

تأثیر دما و نرخ کرنش بر رفتار تغییر شکل مومسان شیشه‌فلز حجمی آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$

محمدتقی اسدی خانوکی*

دانشکده فنی و مهندسی، بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۵/۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۹/۲۹)

چکیده- در این تحقیق اثر دما و نرخ کرنش بر رفتار جریان مومسان شیشه‌فلز حجمی آلیاژ پایه زیرکونیم در حین آزمون خمش سه‌نقطه‌ای بررسی و ارتباط بین حساسیت به نرخ کرنش (m) و نوع جریان مطالعه شده است. بررسی منحنی‌های تنش-کرنش خمشی، نشان‌دهنده دو نوع جریان مضرّس و غیرمضرّس وابسته به دما و نرخ کرنش است. در دماهای بالای یک دمای بحرانی و یا نرخ‌های کرنش کمتر از یک حد بحرانی، جریان مضرّس پدیدار می‌شود که ناشی از فعال شدن همزمان نواحی استحاله برشی (STZ) و فرایندهای آسایش ساختاری وابسته به زمان است. همچنین در دماهای بالاتر از ۰/۴ دمای انتقالی شیشه، m منفی و در زیر آن دما، m مثبت خواهد بود. دلیل منفی بودن m نبودن زمان کافی برای فعال شدن فرایندهای آسایش ساختاری در نرخ‌های کرنش بالا است که باعث افزایش حجم آزاد در نوارهای برشی و در نتیجه نرم شدن ماده می‌شود. مقایسه انرژی فعال‌سازی نواحی استحاله برشی و انرژی لازم برای شروع جریان مضرّس نشان می‌دهد که این دو انرژی تقریباً با هم برابر بوده و ارتباط نزدیکی بین پدیده جریان مضرّس و عملکرد نواحی استحاله برشی وجود دارد.

واژه‌های کلیدی: شیشه‌فلز حجمی، حساسیت به نرخ کرنش، ناحیه استحاله برشی، جریان مضرّس، آسایش ساختاری.

Effect of Temperature and Strain Rate on Plastic Deformation Behavior of $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ Bulk Metallic Glass

M. T. Asadi Khanouki*

Department of Materials Engineering and Metallurgy, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran

Abstract: In this study, the influence of temperature and strain rate on plastic flow of a Zr-based bulk metallic glass (BMG) during the three-point bending test was studied to find a correlation between strain rate sensitivity (m) and flow behavior. The flexural stress-deflection curves revealed two distinct types of dynamics, serrated and non-serrated flow, related to temperature and strain rate. The serrated flow which appeared at temperatures higher than a critical value or strain rates lower than a critical value, was simultaneously due to activation of shear transformation zones (STZs) and time-dependent structural relaxations. Further results indicated negative and positive values of m at temperatures above and below $0.4 T_g$, respectively. The main reason for negative strain rate sensitivity was insufficient time of structural relaxation at high strain rates which lead to generation of free volume inside shear bands making the BMG softer. Comparison of STZ activation energy with activation energy for the onset of serration indicated almost equal values and there was a close relationship between serrated flow and STZ operation.

Keywords: Bulk metallic glass, Strain rate sensitivity, Shear transformation zone, Serrated flow, Structural relaxation.

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: mtasadi@uk.ac.ir

فهرست علائم

A	ثابت تابع نمایی	T	دمای آزمایش (K)
b	عرض نمونه خمشی (mm)	T_g	دمای انتقالی شیشه (K)
d	ضخامت نمونه خمشی (mm)	T_x	دمای تبلور (K)
D	پیشینه خم‌شدگی در مرکز نمونه (mm)	ΔT_x	تحت تبرید (K)
k_B	ثابت بولتزمن ($J.K^{-1}$)	ε	کرنش
L	طول دهانه گیره نگهدارنده (mm)	$\dot{\varepsilon}$	نرخ کرنش
m	مؤلفه حساسیت به نرخ کرنش	$\dot{\varepsilon}_c$	نرخ کرنش بحرانی
P_b	نیروی خمشی (N)	σ_i	تنش جریان (MPa)
Q	انرژی فعال‌سازی (J)		

۱- مقدمه

شیشه‌فلزهای حجمی (BMGs) گروه به‌نسبت جدیدی از مواد فلزی محسوب می‌شوند که به دلیل ویژگی‌های منحصر به فردی همچون استحکام و حد کشسان بالا، مقاومت به خوردگی مناسب و سختی بالا، در دهه‌های اخیر مورد توجه ویژه پژوهشگران قرار گرفته‌اند [۱ و ۲]. با وجود برخورداری از خواص مکانیکی مناسب، به دلیل ضعف شدید در انعطاف‌پذیری و وقوع شکست ناگهانی به‌خصوص در بارگذاری کششی، استفاده از آنها در کاربردهای سازه‌ای پیشرفته با محدودیت همراه است [۳]. هرچند تاکنون مطالعات گسترده‌ای در جهت رفع این محدودیت‌ها انجام شده اما درک سازوکار حاکم بر تغییر شکل مومسان این مواد همچنان نیازمند تحقیقات بیشتری در این زمینه است [۴-۷].

تغییر شکل مومسان شیشه‌فلزهای حجمی می‌تواند به صورت همگن یا غیرهمگن باشد. تغییر شکل همگن در دماهای بالا و نزدیک به دمای انتقالی شیشه (T_g) رخ می‌دهد و کرنش مومسان به‌طور یکنواخت در سرتاسر نمونه توزیع می‌شود. در مقابل، تغییر شکل این مواد در دماهای پایین به صورت غیرهمگن بوده که در آن کرنش در ناحیه باریکی از نمونه تحت عنوان نوار برشی^۱ (SB) متمرکز می‌شود [۸ و ۹]. به‌طور کلی، عامل اصلی در تغییر شکل مومسان شیشه‌فلزها، فعال شدن هسته‌های کوچک اتمی با عنوان «نواحی استحاله

برشی»^۲ (STZs) است. هنگامی که ماده تحت تنش لازم برای تغییر شکل قرار می‌گیرد، نواحی استحاله برشی در داخل ماده به صورت خودبه‌خودی فعال و در مکان‌های با سطح تنش موضعی بالا متمرکز و در نتیجه باعث ایجاد نوار برشی می‌شوند [۱۰]. از آنجا که در مواد آمورف بر خلاف مواد بلوری مواعی مانند نابه‌جایی یا مرزدانه در برابر نوارهای برشی وجود ندارد، این نوارها با سرعت در زمینه آمورف اشاعه پیدا کرده و شکست ناگهانی در ماده رخ می‌دهد.

فعال شدن نواحی استحاله برشی و تشکیل نوار برشی در حین تغییر شکل مومسان، همراه با افزایش قابل توجه دما، تولید حجم آزاد^۳ و یا هر دوی آنها به‌طور همزمان است [۱۱-۱۳]. مطالعات اخیر نشان می‌دهد که نسبت بین تمرکز نواحی استحاله برشی و نرخ آرایش مجدد اتم‌ها در اثر نفوذ، عامل کلیدی در ایجاد جریان مضر^۴ در تغییر شکل شیشه‌فلزها است [۱۴]. شیشه‌فلزها از نظر نوع جریان مضر^۴ به دو دسته تقسیم می‌شوند: (۱) جریان مضر^۴ در شیشه‌فلزهای با انعطاف‌پذیری کم (کمتر از ۵ درصد)، همراه با پله‌های ایجاد شده با ارتفاع تقریباً یکسان است و رفتار دینامیکی آنها نامنظم^۵ است. (۲) جریان مضر^۴ در شیشه‌فلزهای با انعطاف‌پذیری بالا (بیشتر از ۵ درصد) کاملاً غیریکنواخت، نزدیک به حالت بحرانی و بیانگر رفتار خودسازمان‌دهی در بحران^۶ (SOC) است (حضور تعداد زیادی پله ریز در کنار پله‌های درشت) [۱۵].

چنین رفتاری در جریان مومسان مواد بلوری نیز مشاهده شده که بیانگر اثر پورته‌وین لوشاتلیه^۷ (PLC) و همراه با پیرکرنشی دینامیکی در اثر برهم‌کنش بین لغزش ناب‌ه‌جایی‌ها و نفوذ اتم‌های حل‌شونده است [۱۶]. در مطالعات اخیر [۱۵] جریان مضرّس در شیشه‌فلزها از نظر آماری بررسی و ارتباط تشکیل نوارهای برشی و چگالی آنها با نوع جریان، پله‌های ایجاد شده و در نتیجه میزان انعطاف‌پذیری ماده توجه شده است.

یکی از ویژگی‌های مهم در رفتار جریان‌شناسی^۸ ماده، حساسیت تنش جریان به نرخ کرنش است که اطلاعات مفیدی درباره حالت تغییر شکل ماده در اختیار قرار می‌دهد. با تعیین پارامتر حساسیت به نرخ کرنش^۹ (SRS)، می‌توان میزان مقاومت ماده در برابر گلوپی شدن در حین تغییر شکل کششی و همچنین ساز و کار حاکم بر تغییر شکل مومسان را تعیین کرد [۱۷]. با وجود این، منشأ اصلی حساسیت به نرخ کرنش و تغییر شکل مومسان و همچنین ارتباط آنها با فرایندهای آسایش ساختاری در شیشه‌فلزها هنوز نامشخص است و به مطالعات بیشتری در این زمینه نیاز دارد.

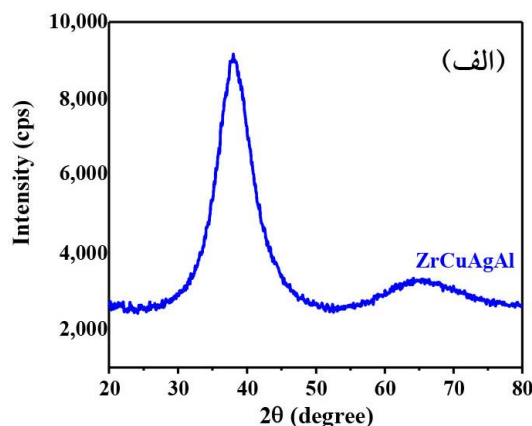
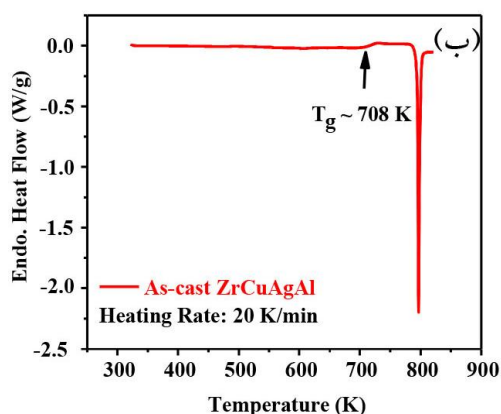
در این تحقیق، نحوه رفتار جریان مومسان شیشه‌فلز پایه زیرکونیم در دماها و نرخ‌های خمش مختلف بررسی شده است. همچنین با اندازه‌گیری پارامتر حساسیت به نرخ کرنش و محاسبه انرژی فعال‌سازی، ارتباط بین تغییر شکل مومسان و تحولات ساختاری شیشه‌فلز در دماهای مختلف توجه شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از شیشه‌فلز حجمی آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ (at. %) استفاده شده است. این آلیاژ از عناصر با خلوص بالا (خلوص مس، نقره و آلومینیم: ۹۹/۹۹ درصد و خلوص زیرکونیم: ۹۹/۹ درصد) تهیه شد. برای آلیاژسازی، مقادیر مشخصی از این عناصر پس از برشکاری، سمباده‌زنی سطوح خارجی و اسیدشویی، به مدت ۲۰ دقیقه در دستگاه آلتراسونیک تمیز شدند. برحسب درصدهای اتمی در آلیاژ، مقادیر مورد نیاز از هر عنصر با دقت بالا (± 0.01 گرم) توزین شد و برای تهیه ذوب، در داخل کوره ذوب قوسی تحت

خلاً قرار گرفت. کوره مجهز به سیستم ریخته‌گری مکشی در قالب مسی آب‌گرد بود. قبل از عملیات ذوب و آلیاژسازی، فشار محفظه ابتدا به 10^{-5} میلی‌بار کاهش یافت و سپس با استفاده از گاز آرگون خالص (۹۹/۹۹۹۸ درصد) به فشار محیط رسید. به منظور کاهش بیشتر فشار اکسیژن احتمالی موجود در محفظه، عملیات گازریایی با تیتانیم^{۱۰} صورت گرفت. عملیات ذوب، حداقل چهار مرتبه تکرار شد تا آلیاژی کاملاً همگن به دست آید. برای تولید شیشه‌فلز با ساختار آمورف، حدود پنج گرم آلیاژ روی قالب مسی آب‌گرد داخل کوره ذوب قوسی قرار گرفت. پس از ذوب شدن آلیاژ، شیر تخلیه باز و مذاب تحت تأثیر خلاً نسبی به داخل محفظه قالب مکیده شد. ابعاد نمونه آمورف تولید شده برابر با $1 \times 10 \times 80$ میلی‌متر مکعب بود. در نهایت با برشکاری و سمباده‌زنی، از این ورق نمونه‌های آزمون خمش سه‌نقطه‌ای با ابعاد $20 \times 4 \times 0.8$ میلی‌متر مکعب تهیه شد.

آمورف بودن ساختار نمونه‌های تولید شده، با استفاده از آزمون پراش پرتو ایکس^{۱۱} (دستگاه PC D/MAX 2500 XRD، پرتو $Cu-K\alpha$ و زاویه 2θ بین 20° تا 80° درجه) و آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی^{۱۲} (دستگاه Perkin Elmer Diamond DSC با اتمسفر گاز آرگون خالص در فشار ثابت و با نرخ گرمایش 20° کلون بر دقیقه) بررسی شد. آزمون خمش سه‌نقطه‌ای توسط دستگاه یونیورسال CMT 5205 SANS مجهز به سیستم ثبت داده و گیره نگهدارنده با اندازه دهانه 10 میلی‌متر، در دماهای مختلف در محدوده 77 تا 423 کلون (شش دما) و نرخ‌های خمش مختلف (چهار نرخ کرنش در محدوده 0.2 تا 20 میلی‌متر بر دقیقه) انجام شد. برای دماهای بالای دمای اتاق، یک کوره الکتریکی مجهز به سیستم کنترل دما و گاز محافظ نیتروژن استفاده شد. در تأمین دماهای زیر دمای اتاق، بسته به دمای مورد نظر، از نیتروژن مایع و محلول نیتروژن مایع، اتیل الکل و اتیلن گلیکول استفاده شد. در آزمایش خمش ابتدا نمونه و گیره داخل محفظه خالی قرار داده و با تنظیم نوک میله اعمال نیرو روی سطح نمونه، محلول خنک کننده، بسته به دمای مورد نظر، به داخل محفظه افزوده شد.



شکل ۱- الف) الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) و ب) نمودار آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی

آلیاژ ریختگی $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$

گرم‌گیر، با T_g برابر با 708 کلوین رخ می‌دهد. پس از آن با افزایش بیشتر دما استحاله گرمزای تبلور اتفاق می‌افتد. بنابراین با توجه به نتایج حاصل از دو آزمون پراش پرتو ایکس و گرماسنجی روبشی تفاضلی، می‌توان گفت که ساختار آلیاژ ریختگی با درصد به‌نسبت بالایی آمورف شده است. با توجه به مطالعات قبلی [۱۹ و ۲۰]، مشخص شده که در مدت‌زمان تغییر شکل این آلیاژها در دماهای بالا و حتی نزدیک به T_g ، ساختار آمورف همچنان پایدار بوده و فاز بلوری تشکیل نخواهد شد. دلیل اصلی آن محدوده به‌نسبت بالای تحت تبرید^{۱۴} است ($\Delta T_x = T_x - T_g$) که در مورد آلیاژ پایه زیرکونیم مورد مطالعه در این تحقیق، این مقدار برابر با 78 کلوین است. بالا بودن محدوده تحت تبرید، نشان‌دهنده پایداری بیشتر فاز آمورف و مقاومت بالاتر آلیاژ در برابر تبلور در دماهای بالا است. به‌عبارتی با سرعت‌های سرد کردن به‌نسبت پایین نیز می‌توان آلیاژی با ساختار کاملاً آمورف تولید کرد.

با اندازه‌گیری دما توسط ترموکوپل و رسیدن دمای محلول به تعادل، آزمون خمش آغاز شد. در هر حالت از دما و نرخ کرنش، حداقل سه نمونه آزمایش شد. تنش خمشی از رابطه $\sigma_f = 1.5P_b L / bd^2$ و کرنش خمشی از رابطه $\epsilon_f = 6Dd / L^2$ به‌دست آمد که در آنها P نیروی خمشی برحسب نیوتن، L اندازه دهانه گیره نگهدارنده (10 میلی‌متر)، b عرض نمونه (4 میلی‌متر)، d ضخامت نمونه (0.8 میلی‌متر) و D بیشینه خم‌شدگی در مرکز نمونه (میلی‌متر) است [۱۸].

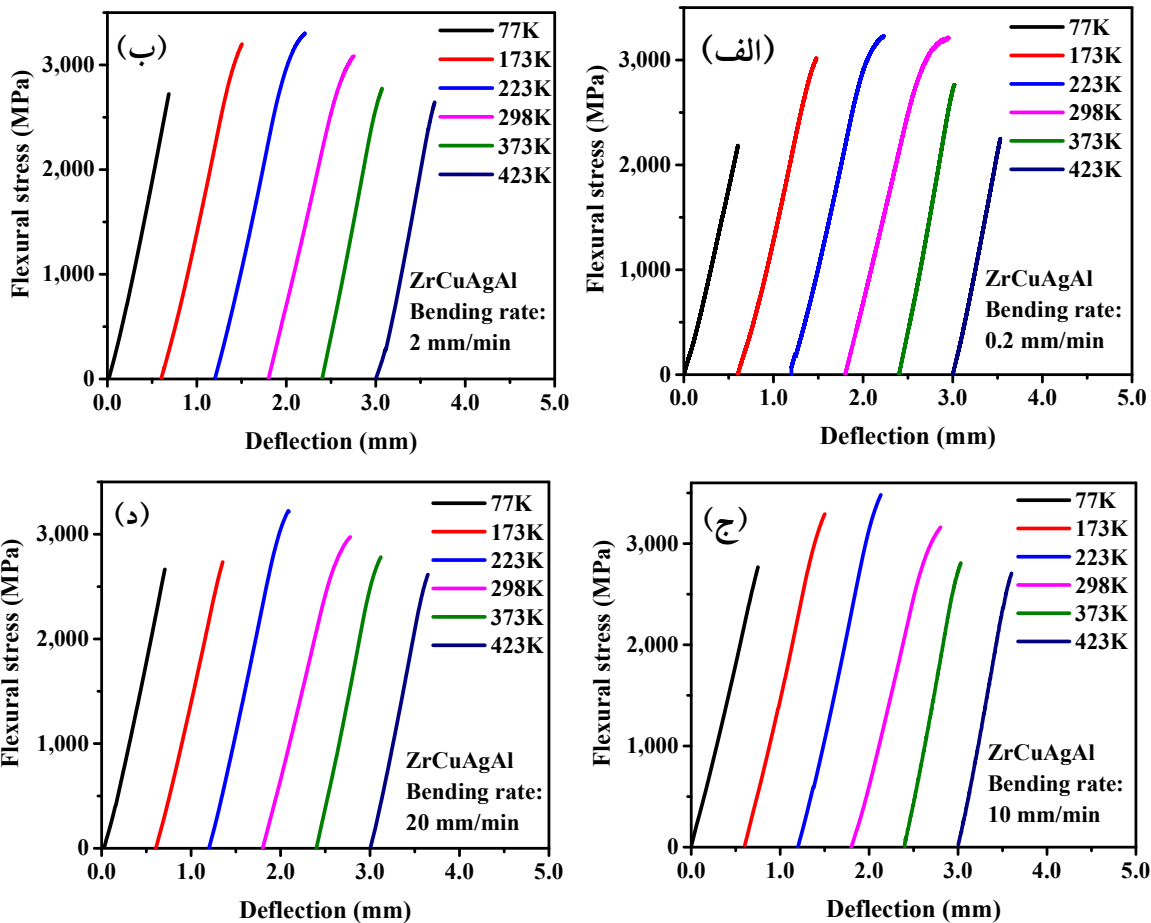
پس از آزمون خمش، سطوح کششی نزدیک خط شکست نمونه‌ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی FESEM^{۱۳} مدل Zeiss Supra 55 با ولتاژ اعمالی 20 کیلوولت و حالت الکترون ثانویه، بررسی شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ساختاری نمونه‌های ریختگی

شکل (۱-الف) الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژ ریختگی پایه زیرکونیم را نشان می‌دهد. با توجه به شکل، هیچ پیک تندی مشاهده نمی‌شود. این برآمدگی پهن که در زاویه 2θ برابر با 38 درجه اتفاق افتاده بیانگر ماهیت آمورف آلیاژ است. همچنین نتایج حاصل از آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی وجود ساختار آمورف را تأیید می‌کند. در شکل (۱-ب) با افزایش دما یک استحاله شیشه‌ای

۳-۲- بررسی جریان مومسان در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف منحنی‌های تنش-کرنش خمشی آلیاژ پایه زیرکونیم در دماهای 77 ، 173 ، 223 ، 298 ، 373 و 423 کلوین، و نرخ‌های خمش 0.2 ، 2 ، 10 و 20 میلی‌متر بر دقیقه در شکل (۲) آورده شده است و مشخص است که سطح تنش خمشی در حدود سه گیگاپاسکال و حد کرنش الاستیک بیش از دو درصد، و بسیار بیشتر از مواد بلوری مشابه است.

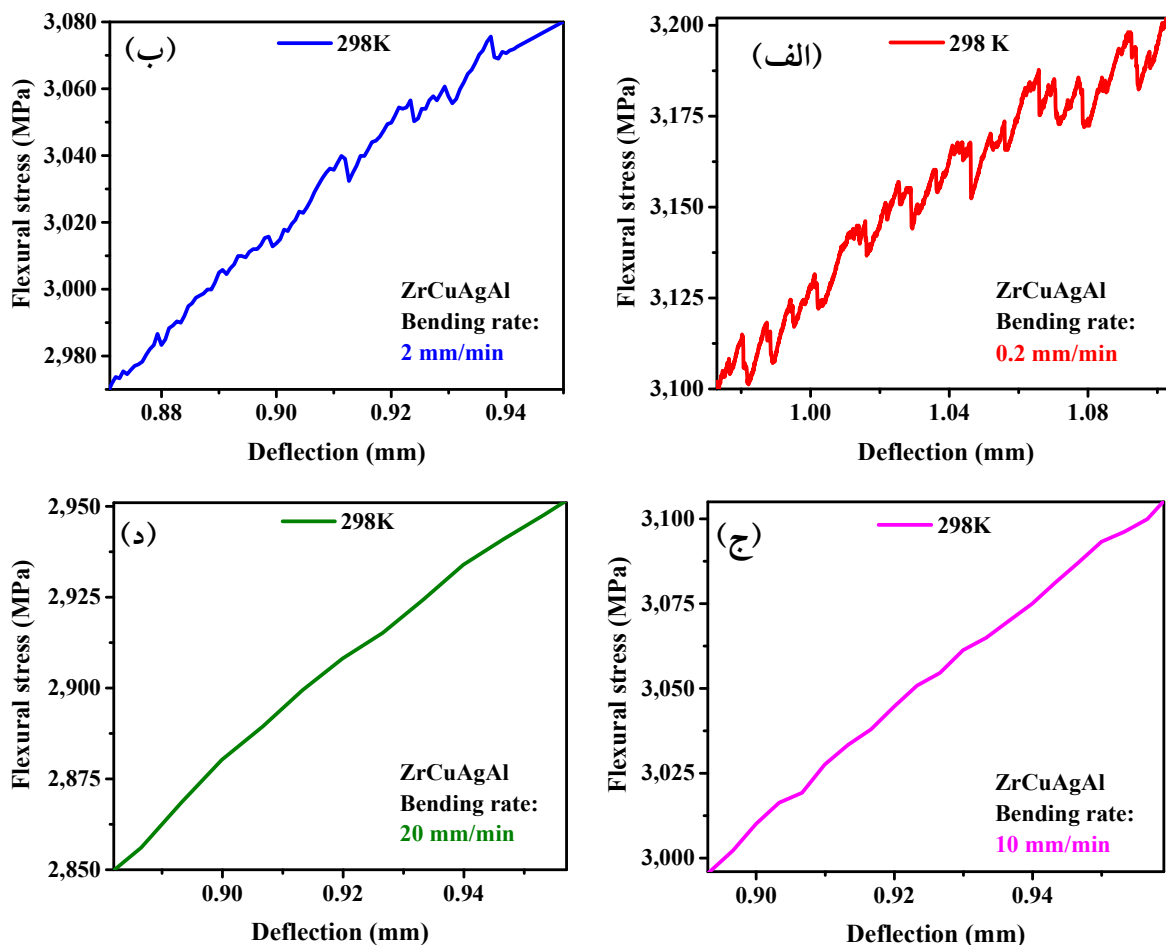


شکل ۲- منحنی‌های تنش - جابه‌جایی خمشی آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ خم شده در دماهای مختلف و با نرخ‌های خمش:

(الف) ۰/۲، (ب) ۲، (ج) ۱۰ و (د) ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه

در نگاه اول و در مقیاس میکروسکوپی، به نظر می‌رسد که نرخ کرنش تأثیر چشمگیری روی رفتار تغییر شکل نداشته باشد، اما با بررسی دقیق‌تر منحنی‌ها در بزرگنمایی‌های بالا، تأثیر نرخ کرنش بر رفتار جریان در تغییر شکل مومسان ماده قابل رؤیت است. به‌عنوان مثال در دمای ۲۹۸ کلون و نرخ خمش ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه (شکل ۳-الف)، جریان مومسان به‌صورت مضرّس و همراه با ایجاد پله‌های متعدد با ارتفاع متفاوت است. این نوع جریان (وجود تعداد زیادی پله ریز در کنار تعداد محدودی پله‌های درشت)، نشان‌دهنده رفتار خودسازمان‌دهی در بحران در دینامیک جریان است. درحقیقت، این جریان مضرّس هیچ‌گونه طول یا زمان مشخصه‌ای ندارد. همچنین با توجه به شکل (۳-الف)، در هر پله شیب منحنی در قسمت افزایش تنش کمتر از شیب منحنی

در قسمت افت تنش بوده که این یعنی زمان لازم برای افزایش تنش، بیشتر از زمان لازم برای افت تنش است. یا به‌عبارتی فرایند تحت کنترل تنش اعمالی خارجی (افزایش تنش) کندتر از فرایند آسایش ساختاری (افت تنش) عمل می‌کند. از نظر میکروساختاری، منشأ جریان مضرّس نوعی نفوذ موضعی و آرایش مجدد اتمی در حین تشکیل نوار برشی است. تغییر شکل غیرهمگن در شیشه‌فلزها در مناطقی تحت عنوان «عیوب جریان» یا همان نواحی استحاله برشی متمرکز می‌شود که درنهایت با فعال شدن آنها و آرایش مجدد اتم‌ها در اثر تنش، نوارهای برشی تشکیل می‌شوند. درنهایت، ایجاد نوارهای برشی در محدوده زمانی بسیار کوتاه (در حد میلی‌ثانیه) به‌صورت افت تنش و جریان مضرّس در منحنی تنش - کرنش نمایان می‌شود [۲۱].

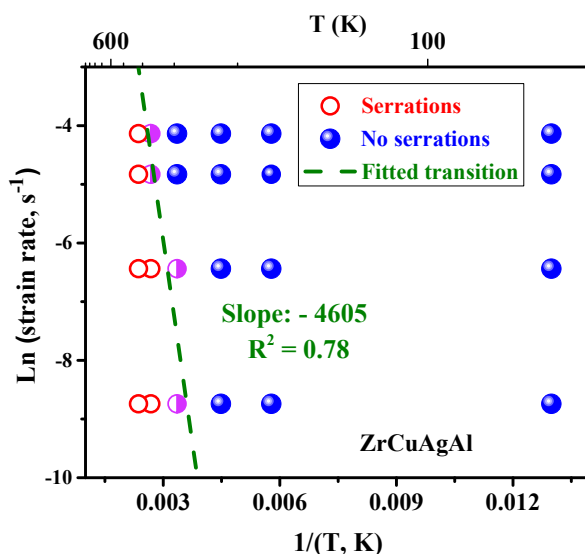


شکل ۳- جریان مضرس در نمودارهای بزرگنمایی شده تنش- جابه‌جایی خمشی آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ در دمای ۲۹۸ کلوین و نرخ‌های خمش: الف) ۰/۲، ب) ۲، ج) ۱۰ و د) ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه

شکل (۳) مشاهده می‌شود که با افزایش نرخ خمش (از ۰/۲ تا ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه)، میزان افت تنش جریان مضرس به تدریج کاهش یافته و در نهایت جریان مضرس ناپدید شده و تسلیم ماده به صورت پیوسته اتفاق می‌افتد.

بررسی‌های بیشتر نشان می‌دهد که علاوه بر نرخ کرنش، دمای تغییر شکل نیز بر تشکیل جریان مضرس اثرگذار است. نتایج حاصل از بررسی منحنی‌های تنش-کرنش خمشی در محدوده دمایی ۷۷ تا ۴۲۳ کلوین و نرخ‌های کرنش خمشی مختلف (نرخ‌های کرنش $1/6 \times 10^{-4}$ ، $1/6 \times 10^{-3}$ ، $1/6 \times 10^{-2}$ و $1/6 \times 10^{-1}$ بر ثانیه به ترتیب معادل نرخ‌های خمش ۰/۲، ۲، ۱۰ و ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه) به صورت طرح آرنیوسی در شکل (۴) نشان داده شده است.

دلیل اصلی در تشکیل پله‌های ریز و درشت به نحوه جوانه‌زنی و رشد نوارهای برشی مربوط است. در شکل‌گیری پله‌های کوچک، نوار برشی نمی‌تواند به‌طور کامل در سرتاسر سطح مقطع نمونه اتفاق بیفتد، بلکه پس از جوانه‌زنی و اندکی رشد، متوقف شده و شرایط برای جوانه‌زنی نوار بعدی فراهم می‌شود. در خصوص پله‌های بزرگ، لغزش نوار برشی در سرتاسر سطح برشی به صورت کامل اتفاق افتاده و درصد بالایی از چگالی انرژی کشسان را به‌خود اختصاص می‌دهد. واضح است که برای تشکیل پله‌های بزرگ نیاز به انرژی بیشتری برای فعال شدن تعداد نواحی استحاله برشی بیشتر است که این باعث افزایش بیشتر سطح تنش کشسان موضعی در حین تشکیل آنها می‌شود [۱۵]. با توجه به



شکل ۴- طرح آرنیوسی مربوط به وجود و عدم وجود جریان مضرّس در آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ (خط چین سبز مرز بین جریان مضرّس و غیرمضرّس را نشان می‌دهد). (رنگی در نسخه الکترونیکی)

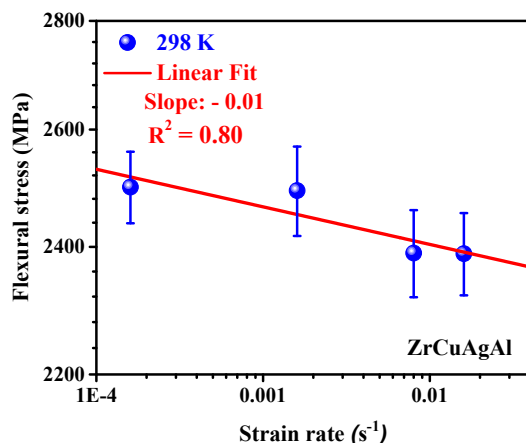
شکل ۴) و k_B ثابت بولتزمن است. مرز بین دو ناحیه درحقیقت بیانگر یک تغییر فیزیکی در رفتار جریان ماده در اثر تغییر شرایط آزمایش است: از یک طرف در دمای بالاتر از دمای بحرانی و نرخ کرنش کمتر از حالت بحرانی ($T > T_C$ و $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_C$) تغییر شکل به صورت کاملاً غیریکنواخت (مضرّس) و از طرف دیگر در $T < T_C$ و $\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_C$ رفتار تغییر شکل به صورت کاملاً یکنواخت (غیرمضرّس) خواهد بود. مرز بین این دو رفتار، کمترین انرژی لازم برای آغاز جریان مضرّس را نشان می‌دهد که توسط فرایندهای آسایش ساختاری، که خود تابع دما و نرخ کرنش هستند، کنترل می‌شود. با توجه به شیب خط چین در شکل (۴) و رابطه (۱)، میزان انرژی فعال‌سازی حالت گذار جریان (Q) برابر با $10^{-20} \times (1/52 \pm 6/35)$ ژول به دست می‌آید که با نتایج مرجع [۲۳] همخوانی خوبی دارد. افزون بر این، در محاسبات شبیه‌سازی، انرژی فعال‌سازی نواحی استحاله برشی برای شیشه‌فلزهای $CuTi$ و $NiZr$ به ترتیب برابر با $5/65 \times 10^{-20}$ و $4/98 \times 10^{-20}$ ژول به دست آمده است [۲۴ و ۲۵]. نزدیک بودن این مقادیر به مقدار به دست آمده برای انرژی فعال‌سازی حالت گذار جریان در پژوهش حاضر، مؤید وجود ارتباط حالت گذار و جریان مضرّس با فعال شدن نواحی استحاله برشی در ساختار است.

در این تصویر دایره‌های توپر آبی جریان غیرمضرّس، دایره‌های توخالی قرمز جریان مضرّس و خط چین سبز مرز بین این دو ناحیه را نشان می‌دهد. در هر نرخ کرنش، گذار از حالت جریان مضرّس به غیرمضرّس در یک دمای بحرانی اتفاق می‌افتد و با افزایش نرخ کرنش این دما نیز افزایش می‌یابد. زیرا با افزایش نرخ کرنش، زمان لازم برای فعال شدن نواحی استحاله برشی و در نتیجه جوانه‌زنی نوارهای برشی کاهش یافته و بنابراین جریان مضرّس در دماهای بالاتر پدیدار خواهد شد.

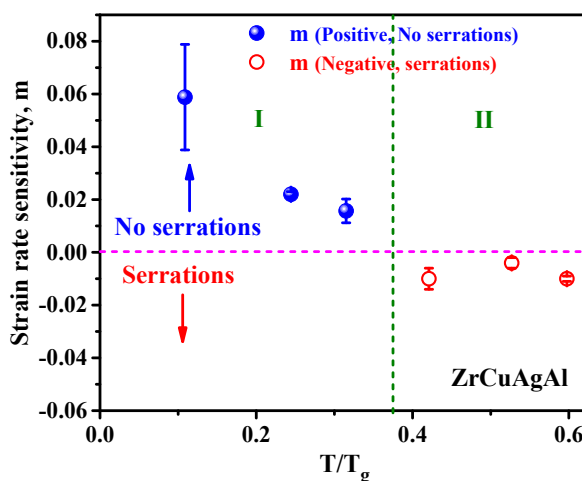
نتایج حاصل از آزمون نانو فروروندگی در آلیاژهای مختلف نشان می‌دهد که نرخ کرنش بحرانی برای توقف جریان مضرّس در دمای اتاق برای آلیاژهای مختلف متفاوت است [۲۲]. بنابراین به نظر می‌رسد که جریان مضرّس به شدت به ترکیب شیمیایی شیشه‌فلز وابسته باشد و این وابستگی، اهمیت موضوع آرایش اتمی در نوارهای برشی را مشخص می‌کند. نرخ کرنش بحرانی که در آن انتقال جریان از مضرّس به غیرمضرّس رخ می‌دهد از رابطه زیر قابل محاسبه است [۲۳]:

$$\dot{\epsilon}_c = A \exp\left(-\frac{Q}{k_B T}\right) \quad (1)$$

که در آن، A ، ثابت، Q انرژی فعال‌سازی (شیب خط چین سبز در



شکل ۵- تغییرات تنش جریان برحسب نرخ کرنش در دمای اتاق مربوط به آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$



شکل ۶- تغییرات حساسیت به نرخ کرنش نسبت به دمای نرمال در آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$

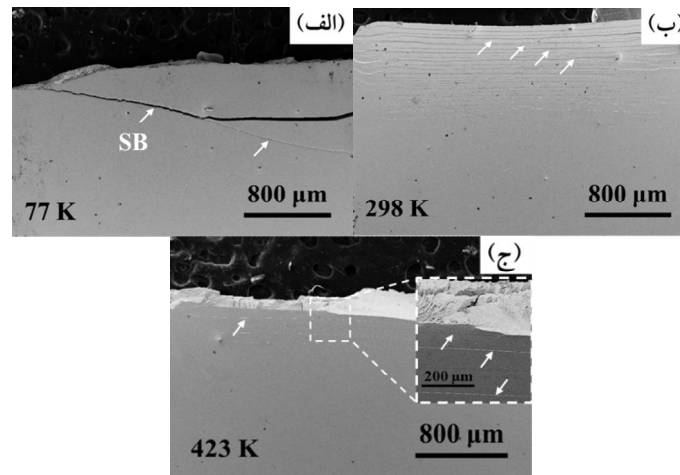
۳-۳- حساسیت به نرخ کرنش (SRS)

یک روش برای محاسبه میزان حساسیت به نرخ کرنش، استفاده از منحنی‌های تنش-کرنش در نرخ‌های کرنش مختلف است. در این روش با در نظر گرفتن یک کرنش مشخص، تنش جریان در هر نرخ کرنش محاسبه شده و با اندازه‌گیری شیب منحنی لگاریتمی تنش (σ_i) برحسب نرخ کرنش ($\dot{\epsilon}$)، مقدار حساسیت به نرخ کرنش (m) مطابق رابطه زیر به دست می‌آید [۲۶]:

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma_i}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon} \quad (2)$$

مقادیر m برای آلیاژ پایه زیرکونیم در دماهای مختلف محاسبه شد. برای مثال در دمای ۲۹۸ کلون با رسم منحنی لگاریتمی

تنش-نرخ کرنش و اندازه‌گیری شیب خط برآزش (شکل ۵)، مقدار m برابر با 0.04 ± 0.01 - به دست آمد. مقادیر محاسبه شده برای m در سایر دماها در شکل (۶) قابل مشاهده است. با توجه به شکل، دو منطقه دمایی قابل تشخیص است: منطقه I (زیر دمای $0.4 T_g$)، در این محدوده مقدار m مثبت، نحوه جریان مومسان به صورت غیرمضرّس و بدون ایجاد دندان در منحنی تنش-کرنش است. اما تغییر شکل در این ناحیه همچنان به صورت غیرهمگن و همراه با تمرکز کرنش و تشکیل نوار برشی است. منطقه II (بالای دمای $0.4 T_g$)، مقدار m در این ناحیه منفی و همراه با تشکیل نوارهای برشی متعدد و جریان مضرّس است.



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نشر میدانی از سطح کشتی نمونه‌های خمش مربوط به آلیاژ خم شده در دماهای: الف) (۷۷، ب) ۲۹۸ و ج) ۴۲۳ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه (پیکان‌ها نوارهای برشی را نشان می‌دهند).

در محدوده دماهای پایین (ناحیه I در شکل ۶)، انرژی فعال‌سازی نواحی استحاله برشی با کاهش دما افزایش می‌یابد. این بدان معناست که حجم نواحی استحاله برشی که قابلیت فعال شدن دارد کاهش می‌یابد و تعداد کمی اتم می‌توانند در استحاله برشی شرکت کنند. زیرا در دماهای پایین قابلیت تحرک اتمی برای تغییر آرایش ساختار و فعال کردن نواحی استحاله برشی کافی نیست و در نتیجه برای تشکیل نوار برشی نیاز به تعداد بیشتری نواحی استحاله برشی است [۲۹]. بنابراین کاهش دما باعث کاهش حجم این نواحی، به تأخیر افتادن تشکیل نوار برشی و در نهایت تمرکز بیشتر کرنش می‌شود (مقایسه تصاویر مربوط به دمای ۲۹۸ و ۷۷ کلوین در شکل ۷). از سوی دیگر، فعال شدن نواحی استحاله برشی نیازمند یک زمان مشخصه است و افزایش نرخ کرنش موجب عدم تأمین این زمان و در نتیجه کاهش نواحی استحاله برشی فعال می‌شود [۳۰]. بنابراین در دمای کمتر از دمای بحرانی و یا نرخ کرنش بالاتر از یک حد بحرانی، تغییر شکل ماکروسکوپی به صورت یکنواخت و بدون تشکیل پله در منحنی تنش-کرنش اتفاق می‌افتد. هرچه سرعت تغییر شکل بیشتر باشد، زمان لازم برای فعال شدن نواحی استحاله برشی کمتر تأمین شده و در نتیجه تغییر شکل در سطح تنش بالاتری انجام خواهد شد و این باعث افزایش استحکام و مثبت شدن حساسیت به نرخ کرنش می‌شود.

۳-۴- ارتباط جریان مضرس با حساسیت به نرخ کرنش
همان‌طور که گفته شد، تغییر شکل غیرهمگن در شیشه‌فلزها در اثر فعال شدن نواحی استحاله برشی است. در اثر عملکرد پدیده برشی، یک تغییر مکان جزئی، حداقل در تعدادی از اتم‌های هسته نواحی استحاله برشی رخ می‌دهد. حرکت و بهم پیوستن نواحی استحاله برشی فعال شده در بازه زمانی بسیار کوتاه منجر به تشکیل نوارهای برشی، اغلب ایجاد پله در منحنی تنش-کرنش و در نتیجه تغییر شکل مومسان در مقیاس ماکروسکوپی می‌شود. این فرایندهای برشی با انبساط حجم (افزایش میزان حجم آزاد در نوار برشی) همراه است که موجب نرم‌شدگی موضعی و در نتیجه تخریب موضعی نظم کم‌دامنه در شیشه‌فلز می‌شود [۲۱ و ۲۷]. در شکل ۷ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نشر میدانی از سطح تحت کشش نمونه‌های خمشی در دماهای ۷۷، ۲۹۸ و ۴۲۳ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است در دمای ۷۷ کلوین تنها یک نوار برشی فعال شده و همین نوار باعث ایجاد ترک و شکست در نمونه شده است. اما با افزایش دما تعداد نوارهای برشی فعال شده افزایش یافته (دمای ۲۹۸ کلوین) و انعطاف‌پذیری بهبود یافته است. با افزایش بیشتر دما (دمای ۴۲۳ کلوین) دوباره تعداد نوارهای برشی کاهش یافته و این بیانگر کاهش انعطاف‌پذیری و ایجاد یک پدیده تردی دمای میانی [۱۴ و ۲۸] در دماهای بالاتر از دمای محیط است.

و نیز حساسیت به نرخ کرنش آلیاژ شیشه‌فلز $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ بررسی شد. نتایج نشان می‌دهد که در دمای کمتر از دمای بحرانی (حدود T_g °/۴) و نرخ کرنش بیشتر از حالت بحرانی جریان مضرس در منحنی تنش-کرنش ناپدید می‌شود. انرژی فعال‌سازی انتقال جریان از حالت مضرس به غیرمضرس ($10^{-20} \times (1/52 \pm 6/35)$ ژول) و مقایسه آن با انرژی فعال‌سازی نواحی استحاله برشی ($10^{-10} \times 5/65$ ژول)، نشان‌دهنده ارتباط بین جریان مضرس و عملکرد این نواحی است. همچنین حساسیت به نرخ کرنش در دماهای زیر T_g °/۴ مثبت و در دماهای بالای آن مقداری منفی است. منفی بودن مقدار m ناشی از فعال شدن فرایندهای آسایش ساختاری است. در نرخ‌های کرنش کم، زمان لازم برای آسایش ساختاری تأمین شده و فعال شدن نواحی استحاله برشی به تأخیر افتاده و سطح تنش لازم برای تغییر شکل افزایش می‌یابد و این دلیل اصلی منفی بودن حساسیت به نرخ کرنش در شیشه‌فلزها است.

تشکر و سپاسگزاری

نگارنده بر خود لازم می‌داند مراتب تشکر و قدردانی خود را از حمایت‌های مالی و آزمایشگاهی بخش مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی و معاونت پژوهشی دانشگاه شهید باهنر کرمان برای انجام این پژوهش، اعلام کند.

با افزایش دما بیش از T_g °/۴ (ناحیه II در شکل ۶) و یا کاهش نرخ کرنش، جریان مضرس قابل رؤیت می‌شود. هرچند در این حالت با افزایش دما حجم نواحی استحاله برشی افزایش می‌یابد اما در کنار آن با فعال شدن فرایندهای آسایش ساختاری وابسته به زمان و کاهش سطح انرژی اتم‌ها، مقاومت در برابر تشکیل نوارهای برشی بالا رفته و در نتیجه باعث افزایش موضعی سطح تنش شده و پس از فعال شدن نوار برشی سطح تنش کاهش یافته و باعث ایجاد پله در منحنی می‌شود [۱۵]. با افزایش نرخ کرنش، زمان لازم برای رخداد فرایندهای آسایش ساختاری به اندازه کافی تأمین نشده و در نتیجه احتمال ایجاد جریان مضرس کمتر می‌شود. رخداد فرایندهای آسایش ساختاری مانع افزایش حجم آزاد در حین برش می‌شوند، به گونه‌ای که حجم آزاد خالص (مجموع حجم آزاد تولید شده و حذف شده) در نوار برشی بعد از آسایش ساختاری کمتر از لحظه آغاز فرایند برشی خواهد بود. بنابراین در نرخ‌های کرنش پایین‌تر، آسایش ساختاری کامل‌تر اتفاق می‌افتد که باعث افزایش چگالی اتمی، افزایش استحکام نوار برشی و در نتیجه افزایش استحکام تسلیم ماده می‌شود و این یعنی حساسیت به نرخ کرنش منفی خواهد شد.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تأثیر دما و نرخ کرنش بر رفتار جریان مومسان

واژه‌نامه

1. shear band
2. shear transformation zones
3. free volume
4. serrated flow
5. chaotic
6. self-organized criticality
7. Portevin–Le Chatelier effect
8. rheology
9. strain-rate sensitivity
10. Ti-gettered
11. X-ray diffraction
12. differential scanning calorimetry
13. field emission scanning electron microscopy
14. supercooled liquid region

مراجع

1. Trexler, M. M., and Thadhani, N. N., "Mechanical Properties of Bulk Metallic Glasses", *Progress in Materials Science*, Vol. 55, No. 8, pp. 759-839, 2010.
2. Chen, W., Liu, Z., and Schroers, J., "Joining of Bulk

- Metallic Glasses in Air”, *Acta Materialia*, Vol. 62, No. 1, pp. 49-57, 2014.
3. Schuh, C. A., Hufnagel, T. C., and Ramamurty U., “Mechanical Behavior of Amorphous Alloys”, *Acta Materialia*, Vol. 55, No. 12, pp. 4067-4109, 2007.
 4. Argon, A. S., “Plastic Deformation in Metallic Glasses”, *Acta Metallurgica*, Vol. 27, No. 1, pp. 47-58, 1979.
 5. Qiao, J. C., Wang, Y. J., Zhao, L. Z., Dai, L. H., Crespo, D., Pelletier, J. M., Keer, L. M., and Yao, Y., “Transition from Stress-Driven to Thermally Activated Stress Relaxation in Metallic Glasses”, *Physical Review B*, Vol. 94, No. 10, p. 104203, 2016.
 6. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “Effect of the Strain Rate on the Intermediate Temperature Brittleness in Zr-Based Bulk Metallic Glasses”, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 475, pp. 172-178, 2017.
 7. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “Effect of Temperature on the Fracture Surface Morphology of Ti- and Zr-Based Bulk Metallic Glasses: Exploring Correlation Between Morphology and Plasticity”, *Journal of Materials Science*, Vol. 53, No. 14, pp. 10372-10382, 2018.
 8. Zhang, X. Y., Yuan, Z. Z., Feng, X. L., Cui, L. Z., and Li, D. X., “Homogeneous Viscous Flow Behavior of a Cu-Zr Based Bulk Metallic Glass Composites”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 620, pp. 352-358, 2015.
 9. Song, S. X., Lai, Y. H., Huang, J. C., and Nieh, T. G., “Homogeneous Deformation of Au-Based Metallic Glass Micropillars in Compression at Elevated Temperatures”, *Applied Physics Letters*, Vol. 94, No. 6, pp. 2007-2010, 2009.
 10. Greer, A. L., Cheng, Y. Q., and Ma, E., “Shear Bands in Metallic Glasses”, *Materials Science and Engineering R Reports*, Vol. 74, No. 4, pp. 71-132, 2013.
 11. Lewandowski, J. J., and Greer, A. L., “Temperature Rise at Shear Bands in Metallic Glasses”, *Nature Materials*, Vol. 5, No. 1, pp. 15-18, 2006.
 12. Falk, M. L., and Langer, J. S., “Dynamics of Viscoplastic Deformation in Amorphous Solids”, *Physical Review E*, Vol. 57, No. 6, pp. 7192-7205, 1998.
 13. Jiang, M. Q., and Dai, L. H., “On the Origin of Shear Banding Instability in Metallic Glasses”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 57, No. 8, pp. 1267-1292, 2009.
 14. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “On the Origin of Intermediate Temperature Brittleness in La-Based Bulk Metallic Glasses”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 770, pp. 535-539, 2019.
 15. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “Serrated Flow During Inhomogeneous Bending Deformation of Bulk Metallic Glasses: From Self-Organized Critical to Chaotic Dynamics”, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 505, pp. 62-71, 2019.
 16. Lebyodkin, M., Dunin-Barkowskii, L., Bréchet, Y., Estrin, Y., and Kubin, L. P., “Spatio-Temporal Dynamics of the Portevin-Le Chatelier Effect: Experiment and Modelling”, *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 10, pp. 2529-2541, 2000.
 17. Pan, D., Inoue, A., Sakurai, T., and Chen, M. W., “Experimental Characterization of Shear Transformation Zones for Plastic Flow of Bulk Metallic Glasses”, *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, Vol. 105, No. 39, pp. 14769-14772, 2008.
 18. ASM Handbook, *Mechanical Testing and Evaluation*, Vol. 8, No. 9, p. 2235, 2000.
 19. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “The Correlation Between Fracture Surface Morphology and Toughness/Ductility in $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ Bulk Metallic Glass”, *New Process Material Engineering*, Vol. 13, No. 2, pp. 1-16, 2019.
 20. Asadi Khanouki, M. T., Tavakoli, R., and Aashuri, H., “The Effect of Temperature on the Fracture Surface Morphology and Ductility of $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$ BMG”, *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, Vol. 38, No. 2, pp. 11-24, 2019.
 21. Spaepen, F., “A Microscopic Mechanism for Steady State Inhomogeneous Flow in Metallic Glasses”, *Acta Metallurgica*, Vol. 25, No. 4, pp. 407-415, 1977.
 22. Schuh, C. A., and Nieh, T. G., “A Nanoindentation Study of Serrated Flow in Bulk Metallic Glasses”, *Acta Materialia*, Vol. 51, No. 1, pp. 87-99, 2003.
 23. Dubach, A., Torre, F. H. D., and Löffler, J. F., “Constitutive Model for Inhomogeneous Flow in Bulk Metallic Glasses”, *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 881-892, 2009.
 24. Mayr, S. G., “Activation Energy of Shear Transformation Zones: A Key for Understanding Rheology”, *Physical Review Letters*, Vol. 97, p. 195501, 2006.
 25. Delogu, F., “Molecular Dynamics of Shear Transformation Zones in Metallic Glasses”, *Intermetallics*, Vol. 16, pp. 658-661, 2008.
 26. Gurewitz, G., and Mukherjee, A. K., “The Strain Rate Sensitivity Values in Superplastic Deformation”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 70, No. C, pp. 191-196, 1985.
 27. Bhowmick, R., Raghavan, R., Chattopadhyay, K., and Ramamurty, U., “Plastic Flow Softening in a Bulk Metallic Glass”, *Acta Materialia*, Vol. 54, pp. 4221-4228, 2006.
 28. Wang, C., Cao, Q. P., Wang, X. D., Zhang, D. X., Ramamurty, U., Narayan, R. L., and Jiang, J. Z., “Intermediate Temperature Brittleness in Metallic Glasses”, *Advanced Materials*, Vol. 29, p. 1605537, 2017.

29. Jiang, F., Jiang, M. Q., Wang, H. F., Zhao, Y. L., He, L., and Sun, J., "Shear Transformation Zone Volume Determining Ductile-Brittle Transition of Bulk Metallic Glasses", *Acta Materialia*, Vol. 59, No. 5, pp. 2057-2068, 2011.
30. Schuh, C. A., Lund, A. C., and Nieh, T. G., "New

Regime of Homogeneous Flow in the Deformation Map of Metallic Glasses: Elevated Temperature Nanoindentation Experiments and Mechanistic Modeling", *Acta Materialia*, Vol. 52, No. 20, pp. 5879-5891, 2004.