

## The effect of pre-existing twin on the shear deformation behavior of AZ31 magnesium alloy

\*Seyed Mahmood Fatemi<sup>1</sup>, Ali Akbar Kazemi Asl<sup>2</sup>, Amir Abedi<sup>1</sup>

1- Assistant Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.  
2- B. Sc., Department of Materials and Metallurgical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.

**Citation:** Fatemi S. M., Kazemi Asl A. A., Abedi A. The effect of pre-existing twin on the shear deformation behavior of AZ31 magnesium alloy. *Metallurgical Engineering* 2021; 23(4): 328-337 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.141433.1303>

 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.141433.1303>

### **ABSTRACT**

In this research, the shear deformation behavior of an AZ31 magnesium alloy was studied at a temperature range of 200–440 °C by employing shear punch testing method. To introduce twins, a rolled alloy was pre-strained, and the shear deformation of pre-twinned material was compared with the annealed one. The results showed that pre-existing twins led to a higher shear strength owing to the strengthening role of twin boundaries. At 320 °C, due to the activation of nonbasal slip systems, the twin boundaries act as dislocation sink and facilitate dynamic recovery. At high temperatures, as the twins were simply recovered no appreciable difference in deformation behavior and final microstructure could be realized between the alloys with and without twins. Twin boundaries provide more frequent nucleation sites for new grains and also deformation inhomogeneities, increasing the fraction of new grains at 200 and 260 °C. Finer recrystallized grains were obtained during shear deformation, compared to those compression /tension at similar conditions. The latter was discussed relying on the role of shear strain in evolution of fine microstructures.

**Keywords:** twinning; shear behavior; slow stress; recrystallization.

Received: 24 November 2020 | Accepted: 30 June 2021

■ ..... ■

\* *Corresponding Author:*

Seyed Mahmood Fatemi, PhD

Address: Department of Materials and Metallurgical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 22970047

E-mail: [mfatemi@sru.ac.ir](mailto:mfatemi@sru.ac.ir)

## مطالعه تاثیر دوقلویی های اولیه بر رفتار تغییر شکل برشی آلیاژ منیزیم AZ31

\*سید محمود فاطمی<sup>۱</sup>، علی اکبر کاظمی اصل<sup>۲</sup>، امیر عابدی<sup>۱</sup>

۱- استادیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران.

۲- فارغ التحصیل کارشناسی، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران.

### چکیده

در این پژوهش رفتار برشی آلیاژ منیزیم AZ31 در بازه دمایی °C ۴۴۰-۲۰۰ با استفاده از آزمایش پانچ برشی مورد مطالعه قرار گرفت. جهت ایجاد دوقلویی های اولیه، آلیاژ نورد شده تحت پیش کرنش قرار گرفته و رفتار تغییر شکل برشی آن با نمونه های بدون دوقلویی مقایسه شد. نتایج نشان می دهند که آلیاژ حاوی دوقلویی در دماهای °C ۲۰۰ و ۲۶۰ بدلیل نقش کارسخت کنندگی مرزهای دوقلویی ها استحکام بالاتری را نسبت ماده بدون دوقلویی های اولیه نشان می دهد در حالیکه در دمای °C ۳۲۰ با فعال شدن سیستم های ثانویه نقش مرزهای دوقلویی به عنوان جذب کننده نابجایی ها حاکم شده و به بازیابی دینامیک کمک می نماید. در دماهای بالاتر باتوجه به بازیابی شدن دوقلویی ها تفاوت محسوسی در رفتار تنش سیلان برشی و ساختار نهایی دو آلیاژ (حاوی و بدون دوقلویی اولیه) مشاهده نشد. مرز دوقلویی های اولیه به دلیل در اختیار گذاشتن مکانهای مرجح جوانه زنی دانه های جدید و ایجاد ناهمگنی تغییر شکلی بیشتر منجر به افزایش کسر دانه های تبلور مجدد در دماهای °C ۲۰۰ و ۲۶۰ گردید. اندازه دانه های بدست آمده در آزمایش پانچ برشی نسبت به شرایط مشابه در آزمایش های فشار و کشش بسیار ظریف تر می باشد. این مشاهد با توجه به نقش کرنش های برشی در توسعه ساختارهای ظریف دانه مورد بحث واقع شد.

واژه های کلیدی: دوقلویی، رفتار برشی، تنش سیلان، تبلور مجدد.

دریافت: ۱۳۹۹/۰۹/۰۴ | پذیرش: ۱۴۰۰/۰۴/۰۹

### ۱. مقدمه

سیستم های پایه ای می تواند دو سیستم مستقل را برای کمک به تغییر شکل در اختیار قرار دهند و لذا شرایط مناسب برای تغییر شکل همگن طبق معیار تیلور (۴) نمی تواند ایجاد شود. با افزایش دما و کاهش تنش تفکیک شده بحرانی برای سیستم های منشوری و هرمی، این سیستم های لغزش ثانویه فعال شده و امکان تغییر شکل همگن در دماهای بالا فراهم می گردد. یادآوری این نکته ضروری است که فعال شدن سیستم های لغزش و دوقلویی در شبکه هگزگونال منیزیم علاوه بر دما وابسته به فاکتور جهتی (فاکتور اشمید) می باشد و بنابراین جهت گیری دانه ها نسبت به بار اعمالی تاثیر قابل توجهی بر فعال شدن مکانیزم ها دارد.

با افزایش دما و فعال شدن سیستم های لغزش منشوری و هرمی در شبکه منیزیم، فرایندهای ترمیم شامل بازیابی و تبلور مجدد توسعه یافته و منجر به کار نرمی و بهبود خواص نهایی آلیاژ می گردند. (۲). وقوع تبلور مجدد با ظهور پیک در میزان تنش سیلان همراه است که با افزایش دما و کاهش نرخ

آلیاژهای منیزیم دارای پتانسیل بالایی جهت کاربرد در سازه های سبک دارند و به عنوان جایگزین مناسب برای آلیاژهای مرسوم علاوه بر کاهش وزن، قابلیت های ویژه ای نظیر امکان تولید قطعات پیچیده در صنایع هوافضا و الکترونیک به همراه دارند. این آلیاژها با دارا بودن شبکه کریستالی هگزگونال قابلیت شکل پذیری محدودی را بویژه در دماهای پایین از خود نشان می دهند. در جهت بهبود خواص مکانیکی این مواد، لازم است که بر محدودیت های شکل پذیری آنها غلبه شده و با بهینه سازی فرایندهای تولید آلیاژهای کارپذیر توجیه اقتصادی لازم جهت بکارگیری آنها فراهم گردد. تا کنون پژوهش های بسیار زیادی جهت مطالعه تاثیر پارامترهای فرایند در فرآوری ترمومکانیکی این آلیاژها نظیر دما و نرخ کرنش صورت گرفته است؛ برای مثال (۱-۳). مکانیزم های فعال تغییر شکل در دماهای پایین شامل سیستم های لغزش پایه ای و دوقلویی های کششی می باشند.

\* نویسنده مسئول:

دکتر سید محمود فاطمی

نشانی: تهران، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، گروه مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۴۷ ۲۲۹۷۰۰۴۷ (۲۱) ۰۹۸-

پست الکترونیکی: mfatemi@sru.ac.ir

## ۲. مواد و روش تحقیق

آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش آلیاژ تجاری AZ31 بود که بصورت ورق نورد شده با ضخامت ۱۲ mm در اختیار قرار گرفت. این آلیاژ پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم (در میان آلیاژهای کارپذیر و نیز در بین محصولات ریختگی) می‌باشد. به منظور همگن سازی بهتر آلیاژ اولیه، فرایند آنیل در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  بمدت یک ساعت آنیل شد. ساختار آنیل شده شامل دانه‌های هم محور با متوسط اندازه دانه  $45\ \mu\text{m}$  بود. جهت دستیابی به ساختار حاوی دوقلویی‌های اولیه، بخشی از ورق نورد شده به میزان ۶٪ تحت پیش کرنش فشاری در راستای جهت نورد قرار گرفت. این نوع بارگذاری باتوجه به اعمال نیروی فشاری عمود بر راستای محور c کریستال منجر به وقوع آسان دوقلویی‌های کششی می‌گردد.

آزمایش پانچ برشی روشی است که به منظور ارزیابی خواص استحکامی و کشسانی نمونه‌های بسیار کوچک طراحی شده است (۱۵، ۱۶). همانطور که بصورت شماتیک در شکل ۱-الف نشان داده شده است نمونه در منطقه محیطی محل تماس سمبه و قالب، تحت تغییر شکل برشی قرار می‌گیرد. ابزار مورد استفاده در این تحقیق شامل سمبه با قطر ۳ mm و ماتریس با قطر داخلی ۳/۰۵ mm بود. در این روش سمبه و ماتریس به سیستم اعمال نیرو متصل می‌گردند و مجموعه داخل یک کوره مقاوم قرار می‌گیرد. در شکل ۲-ب مجموعه سمبه و قالب مورد استفاده در آزمایش پانچ برشی نشان داده شده است. آزمایش پانچ برشی با استفاده از دستگاه یونیورسال کشش-فشار در دماهای  $200-440^{\circ}\text{C}$  و با فواصل دمایی  $60^{\circ}\text{C}$  با سرعت حرکت سمبه برابر با  $0.2\ \text{mm/min}$  اجرا شد.

به منظور مطالعه اثر دوقلویی‌های اولیه نمونه‌سازی جهت انجام آزمایش پانچ از ورق نورد شده آنیل شده و نیز ورق پیش کرنش شده حاوی دوقلویی صورت گرفت. هر نمونه بصورت یک لایه به ضخامت ۳ mm در جهت موازی با صفحه نورد به روش وایرکات ماشینکاری شد. سپس به منظور حذف ناهمواری‌های سطحی و ترک‌های احتمالی ناشی از برش، ضخامت لایه‌ها به روش سنباده‌زنی به  $100 \pm 2500\ \mu\text{m}$  کاهش ضخامت داده شدند. جهت حصول اطمینان از صحت داده‌های بدست آمده، به ازای هر لایه حداقل سه آزمایش صورت گرفت. نمونه‌های و مجموعه قالب قبل از آزمایش بمدت ۱۰ دقیقه در دمای مورد نظر نگه داشته شدند. جهت بررسی‌های ریزساختاری ورق‌های پانچ شده در راستای اعمال نیرو مقطع زده شدند و با روش‌های استاندارد بررسی‌های متالوگرافی صورت پذیرفت.

## ۳. نتایج و بحث

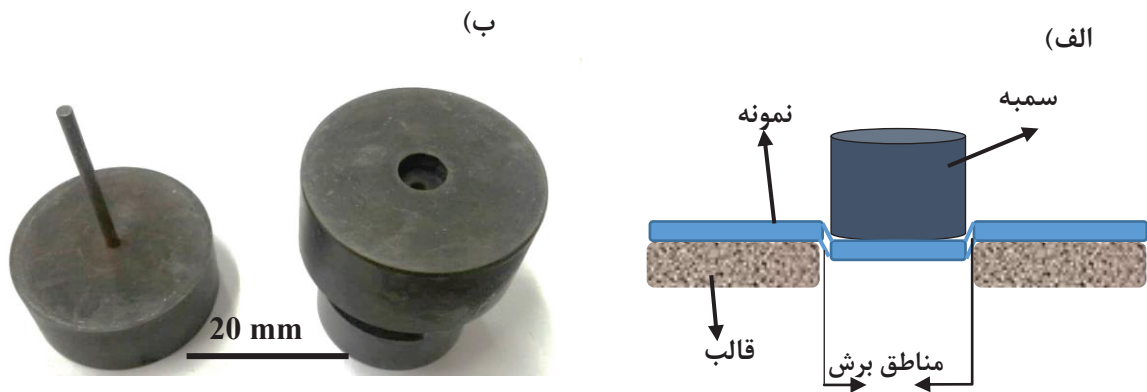
الگوی قطبی صفحات پایه ای و منشوری آلیاژ اولیه پس از

کرنش این پیک در کرنش‌های کمتری شروع شده و دارای وسعت کمتری می‌باشد (۵). مکانیزم‌های متفاوتی برای وقوع تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژهای منیزیم شناخته شده است که شامل تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (۶) و ناپیوسته (۷)، (۸)، تبلور مجدد دوقلویی‌ها (۸) و تبلور مجدد ترغیب شده توسط ذرات فاز دوم (۹) می‌باشند.

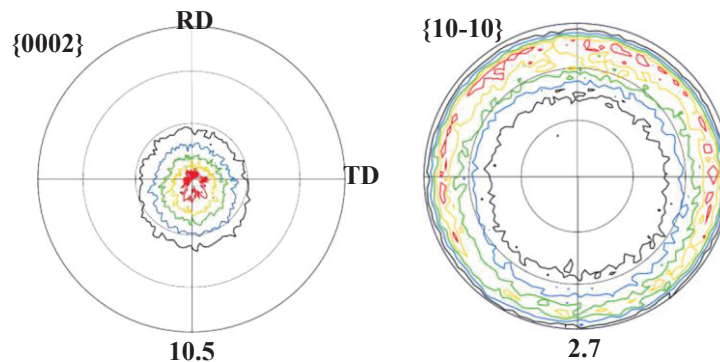
نتایج گذشته نشان می‌دهد وقوع دوقلویی‌ها نیز می‌تواند نقش مؤثری در تحولات ساختاری ایفا کند. رایج‌ترین سیستم دوقلویی مشاهده شده در منیزیم، دوقلویی کششی  $\langle 10-11 \rangle$  می‌باشد که با چرخش بلوری  $86/6^{\circ}$  همراه می‌باشد. شرایط مطلوب برای دوقلویی شدن به دما، نسبت c/a، عناصر آلیاژی، نرخ کرنش، میزان کرنش و جهت‌گیری بلوری وابسته است. لذا فعال شدن دوقلویی‌ها در فرایند تغییر شکل به بافت اولیه، مسیر کرنش و تعداد پاس بستگی دارد. میورا و همکارانش (۱۰) نشان دادند وقوع دوقلویی‌ها در دمای محیط در حین فرایند فورج مکانیزم اصلی در ریزدانه‌گی و قسمت بندی کردن دانه‌ها به ساختار ظریف می‌باشد. تشکیل دوقلویی‌ها و باندهای برشی در تغییر شکل می‌تواند به قسمت‌بندی شدن دانه‌ها و توسعه ریزدانه‌گی در ساختار کمک کند. لپوک (۱۱) در نتایج خود وقوع دوقلویی در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  را در حین فرایند اکستروژن گزارش کرده است. اما در تحقیقات دیگر در خصوص آلیاژ AZ31 و منیزیم خالص نقش دوقلویی‌ها در تغییر شکل با کاهش دما و از دمای  $150^{\circ}\text{C}$  مشاهده شده است (۱۲).

نقش دوقلویی‌ها در تغییر جهت گیری دانه‌ها و نیز تاثیر آنها به عنوان یک مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژهای منیزیم سبب شده است تا اخیراً محققان تلاش کنند تا با ایجاد دوقلویی‌های اولیه قبل از فرایند تغییر شکل، تاثیر آنها را در تحولات ساختار و رفتار تغییر شکلی مورد مطالعه قرار دهند. البته تحقیقات معدودی به مطالعه تاثیر دوقلویی‌های از قبل موجود پرداخته اند. نتایج بدست آمده در دماهای پایین تاثیر این تکنیک را بر بهبود خواص مکانیکی دمای پایین نشان می‌دهد (۱۳). ضمن آنکه میزان این تاثیر در رفتار آلیاژ ناهمسانگرد بوده و به جهت گیری نمونه مورد بررسی وابسته است.

حالت تغییر شکل برشی به عنوان حالت حاکم در بسیاری از فرایندهای صنعتی نظیر اکستروژن معکوس، فورج با ماندردل و یا روشهای تغییر شکل پلاستیک شدید نقش مؤثری در فرایندهای تغییر شکلی دارد. با توجه به تاثیر دوقلویی بر تغییر جهت گیری کریستالی و نیز ایجاد مرزهای بزرگ زاویه، این پدیده می‌تواند تاثیر محسوسی بر رفتار آلیاژ و تحولات ریزساختاری ایجاد نماید. در تحقیق حاضر تاثیر دوقلویی‌های اولیه بر تحولات ریزساختاری و رفتار تنش سیلان آلیاژ منیزیم AZ31 در حین آزمایش پانچ برشی مورد مطالعه قرار گرفته است.



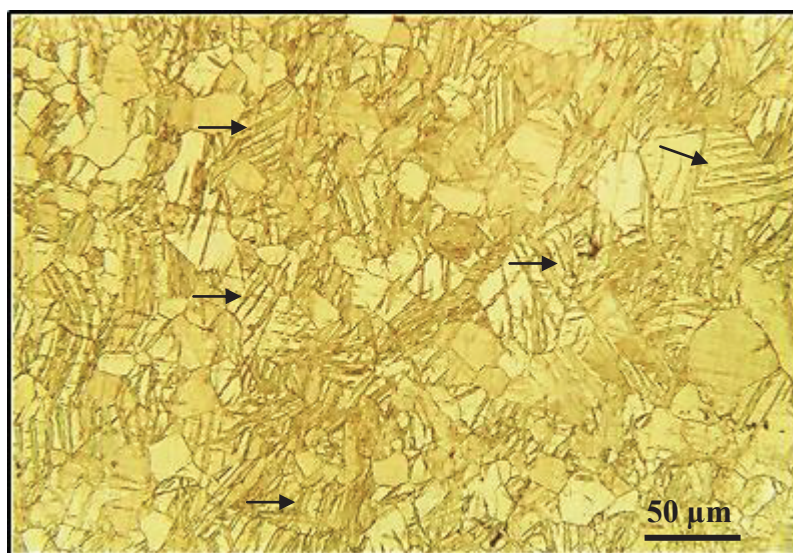
شکل ۱. الف) شماتیک تغییر شکل برشی در آزمایش پنج برشی، ب) تصویر مجموعه قالب پنج برشی.



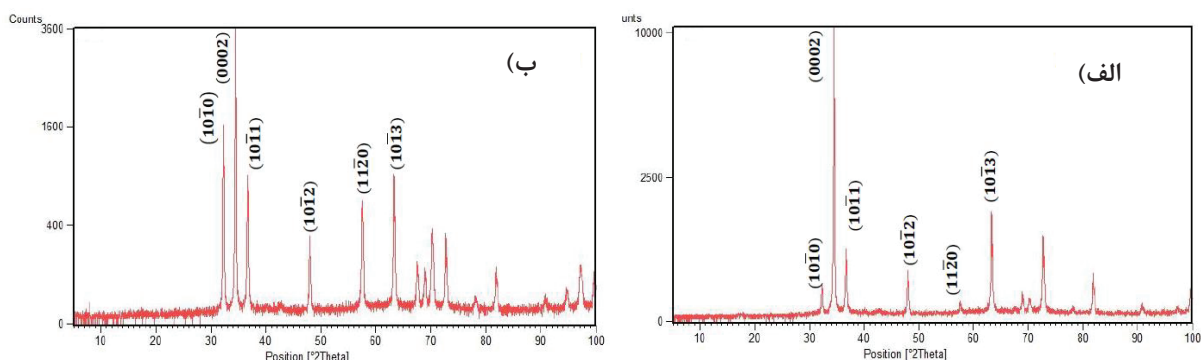
شکل ۲. الگوی قطبی صفحات پایه ای و منشوری در بافت آلیاژ اولیه مورد بررسی.

صفحه نورد قرار می‌دهند. این مطلب با افزایش نسبت شدت پراش برای صفحات  $\{10-10\}$  در الگوی پراش مطابقت دارد. تغییرات تنش سیلان برشی آلیاژ و آلیاژ پیش کرنش یافته بر حسب جایجایی پنج در شکل ۵ نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌گردد با افزایش دمای تغییر شکل سطح تنش سیلان کاهش پیدا کرده و داکتیلیتی برشی ماده بهبود می‌یابد. همه نمودارها نشانگر وقوع کار نرمی دینامیک در حین آزمایش هستند بطوری که تنش برشی پس از رسیدن به یک مقدار حداکثر، کاهش یافته است. تغییرات تنش برشی تسلیم و تنش برشی نهایی در شکل ۶ برای نمونه‌های آنیل شده و نمونه‌های حاوی دوقلویی اولیه ارائه شده است. روند تغییرات نشان می‌دهد که افزایش دما از ۲۰۰ به ۲۶۰°C درجه با کاهش محسوس استحکام همراه بوده و با افزایش بیشتر دما این کاهش نرخ نزولی دارد. این روند مشاهده شده مطابق با مشاهدات گزارش شده در خصوص آزمایش‌های فشار و کشش در این آلیاژ می‌باشد (۱۷، ۱۸). در واقع با افزایش دما به ۲۶۰°C با فعال شدن سیستم‌های لغزش ثانویه استحکام برشی نیز کاهش محسوس پیدا می‌کند. نکته قابل توجه میزان داکتیلیتی برشی محسوس

فرایند آنیل در شکل ۲ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود این بافت شامل بافت مرسوم نوردی (۱۴) با صفحات پایه ای موازی با جهت نورد می‌باشد. ریزساختار بدست آمده پس از ۶٪ پیش کرنش فشاری در شکل ۳ ارائه شده است. حضور نوارهای دوقلویی بصورت نمونه با پیکان اشاره شده است. اعمال کرنش فشاری در راستای جهت نورد، به معنی اعمال نیروی فشاری عمود بر محور c شبکه هگزاگونال منیزیم نورد شده است که وقوع دوقلویی را تسهیل می‌نماید. نتایج نشان می‌دهد که ۵۵٪ ساختار توسط نوارهای دوقلویی پوشش داده شده است. با این کسر بالای دوقلویی‌ها، بافت ساختار اولیه به میزان قابل توجهی تغییر می‌کند. این تغییرات را می‌توان با مقایسه شدت پراش برای صفحات کریستالی مختلف در شکل ۴ ملاحظه نمود. مطابق انتظار، بیشتر صفحات پایه هگزاگونال در ورق نورد شده، خودشان را موازی با صفحه نورد قرار می‌دهند و لذا شدت بالای پراش را برای این صفحه در نمونه آنیل شده مشاهده می‌کنیم. با اعمال پیش کرنش اولیه و ایجاد دوقلوه‌های فراوان، بافت مناطق مربوطه تحت چرخش ۸۶° قرار گرفته و در این مناطق صفحات منشوری خود را موازی با



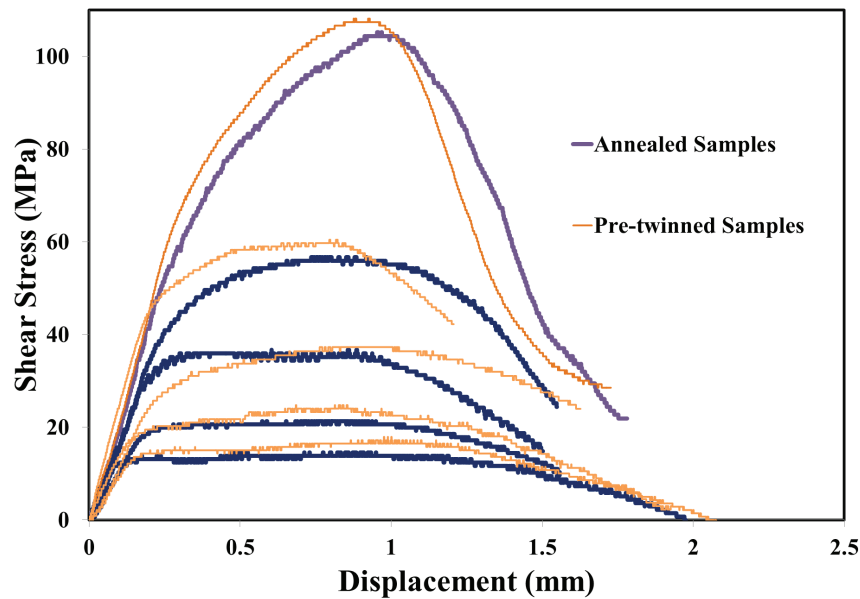
شکل ۳. ریزساختار بدست آمده پس از اعمال پیش کرنش فشاری بر آلیاژ آنیل شده.



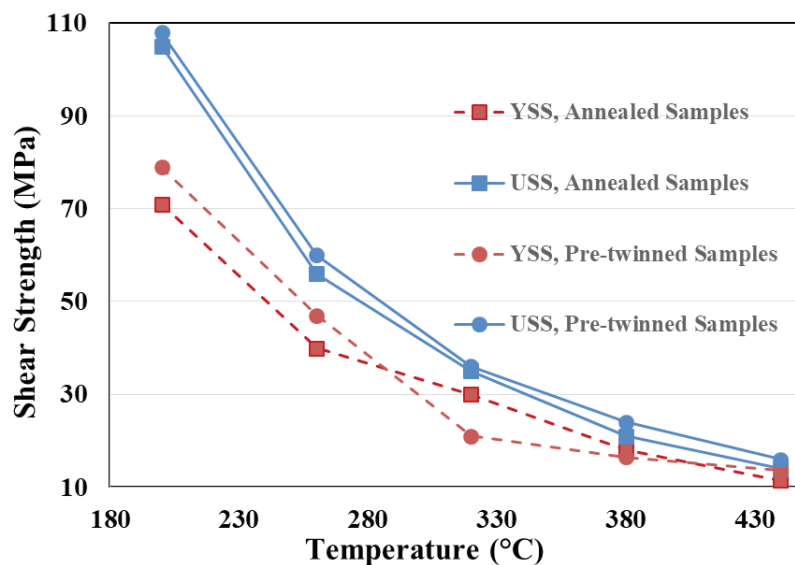
شکل ۴. الگوی پراش اشعه X (الف) نمونه آنیل شده، (ب) نمونه پیش کرنش یافته.

(ضخامت اولیه/جابجایی) حدود ۶۰ درصد می‌باشد مشاهده ای تعجب برانگیز است. زیرا به طور معمول در آزمایش‌های کشش یا فشار دوقلوها در کرنش‌های زیر ۲۰ درصد به عنوان مکانیزم تغییر شکل مشارکت می‌کنند (۳، ۲۱). مشاهده حاضر بیانگر فعال بودن مکانیزم دوقلویی حتی تا کرنش‌های بالا در اثر حالت تغییر شکل برشی می‌باشد. این یافته جدید را می‌توان بر اساس ماهیت برشی بودن مکانیزم دوقلویی توضیح داد در واقع حالت برشی اعمال شده دوقلویی شدن را به عنوان مکانیزمی فعال تا کرنش‌های نهایی در رقابت با سیستم‌های لغزش ترغیب می‌نماید. فعال بودن دوقلویی‌ها در مراحل متوالی تغییر شکل منجر به تغییر جهت گیری‌های مناطق مختلف و ایجاد فاکتور جهتی مناسب برای فعالیت سیستم‌های لغزش می‌باشد. این مطلب می‌تواند داکتیلیتی بالای آلیاژ در دمای ۲۰۰ °C را توضیح دهد.

آلیاژ در دمای ۲۰۰ °C می‌باشد. همانطور که از شکل ۶ نیز قابل دریافت است داکتیلیتی با افزایش دما افزایش پیدا کرده است، اما داکتیلیتی محسوس آلیاژ در دمای ۲۰۰ °C در هر دو نمونه (آنیل شده و حاوی دوقلویی) با نتایج گزارش شده در آزمایش‌های کشش یا فشار (۱۹، ۲۰) متفاوت است. شکل ۶ بیانگر افزایش استحکام تسلیم با حضور دوقلویی‌ها در دماهای کمتر از ۳۲۰ °C تا حدود ۲۰٪ می‌باشد در حالیکه در دماهای بالاتر از ۳۲۰ °C استحکام آلیاژ حاوی دوقلویی کمتر بوده و با افزایش بیشتر دما این تاثیر کاهش می‌یابد. علاوه بر این حضور دوقلویی‌ها بر داکتیلیتی برشی محسوس نبوده است. جهت بررسی مکانیزم‌های ریزساختاری حاکم بر تحولات ریزساختاری آلیاژ، ساختار نهایی تغییر شکل یافته پس از آزمایش پانچ برشی مورد مطالعه قرار گرفت. تصاویر میکروسکوپی به دست آمده در شکل‌های ۷ و ۸ ارائه شده است. نکته پر اهمیت حضور دانسیته قابل توجه دوقلوها در ساختار نهایی در دمای ۲۰۰ °C می‌باشد. کسر بالای دوقلوها پس از جابجایی حدود ۱/۵ mm که معادل کرنش برشی



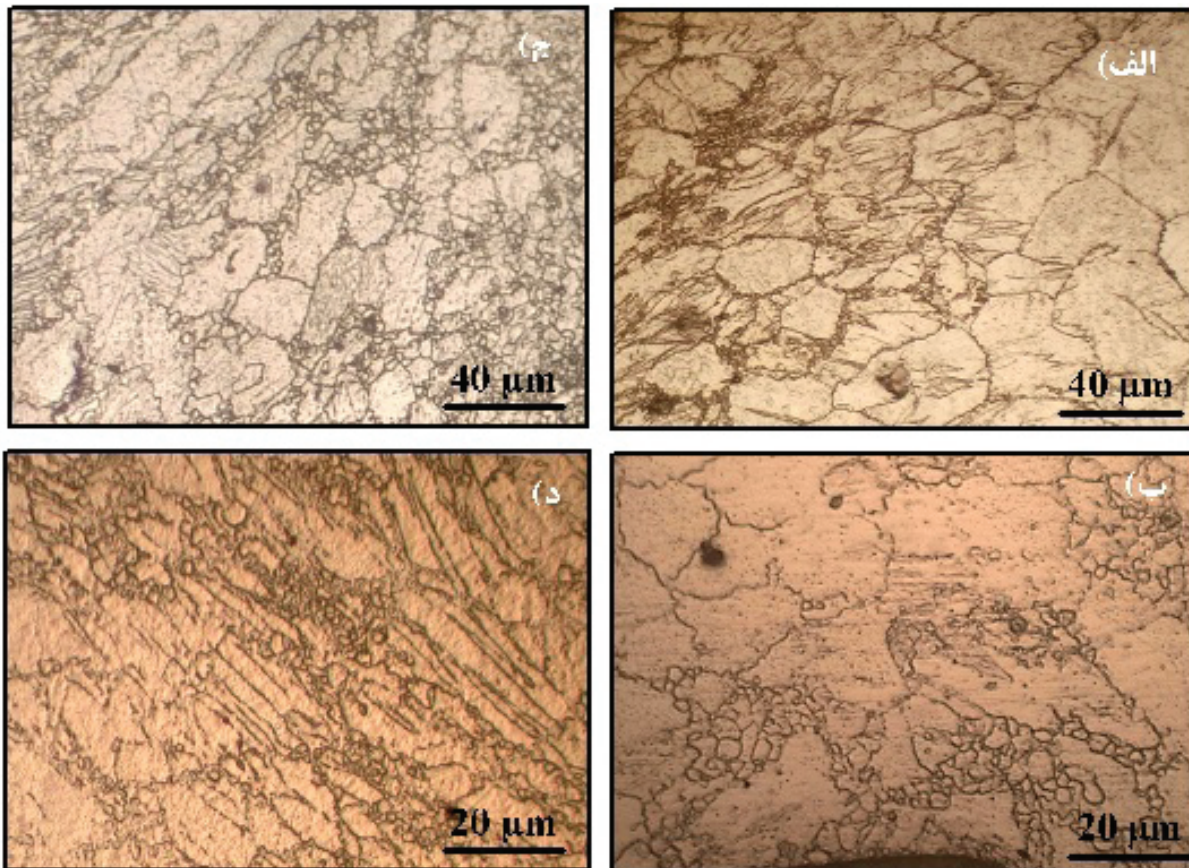
شکل ۵. تغییرات تنش سیلان برشی بر حسب جایجایی بدست آمده از آزمایش پانچ برشی برای نمونه‌های آنیل شده و نمونه‌های حاوی دوقلوبی‌های اولیه بترتیب از بالا به پایین برای دماهای: ۲۰۰، ۲۶۰، ۳۲۰، ۳۸۰، ۴۴۰ °C.



شکل ۶. تغییرات تنش برشی تسلیم و تنش برشی نهایی برای نمونه‌های آنیل شده و نمونه‌های حاوی دوقلوبی اولیه در دماهای مختلف.

برشی مورب در این آزمایش فاکتور جهتی در این آزمایش برای مکانیزم‌های تغییرشکلی برای نمونه‌های آنیل شده و نمونه‌های حاوی دوقلوبی تقریباً یکسان است. در دماهای ۲۰۰ و ۲۶۰ °C حضور مرزهای دوقلوبی به عنوان مرزهای بزرگ زاویه تنش لازم برای فعال شدن دوقلوبی‌ها و سیستم‌های لغزش را طبق اثر هال-پچ (۲۲) افزایش می‌دهند. لذا تنش تسلیم در نمونه‌های حاوی دوقلوبی‌ها بالاتر بوده و قابلیت کارسخت کنندگی بیشتر آنها تنش نهایی برشی بیشتری را حاصل می‌نماید. نتایج ریزساختاری و توسعه دانه‌های جدید

بارگذاری اولیه در آزمایش پانچ برشی عمود بر صفحه نورد صورت می‌گیرد ولی طبق شکل ۲-الف سیلان ماده در جهت برشی (مورب) و بیشتر با زاویه ۴۵° خواهد بود. لذا دوقلوبی‌های کششی با ایجاد کرنش در جهت عمود بر محور C براحتی رخ می‌دهند. این شرایط در نمونه‌های حاوی دوقلوبی نیز فراهم می‌باشد که در مناطق دوقلوبی آنها نیروی پانچ عمود بر صفحات منشوری قرار می‌گیرد. لذا در این حالت نیز تمایل به سیلان در جهت مورب برشی به سهولت دوقلوبی را فعال می‌کند. بنابراین با توجه به نیروی



شکل ۷. ریزساختار بدست آمده از آزمایش پانچ برشی نمونه آنیل شده در دمای الف)  $200^{\circ}\text{C}$  و ب)  $260^{\circ}\text{C}$ ، و برای نمونه حاوی دوقلویی‌های اولیه ج)  $200^{\circ}\text{C}$  و د)  $260^{\circ}\text{C}$ .

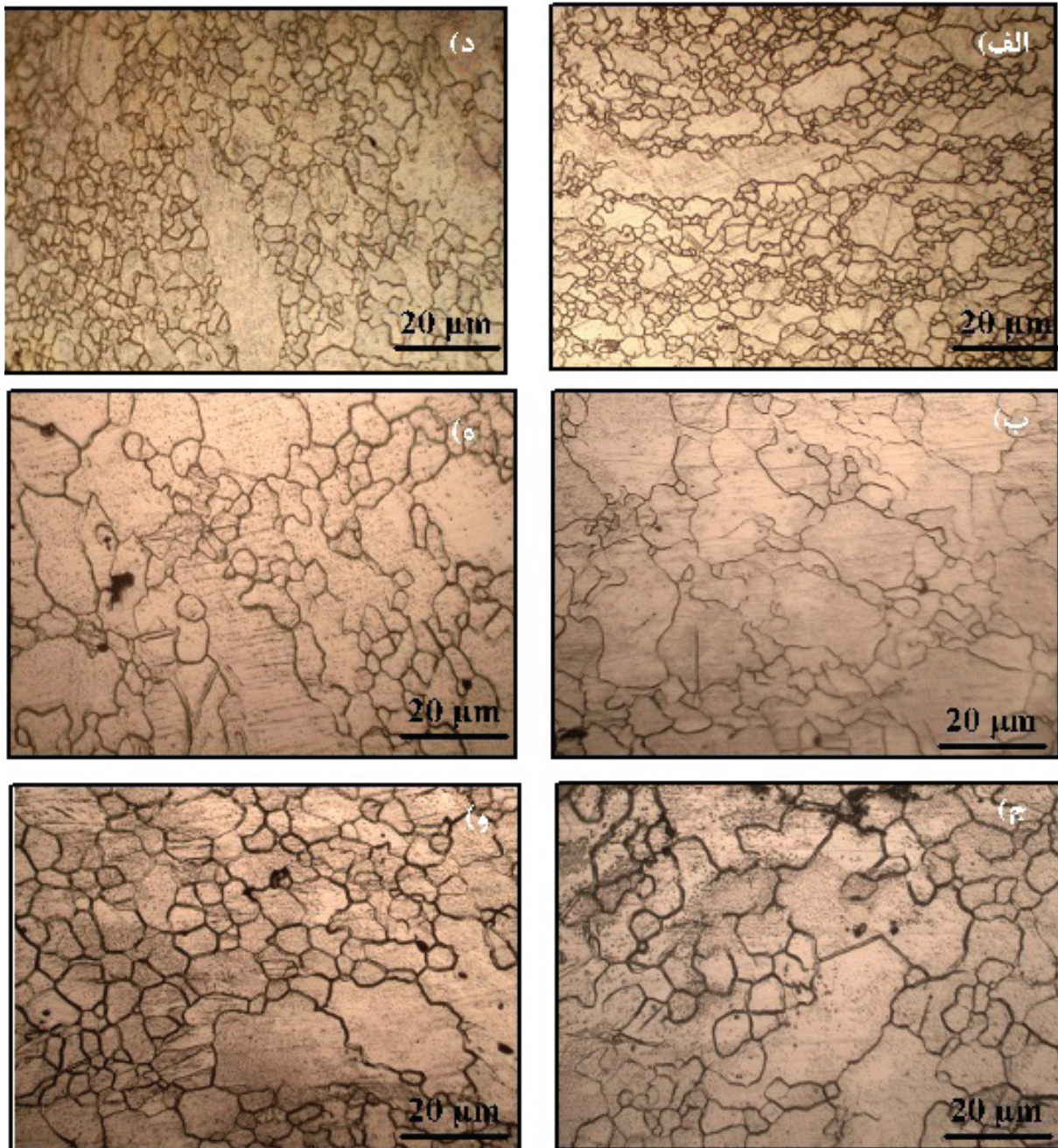
می‌دهند. این اثر مرزهای بزرگ زاویه در گزارش قبلی در خصوص آلیاژهای منیزیم نیز اشاره شده است (۲، ۲۳). لذا در نمونه با دوقلویی‌های اولیه بازایی قوی تری صورت گرفته و تنش سیلان کاهش پیدا می‌کند. این امر وقوع تبلور مجدد دینامیکی و پیک تنشی مربوط به آن را به تعویق می‌اندازد و کسر دانه‌های تبلور مجدد هم نسبت به آلیاژ بدون دوقلویی کاهش می‌یابد. در این دما کسر تبلور مجدد بترتیب برای نمونه آنیل شده و نمونه حاوی دوقلویی ۶۵٪ و ۴۵٪ اندازه گیری شد.

با افزایش دما به  $380^{\circ}\text{C}$  و  $440^{\circ}\text{C}$  بدلیل بازایی و ترمیم نسبی دوقلویی‌ها در زمان نگهداری قبل از آزمایش، نوارهای دوقلویی کمی در ساختار باقی می‌مانند، لذا تفاوت محسوس را در مقادیر تنش تسلیم برشی دو نمونه نمی‌توان مشاهده نمود. اما بنظر می‌رسد مرزهای باقی مانده در روند کارسختی آلیاژ تاثیر ملایمی داشته و لذا توسعه تبلور مجدد در این دما روند یکسانی را برای دو نمونه نشان می‌دهد.

همانگونه که انتظار می‌رود با افزایش دما به دلیل ترغیب و توسعه فرایند اضمحلال نابجاییها نیروی محرکه رشد دانه‌های جدید افزایش پیدا می‌کند. همچنین با افزایش ضریب نفوذ

نشان می‌دهد که مکانیزم غالب بر تحولات ریزساختاری تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد. مرزهای بزرگ زاویه بیشتر و نیز ناهمگنی بیشتر در نمونه‌های حاوی دوقلویی‌ها منجر به ایجاد انرژی کرنشی بالاتر و مراکز جوانه زنی بیشتر برای تبلور مجدد می‌گردند و لذا ساختار نهایی دارای کسر تبلور مجدد بیشتری در نمونه حاوی دوقلویی می‌باشد. این توضیح با مشاهدات ساختاری ارائه شده در شکل ۷ مطابقت دارد بطوریکه کسر تبلور مجدد در نمونه حاوی دوقلویی در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و  $260^{\circ}\text{C}$ ، بترتیب ۱۱٪ و ۱۸٪ و برای نمونه آنیل شده ۵٪ و ۱۰٪ بوده است.

با توجه به فعال شدن سیستم‌های لغزش غیر پایه ای در منیزیم از دمای  $275^{\circ}\text{C}$  -  $250^{\circ}\text{C}$  (۱۱)، فعالیت محسوس آنها در دماهای مورد بررسی در این پژوهش از دمای  $320^{\circ}\text{C}$  قابل انتظار است. لذا با افزایش دما به  $320^{\circ}\text{C}$  به دلیل فعال شدن سیستم‌های لغزش ثانویه، سهم نابجایی‌ها افزایش و سهم دوقلویی‌ها در تغییر شکل کاهش می‌یابد و مرزهای بزرگ زاویه دوقلویی‌ها با توجه به ضریب نفوذ در مرز بالاتر بعنوان چاهی برای نابجایی‌های تغییر شکلی عمل می‌کنند و دانسیته نابجایی‌های ساختار را به صورت دینامیک کاهش



شکل ۸. ریزساختار بدست آمده از آزمایش پانچ برشی نمونه آنیل شده در دمای الف) ۳۲۰ °C، ب) ۳۸۰ °C، ج) ۴۴۰ °C و برای نمونه حاوی دوقلوی‌های اولیه د) ۳۲۰ °C، ه) ۳۸۰ °C و و) ۴۴۰ °C.

بیشتر و فعال کردن موثرتر سیستم‌های لغزش نسبت داد. نقش ویژه کرنش‌های برشی در ریزدانه‌گی در تحقیقات سگال (۲۵) نیز مورد بحث قرار گرفته است.

در مرز سرعت مهاجرت مرز دانه‌های نیز افزایش پیدا کرده و در نتیجه اندازه دانه‌های تبلور مجدد با افزایش دما افزایش می‌یابند. اندازه گیری‌ها اندازه دانه متوسط  $2-1 \mu\text{m}$  را در دمای  $200^\circ\text{C}$  و  $2-4 \mu\text{m}$  را در دمای  $260^\circ\text{C}$  را نشان می‌دهند. نکته قابل توجه اندازه بسیار ظریف دانه‌های متبلور نسبت به مقادیر بدست آمده در حالت‌های کششی و فشاری در سایر تحقیقات (۱۹، ۲۰، ۲۴) می‌باشد. این مطلب را می‌توان به تاثیر حالت برشی تغییر شکل در ایجاد کرنش موثر



## References

- [1] Barnett M. Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31. *Journal of Light Metals*. 2001;1(3):167-77.
- [2] Barnett M, Keshavarz Z, Beer A, Atwell D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn. *Acta Materialia*. 2004;52(17):5093-103.
- [3] Knezevic M, Levinson A, Harris R, Mishra RK, Doherty RD, Kalidindi SR. Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution. *Acta Materialia*. 2010;58(19):6230-42.
- [4] Savage DJ, McWilliams BA, Vogel SC, Trujillo CP, Beyerlein IJ, Knezevic M. Mechanical behavior and texture evolution of WE43 magnesium-rare earth alloy in Split-Hopkinson Pressure Bar and Taylor Impact Cylinder Testing. *International Journal of Impact Engineering*. 2020:103589.
- [5] Chen P, Wang F, Li B. Dislocation absorption and transmutation at  $\{101\bar{2}\}$  twin boundaries in deformation of magnesium. *Acta Materialia*. 2019;164:440-53.
- [6] Cai Y, Sun C, Li Y, Hu S, Zhu N, Barker E, et al. Phase field modeling of discontinuous dynamic recrystallization in hot deformation of magnesium alloys. *International Journal of Plasticity*. 2020:102773.
- [7] Peng J, Zhang Z, Yang P, Li Y, Guo P, Zhou W, et al. The effect of continuous confined strip shearing deformation on the mechanical properties of AZ31 magnesium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;743:397-403.
- [8] Niu Y, Le Q, Ning F, Hou J, Jia Y. Strain induced dynamic recrystallization nucleation of ZA21 magnesium alloy during compression process at low and medium temperatures. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(1):340-6.
- [9] Fatemi S, Aliyari S, Miresmaeili S. Dynamic precipitation and dynamic recrystallization during hot deformation of a solutized WE43 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;762:138076.
- [10] Miura H, Yu G, Yang X. Multi-directional forging of AZ61Mg alloy under decreasing temperature conditions and improvement of its mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2011.
- [11] Lapovok R, Thomson P, Cottam R, Estrin Y. The effect of grain refinement by warm equal channel angular extrusion on room temperature twinning in magnesium alloy ZK60. *Journal of Materials Science*. 2005;40(7):1699-708.

## ۴. نتیجه گیری

۱. دوقلویی‌های اولیه، بافت ورق نورد شده را به میزان قابل توجهی تغییر دادند بطوریکه نسبت شدت پراش صفحات منشوری به صفحات پایه ای بطور محسوسی افزایش یافت.
۲. کرنش تا شکست حدود ۶۰٪ در آزمایش پانچ برشی در دمای ۲۰۰ °C به حالت غالب برشی تغییر شکل و فعال شدن دوقلویی تا کرنش‌های بالا نسبت داده شد.
۳. حضور دوقلویی‌های اولیه در دماهای ۲۰۰ °C و ۲۶۰ °C بدلیل کارسخت کنندگی مرزهای دوقلویی‌ها منجر به استحکام برشی بالاتر آلیاژ AZ31 می‌شوند.
۴. حضور دوقلویی‌های اولیه در دماهای ۲۰۰ °C و ۲۶۰ °C منجر به افزایش کسر تبلور مجدد دینامیکی و در دمای ۳۲۰ °C منجر به کاهش آن گردید.
۵. در دماهای بالا (۳۸۰ و ۴۴۰ °C)، حضور دوقلویی‌های اولیه تاثیر محسوسی بر رفتار سیلان و توسعه ریزساختاری در آلیاژ منیزیم AZ31 نشان نداد.

- [12] Tam KJ, Vaughan MW, Shen L, Knezevic M, Karaman I, Proust G. Modelling the Temperature and Texture Effects on the Deformation Mechanisms of Magnesium Alloy AZ31. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2020;105727.
- [13] Zhang H, Yang M, Hou M, Wang L, Zhang Q, Fan J, et al. Effect of pre-existing  $\{101^{-}2\}$  extension twins on mechanical properties, microstructure evolution and dynamic recrystallization of AZ31 Mg alloy during uniaxial compression. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;744:456-70.
- [14] Chaudry UM, Kim TH, Kim YS, Hamad K, Ko YG, Kim J-G. Dynamic recrystallization behavior of AZ31-0.5 Ca magnesium alloy during warm rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;762:138085.
- [15] Toloczko M, Hamilton M, Lucas G. Ductility correlations between shear punch and uniaxial tensile test data. *Journal of nuclear materials*. 2000;283:987-91.
- [16] Guduru R, Scattergood R, Koch C, Murty K, Nagasekhar A. Finite element analysis of a shear punch test. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37(5):1477-83.
- [17] Fatemi-Varzaneh S, Zarei-Hanzaki A, Beladi H. Dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;456(1-2):52-7.
- [18] Sahoo SK, Toth LS, Biswas S. An analytical model to predict strain-hardening behaviour and twin volume fraction in a profoundly twinning magnesium alloy. *International Journal of Plasticity*. 2019;119:273-90.
- [19] Li N, Huang G, Zhong X, Liu Q. Deformation mechanisms and dynamic recrystallization of AZ31 Mg alloy with different initial textures during hot tension. *Materials & Design*. 2013;50:382-91.
- [20] Xie C, He J, Zhu B, Liu X, Zhang J, Wang X, et al. Transition of dynamic recrystallization mechanisms of as-cast AZ31 Mg alloys during hot compression. *International Journal of Plasticity*. 2018;111:211-33.
- [21] Agarwal G, Dongare AM. Deformation twinning in polycrystalline Mg Microstructures at High strain Rates at the Atomic scales. *Scientific reports*. 2019;9(1):1-11.
- [22] Somekawa H, Mukai T. Hall-Petch relation for deformation twinning in solid solution magnesium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;561:378-85.
- [23] Chen P, Ombogo J, Li B. Dislocation $\leftrightarrow$  twin transmutations during interaction between prismatic slip and  $\{101^{-}1\}$  twin in magnesium. *Acta Materialia*. 2020;186:291-307.
- [24] Yang Y, Qin Q, Zhang Z, Wang Q, Meng M, Liang M-j, et al. Processing maps of extruded AZ80+ 0.4% Ce magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;844:156064.
- [25] Segal V. Severe plastic deformation: simple shear versus pure shear. *Materials Science and Engineering A*. 2002;338(1-2):331-44.