

## تأثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار بافت آلیاژ منیزیم AZ63

مهدی کاویانی<sup>۱</sup>، غلامرضا ابراهیمی\*<sup>۲</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار، ایران

۲- استادیار، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار، ایران

\*[ebrahimi@hsu.ac.ir](mailto:ebrahimi@hsu.ac.ir)

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۶/۲۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۱۰/۰۶)

### چکیده

به منظور بررسی تأثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار بافت آلیاژ منیزیم AZ63، آزمون فشار گرم بر روی نمونه های اکستروود شده آلیاژ منیزیم AZ63 انجام شد. ابتدا نمونه ها در دو جهت اکستروود و جهت نرمال ماشین کاری شدند. سپس آزمون فشار گرم در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش های  $0.1\text{ s}^{-1}$  و  $1\text{ s}^{-1}$  و کرنش های مختلف انجام شد. بررسی های ریزساختاری و تغییرات بافت نشان می دهد که در کرنش های اولیه تغییر شکل فشار گرم، در نمونه های جهت اکستروود، دوقلویی های کششی منجر به تقویت بافت قاعده در جهت نورد و دوقلویی های فشاری در نمونه های جهت نرمال باعث تغییر بافت به سمت جهت عرضی می شوند. همچنین با توجه به تغییرات بافت توسط تصاویر قطبی مشخص شده است که در کرنش های بالا در نمونه های جهت نرمال، تبلور مجدد دینامیکی منجر به کاهش شدت بافت قاعده شده است.

### واژه های کلیدی:

آلیاژ منیزیم AZ63، بافت، دوقلویی، تبلور مجدد دینامیکی.

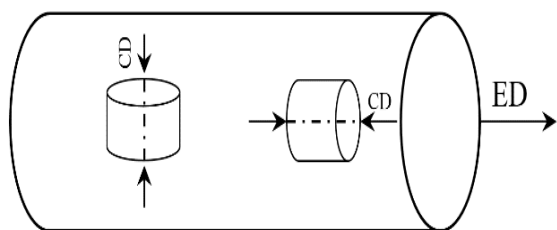
### ۱- مقدمه

شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم ایفا می کنند [۱-۳]. نتایج به دست آمده توسط Lee و همکارانش [۴] در مدل سازی رفتار کارسختی ورق های آلیاژ منیزیم نشان می دهد که دوقلویی و لغزش می تواند بر رفتار تغییر شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم با توجه به جهت بارگذاری، بافت و ریزساختار، تأثیر گذار باشد. بر اساس جهات بارگذاری، دوقلویی های مکانیکی، در کنار لغزش نابجایی، در تغییر شکل شرکت می کنند [۵]. تأثیر جهت بارگذاری با توجه به زاویه آن نسبت به محور c مشخص می شود. تحت شرایط بارگذاری که ساختار بلوری در

آلیاژهای منیزیم به دلیل خواص مکانیکی مانند سفتی و استحکام ویژه بالا در صنایع خودروسازی و هوا-فضا، استفاده می شوند. با این وجود، به دلیل شکل پذیری ضعیف آنها در دمای پایین کاربرد هایشان محدود می باشد. علت این امر عدم وجود پنج سیستم لغزش مستقل در دمای اتاق می باشد که برای تغییر شکل پلاستیک چندبلورها طبق معیار ون میز موردا نیاز است. سیستم های لغزش متداول در منیزیوم، لغزش قاعده  $\langle a \rangle$ ، لغزش منشوری  $\langle a \rangle$  و لغزش هرمی درجه دوم  $\langle c+a \rangle$  است. از طرف دیگر، دوقلویی های مکانیکی نقش مهمی را در تغییر

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، از نمونه آلیاژ اکستروژ شده AZ63 با قطر mm ۵۵ استفاده شده است. به منظور بررسی رفتار کارگرم آلیاژ AZ63، از دستگاه Zwick-Roell مدل Z250 برای انجام آزمون فشار گرم استفاده شد. به همین جهت، نمونه هایی با قطر mm ۸ و طول mm ۱۲ با جهت فشار موازی با جهت اکستروژ (ED) و عمود بر جهت اکستروژ (ND) تهیه شدند (همان طور که در شکل ۱ نشان داده شده است). آزمون های فشار گرم در دمای °C ۲۵۰ و در نرخ کرنش های  $0.1 s^{-1}$ ،  $1 s^{-1}$  و کرنش های مختلف انجام شدند. بعد از آزمایش فشار به منظور بررسی ریزساختار، نمونه ها در آب کوئنچ شدند.



شکل (۱): تصویر شماتیک از نمونه های فشاری تهیه شده از میله اکستروژ شده

به منظور بررسی ریزساختار و تغییر و تحولات ساختاری نمونه ها متالوگرافی شدند. برای آماده سازی سطح نمونه ها، ابتدا نمونه ها سمباده زنی شده و سپس پولیش مکانیکی انجام شد. برای بررسی ریزساختار نمونه ها و مشاهده دانه ها، محلول اچ استیک اسید (۱۰ ml)، پیکریک اسید (۵ gr)، آب (۱۰ ml) و اتانول (۷۰ ml) مورد استفاده قرار گرفت.

بافت نمونه ها توسط XRD با استفاده از تفرق Bruker D8 و منبع Cu K $\alpha$  با ولتاژ ۴۰ kV و شدت جریان ۴۰ mA و محدوده زاویه  $\alpha$  بین ۹۰°-۰ مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. سپس تابع توزیع جهت (ODF) توسط تصاویر قطبی ناقص {002} با استفاده از نرم افزار TexTools تهیه شد.

راستای محور c کشیده شود، دوقلویی های کششی با چرخش ساختار بلوری به میزان ۸۶° پیرامون (1  $\bar{1}20$ ) منجر به ازدیاد طول در راستای محور c می شوند [۶-۷]. در حالتی که بارگذاری فشاری در جهت موازی محور c باشد، حجم کوچکی از بلور ها توسط دوقلویی به منظور فشرده کردن محور c فعال خواهند شد که با نام دوقلویی فشاری شناخته می شوند [۸]. عواملی همچون، بافت اولیه، اندازه دانه، کرنش، نرخ کرنش و دما تاثیر بسزایی بر رفتار دوقلویی دارند [۹-۱۰]. در رابطه با تاثیر دما می توان گفت دوقلویی های تغییر شکل در دماهای پایین در دانه های بزرگ راحت تر تشکیل می شوند [۱۱]. چوی و همکارانش [۱۲] پی بردند نرخ کارسختی نمونه های AZ31 که محور فشار آن ها موازی با جهت نرمال (ND) بوده در مقایسه با نمونه هایی که محور فشار موازی با نمونه جهت نورد (RD) بوده بیشتر می باشد. پراساد و همکارانش [۱۳] نیز مشاهده کردند تحت شرایط بارگذاری فشاری مختلف سیستم های لغزش متفاوتی می تواند در آلیاژ منیزیم AZ31 فعال شود.

به منظور بهبود انعطاف پذیری، شکل دهی آلیاژ های منیزیم در دماهای بالا صورت می گیرد. به همین جهت، مطالعاتی درباره رفتار تنش سیلان و تغییرات ریزساختار آلیاژ های منیزیم تحت فرآیند شکل دهی گرم مورد بررسی قرار گرفته است [۱۴-۱۶]. اثر نرخ کرنش و دما بر تنش سیلان و تسلیم، به مکانیزم کنترل کننده تغییر شکل و در نتیجه، به نوع بارگذاری، بافت و ریزساختار وابسته می باشد [۱۷-۱۸]. علاوه بر دوقلویی و لغزش، تبلور مجدد دینامیکی می تواند حین فرآیند های ترمومکانیکی مانند فشار، اکستروژن منجر به تغییرات بافت شود [۱۹].

بنابراین با توجه به تاثیر بافت بر روی شکل پذیری آلیاژ های منیزیم و همچنین مطالعات اندکی که در رابطه با تاثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر تغییر بافت آلیاژ منیزیم AZ63 صورت گرفته است، لذا هدف این پژوهش بررسی تاثیر بافت اولیه، میزان کرنش و نرخ کرنش بر رفتار بافت آلیاژ اکستروژ شده AZ63 و نیز تغییرات ریزساختار حین فرآیند فشار گرم می باشد.

## ۳- نتایج و بحث

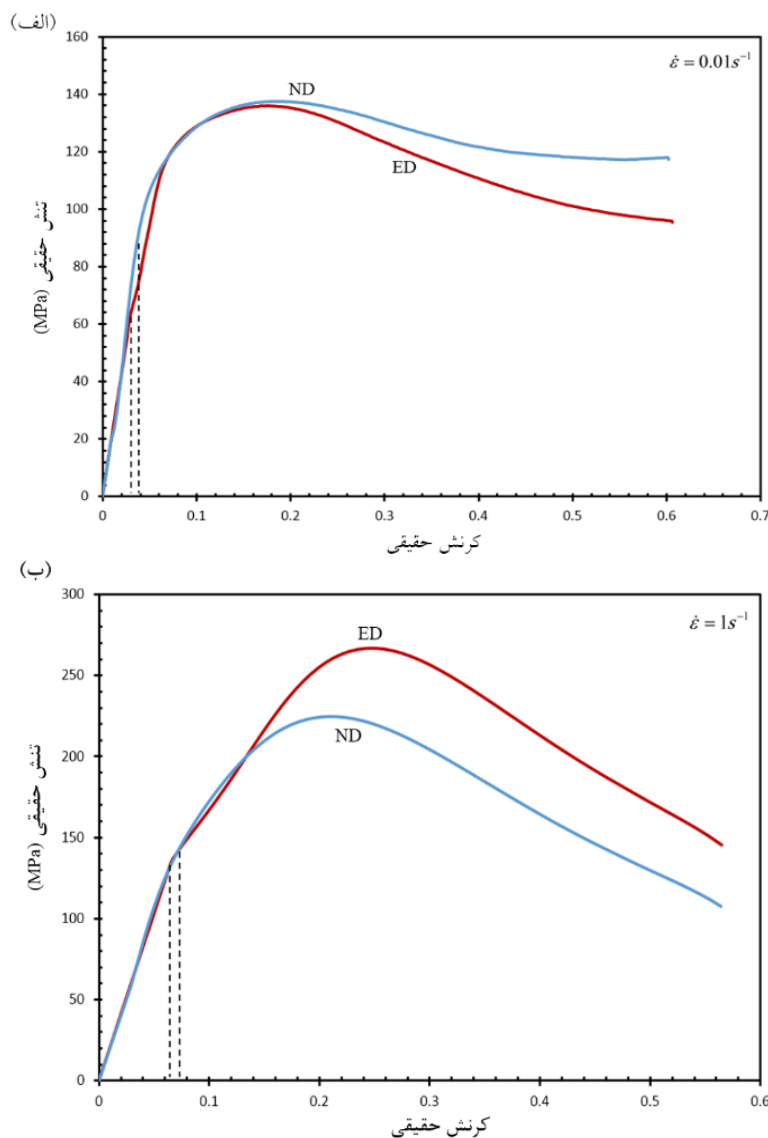
## ۳-۱- بررسی رفتار سیلان

نمودارهای تنش حقیقی- کرنش حقیقی نمونه های حاصل از آزمون فشار گرم در شکل ۲ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود، منحنی های تنش سیلان برای هر دو حالت ED و ND ابتدا تا یک نقطه بیشینه افزایش می یابد و سپس با افزایش کرنش در اثر کار نرمی سطح تنش سیلان به دلیل وقوع تبلور مجدد دینامیکی افت پیدا می کند. همان طور که در شکل ۲- الف مشاهده می شود یک تعادل دینامیکی در رفتار سیلان به دلیل تعادل بین کار سختی ناشی از افزایش دانسیته نابجایی ها و کارنرمی ناشی از تبلور مجدد دینامیکی حاصل می شود، به طوری که با افزایش کرنش، سطح تنش تقریباً ثابت می ماند.

همان طور که در شکل ۲- الف و ۲- ب مشاهده می شود، در بررسی رفتار سیلان نمونه ها در نرخ کرنش یکسان مشاهده می شود که تنش تسلیم نمونه های ED نسبت به نمونه های ND پایین تر است (با خط چین در شکل ۲ مشخص شده است)، که می تواند به دلیل راحت تر فعال شدن دوقلویی کششی باشد. بعد از نقطه تسلیم نیز، در ابتدا شیب ناحیه کارسختی با افزایش تنش به صورت خطی افزایش یافته است، که ناشی از دوقلویی های کششی می باشد. بنابراین، رخداد نقطه تسلیم در سطح تنش پایین تر و رفتار خطی ناحیه کار سختی بیانگر حضور دوقلویی های کششی در نمونه های ED می باشد [۱-۲، ۱۲]. اما در نمونه های ND، بعد از نقطه تسلیم یا به عبارت دیگر، در محدوده تغییر شکل پلاستیک با توجه به این که تفرع منحنی رو به پایین است می توان گفت لغزش قاعده حکم فرما بوده است. فعال شدن لغزش هرمی  $(c+a)$  منجر به جهت گیری مناسب صفحات بلوری برای لغزش قاعده به عنوان مکانیزم لغزش ثانویه می گردد [۱۲، ۲۰-۲۱]. همچنین، حضور دوقلویی های فشاری و دوقلویی های دوتایی نیز منجر به جهت گیری مناسب صفحات بلوری برای لغزش قاعده می گردد [۸] همان طور که توسط بارت [۲] و کیریان [۸] گزارش شده است. بنابراین سیستم لغزش هرمی و حضور دوقلویی های فشاری و دوتایی می توانند باعث جهت

گیری آسان صفحات قاعده شوند.

در شکل ۲- الف مشاهده می شود که تنش پیک نمونه های ND کمی بالاتر از نمونه های ED قرار دارد. در نرخ کرنش پایین اثر دوقلویی کششی در افزایش کارسختی نمونه های ED کاهش می یابد. همچنین در جهت ND به علت برش خوردن دانه ها توسط دوقلویی فشاری و دوتایی، تنش بیشینه در نتیجه اثر هال- پیچ [۲۲] افزایش می یابد و به میزان اندکی از نمونه های ED بالاتر می رود، در این شرایط تنش ناحیه پایدار نیز برای حالت ND بالاتر است [۲۳-۲۴]. اما همان طور که در شکل ۲- ب مشاهده می شود تنش پیک نمونه های ED بسیار بالاتر از نمونه های ND قرار دارد. بنابراین، نرخ کرنش های بالا باعث افزایش کار سختی بیشتری در نمونه های ED نسبت به ND می گردد. به دلیل این که در نرخ کرنش های بالا شرایط برای تشکیل دوقلویی های کششی در جهت ED بیشتر فراهم می شود و چرخش شبکه در اثر گسترش این نوع از دوقلویی ها منجر به محدودیت لغزش و افزایش کارسختی می گردد و همچنین افزایش کارسختی سبب افزایش تنش بیشینه شده و وقوع تبلور مجدد دینامیکی را به تاخیر می اندازد. بنابراین طبق اثر معروف بازینسکی دانسیته بیشتری از نابجایی های غیر متحرک ایجاد می گردد [۲، ۲۵-۲۶]. اما در نمونه ND به دلیل وقوع دوقلویی های فشاری و دوتایی و جهت گیری مناسب صفحات بلوری، لغزش آسان نابجایی ها به راحتی اتفاق می افتد و در نهایت تبلور مجدد دینامیکی در کرنش های پایین تری آغاز می گردد [۱۷-۲۷]. نکته دیگری که می توان به آن پی برد این است که با افزایش نرخ کرنش، میزان انعطاف پذیری افزایش یافته است. دلیل این امر را می توان مربوط به فعال شدن سیستم لغزش غیر قاعده، مخصوصاً لغزش هرمی  $(c+a)$  دانست. عسگری و همکارانش [۲۸] نیز چنین رفتاری را در شبیه سازی بافت تغییر شکل آلیاژ منیزیم AZ31B تحت بارگذاری دینامیکی مشاهده کردند.



شکل (۲): نمودار تنش حقیقی-کرنش حقیقی نمونه های ED و ND در نرخ کرنش های: (الف):  $0.01 \text{ s}^{-1}$  و (ب):  $1 \text{ s}^{-1}$

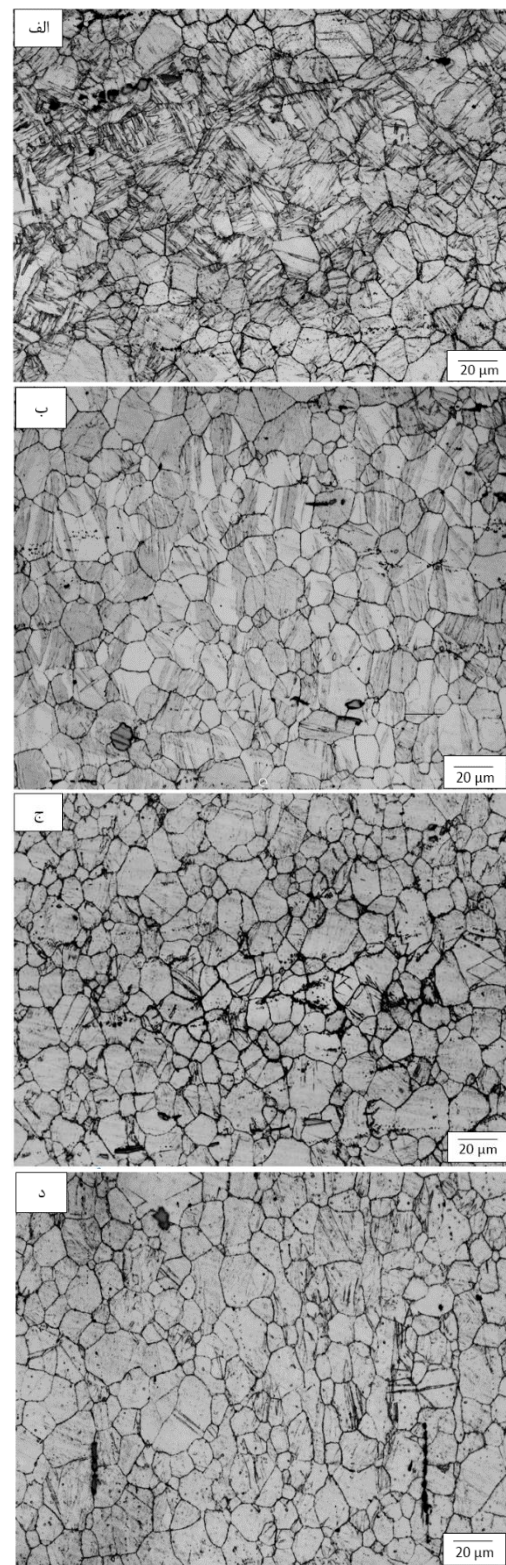
### ۲-۳- بررسی تحولات ریز ساختار

ب مشاهده می شود و در کرنش های بالاتر فقط دوقلوبی های فشاری با مورفولوژی نازک و کشیده (شکل ۳-ج) در ریزساختار به چشم می خورد. بررسی ریزساختار در نمونه های ND نیز بیانگر وقوع دوقلوبی های فشاری از مراحل اولیه تغییر شکل است. بررسی ریز ساختار در نمونه های ND نیز بیانگر وقوع دوقلوبی های فشاری از مراحل اولیه تغییر شکل است. همان طور که در شکل ۳-د نیز مشاهده می گردد دوقلوبی های فشاری با مورفولوژی نازک و کشیده تشکیل شده است.

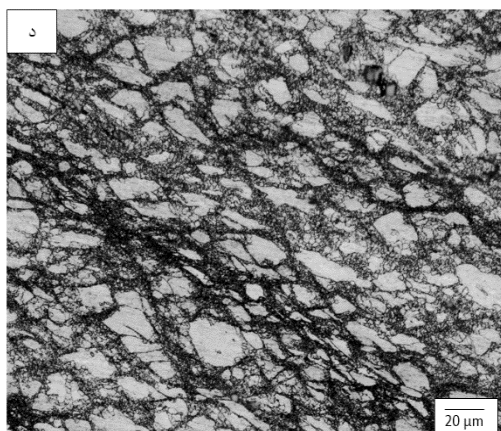
بررسی های ریزساختاری نیز به خوبی وقوع و گسترش دوقلوبی های مختلف در ناحیه کارسختی را نشان می دهد. همان گونه که در شکل ۳-الف مشاهده می شود با افزایش کرنش در نمونه های ED دوقلوبی های کششی با مورفولوژی ضخیم و عدسی شکل گسترش می یابند. در کرنش حدود ۰/۱ که حداکثر کرنش برشی در راستای محور C توسط دوقلوبی اعمال می شود، کسر حجمی دوقلوبی های کششی به مقدار بیشینه خود می رسد. اما در ادامه از میزان آن ها کاسته شده همان طور که در شکل ۳-

همان طور که در نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی شکل ۲ مشاهده شد بعد از تنش بیشینه، فرآیند تبلور مجدد رخ داده اما با افزایش نرخ کرنش تبلور مجدد دینامیکی به تعویق افتاده است. در توجیه این رفتار می توان گفت با افزایش نرخ کرنش، نیرو محرکه تبلور مجدد و کار سختی، هر دو افزایش می یابند اما مورد دومی غالب تر می باشد، به عبارت دیگر کارسختی ناشی از تجمع نابجایی ها فرآیند غالب تغییر شکل می باشد. بنابراین، کرنش و تنش پیک، با افزایش نرخ کرنش، افزایش می یابند. علت افزایش کرنش نقطه بیشینه در نرخ کرنش بالا می تواند مربوط به لغزش هرمی باشد. تاثیر نرخ کرنش بر شروع تبلور مجدد و رفتار سیلان در چندین پژوهش [۲۹-۳۰] گزارش شده است.

بررسی های ریز ساختاری در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش های  $1\text{ s}^{-1}$  و  $0.1\text{ s}^{-1}$  نشان می دهد به دلیل اینکه کار سختی بیشتری در نمونه های ED اتفاق می افتد کسر حجمی و اندازه دانه تبلور مجدد در نمونه های ED کمتر می باشد. همان طور که در شکل ۴ مشاهده می شود در نرخ کرنش  $0.1\text{ s}^{-1}$  (شکل ۴-الف و ۴-ب) اندازه و میزان دانه های تبلور مجدد برای نمونه های ED و ND شبیه یکدیگر بوده در حالی که در نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  (شکل ۴-ج و ۴-د) اندازه دانه های ED نسبت به ND کوچک تر می باشد. با توجه به نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی شکل ۲ مشاهده می شود که در نرخ کرنش  $0.1\text{ s}^{-1}$  تنش سیلان نمودار ها تقریباً مشابه یکدیگر بوده، بنابراین اندازه دانه های تبلور مجدد مشابه یکدیگر می باشد، اما در نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  تنش پیک نمونه های ND زود تر از نمونه های ED حاصل می شود لذا در نمونه های ND تبلور مجدد زودتر شروع شده و کسر حجمی دانه های تبلور مجدد یافته نسبت به نمونه های ED بیشتر می باشد. با مقایسه ریزساختار در نرخ کرنش های مختلف مشاهده می شود که نرخ کرنش بالا منجر به اندازه دانه ریز تری نسبت به نرخ کرنش پایین شده است به عبارت دیگر، اندازه دانه در نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  نسبت به نرخ کرنش  $0.1\text{ s}^{-1}$  کوچک تر می باشد. با توجه به این که با افزایش دانسیته نابجایی ها و ایجاد



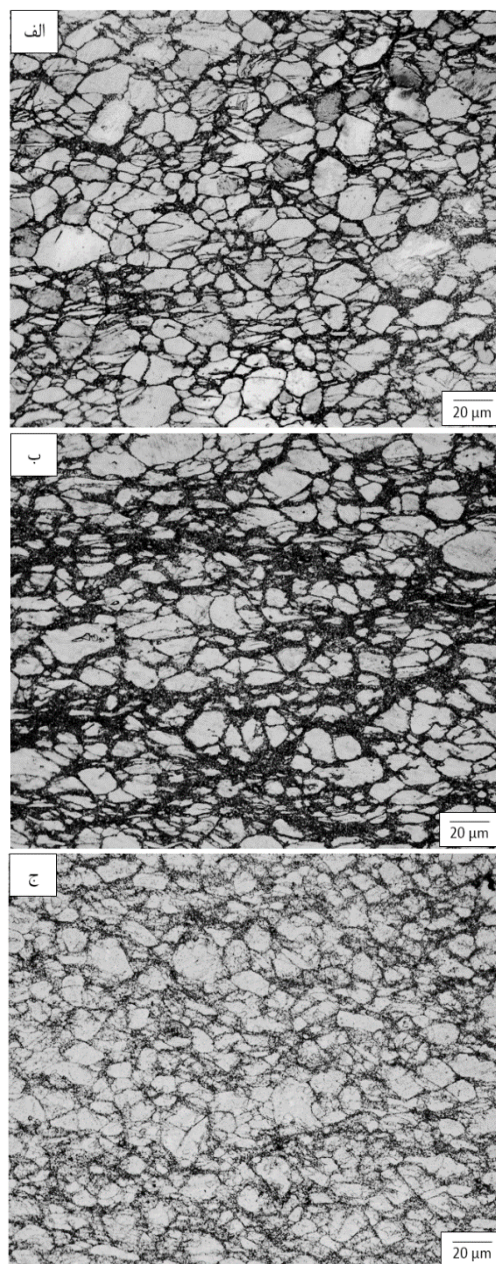
شکل (۳): ریزساختار فشار گرم در نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  نمونه ED در کرنش حقیقی: (الف):  $0.075$ ، (ب):  $0.15$ ، (ج):  $0.25$  و (د): نمونه ND در کرنش حقیقی  $0.1$ .



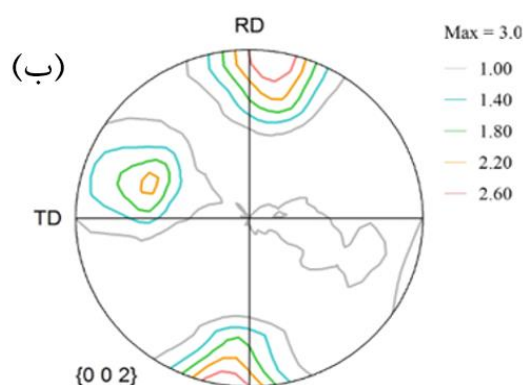
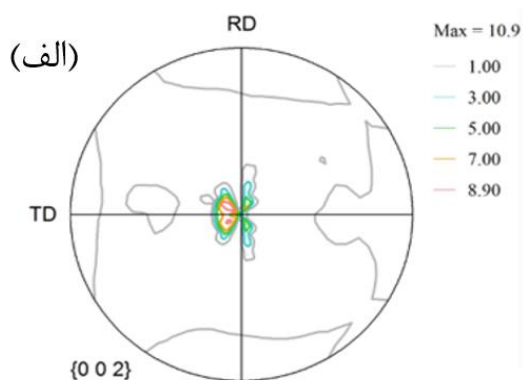
شکل (۴): ریز ساختار فشار گرم در نرخ کرنش  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ : (الف): ED،  
(ب): ND و نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$ : (ج): ED و (د): ND

بوهلن و همکارانش [۳۲] به نقش انرژی ذخیره شده در دانه ها بر تبلور مجدد دینامیکی در بررسی تاثیر مکانیزم های تبلور مجدد بر بافت آلیاژ منیزیم AZ31 نورد شده اشاره کردند. همچنین بر اساس تحقیقات وانگ و همکارانش [۳۳]، دوقلویی ها بر روی جوانه زنی DRX حین تغییر شکل گرم آلیاژ های منیزیم تاثیر گذار می باشند. جوانه زنی DRX در مرز دوقلویی و درون دوقلویی ها می تواند رخ دهد، به دلیل این که این نواحی دارای انرژی ذخیره شده بیشتری نسبت به زمینه بوده و بنابراین مکان های مرجحی برای DRX می باشند. در نتیجه تحت نرخ کرنش های بالا که کسر حجمی دوقلویی ها افزایش یافته است، با افزایش کرنش تبلور مجدد بیشتری نیز می تواند رخ دهد. همان طور که در شکل ۴-د مشاهده می شود، در کنار دانه های ریز حاصل از تبلور مجدد دینامیک، باندهایی در زاویه  $45^\circ$  نسبت جهت اعمال فشار تشکیل شده اند. مطالعات صورت گرفته توسط دل وال [۳۴] نشان می دهد تبلور مجدد دینامیک بر روی دوقلویی های فشاری و دوتایی عامل اصلی این پدیده می باشد. آن ها بیان کردند که دوقلویی های دوتایی باعث جهت گیری مناسب صفحات قاعده برای لغزش آسان در باند برشی می گردند.

دوقلویی ها، انرژی بیشتری در ریزساختار ذخیره می گردد، بنابراین مکان های جوانه زنی بیشتری برای دانه های تبلور مجدد فراهم می شود، با این وجود نرخ کرنش بالا نیرو محرکه رشد دانه های جدید را کاهش می دهد پس اندازه آنها کاهش می یابد. بوهلن و همکارانش [۳۱] به نقش انرژی ذخیره شده در دانه ها بر تبلور مجدد دینامیکی در بررسی تاثیر مکانیزم های تبلور مجدد بر بافت آلیاژ منیزیم AZ31 نورد شده اشاره کردند.



اعمال کرنش بیشتر صفحات قاعده به سمت جهت RD جهت گیری می کنند (شکل ۶-ب)، که این امر منجر به کاهش دانسیته قطب در صفحات قاعده شده است.

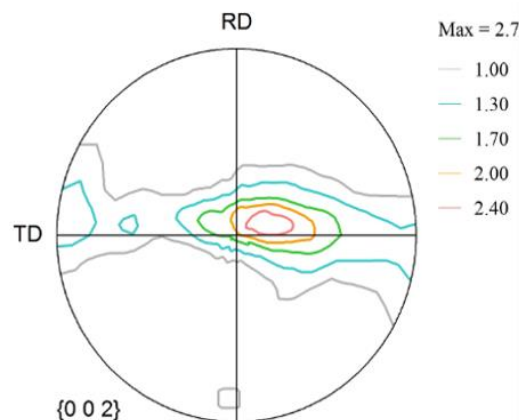


شکل (۶): تصاویر قطبی نمونه های ED حاصل از آزمون فشار گرم در نرخ کرنش  $1 s^{-1}$  و کرنش های: (الف): ۰/۰۶ و (ب): ۰/۱

با توجه به شکل ۶-الف مشاهده می شود در ابتدا صفحات قاعده موازی با جهت فشار قرار گرفته است و نشان دهنده بافت قوی می باشد. علت بافت قاعده ای شدید می تواند مربوط به دوقلوبی کششی و لغزش قاعده ای باشد. با توجه به این که در ابتدای فرآیند تغییر شکل، لغزش قاعده و دوقلوبی کششی  $\{10\bar{1}2\}$  می توانند تشکیل شوند. چوبی و همکارانش [۱۲] فعال شدن دوقلوبی کششی و لغزش قاعده ای را در ابتدای تغییر شکل پلاستیک حین آزمایش فشار در جهت نورد ورق آلیاژ منیزیم AZ31 مشاهده کردند. کبیریان و همکارانش [۸] نیز بیان کردند که فقط لغزش قاعده  $\langle a \rangle$  با تنش برشی بحرانی کم و دوقلوبی

### ۳-۳- تغییرات بافت

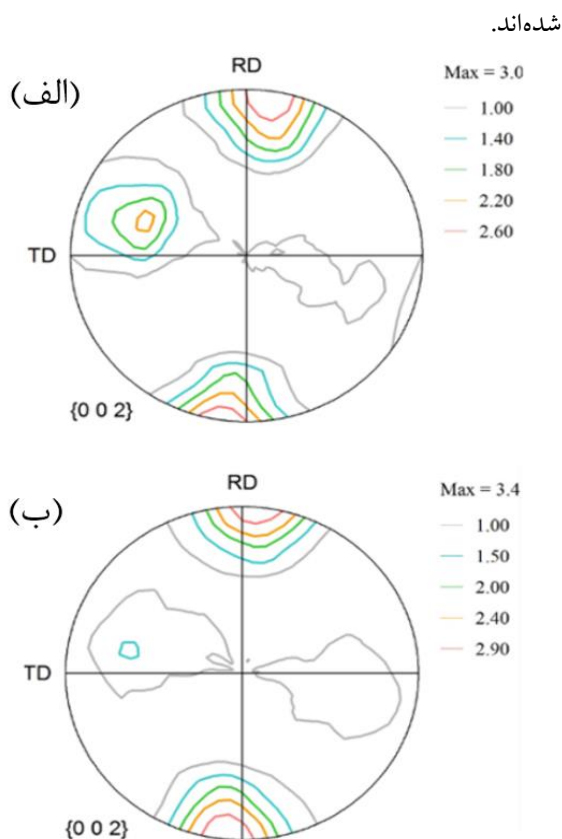
شکل ۵ نشان دهنده بافت نمونه اکستروود شده می باشد، که در آن صفحات قاعده عمود بر RD (جهت نورد=جهت اکستروود) قرار گرفته اند. همان طور که در شکل مشاهده می شود، صفحات قاعده (0002) به میزان  $30^{\circ}$ - $10^{\circ}$  به سمت TD (جهت عرضی) جهت گیری کرده اند، به طوری که محور c دانه ها عمود بر جهت اکستروود می باشد. علت این رویداد ممکن است وجود باندهای برشی در نمونه باشد. این باندها در زاویه  $35^{\circ}$  نسبت به صفحه نورد و موازی با جهت عرضی تشکیل می شوند [۳۵].



شکل (۵): تصویر قطبی نمونه اکستروود شده

همچنین وانگ و همکارانش [۳۳] مشاهده کردند، زمانی که قطب های قاعده در جهتی تقریباً موازی با جهت ND قرار بگیرند، لغزش غیرقاعده ای نابجایی  $\langle a \rangle$  می تواند منجر به تطابق کرنش در راستای TD شود. با این وجود بافت مشاهده شده بافت معمول در آلیاژ منیزیم اکستروود شده می باشد [۱۵].

شکل ۶ تصاویر قطبی نمونه ED را بعد از آزمون فشار گرم در دمای  $250^{\circ}C$  و نرخ کرنش  $1 s^{-1}$  نشان می دهد. همان طور که در شکل ۶-الف مشاهده می شود، صفحات قاعده در مرکز تصویر قطبی دارای تراکم بسیار زیادی بوده که نشان دهنده بافت قاعده ای (0002) غالب می باشد، که در آن دانه ها به گونه ای جهت گیری کرده اند که محور c آن ها عمود بر RD می باشد. با



شکل ۷. تصاویر قطبی حاصل از آزمون فشار گرم نمونه های ED در کرنش ۰/۱ و نرخ کرنش های: (الف):  $0.1 s^{-1}$  و (ب):  $1 s^{-1}$

همان طور که در شکل ۸-الف مشاهده می شود صفحات قاعده به سمت TD چرخیده اند. با توجه به این که صفحات شبکه تقریباً در حدود  $56^\circ$  نسبت به جهت گیری اولیه یا بافت اولیه (شکل ۵) به سمت TD تغییر جهت داده‌اند، و همچنین اعمال فشار در جهت عمود بر صفحات قاعده (موازی با محور C) بوده است، لذا می توان نتیجه گرفت که دوقلوبی فشاری عامل تغییرات بافت باشد [۳۴]. همان طور که در شکل های ۸-ب و ۸-ج مشاهده می شود، با اعمال کرنش بیشتر دوقلوبی های بیشتری فعال شده و تغییر بافت چشم گیری مشاهده شده است به طوری که قطب ها در نزدیکی RD تجمع یافته‌اند. علت این جهت گیری را می توان مربوط به دو عامل دانست، نخست، با اعمال کرنش بیشتر، دانه ها به گونه ای جهت گیری کرده که امکان فعالیت دوقلوبی کششی فراهم بوده و با حضور دوقلوبی

کششی در ابتدای تغییر شکل پلاستیک در نمونه های ED حضور داشته، در حالی که سایر مکانیزم های تغییر شکل تاثیر چندانی در تغییر بافت نداشته‌اند. همان طور که در شکل ۶-ب مشاهده می شود با اعمال کرنش بیشتر دوقلوبی های کششی بیشتری فعال شده و منجر به تطبیق کرنش پلاستیک در راستای محور C می شود. با توجه به این که جهت اعمال فشار عمود بر محور C (فشار در جهت موازی با صفحات قاعده) می باشد، دوقلوبی های فعال شده از نوع دوقلوبی کششی  $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  می باشند که منجر به چرخش صفحات شبکه به میزان  $\langle 11\bar{2}0\rangle$   $86^\circ$  نسبت به جهت گیری اولیه می گردد، به طوری که قطب های قاعده به سمت جهت RD متمایل شده و عمود بر جهت فشار قرار می گیرند، بسیاری از منابع فعال شدن دوقلوبی های کششی را در ابتدای فشار در نمونه های ED مشاهده کرده اند [۱۲، ۲۴، ۳۶].

شکل ۷ تاثیر نرخ کرنش حین آزمون فشار گرم نمونه های ED را بر تغییرات بافت در دمای  $250^\circ C$  و کرنش ۰/۱ نشان می دهد. در رابطه با تاثیر نرخ کرنش بر روی بافت می توان گفت که با افزایش نرخ کرنش، دوقلوبی های کششی بیشتری تشکیل شده و گسترش یافته است. بنابراین همان طور که در شکل ۷-الف و ۷-ب مشاهده می شود با افزایش نرخ کرنش شدت قطب های قاعده در RD افزایش یافته که به دلیل افزایش دوقلوبی های کششی بوده که منجر به تقویت بافت قاعده می شود به گونه ای که دانسیته قطب صفحات قاعده در جهت عمود بر جهت تنش فشاری تقویت می گردد. تقویت بافت قاعده با افزایش نرخ کرنش توسط استرینسکی و همکارانش [۳۲] گزارش شده است. شکل ۸ تصاویر قطبی آلیاژ منیزیم AZ63 نمونه های ND را در دمای  $250^\circ C$  و نرخ کرنش  $1 s^{-1}$  در کرنش های متفاوت نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود، ابتدا صفحات قاعده به سمت جهت عرضی (TD) چرخیده (۸-الف) و سپس با اعمال کرنش بیشتر تمرکز بیشتر قطب ها در جهت RD می باشد (شکل ۸-ب و ۸-ج) اما در نهایت با اعمال کرنش بیشتر، قطب ها به سمت مرکز تصویر (شکل ۸-د) متمایل



تحقیقات انجام شده [۸-۹] نشان داده است که لغزش هرمی  $\langle c+a \rangle$  باعث فشرده شدن محور  $c$  می شود، بنابراین قطب های قاعده از جهت فشار فاصله گرفته و به سمت RD در جهت گیری می کنند. با توجه به شکل ۸-د در کرنش ۰/۶ مشاهده می شود که یکی از قطب ها به سمت مرکز تصویر متمایل شده و قطب دیگر به سمت TD جهت گیری کرده است. علت این تغییرات بافت می تواند ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی باشد. با مراجعه به نمودار تنش حقیقی-کرنش حقیقی شکل ۲-ب مشاهده می شود که در کرنش ۰/۶ تبلور مجدد دینامیکی رخ داده است. وقوع تبلور مجدد منجر به کاهش شدت بافت قاعده شده، همچنین باعث می شود بافت حاصل از تبلور مجدد مشابه بافت اولیه شود با این تفاوت که شدت کمتری نسبت به بافت اولیه دارد [۳۷-۳۹].

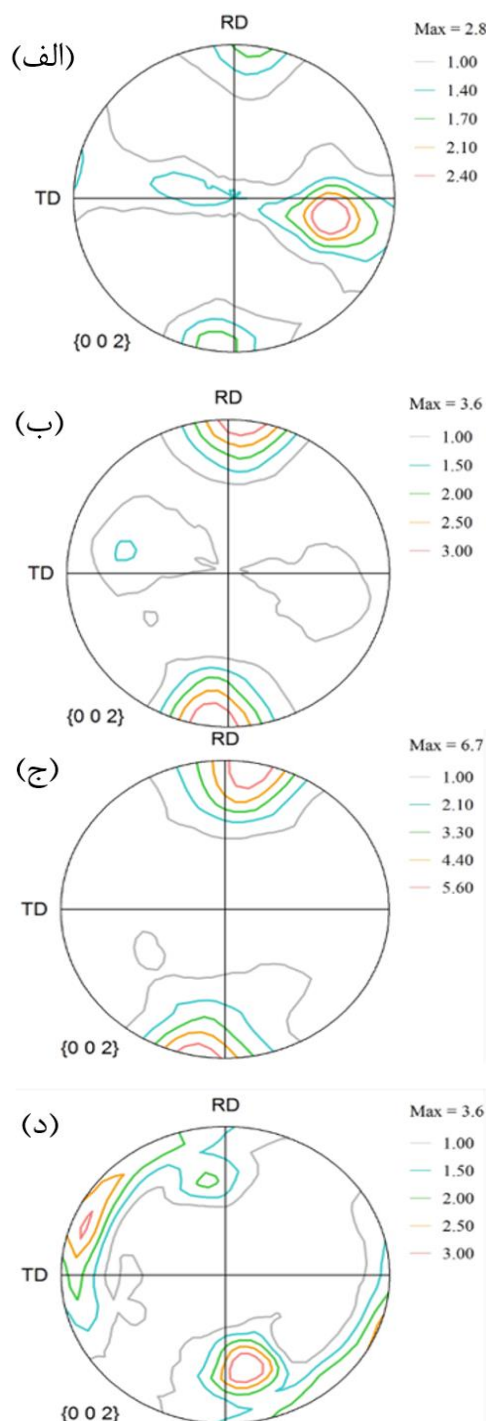
#### ۴- نتیجه گیری

۱- با افزایش میزان کرنش در نمونه های ED، وقوع و گسترش دوقلوبی های کششی منجر به افزایش شدت بافت صفحات قاعده (0002) در جهت عمود بر جهت فشار شده است. به عبارت دیگر، وقوع دوقلوبی های کششی منجر به تمرکز قطب های قاعده به سمت RD شده که در نتیجه چرخش دانه ها می باشد به گونه ای که محور  $c$  آن ها موازی با جهت فشار قرار گرفته است.

۲- افزایش نرخ کرنش در نمونه ED، منجر به گسترش بیشتر دوقلوبی کششی شده و در نتیجه تقویت بافت قاعده (0002) در جهت RD حاصل شده است.

۳- افزایش میزان کرنش در نمونه ND، وقوع و گسترش دوقلوبی های فشاری و دوتایی را سبب شده است. به علاوه، افزایش دانسیته صفحات قاعده (0002) در نزدیک RD مشاهده شده که می تواند ناشی از لغزش هرمی یا حضور دوقلوبی های کششی باشد. در نهایت در کرنش های بالا می توان به نقش تبلور مجدد و تأثیر آن بر کاهش بافت قاعده اشاره نمود.

کششی صفحات قاعده به میزان  $86^\circ$  چرخیده و در نزدیکی RD تجمع پیدا کرده اند. این موضوع در مطالعات منگ و همکارانش [۳۶] مشاهده شده است. عامل دوم که فعال شدن لغزش هرمی می باشد.



شکل (۸): تصاویر قطبی نمونه های ND حاصل از آزمون فشار گرم در نرخ کرنش  $1 s^{-1}$  و کرنش های: (الف): ۰/۰۷۵، (ب): ۰/۱، (ج): ۰/۲، (د): ۰/۶

Mater, Vol. 52, pp. 5093–5103, 2004.

- [12] S. H. Choi, E. J. Shin & B. S. Seong, "Simulation of deformation twins and deformation texture in an AZ31 Mg alloy under uniaxial compression", *Acta Mater*, Vol. 55, pp. 4181–4192, 2007.
- [13] Y. V. R. K. Prasad & K. P. Rao, "Effect of crystallographic texture on the kinetics of hot deformation of rolled Mg–3Al–1Zn alloy plate", *Materials Science and Engineering*, Vol. 432A, pp. 170–177, 2006.
- [14] I. A. Maksoud & H. Ahmed, "Investigation of the effect of strain rate and temperature on the deformability and microstructure evolution of AZ31 magnesium alloy", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 504A, pp. 40–48, 2009.
- [15] P. Klimanek & A. Potzsch, "Microstructure evolution under compressive plastic deformation of magnesium at different temperatures and strain rates", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 324A, pp. 145–150, 2002.
- [16] J. C. Tan & M. J. Tan, "Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet", *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 339A, pp. 124–132, 2003.
- [17] S. Xu, W. R. Tyson, R. Eagleson, R. Zavadil, Z. Liu, P. L. Mao, C. Y. Wang, S. I. Hill & A. A. Luo, "Dependence of flow strength and deformation mechanisms in common wrought and diecast magnesium alloys on orientation, strain rate and temperature", *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol. 1, pp. 275-282, 2013.
- [18] T. Al-Samman & G. Gottstein, "Room temperature formability of a magnesium AZ31 alloy: Examining the role of texture on the deformation mechanisms", *Materials Science and Engineering*, Vol. 488A, pp. 406-414, 2008.
- [19] L. Jin, D. Lin, D. Mao, X. Zeng & W. Ding, "An electron back-scattered diffraction study on the microstructure evolution of AZ31 Mg alloy during equal channel angular extrusion", *J. Alloy Compd*, Vol. 426, pp. 148-154, 2006.
- [20] M. Knezevic, A. Levinson, R. Harris, R. K. Mishra, R. D. Doherty & S. R. Kalidindi, "Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution", *Acta Mater*, Vol. 58, pp. 6230–6242, 2010.

## ۵- مراجع

- [1] M. R. Barnett, "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I. "Tension" twins", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 464A, pp. 1-7, 2007.
- [2] M. R. Barnett, "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. "Contraction" twins", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 464A, pp 8-16, 2007.
- [۳] م. پاکشیر، ر. مدحت و خ مرشد بیهانی، "بررسی و مقایسه رفتار خوردگی آلیاژ منیزیم AZ91 ریختگی و تغییر فرم یافته به روش اکستروژن برشی ساده"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۲، ۱۳۹۴.
- [4] M. G. Lee, R. H. Wagoner, J. K. Lee, K. Chung & H. Y. Kim, "Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardening behavior of magnesium alloy sheets", *Int. J. Plast*, Vol. 24, pp. 545-582, 2008.
- [5] G. Proust, C. N. Tomé, A. Jain & S. R. Agnew, "Modeling the effect of twinning and detwinning during strain-path changes of magnesium alloy AZ31", *Int. J. Plast*, Vol. 25, pp. 861–880, 2009.
- [6] P. G. Partridge, "The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals" *Metall. Rev*, Vol. 12, pp. 169–194, 1967.
- [7] B. C. Wonsiewicz, "Plasticity of Magnesium Crystals, Mass", *Inst. Tech* (1966) PhD Thesis, 1966.
- [8] F. Kabirian, A. S. Khan & T. Gnaupel-Herlod, "Visco-plastic modeling of mechanical responses and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy for various loading conditions", *Int. J. Plast*, Vol. 68, pp. 1-20, 2015.
- [9] S. R. Agnew, M. H. Yoo & C. N. Tome, "Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y", *Acta Mater*, Vol. 49, pp. 4277–4289, 2001.
- [10] S. Godet, L. Jiang, A. A. Luo & J. J. Jonas, "Use of Schmid factors to select extension twin variants in extruded magnesium alloy tubes", *Scripta Mater*, Vol. 55, pp. 1055–1058, 2006.
- [11] M. R. Barnett, Z. Keshavarz, A. G. Beer & D. Atwell, "Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg–3Al–1Zn", *Acta*

- “Orientation dependent slip and twinning during compression and tension of strongly textured magnesium AZ31 alloy”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 527A, pp. 3450–3463, 2010.
- [31] J. Victoria-Hernandez, S. Yi, J. Bohlen, G. Kurz & D. Letzig, “The influence of the recrystallization mechanisms and grain growth on the texture of a hot rolled AZ31 sheet during subsequent isochronal annealing”, *J. Alloy Compd.*, Vol. 616, pp. 189-197, 2014.
- [32] Styczynski, C. H. Hartig & J. Bohlen, “Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy”, *Scripta Mater.*, Vol. 50, pp. 943–947, 2004.
- [33] Y. Xin, M. Wang, Z. Zeng, G. Huang & Q. Liu, “Tailoring the texture of magnesium alloy by twinning deformation to improve the rolling capability”, *Scripta Materialia*, Vol. 64, pp. 986-989, 2011.
- [34] J. Del Valle, M. T. Pérez-Prado & O. Ruano, “Texture evolution during large-strain hot rolling of the Mg AZ61 alloy”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 355A, pp. 68-78, 2003.
- [35] Jain & S. R. Agnew, “Modeling the temperature dependent effect of twinning on the behavior of magnesium alloy AZ31B sheet”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 462A, pp. 29–36, 2007.
- [36] L. Meng, P. Yang, Q. Xie & W. Mao, “Analyses on compression twins in magnesium”, *Mater. Trans.*, Vol. 49, pp. 710-714, 2008.
- [37] R. Cottam, J. Robson, G. Lorimer & B. Davis, “Dynamic recrystallization of Mg and Mg–Y alloys: Crystallographic texture development”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 485A, pp. 375–382, 2008.
- [38] S. E. Ion, F. J. Humphrey & S. H. White, “Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium”, *Acta Metal.*, Vol. 30, pp. 1909–1919, 1982.
- [39] F. Xiong & C. H. J. Davies, “Strain path and temperature effects on texture and microstructure evolution of AZ31”, *Magnesium Technology*. San Francisco, pp. 217–222, 2005.
- [21] S. Xu, W. R. Tyson, R. Bouchard & R. Eagleson, “Tensile and Compressive Properties for Crashworthiness Assessment of a Large AZ31 Extrusion”, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 618, pp. 527-532, 2009.
- [22] S. G. Hong, S. H. Park & C. S. Lee, “Role of {10–12} twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline magnesium alloy”, *Acta Mater.*, Vol. 58, pp. 5873–5885, 2010.
- [23] D. Zhang & S. Li, “Orientation dependencies of mechanical response, microstructure and texture evolution in hot compression of AZ31 magnesium alloy processed by equal channel angular extrusion”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 528A, pp. 4982–4987, 2011.
- [24] S. Abdessemeud & D. Bradai, “Microstructure and texture evolution in hot rolled and annealed magnesium alloy TRC AZ31”, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 48, pp. 433–442, 2009.
- [25] L. Jiang, J. J. Jonas, A. A. Luo, A. K. Sachdev & S. Godet, “Twinning-induced softening in polycrystalline AM30 Mg alloy at moderate temperatures”, *Scripta Mater.*, Vol. 54, pp. 771–775, 2006.
- [26] N. Dixit, K. Y. Xie, K. J. Hemker & K. T. Ramesh, “Microstructural evolution of pure magnesium under high strain rate loading”, *Acta Mater.*, Vol. 87, pp. 56–67, 2015.
- [۲۷] ع. مرتضایی و م. شمعیان، “اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸”، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۴، ۱۳۹۴.
- [28] H. Asgari, J. A. Szpunar & A. G. Odeshi, “Experimental and simulation analysis of texture formation and deformation mechanism of rolled AZ31B magnesium alloy under dynamic loading”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 618A, pp. 310-322, 2014.
- [29] X. Fan, W. Tang, S. Zhang, D. Li & Y. Peng, “Effects of dynamic recrystallization in extruded and compressed AZ31 magnesium alloy”, *Acta Metal.*, Vol. 23, pp. 334-342, 2010.
- [30] T. Al-Samman, X. Li & S. G. Chowdhury,