

مورفولوژی سطح شکست و ارتباط آن با چقرمگی/انعطاف پذیری در شیشه فلز حجمی آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5}/5.5Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$

محمدتقی اسدی خانوکی^{۱*}، روح اله توکلی^۲، حسین آشوری^۳

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

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران

*مسئول مکاتبات: mota.asadi@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۵/۰۴، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۸/۲۰)

چکیده: هدف از این پژوهش بررسی رفتار شکست و پدیده‌ی تبدیل نرمی به تردی در یک شیشه‌فلز حجمی آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم است. همچنین به‌طور خاص ارتباط بین مورفولوژی‌های سطح شکست و چقرمگی و انعطاف‌پذیری بررسی شده است. به همین منظور با استفاده از فرآیند ذوب قوسی و ریخته‌گری مکشی در خلأ، آلیاژ آمورف تولید و در نرخ 0.2 mm/min و دماهای ۷۷ و ۲۹۸ کلونین تحت آزمون خمش سه نقطه‌ای قرار گرفت. سطوح شکست به کمک SEM مورد مطالعه و ارزیابی قرار گرفتند و با استفاده از مدل ناپایداری انحنای جریان، ضمن تعیین چقرمگی آلیاژ مورد مطالعه از طریق محاسبه‌ی اندازه‌ی مورفولوژی سطح شکست، ساز و کار شکست ترد و نرم بررسی شد. در ادامه، شرایط و دلایل تشکیل مورفولوژی‌های مختلف در این دو حالت به‌صورت کمی تعیین گردید. نتایج نشان می‌دهد که آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم علی‌رغم نرم بودن در دمای اتاق، در دماهای بسیار پایین (۷۷ کلونین) به‌شدت ترد و بیان‌گر رفتار تبدیل نرمی به تردی است. تحت این شرایط میزان متوسط چقرمگی شکست از حدود $16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ در دمای اتاق به حدود $3/5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ در دمای ۷۷ کلونین کاهش یافت. همچنین با کمک مدل ناپایداری انحنای جریان و اطلاعات سطح شکست، طول موج اعوجاج بحرانی (λ_c) برای این آلیاژ 127 nm محاسبه شد. در صورتی که طول موج اعوجاج اولیه (λ_i) کمتر از این مقدار بحرانی باشد، مشخصه‌ی سطح شکست به صورت نانو شیارهای موازی و متناوب خواهد بود. در صورتی که λ_i بزرگتر از مقدار بحرانی باشد شرایط برای تشکیل طرح حفره‌ای و طرح رگه‌ای فراهم خواهد شد.

واژه‌های کلیدی:

شیشه فلز حجمی، انعطاف‌پذیری، چقرمگی شکست، مورفولوژی سطح شکست، ناپایداری انحنای جریان.

۱- مقدمه

رنج می‌برند و همین عامل استفاده از آن‌ها در کاربردهای سازه‌ای پیشرفته را با محدودیت مواجه کرده است [۱-۲]. امروزه در مبحث خواص مکانیکی شیشه‌فلزات حجمی، مطالعات گسترده‌ای بر روی ساز و کار تغییر شکل و رفتار شکست آن‌ها در حال انجام است [۳-۸]. در شیشه‌فلزات به‌دلیل عدم حضور عوامل موضعی

شیشه‌فلزات حجمی (BMGs) گروه نسبتاً جدیدی از مواد محسوب می‌شوند که وجود ساختار بی‌شکل در آن‌ها موجب بروز خواص مکانیکی و جنبه‌های میکروساختاری جالب توجه شده است. این مواد علی‌رغم استحکام و حد کشسان بسیار بالا، از انعطاف‌پذیری پایین، به‌خصوص در حالت بارگذاری کششی،

به هر حال، چقرمگی و انعطاف پذیری شیشه فلزات به طور مستقیم به توانایی تشکیل نوارهای برشی و برهم کنش آن‌ها در حین تغییر شکل بستگی دارد [۴، ۱۸-۲۰].

از منظر مکانیک شکست، جوانه زنی و اشاعه‌ی ترک به میزان تنش موضعی و گرادیان کرنش در ناحیه‌ی اطراف نوک ترک بستگی دارد که در نهایت منجر به تغییر چقرمگی شکست و انعطاف پذیری شیشه فلزات، و در نتیجه تشکیل مورفولوژی‌های متفاوت در سطح شکست می‌شوند [۶، ۸، ۱۶، ۲۱].

شکست در شیشه فلزات ترد معمولاً تنش-کنترل و تحت تأثیر جوانه زنی و رشد نانو حفره‌ها در مجاورت نوک ترک است. ایجاد نانو حفره در حقیقت از نوسانات چگالی موضعی در مقیاس اتمی ناشی می‌شود [۲۲]. در این حالت، مورفولوژی سطح شکست در مقیاس میکروسکوپی شامل نواحی مختلفی از جمله آینه‌ای^۴، مات^۵ و شکاف دار^۶ است [۲۱]. از طرف دیگر، در مقیاس نانو، طرح حفره‌ای^۷ و نانوشیارهای موازی در سطح شکست قابل رؤیت و بیان گر حاکم بودن ساز و کار نرم‌شوندگی در حین شکست است [۲۲].

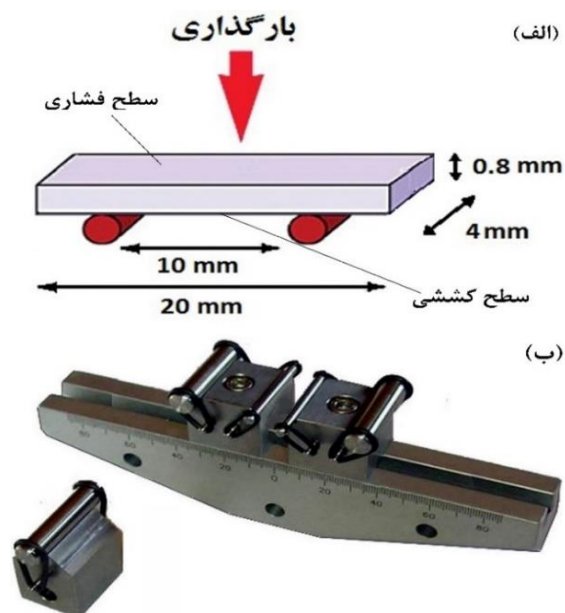
در مقابل، در شیشه فلزات نرم، شکست عموماً کرنش-کنترل و مورفولوژی سطح شکست به صورت طرح‌های رگه‌ای یا رودخانه‌ای^۸ است [۲۳]. طرح‌های رگه‌ای در اثر لغزش نوارهای برشی و ناپایداری انحنای جریان تیلور در داخل نوارها که در آن ماده به صورت یک سیال عمل می‌کند، به وجود می‌آیند [۳]. از آنجا که شکست یک پدیده‌ی دینامیکی است، مشخصه‌های سطح شکست در حین رشد ترک به دلیل تغییر در نرخ کرنش، سرعت رشد و عوامل دینامیکی تحت تأثیر قرار می‌گیرند و این پارامترها بر ساز و کار مصرف انرژی در ماده در حین شکست اثر می‌گذارند. به همین دلیل اندازه‌ی مورفولوژی‌های سطح شکست می‌تواند به عنوان یک معیار مناسب جهت تعیین چقرمگی و نیز انعطاف پذیری شیشه فلزات مورد استفاده قرار گیرد [۲۴]. در این پژوهش، ضمن تشریح ساز و کار شکست ترد و نرم شیشه فلز پایه-ی زیر کونیم، تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست و ارتباط کمی آن با چقرمگی و انعطاف پذیری مورد بررسی قرار گرفته است.

جریان مومسان (ناجایی‌ها) در ساختار، تغییر شکل در دماهای زیر دمای انتقالی شیشه (T_g) به صورت غیر همگن و همراه با تمرکز برش و تشکیل نوارهای برشی در نواحی بسیار باریک از نمونه خواهد بود. بنابراین شکستی که رخ می‌دهد به صورت ناگهانی است. زیرا هیچ مانعی در برابر تکثیر نوار برشی وجود ندارد [۱]. آلیاژ Zr-(Cu, Ag)-Al برای اولین بار در سال ۲۰۰۸ توسط جیانگ و همکارانش به صورت میله‌هایی با قطر ۲۰ میلیمتر و به صورت کاملاً آمورف تولید گردید [۹]. این آلیاژ در مقایسه با سایر شیشه فلزات پایه‌ی زیر کونیم، علاوه بر درآ بودن قابلیت شیشه‌ای شدن بالا، از خواص حرارتی، مکانیکی و خوردگی بسیار مطلوبی نیز برخوردار است [۹]. همچنین ارزان بودن نسبی تولید و عدم حضور عناصر و مواد سمی از جمله نیکل (زیست سازگاری مناسب)، این آلیاژ را به عنوان یک گزینه‌ی مناسب جهت کاربردهای صنعتی به ویژه در حوزه‌ی پزشکی و زیستی مورد توجه و علاقه‌ی محققین قرار داده است. در سال‌های اخیر، تأثیر تغییر ترکیب شیمیایی بر خواص مکانیکی به ویژه انعطاف پذیری این گروه از آلیاژها و راهکارهای بهبود آن مورد بررسی قرار گرفته است [۱۰-۱۱]. استحکام آلیاژ مورد مطالعه در حالت فشار برابر با ۲۱۶۳ مگا پاسکال، مدول کشسان ۹۲/۴ گیگا پاسکال و کرنش کشسان حدود ۰/۲٪ است [۹]. استحکام و کرنش کشسان این آلیاژ در مقایسه با آلیاژهای بلوری معمولی با مدول کشسان یکسان، بسیار بالاتر (حدود ۳ برابر) است (استحکام آلیاژهای بلوری معمولی با مدول کشسان مشابه، حدود ۷۰۰ مگا پاسکال و کرنش کشسان آنها حدود ۰/۰۶۵٪ است) [۱۲].

مطالعات اخیر نشان می‌دهد که انعطاف پذیری در لایه‌های نازک [۱۳] و شیشه فلزات به شدت به ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی عناصر سازنده‌ی آن‌ها وابسته است. برای مثال، یک تغییر بسیار جزئی در غلظت یک عنصر آلیاژی منجر به انتقال شکست از حالت نرم به ترد (DBT)^۲ می‌شود [۱۴-۱۶]. هر چند که پدیده‌ی تبدیل نرمی به تردی با عواملی از جمله ترکیب شیمیایی، آسایش ساختاری^۳، دمای تغییر شکل و نرخ کرنش تحت تأثیر قرار می‌گیرد [۱۷، ۱]، اما منشأ اصلی آن همچنان ناشناخته باقی مانده است.

کوره قرار داده شد. با اعمال جریان ۱۸۰ آمپر، نمونه ذوب و پس از گذشت زمان ۱۰ ثانیه، بلافاصله شیر تخلیه باز و مکش مذاب به داخل محفظه‌ی قالب مسی به ابعاد $1 \times 10 \times 80 \text{ mm}^3$ انجام شد. در ادامه با استفاده از دستگاه برش الماسه در سرعت‌های کم و خنک شونده با روغن، نمونه‌هایی برای آزمون خمش سه نقطه‌ای به ابعاد $1 \times 4 \times 20 \text{ mm}^3$ از ورق‌های آمورف برش و با سمباده‌زنی ضخامت آن‌ها به $0/8$ میلیمتر تقلیل داده شد.

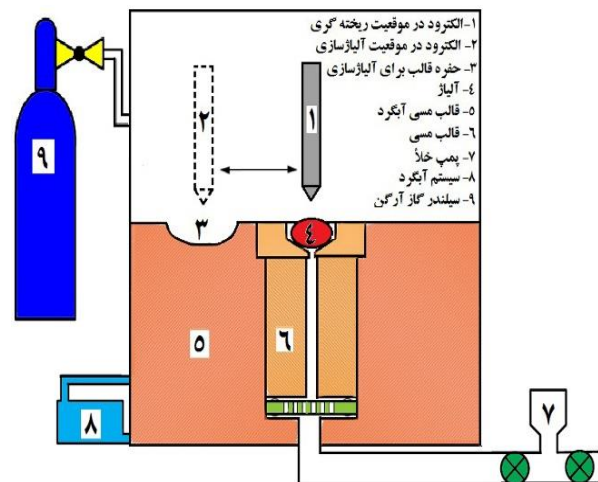
برای اطمینان از آمورف بودن ساختار نمونه‌های تولید شده در ریخته‌گری مکشی، آزمون‌های پراش پرتو ایکس (XRD) و گرما سنجی روبشی تفاضلی (DSC) روی آن‌ها انجام شد. در آزمون XRD از دستگاه PC D/MAX 2500، پرتو مشخصه‌ی $\text{Cu-K}\alpha$ و تغییر زاویه (2θ) از 20 تا 80 درجه و در آزمون DSC از دستگاه Perkin Elmer Diamond DSC با نرخ گرمایش $20^\circ\text{C}/\text{min}$ استفاده شد. برای انجام آزمون خمش سه نقطه‌ای از دستگاه یونیورسال CMT 5205 SANS مجهز به سیستم ثبت داده و گیره-ی نگه‌دارنده (با اندازه‌ی دهانه‌ی 10 میلیمتر) استفاده شد. در شکل (۲) نحوه‌ی بارگذاری و نمایی از گیره‌ی نگه‌دارنده نشان داده شده است.



شکل (۲): (الف): ابعاد نمونه و نحوه‌ی بارگذاری در آزمون خمش و (ب): گیره‌ی نگه‌دارنده‌ی نمونه

۲- مواد و روش انجام تحقیق

در این پژوهش از آلیاژ $\text{Zr}_{46}(\text{Cu}_{4.5/5.5}\text{Ag}_{1/5.5})_{46}\text{Al}_8$ که در مقایسه با سایر شیشه‌فلزات انعطاف‌پذیری نسبتاً مناسبی دارد، استفاده شد. درجه‌ی خلوص عناصر مس، نقره و آلومینیم برابر با $99/99$ و درجه خلوص عنصر زیرکونیم برابر با $99/9$ درصد بود. به منظور آلیاژسازی، میزان مشخصی از عناصر با خلوص بالا، پس از برش-کاری، سمباده‌زنی سطوح خارجی و اسیدشویی، در محلول اتانول قرار گرفته و به مدت 20 دقیقه در دستگاه آلتراسونیک تمیز شدند. سپس با استفاده از ترازویی با دقت توزین $\pm 0/001$ گرم، میزان مشخصی از عناصر برحسب درصد اتمی آن‌ها در آلیاژ، توزین شد. جهت ذوب و آلیاژسازی، از کوره‌ی ذوب قوسی تحت خلأ (شکل (۱)) استفاده شد. قبل از عملیات ذوب و آلیاژسازی، فشار محفظه ابتدا به 10^{-5} mbar و سپس با استفاده از گاز آرگون با خلوص بالا به فشار محیط رسید. در ادامه، به منظور کاهش فشار جزئی اکسیژن احتمالی در محفظه، عملیات گازرایی با تیتانیوم^۹ صورت گرفت. برای اطمینان از همگن شدن آلیاژ، حداقل چهار مرتبه عملیات ذوب تکرار شد.



شکل (۱): طرح کوره‌ی ذوب قوسی تحت خلأ

به منظور تولید ساختار آمورف، وزنی در حدود پنج گرم از آلیاژ تولید شده برش داده و با سمباده‌زنی، محلول اتانول و آلتراسونیک تمیز و برای مکش به داخل قالب مسی آب‌گرد، مجدداً در داخل

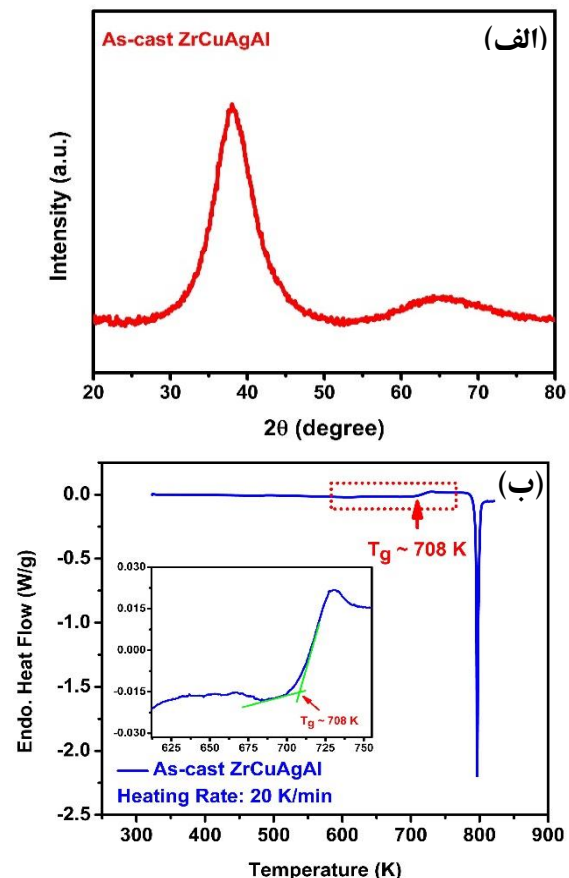
همان‌طور که مشخص است، طرح پراش هیچ‌گونه پیک تندی (مشخصه‌ی ساختار بلوری) نشان نمی‌دهد (شکل (۳-الف) بلکه نمایان‌گر یک برآمدگی پهن و بیان‌گر ماهیت آمورف این آلیاژ است. بیشینه‌ی برآمدگی در زاویه‌ی ۲۰ برابر با ۳۸ درجه اتفاق می‌افتد. در منحنی DSC (شکل (۳-ب)) با افزایش دما ابتدا یک پدیده‌ی گرماگیر که مشخصه‌ی استحاله‌ی شیشه‌ای است رخ می‌دهد، سپس یک ناحیه‌ی تحت تبرید محدود و به دنبال آن یک استحاله‌ی گرمازای تبلور رخ می‌دهد. با توجه به شکل (۳) ب، دمای T_g آلیاژ برابر با ۷۰۸ کلوین به‌دست آمد که در تصویر بزرگ‌نمایی شده در داخل منحنی DSC قابل رؤیت است. بنابراین با در نظر گرفتن همزمان نتایج حاصل از XRD و DSC، با دقت بسیار بالایی می‌توان از آمورف بودن ساختار اطمینان حاصل کرد. با کمک آزمون DSC سه دمای مهم T_g (دمای انتقالی شیشه، ۷۰۸ کلوین)، T_x (دمای تبلور، ۷۸۶ کلوین) و T_m (دمای شروع ذوب، ۱۰۸۳ کلوین) قابل تعیین خواهد بود (شکل (۳-ب) را ببینید). در حین گرم شدن در آزمون DSC، نمونه ساختار شیشه‌ای خود را حفظ کرده تا اینکه در دمای T_g با یک تغییر در شیب منحنی یک افزایش در ظرفیت گرمایی ماده رخ می‌دهد. با افزایش بیشتر دما و تأمین زمان کافی، تبلور در دمای T_x شروع می‌شود که همراه با آزاد شدن گرما است. دمای تبلور یک دمای دینامیک است. بدیهی است هرچه نرخ گرمایش کمتر باشد ساختار بلوری در دماهای پایین‌تر ظاهر خواهد شد. تعداد پیک‌های تبلور نشان دهنده‌ی تعداد استحاله‌های رخ داده است که در آن فاز شیشه به فاز بلوری تبدیل شده است. مشاهده‌ی یک پیک به منزله‌ی ایجاد استحاله‌ی تبلور یوتکتیک است (مشابه آنچه که در شکل (۳-ب) دیده می‌شود). در برخی ترکیبات مثل آلیاژهای شیشه‌فلز پایه‌ی لانتانیم بیش از یک پیک مشاهده می‌شود که بیانگر تشکیل حداقل دو فاز بلوری در حین گرمایش است. در دماهای بالاتر، فاز بلوری نیز در دمای T_m شروع به ذوب شدن می‌کند. پارامترها و معیارهای متعددی برای پایداری فاز آمورف توسط محققین پیشنهاد شده که یکی از آنها محدوده‌ی مذاب تحت تبرید ($\Delta T_x = T_x - T_g$) می‌باشد و هرچه بزرگتر باشد بیانگر پایدار بودن

نمونه‌ها در دو دمای ۷۷ و ۲۹۸ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ mm/min مورد آزمایش قرار گرفتند. قابل ذکر است که برای تأمین دمای ۷۷ کلوین، آزمون خمش در داخل نیتروژن مایع انجام شد. در هر حالت از دما و نرخ کرنش، حداقل پنج نمونه آزمایش شد. پس از آزمون خمش، سطوح شکست با میکروسکوپ FESEM مدل Zeiss Supra 55 با ولتاژ اعمالی ۲۰ kV و حالت الکترون ثانویه، بررسی و در نهایت، تصاویر به‌دست آمده، توسط نرم‌افزار Image Pro-plus مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفتند.

۳- نتایج و بحث

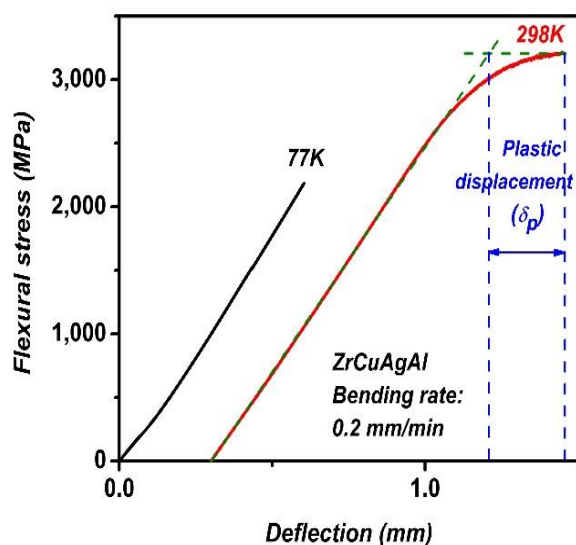
۳-۱- ویژگی‌های ساختاری شیشه‌فلز زیرکونیم

شکل (۳) طرح XRD و نمودار DSC مربوط به شیشه‌فلز $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ را نشان می‌دهد.



شکل (۳): (الف) طرح پراش پرتو ایکس (XRD) و (ب) نمودار DSC مربوط به آلیاژ آمورف $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$

تنش اعمالی فشاری باشد مانع رشد نوار برشی شده و در نتیجه سطح تنش می تواند افزایش یابد بدون این که شکستی در نمونه رخ دهد که در این حالت، نوارهای برشی بعدی جوانه زده و چه بسا این نوارهای برشی با نوارهای قبلی در هم تداخل کرده و باعث توقف آنها و در نتیجه بهبود انعطاف پذیری شود. اما در مورد آزمون خمش سه نقطه‌ای، قسمتی از نمونه تحت تنش کششی قرار می گیرد و با افزایش سطح تنش و جوانه زنی نوار برشی، رشد همزمان آن نیز رخ می دهد. از آنجا که در دمای ۷۷ کلوین شرایط برای تشکیل نوار برشی سخت تر می شود، تعداد بسیار کمی نوار برشی فعال شده و چون تنش اعمالی به صورت کششی است، این نوار برشی به سرعت به ترک فعال تبدیل شده و با سهولت در باز شدن نوک ترک، ترک سریعاً رشد کرده و شکست ناگهانی در نمونه اتفاق می افتد. همچنین ناحیه‌ی مومسان نوک ترک در دمای ۷۷ کلوین نسبت به دمای اتاق بسیار کوچکتر بوده و موجب کاهش چقرمگی و انعطاف پذیری ماده در دمای ۷۷ کلوین می شود. علاوه بر پژوهش حاضر، مطالعات دیگری که در زمینه‌ی آزمون خمش روی شیشه‌فلزات انجام شده نیز تأیید می کند که با کاهش دما از ۲۹۸ به ۷۷ کلوین انعطاف پذیری کاهش می یابد [۳۱-۳۲].



شکل (۴): منحنی آزمون خمش آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5/5.5}Ag_{1/5.5})_{46}Al_8$ در نرخ کرنش 0.2 mm/min و دماهای ۷۷ و ۲۹۸ کلوین

بیشتر فاز آمورف و مقاومت بالاتر آن در برابر تبلور است. تحت این شرایط سرعت سرمایش بحرانی برای تشکیل فاز آمورف نیز کاهش می یابد.

۳-۲- رفتار تغییر شکل خمشی

رفتار خمشی آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم در نرخ کرنش 0.2 mm/min و دو دمای ۷۷ و ۲۹۸ کلوین بررسی شده است (شکل (۴)). برای نمایش بهتر نتایج، منحنی خمشی مربوط به دمای ۲۹۸ کلوین نسبت به منحنی ۷۷ کلوین اندکی به سمت راست منتقل شده است. همان‌طور که دیده می شود، میزان استحکام و کرنش کشسان این آلیاژ آمورف در مقایسه با مواد بلوری معمولی بسیار بالاست (استحکام خمشی در حدود 3 GPa و کرنش خمشی کشسان بیش از ۲٪). به علاوه، در دمای اتاق مقدار انعطاف پذیری (δ_p) قابل ملاحظه است (0.25 میلی‌متر). اما با کاهش دما تا ۷۷ کلوین انعطاف پذیری به طور کامل از بین می رود و نمونه رفتار کاملاً ترد از خود نشان می دهد. بنابراین یک پدیده‌ی تبدیل نرمی به تردی (DBT) در محدوده‌ی دمایی زیر دمای اتاق و به خصوص در دماهای نزدیک به $0.1 T_g$ رخ می دهد. علت این تغییرات را باید در تأثیر دما و نرخ کرنش بر حجم و انرژی فعال‌سازی واحدهای تغییر شکل (STZs) و نیز فعال شدن فرآیندهای آسایش ساختاری ویژه در شیشه‌فلزات جستجو کرد [۲۷-۲۵، ۱۷]. البته در برخی گزارشات عنوان شده که انعطاف پذیری شیشه‌فلزات با کاهش دما تا ۷۷ کلوین افزایش می یابد [۲۸-۳۰] که به نظر می رسد با نتایج این پژوهش همخوانی نداشته باشد. در توضیح این اختلاف باید متذکر شد که ماهیت آزمون‌های انجام شده در دو حالت با یکدیگر متفاوت است. نتایج کارهای قبلی از آزمون فشار به دست آمده اما نتایج پژوهش حاضر از آزمون خمش سه نقطه‌ای حاصل شده است که در آن یک سطح نمونه تحت کشش و سطح مقابل آن تحت فشار قرار می گیرد. از دیدگاه مکانیک شکست، نحوه‌ی جوانه زنی و رشد نوار برشی و در نتیجه ساز و کار شکست در این دو حالت متفاوت خواهد بود. با افزایش سطح تنش، شرایط برای جوانه زنی نوار برشی فراهم خواهد شد. اما اگر

حفره‌ای و نانو شیار و سپس به نانو شیارهای موازی تغییر می‌کند. باید توجه داشت که هر سه ناحیه، مربوط به رشد سریع ترک می‌باشد که در مواد ترد اتفاق می‌افتد. سرعت رشد ترک در این حالت تقریباً برابر با سرعت صوت است.

ماهیت پیوندها در شیشه‌فلزات به گونه‌ای است که کرنش اعمالی می‌تواند با حرکت اتم‌ها سازگار شده و باعث جریان مومسان یا کارنرمی در مقیاس نانو شود. مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که ساختار حفره‌ای و شیارهای موازی به دلیل جریان مومسان موضعی در حین فرآیندهای تغییر شکل در نوک ترک به وجود می‌آیند. این مورفولوژی‌ها در دو سطح شکست متقابل به صورت قله به قله به وجود می‌آیند [۶]. بنابراین جریان مومسان موضعی نقشی اساسی در گند شدن نوک ترک ایفا می‌کند.

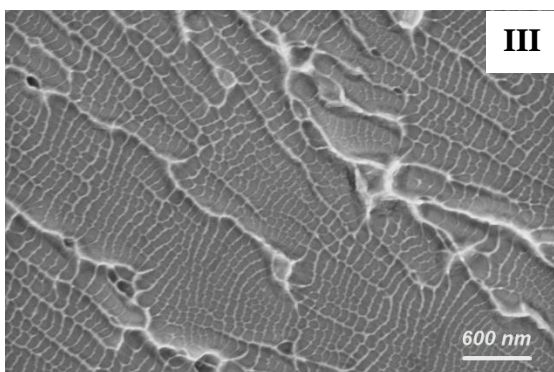
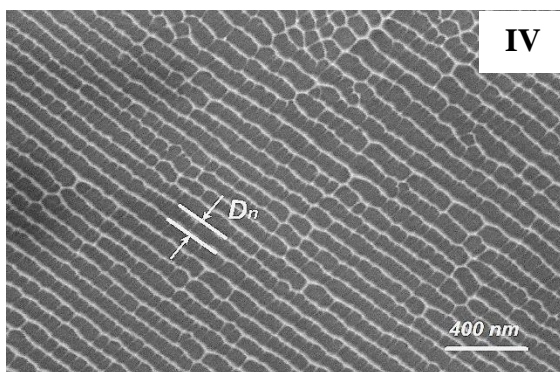
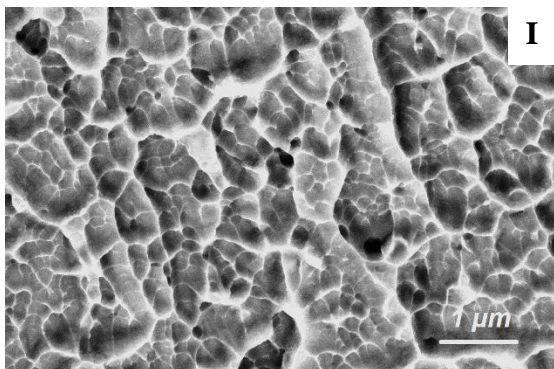
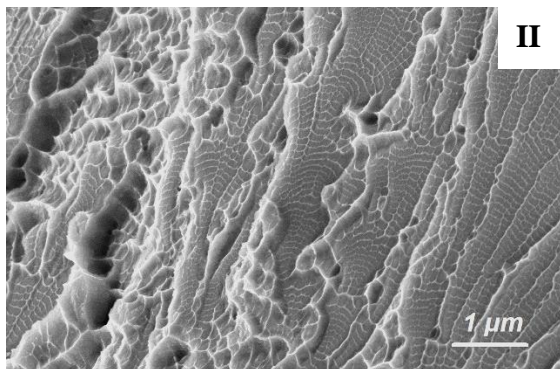
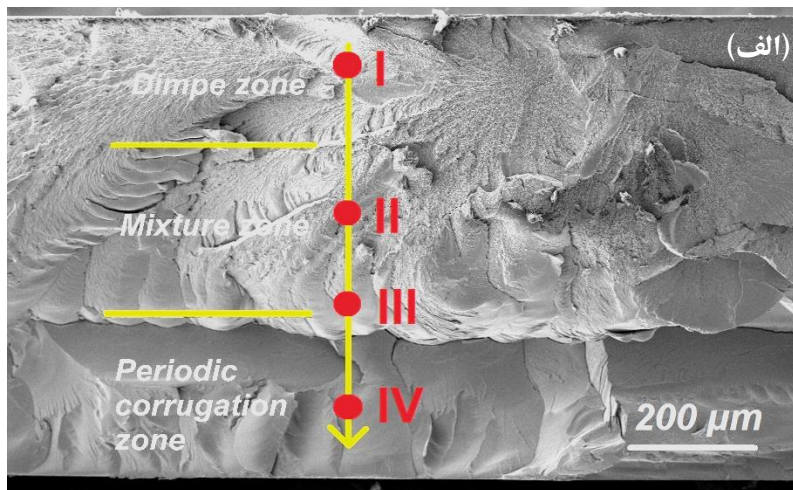
ذکر این نکته ضروری است که نرخ کرنش یا سرعت رشد ترک به میزان قابل توجهی بر شعاع ناحیه‌ی مومسان نوک ترک (R) اثر می‌گذارد و با افزایش سرعت رشد ترک، R به شدت کاهش می‌یابد [۳۳]. همین عامل موجب تغییر مورفولوژی سطح شکست در قسمت‌های مختلف می‌شود. به عنوان مثال با توجه به شکل (۵) سرعت رشد ترک از قسمت کششی به سمت ناحیه‌ی فشاری افزایش یافته که موجب کاهش شعاع ناحیه‌ی مومسان جلوی ترک و در نتیجه تغییر مورفولوژی از طرح حفره‌ای به نانو شیارهای موازی می‌شود.

نکته‌ی مهمی که در اینجا باید بدان اشاره کرد، وابستگی شدید انعطاف‌پذیری شیشه‌فلزات به ضخامت نمونه است و هرچه ضخامت کمتر باشد، انعطاف‌پذیری بیشتر خواهد شد. دلایل مختلفی برای تأثیر ضخامت بر انعطاف‌پذیری ذکر شده است. از یک طرف افزایش ضخامت نمونه به معنی کاهش سرعت سرد شدن در ریخته‌گری و در نتیجه کاهش عیوب جریان و حجم آزاد در سیستم است که خود موجب تردی آن می‌شود. از طرف دیگر، کاهش عرض پله‌های برشی بحرانی و نیز کاهش چگالی انرژی سطح شکست برشی ناشی از آزاد شدن انرژی کشسان، باعث افزایش انعطاف‌پذیری می‌شود. در حقیقت با کاهش ضخامت، چگالی انرژی مصرف شده در سطح شکست برشی کاهش یافته و موجب تشکیل نوارهای برشی پایدار و در نتیجه بهبود تغییر شکل مومسان می‌شود [۱۹-۲۰]. به همین خاطر در این پژوهش از آلیاژ با ضخامت $0/8$ میلیمتر استفاده شد تا اثر تردی ناشی از ضخامت بالا حذف شود. بنابراین تردی مشاهده شده در دماهای پایین یک تردی ذاتی است و نه غیر ذاتی.

۳-۳- شکست ترد در شیشه‌فلزات

بررسی سطح شکست نشان می‌دهد که در دمای ۷۷ کلونین شکست به صورت کاملاً ترد اتفاق می‌افتد و مورفولوژی سطح شکست شامل طرح حفره‌ای و نانو شیارهای موازی است که مشخصه‌ی سطح شکست ترد هستند. در شکل (۵) تصاویر SEM مربوط به سطح شکست آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم در دمای ۷۷ کلونین و نرخ خمش $0/2$ mm/min در مقیاس میکروسکوپی (شکل ۵-۵) الف) و میکروسکوپی (شکل ۵-۵) IV-I نشان داده شده است. پیکان جهت رشد ترک را نشان می‌دهد. قسمت بالایی تصویر در شکل (۵-۵) الف (ابتدای پیکان) تحت تنش کششی و قسمت پایینی تصویر (انتهای پیکان) تحت تنش فشاری قرار دارد.

به‌طور کلی سه ناحیه در سطح شکست قابل تشخیص است: ناحیه- I طرح حفره‌ای (I)، ناحیه‌ی مختلط (II و III) و ناحیه‌ی نانو شیارهای موازی و متناوب (IV). با حرکت در جهت پیکان مورفولوژی به تدریج از حالت طرح حفره‌ای به مخلوطی از طرح



شکل (۵): (الف): تصویر SEM در مقیاس میکروسکوپی از سطح شکست مربوط به نمونه‌ی خم شده در نرخ خمش 0.2 mm/min و دمای 77 K کلین. جهت پیکان رشد ترک را نشان می‌دهد. ابتدای پیکان مربوط به سطح کششی و انتهای پیکان مربوط به سطح فشاری نمونه است. I تا IV مربوط به سطح شکست در نقاط مختلف روی پیکان در بزرگنمایی بالا است. (I): ناحیه‌ی حفره‌ای، (II و III): ناحیه‌ی مختلط (طرح حفره‌ای و نانو شیارهای موازی) و (IV): ناحیه‌ی نانو شیارهای موازی

۳-۴- ناپایداری انحنا در جریان

کرد. شرط اولیه برای رشد ترک ایجاد انحنا در جریان ماده‌ی نوک ترک است. اعمال تنش موجب بالا رفتن انرژی کشسان در نوک ترک شده و تغییر شکل مومسان موجب بالا رفتن دما در

با استفاده از معیار ناپایداری انحنا در جریان [۳] می‌توان ساز و کار تشکیل مورفولوژی‌های سطح شکست را به صورت کمی بررسی

$$H = CTOD = 24\pi^2 B(n) \frac{\chi}{\tau_Y} \quad (۴)$$

در آن $B(n)$ ، ضریب CTOD وابسته به بخش غیر خطی (n) است. در حالت تسلیم در مقیاس کوچک، CTOD به عامل شدت تنش بحرانی (K_C) وابسته است [۳].

$$\frac{K_C^2}{E} = m\sigma_Y CTOD \quad (۵)$$

که در آن m ثابت بدون بعد و وابسته به خواص ماده و سطح تنش و σ_Y تنش تسلیم است. براساس ناپایداری انحنای جریان می توان ارتباط عامل شدت تنش بحرانی و CTOD را به شکل زیر بیان کرد [۳].

$$K_C = \sqrt{CTOD m \sigma_Y E} = \sqrt{\frac{24\pi^2 B(n) \sqrt{3} \chi E}{2.7}} \quad (۶)$$

براساس معیار ناپایداری انحنای تیلور^{۱۱} [۳۷]، هرگاه طول موج اعوجاج توسعه یافته (λ) بزرگتر از یک مقدار بحرانی ($\lambda_c = \lambda_s / \sqrt{3}$) باشد، اعوجاج به شکل شیارهای پایدار رشد خواهد کرد [۳، ۳۸].

با مراجعه به شکل (۵)، مشخص است که اعوجاج می تواند به صورت انگشت مانند به داخل ناحیه ی مومسان پیشروی کند. هر زمان جبهه ی اعوجاج به مرز ناحیه ی مومسان برخورد کند، حرکت آن در جهت رشد ترک متوقف می شود. اما حرکت آن در صفحه ی عمود بر جهت رشد (صفحه ی سطح شکست) ادامه پیدا می کند تا این که در نهایت ساختار حفره ای به وجود می آید [۲۱]. از طرف دیگر اگر مقدار λ کوچکتر از $\lambda_s / \sqrt{3}$ باشد، پیشروی اعوجاج متوقف شده و در عوض با افزایش سطح تنش، حفره هایی در مقیاس نانو در ناحیه ی مومسان جلوی ترک شکل می گیرد. این حفره ها در صفحه ی عمود بر جهت رشد به صورت موازی گسترش یافته و با رشد خود، ساختار شیارهای موازی و متناوب را به وجود می آورند [۲۲].

ناحیه ی جلوی ترک و در نتیجه ویسکوز و نرم شدن آن ناحیه می - شود [۳۴-۳۶]. در مورد شکست ترد، تنش موضعی یک گرادیان فشار منفی (σ_N) (یا گرادیان مکش مثبت) در ناحیه ی مومسان ایجاد می کند [۳]. به دلیل تعادل بین فشار منفی (σ_N) و انرژی سطحی (χ)، انحنای جریان بین دو سطح شکست در جهت رشد ترک پیشروی خواهد کرد. با وجود این فشار منفی، انحنای جریان در یک حالت ناپایدار قرار می گیرد. یک ناپایداری بسیار جزئی در اعوجاج اولیه با طول موج λ_I ایجاد شده و به داخل ناحیه ی نوک ترک در صفحه ی سطح شکست نفوذ می کند.

اگر طول موج اعوجاج اولیه (λ_I) بزرگتر از یک حد بحرانی باشد یا به عبارتی:

$$\lambda_I \geq \left(\lambda_c = 2\pi \sqrt{\frac{\chi}{d\sigma_N/dx}} \right) \quad (۱)$$

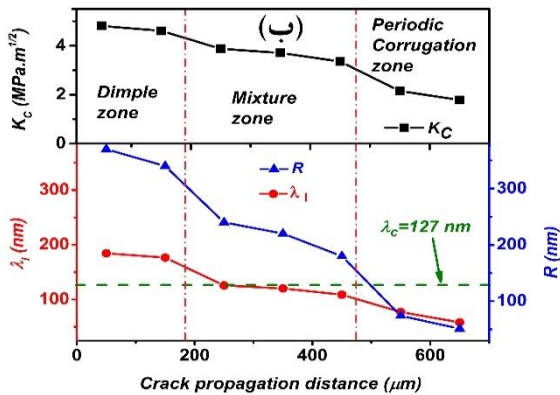
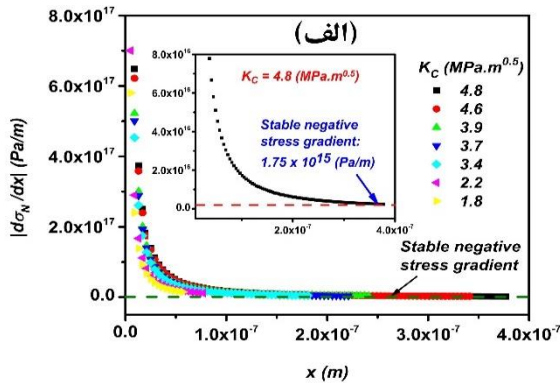
اعوجاج اولیه رشد خواهد کرد [۳]. انحنای جریان در نوک ترک را می توان مشابه جریان یک سیال در یک کانال با ارتفاع H در نظر گرفت که با آنالیز طرح سرعت در انحنای طول موج اعوجاج به صورت زیر قابل بیان است [۳].

$$\lambda = 2\pi \sqrt{\sqrt{3} \left(\frac{H\chi}{\eta_0} \right) \left[\frac{n}{2(1+2n)} \right]^n \left(\frac{\sqrt{3}H}{U_0} \right)^n} \quad (۲)$$

که در آن n بخش غیر خطی جریان، U_0 ، سرعت متوسط جریان در کل طرح انحنای η_0 ضریب گران روی است. هرگاه اعوجاج اولیه رشد کند، اعوجاج در انحنای ناپایدار به شکل شیارهای پایدار با طول موج پایدار λ_s در خواهد آمد که طول موج آن را می توان به صورت زیر محاسبه کرد [۳].

$$\lambda_s = 12\pi^2 A(n) \frac{\chi}{\tau_Y} \quad (۳)$$

در آن τ_Y ، تنش برشی تسلیم و $A(n)$ ، ضریب طول موج و وابسته به بخش غیر خطی (n) است. حال اگر فرض کنیم که ارتفاع کانال (H) با میزان بازشدگی دهانه ی ترک (CTOD) تقریباً برابر باشد می توان نوشت [۳].



شکل (۶): (الف): توزیع گرادیان تنش در ناحیهی مومسان جلوی ترک بر حسب فاصله از نوک ترک و (ب): عامل شدت تنش (K_{IC})، اندازهی ناحیهی مومسان جلوی ترک (R) و طول موج اعوجاج اولیه (λ_i) بر حسب مسافت رشد ترک مربوط به سطح شکست نمونهی خم شده در دمای ۷۷ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ mm/min

با افزایش میزان K_{IC} ، گرادیان فشار کاهش می‌یابد. این به معنای کمتر بودن گرادیان فشار در ناحیهی مومسان بزرگتر است. با جای‌گذاری مقادیر گرادیان فشار در حالت پایا در معادله‌ی (۱) می‌توان طول موج اعوجاج اولیه را محاسبه کرد. در این رابطه، میزان انرژی سطحی (χ) برای آلیاژ پایه‌ی زیر کونیم $1/5 \text{ J/m}^2$ در نظر گرفته شد [۷]. طول موج بحرانی نیز از رابطه‌ی (۳) به‌دست آمد. در این رابطه، تنش تسلیم برشی (τ_Y) را می‌توان به‌طور تقریبی از $\sigma_Y/\sqrt{3}$ به‌دست آورد [۳] (بر طبق [۹])، تنش تسلیم آلیاژ $\text{Zr}_{46}(\text{Cu}_{4.5/5.5}\text{Ag}_{1/5.5})_{46}\text{Al}_8$ برابر ۱۸۲۲ MPa است که با این حساب $\tau_Y = 1052 \text{ MPa}$ می‌شود. از آنجا که شیشه‌فلزات کارسختی از خود نشان نمی‌دهند و رفتار مومسان آنها تقریباً ایده-آل است، مقدار اندیس n که معرف رفتار جریان ماده است برابر

همان‌طور که ذکر شد، پیشروی اعوجاج اولیه در ناپایداری انحنای نمی‌تواند از مرز ناحیهی مومسان عبور کند. همچنین حفره‌های ایجاد شده و رشد آن‌ها نیز به ناحیهی مومسان محدود می‌شود. بنابراین اندازهی ناحیهی مومسان جلوی ترک، اندازهی ساختار حفره‌ای و فاصله‌ی بین شیارهای موازی را تعیین می‌کند. شعاع ناحیهی مومسان نوک ترک (R) از رابطه‌ی زیر قابل محاسبه است [۳۳].

$$R = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_C}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (۷)$$

با اندازه‌گیری میزان R از روی تصاویر میکروسکوپی سطح شکست و محاسبه‌ی K_C از رابطه‌ی (۷) می‌توان مقدار فشار منفی در ناحیهی مومسان نوک ترک را با استفاده از حل میدان تنش جلوی ترک (محاسبه شده توسط ابروین) به‌دست آورد. تنش ناحیهی مومسان از رابطه‌ی زیر قابل محاسبه است [۳۳].

$$\sigma_N = \frac{K_C}{\sqrt{6\pi x}} f(\theta) \quad (۸)$$

که در آن $f(\theta)$ به‌صورت زیر بیان می‌شود:

$$f(\theta) = \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (۹)$$

در رابطه‌ی (۸) فاصله از نوک ترک و θ ، زاویه‌ی بین تنش و جهت رشد ترک است. از آنجا که σ_N در جهت x است، مقدار θ برابر صفر و بنابراین $f(\theta)$ برابر یک خواهد شد. حال با مشتق گرفتن از رابطه‌ی (۸) می‌توان مقدار $d\sigma_N/dx$ را محاسبه کرد.

گرادیان فشار منفی ($d\sigma_N/dx$) در فواصل مختلف ناحیهی مومسان جلوی ترک مربوط به آلیاژ مورد استفاده در دمای ۷۷ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ mm/min در شکل (۶-الف) نشان داده شده است.

سطح شکست (از قسمت کششی تا قسمت فشاری سطح شکست، شکل (۵- الف را ببینید) به کمک نرم افزار Image-Pro Plus تحلیل شدند و اندازه‌ی متوسط حفره‌ها و شیارهای موازی محاسبه گردید. مقادیر مربوط به K_C ، R ، گرادیان تنش منفی پایا و طول موج اعوجاج اولیه و نوع مورفولوژی در نقاط مختلف سطح شکست در جدول (۱) آورده شده است.

با صفر و در نتیجه مقدار $A(n)$ تقریباً برابر $1/3$ خواهد شد [۳۹، ۸]. بنابراین تحت این شرایط $\lambda_c = \lambda_s / \sqrt{3} = 127$ nm می‌شود. تغییرات طول موج اعوجاج اولیه، اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان جلوی ترک و عامل شدت تنش در قسمت‌های مختلف سطح شکست در شکل (۶- ب) قابل مشاهده است. برای محاسبه‌ی مقدار R ، چندین تصویر SEM از نقاط مختلف

جدول (۱): نتایج به دست آمده از تصاویر SEM و محاسبات انجام شده جهت تعیین مورفولوژی سطح شکست مربوط به آلیاژ $Zr_{46}(Cu_{4.5}Ag_{1.5})_{46}Al_8$ خم شده در دمای ۷۷ کلوین و نرخ خمش ۰/۲ mm/min

نوع مورفولوژی	λ_l (nm)	$ d\sigma_N/dx $ (Pa/m)	K_C (MPa.m ^{1/2})	R (nm)	L (μm)
طرح حفره‌ای	۱۸۴	$1/75 \times 10^{15}$	۴/۸	۳۷۰	۵۰
طرح حفره‌ای	۱۷۷	$1/91 \times 10^{15}$	۴/۶	۳۴۰	۱۵۰
حفره + شیار متناوب	۱۲۶	$3/73 \times 10^{15}$	۳/۹	۲۴۰	۲۵۰
حفره + شیار متناوب	۱۲۰	$4/12 \times 10^{15}$	۳/۷	۲۲۰	۳۵۰
حفره + شیار متناوب	۱۰۹	$5/03 \times 10^{15}$	۳/۴	۱۸۰	۴۵۰
شیار متناوب	۷۷	$1/22 \times 10^{16}$	۲/۲	۷۴	۵۵۰
شیار متناوب	۵۸	$1/79 \times 10^{16}$	۱/۸	۵۱	۶۵۰

L : مسافت رشد ترک، R : اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان نوک ترک، K_C : عامل شدت تنش
 $d\sigma_N/dx$: گرادیان تنش منفی در ناحیه‌ی مومسان، λ_l : طول موج اعوجاج اولیه.

متناوب در سطح شکست می‌شوند. میزان λ_c برای آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم (حدود ۱۲۷ نانومتر) در مقایسه با طول موج بحرانی برای شیشه‌فلز بسیار ترد پایه‌ی منیزیم (حدود ۲۱۰ نانومتر) [۳۹] کوچک‌تر است. بنابراین در آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم، اعوجاج ایجاد شده راحت‌تر رشد می‌کند و در λ های کوچک‌تر همچنان شرایط برای تشکیل ساختار حفره‌ای فراهم خواهد بود. اما در مورد آلیاژ پایه‌ی منیزیم این گونه نیست و به دلیل بالا بودن λ_c امکان تشکیل ساختار حفره‌ای به سرعت از بین رفته و ساختار شیاری متناوب که بیان‌گر تردی شدید است حاصل می‌شود.

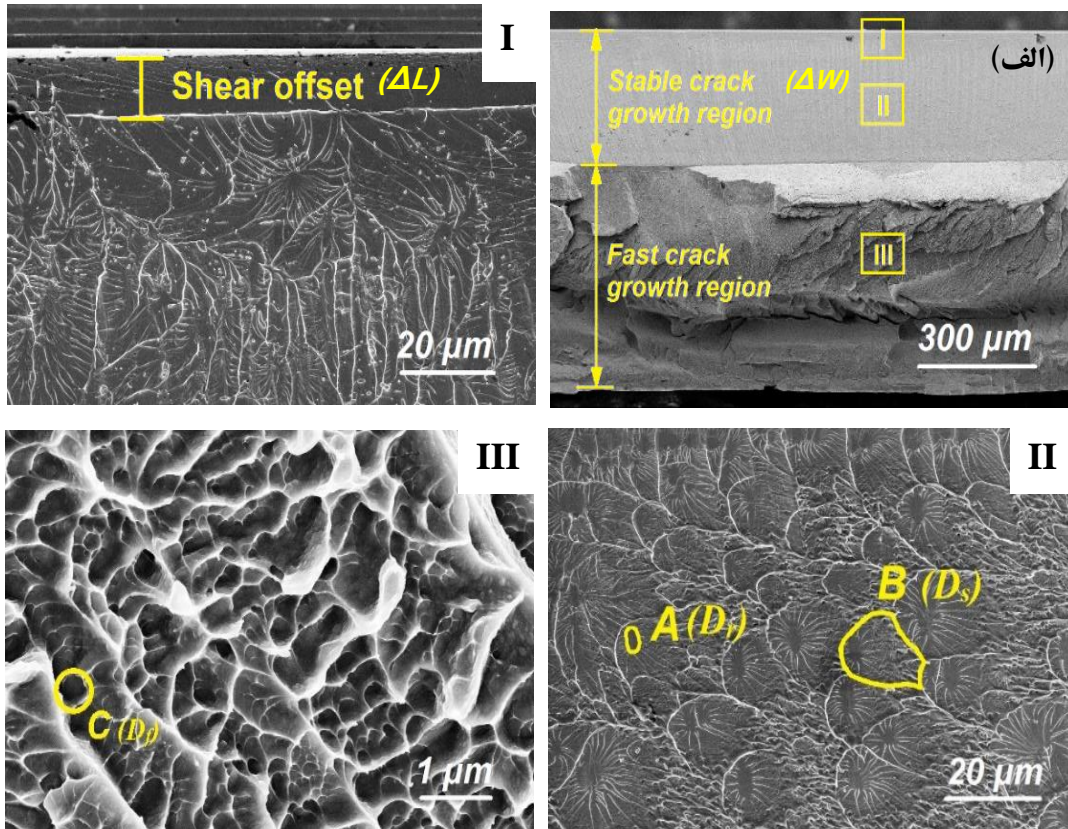
۳-۵- ساز و کار شکست نرم

تصویر SEM سطح شکست در مقیاس میکروسکوپی مربوط به نمونه‌ی خم شده در نرخ خمش ۰/۲ mm/min و دمای ۲۹۸

با توجه به شکل (۶) ب مشخص است که در ناحیه‌ی حفره‌ای مقدار λ_l بزرگتر از λ_c است. در این حالت اعوجاج اولیه در انحنای جریان ناپایدار بوده و به داخل ناحیه‌ی مومسان حرکت کرده و مانع تشکیل نانو حفره در نوک ترک می‌شود. این طول موج اعوجاج اولیه در نهایت به اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان (R) بزرگ خواهد شد. در ناحیه‌ی مختلط، طول موج به تدریج کاهش یافته تا اینکه کمتر از λ_c می‌شود. علت کاهش آن به خاطر کاهش عامل شدت تنش و ناحیه‌ی مومسان جلوی ترک است که مانع حرکت اعوجاج اولیه می‌شود. سرانجام در ناحیه‌ی شیارهای متناوب، λ_l همواره کوچکتر از λ_c بوده و اعوجاج اولیه قادر به رشد نبوده و بنابراین حذف شده و باعث پایداری انحنای جریان در نوک ترک می‌شود. در این شرایط با افزایش تنش، حفره‌های بسیار ریز در ناحیه‌ی مومسان جوانه زده و رشد می‌کنند و باعث ایجاد شیارهای

که در بزرگنمایی‌های بالاتر در شکل (۷-I-III) نشان داده شده است.

کلونین در شکل (۷-الف) نشان داده شده است. سه ناحیه (I-III) با مورفولوژی‌های متفاوت در تصویر (الف) قابل تشخیص است



شکل (۷): (الف) تصویر SEM در مقیاس میکروسکوپی از سطح شکست مربوط به آلیاژ نمونه‌ی خم شده در نرخ خمش ۰/۲ mm/min و دمای ۲۹۸ کلونین. جهت رشد ترک از بالا به پایین است. قسمت بالای تصویر مربوط به ناحیه‌ی کششی و قسمت پایین مربوط به ناحیه‌ی فشاری است. به طور کلی سه منطقه قابل تشخیص است. (I): ناحیه‌ی پله‌ی برشی (ΔL) که در لبه‌ی نمونه و همزمان با تشکیل نوار برشی به وجود آمده و از نظر ظاهری یک منطقه‌ی صاف و بدون شکل خاص می‌باشد. (II): ناحیه‌ی رشد پایدار ترک (ΔW) که منجر به تشکیل طرح رگه‌ای می‌شود. (III): ناحیه‌ی رشد سریع و ناپایدار ترک که همانند حالت شکست ترد موجب تشکیل طرح حفره‌ای در سطح شکست می‌شود

ناحیه در حدود ۳۰۰ میکرو متر است و در حقیقت بیان‌گر بزرگی اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان نوک ترک می‌باشد. نکته‌ی مهمی که باید به آن توجه کرد این است که رشد ترک در داخل نوار برشی اتفاق می‌افتد و مورفولوژی رگه‌ای مؤید سرعت پایین رشد ترک در نوار برشی است. (III) این ناحیه با اتمام ناحیه‌ی دوم آغاز شده و مربوط به رشد سریع یا ناپایدار ترک است. مورفولوژی آن به صورت طرح حفره‌ای درشت C در شکل (۷-III) است که در سطوح ناصاف و زیر قرار گرفته‌اند. در این حالت عدم حضور حفره‌های ریز و یا شیارهای متناوب که مشخصه‌ی شکست ترد در

(I): ناحیه‌ای بسیار صاف و بی‌شکل با عرضی در حدود ۱۰ میکرو متر در لبه‌ی سطح شکست نمونه که تحت کشش قرار دارد دیده می‌شود. این ناحیه پله‌ی برشی^{۱۴} نام دارد و در مرحله‌ی اول تشکیل نوار برشی در اثر لغزش دو سطح نسبت به یکدیگر به وجود می‌آید. (II): در این ناحیه ترک به صورت پایدار رشد می‌کند و مربوط به ناحیه‌ی ناپایداری انحنای جریان است که در قسمت قبل توضیح داده شد. مورفولوژی این ناحیه به صورت طرح‌های رگه‌ای یا رودخانه‌ای B در شکل (۷-II) است که در وسط آن‌ها هسته‌های شعاعی A در شکل (۷-II) قابل رؤیتند. عرض این

ساختار رگه‌ای می‌شود. بعد از این ناحیه، گرادیان فشار مثبت شده و امکان ادامه‌ی رشد پایدار ترک وجود نداشته و در واقع رشد ترک به صورت دینامیک یا ناپایدار اتفاق می‌افتد و باعث تشکیل ساختار حفره‌ای در سطح شکست می‌شود. نکته‌ای که در اینجا باید ذکر شود این است که در حالت شکست نرم، سرعت رشد ترک پایین است (رشد پایدار) و اندازه‌ی مورفولوژی سطح شکست در نقاط مختلف تقریباً یکسان است اما در حالت شکست ترد (شکست در دمای ۷۷ کلوین (شکل ۵-الف) و یا رشد ترک در ناحیه‌ی ناپایدار (شکل ۷-الف)، سرعت رشد ترک بالاست و با پیشروی ترک، سرعت افزایش یافته و عامل شدت تنش و همچنین ناحیه‌ی مومسان نوک ترک به شدت تحت تأثیر قرار می‌گیرد تا جایی که در دمای ۷۷ کلوین باعث تغییر ساختار از حالت طرح حفره‌ای به شیارهای متناوب و در دمای ۲۹۸ کلوین باعث ریز شدن اندازه‌ی حفره‌ها می‌شود.

با استفاده از رابطه‌ی (۷) و محاسبه‌ی اندازه‌ی طرح رگه‌ای (B) در شکل (۷- II) و طرح حفره‌ای (C) در شکل (۷- III) می‌توان چقرمگی شکست نمونه‌ی آزمایش شده در دمای اتاق و نرخ خمش 0.2 mm/min را به ترتیب در دو ناحیه‌ی رشد پایدار و سریع ترک (شکل (۷)) محاسبه کرد. نتایج حاصل در جدول (۲) آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود K_{IC} در ناحیه‌ی رشد پایدار ($27/4 \text{ MPa.m}^{1/2}$) بسیار بیشتر از ناحیه‌ی رشد سریع ($4/7 \text{ MPa.m}^{1/2}$) است. همچنین طول موج اعوجاج اولیه در ناحیه‌ی پایدار بسیار بزرگ‌تر از آن در ناحیه‌ی رشد سریع و هر دو بزرگ‌تر از طول موج بحرانی هستند. در حقیقت افزایش سرعت رشد ترک موجب کاهش شدید ناحیه‌ی مومسان و چقرمگی و در نتیجه تغییر مورفولوژی سطح شکست می‌شود.

شیشه‌فلزات است، نشان دهنده‌ی شکست نرم در کل نمونه است. ساز و کار شکست نرم در شیشه‌فلزات را نیز می‌توان با کمک مدل ناپایداری انحنای جریان [۳] همانند شکست ترد توصیف کرد. اما در ناحیه‌ی رشد پایدار ترک یک سری ناهماهنگی‌هایی بین مشاهدات تجربی با فرضیات مدل فوق وجود دارد که در این حالت، می‌توان از مدل ناپایداری جریان تعدیل شده توسط تاندا یا^{۱۳} و همکارانش [۴۰] برای تشریح رفتار شکست نرم استفاده کرد. بر اساس این مدل، رشد پایدار ترک در داخل نوار برشی اتفاق می‌افتد. با اعمال تنش به نمونه، نوار برشی در نوک شیار ترک جوانه زده و رشد می‌کند. گرانروی موضعی در داخل نوار برشی کاهش یافته و در نتیجه ماده‌ی داخل آن به صورت شبه سیال رفتار می‌کند. ماده‌ی داخل نوار برشی تحت تأثیر هر دو تنش نرمال و برشی قرار دارد و اعوجاج ایجاد شده در جریان ناپایدار، تحت تأثیر فشار منفی رشد می‌کند. تنش برشی در صفحه‌ی نوار برشی و تنش نرمال عمود بر آن عمل می‌کند. این شرایط باعث جریان سیال ویسکوز غیر خطی در داخل یک کانال با ارتفاع بسیار کم و در حد نانومتر (ضخامت نوار برشی) می‌شود. تعادل بین کشش سطحی جریان ناپایدار و فشار منفی نوک ترک موجب می‌شود تا هر اعوجاج با طول موج بیشتر از λ_c به سرعت رشد کند. از آنجا که گرانروی سیال داخل نوار برشی نسبتاً پایین است و همان‌طور که گفته شد عرض ناحیه‌ی مومسان تقریباً بزرگ است (حدود ۳۰۰ میکرو متر)، در این حالت علاوه بر تنش برشی که موجب ایجاد فشار منفی در نوار برشی می‌شود، بخش نرمال تنش باعث ایجاد حفره‌هایی در نقاط مختلف ناحیه‌ی پایدار در نوار برشی و حتی در نقاط دور از نوک ترک می‌شود. فاصله‌ی بین این حفره‌ها برابر $\sqrt{3} \lambda_c$ خواهد بود. با افزایش سطح تنش، این حفره‌ها به تدریج رشد کرده و هم‌زمان بخش برشی تنش باعث رشد اعوجاج در جریان ناپایدار به صورت شعاعی به ناحیه‌ی اطراف می‌شود. تحت این شرایط در نهایت ساختار رگه‌ای به همراه هسته‌های شعاعی به وجود می‌آید (شکل (۷- I و II)).

در ناحیه‌ی رشد پایدار ترک (شکل (۷- الف)، گرادیان فشار منفی باعث رشد اعوجاج در ناپایداری جریان و در نهایت تشکیل

جدول (۲): نتایج به دست آمده از تصاویر SEM و محاسبات انجام شده جهت تعیین مورفولوژی سطح شکست مربوط به نمونه‌ی خم شده در دمای ۲۹۸ کلونین و

نرخ خمش ۰/۲ mm/min

نوع مورفولوژی	λ_c (nm)	λ_l (nm)	$ d\sigma_N/dx $ (Pa/m)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	R (μ m)	منطقه
طرح رگه‌ای	۱۲۷	۹۹۰۰	$۶/۰۷ \times ۱۰^{۱۱}$	۲۷/۴	۱۲	رشد پایدارترک
طرح حفره‌ای	۱۲۷	۱۵۰	$۲/۶۱ \times ۱۰^{۱۵}$	۴/۷	۰/۳۵	رشد سریع ترک

R اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان نوک ترک، K_{IC} : عامل شدت تنش، $d\sigma_N/dx$ گرادیان تنش منفی در ناحیه‌ی مومسان، λ_l طول موج اعوجاج

اولیه، λ_c طول موج اعوجاج بحرانی.

۴- نتیجه‌گیری

آلیاژ شیشه‌فلز پایه‌ی زیرکونیم در دمای اتاق رفتار نرم و در دمای ۷۷ کلونین رفتار به شدت ترد از خود نشان می‌دهد. علت این تغییر رفتار به تأثیر دما بر مقدار، حجم و نحوه‌ی فعال شدن واحدهای جریان (STZs) و همچنین فرآیندهای آسایش ساختاری در شیشه‌فلزات بستگی دارد. با بررسی سطوح شکست و اندازه‌گیری متوسط اندازه‌ی مورفولوژی‌ها می‌توان چقرمگی/انعطاف‌پذیری نمونه را تعیین کرد. برای مثال در مورد آلیاژ پایه‌ی زیرکونیم مقدار متوسط چقرمگی شکست حدود $۱۶ \text{ MPa.m}^{1/2}$ و $۳/۵ \text{ MPa.m}^{1/2}$ به ترتیب در دمای ۲۹۸ و ۷۷ کلونین به دست آمد. با بهره‌گیری از مدل ناپایداری انحنای جریان طول موج اعوجاج بحرانی (λ_c) حدود ۱۲۷ nm محاسبه شد. این مقدار مشخصه بیان‌گر این نکته است که اگر طول موج اعوجاج اولیه (λ_l) بزرگتر از ۱۲۷ nm باشد مورفولوژی سطح شکست به صورت طرح حفره‌ای و طرح رگه‌ای و در صورتی که کمتر از ۱۲۷ nm باشد مورفولوژی به صورت نانو شیارهای موازی و متناوب خواهد بود. همچنین سرعت رشد ترک بر اندازه‌ی ناحیه‌ی مومسان نوک ترک اثرگذار بوده و باعث ایجاد مورفولوژی‌های مختلف در سطح شکست می‌شود. نتایج حاصل از این پژوهش در درک بهتر ساز و کار شکست شیشه‌فلزات و ایجاد شرایط مناسب جهت طراحی و بهبود خواص مکانیکی آن‌ها می‌تواند مورد توجه قرار گیرد.

۵- مراجع

- “Mechanical behavior of amorphous alloys”, Acta Mater., Vol. 55, No. 12, pp. 4067–4109, 2007.
- [2] M. F. Ashby & A. L. Greer, “Metallic glasses as structural materials”, Scr. Mater., Vol. 54, No. 3, pp. 321–326, 2006.
- [3] A. S. Argon & M. Salama, “The mechanism of fracture in glassy materials capable of some inelastic deformation”, Mater. Sci. Eng., Vol. 23, No. 2–3, pp. 219–230, 1976.
- [4] Q. He, J. K. Shang, E. Ma & J. Xu, “Crack-resistance curve of a Zr-Ti-Cu-Al bulk metallic glass with extraordinary fracture toughness”, Acta Mater., Vol. 60, No. 12, pp. 4940–4949, 2012.
- [5] J. Schroers & W. L. Johnson, “Ductile bulk metallic glass”, Phys. Rev. Lett., Vol. 93, No. 25, pp. 20–23, 2004.
- [6] X. K. Xi, D. Q. Zhao, M. X. Pan, W. H. Wang, Y. Wu & J. J. Lewandowski, “Fracture of brittle metallic glasses: Brittleness or plasticity”, Phys. Rev. Lett., Vol. 94, No. 12, pp. 25–28, 2005.
- [7] A. L. Greer, Y. Q. Cheng & E. Ma, “Shear bands in metallic glasses”, Mater. Sci. Eng. R Reports, Vol. 74, No. 4, pp. 71–132, 2013.
- [8] R. Narasimhan, P. Tandaiya, I. Singh, R. L. Narayan & U. Ramamurty, “Fracture in metallic glasses: mechanics and mechanisms”, Int. J. Fract., Vol. 191, No. 1–2, pp. 53–75, 2015.
- [9] Q. K. Jiang, X. D. Wang, X. P. Nie, G. Q. Zhang, H. Ma, H. J. Fecht, J. Bendnarcik, H. Franz, Y. G. Liu, Q. P. Cao & J. Z. Jiang, “Zr-(Cu,Ag)-Al bulk metallic glasses”, Acta Mater., Vol. 56, No. 8, pp. 1785–1796, 2008.

- [1] C. A. Schuh, T. C. Hufnagel & U. Ramamurty,

- [20] R. D. Conner, Y. Li, W. D. Nix & W. L. Johnson, "Shear band spacing under bending of Zr-based metallic glass plates", *Acta Mater.*, Vol. 52, No. 8, pp. 2429–2434, 2004.
- [21] R. L. Narayan, P. Tandaiya, R. Narasimhan & U. Ramamurty, "Wallner lines, crack velocity and mechanisms of crack nucleation and growth in a brittle bulk metallic glass", *Acta Mater.*, Vol. 80, pp. 407–420, 2014.
- [22] G. Wang, D. Q. Zhao, H. Y. Bai, M. X. Pan, A. L. Xia, B. S. Han, X. K. Xi, Y. Wu & W. H. Wang, "Nanoscale periodic morphologies on the fracture surface of brittle metallic glasses", *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 98, No. 23, pp. 1–4, 2007.
- [23] K. M. Flores & R. H. Dauskardt, "Mode II fracture behavior of a Zr-based bulk metallic glass", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 54, No. 11, pp. 2418–2435, 2006.
- [24] M. T. Asadi Khanouki, R. Tavakoli & H. Aashuri, "Effect of temperature on the fracture surface morphology of Ti- and Zr-based bulk metallic glasses: exploring correlation between morphology and plasticity", *J. Mater. Sci.*, Vol. 53, No. 14, pp. 10372–10382, 2018.
- [25] A. Dubach, F. H. D. Torre & J. F. Lffler, "Deformation kinetics in Zr-based bulk metallic glasses and its dependence on temperature and strain-rate sensitivity", *Philos. Mag. Lett.*, Vol. 87, No. 9, pp. 695–704, 2007.
- [26] Q. Wang, J. J. Liu, Y. F. Ye, T. T. Liu, S. Wang, C. T. Liu, J. Lu & Y. Yang, "Universal secondary relaxation and unusual brittle-to-ductile transition in metallic glasses", *Mater. Today*, Vol. 20, No. 6, pp. 293–300, 2017.
- [27] M. T. Asadi Khanouki, R. Tavakoli & H. Aashuri, "On the origin of intermediate temperature brittleness in La-based bulk metallic glasses", *J. Alloys Compd.*, Vol. 770, pp. 535–539, 2019.
- [28] X. L. Bian, G. Wang, J. Yi, Y. D. Jia, J. Bednarcik, Q. J. Zhai, I. Kaban, B. Sarac, M. Mühlbacher, F. Spieckermann, J. Keckes & J. Eckert, "Atomic origin for rejuvenation of a Zr-based metallic glass at cryogenic temperature", *J. Alloys Compd.*, Vol. 718, pp. 254–259, 2017.
- [10] X. Wang, Q. P. Cao, Y. M. Chen, K. Hono, C. Zhong, Q. K. Jiang, X. P. Nie, L. Y. Chen, X. D. Wang & J. Z. Jiang, "A plastic Zr-Cu-Ag-Al bulk metallic glass", *Acta Mater.*, Vol. 59, No. 3, pp. 1037–1047, 2011.
- [11] Q. P. Cao, J. B. Jin, Y. Ma, X. Z. Cao, B. Y. Wang, S. X. Qu, X. D. Wang, D. X. Zhang & J. Z. Jiang, "Enhanced plasticity in Zr-Cu-Ag-Al-Be bulk metallic glasses", *J. Non. Cryst. Solids*, Vol. 412, pp. 35–44, 2015.
- [12] W. Zhang, A. Inoue & X. M. Wang, "Developments and applications of bulk metallic glasses", *Rev. Adv. Mater. Sci.*, Vol. 18, pp. 1–9, 2008.
- [۱۳] س. فیروزآبادی، ک. دهقانی، م. نادری و ف. محبوبی، "بررسی چقرمگی شکست و حساسیت به نرخ کرنش لایه نازک نیتريد تانتالوم توليد شده به روش کندوپاش مغناطیسی واکنشی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۳، شماره ۱، ص ۱۰۳–۱۱۳، ۱۳۹۸.
- [14] Q. S. Zhang, W. Zhang & A. Inoue, "Transition from plasticity to brittleness in Cu-Zr-based bulk metallic glasses", *Mater. Trans.*, Vol. 48, No. 6, pp. 1272–1275, 2007.
- [15] Y. H. Liu, G. Wang, R. J. Wang, D. Q. Zhao, M. X. Pan & W. H. Wang, "Super plastic bulk metallic glasses at room temperature", *Science (80)*, Vol. 315, No. 9, pp. 1385–1388, 2007.
- [16] J. J. Lewandowski, W. H. Wang & A. L. Greer, "Intrinsic plasticity or brittleness of metallic glasses", *Philos. Mag. Lett.*, Vol. 85, No. 2, pp. 77–87, 2005.
- [17] M. T. Asadi Khanouki, R. Tavakoli & H. Aashuri, "Effect of the strain rate on the intermediate temperature brittleness in Zr-based bulk metallic glasses", *J. Non. Cryst. Solids*, Vol. 475, pp. 172–178, 2017.
- [18] M. D. Demetriou, M. E. Launey, G. Garrett, J. P. Schramm, D. C. Hofmann, W. L. Johnson & R. O. Ritchie, "A damage-tolerant glass", *Nat. Mater.*, Vol. 10, No. 2, pp. 123–128, 2011.
- [19] R. D. Conner, W. L. Johnson, N. E. Paton & W. D. Nix, "Shear bands and cracking of metallic glass plates in bending", *J. Appl. Phys.*, Vol. 94, No. 2, pp. 904–911, 2003.

softening and quasi-cleavage”, *Philos. Mag.*, Vol. 88, No. 3, pp. 407–426, 2008.

[40] P. Tandaiya, R. Narasimhan & U. Ramamurty, “On the mechanism and the length scales involved in the ductile fracture of a bulk metallic glass”, *Acta Mater.*, Vol. 61, No. 5, pp. 1558–1570, 2013.

۶- پی نوشت

- [1] Bulk Metallic Glasses
- [2] Ductile to Brittle Transition
- [3] Structural Relaxation
- [4] Mirror
- [5] Mist
- [6] Hackle
- [7] Dimple
- [8] Vein- or River-like Pattern
- [9] Ti-gettered
- [10] Shear Transformation Zones
- [11] Taylor’s Fluid Meniscus Instability
- [12] Shear Offset
- [13] andaiya

[29] S. V. Ketov, Y. H. Sun, S. Nachum, Z. Lu, A. Checchi, A. R. Beraldin, H. Y. Bai, W. H. Wang, D. V. Louzguine-Luzgin, M. A. Carpenter & A. L. Greer, “Rejuvenation of metallic glasses by non-affine thermal strain”, *Nature*, Vol. 524, No. 13, pp. 200–203, 2015.

[30] X. Bian, G. Wang, Q. Wang, B. Sun, I. Hussain, Q. Zhai, N. Mattern, J. Bednarčík & J. Eckert, “Cryogenic-temperature-induced structural transformation of a metallic glass”, *Mater. Res. Lett.*, Vol. 5, No. 4, pp. 284–291, 2017.

[31] C. Wang, Q. P. Cao, X. D. Wang, D. X. Zhang, U. Ramamurty, R. L. Narayan & J. Z. Jiang, “Intermediate temperature brittleness in metallic glasses”, *Adv. Mater.*, Vol. 29, No. 14, 2017.

[32] F. Jiang, M. Q. Jiang, H. F. Wang, Y. L. Zhao, L. He & J. Sun, “Shear transformation zone volume determining ductile-brittle transition of bulk metallic glasses”, *Acta Mater.*, Vol. 59, No. 5, pp. 2057–2068, 2011.

[33] B. Lawn, *Fracture of brittle solids*, 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1993.

[34] F. Spaepen, “A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses”, *Acta Metall.*, Vol. 25, No. 4, pp. 407–415, 1977.

[35] J. J. Lewandowski & A. L. Greer, “Temperature rise at shear bands in metallic glasses”, *Nat. Mater.*, Vol. 5, No. 1, pp. 15–18, 2006.

[36] B. Yang, C. T. Liu, T. G. Nieh, M. L. Morrison, P. K. Liaw & R. A. Buchanan, “Localized heating and fracture criterion for bulk metallic glasses”, *J. Mater. Res.*, Vol. 21, No. 4, pp. 915–922, 2006.

[37] G. Taylor, “The instability of liquid surfaces when accelerated in a direction perpendicular to their planes. I”, *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.*, Vol. 201, pp. 192–196, 1950.

[38] P. G. Saffman & G. Taylor, “The Penetration of a Fluid into a Porous Medium or Hele-Shaw Cell Containing a More Viscous Liquid”, *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.*, Vol. 245, No. 1242, pp. 312–329, 1958.

[39] M. Q. Jiang, Z. Ling, J. X. Meng & L. H. Dai, “Energy dissipation in fracture of bulk metallic glasses via inherent competition between local

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

Mohammad Taghi Asadi Khanouki^{1,*}, Rouhollah Tavakoli², Hossein Aashuri³

1- Assistant Professor, Department of Materials Engineering and Metallurgy, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran

2- Associate Professor, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran

3- Professor, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran

*Corresponding Author: mota.asadi@gmail.com

Abstract

In this research, the fracture behavior and ductile to brittle transition (DBT) phenomenon, as well as the correlation between fracture surface morphologies and ductility/toughness in a Zr-based bulk metallic glass (BMG) is investigated. The amorphous alloy was produced by arc melting pure elements and suction casting into a water-cooled copper mold. Then, the three-point bending test was used at two temperatures of 77 and 298 K and displacement rate of 0.2 mm/min. Fracture surfaces were observed through scanning electron microscopy after bending tests. The fracture toughness of samples is determined by measuring the size of fracture surface morphologies, and the brittle and ductile fracture mechanisms were theoretically studied by using the fluid meniscus instability model. Although the Zr-based BMG is nearly ductile at room temperature, at very low temperature (77 K) it becomes more brittle. Results show that the mean fracture toughness changes from $\sim 16 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ at 298 K to $\sim 3.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ at 77 K. Furthermore, the critical wavelength of meniscus instability (λ_c) is calculated to be 127 nm for the present alloy. According to the results, if the initial wavelength of meniscus instability (λ_i) is smaller than the λ_c , periodic nano-corrugation morphologies can be observed on the fracture surface. On the contrary, if λ_i is larger than λ_c , the dimples or vein-like patterns are more likely to be form on the fracture surface.

Keywords: Bulk Metallic Glass, Ductility, Fracture Toughness, Fracture Surface Morphology, Fluid Meniscus Instability.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Mohammad Taghi Asadi Khanouki, Rouhollah Tavakoli, Hossein Aashuri, 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, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(2), 1-16.