



## فصلنامه علمی تحقیقات موتور

تارنمای فصلنامه: [www.engineerresearch.ir](http://www.engineerresearch.ir)

DOI:10.22034/ER.2022.697923



# مدل سازی کریستال پلاستیسیته رچتینگ در ریزساختار آلیاژ منیزیم تحت بارگذاری تنش-کنترل سیکلیک کششی با تنش میانگین غیرصفر

عادل بصیری<sup>۱</sup>، محمد آزادی<sup>۲\*</sup>، احمد قاسمی قلعه بهمن<sup>۳</sup>

<sup>۱</sup> کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه سمنان، سمنان، ایران و کارشناس شرکت تحقیق، طراحی و تولید موتور ایران خودرو (اییکو)، تهران، ایران

<sup>۲</sup> دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران، [m\\_azadi@semnan.ac.ir](mailto:m_azadi@semnan.ac.ir)

<sup>۳</sup> دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران

\* نویسنده مسئول

### اطلاعات مقاله

### چکیده

تاریخچه مقاله:

دریافت: ۱۵ بهمن ۱۴۰۰

پذیرش: ۲۹ اردیبهشت ۱۴۰۱

کلیدواژه‌ها:

مدل ریزساختاری

کریستال پلاستیسیته

آلیاژ منیزیم

خستگی

رچتینگ

امروزه به دلیل نیاز به کاهش وزن خودرو برای کاهش مصرف سوخت و آلودگی، یکی از گزینه‌های مدنظر طراحان استفاده از آلیاژهای سبک منیزیم، تحت بارگذاری‌های سیکلیک است. در این پژوهش، با توجه به ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91D و ساختار کریستالی آن، مدلی به منظور شبیه‌سازی رفتار رچتینگ این آلیاژ انتخاب شده و نسبت به داده‌های تجربی، صحت‌گذاری شد. برای این منظور، بافت کریستالوگرافی این آلیاژ با توجه به شرایط ساخت و شکل‌دهی آن تولید شده و به مدل معرفی می‌شود. نتایج مدل‌سازی نشان داد که بافت کریستالوگرافی معرفی شده برای ۱۰۰ کریستال مشابه شکل‌های قطبی آن در آلیاژ منیزیم AZ91D، بعد از فرایند نورد است. در ضمن، مدل ارائه شده توانایی پیش‌بینی تغییر شکل رچتینگ را دارد، اما مقدار کرنش رچتینگ اندکی از بیشتر از داده‌های تجربی ارزیابی شده است. همچنین، مدل کریستال پلاستیسیته می‌تواند با دقت مناسبی، شبیه‌سازی مراحل اولیه و ثانویه رچتینگ، اثرات سخت‌شوندگی، تنش میانگین و دامنه را نشان دهد.



تمامی حقوق برای انجمن علمی موتور ایران محفوظ است.

## ۱- مقدمه

امروزه منیزیم و آلیاژهای آن توجهات بسیاری را در صنایع خودروسازی و موتورسازی به دلیل نسبت استحکام به وزن بالای آنها جلب کرده‌اند [۱-۲]. با گذشت زمان و افزایش تقاضا و قوانین سخت‌گیرانه زیست‌محیطی، انتظارات به سمت سازه‌های با وزن پایین و راندمان بالا معطوف شده است که به‌نوبه خود، قطعات را تحت بارگذاری‌های مکانیکی و حرارتی شدیدتری قرار می‌دهد. در فرایند طراحی چنین قطعاتی، گارانتی محصول، شناسایی و تخمین عمر خستگی امری حیاتی است [۳]. از کاربردهای این دسته از آلیاژها در صنعت خودرو می‌توان به استفاده در براکت‌های دسته موتور، کارتل، پدال‌ها، جعبه فرمان، اجزای سیستم تعلیق و در مواردی در ساخت بلوک سیلندر، سرسیلندر، قاب نردبانی و پوشش دریچه‌ها به منظور کاهش وزن موتورهای جدیدتر اشاره کرد [۲].

به منظور دوری از اجرای آزمون‌های مکانیکی پرهزینه و زمان‌بر در فرایند طراحی قطعات صنعتی، استفاده از مدل‌های عددی به این منظور بسیار مورد توجه است. این مدل‌های ریاضی با بهره از تئوری‌های پلاستیسیته و قوانین مکانیک محیط پیوسته، سعی بر پیش‌بینی و تخمین رفتار و عمر خستگی دارند [۴]. تا قبل از سال ۱۹۸۰، عمده تئوری‌های پلاستیسیته مبتنی بر مدل‌سازی ماکروسکوپیک ماده و بدون توجه به ناهمگنی و ناهمسان‌گردی حاضر در ریزساختار آن بود. با گسترش ابزار مشاهده ریزساختار مواد با وضوح بالا و پیشرفت توانایی محاسباتی در سیستم‌های رایانه‌ای، توجهات به سمت مکانیزم‌های ریزساختاری تغییرشکل پلاستیک چرخید. مدل‌های کریستال پلاستیسیته به عنوان مدل‌های پیشرو در این زمینه، مزیت در نظر گرفتن مکانیزم‌های ریزساختاری ماده در تغییرشکل ماکروسکوپیک آن را دارند و در نتیجه از این دسته از مدل‌ها می‌توان به منظور فهم اثرات ریزساختار بر خواص ماده و تولید یک بانک داده از تطابقات ریزساختار-خواص که در جهت ساخت مواد جدید استفاده می‌شوند، به‌کار برد [۵].

مطالعه رفتار رچتینگ به عنوان یک تغییرشکل پلاستیک پیش‌رونده تحت سیکل‌های خستگی تنش-کنترل نامتقارن، به طور بسیار زیادی در سال‌های اخیر افزایش پیدا کرده است. این مطالعات شامل روش‌های عددی، آزمایشگاهی یا ترکیبی از هر دو می‌باشند [۶]. عموماً تغییر شکل رچتینگ در بارگذاری‌های خستگی تنش-کنترل که تنش میانگین نیز وجود داشته باشد، اتفاق می‌افتد. در نتیجه این نوع بارگذاری، کرنش پلاستیک در جهت محور کرنش‌ها پیشروی می‌کند و منجر به نازک‌شدن قطعه و در نهایت به شکست زود هنگام آن می‌انجامد. مطالعه این نوع خستگی بر آلیاژ منیزیم بسیار محدود صورت گرفته است. آلیاژهای منیزیم معمولاً شکل‌پذیری پایینی دارند و به همین دلیل، فرایندهای شکل‌دهی در دمای بالا مانند نورد و اکستروژن بر روی آنها انجام می‌شود [۷]. به همین دلیل، معمولاً یک بافت پایه در ریزساختار کریستالوگرافی آلیاژهای منیزیم تشکیل می‌شود که منجر به رفتار ناهمسان‌گرد این نوع آلیاژها می‌شود [۸]. علاوه بر این، روش‌هایی نیز به منظور افزایش استحکام

آلیاژهای منیزیم پیشنهاد شده است که تقویت آلیاژ با ذرات سرامیکی، یکی از آنها می‌باشد [۹]. همچنین، آلیاژهای منیزیم دارای یک مکانیزم ریزساختاری تغییرشکل پلاستیک دیگر علاوه بر لغزش نابجایی‌ها نیز دارند که به دوقلوبی<sup>۱</sup> معروف است. هایمن<sup>۲</sup> و همکاران [۱۰] گزارش دادند که در بارگذاری کشش یا فشار، سیستم دوقلوبی تراکمی در کرنش‌های بالای ۸ درصد ظاهر خواهد شد. اگر جهت بارگذاری برعکس شود، دوقلوبی حذف می‌شود که به رفع دوقلوبی<sup>۳</sup> معروف است.

لین<sup>۴</sup> و همکاران [۱۱] رفتار رچتینگ آلیاژ منیزیم AZ91D را در شرایط مختلف بارگذاری مورد بررسی قرار دادند. آنها نشان دادند که با افزایش تنش میانگین و دامنه، کرنش رچتینگ و نرخ آن افزایش و منتهج آن، عمر خستگی کاهش یافت. نتایج مشابهی توسط کنگ<sup>۵</sup> و همکاران [۱۲] با انجام آزمون‌های رچتینگ تک محوره ر روی آلیاژ AZ31B مشاهده شد. کیلیتود و سائی<sup>۶</sup> [۱۳] بر نقش سخت‌شوندگی درون‌دانه‌دهی و بین‌دانه‌ای در پیش‌بینی رفتار رچتینگ به کمک مدل پلی‌کریستال پلاستیسیته بحث کردند. آنها به منظور بیان رفتار سخت‌شوندگی درون‌دانه‌ای از یک مدل سخت‌شوندگی سینماتیک خطی و یک مدل سینماتیک غیرخطی استفاده کردند. آنها نشان دادند که تنها با لحاظ قوانین غیرخطی برای سخت‌شوندگی سینماتیک و قانون تکامل  $\beta$  می‌توان به پیش‌بینی دقیق رچتینگ دست یافت. برای بیان سخت‌شوندگی بین‌دانه‌ای آنها مدل پلی‌کریستال  $\beta$  ارائه‌شده توسط کیلیتود و پیلین<sup>۷</sup> [۱۴] را به منظور کاربرد در تغییرشکل سیکلیک اصلاح کردند. یو<sup>۸</sup> و همکاران [۱۵-۱۶]، از یک مدل کریستال پلاستیسیته برای پیش‌بینی رفتار رچتینگ آلیاژ منیزیم AZ91D استفاده کردند. آنها بر پایه مشاهدات تجربی، معادلات لغزش و دوقلوبی‌شدن و رفع دوقلوبی‌شدن را ارائه داده و از مدل همگن‌سازی صریح  $\beta$  استفاده کردند و سپس دقت پیش‌بینی مدل رفتاری ماده را با مقایسه با داده‌های تجربی تک‌کریستال و پلی‌کریستال منیزیم نشان دادند. این مقاله، نزدیک‌ترین کار مشابه با پژوهش حاضر است. تفاوت اصلی آن در بازسازی شکل‌های قطبی برای ماده مورد مطالعه است که در مقاله‌های فوق [۱۵-۱۶] ارائه نشده است.

همانطور که در پیشینه پژوهش ذکر شد، مطالعه رفتار سیکلیک (به‌ویژه پدیده رچتینگ) در آلیاژهای منیزیم با استفاده از مدل‌های ریزساختار، به‌ندرت یافت می‌شود و همچنان نیازمندی ارائه مدل‌سازی‌های دقیق‌تری نیز، وجود دارد. در ضمن، بازسازی شکل‌های قطبی آلیاژ منیزیم AZ91D با استفاده از بافت پایه ساختگی و کالیبره‌نمودن پارامترهای مدل، از دیگر نوآوری‌های کار حاضر می‌باشد. لذا در این پژوهش، رفتار رچتینگ آلیاژ

1 Twinning

2 Huppmann

3 Detwinning

4 Lin

5 Kang

6 Cailletaud and Sai

7 Pilvin

8 Yu

گرفته می‌شود و  $n_{twin}$  تعداد سیستم‌های دوقلویی می‌باشد.  $P_{twin}^{\alpha}$  معادل تانسور اشمید<sup>۱</sup> یا تانسور جهت‌گیری سیستم دوقلویی و  $m_{twin}^{\alpha}$  و  $n_{twin}^{\alpha}$  به ترتیب برابر بردارهای برگرز<sup>۲</sup> و نرمال سیستم دوقلویی  $\alpha$  می‌باشند. چرخش ساختار کریستالی ناشی از دوقلویی شدن توسط اعمال یک چرخش بر روی ماتریس به فرم زیر انجام می‌شود [۱۵]:

$$R_{twin}^{\alpha} = 2m_{twin}^{\alpha} \otimes m_{twin}^{\alpha} \quad (۴)$$

نرخ کرنش پلاستیک ناشی از لغزش به فرم [۱۵]:

$$\dot{\epsilon}_{slip}^P = (1 - \sum_{\alpha=1}^{ntwin} f_{twin}^{\alpha}) \sum_{i=1}^{nslip} \dot{\gamma}_{slip}^{i0} P_{slip}^{i0} + \sum_{\alpha=1}^{ntwin} f_{twin}^{\alpha} \sum_{i=1}^{nslip} \dot{\gamma}_{slip}^{i\alpha} P_{slip}^{i\alpha} \quad (۵)$$

است که در آن [۱۵]:

$$P_{slip}^{i\alpha} = \frac{1}{2} (m_{slip}^i \otimes n_{slip}^i + n_{slip}^i \otimes m_{slip}^i) \quad (۶)$$

$$P_{slip}^{i\alpha} = R_{twin}^{\alpha} P_{slip}^{i0} (R_{twin}^{\alpha})^T \quad (۷)$$

در این روابط،  $P_{slip}^{i0}$  و  $\dot{\gamma}_{slip}^{i0}$  به ترتیب نرخ لغزش و تانسور اشمید سیستم لغزشی  $\alpha$ م در ماتریس هستند. همچنین،  $P_{slip}^{i\alpha}$  و  $\dot{\gamma}_{slip}^{i\alpha}$  به ترتیب نرخ لغزش و تانسور اشمید سیستم لغزشی  $i$ ام فعال در سیستم دوقلویی  $\alpha$ م می‌باشند.

برای سادگی، فرض شده است که میدان‌های تنش و کرنش درون یک تک کریستال یکنواخت هستند. رابطه بین تانسور تنش و تانسور کرنش الاستیک درون یک تک کریستال به صورت زیر بیان شده است [۱۵]:

$$\epsilon^e = S(f_{twin}^{\alpha}) : \sigma \quad (۸)$$

که  $S(f_{twin}^{\alpha})$  تانسور نرمی الاستیک تک کریستال بوده و فرض شده است که تابعی خطی از کسر حجمی دوقلویی درون تک کریستال به فرم زیر می‌باشد [۱۵]:

$$S(f_{twin}^{\alpha}) = (1 - \sum_{\alpha=1}^{ntwin} f_{twin}^{\alpha}) S^0 + \sum_{\alpha=1}^{ntwin} f_{twin}^{\alpha} S^{\alpha} \quad (۹)$$

که در آن،  $S^0$  و  $S^{\alpha}$  تانسورهای نرمی الاستیک ماتریس و ناحیه دوقلویی هستند.  $S^{\alpha}$  به کمک رابطه زیر [۱۵]:

$$S_{ijkl}^{\alpha} = R_{mi}^{\alpha} R_{nj}^{\alpha} R_{pk}^{\alpha} R_{ql}^{\alpha} R_{mnpq}^{\alpha} \quad (۱۰)$$

قابل محاسبه است. نرخ لغزش نابجایی‌ها در هر سیستم لغزشی به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

$$v = \lambda_0 \left| \frac{\tau^{i\alpha} - X^{i\alpha}}{\tau_c^{i\alpha}} \right|^m \text{sign}(\tau^{i\alpha} - X^{i\alpha}) \quad (۱۱)$$

که در آن  $\tau^{i\alpha} = \sigma : P_{slip}^{i\alpha}$  برابر تنش برشی مؤلفه،  $X^{i\alpha}$  و  $\tau_c^{i\alpha}$  برابر تنش بازگشتی و تنش برشی مؤلفه بحرانی مربوط به سیستم لغزشی فعال در سیستم دوقلویی می‌باشد. به منظور جداکردن حرکت دوقلویی در بارگذاری و باربرداری در حین بارگذاری سیکلی،  $\dot{\gamma}_{twin}^{\alpha}$  به فرم زیر تجزیه می‌شود [۱۵]:

$$\dot{\gamma}_{twin}^{\alpha} = \dot{\gamma}_{for}^{\alpha} + \dot{\gamma}_{res}^{\alpha} \quad (۱۲)$$

که در آن،  $\dot{\gamma}_{for}^{\alpha}$  و  $\dot{\gamma}_{res}^{\alpha}$  برابر نرخ لغزش در حین بارگذاری و باربرداری می‌باشند. روابط نرخ برای این دو به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

منیزیم AZ91D نوردشده با مدل کریستال پلاستیسیته مورد بررسی قرار خواهد گرفت. در ابتدا روابط ریاضی این مدل شامل قوانین لغزش، دوقلویی، سخت‌شوندگی و همگن‌سازی ارائه شده و سپس روش پیاده‌سازی مدل مربوطه شرح داده خواهد شد. در انتها، دقت مدل ارائه‌شده در پیش‌بینی رفتار رچتینگ آلیاژ AZ91D مورد بحث قرار خواهد گرفت.

## ۲- روش تحقیق

### ۲-۱- مواد و آزمون

آلیاژ منیزیم مورد مطالعه در این مقاله، از پژوهش لین و همکاران [۱۷] انتخاب شده است. آلیاژ منیزیم نورد گرم‌شده با نام تجاری AZ91D در این پژوهش مورد بررسی قرار گرفته است. ترکیب شیمیایی این آلیاژ منیزیم شامل ۸.۵ تا ۹.۵ درصد وزنی آلومینیوم، ۰.۴۵ تا ۰.۹۰ درصد وزنی روی، ۰.۱۷ تا ۰.۴۰ درصد وزنی منگنز، می‌باشد. سایر عناصر شامل سیلیسیم، مس، آهن و نیکل، درصد وزنی کمی دارند و باقیمانده نیز شامل عنصر منیزیم است [۱۷]. در ضمن، مدول الاستیک این آلیاژ منیزیم برابر با ۳۵.۶ و ۱۰.۶ گیگاپاسکال به ترتیب، در جهت نورد و در جهت عرضی گزارش شده است. تنش تسلیم و نهایی نیز برابر با ۱۲۴ و ۱۰۲ مگاپاسکال و ۲۶۳ و ۲۴۹ مگاپاسکال، بیان شده است [۱۱].

نمونه‌های آزمون دمبلی‌شکل، با سطح مقطع مستطیلی ۲ در ۳ میلی‌متر و طول گیج ۳۰ میلی‌متر در جهت نورد ماشینکاری شده‌اند. آزمون‌های خستگی تنش-کنترل تک‌محوره و به صورت کشش-فشار سینوسی در دمای اتاق بر روی این نمونه‌ها انجام شده‌اند و کرنش در طول آزمون نیز اندازه‌گیری شده است. این آزمون‌ها در تنش دامنه، تنش میانگین و همچنین، نرخ تنش‌های متفاوت انجام شده‌اند. نرخ اعمال تنش برابر با ۵۰ مگاپاسکال بر ثانیه بوده و تنش میانگین ۱۵۰ مگاپاسکال با سه دامنه تنش مختلف ۰.۷۵، ۱.۰ و ۱.۲۵ مگاپاسکال اعمال شده است [۱۷].

### ۲-۲- مدل کریستال پلاستیسیته

در این پژوهش، مدل کریستال پلاستیسیته انتخاب‌شده به منظور مدل‌سازی رفتار رچتینگ آلیاژ منیزیم تحت بارگذاری سیکلیک تنش-کنترل، بر اساس پژوهش یو و همکاران [۱۵] می‌باشد. با فرض تغییر شکل‌های کوچک، تانسور کرنش کل می‌تواند به سه قسمت مجزا شامل تانسور کرنش الاستیک  $\epsilon^e$  تانسور کرنش پلاستیک ناشی از دوقلویی  $\epsilon_{twin}^P$  و کرنش پلاستیک ناشی از لغزش  $\epsilon_{slip}^P$  تقسیم کرد. معادله نرخ کرنش پلاستیک ناشی از دوقلویی به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

$$\dot{\epsilon}_{twin}^P = \sum_{\alpha=1}^{ntwin} \dot{\gamma}_{twin}^{\alpha} P_{twin}^{\alpha} \quad (۱)$$

$$\dot{\gamma}_{twin}^{\alpha} = g_{twin}^{\alpha} \dot{f}_{twin}^{\alpha} \quad (۲)$$

$$P_{twin}^{\alpha} = \frac{1}{2} (m_{twin}^{\alpha} \otimes n_{twin}^{\alpha} + n_{twin}^{\alpha} \otimes m_{twin}^{\alpha}) \quad (۳)$$

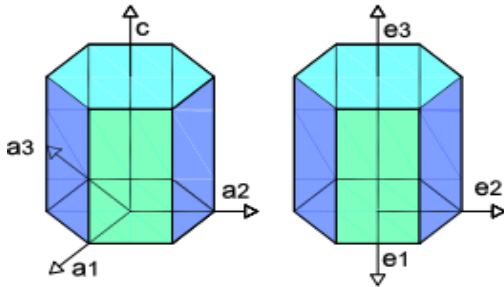
که در این روابط،  $\dot{f}_{twin}^{\alpha}$  و  $\dot{\gamma}_{twin}^{\alpha}$  به ترتیب برابر نرخ تغییر شکل لغزشی و نرخ تغییرات کسر حجمی سیستم دوقلویی  $\alpha$ م می‌باشند. در ضمن،  $g_{twin}$  لغزش مشخصه که برای آلیاژهای منیزیم برابر ۰.۱۲۹ درنظر

<sup>1</sup> Schmid

<sup>2</sup> Burgers

### ۲-۳- پیاده‌سازی و کالیبراسیون مدل

ثوابت مادی موجود در مدل ارائه‌شده توسط یو و همکاران [۱۵] با استفاده از آزمون‌های رچتینگ تک‌محوره بر روی آلیاژ منیزیم AZ91D کالیبره شده و در جدول ۱ گزارش شده‌اند. این مدل در نرم‌افزار MATLAB پیاده‌سازی شد. سیستم‌های تغییر شکل واردشده به برنامه همانند جدول ۲، شامل سه سیستم لغزشی پایه، سه سیستم لغزشی منشوری، ۱۲ سیستم لغزشی هرمی و ۶ سیستم دوقلویی کششی اختیار شده‌اند.



شکل ۱: دستگاه مختصات چهارمحوره و کارترین در مختصات محلی کریستال منیزیم

جدول ۱: ثوابت مادی مدل ریزساختاری آلیاژ منیزیم [۱۵]

مقدار	ثابت	مقدار	ثابت
58.0 GPa	$C_{11}$	30 MPa	$\tau_{0c,basat}^{\alpha}$
25.0 GPa	$C_{12}$	100 MPa	$\tau_{0c,pri}^{\alpha}$
20.8 GPa	$C_{13}$	150 MPa	$\tau_{0c,pyr}^{\alpha}$
61.2 GPa	$C_{33}$	48 MPa	$\tau_{0,for}$
16.6 GPa	$C_{44}$	48 MPa	$\tau_{0,res}$
30 MPa	$h_{basal}$	0.5	$b_{basal}$
30 MPa	$h_{pyr}$	10	$b_{pri}$
30 MPa	$h_{pri}$	10 GPa	$b_{pyr}$
2 GPa	$c_{basal}$	0.001	$\lambda_0$
0.4 GPa	$c_{pri}$	100	$m$
0.4 GPa	$c_{pyr}$	0.5	$q$
		100 MPa	$k$

همچنین، شایان ذکر است که داده‌های جدول ۲ مربوط به این پژوهش بوده و به گونه‌ای انتخاب و کالیبره شده‌اند که نزدیک‌ترین نتایج مدل‌سازی به نتایج تجربی را ایجاد نمایند. بردارهای برگرز و نرمال ارائه‌شده در جدول ۲، در ابتدا مطابق با دستگاه مختصات چهار محوره میلر- براویس<sup>۲</sup> مطابق با شکل ۱، ارائه شده‌اند. بردارهای چهار اندیس میلر- براویس به دستگاه مختصات سه‌محوره کارترین مطابق شکل ۱ آمده و سپس تبدیل به بردارهای یک‌ه‌سه شده و به برنامه وارد شدند. به منظور معرفی جهت‌گیری کریستالی به مدل انتخاب‌شده برای مدل‌سازی رفتار رچتینگ آلیاژ منیزیم تحت بارگذاری سیکلیک تنش- کنترل، برای هر کریستال، با توجه به سه زاویه اوپلر معرف جهت‌گیری کریستالی آن در ماده  $(\varphi_1, \varphi_2, \Phi)$ ، یک ماتریس چرخش (یا دوران)، به فرم زیر تعیین می‌شود (رابطه ۲۵):

$$\dot{\gamma}_{for}^{\alpha} = \begin{cases} \dot{\lambda} \left( \frac{\tau^{\alpha} - X^{\alpha}}{\tau_{c,for}^{\alpha}} \right)^{m_1} & \sum_{\alpha=1}^{ntwin} f_{twin}^{\alpha} < 1 \\ 0 & \end{cases} \quad (13)$$

$$\dot{\gamma}_{res}^{\alpha} = \begin{cases} -\dot{\lambda}_0 \left( \frac{-\tau^{\alpha} + X^{\alpha}}{\tau_{c,for}^{\alpha}} \right)^{m_1} & f_{twin}^{\alpha} > f_{res}^{\alpha} \\ 0 & \end{cases} \quad (14)$$

در ضمن،  $f_{res}^{\alpha}$  برابر کسر حجمی باقیمانده سیستم دوقلویی به فرم زیر می‌باشد [۱۵]:

$$f_{res}^{\alpha} = f_{sat}^{\alpha} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{f_c^{\alpha}}{b_{twin}^{\alpha}} \right) \right] \quad (15)$$

که  $f_{sat}^{\alpha}$  و  $b_{twin}^{\alpha}$  ثابت‌های مادی می‌باشند.  $f_c^{\alpha}$  کسر حجمی انباشته سیستم دوقلویی به فرم زیر است [۱۵]:

$$f_{res}^{\alpha} = |f_{twin}^{\alpha}| \quad (16)$$

پارامتر تنش بازگشتی برای سیستم‌های لغزشی مطابق معادله آرمسترانگ- فردریک<sup>۱</sup> به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

$$X_{slip}^{i\alpha} = c \dot{\gamma}_{slip}^{i\alpha} - b X^{i\alpha} |\dot{\gamma}_{slip}^{i\alpha}| \quad (17)$$

که  $b$  و  $c$  هر دو ثابت‌های مادی می‌باشند.

رابطه سخت‌شوندگی ایزوتروپیک برای سیستم‌های لغزشی به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

$$\dot{\tau}_c^{i\alpha} = \sum_{i=1}^{nslip} H_{ij} |\dot{\gamma}_{slip}^{i\alpha}| \quad (18)$$

$$H_{ij} = h [q + (1 - q) \delta_{ij}] \quad (19)$$

که در آن،  $H_{ij}$  ماتریس سخت‌شوندگی بوده و بیانگر میزان خودسخت‌شوندگی و سخت‌شوندگی پنهان بین سیستم‌های لغزشی می‌باشد. معادله سخت‌شوندگی سینماتیک ماده برای سیستم‌های دوقلویی به فرم زیر ارائه شده است [۱۵]:

$$\dot{X}^{\alpha} = k \dot{\gamma}_{twin}^{\alpha} \quad (20)$$

در روابط بالا،  $h$  و  $q$  ثابت‌های مادی می‌باشند.

رشد تنش برشی مؤلفه برای دوقلویی در بارگذاری و باربرداری به فرم زیر می‌باشد [۱۵]:

$$\tau_{c,for}^{\alpha} = \tau_{0,for} + (\tau_{sat,for} + \tau_{0,for}) \left( 1 - \exp \left( - \frac{f_c^{\alpha}}{b_{twin}^{\alpha}} \right) \right) \quad (21)$$

$$\tau_{c,res}^{\alpha} = \tau_{0,res} + (\tau_{sat,res} + \tau_{0,res}) \left( 1 - \exp \left( - \frac{f_c^{\alpha}}{b_{twin}^{\alpha}} \right) \right) \quad (22)$$

$\tau_{0,for}$  و  $\tau_{sat,for}$  تنش برشی بحرانی مؤلفه اولیه و اشباع‌شده و برای دوقلویی و  $\tau_{0,res}$  و  $\tau_{sat,res}$  تنش برشی بحرانی مؤلفه اولیه و اشباع‌شده برای رفع دوقلویی می‌باشد.

تا این مرحله، تمامی معادلات برای یک تک کریستال ارائه شد. به منظور تعمیم روابط به یک پلی‌کریستال، از قانون همگن‌سازی  $\beta$  استفاده شده است. سپس، رابطه بین تنش میکروسکوپی و تنش ماکروسکوپی به فرم زیر نوشته شده است [۱۵]:

$$\sigma = \Sigma + c(\beta - \beta^g) \quad (23)$$

$$\dot{\beta}^g = \dot{\epsilon}_{in} - D\beta^g \|\dot{\epsilon}_{in}\| \quad (24)$$

<sup>2</sup> Miller-Bravis

<sup>1</sup> Armstrong-Fredrick

$$\begin{bmatrix} \cos\varphi_1\cos\varphi_2 - \sin\varphi_1\sin\varphi_2\cos\Phi & \sin\varphi_1\cos\varphi_2 + \cos\varphi_1\sin\varphi_2\cos\Phi & \sin\varphi_2\sin\Phi \\ -\cos\varphi_1\sin\varphi_2 - \sin\varphi_1\cos\varphi_2\cos\Phi & -\sin\varphi_1\sin\varphi_2 + \cos\varphi_1\cos\varphi_2\cos\Phi & \cos\varphi_2\sin\Phi \\ \sin\varphi_1\sin\Phi & -\cos\varphi_1\sin\Phi & \cos\Phi \end{bmatrix} \quad (25)$$

جدول ۲. سیستم‌های تغییر شکل اختیاری شده در مدل ریزساختاری

Slip mode	No.	m	n
Basal	1	-0.8661, 0.5, 0	0, 0, 1
Basal	2	-0.8661, -0.5, 0	0, 0, 1
Basal	3	0, 1, 0	0, 0, 1
Prismatic	1	0, 1, 0	1, 0, 0
Prismatic	2	0.5, 0.8661, 0	0.5, 0.8661, 0
Prismatic	3	0.5, 0.8661, 0	0.5, 0.8661, 0
Pyr c+a	1	0.8233, 0, 0.4708	0.8233, 0, 0.4708
Pyr c+a	2	0.4543, 0.2623, 0.8514	0.8233, 0, 0.4708
Pyr c+a	3	-0.4543, 0.2623, 0.5841	0.4411, 0.7641, 0.4708
Pyr c+a	4	0, -0.5246, 0.8541	0.4411, 0.7641, 0.4708
Pyr c+a	5	0, 0.5246, -0.8514	-0.4411, 0.7641, 0.4708
Pyr c+a	6	0.4543, -0.2623, 0.8514	0.8823, 0, -0.4708
Pyr c+a	7	0.4543, 0.2623, 0.8514	0.8823, 0, -0.4708
Pyr c+a	8	0.4543, -0.2623, 0.8514	0.4411, 0.7641, -0.4708
Pyr c+a	9	0, 0.5246, 0.8514	0.4411, 0.7641, -0.4708
Pyr c+a	10	0.4543, 0.2623, 0.8514	-0.4411, 0.7641, -0.4708
Pyr c+a	11	0, 0.5246, 0.8514	-0.4411, 0.7641, -0.4708
Pyr c+a	12	-0.4543, 0.2623, 0.8514	0.4411, -0.7641, 0.4708
Tensile Twin	1	-0.7298, 0, 0.6338	0.6338, 0, 0.7298
Tensile Twin	2	-0.3649, -0.632, 0.6338	0.3419, 0.5922, 0.7298
Tensile Twin	3	0.3649, -0.632, 0.6338	-0.3419, 0.5922, 0.7298
Tensile Twin	4	0.7298, 0, 0.6338	-0.6338, 0, 0.7298
Tensile Twin	5	0.3649, -0.632, 0.6338	-0.3419, -0.5922, 0.7298
Tensile Twin	6	-0.3649, 0.632, 0.6338	0.3419, 0.5922, 0.7298

نتایج پژوهش [۱۸] می‌توان به صحت بافت ساخته شده در این پژوهش به منظور مدل‌سازی پی برد. شایان ذکر است که نمودارهای قطبی در مرجع [۱۸] مربوط به آلیاژ منیزیم AZ31 است. یان<sup>۱</sup> و همکارانش [۱۸] و لین<sup>۲</sup> و همکارانش [۱۹]، نشان دادند که تغییرات زیادی در فرم نمودار قطبی آلیاژهای مختلف منیزیم ایجاد نشده و صرفاً میزان شدت قطب‌ها تغییر می‌کند.

منحنی کرنش رچتینگ بر حسب تعداد سیکل برای آلیاژ منیزیم AZ91D شامل منحنی‌های تجربی و منحنی‌های مدل‌سازی شده در سه تنش میانگین مختلف در شکل ۴، آمده است. کرنش رچتینگ با استفاده از رابطه زیر محاسبه می‌شود:

$$\varepsilon_r = \frac{\varepsilon_{max} + \varepsilon_{min}}{2} \quad (28)$$

که در آن،  $\varepsilon_{max}$  و  $\varepsilon_{min}$  به ترتیب برابر کرنش بیشینه و کمینه در هر سیکل رچتینگ می‌باشند.

همچنین صحت نتایج به دست آمده با مقایسه منحنی کرنش رچتینگ آزمون و نتایج تجربی در پژوهش لین و همکاران [۱۷ و ۱۸] در بخش‌های بعدی، اثبات می‌شود.

مشابه پژوهش یو و همکاران [۱۵] نتایج مدل‌سازی، نشان‌دهنده بیش ارزیابی کردن کرنش رچتینگ می‌باشد هرچند که تمایل کلی منحنی‌ها

سپس، دو تانسور اشمید و تانسور نرمی الاستیک، به ترتیب، مطابق دو فرمول زیر از مختصات کریستال به سمت مختصات نمونه، چرخانده می‌شوند:

$$P^r = R \cdot P \cdot R^T \quad (26)$$

$$S_{ijkl} = R_{mi}R_{nj}R_{pk}R_{ql}R_{mnpq} \quad (27)$$

در ضمن، همانگونه که گفته شد، برای مدل‌سازی رفتار سیکلیک آلیاژ منیزیم AZ91D از داده‌های آزمون خستگی تنش-کنترل استفاده شده است [۱۷ و ۱۸].

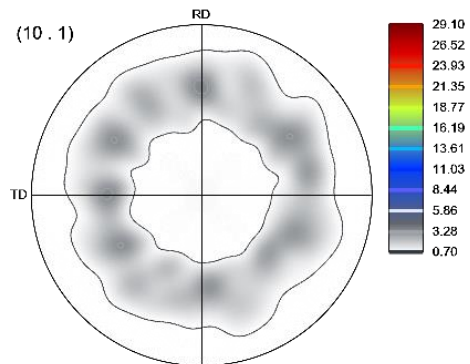
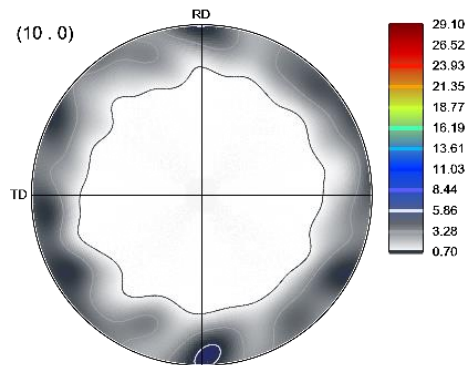
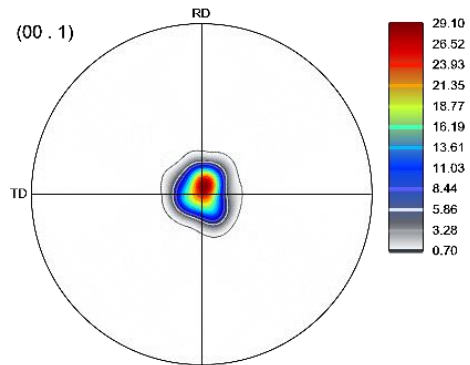
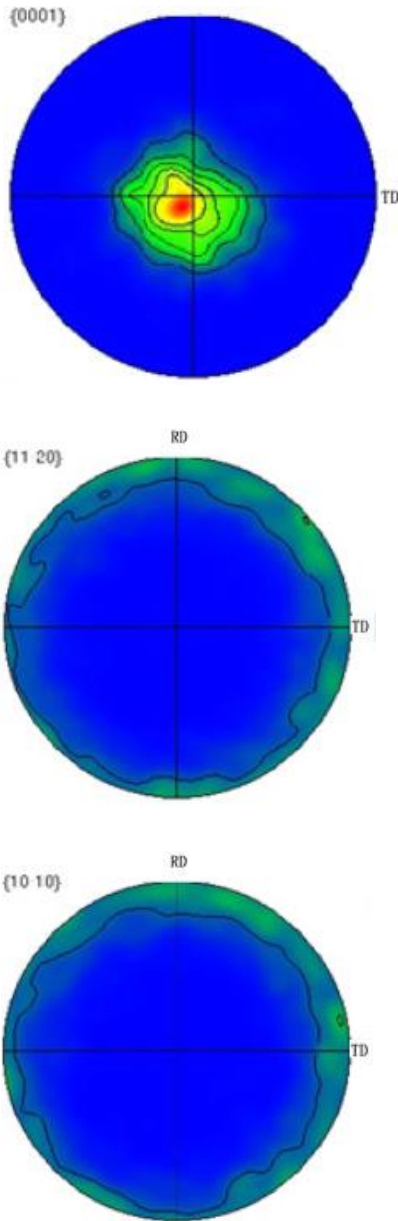
### ۳- نتایج و بحث

در ابتدا، یک فایل بافت پایه برای ماده مورد مطالعه (آلیاژ منیزیم) شامل ۱۰۰ کریستال ساخته شد، به طوری که بافت پایه ایجاد شده در آلیاژ منیزیم در حین فرایند نورد را بازسازی کند. شکل‌های قطبی مربوط به این بافت مصنوعی توسط نرم‌افزار ATEX ایجاد شده و در شکل ۲، قابل مشاهده هستند. جهت بردار نرمال بر صفحه (0 0 1) یا همان صفحه پایه، اکثریت کریستال‌ها به سمت جهت نرمال نمونه یا همان جهت عمود بر نورد در آلیاژ منیزیم AZ91D می‌باشند که این امر نشان از تخمین دقیق بافت پایه در ماده دارد. همچنین، دو شکل دیگر که بیانگر جهت‌های صفحه‌های (1 0 1) و (1 0 0) دارند، نشان از توزیع تصادفی آنها بین جهت‌های نورد و جهت عرضی نمونه دارد. نمونه‌ای از شکل‌های قطبی آلیاژ منیزیم اکستروژن شده در شکل ۳، قابل مشاهده هستند. با مقایسه نتایج بافت در این پژوهش و

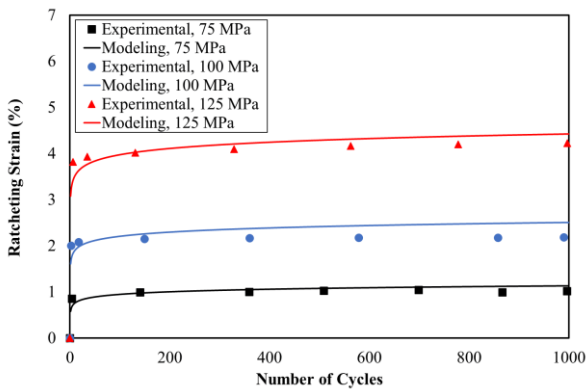
<sup>1</sup> Yan

<sup>2</sup> Lin

حفظ شده است. از آنجا که پارامتر تنش بازگشتی یا همان مدل سخت‌شوندگی سینماتیک مسئول تولید رچتینگ می‌باشد، ثابت شده است که مدل سخت‌شوندگی سینماتیک آرمسترانگ- فردریک، کرنش رچتینگ را بیش از آنچه که باید پیش‌بینی می‌کند [۶]. در این پژوهش، یکی از عوامل بیش ارزیابی کرنش رچتینگ می‌تواند همین استفاده از مدل آرمسترانگ- فردریک، بدین منظور باشد. سیکل‌های تنش اعمالی به نمونه آلیاژ منیزیم AZ91D با شرایط تنش میانگین ۱۰۰ مگاپاسکال و تنش دامنه ۱۲۵ مگاپاسکال در شکل ۵- الف و پاسخ کرنش ماده و رشد آن نسبت به زمان حاصل از مدل‌سازی در شکل ۵- ب قابل مشاهده می‌باشند.



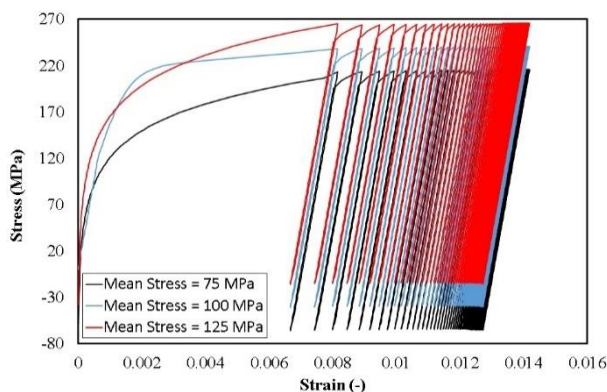
شکل ۳: شکل‌های قطبی آلیاژ منیزیم اکستروژن‌شده در گزارش ارائه‌شده در مرجع [۱۸]



شکل ۴: منحنی کرنش رچتینگ بر حسب سیکل تجربی و مدل‌سازی شده آلیاژ منیزیم در تنش میانگین‌های متفاوت. (داده‌های تجربی مربوط به مرجع [۱۸] می‌باشند.)

شکل ۲: شکل‌های قطبی آلیاژ منیزیم تولیدشده با استفاده از بافت پایه ساختگی

استفاده از چنین مدل‌های ریزساختاری می‌تواند در گام‌های بعدی برای بررسی تأثیر دما و نرخ بارگذاری (تنش یا کرنش) نیز مورد استفاده واقع شود [۲۰]. در ضمن، برای دقیق‌تر شدن مدل‌های ارائه‌شده، می‌توان از روش‌های یادگیری ماشین، کمک گرفت تا خطای ناشی از مدل‌سازی رفتار ماده را تا حد قابل‌قبولی کاهش داد [۲۱]. در ادامه، این پژوهش می‌تواند به اعمال مدل‌های دقیق‌تری در مقیاس میکرو و نانو در ریزساختار پرداخت تا مدل‌سازی بهتری از رفتار ماده تحت بارگذاری سیکلیک، حاصل شود [۲۲].



شکل ۶: منحنی‌های هیستریزس برای آلیاژ منیزیم AZ91D حاصل از مدل‌سازی کریستال پلاستیسیته در میانگین تنش‌های متفاوت برابر با ۷۵، ۱۰۰ و ۱۲۵ مگاپاسکال

#### ۴- نتیجه‌گیری

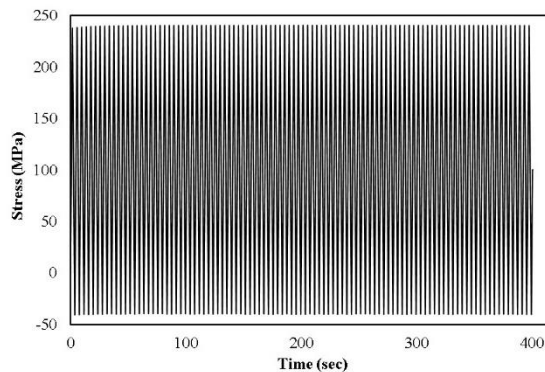
در این پژوهش، رفتار رچتینگ آلیاژ منیزیم AZ91D نوردشده با استفاده از مدل‌سازی به روش کریستال پلاستیسیته، مورد بررسی قرار گرفت. مدل تک کریستال استفاده‌شده شامل تغییرشکل‌های الاستیک و پلاستیک ناشی از لغزش نابجایی‌ها و دوقلوبی و همچنین رفتار رفع دوقلوبی به همراه سخت‌شوندگی ایزوتروپیک و سینماتیک است. برای تعمیم رفتار تک کریستال منیزیم به پلی کریستال، از مدل همگن‌سازی  $\beta$  استفاده شد. ثوابت مادی مدل، توسط آزمون‌های رچتینگ تک‌محوره بر روی آلیاژ منیزیم کالیبره شدند. نتایج این مقاله، به شرح زیر است:

- بافت کریستالوگرافی برای ۱۰۰ کریستال به صورت دستی، برای آلیاژ منیزیم تولید شد و شکل‌های قطبی آن نشان داد که بافت ساخته‌شده توانایی نمایندگی بافت پایه ایجادشده در آلیاژ منیزیم AZ91D بعد از فرایند نورد را داراست.

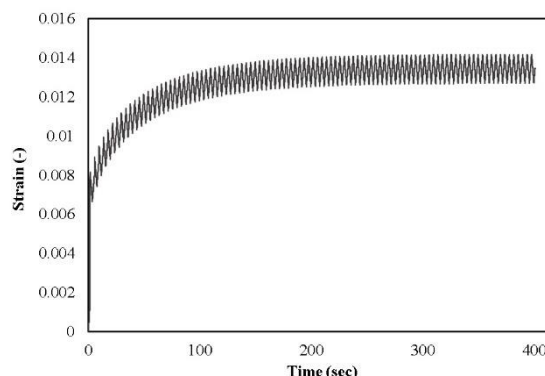
- مدل‌سازی رفتار رچتینگ در آلیاژ منیزیم نشان داد که با وجود پیش‌بینی درست، تمایل کلی منحنی کرنش رچتینگ بر حسب سیکل، کرنش رچتینگ کمی بیشتر (۰٫۲ درصد) ارزیابی شده است که می‌تواند ناشی از استفاده از قانون آرمسترانگ-فردریک برای بیان سخت‌شوندگی سینماتیک باشد.

- مدل کریستال پلاستیسیته توانایی مدل‌سازی مراحل اولیه و ثانویه رچتینگ، اثرات سخت‌شوندگی و اثرات تنش میانگین و دامنه را داراست.

(الف)



(ب)



شکل ۵: (الف) تاریخچه تنش بر حسب زمان با تنش میانگین ۱۰۰ مگاپاسکال، تنش دامنه ۱۲۵ مگاپاسکال و نرخ تنش ۵۰ مگاپاسکال بر ثانیه و (ب) پاسخ کرنشی ماده به سیکل‌های اعمالی از مدل‌سازی

همانطور که در شکل ۵ مشاهده می‌شود، تمایل کرنش در ابتدا در یک فاز صعودی قرار می‌گیرد که این امر نشان‌دهنده کرنش انباشته‌شده در ماده یا به عبارتی پدیده رچتینگ می‌باشد. از زمان بارگذاری ۱۰۰ ثانیه که تقریباً معادل با سیکل بیستم بارگذاری می‌باشد، رفتار ماده به پایداری رسیده و دیگر با ادامه بارگذاری، تغییری در پاسخ کرنش مشاهده نمی‌شود که این پدیده از مشخصه‌های مواد با خاصیت سخت‌شوندگی سیکلی همانند ماده مورد مطالعه یعنی آلیاژ منیزیم AZ91D می‌باشد. مرحله کرنش رچتینگ ثابت، به علت تعادل بین سخت‌شوندگی سیکلی و کرنش رچتینگ ایجاد می‌شود.

منحنی‌های هیستریزس آلیاژ منیزیم AZ91D حاصل از مدل‌سازی برای هر سه تنش میانگین ۷۵، ۱۰۰ و ۱۲۵ مگاپاسکال در شکل ۶ قابل مشاهده می‌باشد. در این شکل نیز به وضوح، کرنش پلاستیک انباشته‌شده در ماده به سبب پدیده رچتینگ مشاهده می‌شود. مقدار کرنش رچتینگ از هر سیکل به سیکل دیگر کاهش یافته و سپس مشاهده می‌شود که از کرنش ۰٫۱۲، به بعد، تغییرات بسیار کم شده و همانطور که در آزمون‌های خستگی رچتینگ فلزات نیز مشاهده شده است [۶-۱۲]، ماده به یک پایداری نسبی در بارگذاری سیکلیک رسیده است.

## ۵- تعارض منافع

شایان ذکر است که متن اولیه این مقاله از مقالات برتر در دوازدهمین همایش بین‌المللی موتورهای درونسوز و نفت، می‌باشد. در ضمن، یکی از نویسندگان این مقاله، دبیر علمی همایش فوق بوده است. در نهایت پس از گسترش مطالب برای امکان چاپ در مجله تحقیقات موتور، لحاظ گردیده است. به‌جز موارد گفته‌شده، تعارض منافع دیگری از سوی نویسندگان وجود ندارد.

## مراجع و منابع

- Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, Volume 236, No. 8, pp. 1489-1500, 2022.  
<https://doi.org/10.1177/14644207211073499>
- [10] M. Huppmann, M. Lentz, S. Chedid, W. Reimers, Analyses of deformation twinning in the extruded magnesium alloy AZ31 after compressive and cyclic loading, Journal of Materials Science, Vol. 46, pp. 938-950, 2011. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4838-0>
- [11] Y.C. Lin, X. Chen, Z. Liu, J. Chen, Investigation of uniaxial low-cycle fatigue failure behavior of hot-rolled AZ91 magnesium alloy, International Journal of Fatigue, Vol. 48, pp. 122-132, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.10.010>
- [12] G. Kang, C. Yu, Y. Liu, G. Quan, Uniaxial ratcheting of extruded AZ31 magnesium alloy: Effect of mean stress, Materials Science and Engineering A, Vol. 607, pp. 318-327, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.023>
- [13] G. Cailletaud, K. Sai, A polycrystalline model for the description of ratcheting: Effect of intergranular and intragranular hardening, Materials Science and Engineering A, Vol. 480, Nos. 1-2, pp. 24-39, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.071>
- [14] G. Cailletaud, P. Pilvin, Using of polycrystalline models for finite element computation, Review European Finite Element, Vol. 3, No. 4, pp. 515-541, 1994. <https://doi.org/10.1080/12506559.1994.10511147>
- [15] C. Yu, G. Kang, Q. Kan, Crystal plasticity based constitutive model for uniaxial ratcheting of polycrystalline magnesium alloy, Computational Materials Science, Vol. 84, pp. 63-73, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.11.054>
- [16] Q. Yu, J. Zhang, Y. Jiang, Direct observation of twinning-detwinning-retwinning on magnesium single crystal subjected to strain-controlled cyclic tension-compression in [0 0 0 1] direction, Philosophical Magazine Letters, Vol. 19, No. 12, pp. 757-765, 2011. <https://doi.org/10.1080/09500839.2011.617713>
- [17] Y.C. Lin, X.M. Chen, G. Chen, Uniaxial ratcheting and low-cycle fatigue failure behaviors of AZ91D magnesium alloy under cyclic tension deformation, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 6838-6843, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.03.129>
- [18] Z. Yan, D. Wang, X. He, W. Wang, H. Zhang, P. Dong, C. Li, Y. Li, J. Zhou, Z. Liu, L. Sun, Deformation behaviors and cyclic strength assessment of AZ31B magnesium alloy based on steady ratcheting effect, Materials Science and Engineering A, Vol. 723, pp. 212-220, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.023>
- [19] L. Lin, R.K. Mishra, A.K. Sachdev, Texture modification during extrusion of some Mg alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43, pp. 2148-2157, 2012. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0994-3>
- [1] T.J. Smith, H.J. Maier, H. Sehitoglu, F. Fleury, J. Allison, Modeling high-temperature stress-strain behavior of cast aluminum alloy, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30, pp. 133-146, 1999. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0201-y>
- [2] H. Friedrich, S. Schumann, Research for a "new age of magnesium" in the automotive industry, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 23, pp. 276-281, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00780-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00780-4)
- [3] M. Azadi, Effects of strain rate and mean strain on cyclic behavior of aluminum alloys under isothermal and thermo-mechanical fatigue loadings, International Journal of Fatigue, Vol. 47, pp. 148-153, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.08.005>
- [4] D.L. McDowell, Visco-plasticity of heterogeneous metallic materials, Materials Science and Engineering R, Vol. 62, No. 3, pp. 67-123, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2008.04.003>
- [5] H.J. Panchal, S.R. Kalidindi, D.L. McDowell, Key computational modeling issues in integrated computational materials engineering, Computer-Aided Design, Vol. 45, No. 1, pp. 4-25, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.cad.2012.06.006>
- [6] G. Kang, Ratcheting: Recent progresses in phenomenon observation, constitutive modeling and application, International Journal of Fatigue, Vol. 30, No. 8, pp. 1448-1472, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.10.002>
- [7] M. Lugo, J.B. Jordon, K.N. Solanki, L.G. Hector, J.D. Bernard, A.A. Luo, Role of different material processing methods on the fatigue behavior of an AZ31 magnesium alloy, International Journal of Fatigue, Vol. 52, pp. 131-143, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.02.017>
- [8] S. Balasubramanian, L. Anand, Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: Application to titanium, Acta Materialia, Vol. 50, No. 1, pp. 133-148, 2002. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00326-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00326-3)
- [9] F. Kiarasi, M. Babaei, M.O. Bidgoli, K.R. Kashyadeh, K. Asemi, Mechanical characterization and creep strengthening of AZ91 magnesium alloy by addition of yttrium oxide nanoparticles, Proceedings of the Institution of Mechanical



advances, Crystals, Vol. 11, No. 4, Article No. 435, 2021. <https://doi.org/10.3390/cryst11040435>

[22] A. Basiri, F. Zairi, M. Azadi, A. Ghasemi-Ghalebahman, Micromechanical constitutive modeling of tensile and cyclic behaviors of nano-clay reinforced metal matrix nanocomposites, *Mechanics of Materials*, Vol. 168, Article No. 104280, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2022.104280>

[20] W. Wang, J. Liu, A.K. Soh, Crystal plasticity modeling of strain rate and temperature sensitivities in magnesium, *Acta Mechanica*, Vol. 230, No. 6, pp. 2071-2086, 2019. <https://doi.org/10.1007/s00707-019-2374-9>

[21] M.R. Yaghoobi, G.Z. Voyiadjis, V. Sundararaghavan, Crystal plasticity simulation of magnesium and its alloys: A review of recent



## Ratcheting crystal plasticity modeling in microstructure of magnesium alloy under stress-controlled cyclic tensile loading with non-zero mean stress

A. Basiri<sup>1</sup>, M. Azadi<sup>2\*</sup>, A. Ghasemi-Ghalebahman<sup>3</sup>

<sup>1</sup>MSc, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran and Expert in Irankhodro Powertrain Company (IPCO), Tehran, Iran

<sup>2</sup>Associate Professor, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran, [m\\_azadi@semnan.ac.ir](mailto:m_azadi@semnan.ac.ir)

<sup>3</sup>Associate Professor, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran

\*Corresponding Author

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 04 February 2022

Accepted: 19 May 2022

#### Keywords:

Microstructural model

Crystal plasticity

Magnesium alloy

Fatigue

Ratcheting

### ABSTRACT

Today, the requirement of lowering the vehicle weight for the reduction of the fuel consumption and emissions, one of the methods considered by designers is to use the light magnesium alloy under cyclic loadings. In this article, considering the microstructure of the AZ91D magnesium alloy, its crystalline structure, a model for predicting the ratcheting behavior of this alloy was adapted and verified based on experimental data. The crystallographic texture of this alloy will be introduced into the model respecting the manufacturing process of the shaping conditions. The proposed model, in order to simulate the ratcheting deformation, had an acceptable accuracy. However, the values of the ratcheting strain were over-predicted. Moreover, the crystal plasticity model could simulate the first and second stages of ratcheting, hardening effects, mean stress, and stress amplitude, with a higher accuracy.

