}} \left(\frac{a}{c} \right)^2 \right] \quad (17)$$

$$[h_1, k_1, l_1] = [u - t, v - t, w] \quad (18)$$

در روابط ۱۷ و ۱۸، u, t, l, k, h, v اندیس‌های شاخص میار برابری هستند که برای نشان دادن یک صفحه‌ی لغزش یا دوقلویی استفاده می‌شوند.

۴. مدل المان محدود کریستال پلاستیسیته

مدل‌سازی میکرومکانیک با استفاده از روش المان محدود، شامل چهار مرحله‌ی اصلی است که این مراحل به ترتیب عبارت‌اند از: ۱. تولید میکروساختار که می‌تواند به صورت تک‌کریستال یا پلی‌کریستال باشد. ۲. اعمال شرایط مرزی بر روی میکروساختار. ۳. تحلیل مدل با استفاده از روابط المان محدود کریستال پلاستیسیته ۴. پس‌پردازش که شامل استخراج نتایج حاصل از حل المان محدود است. در این مقاله برای شبیه‌سازی منیزیم از چهار سیستم لغزش و دو سیستم دوقلویی مطابق با شکل ۱ و جدول ۱ استفاده شده است. در یک ماده‌ی پلی‌کریستال با توده‌ی از تک‌کریستال‌ها روبرو هستیم که با اندازه و جهات کریستالی مختلف در کنار هم قرار گرفته‌اند. در این مقاله مطابق با شکل ۳ - الف برای شبیه‌سازی آزمون کشش و فشار از یک المان حجمی نماینده سه‌بعدی (RVE) که تحت شرایط مرزی شکل ۳ - ب قرار گرفته است، برای بررسی سازوکارهای تغییر شکل منیزیم استفاده می‌شود. اساس تولید RVE بر پایه‌ی روش دانه‌بندی ورونوی^[۳۵] است و مطابق با شکل ۳ - الف، RVE به صورت یک مکعب با اندازه‌ی ضلع 40 میکرومتر شامل 64 دانه است که رنگ‌های مختلف هر دانه بیان‌گر جهت‌گیری مختلف دانه‌هاست.



شکل ۲. نمایش هندسی لغزش در مواد بلوری.

علامت در ضریب اشمید بیان‌گر تغییر جهت TRSS بر روی صفحات لغزش در راستای لغزش است. همان‌طور که قبلاً اشاره شد به دلیل خاصیت قطبی دوقلویی‌ها، اگر جهت برشی که سبب به وجود آمدن دوقلویی می‌شود، عکس شود دیگر جهت مخالف برش نمی‌تواند عامل فعال شدن آن دوقلویی شود. بنابراین راستای بارگذاری که فقط سبب ایجاد مقادیر مثبت SF می‌شوند، می‌توانند عاملی برای فعال کردن دوقلویی‌ها شوند.^[۳۲] در لغزش نابجایی‌ها، برش در هر دو راستای روبه جلو و عقب سبب لغزش نابجایی‌ها می‌شود. بنابراین برش در هر دو جهت مخالف می‌تواند سبب لغزش شود. پس در حالت بارگذاری کششی و فشاری فارغ از این‌که علامت ضریب اشمید چه باشد، سیستم‌های لغزش فعال هستند ولی سیستم‌های دوقلویی وابسته به علامت ضریب اشمید هستند به نحوی که در حالتی که ضریب اشمید منفی باشد، سیستم دوقلویی فعال نیست و در حالتی که ضریب اشمید مثبت باشد، سیستم دوقلویی فعال است که این امر بیان‌گر آن است که سیستم‌های دوقلویی در یکی از حالت‌های بارگذاری به صورت فعال و در دیگری به صورت غیرفعال‌اند که این امر بستگی به بافت اولیه‌ی کریستال دارد.

در سیستم‌های HCP برای بیان جهت از شاخص میار - برابری استفاده می‌شود. برای یک سیستم تغییر شکل خاص مانند $\langle uvtw \rangle - [h, k, i, l]$ توابع $\cos \lambda$ و $\cos \phi$ از روابط زیر محاسبه می‌شوند.^[۳۳]

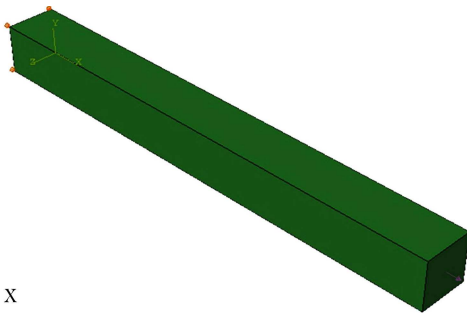
$$\cos \lambda = \frac{\left[u_1 u_r + v_1 v_r - \frac{1}{\sqrt{3}} (u_1 v_r + u_r v_1) + \left(\frac{c}{a} \right)^2 w_1 w_r \right]}{\left[(u_1^2 + v_1^2 - u_1 v_1 + \left(\frac{c}{a} \right)^2 w_1^2) (u_r^2 + v_r^2 - u_r v_r + \left(\frac{c}{a} \right)^2 w_r^2) \right]^{1/2}} \quad (15)$$

جدول ۲. پارامترهای سخت‌شوندگی مدل.

پایه منشوری	هرمی	هرمی	دوقلویی کششی	دوقلویی فشاری
۱۴	۶۵	۱۱	۸°	۱۲°
۲۸	۱۳°	۲۲°	-	-

جدول ۳. ثوابت کشسانی (Gpa).

C _{۱۱}	C _{۱۲}	C _{۱۳}	C _{۳۳}	C _{۴۴}	C _{۵۵}
۵۹٫۳	۲۵٫۷	۲۱٫۴	۶۱٫۵	۱۶٫۴	۱۶٫۸



شکل ۵. شرایط مرزی اعمال شده بر روی نمونه‌ی تک‌کریستال منیزیمی.

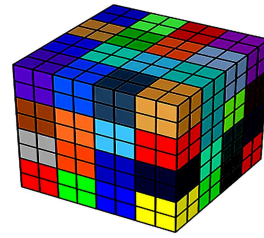
پلاستیسیته‌ی اشاره شده در قسمت ۲ نیاز است تا با کمک آن بتوان کشش تک‌کریستال را در آباکوس شبیه‌سازی کرد. پارامترهای سخت‌شوندگی به‌کار رفته در این شبیه‌سازی مطابق با جدول ۲ مشخص شده‌اند.^[۲۹] همچنین مشخصات کشسانی برای منیزیم به‌صورت یکسری ثوابت در جدول ۳ ارائه شده است.^[۲۹]

۵. نتایج و بحث و بررسی

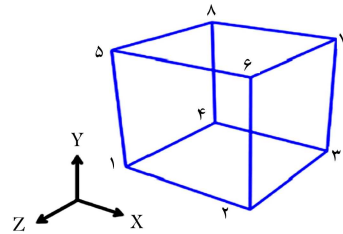
۵.۱. محاسبه‌ی ضریب اشمید با استفاده از روش المان محدود

کریستال پلاستیسیته

برای اعتبارسنجی روش CPFEM، از مقایسه‌ی نتایج به دست آمده برای ضریب اشمید (SF) و تنش برشی تجزیه شده (τ_{RSS}) در سیستم‌های لغزش و دوقلویی به دو روش تحلیلی و روش CPFEM استفاده می‌شود. در ابتدا با استفاده از روابط تحلیلی ۱۴ تا ۱۸ برای یک حالت خاص جهت‌گیری تک‌کریستال با بافت پایه (مطابق با بافت میله‌ی منیزیمی اکستروده شده) که تحت کشش ۲۰۰ Mpa در راستای اکستروژن است، مقادیر SF و τ_{RSS} محاسبه می‌شوند. در این حالت فرض می‌شود کریستال به‌نحوی جهت‌گیری کرده است که راستای اکستروژن دارای دو شرط $\langle 110 \rangle \parallel ED$ و $\{0001\} \perp ED$ است. در ادامه برای محاسبه‌ی مقادیر SF و τ_{RSS} به کمک روش CPFEM از مدل‌سازی یک تک‌کریستال (شکل ۵) که به‌صورت یک المان مکعبی با ابعاد $10 \times 10 \times 100$ و تحت بار کششی ۲۰۰ MPa در راستای محور x (ED) است، در آباکوس استفاده می‌شود. برای لحاظ کردن جهت‌گیری از زوایای اوایلر، $\phi_1 = 30^\circ$ ، $\phi_2 = \phi_3 = 0^\circ$ ، در شبیه‌سازی استفاده می‌شود.



الف) پلی کریستال؛



ب) شرایط مرزی بارگذاری تک محور.

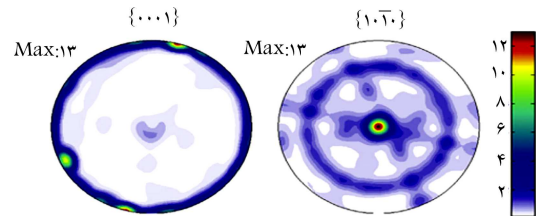
شکل ۳. مدل‌سازی پلی کریستال در آباکوس.

$$(1-2-3-4): U_y=0$$

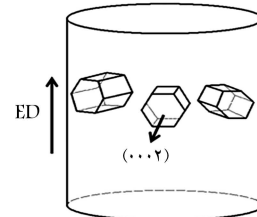
$$(1-4-8-5): U_x=0$$

$$(3-4-8-7): U_z=0$$

$$(5-6-7-8): U_y$$



الف) نمودار قطبی برای میله‌ی منیزیمی اکستروده شده؛



ب) جهت‌گیری دانه‌ها در میله‌ی منیزیمی اکستروده شده.

شکل ۴. میکرو ساختار منیزیم بعد از فرایند اکستروژن.

در حالت کلی در آلیاژهای منیزیم طی فرایند اکستروژن، بافت پایه ۱۷-ی قوی ایجاد می‌شود به‌طوری‌که صفحات پایه‌موازی با راستای اکستروژن (ED) قرار می‌گیرند. در میان حالت‌های مختلف بافت پایه رایج‌ترین حالت در طی فرایند اکستروژن، بافت فایبر $\langle 10 - 10 \rangle$ است به‌نحوی‌که صفحات پایه و راستاهای $\langle 10 - 10 \rangle$ کریستال‌ها موازی با (ED) است که این موضوع در شکل ۴ - الف قابل مشاهده است.^[۲۸-۲۶] مطابق با میله‌ی رنگی شکل ۴ - الف که بیان‌گر شدت بافت صفحات $\{10 - 10\}$ و $\{0001\}$ پس از اکستروژن است، می‌توان نتیجه گرفت پس از فرایند اکستروژن، قطب‌های پایه ۱۹- $\{0001\}$ به‌صورت متقارن محور و عمود بر راستای اکستروژن و قطب‌های $\{10 - 10\}$ در راستای اکستروژن پخش شده‌اند.^[۲۴] بنابراین می‌توان توزیع کریستال‌ها را در میله‌ی منیزیمی پس از فرایند اکستروژن به‌صورت شکل ۴ - ب در نظر گرفت.

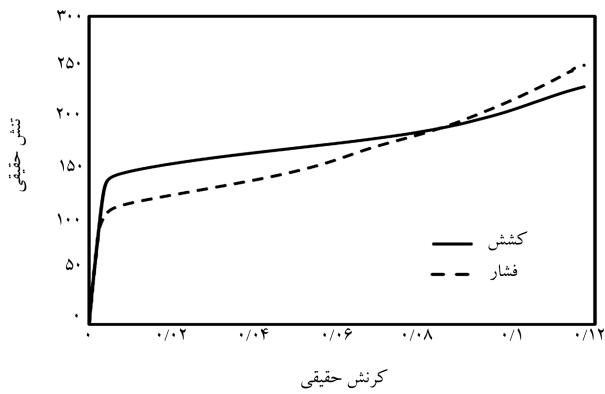
برای محاسبه‌ی SF برای تک‌کریستال با استفاده از روش CPFEM، به به‌کارگیری یک زیربرنامه‌ی یومت (UMAT) بر پایه‌ی روابط سینماتیک کریستال

جدول ۴. مقایسه‌ی نتایج تحلیلی و CPFEM برای SF و τ_{RSS} .

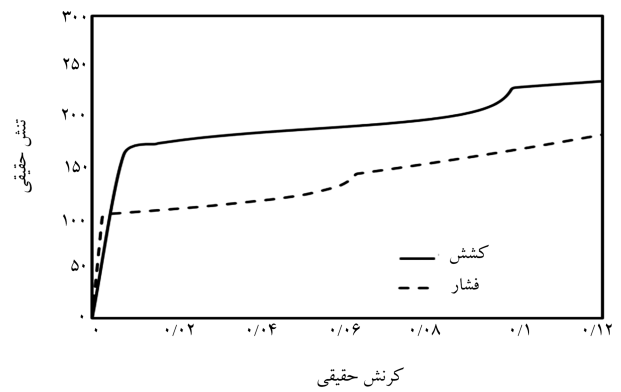
خطا τ_{RSS}	خطا SF	SF		$\tau_{RSS}(Mpa)$		$(h, k, i, l) - [uvtw]$	سیستم تغییر شکل
		حل CPFEM	حل تحلیلی	حل CPFEM	حل تحلیلی		
° ~	° ~	° ~	°	۰,۰۰۰۰۳۷	°	(۰۰۰۱) - [۲ - ۱ - ۱۰]	پایه
° ~	° ~	° ~	°	۰,۰۰۰۰۳۷	°	(۰۰۰۱) - [-۱۲ - ۱۰]	
° ~	° ~	° ~	°	-۰,۰۰۰۰۲۲	°	(۰۰۰۱) - [-۱ - ۱۲۰]	
%۰,۶۵	%۰,۶۵	۰,۴۳۰۲۰	-۰,۴۳۳۰۱	۸۶,۰۳۹۴	-۸۶,۶۰۲۵	(۰۱ - ۱۰) - [۲ - ۱ - ۱۰]	منشوری
%۰,۶۵	%۰,۶۵	۰,۴۳۰۲۳	۰,۴۳۳۰۱	۸۶,۰۴۵۶	۸۶,۶۰۲۵	(-۱۰۱۰) - [-۱۲ - ۱۰]	
° ~	° ~	° ~	°	۰,۰۰۰۰۳۳	°	(۱ - ۱۰۰) - [-۱ - ۱۲۰]	
%۰,۶۵	%۰,۶۵	-۰,۳۷۹۵۷	-۰,۳۸۲۰۵	-۷۵,۹۱۳۹	-۷۶,۴۱۰۹	(۰۱ - ۱۱) - [۲ - ۱ - ۱۰]	همی
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۳۷۹۶۰	۰,۳۸۲۰۵	۷۵,۹۱۹۷	۷۶,۴۱۰۹	(-۱۰۱۱) - [-۱۲ - ۱۰]	
° ~	° ~	° ~	°	۰,۰۰۰۰۱۹	°	(۱ - ۱۰۱) - [-۱ - ۱۲۰]	
° ~	° ~	° ~	°	۰,۰۰۰۰۴۰	°	(-۱۱۰۱) - [۱۱ - ۲۰]	> a <
%۰,۶۵	%۰,۶۵	-۰,۳۷۹۵۷	-۰,۳۸۲۰۵	-۷۵,۹۱۴۰	-۷۶,۴۱۰۹	(۰ - ۱۱۱) - [-۲۱۱۰]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۳۷۹۶۰	۰,۳۸۲۰۵	۷۵,۹۱۹۶	۷۶,۴۱۰۹	(۱۰ - ۱۱) - [۱ - ۲۱۰]	
%۰,۶۶	%۰,۶۶	-۰,۳۳۲۷۳	-۰,۳۳۴۹۲	-۶۶,۵۴۶۲	-۶۶,۹۸۳۳	(-۲۱۱۲) - [۲ - ۱ - ۱۳]	همی
%۰,۶۶	%۰,۶۶	-۰,۳۳۲۷۳	-۰,۳۳۴۹۲	-۶۶,۵۴۶۲	-۶۶,۹۸۳۳	(۱ - ۲۱۲) - [-۱۲ - ۱۳]	
° ~	° ~	° ~	°	-۰,۰۰۰۱۰۴	°	(۱۱ - ۲۲) - [-۱ - ۱۲۳]	
%۰,۶۶	%۰,۶۶	-۰,۳۳۲۷۳	-۰,۳۳۴۹۲	-۶۶,۵۴۶۱	-۶۶,۹۸۳۳	(۲ - ۱ - ۱۲) - [-۲۱۱۳]	> c + a <
%۰,۶۶	%۰,۶۶	-۰,۳۳۲۷۳	-۰,۳۳۴۹۲	-۶۶,۵۴۶۱	-۶۶,۹۸۳۳	(-۱۲ - ۱۲) - [۱ - ۲۱۳]	
° ~	° ~	° ~	°	-۰,۰۰۰۱۲۴	°	(-۱ - ۱۲۲) - [۱۱ - ۲۳]	
				-۹۹,۱۴۳۵	-۹۹,۷۹۴۶	(-۱۱۰۲) - [۱ - ۱۰۱]	دوقلویی کششی
				-۲۴,۷۸۶۷	-۲۴,۹۴۵۰	(۱۰ - ۱۲) - [-۱۰۱۱]	
				-۲۴,۷۸۶۷	-۲۴,۹۴۵۰	(۰ - ۱۱۲) - [۰۱ - ۱۱]	
				-۹۹,۱۴۳۵	-۹۹,۷۹۴۶	(۱ - ۱۰۲) - [-۱۱۰۱]	
				-۲۴,۷۸۶۷	-۲۴,۹۴۵۰	(-۱۰۱۲) - [۱۰ - ۱۱]	
				-۲۴,۷۸۶۷	-۲۴,۹۴۵۰	(۰۱ - ۱۲) - [۰ - ۱۱۱]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۴۱۲۶۰	۰,۴۱۵۲۶	۸۲,۵۲۰۴	۸۳,۰۵۱۸	(-۱۱۰۱) - [-۱۱۰ - ۲]	دوقلویی فشاری
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۱۰۳۱۶	۰,۱۰۳۸۲	۲۰,۶۳۱۰	۲۰,۷۶۳۰	(۱۰ - ۱۱) - [۱۰ - ۱ - ۲]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۱۰۳۱۶	۰,۱۰۳۸۲	۲۰,۶۳۱۲	۲۰,۷۶۳۰	(۰ - ۱۱۱) - [۰ - ۱۱ - ۲]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۴۱۲۶۰	۰,۴۱۵۲۶	۸۲,۵۲۰۴	۸۳,۰۵۱۸	(۱ - ۱۰۱) - [۱ - ۱۰ - ۲]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۱۰۳۱۶	۰,۱۰۳۸۲	۲۰,۶۳۱۲	۲۰,۷۶۳۰	(-۱۰۱۱) - [-۱۰۱ - ۲]	
%۰,۶۴	%۰,۶۴	۰,۱۰۳۱۶	۰,۱۰۳۸۲	۲۰,۶۳۱۲	۲۰,۷۶۳۰	(۰۱ - ۱۱) - [۰۱ - ۱ - ۲]	

در جدول ۴ نتایج حاصل برای مقادیر SF و τ_{RSS} از حل CPFEM و تحلیلی نشان داده شده است. طبق نتایج این جدول، کلیه خطاهای مربوط به SF و τ_{RSS} زیر ۱٪ است که این امر انطباق خوب مقادیر SF و τ_{RSS} در سیستم‌های لغزشی و دوقلویی را به دو روش تحلیلی و المان محدود کریستال پلاستیسیته نشان می‌دهد که بیانگر قابلیت استناد نتایج کریستال پلاستیسیته است. مطابق با جدول ۴، مقادیر مربوط به SF برای دوقلویی کششی دارای علامت منفی است که این امر نشان‌دهنده آن است که در این حالت بارگذاری و جهت‌گیری کریستال

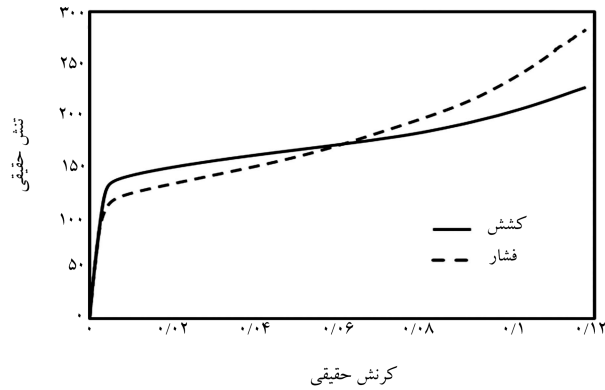
دوقلویی‌های سازوکار فعال در تغییر شکل محسوب نمی‌شوند. همچنین طبق مقادیر به دست آمده برای SF، انتظار می‌رود در سیستم‌های لغزش منشوری و دوقلویی فشاری به دلیل اینکه بیشترین مقادیر SF را نسبت به سایر موده‌های تغییر شکل دارند، احتمال لغزش در آنها نسبت به سایر موده‌های تغییر شکل بیشتر باشد. بنابراین لغزش در صفحه‌ی منشوری و دوقلویی فشاری به‌عنوان سازوکارهای تغییر شکل اصلی در این حالت بارگذاری باشند که در قسمت بعدی صحت این مطلب سنجیده می‌شود.



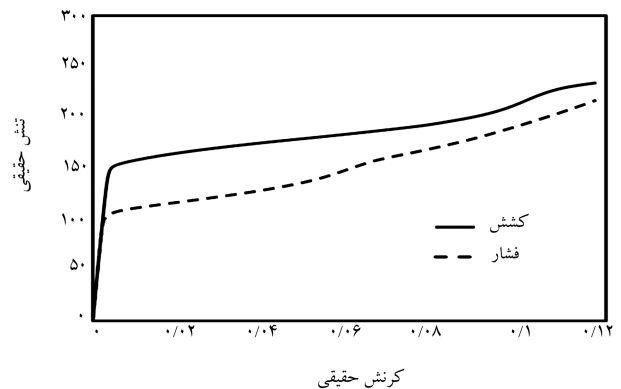
شکل ۸. نمودار تنش کرنش واقعی برای شدت بافت ۰/۰۶.



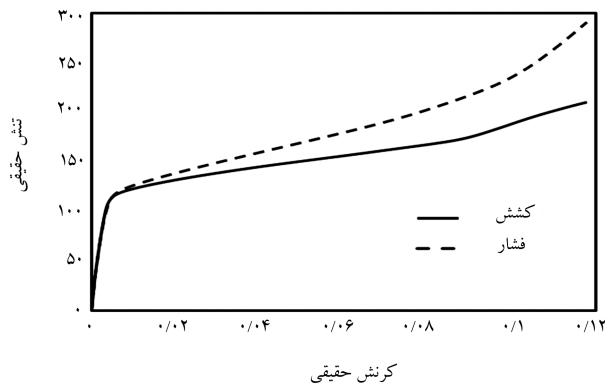
شکل ۶. نمودار تنش کرنش واقعی برای شدت بافت ۰/۱.



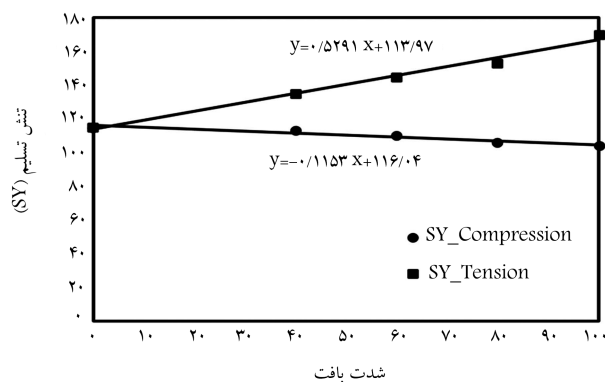
شکل ۹. نمودار تنش کرنش واقعی برای شدت بافت ۰/۰۴.



شکل ۷. نمودار تنش کرنش واقعی برای شدت بافت ۰/۰۸.



شکل ۱۰. نمودار تنش کرنش واقعی برای شدت بافت تصادفی.

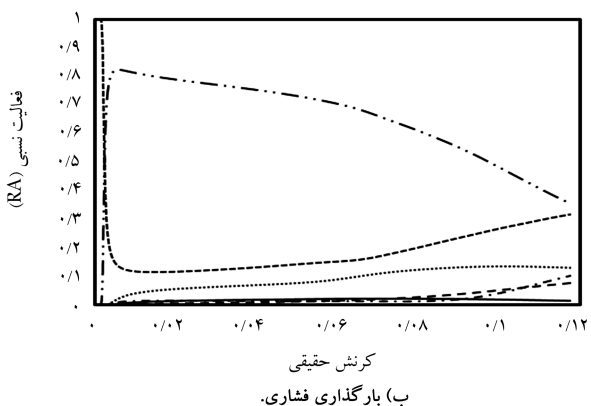
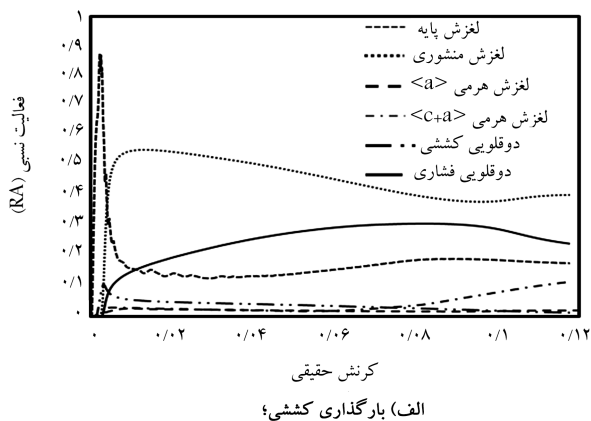


شکل ۱۱. تغییرات تنش تسلیم در شدت بافت‌های مختلف برای بارگذاری کششی و فشاری.

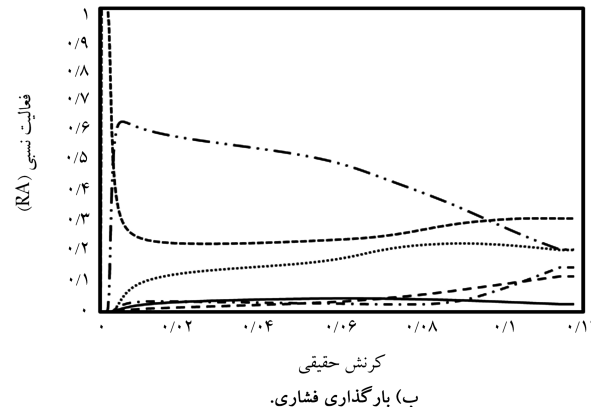
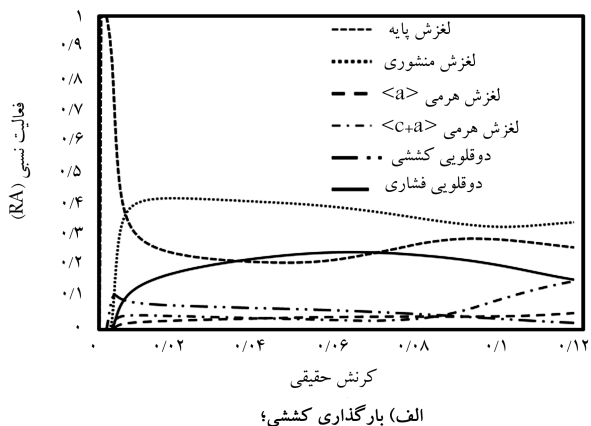
۲.۵. تأثیر بافت بر رفتار مکانیکی منیزیم

در این قسمت به منظور بررسی اثر بافت بر رفتار مکانیکی منیزیم، در RVE نظر گرفته شده در شکل ۳ - الف را با لحاظ کردن شدت بافت‌های مختلف ناشی از فرایند اکستروژن، تحت کشش و فشار مطابق با شرایط مرزی شکل ۳ - ب قرار می‌دهیم. شکل‌های ۶ تا ۱۰ به ترتیب رفتار مکانیکی منیزیم را تحت کشش و فشار در شدت بافت‌های ۰/۱، ۰/۰۸، ۰/۰۶، ۰/۰۴ و تصادفی (بدون بافت) به ترتیب نمایش می‌دهد. طبق نتایج به دست آمده از نمودارهای تنش و کرنش در شکل‌های ۶ تا ۱۰ برای دو حالت بارگذاری کششی و فشاری، مشاهده می‌شود منحنی کرنش سختی در بافت‌های قوی به صورت S شکل است و با کاهش شدت بافت S شکل بودن منحنی کوتاه‌تر شده است که بیانگر آن است که سیستم‌های دوقلویی یکی از سازوکارهای تغییر شکل پلاستیک اصلی در میله‌ی منیزیمی اکستروژده در بافت‌های قوی محسوب می‌شود و با کاهش شدت بافت فعالیت سیستم دوقلویی کاهش پیدا می‌کند.^[۳۳]

شکل ۱۱ مقایسه‌ی بین مقادیر تسلیم در حالت کشش و فشار را در راستای اکستروژن برای یک میله‌ی منیزیمی اکستروژده نشان می‌دهد. طبق این نمودار، یک نامتقارنی کاملاً مشخص برای تسلیم در دو حالت بارگذاری کششی و فشاری در راستای اکستروژن در میله‌ی منیزیمی اکستروژده مشاهده می‌شود که این نامتقارنی تسلیم با کاهش شدت بافت، کمتر می‌شود به طوری که در حالت بافت تصادفی به کمترین مقدار خودش می‌رسد. همچنین طبق این شکل مشاهده می‌شود با کاهش میزان شدت بافت مقادیر تنش تسلیم در بارگذاری کششی و در بارگذاری



شکل ۱۳. فعالیت نسبی مدهای مختلف تغییر شکل در شدت بافت ۰/۸.



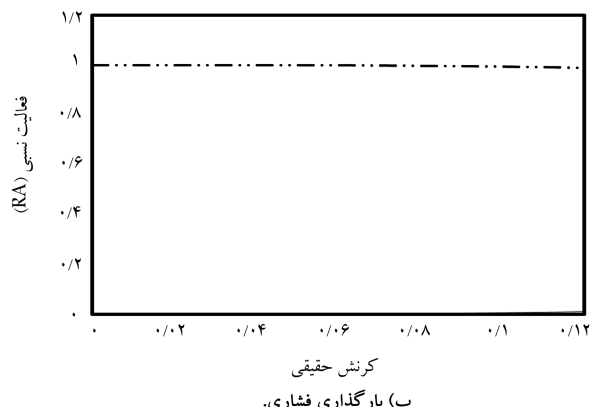
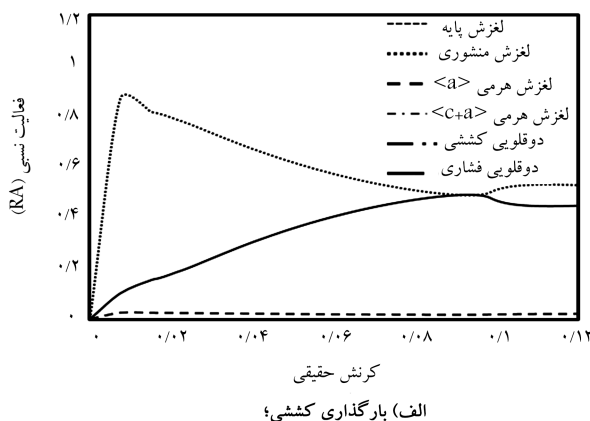
شکل ۱۴. فعالیت نسبی مدهای مختلف تغییر شکل در شدت بافت ۰/۶.

فشاری افزایش پیدا می‌کند. در واقع در بارگذاری کششی طبق شکل‌های ۱۲ تا ۱۶ با کاهش شدت بافت، میزان فعال شدن لغزش در صفحه‌ی پایه در کرنش‌های اولیه افزایش پیدا می‌کند و از میزان لغزش در صفحات غیر پایه کم می‌شود که این امر سبب کاهش مقدار تنش تسلیم می‌شود. در حالی که در بارگذاری فشاری با کاهش شدت بافت، میزان فعالیت دوقلوبی کششی کاهش پیدا می‌کند ولی میزان لغزش در صفحات غیر پایه‌یی و پایه افزایش پیدا می‌کند که مجموعاً سبب افزایش تنش تسلیم می‌شود.

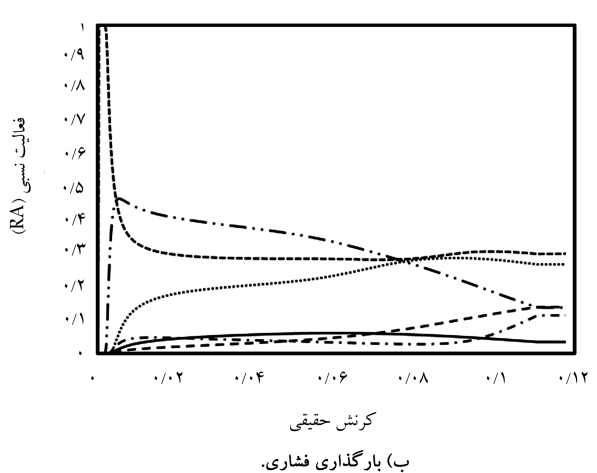
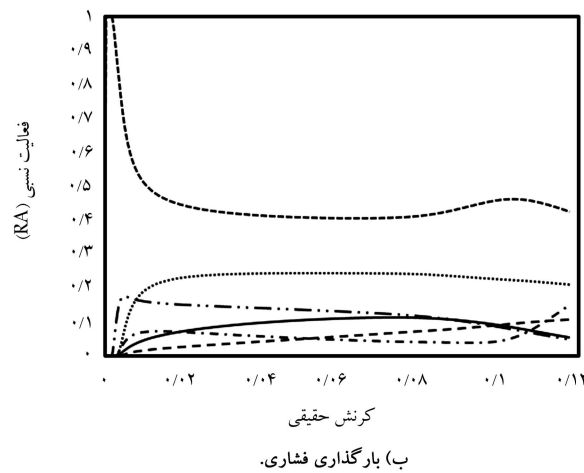
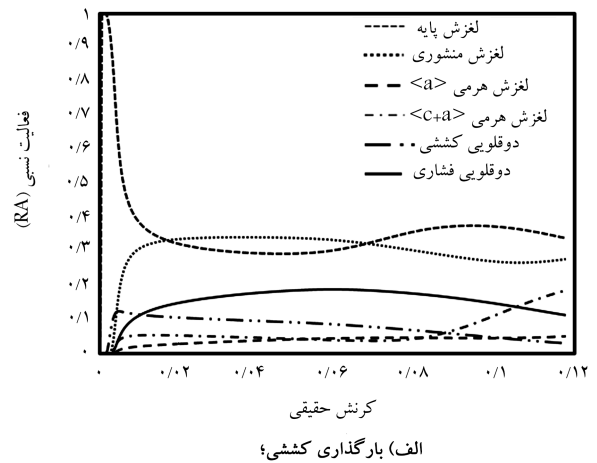
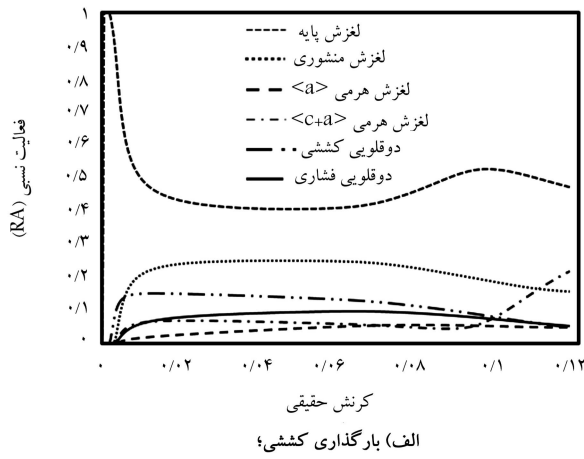
با استفاده از روابط ۱۱ و ۱۲ مقادیر فعالیت نسبی (RA) مدهای مختلف تغییر شکل برای بارگذاری کششی و فشاری در شدت بافت‌های مختلف مطابق با شکل‌های ۱۲ تا ۱۶ رسم شده است.

مطابق با شکل ۱۲، مشاهده می‌شود در حالت بارگذاری فشاری، دوقلوبی کششی به عنوان مود اصلی تغییر شکل خمیری محسوب می‌شود؛ در حالت بارگذاری کششی همان‌طور که از نتایج مربوط به جدول ۴ انتظار می‌رفت، به دلیل این‌که صفحات منشوری و دوقلوبی دارای بیشترین مقادیر SF بودند، لغزش در صفحات غیر پایه‌یی (لغزش در صفحه‌ی منشوری) و همچنین دوقلوبی فشاری مود اصلی تغییر شکل پلاستیک محسوب می‌شوند؛ بنابراین انتظار می‌رود در حالت بارگذاری کششی تنش تسلیم نسبت به بارگذاری فشاری بیشتر باشد که در شکل ۶ این مطلب به خوبی نشان داده شده است.

مطابق با شکل ۱۶ مشاهده می‌شود در حالتی که نمونه‌ی تحت بارگذاری دارای بافت نباشد، میزان فعالیت مدهای مختلف تغییر شکل در حالت کشش و فشار تقریباً یکسان است؛ به‌خصوص در ناحیه‌ی کشسانی میزان فعالیت مدها از انطباق



شکل ۱۲. فعالیت نسبی مدهای مختلف تغییر شکل در شدت بافت ۱.



شکل ۱۵. فعالیت نسبی موادهای مختلف تغییر شکل در شدت بافت ۰٫۴.

شکل ۱۶. فعالیت نسبی موادهای مختلف تغییر شکل در شدت بافت تصادفی.

به کمک روش ورونوی، المان حجمی نماینده (RVE) برای تحلیل به کمک روابط کریستال پلاستیسیته ایجاد شد. در ادامه با توجه به نتایج تجربی از نمودارهای قطبی که بیانگر ایجاد بافت پایه‌ی قوی در میله‌های منیزیمی اکستروژده شده است، جهت‌گیری متناسب با بافت میله‌ی اکستروژده شده در قالب زوایای اولیه به هر یک از دانه‌های RVE اختصاص داده شد به نحوی که راستاهای $\langle 10 - 10 \rangle$ کریستالیت‌ها موازی با ED شود. اعمال جهت‌گیری مناسب در شبیه‌سازی سبب می‌شود تا ناهمگونی ریزساختار به بهترین نحو ممکن در شبیه‌سازی اعمال شود. در ادامه برای صحت‌سنجی روش CPFEM از مقایسه‌ی نتایج مربوط به SF به کمک دوروش تحلیلی و CPFEM استفاده شد. تطابق خوب نتایج حاصل از روش عددی و تحلیلی مؤید مناسب بودن مدل عددی ارائه شده می‌باشد. طبق نتایج به دست آمده از شبیه‌سازی، علت اصلی در عدم تقارن تسلیم کشش و فشار فعالیت مختلف موادهای لغزش و دوقلوبی در هر شدت بافت به‌ازای فشار و کشش است. همچنین از نتایج مشاهده می‌شود که هر چقدر از شدت بافت کاسته شود، میزان فعالیت موادهای مختلف تغییر شکل در حالت کشش و فشار نزدیک‌تر می‌شود که این امر سبب کاهش میزان عدم تقارن تسلیم در کشش و فشار می‌شود به طوری که در حالتی که بافت به‌صورت تصادفی لحاظ شود کمترین مقدار عدم تقارن و در حالتی که شدت بافت در شبیه‌سازی ۱ باشد، بیشترین مقدار عدم تقارن مشاهده می‌شود.

خوبی برخوردار است. پس انتظار می‌رود در این حالت کمترین میزان عدم تقارن در تنش تسلیم وجود داشته باشد که این نتیجه‌گیری دقیقاً طبق شکل ۱۰ قابل مشاهده است. حال آنکه مطابق با شکل‌های ۱۲ تا ۱۵ در شدت بافت‌های بالاتر برخلاف حالت بافت تصادفی، در بازه‌ی کرنشی که تسلیم اتفاق می‌افتد، اثر موادهای لغزشی مختلف در دو حالت کشش و فشار وجود دارد که دخالت موادهای مختلف در دو حالت کشش و فشار سبب می‌شود نامتقارنی مشهودی در دو حالت کشش و فشار مشاهده شود.

۶. نتیجه‌گیری

عدم تقارن تسلیم در کشش و فشار یکی از معیارهای مهم در انتخاب مواد در مصارف تجاری محسوب می‌شود و از آنجایی که پارامترهایی در مقیاس میکرو همچون اندازه‌ی دانه و بافت در این ویژگی تأثیرگذارند، بررسی رفتار آلیاژهای منیزیم از دیدگاه میکرو حائز اهمیت است. در این مقاله از معادلات کریستال پلاستیسیته برای استخراج رفتار مکانیکی آلیاژ منیزیم $0.8wt\%Y - Mg$ در حالت کشش و فشار به‌منظور بررسی اثر شدت بافت در عدم تقارن تسلیم کشش و فشار استفاده شده است. ابتدا پس از آنکه معادلات حاکم سینماتیک در مقیاس دانه ارائه شد،

پانوشتها

1. hexagonal closed pack
2. basal slip $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$
3. prismatic Slip $\{11\bar{2}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$
4. $\langle a \rangle$ pyramidal slip $\{11\bar{2}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$
5. $\langle a + c \rangle$ pyramidal slip $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$
6. tension twinning $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$
7. contraction twinning $\{10\bar{1}\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$
8. Texture
9. visco-plastic self consistent
10. elasto-plastic self consistent
11. crystal plasticity finite element method
12. schmid factor
13. representative volume element
14. relative activity
15. resolved shear stress
16. voronoi
17. basal texture
18. extrusion direction
19. basal poles

(References) منابع

1. Abbott, T.B. "Magnesium: industrial and research developments over the last 15 years", *Corrosion*, **71**, pp. 120-127 (2015).
2. Wykrzykowska, J.J., Kraak, R.P., Hofma, S.H. and et al. "AIDA investigators, bioresorbable scaffolds versus metallic stents in routine PCI". *N. Engl. J. Med.*, **376**, pp. 2319-2328 (2017).
3. Roberts, C.S., *Magnesium and its Alloys*, Wiley, New York, NY (1960).
4. Burke, E.C. and Hibbard, J.W.R. "Plastic deformation of magnesium single crystals", *Trans. AIME*, **79**, pp. 295-303 (1952).
5. Wang, L., Mostaed, E., Cao, X. and et al. "Effects of texture and grain size on mechanical properties of AZ80 magnesium alloys at lower temperatures", *Mater. Des.*, **89**, pp. 1-8 (2016).
6. Li, F., Zeng, X., Chen, Q. and et al. "Effect of local strains on the texture and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy produced by continuous variable cross-section direct extrusion (CVCDE)", *Mater. Des.*, **85**, pp. 389-395 (2015).
7. Mostaed E., Fabrizi, A., Dellasega, D. and et al. "Microstructure, mechanical behavior and low temperature superplasticity of ECAP processed ZM21 Mg alloy", *J. Alloys Compd.*, **638**, pp. 267-276 (2015).
8. Yin, S.M., Wang, C.H., Diao, Y.D. and et al. "Influence of grain size and texture on the yield asymmetry of Mg-3Al-1Zn alloy", *J. Mater. Sci. Technol.*, **27**, pp. 29-34 (2011).
9. Tong, L.B., Zheng, M.Y., Kamado, S. and et al. "Reducing the tension-compression yield asymmetry of extruded Mg-Zn-Ca alloy via equal channel angular pressing", *J. Magnes. Alloy*, **3**, pp. 302-308 (2015).
10. Zhang L., Zhang, W., Cao, B. and et al. "Effects of texture and grain size on the yield strength of ZK61 alloy rods processed by cyclic extrusion and compression", *Mater*, **10**, pp. 87-101 (2017).
11. Kamrani, S. and Fleck, C. "Effects of calcium and rare-earth elements on the microstructure and tension-compression yield asymmetry of ZEK100 alloy", *Mater. Sci. Eng. A*, **618**, pp. 238-243 (2014).
12. Jain, J., Poole, W.J., Sinclair, C.W. and et al. "Reducing the tension-compression yield asymmetry in a Mg-8Al-0.5Zn alloy via precipitation", *Scr. Mater*, **62**, pp. 301-304 (2010).
13. Beausir, B., Suwas, S. Toth, L.S. and et al. "Analysis of texture evolution in magnesium during equal channel angular extrusion" *J.J. Fundenberger, Acta Mat*, **56**, pp. 200-214 (2008).
14. Lu, F., Ma, A., Jiang, J. and et al. "Enhanced mechanical properties and rolling formability of fine-grained Mg-Gd-Zn-Zr alloy produced by equal-channel angular pressing", *J. Alloys Compd.*, **643**, pp. 28-33 (2015).
15. Yoo, M.H. "Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals", *Metallurgical Transactions A*, **12**, pp. 409-418 (1981).
16. Partridge, P.G. "The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals", *Metallurgical Reviews Journal*, **12**, pp. 169-194 (1967).
17. Agnew, S.R., Yoo, M.H. and Tome. C.N. "Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y", *Acta Materialia*, **49**, pp. 4277-4289 (2001).
18. Muránsky, O., Carr, D.G., Barnett, M.R. and et al. "Investigation of deformation mechanisms involved in the plasticity of AZ31 Mg alloy: In situ neutron diffraction and EPSC modelling", *Mater. Sci. Eng. A*, **496**, pp. 14-24, (2008).
19. Hutchinson, W.B. and Barnett, M.R. "Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals", *Scr. Mater*, **63**, pp. 737-740 (2010).
20. Wang, H.M., Lee, S.Y., Gharghoury, M.A. and et al. "Deformation behavior of Mg-8.5wt.%Al alloy under reverse loading investigated by in-situ neutron diffraction and elastic viscoplastic self-consistent modeling", *Acta Mater*, **107**, pp. 404-414 (2016).
21. Roters, F., Eisenlohr, P., Hantcherli, L. and et al. "Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: theory", *Experiments, Applications, Acta Mater*, **58**, pp. 1152-1211 (2010).
22. Jiang, Q.C., Wang, H.Y., Wang, Y. and et al. "Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with yttrium", *Mater. Sci. Eng. A*, **392**(2), pp. 130-135 (2005).
23. Choi, S., Kim, D.H., Lee, H.W. and et al. "Simulation of texture evolution and macroscopic properties in Mg alloys using the crystal plasticity finite element method", *Mater. Sci. Eng. A*, **527**, pp. 1151-1159 (2010).

24. Sukedai, E. and Yokoyama, T. "Investigation of tensile-compressive yield asymmetry and the role of deformation twin in extruded pure magnesium", *International Journal of Materials Research*, **110**, pp.736-740 (2010).
25. Park, S.H., Lee, J.H., Moon, B.G. and et al. "Tension-compression yield asymmetry in as-cast magnesium alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, **617**, pp. 277-280 (2014).
26. Zhou, R., Anish Roy. and Vadim, V. Silberschmidt. "A crystal-plasticity model of extruded AM30 magnesium alloy", *Computational Materials Science*, **170**, pp. 109-140 (2019).
27. Asaro, R.J. "Micromechanics of crystal and polycrystal", *Advances in Applied Mechanics*, **23**, pp. 1-115 (1983).
28. Peirce, D, Asaro, R.J. and Needleman, A. "Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids", *Acta Metall*, **31**, pp. 1951-1976 (1951).
29. Li, W., Wang, L., Zhou, B. and et al. "Grain-scale deformation in a Mg-0.8 wt% Y alloy using crystal plasticity finite element method", *Journal of Materials Science & Technology*, **35**, pp. 2200-2206 (2019).
30. Roters, F., Diehl, M., Shanthraj, P. and 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", *Comput. Mater. Sci*, **158**, pp. 420-478 (2019).
31. Kalidindi, S.R. "Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models", *J. Mech. Phys. Solids*, **46**, pp. 267-290 (1998).
32. Wang., W., Liu, J. and Soh, A.K. "Crystal plasticity modeling of strain rate and temperature sensitivities in magnesium", *Acta Mechanica*, **230**, pp. 2071-2086 (2019).
33. Nan., X.L., Wang, H.Y. and Zhang, L. "Calculation of schmid factors in magnesium: analysis of deformation behaviors", *Scripta Materialia*, **67**, pp. 443-446 (2012).
34. Kabirian., F., Khan, A.S. and Herlod, T.G. "Plastic deformation behavior of a thermo-mechanically processed AZ31 magnesium alloy under a wide range of temperature and strain rate", *Journal of Alloys and Compounds*, **673**, pp. 327-335 (2016).
35. Kanit, T. "Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach", *Int. J. of Solids and Structures*, **40**, pp. 3647-3679 (2003).
36. Laser, T., Hartig, C., Nürnberg, M. and et al. "The influence of calcium and cerium mischmetal on the microstructural evolution of Mg-3Al-1Zn during extrusion and resulting mechanical properties", *Acta Mater*, **56**, pp. 2791-2798 (2008).
37. Victoria-Hernandez, J., Yi, S., Letzig, D. and et al. "Microstructure and texture development in hydrostatically extruded Mg-Al-Zn alloys during tensile testing at intermediate temperatures", *Acta Mater*, **61**, pp. 2179-2193 (2013).
38. Cheng, W.L., Tian, Q.W., Yu, H. and et al. "Strengthening mechanisms of indirect-extruded Mg-Sn based alloys at room temperature", *J. Magnes. Alloys*, **2**, pp. 299-304 (2014).
39. Tromans, D., "Elastic anisotropy of hcp metalcrystal-sand polycrystals", *International Journal of Recent Research and Applied Studies*, **6**, pp. 162-183 (2011).