

## بررسی نقش دوقلویی‌ها بر تغییرات بافت آلیاژ منیزیم AZ63 حین کار گرم

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

### چکیده

به منظور بررسی تاثیر بافت اولیه و پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار کار گرم آلیاژ منیزیم AZ63، رفتار سیلان ماده، بافت تغییر شکل حاصل از فشار گرم نمونه‌های ریختگی و نمونه‌های اکستروود شده با یکدیگر مقایسه شده است. نمونه‌های اکستروود شده در دو جهت اکستروود و جهت نرمال ماشین کاری شدند. آزمون‌های فشار گرم در دمای °C ۲۵۰ و نرخ کرنش‌های  $1\text{ s}^{-1}$  و  $0.1\text{ s}^{-1}$  و کرنش‌های متفاوت انجام شدند. مشاهدات ریزساختاری و بررسی بافت‌ها در شرایط تغییر شکل متفاوت نشان دهنده این است که حضور دوقلویی‌های کششی و فشاری در نمونه‌های اکستروود شده و دوقلویی‌های کششی در نمونه‌های ریخته‌گری شده، تاثیر به‌سزایی در تغییرات بافت نمونه‌ها در کرنش‌های اولیه تغییر شکل و همچنین تبلور مجدد در کرنش‌های پایانی نمونه‌های اکستروود شده داشته است.

**واژه‌های کلیدی:** آلیاژ منیزیم AZ63، بافت، دوقلویی، تبلور مجدد دینامیکی.

<sup>۱</sup> - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار، ایران

<sup>۲</sup> - دانشیار، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار، ایران

\* - نویسنده مسوول مقاله: ebrahimi@hsu.ac.ir

## پیشگفتار

به دلیل چگالی پایین و استحکام ویژه بالا آلیاژهای منیزیم، کاربرد این آلیاژها در صنایع حمل و نقل و هوا-فضا رو به افزایش می‌باشد [۱]. با این وجود، شکل پذیری آلیاژهای منیزیم در دمای اتاق پایین است و این آلیاژها توسط لغزش روی صفحات قاعده و هم‌چنین دوقلویی‌ها تغییر شکل می‌یابند [۲، ۳]. مولفه تنش برشی بحرانی لغزش قاعده و دوقلویی‌های کششی نسبت به لغزش هرمی و منشوری و نیز دوقلویی‌های فشاری و دوتایی کم‌تر می‌باشد. با توجه به این که لغزش قاعده منجر به تطبیق کرنش در جهت  $\langle a \rangle$  شده و سیستم‌های لغزش هرمی در دمای بالا منجر به تطابق کرنش در راستای محور  $c$  می‌شوند، بنابراین نقش دوقلویی حین فرآیندهای تغییر شکل آلیاژهای منیزیم بسیار مهم می‌شود [۲، ۳]. فعال شدن دوقلویی‌ها تحت تاثیر پارامترهایی از جمله دما، نرخ کرنش، اندازه دانه و بافت اولیه می‌باشد [۲، ۴].

نتایج به دست آمده توسط لی و همکارانش [۵] در مدل سازی رفتار کارسختی ورق‌های آلیاژ منیزیم نشان می‌دهد که دوقلویی و لغزش می‌تواند بر رفتار تغییر شکل پلاستیک آلیاژهای منیزیم با توجه به جهت بارگذاری، بافت و ریزساختار، تاثیر گذار باشد. براساس جهات بارگذاری، دوقلویی‌های مکانیکی، در کنار لغزش نابجایی، در تغییر شکل شرکت می‌کنند [۶].

بر اساس جهات بارگذاری، دوقلویی‌های مکانیکی، در کنار لغزش نابجایی، در تغییر شکل شرکت می‌کنند [۶]. نقش جهت بارگذاری معمولاً نسبت به محور  $c$  سلول واحد هگزاگونال حائز اهمیت می‌شود. تحت شرایط تنشی که ساختار کریستالی در راستای محور  $c$  کشیده می‌شود، دوقلویی‌های کششی فعال می‌گردند. این نوع دوقلویی با چرخش ساختار بلوری به میزان  $86^\circ$  پیرامون جهت  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  روی صفحات  $\{10\bar{1}2\}$  منجر به ازدیاد طول در راستای محور  $c$  می‌شود [۷]. بنابراین زمانی که منیزیم بافت دار تحت بارگذاری موازی یا عمود بر صفحات قاعده که منجر به ازدیاد طول در راستای محور  $c$  می‌گردد قرار گیرد، تغییر شکل پلاستیک به وسیله دوقلویی‌های کششی شروع شده در حالی که فاکتور اشمید برای مکانیزم‌های لغزش قاعده تقریباً برابر با صفر می‌باشد [۸].

لازم به ذکر است که تغییر شکل در کرنش‌های ابتدایی توسط دو قلوئی‌های کششی در ریزساختار ایجاد شده و با افزایش کرنش تعداد دوقلوها افزایش یافته و این امر سبب توقف رشد بیش‌تر دوقلویی‌ها با ادامه کرنش می‌گردد. دلیل این امر را می‌توان به چرخش شبکه بلوری توسط دوقلویی‌های کششی به میزان  $86^\circ$  پیرامون جهت  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  نسبت داد [۹]. از طرف دیگر، حالت تنش که منجر به فشردگی بلورهای هگزاگونال در راستای محور  $c$  می‌شود، به وسیله دوقلویی فشاری امکان پذیر خواهد بود که منجر به چرخش شبکه بلوری به میزان  $56^\circ$  می‌گردند [۱۰]. در مقایسه با دوقلویی کششی، دوقلویی‌های فشاری به دلیل مقادیر مولفه تنش برشی بحرانی (CRSS) بالا حین تغییر شکل بی اثر هستند.

این آلیاژها معمولاً منجر به تشکیل بافت قاعده‌ای قوی حین فرآیندهای تولید شده در نتیجه منجر به شکل دهی ضعیف در دمای پایین شده که این امر به شدت کاربرد آن‌ها را محدود می‌کند. بنابراین فرآیندهای ترمومکانیکی منجر به ایجاد ریز ساختارهای جدید می‌شوند که می‌توانند به عنوان راه حلی به منظور تغییر بافت قاعده‌ای شدید بوده و در نتیجه انعطاف پذیری آلیاژهای منیزیم را بهبود بخشند. اصلاح بافت می‌تواند منجر به افزایش انعطاف پذیری آلیاژ به میزان دو برابر توسط جهت گیری مطلوب صفحات قاعده با توجه به جهت تغییر شکل شود. به عنوان مثال، تاثیرات بافت و نحوه تغییر شکل بر تنش سیلان توسط بارت و همکارانش [۱۱] بحث شده است. اخیراً، جیانگ و همکارانش [۱۲] رابطه بین بافت و تغییر شکل را به طور دقیق بررسی کرده و نشان داده‌اند که شکل منحنی سیلان به وسیله نوع دوقلویی‌ها مشخص می‌شود.

به منظور بهبود انعطاف‌پذیری، شکل دهی آلیاژهای منیزیم در دماهای بالا صورت می‌گیرد. از این رو، پی بردن به رفتار تغییر شکل آلیاژهای منیزیم در دماهای بالا و شرایط تغییر شکل متفاوت مطلوب می‌باشد. به همین جهت، مطالعاتی درباره رفتار تنش سیلان و تغییرات ریزساختار آلیاژهای منیزیم تحت فرآیند

محلول اچ استیک اسید با غلظت ۹۹/۸٪ (۱۰ ml)، اسید پیکریک (۴ g)،  $H_2O$  (۱۰ ml) و اتانول (۷۰ ml) برای نمونه اکستروود شده و محلول نایتال ۱۰٪ در اتانول برای نمونه‌های ریخته گری شده به منظور الکتروپولیش استفاده شد.

در نهایت، بافت صفحات قاعده {0002} توسط دستگاه اشعه ایکس مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از پرتو  $Cu K_{\alpha}$  با ولتاژ ۴۰ kV و شدت جریان ۴۰ mA و محدوده زاویه  $\alpha$  بین  $0^\circ - 90^\circ$  استفاده شده است. لازم به ذکر است که بافت نمونه اولیه و بافت حاصل از آزمون فشار گرم به منظور بررسی تاثیر فرآیند تغییر شکل ارزیابی شدند.

### نتایج و بحث

#### بررسی منحنی سیلان

نمودارهای تنش حقیقی- کرنش حقیقی نمونه‌های حاصل از آزمون فشار گرم در دمای  $250^\circ C$  و نرخ کرنش‌های  $0.1/s$  و  $1/s$  نمونه‌های ریخته گری و اکستروود شده در شکل ۱ نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، به طور کلی منحنی‌های تنش سیلان ابتدا تا یک نقطه بیشینه افزایش می‌یابد و سپس با افزایش کرنش در اثر کار نرمی سطح تنش سیلان به دلیل وقوع تبلور مجدد دینامیکی افت پیدا می‌کند. همچنین در شکل ۱-الف مشاهده می‌شود که یک تعادل دینامیکی در رفتار سیلان به دلیل تعادل بین کار سختی ناشی از افزایش دانسیته نابجایی‌ها و کارنرمی ناشی از تبلور مجدد دینامیکی حاصل شده است، به گونه‌ای که با افزایش کرنش، سطح تنش سیلان تقریباً ثابت می‌ماند. در بررسی رفتار سیلان نمونه‌ها در نرخ کرنش یکسان مشاهده می‌شود که تنش تسلیم نمونه‌های ED نسبت به نمونه‌های ND پایین‌تر است (با خط چین در شکل ۱ مشخص شده) که می‌تواند به دلیل راحت‌تر فعال شدن دوقلوبی کششی باشد. بعد از نقطه تسلیم نیز، در ابتدا شیب ناحیه کارسختی با افزایش تنش به صورت خطی افزایش یافته است که ناشی از دوقلوبی‌های کششی می‌باشد. بنابراین، رخداد نقطه تسلیم در سطح تنش پایین‌تر و رفتار خطی ناحیه کار سختی بیانگر حضور دوقلوبی‌های کششی در نمونه‌های ED می‌باشد [۸، ۱۷]. اما در نمونه‌های ND، بعد از نقطه تسلیم یا به

شکل دهی گرم مورد بررسی قرار گرفته است [۱۳-۱۵].

افزون بر دوقلوبی و لغزش، عامل دیگری که می‌تواند در شکل دهی دماهای بالا آلیاژهای منیزیم تاثیر بسیاری زیادی بر روی بافت و ریزساختار داشته باشد، تبلور مجدد دینامیکی است. تبلور مجدد دینامیکی، می‌تواند حین فرآیندهای ترمومکانیکی مانند پیچش، فشار تک محور، اکستروژن و فشار زاویه‌ای با کانال‌های برابر رخ دهد [۱۶]. لذا با توجه به مطالب گفته شده و اهمیت بافت در شکل پذیری آلیاژهای منیزیم و مطالعات بسیار اندکی که در رابطه با بافت آلیاژ منیزیم AZ63 صورت گرفته است، هدف این پژوهش، بررسی نقش دوقلوبی‌ها بر تغییرات بافت آلیاژ منیزیم AZ63 حین کار گرم می‌باشد.

#### مواد و روش‌ها

در این پژوهش آلیاژ منیزیم (Mg-6Al-3Zn) AZ63 ریخته گری شده و اکستروود شده به عنوان نمونه اولیه مورد استفاده قرار گرفته است. به منظور همگن کردن ریزساختار و هم‌چنین حل شدن رسوبات که سبب تردی و کاهش انعطاف پذیری آلیاژ می‌گردند، عملیات حرارتی همگن سازی طی سیکل دو مرحله‌ای صورت گرفت. در سیکل اول نمونه‌ها در دمای  $270^\circ C$  به مدت ۲ ساعت نگهداری شده‌اند. این مرحله منجر به جلوگیری از ذوب شدن فاز هایبوتکتیک با نقطه ذوب پایین و ایجاد تخلخل می‌شود. در مرحله بعد نمونه‌ها در دمای  $415^\circ C$  به مدت ۳ ساعت نگهداری شدند. بعد از فرآیند همگن سازی نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند.

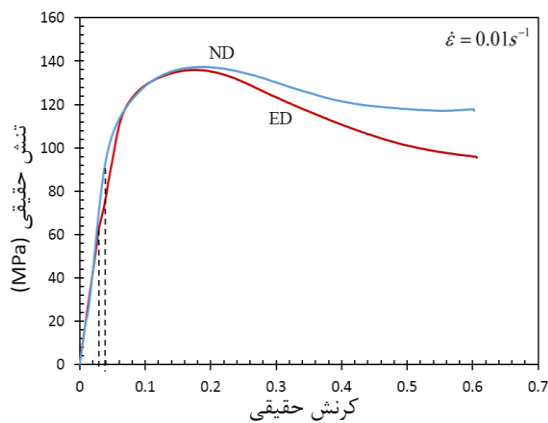
سپس به منظور بررسی رفتار کار گرم آلیاژ منیزیم AZ63 آزمون فشار گرم در دمای  $250^\circ C$  و نرخ کرنش‌های  $0.1/s$  و  $1/s$  در کرنش‌های مختلف توسط دستگاه Zwick-Roell مدل Z250 انجام شد. برای نمونه‌های اکستروود شده، آزمون فشار در دو جهت موازی با جهت اکستروود (ED) و عمود بر جهت اکستروود (ND) صورت گرفت. سپس به منظور بررسی ریزساختار حاصل از آزمون فشار، نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند.

جهت بررسی تغییر و تحولات ریزساختار، نمونه‌ها متالوگرافی شدند. برای این منظور ابتدا تا سنباده ۲۵۰۰ سنباده زنی شده و سپس پولیش مکانیکی انجام شد. از

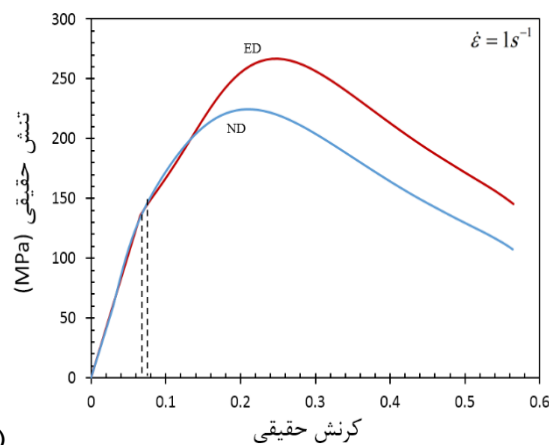
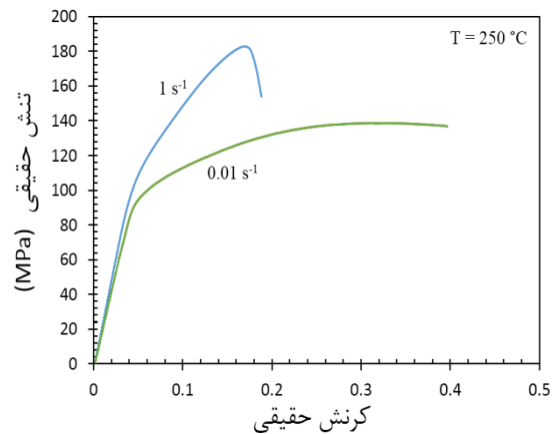
و دوقلوبی‌های دوتایی نیز منجر به جهت گیری مناسب صفحات بلوری برای لغزش قاعده می‌گردد [۱۰]. بنابراین سیستم لغزش هرمی و حضور دوقلوبی‌های فشاری و دوتایی می‌توانند، سبب جهت گیری آسان صفحات قاعده شوند.

عبارت دیگر، در محدوده تغییر شکل پلاستیک با توجه به این که تقعر منحنی رو به پایین است، می‌توان 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 می‌گردد [۱۸-۲۰]. همچنین، حضور دوقلوبی‌های فشاری

(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۱- نمودار تنش حقیقی - کرنش حقیقی نمونه های ED و ND فشار گرم در نرخ کرنش الف)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ، ب)  $1 \text{ s}^{-1}$  و ج) نمونه‌های ریخته‌گری شده در نرخ کرنش های  $0.01 \text{ s}^{-1}$  و  $1 \text{ s}^{-1}$

حالی که در منحنی مربوط به نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  بعد از تنش بیشینه، سطح تنش به شدت افت پیدا کرده است. در توجیه این رفتار می‌توان گفت، در واقع افزایش نرخ کرنش سبب افزایش چگالی نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش انرژی ذخیره شده در ماده می‌شود. با افزایش انرژی ذخیره شده، فرآیند تبلور مجدد در کرنش‌های کم‌تر رخ داده و این امر سبب می‌شود تا کاهش تنش یا کار نرمی زودتر رخ دهد. چنین رفتاری توسط عسگری و همکارانش [۲۳] در بررسی مکانیزم‌های تغییر شکل آلیاژ منیزیم AZ31B گزارش شده است.

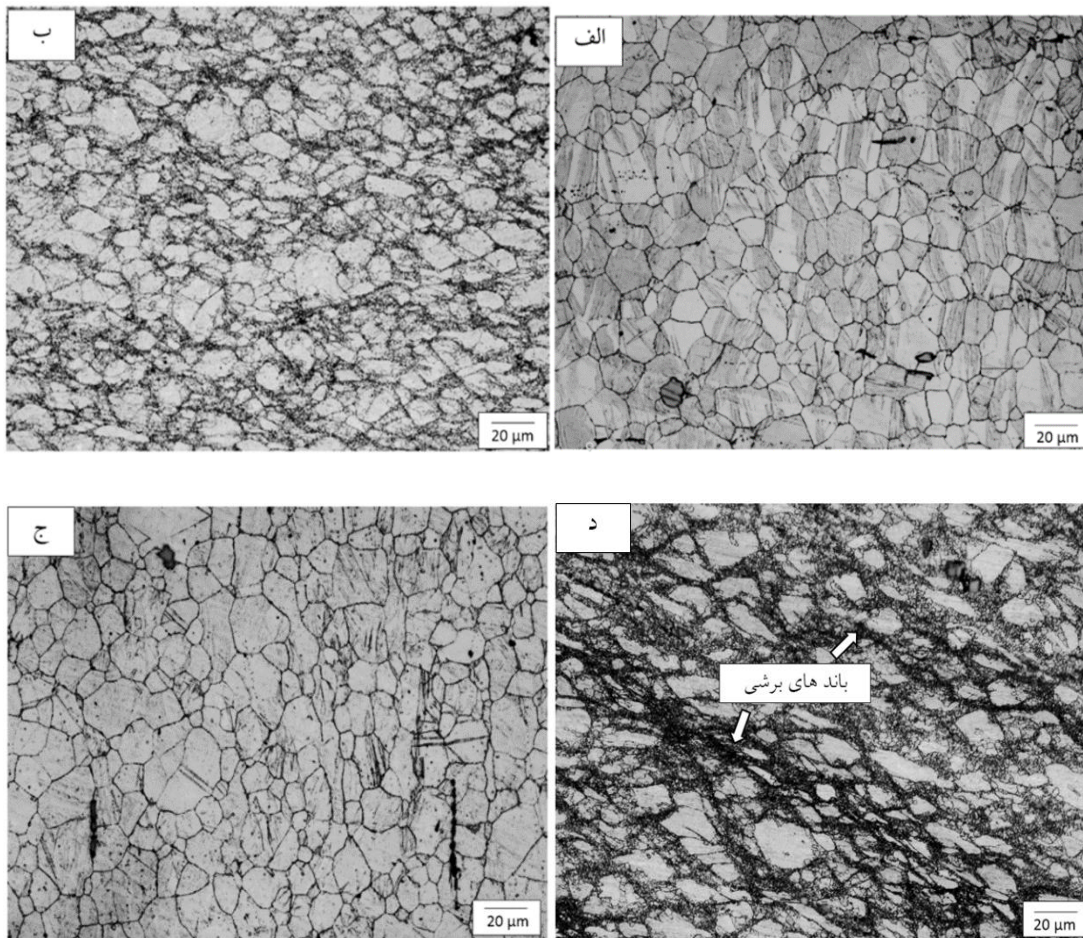
### تغییر و تحولات ریزساختار

شکل ۲ ریز ساختارهای حاصل از آزمون فشار گرم نمونه‌های ED و ND در نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  و کرنش‌های مختلف را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل ۲-الف مشاهده می‌شود، در نمونه‌های ED دوقلویی‌های کششی با مورفولوژی عدسی شکل وجود دارد. با افزایش کرنش تا  $0.4$  (شکل ۲-ب) مشاهده می‌شود که دانه‌های ریز در کنار دانه‌های درشت تغییر شکل یافته وجود دارد که نشان دهنده وقوع تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد. شکل ۲-ج نشان می‌دهد، در نمونه ND دو قلوئی‌های فشاری با مورفولوژی نازک و کشیده در ریز ساختار وجود داشته و با افزایش میزان کرنش تا  $0.4$  (شکل ۲-د) تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد. مقایسه شکل‌های ۲-ج، د) نشان می‌دهد که کسر حجمی دوقلویی‌های کششی نسبت به دوقلویی‌های فشاری بیشتر می‌باشد. به دلیل این که تنش برشی لازم برای فعال شدن دوقلویی‌های کششی نسبت به دوقلویی‌های فشار کم‌تر بوده و همچنین با توجه به جهت گیری اولیه دانه‌ها (بافت اولیه) شرایط برای تشکیل دوقلویی‌های کششی نسبت به دوقلویی‌های فشاری بیشتر فراهم بوده، لذا کسر حجمی دوقلویی‌های کششی در نمونه ED نسبت به دوقلویی‌ها فشاری در نمونه ND بیشتر می‌باشد [۲۴].

مقایسه نمودارهای شکل ۱-الف، ب) نشان می‌دهد که افزایش نرخ کرنش سبب به تعویق افتادن تنش تسلیم و تبلور مجدد دینامیکی می‌گردد. دلیل این امر مربوط به افزایش بیش‌تر چگالی نابجایی‌ها بوده، که منجر به افزایش تنش سیلان نمودارها، افزایش کار سختی شده و سبب به تعویق افتادن کار نرمی و در نتیجه تبلور مجدد دینامیکی می‌شود. وانگ و همکارانش [۲۱] در بررسی تغییرات ریز ساختار آلیاژ منیزیم AE21 حین آزمون فشار گرم بیان کردند که در نرخ کرنش‌های بالا، کار سختی بیش‌تری به دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها رخ داده. بنابراین، در کرنش‌های بالاتری ماده وارد ناحیه پایدار می‌شود.

در شکل ۱-الف مشاهده می‌شود که تنش پیک نمونه‌های جهت نرمال (ND) کمی بالاتر از نمونه‌های جهت اکستروژ (ED) قرار دارد. در رابطه با رفتار مشاهده شده می‌توان گفت: در نرخ کرنش پایین اثر دوقلویی کششی در افزایش کار سختی نمونه‌های ED کاهش می‌یابد. همچنین در جهت ND به دلیل برش خوردن دانه‌ها توسط دوقلویی فشاری و دوتایی تنش بیشینه در نتیجه اثر هال-پچ افزایش می‌یابد و به میزان اندکی از نمونه‌های ED بالاتر می‌رود [۱۵]؛ اما همان‌گونه که در شکل ۱-ب مشاهده می‌شود، تنش پیک نمونه‌های جهت اکستروژ (ED) بسیار بالاتر از نمونه‌های جهت نرمال (ND) قرار دارد. به دلیل این که در نرخ کرنش‌های بالا شرایط برای تشکیل دوقلویی‌های کششی در جهت ED بیش‌تر فراهم می‌شود و چرخش شبکه در اثر گسترش این نوع از دوقلویی‌ها منجر به محدودیت لغزش و افزایش کار سختی و در نتیجه تنش بیشینه می‌گردد [۱۷]. اما در نمونه ND به دلیل وقوع دوقلویی‌های فشاری و دوتایی و جهت گیری مناسب صفحات بلوری، لغزش آسان نابجایی‌ها اتفاق می‌افتد و در نهایت، تبلور مجدد دینامیکی در کرنش‌های پایین‌تری آغاز می‌گردد [۲۲].

در منحنی سیلان نمونه ریخته‌گری شده (شکل ۱-ج) مشاهده می‌شود که بعد از تنش بیشینه، با افزایش کرنش، کار نرمی قابل توجهی صورت نگرفته است. در



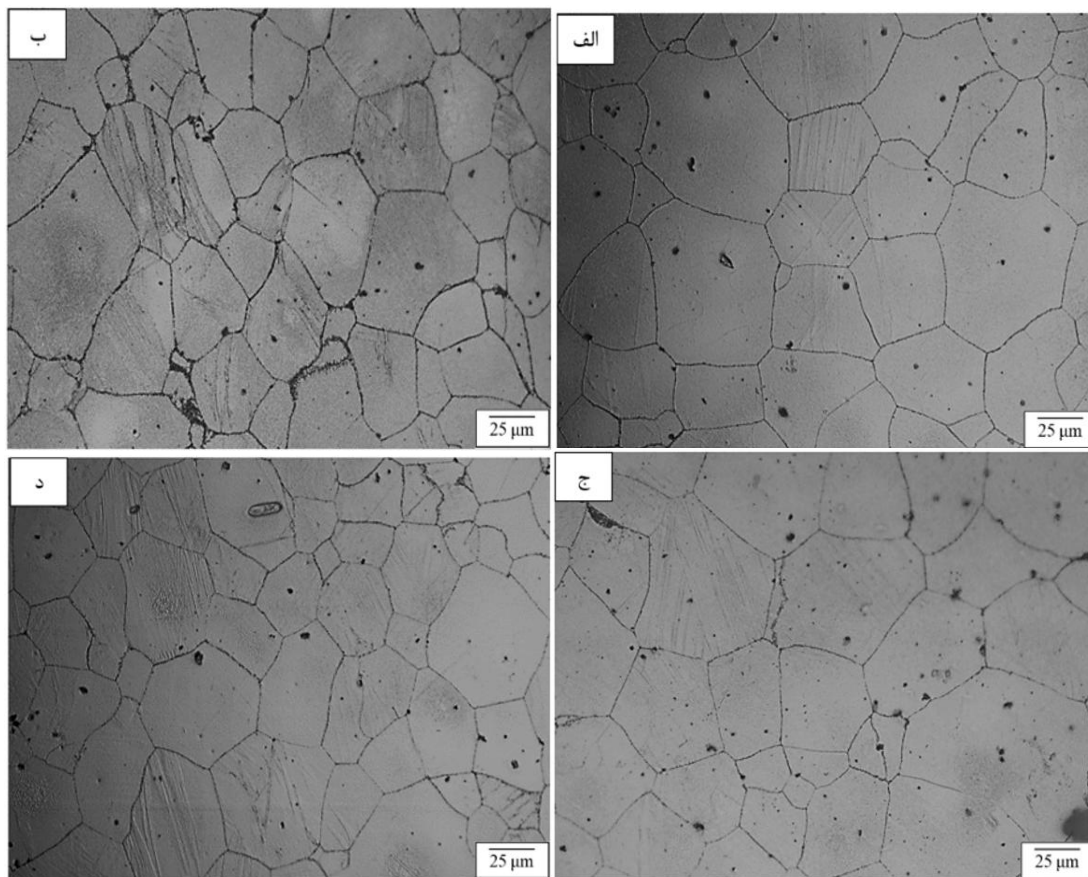
شکل ۲- ریز ساختار حاصل از آزمون فشار در نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  نمونه ED در کرنش های الف) ۰/۱، ب) ۰/۴؛ نمونه ND در کرنش های ج) ۰/۱ و د) ۰/۴

و  $1 \text{ s}^{-1}$  می‌باشد. همان گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش کرنش و نرخ کرنش کسر حجمی دوقلویی‌ها افزایش یافته است. بنابراین می‌توان گفت: مکانیزم غالب تغییر شکل ناحیه پلاستیک تا تنش بیشینه، دوقلویی بوده است.

با توجه به تصاویر شکل‌های ۳-الف و ۳-ج، تعدادی اندکی از دانه‌ها دارای دوقلویی‌های عدسی شکل (دوقلویی کششی) می‌باشند. دلیل افزایش دوقلویی در دمای  $250^\circ \text{C}$  و کم‌تر از آن با افزایش میزان کرنش و نرخ کرنش (شکل ۳-ب و د)، مربوط به شکل‌پذیری ضعیف منیزیم و آلیاژهایش در دماهای پایین می‌باشد. به علت این که در دماهای پایین، فقط لغزش قاعده و دوقلویی‌ها به دلیل تنش برشی کم‌تر نسبت به سیستم‌های لغزش غیرقاعده، می‌توانند تنها مکانیزم تغییر شکل باشند [۲، ۳، ۲۷].

هم‌چنین با مقایسه شکل‌های ۲-ب و ۲-د مشاهده می‌شود که اندازه دانه نمونه‌های ED نسبت به ND کوچک‌تر می‌باشد. با توجه به منحنی سیلان شکل ۱-ب در نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  تنش پیک نمونه‌های ND زودتر از نمونه‌های ED حاصل می‌شود؛ لذا در نمونه‌های ND تبلور مجدد زودتر شروع شده و کسر حجمی دانه‌های تبلور مجدد یافته نسبت به نمونه‌های ED بیشتر می‌باشد. هم‌چنین در نمونه‌های ED می‌توان شاهد حضور باندهای برشی بود. مطالعات صورت گرفته توسط دل وال [۲۵] و پیرز پرادو [۲۶] نشان می‌دهد، تبلور مجدد دینامیک ناپیوسته بر روی دوقلویی‌های فشاری و دوتایی عامل اصلی این پدیده می‌باشد. آن‌ها بیان کردند که دوقلویی‌های دوتایی سبب جهت‌گیری مناسب صفحات قاعده برای لغزش آسان در باند برشی می‌گردند.

شکل ۳ نشان دهنده ریز ساختارهای حاصل از آزمون فشار نمونه ریخته‌گری شده در نرخ کرنش‌های  $0.1 \text{ s}^{-1}$



شکل ۳- ریز ساختار حاصل از آزمون فشار در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش  $0.01\text{ s}^{-1}$  و کرنش های (الف) ۰/۱، (ب) ۰/۲؛ نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  و کرنش های (ج) ۰/۱ و (د) ۰/۲.

بودن نرخ نفوذ آلومینیوم در منیزیم، زمان کافی برای حل شدن اتم‌های آلومینیوم در زمینه منیزیم و همچنین توزیع یکنواخت آلومینیوم حل شده طی عملیات همگن سازی در دمای  $415^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳ ساعت وجود نخواهد داشت. در نتیجه مکان‌های زیادی با غلظت آلومینیوم بالا وجود خواهد داشت و این امر موجب رسوب گذاری دینامیکی غیر یکنواخت و به نوبه خود، موضعی شدن کرنش می‌گردد [۲۱].

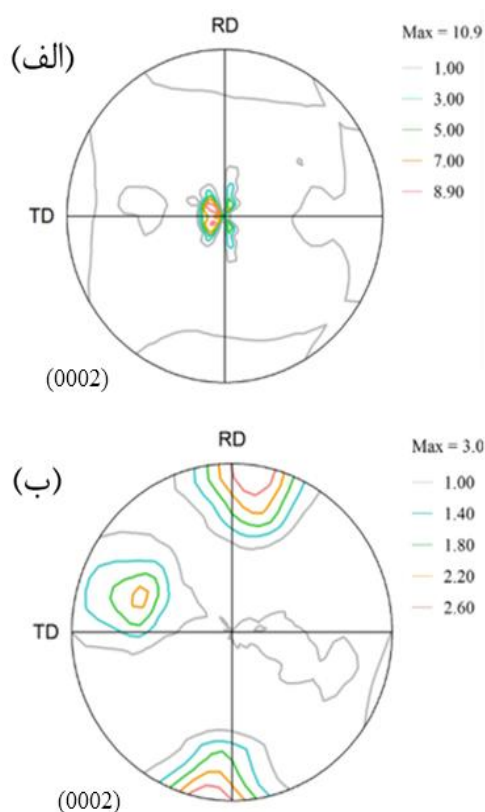
### تحلیل بافت

#### بافت نمونه اکستروژن شده

شکل ۴ نشان دهنده بافت نمونه اکستروژن شده می‌باشد، که در آن صفحات قاعده عمود بر جهت نورد (RD = جهت نورد = جهت اکستروژن) قرار گرفته‌اند. همان گونه که در شکل مشاهده می‌شود، صفحات قاعده (0002) به میزان  $10^{\circ}$ – $30^{\circ}$  به سمت TD (جهت عرضی) جهت گیری کرده‌اند، به طوری که محور c دانه‌ها

هم‌چنین بررسی‌های ریزساختار شکل ۳ نشان می‌دهد که علاوه بر دوقلوبی ذرات فاز ثانویه در مرز دانه و داخل برخی از دانه‌ها نیز وجود دارد. با توجه به تصاویر مشاهده می‌شود که مورفولوژی این ذرات، کروی شکل بوده و دارای اندازه بسیار ریزی هستند. این ذرات می‌توانند فاز  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  باشند که به طور دینامیکی در مرز دانه‌ها و نیز درون دانه‌ها تشکیل شده‌اند. بررسی‌های صورت گرفته توسط جیانگ و همکارانش [۲۸] نشان داده است که این رسوبات دینامیکی، فاز  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  می‌باشند که حین تغییر شکل داغ می‌توانند تشکیل شوند. دلیل تشکیل این رسوبات حین تغییر شکل گرم معمولاً در نتیجه تمرکز کرنش شدید و توزیع غیر یکنواخت عناصر آلومینیوم در ریز ساختار گزارش شده است. در آلیاژهای منیزیم با مقادیر آلومینیوم بیش‌تر از ۶٪ حین تغییر شکل، تجمع نابجایی‌ها در دانه‌ها منجر به جوانه زنی رسوبات می‌گردد. هم‌چنین به دلیل پایین

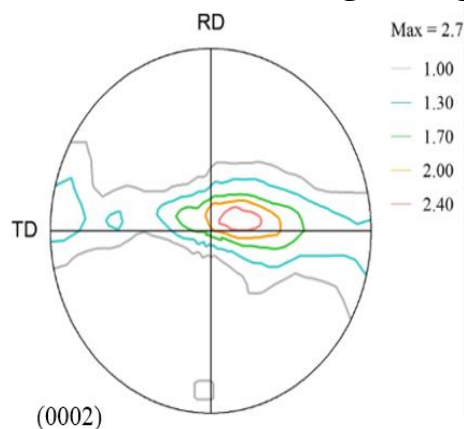
می‌گیرند [۳۰].



شکل ۵- تصاویر قطبی نمونه های ED حاصل از آزمون فشار گرم در نرخ کرنش  $1s^{-1}$  و کرنش های الف)  $0.1$  و ب)  $0.06$

شکل ۶، تاثیر نرخ کرنش حین آزمون فشار گرم نمونه‌های ED را بر تغییرات بافت در دمای  $250^{\circ}C$  و کرنش  $0.1$  نشان می‌دهد. در رابطه با تاثیر نرخ کرنش بر روی بافت می‌توان بیان کرد که با افزایش نرخ کرنش دوقلویی‌های کششی بیش‌تری تشکیل شده و گسترش یافته است. بنابراین، همان‌گونه که در شکل ۶-الف، ب) مشاهده می‌شود با افزایش نرخ کرنش شدت قطب‌های قاعده در RD به گونه‌ای دانسیته قطب صفحات قاعده در جهت عمود بر جهت تنش فشاری تقویت می‌گردد، افزایش می‌یابد. تقویت بافت قاعده با افزایش نرخ کرنش توسط استییزینسکی و همکارانش [۳۱] گزارش شده است.

عمود بر جهت اکستروژن می‌باشد. این رویداد ممکن است به دلیل وجود باندهای برشی در نمونه باشد. این باندها در زاویه  $35^{\circ}$  نسبت به صفحه نورد و موازی با جهت عرضی تشکیل می‌شوند [۲۹].

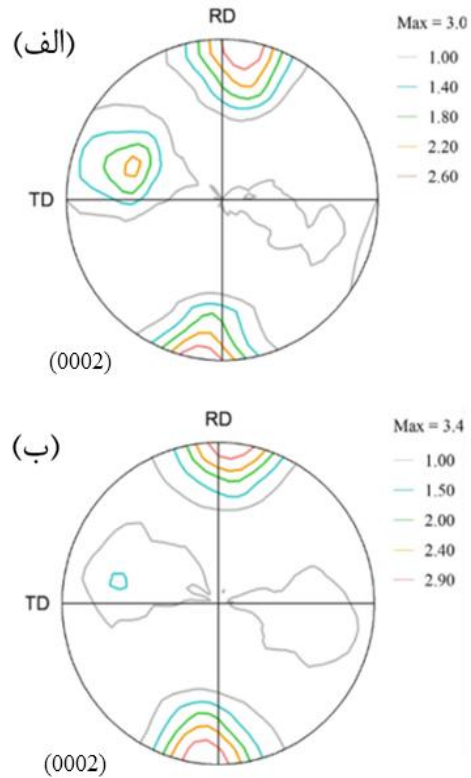


شکل ۴- تصاویر قطبی آلیاژ منیزیم AZ63 اکستروژن شده

با توجه به شکل ۵-الف مشاهده می‌شود که در ابتدا صفحات قاعده موازی با جهت فشار قرار گرفته است، علت بافت قاعده‌ای شدید می‌تواند مربوط به دوقلویی کششی و لغزش قاعده باشد. در ابتدای فرآیند تغییر شکل، فقط لغزش قاعده‌ای و دوقلویی کششی  $\{10\bar{1}2\}$  می‌توانند تشکیل شوند. چوبی و همکارانش [۱۸] فعال شدن دوقلویی کششی و لغزش قاعده‌ای را در ابتدای تغییر شکل پلاستیک حین آزمایش فشار در جهت نورد ورق آلیاژ منیزیم AZ31 مشاهده کردند. همان‌گونه که در شکل ۵-ب مشاهده می‌شود، با اعمال کرنش بیش‌تر دوقلویی‌های کششی بیش‌تری فعال شده و منجر به تطبیق کرنش پلاستیک در راستای محور c می‌شود. با اعمال کرنش بیش‌تر (شکل ۵-ب) دوقلویی‌های کششی بیش‌تری فعال شده و منجر به تطبیق کرنش پلاستیک در راستای محور c می‌شود. با توجه به این که جهت اعمال فشار عمود بر محور c می‌باشد، دوقلویی‌های فعال شده از نوع دوقلویی کششی می‌باشند که منجر به چرخش صفحات شبکه به میزان  $86^{\circ}$  نسبت به جهت گیری اولیه می‌گردد، به طوری که قطب‌های قاعده به سمت RD متمایل شده و عمود بر جهت فشار قرار



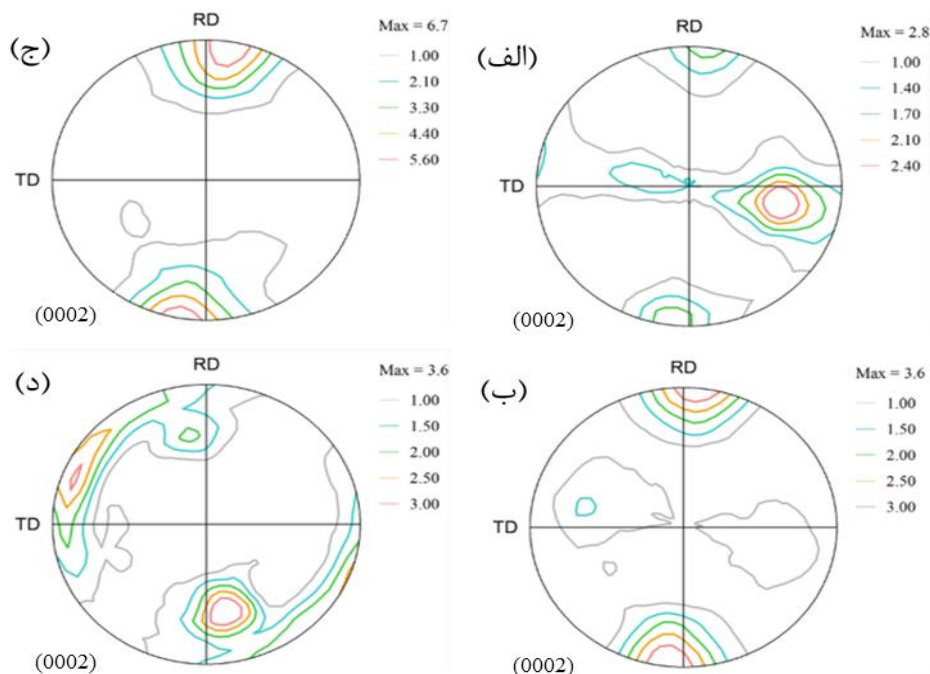
شکل ۷، تصاویر قطبی نمونه‌های ND را در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش  $1\text{s}^{-1}$  در کرنش‌های متفاوت نشان می‌دهد. همان گونه که در شکل ۷-الف مشاهده می‌شود صفحات قاعده به سمت TD چرخیده‌اند. با توجه به این که صفحات شبکه تقریباً در حدود  $56^{\circ}$  نسبت به جهت گیری اولیه یا بافت اولیه (شکل ۴) به سمت TD تغییر جهت داده‌اند، دوقلویی فشاری عامل تغییرات بافت می‌باشد [۳۲]. همان گونه که در شکل‌های ۷-ب، ج) مشاهده می‌شود، با اعمال کرنش بیشتر تغییر بافت چشم گیری مشاهده شده است به طوری که قطب‌ها در نزدیکی RD تجمع یافته‌اند. دلیل این جهت گیری می‌تواند فعال شدن لغزش هرمی باشد. تحقیقات انجام شده [۳۳، ۱۰] نشان داده است که لغزش هرمی  $(c+a)$  باعث فشرده شدن محور  $c$  می‌شود. بنابراین، قطب‌های قاعده از جهت فشار فاصله گرفته و به سمت RD جهت گیری می‌کنند. با توجه به شکل ۷-د در کرنش  $0.16$  مشاهده می‌شود که یکی از قطب‌ها به سمت مرکز تصویر متمایل شده و قطب دیگر به سمت TD جهت گیری کرده است. دلیل این تغییرات بافت می‌تواند ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی باشد.



شکل ۶- تصاویر قطبی آزمون فشار گرم نمونه‌های

ED در کرنش  $0.1$  و نرخ کرنش های الف)  $1\text{s}^{-1}$

ب)  $1\text{s}^{-1}$



شکل ۷- تصاویر قطبی نمونه های ND حاصل از آزمون فشار گرم در نرخ کرنش  $1\text{s}^{-1}$  و کرنش های الف)  $0.075$  ب)  $0.1$

ج)  $0.2$  د)  $0.4$  ع)  $0.6$

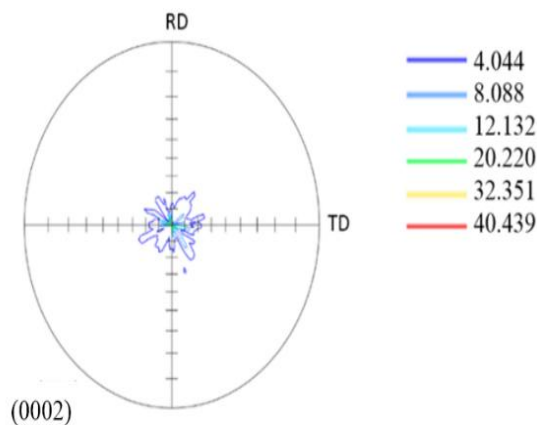
با افزایش کرنش به میزان  $0/2$  (شکل ۹-ب) قطب‌ها به سمت جهت RD حرکت کرده، در این حالت صفحات قاعده به سمت جهت RD چرخیده به طوری که عمود بر جهت فشار قرار می‌گیرند. در کرنش  $0/1$  که صفحات قاعده موازی با جهت RD قرار دارند و شدت بافت قاعده‌ای بالا می‌باشد، لغزش قاعده‌ای حکم فرما است. تنش برشی لازم برای لغزش قاعده در این دما نسبت به سیستم‌های لغزش غیرقاعده بسیار کم‌تر می‌باشد؛ اما با ادامه تغییر شکل، فعال شدن دوقلویی‌های کششی منجر به چرخش بلورها میزان تقریباً  $90^\circ$  و تغییرات بافت صفحات قاعده از حالت موازی با ND به سمت عمود بر RD شده‌اند. بررسی‌های ریزساختاری نیز نشان دهنده حضور و فعال شدن دوقلویی‌های کششی در نمونه‌های ریخته‌گری شده بوده است. لازم به ذکر است که صفحات قاعده تا این میزان کرنش به سمت جهت RD متمایل شده؛ اما کاملاً عمود بر این جهت قرار نگرفته‌اند. بنابراین انتظار می‌رود با افزایش میزان کرنش، صفحات به طور کامل چرخیده و در نهایت عمود بر جهت فشار قرار بگیرند [۳۰].

مقایسه منحنی‌های سیلان شکل ۱ نشان می‌دهد که در نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  تنش بیشینه نمونه ED بالاتر از تنش بیشینه نمونه ریخته‌گری شده قرار دارد. دلیل بالاتر بودن تنش بیشینه نمونه ED می‌تواند مربوط به تشکیل دوقلویی‌های کششی بیش‌تر باشد. با توجه به این که دوقلویی‌های کششی منجر به چرخش شبکه بلوری به اندازه  $86^\circ$  شده و شرایط را برای تغییر شکل محدود می‌کنند؛ لذا به تنش بیش‌تری برای تغییر شکل نیاز است. بنابراین، افزایش این دوقلویی‌ها منجر به افزایش تنش بیشینه می‌گردد. همان‌گونه که در ریزساختارهای مربوط به نمونه‌های ED و نمونه‌های ریخته‌گری در دمای  $250^\circ \text{C}$  نیز مشاهده می‌گردد، در نمونه‌های ED کسر حجمی بالاتری از دوقلویی‌ها نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری مشاهده می‌گردد.

با مراجعه به نمودار تنش حقیقی-کرنش حقیقی شکل ۱-ب مشاهده می‌شود که در کرنش  $0/6$  تبلور مجدد دینامیکی رخ داده است. وقوع تبلور مجدد منجر به کاهش شدت بافت قاعده شده، همچنین سبب می‌شود، بافت حاصل از تبلور مجدد مشابه بافت اولیه شود، با این تفاوت که شدت کم‌تری نسبت به بافت اولیه دارد [۳۴، ۳۵].

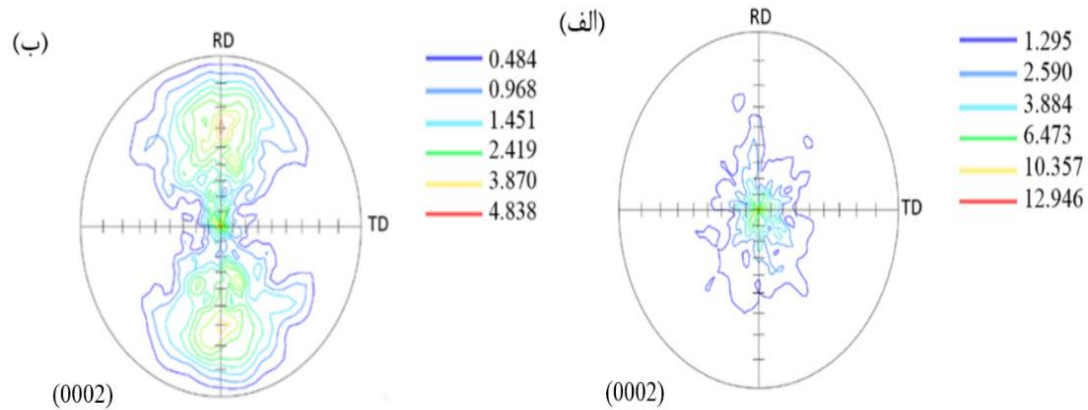
### نمونه ریخته‌گری شده

تصویر قطبی نمونه ریخته‌گری همگن سازی شده در شکل ۸ نشان داده شده است. همان‌گونه مشاهده می‌گردد، تمرکز قطب‌ها در مرکز تصویر قطبی است. این بافت نشان می‌دهد که در صفحات قاعده (0002) تعداد بسیاری از دانه‌ها عمود بر جهت شمال قرار دارد. به عبارت دیگر دانه‌ها به گونه‌ای جهت‌گیری کرده‌اند که محور c بلورها موازی با جهت شمال می‌باشد. چنین بافتی توسط کویکه و همکارانش [۳۶] بعد از تابکاری آلیاژ AZ31B و قبل از انجام فرآیند تغییر شکل و توسط پارک و همکارانش [۳۷] بر روی نمونه اولیه آلیاژ منیزیم AZ31 مورد شده که به مدت ۴ ساعت همگن سازی شده، مشاهده شده است.



شکل ۸- تصویر قطبی نمونه همگن سازی شده

همان‌گونه که در تصویر قطبی شکل ۹-الف مشاهده می‌گردد، در کرنش  $0/1$  چگالی بالایی از قطب‌ها در مرکز تصویر قطبی صفحه قاعده (0002) تمرکز یافته است؛ اما



شکل ۹- تصویر قطبی نمونه های فشرده شده در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$ ، در کرنش های (الف): کرنش  $0.1$ ، (ب): کرنش  $0.2$

در نمونه های ND نیز تاثیر دوقلویی های فشاری بر تغییرات بافت به اندازه  $56^{\circ}$  نسبت به جهت گیری اولیه مشاهده شده است.

### نتیجه گیری

با افزایش میزان کرنش و نرخ کرنش در نمونه های ED، وقوع و گسترش دوقلویی های کششی منجر به افزایش شدت بافت صفحات قاعده (0002) در جهت عمود بر جهت فشار شده است.

با افزایش میزان کرنش در نمونه ND، گسترش دوقلویی های فشاری و دوتایی و لغزش هرمی منجر به تغییرات بافت شده اند. همچنین در کرنش های بالا می توان به نقش تبلور مجدد بر کاهش بافت قاعده اشاره نمود.

با افزایش میزان کرنش نمونه ریختگی، وقوع دوقلویی های کششی منجر به جهت گیری قطب های صفحات قاعده (0002) به سمت RD شده است.

بررسی های ریز ساختار نیز نشان دهنده فعال شدن دوقلویی های کششی در نمونه های ریختگی و نمونه های ED با مورفولوژی ضخیم و عدسی شکل و دوقلویی های فشاری با مورفولوژی نازک و کشیده در نمونه های ND در هر دو نرخ کرنش  $0.1\text{ s}^{-1}$  و  $1\text{ s}^{-1}$  می باشد. همچنین در ناحیه کار نرمی حضور دانه های ریز در مرز دانه ها و داخل دانه ها، بیانگر وقوع فرآیند تبلور مجدد دینامیکی در نمونه های اکستروود شده می باشد در حالی که در نمونه های ریخته گری شده آثاری از فرآیند تبلور مجدد مشاهده نشده است.

با توجه به بافت نمونه های حاصل از تغییر شکل گرم تحت شرایط مختلف مشاهده می شود که در نمونه های ریخته گری شده و نمونه های اکستروود شده ED بافت قاعده ای غالب بوده و در ابتدای تغییر شکل پلاستیک حضور دوقلویی های کششی منجر به تغییرات بافت نمونه ها شده است. با توجه به تغییرات بافت به اندازه  $90^{\circ}$  نسبت به بافت اولیه (بافت نمونه همگن سازی شده) می توان به نقش دوقلویی های کششی در ابتدای فرآیند تغییر شکل پلاستیک پی برد. شدت بافت قاعده (0002) نمونه های ED بعد از فعال شدن دوقلویی های کششی برابر  $2/6$  بوده که بیش تر از شدت بافت صفحات قاعده نمونه های ریختگی که برابر  $2/4$  است، می باشد. این افزایش شدت بافت قاعده، نشان می دهد کسر حجمی دوقلویی های کششی در نمونه های ED نسبت به نمونه های ریخته گری شده بیش تر بوده و در نتیجه منجر به افزایش شدت بافت قاعده توسط دوقلویی ها شده است.

**References:**

- 1- A. Luo, J. Renaud, I. Nakatsugawa, and J. Plourde, "Magnesium castings for automotive applications", *Jornal of Magnesium Alloy*, Vol. 47, pp. 28-31, 1995.
- 2- L. Jiang, J.J. Jonas, A.A Luo, A.K. Sachdev, and S. Godet, "Influence of {10-12} extension twinning on the flow behavior of AZ31 Mg alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 445, pp. 302-9, 2007.
- 3- Q. Li, "Mechanical properties and microscopic deformation mechanism of polycrystalline magnesium under high-strain-rate compressive loadings", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 540, pp. 130, 2012.
- 4- W.Q. Song, P. Beggs, and M. Easton, "Compressive strain-rate sensitivity of magnesium–aluminum die casting alloys", *Materials & Design*, Vol. 30, pp. 642-8, 2009.
- 5- M-G. Lee, R. Wagoner, J. Lee, K. Chung, and H. Kim, "Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardeningbehavior of magnesium alloy sheets", *International Journal of Plasticity*, Vol. 24, pp. 545-82, 2008.
- 6- G. Proust, C.N. Tomé, A. Jain, and S.R. Agnew, "Modeling the effect of twinning and detwinning during strain-path changes of magnesium alloy AZ31", *International Journal of Plasticity*, Vol. 25, pp. 861-80, 2009.
- 7- P. Partridge, "The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals", *Metallurgical reviews*, Vol. 12, pp. 169-94. 1967.
- 8- M. Barnett, "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I: "Tension" twins", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 464, pp. 1-7, 2007.
- 9- B.C. Wonsiewicz, "Plasticity of magnesium crystals", *Massachusetts Institute of Technology*, 1966.
- 10- F. Kabirian, A.S. Khan, and T. Gnäupel-Herlod, "Visco-plastic modeling of mechanical responses and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy for various loading conditions", *International Journal of Plasticity*, Vol. 68, pp. 1-20, 2015.
- 11- M. Barnett, "Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31", *Journal of Light Metals*, Vol. 1, pp. 167-77, 2001.
- 12 -L. Jiang, and J.J. Jonas, "Effect of twinning on the flow behavior during strain path reversals in two Mg (Al, Zn, Mn) alloys", *Scripta materialia*, Vol. 58, pp. 803-6, 2008.
- 13- P. Klimanek, and A. Pöttsch, "Microstructure evolution under compressive plastic deformation of magnesium at different temperatures and strain rates", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 324, pp. 145-50, 2002.
- 14- I.A. Maksoud, H. Ahmed, and J. Rödel, "Investigation of the effect of strain rate and temperature on the deformability and microstructure evolution of AZ31 magnesium alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 504, pp. 40-8, 2009.
- 15- J. Tan, and M. Tan, "Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg–3Al–1Zn alloy sheet", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 339, pp. 124-32, 2003.
- 16- L. Jin, D. Lin, D. Mao, X. Zeng, and W. Ding, "An electron back-scattered

diffraction study on the microstructure evolution of AZ31 Mg alloy during equal channel angular extrusion", *Journal of alloys and compounds*, Vol. 426, pp. 148-154, 2006.

17- M. Barnett, "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. "Contraction" twins", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 464, pp. 8-16, 2007.

18- S. Choi, E. Shin, and B. Seong, "Simulation of deformation twins and deformation texture in an AZ31 Mg alloy under uniaxial compression", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 4181-92, 2007.

19- S. Xu, W. Tyson, R. Bouchard, and R. Eagleson, "Tensile and compressive properties for crashworthiness assessment of a large AZ31 extrusion", *Materials Science Forum TransTech Publ*, 2009.

20- M. Knezevic, A. Levinson, R. Harris, R.K. Mishra, R.D. Doherty, and S.R. Kalidindi, "Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution", *Acta Materialia*, Vol. 58, pp. 6230-42, 2010.

21- L-X. Wang, G. Fang, M. LeeFlang, J. Duszczuk, and J. Zhou, "Constitutive behavior and microstructure evolution of the as-extruded AE21 magnesium alloy during hot compression testing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 622, pp. 121-9, 2015.

22- M. Barnett M., Z. Keshavarz Z., A. Beer A., and D. Atwell D., "Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 5093-103, 2004.

23- H. Asgari, J. Szpunar, A. Odeshi, L. Zeng, and E. Olsson, "Experimental and simulation analysis of texture formation and deformation mechanism of rolled AZ31B

magnesium alloy under dynamic loading", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 618, pp. 310-22, 2014.

24- M. Barnett, M. Nave, and C. Bettles, "Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 386, pp. 205-11, 2004.

25- J. DelValle, M.T. Pérez-Prado, and O. Ruano, "Texture evolution during large-strain hot rolling of the Mg AZ61 alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 355, pp. 68-78, 2003.

26- M.T. Pérez-Prado M.T., J. Del Valle J., and O.A. Ruano, "Effect of sheet thickness on the microstructural evolution of an Mg AZ61 alloy during large strain hot rolling", *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 667-71, 2004.

27- R. Korla, and A.H. Chokshi, "Strain-rate sensitivity and microstructural evolution in a Mg-Al-Zn alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 63, pp. 913-6, 2010.

28- M. Jiang, H. Yan, and R. Chen, "Enhanced mechanical properties due to grain refinement and texture modification in an AZ61 Mg alloy processed by small strain impact forging", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 621, pp. 204-11, 2015.

29- L. Jin, D. Lin, D. Mao, X. Zeng, B. Chen, and W. Ding, "Microstructure evolution of AZ31 Mg alloy during equal channel angular extrusion", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 423, pp. 247-52, 2006.

30- R-L. Xin, B-S. Wang, Z. Zheng Z., G-J. Huang, and L. Qing, "Effects of strain rate and temperature on microstructure and texture for AZ31 during uniaxial

compression", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 20, pp. 594-8, 2010.

31- N. Dixit N., K.Y. Xie, K.J. Hemker, and K. Ramesh, "Microstructural evolution of pure magnesium under high strain rate loading", Acta Materialia, Vol. 87, pp. 56-67, 2015.

32- L. Meng, P. Yang, Q. Xie, and W. Mao, "Analyses on compression twins in magnesium". Materials transactions, Vol. 49, pp. 710-4, 2008.

33- S.R. Agnew, M.H. Yoo, and C.N. Tomé, "Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y". Acta Materialia, Vol. 49, pp. 4277-89, 2001.

34- R. Cottam, J. Robson, G. Lorimer, and B. Davis, "Dynamic recrystallization of Mg and Mg–Y alloys: crystallographic texture development". Materials Science and Engineering: A, Vol. 485, pp. 375-382, 2008.

35- S. Abdessameud, and D. Bradai, "Microstructure and texture evolution in hot rolled and annealed magnesium alloy TRC AZ31". Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 48, pp. 433-42, 2009.

36- J. Koike, Y. Sato, and D. Ando, "Origin of the Anomalous {10-12} Twinning during Tensile Deformation of Mg Alloy Sheet". Materials transactions, Vol. 49, pp. 2792-800, 2008.

37- S-G. Hong, S.H. Park, and C.S. Lee, "Role of {10–12} twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline magnesium alloy", Acta Materialia, Vol. 58, pp. 5873-85, 2010.