

تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست و انعطاف پذیری در شیشه فلز حجمی آلیاژ

$La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$

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

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

۲. دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۶/۲۷ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۱/۲۶)

چکیده- در این پژوهش، اثر دما بر اندازه متوسط مشخصه‌های سطح شکست و همچنین ارتباط بین مورفولوژی‌های سطح شکست و انعطاف پذیری شیشه فلز حجمی پایه لانتانیم، که یک آلیاژ به نسبت ترد محسوب می‌شود، بررسی شده است. به همین منظور، پس از تهیه آلیاژ، نمونه‌های آماده شده در دماهای مختلف تحت آزمون خمش سه نقطه‌ای قرار گرفتند و سپس سطوح شکست آنها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز شدند. نتایج نشان می‌دهد که عرض ناحیه رشد پایدار ترک (ΔW) با بهبود انعطاف پذیری (δ_p) افزایش می‌یابد. در مقابل، اندازه متوسط مشخصه‌ها در دو ناحیه رشد پایدار ترک (D_s) و رشد سریع ترک (D_f) و همچنین عرض پله برشی (ΔL) با افزایش انعطاف پذیری کاهش می‌یابند که این حکایت از کاهش ناپایداری نوارهای برشی و توزیع یکنواخت تر کرنش مومسان روی نوارهای برشی دارد. یکسان بودن مقیاس ΔL و D_s تأکید می‌کند که تشکیل طرح رگه‌ای ناشی از رفتار لغزش چسبنده و چندمرحله‌ای در داخل نوار برشی از طریق ناپایداری انحنای جریان است. به علاوه، نتایج به دست آمده در خصوص ارتباط انعطاف پذیری و مورفولوژی سطح شکست شیشه-فلز در دماهای مختلف بیانگر کاهش اندازه مشخصه‌ها با افزایش انعطاف پذیری است.

واژه‌های کلیدی: شیشه فلز حجمی، نوار برشی، ناحیه استحاله برشی، مورفولوژی سطح شکست، انعطاف پذیری.

The Effect of Temperature on the Fracture Surface Morphology and Ductility of $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$ BMG

M. T. Asadi Khanouki^{1*}, R. Tavakoli² and H. Aashuri²

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

2. Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

Abstract: In this research, the effect of temperature on the mean size of fracture surface features, as well as the relation between fracture surface morphologies and ductility of a La-based BMG as a relatively brittle alloy, was systematically investigated. After producing the alloy, three-point bending experiments, over a wide range of temperatures, were conducted on the samples; then the fracture surfaces were analyzed using scanning electron microscopy. The results demonstrated that the

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: mota.asadi@gmail.com

width of stable crack growth region (ΔW) was increased upon ductility (δ_p). Conversely, the mean size of the features on both stable (D_s) and fast (D_f) crack growth regions and also, shear offset width (ΔL) were found to decrease with increasing ductility. In this case, the shear band instability was reduced, and the plastic strain could be more homogeneously distributed on the shear bands. The similarity of ΔL and D_s values suggested that the formation of vein pattern was caused by steak-slip behavior and multiple-step sliding inside the shear band through the fluid meniscus instability mechanism. Furthermore, the results obtained from correlation between ductility and fracture surface morphologies in the BMG indicated that the size of features was reduced with increasing ductility.

Keywords: Bulk metallic glass, Shear band, Shear transformation zone, Fracture surface morphology, Ductility.

فهرست علائم

دمای انتقالی شیشه (K)	T_g	عرض نمونه خمشی (mm)	b
دمای تبلور (K)	T_x	ضخامت نمونه خمشی (mm)	d
عرض پله برشی (μm)	ΔL	قطر متوسط دیپل (mm)	D_f
عرض ناحیه رشد پایدار ترک (μm)	ΔW	قطر متوسط طرح رگه‌ای (mm)	D_s
تغییر شکل مومسان (mm)	δ_p	طول دهانه گیره نگه‌دارنده (mm)	L
تنش خمشی (MPa)	σ_F	نیروی خمشی (N)	P_b
		دمای آزمایش (K)	T

۱- مقدمه

از زمان توسعه شیشه‌فلزها، خواص مکانیکی آنها به‌طور گسترده مورد توجه محققان قرار داشته است. ضعف متداول انعطاف‌پذیری این مواد در دماهای زیر دمای شیشه‌ای شدن، T_g ، مانع بررسی‌های اصولی در رفتار جریان غیرهمگن آنها و به‌خصوص تأثیر دقیق دما و نرخ کرنش شده است. در نتیجه، آزمایش‌های مکانیکی به‌طور عمده به تغییر شکل در دماهای بالا (محدوده تحت تبرید) یا به آزمون‌های با ابعاد محدود مانند آزمون‌های نانو فروروندگی معطوف شده است. با تولید شیشه‌فلزهای حجمی، که دارای انعطاف‌پذیری محدود به‌ویژه در حالت فشاری هستند، امکان بررسی سینتیک تغییر شکل آنها فراهم شده است. در حال حاضر یک مفهوم کلی در تغییر شکل شیشه‌فلزها وجود دارد و آن اینکه فرایند اصلی در تغییر شکل ناشی از آرایش مجدد موضعی اتم‌هاست که می‌تواند کرنش برشی را تعدیل کند. از این تغییر آرایش موضعی اتم‌ها به «نواحی استحاله برشی»^۱ (STZs) تعبیر می‌شود. با بررسی و محاسبه پارامترهایی همچون انرژی فعال‌سازی و حجم STZ و یا حساسیت به نرخ کرنش، بینش عمیقی نسبت به رفتار تغییر

شکل در شیشه‌فلزها حاصل می‌شود [۱].

نتایج مطالعات اخیر نشان می‌دهد که چقرمگی شیشه‌فلزها به‌طور مستقیم به توانایی ماده در تشکیل نوارهای برشی و تصادم آنها در حین تغییر شکل بستگی دارد. در همین راستا، ارتباط مستقیم بین تعداد نوارهای برشی [۲] و انعطاف‌پذیری در آزمون خمش شیشه‌فلزهای حجمی مختلف گزارش شده است [۳ و ۴]. بر این اساس، ورق‌های با ضخامت کمتر از ۱/۵ میلی‌متر قابلیت تغییر شکل مومسان قبل از شکست داشته، در حالی که ورق‌های ضخیم‌تر از آن در حین خمش، شکست ناگهانی بدون تغییر شکل مومسان را تجربه می‌کنند. بنابراین تعداد نوارهای برشی یک عامل تعیین‌کننده در انعطاف‌پذیری این مواد محسوب می‌شود. علاوه بر این، عوامل دیگری از جمله ترکیب شیمیایی آلیاژ، وابستگی جوانه‌زنی و رشد ترک به سطح تنش موضعی، گرادیان کرنش اطراف نوک ترک، نرخ کرنش اعمالی و دمای آزمایش با تغییر مورفولوژی‌های سطح شکست بر چقرمگی شکست و انعطاف‌پذیری شیشه‌فلزها تأثیر می‌گذارند [۴-۷].

مقادیر گزارش شده برای چقرمگی شیشه‌فلزهای حجمی،

محدوده وسیعی را شامل می‌شود [۵]. برخی از شیشه‌فلزهای حجمی نرم، چقرمگی بالای $200 \text{ MPa m}^{1/2}$ از خود نشان می‌دهند که در محدوده فولادهای استحکام بالا و آلیاژهای تیتانیوم قرار می‌گیرند. درحالی که شیشه‌فلزهای حجمی پایه آهن و منیزیم رفتار کاملاً ترد و چقرمگی شکستی در حدود $\text{MPa m}^{1/2}$ از خود نشان می‌دهند [۵]. با وجود این پراکندگی گسترده در نتایج، چقرمگی شکست اغلب آنها در محدوده $100 - 10 \text{ MPa m}^{1/2}$ قرار می‌گیرد [۶، ۸ و ۹].

بر اساس مطالعات صورت گرفته، شیشه‌فلزهای حجمی مشابه اغلب فلزات بلوری یک رفتار انتقال شکست از حالت نرم به ترد (DBT)^۲، به‌خصوص در دماهای بسیار پایین (۷۷ کلوین)، از خود نشان می‌دهند [۶، ۱۰ و ۱۱]. این تغییر در انعطاف‌پذیری، تغییر در میکروساختار و مورفولوژی سطح شکست را به‌دنبال دارد. به‌تازگی وجود پدیده DBT در شیشه‌فلزهای حجمی در دماهای میانی (حدود $0.6 T_g$) تحت عنوان کمینه انعطاف‌پذیری در دماهای میانی (ITDM)^۳ گزارش شده است [۱۲]. این پدیده در برخی مواد بلوری در محدوده دمایی $0.5 - 0.7 T_m$ (دمای ذوب است) نیز مشاهده شده که به ماهیت تغییر شکل مومسان ناشی از عملکرد نابجایی‌ها بستگی دارد [۱۳ و ۱۴]. اما در شیشه‌فلزها به‌دلیل عدم وجود نظم پرده‌مانند در ساختار (عدم حضور نابجایی و مرز دانه)، مشاهده تردی دمای میانی جالب توجه به‌نظر می‌رسد. با توجه به بررسی‌های انجام شده روی پدیده ITDM در شیشه‌فلزها، به‌نظر می‌رسد این پدیده به‌صورت عمومی در شیشه‌فلزها رخ می‌دهد. اما از منظر میکروساختاری، منشأ اصلی این پدیده به وجود فرایندهای آسایش ساختاری به‌ویژه به پدیده افت تقریباً ثابت (NCL)^۴ مربوط است [۱۵].

هر چند مطالعات متعددی روی مورفولوژی سطح شکست شیشه‌فلزهای حجمی انجام شده [۵، ۱۸-۱۶]، اما آزمایش‌های انجام شده به‌طور عمده به دمای اتاق محدود بوده و ارتباط بین انعطاف‌پذیری و مورفولوژی سطح شکست در دمای اتاق و ترکیب‌های مختلف شیشه‌فلز گزارش شده است. همچنین عمده

مطالعات، روی نحوه شکست دو گروه شیشه‌فلزهای به‌شدت ترد (به‌عنوان مثال آلیاژهای پایه منیزیم [۱۷]) و شیشه‌فلزهای با انعطاف‌پذیری بسیار بالا (مانند آلیاژهای پایه زیرکونیم [۱۶] و [۱۸]) تمرکز داشته‌اند که دلیل اصلی آن به تفاوت در مکانیزم-های شکست آنها مرتبط می‌شود. اما تاکنون تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست و انعطاف‌پذیری شیشه‌فلزهای حجمی در محدوده وسیع دمایی و به‌خصوص در شیشه‌فلزهای با تردی نسبی بررسی نشده که در این پژوهش سعی شده مورفولوژی سطح شکست شیشه‌فلز آلیاژ به‌نسبت ترد پایه لانتانیم خم شده در محدوده دمایی $0.8 T_g - 0.1$ و ارتباط آن با انعطاف‌پذیری مورد مطالعه جامع و دقیق قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

شیشه‌فلز حجمی آلیاژ $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ ، در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت. برای آلیاژسازی، میزان مشخصی از عناصر با خلوص بالا (لانتانیم ۹۹/۹، آلومینیوم ۹۹/۹۹، نیکل ۹۹/۹۹، مس ۹۹/۹۹ و کبالت ۹۹/۹ درصد)، پس از برش‌کاری، سمباده‌زنی سطوح خارجی و اسیدشویی، در محلول اتانول قرار گرفته و به‌مدت ۲۰ دقیقه در دستگاه آلتراسونیک تمیز شدند. سپس با استفاده از ترازو، میزان مشخصی از عناصر برحسب درصد اتمی آنها در آلیاژ، توزین شد. ذوب و آلیاژسازی در کوره ذوب قوسی تحت خلأ^۵ انجام شد. کوره مورد استفاده 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 به فشار محیط رسید. در ادامه، به‌منظور افزایش اطمینان از نبود اکسیژن احتمالی در محفظه، عملیات گازربایی با تیتانیوم^۶ صورت گرفت. برای دستیابی به آلیاژ همگن‌تر، حداقل چهار مرتبه عملیات ذوب تکرار شد.

برای 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،

مجدد در داخل 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 محفظه قالب مسی به ابعاد ۱×۱۰×۸۰ میلی متر انجام شد. در ادامه با استفاده از دستگاه برش الماسه خنک‌شونده با روغن و در سرعت‌های کم، نمونه‌هایی برای آزمون خمش سه نقطه‌ای به ابعاد ۱×۴×۲۰ میلی متر از ورق‌های آمورف برش داده شد و با سمباده‌زنی ضخامت آنها به ۰/۳ میلی متر کاهش یافت. برای اطمینان از آمورف بودن ساختار نمونه‌های تولید شده در ریخته‌گری مکشی و همچنین آمورف بودن ساختار نمونه‌های خم شده در دماهای بالا، آزمون‌های پراش پرتو ایکس^۷ (XRD) و گرماسنجی روبشی تفاضلی^۸ (DSC) روی آنها انجام شد. در آزمون پراش پرتو ایکس از دستگاه PC D/MAX 2500، پرتو مشخصه Cu-K_α و تغییر زاویه (۲θ) از ۲۰ تا ۶۰ درجه استفاده شد و در آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی حدود ۲۰ میلی-گرم از ماده آمورف در دستگاه Perkin Elmer Diamond با اتمسفر گاز آرگون خالص در فشار ثابت و با نرخ گرمایش ۲۰ کلوین بر دقیقه استفاده شد. برای انجام آزمون خمش سه نقطه‌ای از دستگاه یونیورسال CMT 5205 SANS مجهز به سیستم ثبت داده و گیره نگه‌دارنده (با اندازه دهانه ۱۰ میلی متر) استفاده و تغییرات نیروی خمشی برحسب جابه‌جایی خمشی اندازه‌گیری و ثبت شد. نمونه‌ها در محدوده دمایی ۰/۸ T_g - ۰/۱ (۷۷، ۱۷۳، ۲۲۳، ۲۵۳، ۲۹۸، ۳۳۸ و ۳۷۳ کلوین) و نرخ خمش ۰/۰۲ میلی متر بر دقیقه مورد آزمایش قرار گرفتند. توجه شود که برای انجام آزمون خمش در دماهای بالای دمای اتاق از یک کوره الکتریکی مجهز به سیستم کنترل دما و گاز محافظ N₂ استفاده شد. برای تأمین دماهای زیر دمای اتاق از نیتروژن مایع (۷۷ کلوین)، محلول نیتروژن مایع و اتیل‌الکل (۱۷۳ کلوین) و محلول نیتروژن مایع، اتیل‌الکل و اتیلن‌گلیکول (۲۲۳ و ۲۵۳ کلوین) استفاده شد. برای انجام آزمایش خمش در دماهای زیر دمای اتاق ابتدا نمونه و گیره داخل محفظه خالی قرار داده و با تنظیم نوک

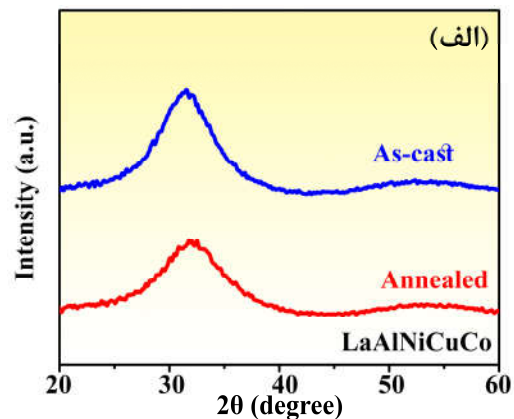
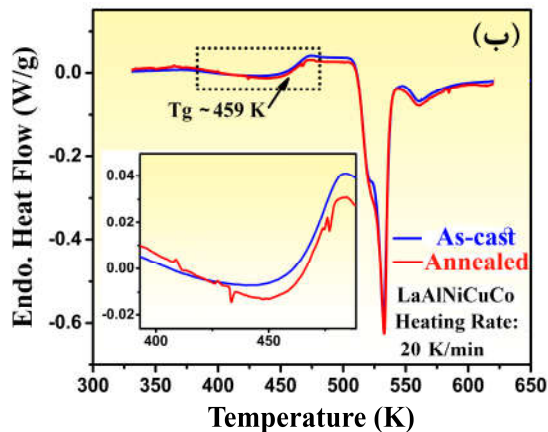
میله اعمال نیرو روی سطح نمونه، محلول خنک‌کننده، بسته به دمای مورد نظر، به داخل محفظه افزوده شد. با گذشت زمان کافی و رسیدن دمای محلول به تعادل، آزمون خمش آغاز شد. در هر حالت از دما و نرخ کرنش، حداقل پنج نمونه آزمایش شد. تنش خمشی با استفاده از رابطه $\sigma_f = 1/5 P_b L / bd^2$ به دست آمد که در آن P نیروی خمشی برحسب نیوتن، L اندازه دهانه گیره نگه‌دارنده (۱۰ میلی متر)، b عرض نمونه (۴ میلی متر) و d ضخامت نمونه (۰/۳ میلی متر) است.

پس از آزمون خمش، سطوح شکست با میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM)^۹ مدل Zeiss Supra 55 با ولتاژ اعمالی ۲۰ کیلوولت و حالت الکترون ثانویه، بررسی و تصاویر به دست آمده توسط نرم‌افزار Image Pro-plus تجزیه و تحلیل شد. در نهایت اندازه مشخصه‌های سطح شکست (عرض ناحیه رشد پایدار ترک، ΔW ، عرض پله‌های برشی، ΔL ، قطر متوسط طرح‌های رگه‌ای، D_s ، در ناحیه رشد پایدار ترک و قطر متوسط دیمپل‌ها، D_f ، در ناحیه رشد سریع ترک، ارزیابی و ارتباط بین آنها با میزان انعطاف‌پذیری در هر دما بررسی شد. برای محاسبه هر کدام از این پارامترها حداقل ۵ تصویر مورد ارزیابی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ویژگی‌های ساختاری آلیاژ آمورف

شکل (۱-الف) طرح پراش پرتو ایکس مربوط به آلیاژ آمورف پایهلان‌تانیوم را در دو حالت ریختگی و تاب‌کاری شده به مدت ۳۰ دقیقه در دمای T_g را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است نه در حالت ریختگی و نه در حالت تاب‌کاری شده، طرح پراش هیچ پیک تندی (مشخصه ساختار بلوری) نشان نمی‌دهد بلکه نمایان‌گر برآمدگی‌های پهن و بیان‌گر ماهیت آمورف این آلیاژ است. بیشینه این برآمدگی در زاویه ۲θ برابر با ۳۲ درجه اتفاق می‌افتد. منحنی گرماسنجی روبشی تفاضلی این آلیاژ در دو حالت ریختگی و تاب‌کاری (شکل ۱-ب) رفتار حرارتی مشابهی از خود نشان می‌دهد. در این شکل با افزایش دما ابتدا یک پدیده



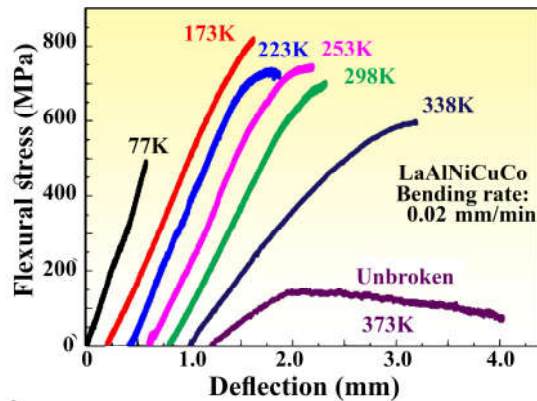
شکل ۱- الف) طرح پراش پرتو ایکس و ب) نمودار گرماسنجی روبشی تفاضلی مربوط به آلیاژ $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ در دو حالت ریختگی و تاب کاری شده در دمای T_g به مدت ۳۰ دقیقه

۳-۲- رفتار تغییر شکل خمشی در دماهای مختلف

رفتار تغییر شکل خمشی شیشه فلز پایه لانتانوم به طور گسترده در محدوده وسیعی از دما و نرخ کرنش ۰/۰۲ میلی متر بر دقیقه (در شکل ۲) نشان داده شده است. برای نمایش بهتر نتایج، هر منحنی نسبت به منحنی قبلی مقداری به سمت راست منتقل شده است. همان طور که مشاهده می شود با افزایش دما از ۷۷ کلوین تا دمای ۲۵۳ کلوین تغییر شکل مومسان به تدریج افزایش یافته و پس از آن با افزایش بیشتر دما انعطاف پذیری تا حدودی کم شده تا اینکه در دماهای بالاتر (حدود ۳۷۳ کلوین) مجدداً بهبود انعطاف پذیری همراه با کاهش استحکام و تغییر سازوکار تغییر شکل از حالت غیرهمگن به همگن رخ می دهد.

در دماهای بالا و نزدیک به T_g ، منحنی خمش - جابه جایی بعد از رسیدن به یک تنش بیشینه، با افزایش کرنش به تدریج افت پیدا می کند (به عنوان مثال نمودار مربوط به دمای ۳۷۳ کلوین در شکل ۲). علت این تغییرات در تنش، به خاطر ایجاد و حذف جای خالی اضافی در سیستم است [۱۹ و ۲۰]. در حالت تغییر شکل همگن، اعمال تنش باعث به وجود آمدن جای خالی اضافی، و دمای بالای آزمایش باعث حذف آنها در سیستم می شود. حذف جاهای خالی نیازمند پرش های نفوذی است که دمای بالا این شرایط را فراهم می کند. در حالت پایا میزان حجم آزاد^۱ تولید شده در اثر اعمال تنش با میزان

گرمای که مشخصه استحاله شیشه ای است رخ می دهد، سپس یک ناحیه تحت تبرید محدود و به دنبال آن دو استحاله گرمای تبلور اتفاق می افتد. تصویر با بزرگنمایی بالا از منحنی های گرماسنجی روبشی تفاضلی در شکل (۱-ب) نشان می دهد که اختلاف قابل ملاحظه ای نه از نظر تغییرات آنتالپی آسایش و نه از نظر دمای T_g بین دو حالت ریختگی و تاب کاری شده وجود ندارد. از طرفی محاسبه تغییرات آنتالپی اولین پیک تبلور (مساحت محصور در اولین پیک تبلور) برای دو حالت ریختگی (۷/۹۳ ژول بر گرم) و تاب کاری (۷/۵۳ ژول بر گرم) نشان می دهد که اختلاف آنتالپی تبلور بین دو حالت، بسیار ناچیز است. به علاوه، دمای تبلور، T_x ، برای هر دو حالت مقداری یکسان و برابر با ۵۰۹ کلوین است. این یعنی در فرایند تاب کاری ساختار آمورف پایدار بوده و فاز بلوری تشکیل نمی شود. در واقع هدف از تاب کاری نمونه در دمای T_g ، اطمینان از عدم وجود تغییرات ساختاری نمونه ها در حین آزمایش خمش در دماهای بالا بود. لازم به ذکر است که مدت زمان آزمایش خمش در نرخ ۰/۰۲ میلی متر بر دقیقه حدود ۲۰ دقیقه و کمتر از مدت زمان تاب کاری در دمای T_g (۳۰ دقیقه) است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که تاب کاری در دمای بالا و مدت زمان ۳۰ دقیقه تأثیر بسیار ناچیزی روی ساختار نمونه های ریختگی دارد و نمونه ها در شرایط وضعیتی یکسانی تحت آزمون خمش قرار می گیرند.



شکل ۲- منحنی‌های تنش خمشی-جابجایی خمشی آلیاژ $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_{5}\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ در نرخ خمش ۰/۰۲ میلی‌متر بر دقیقه و دماهای مختلف

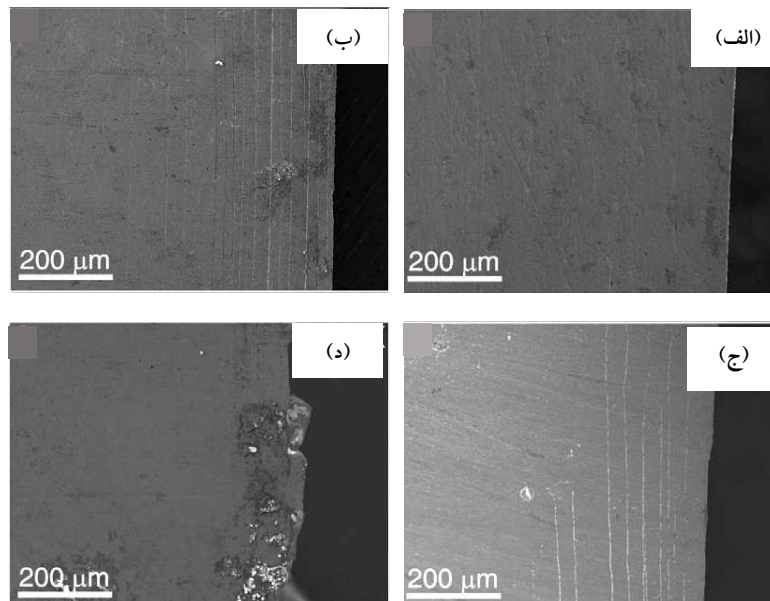
در نمونه مشاهده نمی‌شود. از طرف دیگر، بررسی میکروسکوپی سطح کششی نمونه‌های خمش در نزدیکی خط شکست، نشان می‌دهد که در دمای ۷۷ کلین برخلاف دماهای بالاتر، تنها یک نوار برشی فعال شده که باعث ایجاد ترک و در نهایت شکست نمونه می‌شود (شکل ۳). هرچند با کاهش دما، کاهش فاصله اتمی و فشرده شدن حجم آزاد اتفاق می‌افتد، اما به نظر می‌رسد که حضور تنش کششی در سطح نمونه و تمرکز شدید کرنش در محدوده بسیار باریک، شرایط را برای عملکرد حجم‌های آزاد و کاهش گرانی در آن محدوده بسیار باریک و در نتیجه تشکیل نوار برشی و شکست ترد نمونه فراهم می‌کند.

۳-۳- تأثیر دما بر اندازه مشخصه‌های سطح شکست و

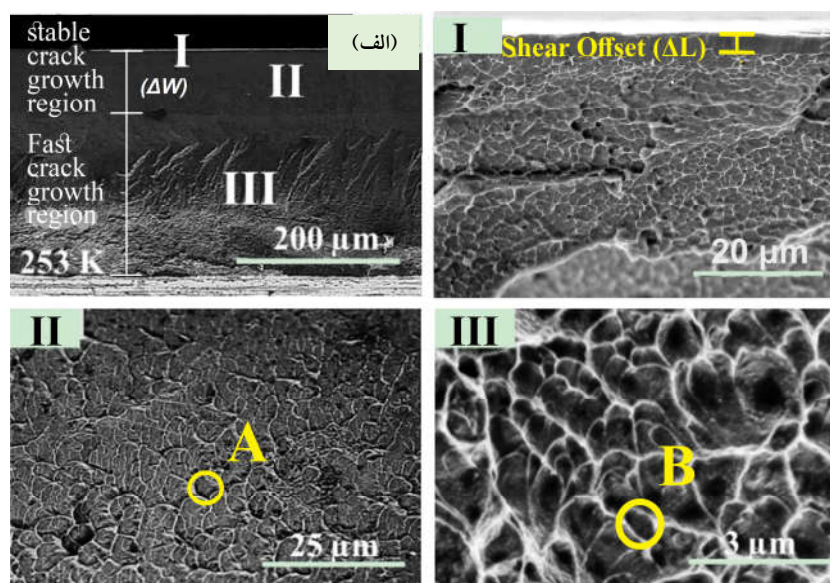
ارتباط آن با انعطاف‌پذیری در شیشه‌فلز پایه لانتانوم

شکل (۴) سطح شکست نمونه خم شده در دمای ۲۵۳ کلین و نرخ ۰/۰۲ میلی‌متر بر دقیقه را نشان می‌دهد. سه ناحیه مجزا قابل تشخیص است: ناحیه اول ناحیه‌ای به‌طور کامل صاف و بدون هیچ اثری در لبه سطح شکست در قسمت کششی (ناحیه I در شکل ۴-الف) است که در اثر لغزش نوار برشی به‌وجود می‌آید و به پله برشی معروف است. ناحیه دوم یک ناحیه تقریباً هموار است و در ادامه ناحیه اول شکل می‌گیرد. این ناحیه مربوط به ناحیه کششی و رشد پایدار ترک است و مورفولوژی

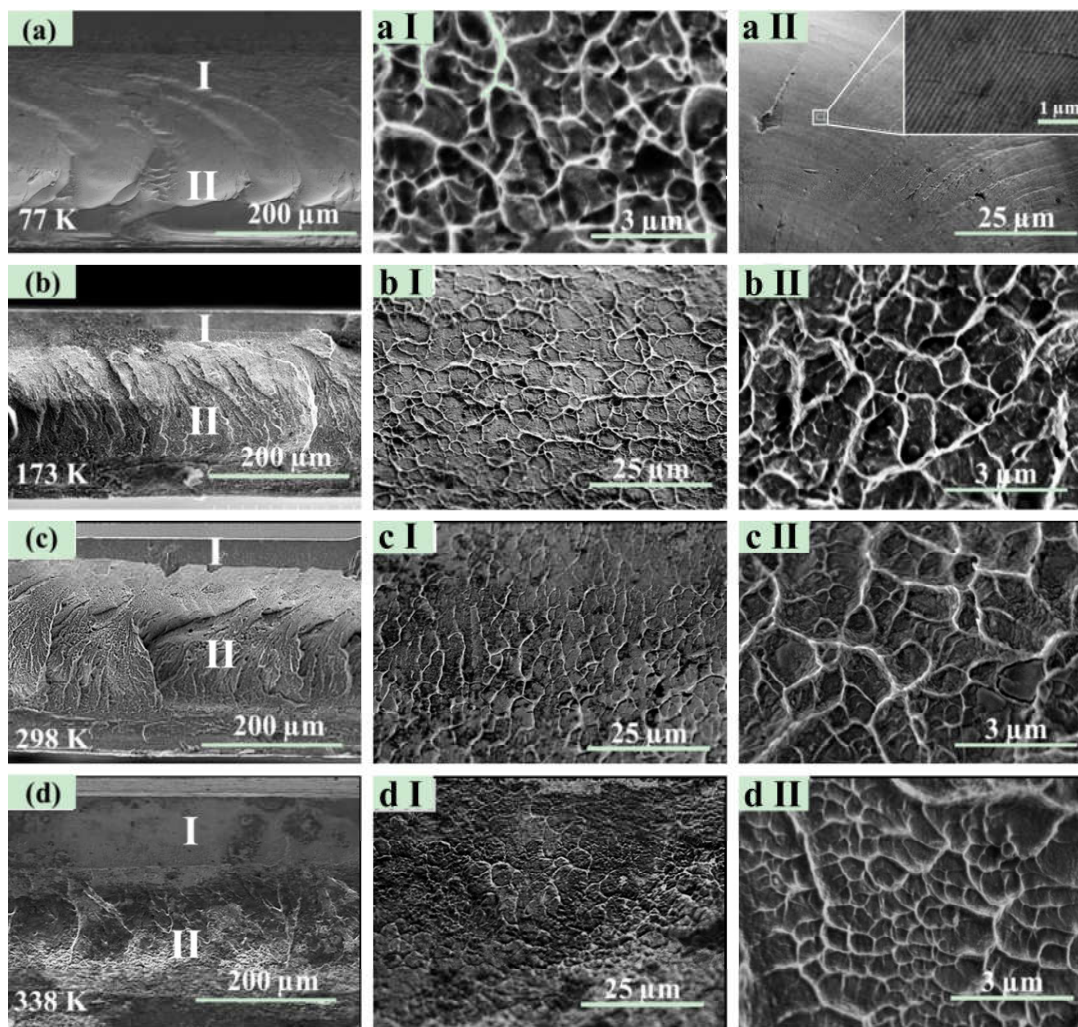
حجم آزاد حذف شده در اثر پرش‌های نفوذی به تعادل می‌رسد. در مورد آلیاژ پایه لانتانوم در این تحقیق در دمای حدود ۳۶۰ کلین آسایش نوع بتا رخ می‌دهد که نقطه آغاز تبدیل تغییر شکل غیرهمگن به همگن است [۱۵]. در دماهای پایین‌تر، کاهش دما باعث دور شدن سیستم از حالت تعادل (تعادل بین تولید و حذف جای خالی اضافی) و در نتیجه کاهش تمایل به تغییر شکل همگن می‌شود. بنابراین در دماهای پایین و دور از T_g ، تغییر شکل به‌صورت غیرهمگن و همراه با تمرکز برش در نواحی بسیار باریک تحت عنوان نوار برشی خواهد بود. در برخی مطالعات انجام شده روی تغییر شکل شیشه‌فلزها در دماهای زیر دمای اتاق به‌خصوص در حالت فشاری مشاهده شده که با کاهش دما، انعطاف‌پذیری بهبود می‌یابد [۲۱-۲۴]، و به نظر می‌رسد با نتایج پژوهش حاضر مطابقت ندارد. در توضیح این اختلاف باید متذکر شد که در حالت تغییر شکل فشاری در دماهای پایین از سرعت نفوذ اتمی کاسته شده و سفتی ماده با کاهش فاصله بین اتمی افزایش می‌یابد. این باعث فشرده شدن حجم آزاد در ماده و در نتیجه ممانعت از رشد نوار برشی در برد بلند خواهد شد. در این حالت، شرایط برای جوانه‌زنی نوارهای برشی بیشتر و در نتیجه بهبود انعطاف‌پذیری فراهم خواهد شد [۲۱]. به هر حال افزایش انعطاف‌پذیری ناشی از تشکیل نوارهای برشی متعدد است. اما در تغییر شکل خمشی در دمای بسیار پایین ۷۷ کلین (شکل ۲)، هیچ‌گونه تغییر شکل مومسانی



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح کشش نمونه‌های خمش و در فاصله حدود ۶۰۰ میکرومتر از خط شکست مربوط به آلیاژ $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$ خم شده در دماهای: الف) ۷۷، ب) ۲۵۳، ج) ۲۹۸ و د) ۳۳۸ کلوین



شکل ۴- الف) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در مقیاس ماکروسکوپی از سطح شکست آلیاژ $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$ خم شده در نرخ خمش ۰/۰۲ میلی‌متر بر دقیقه و دمای ۲۵۳ کلوین، جهت رشد ترک از بالا به پایین است. قسمت بالای تصویر مربوط به ناحیه کششی و قسمت پایین مربوط به ناحیه فشاری است. به‌طور کلی سه منطقه قابل تشخیص است: I) ناحیه پله برشی (ΔL) که در لبه نمونه و همزمان با تشکیل نوار برشی به‌وجود آمده و از نظر ظاهری یک منطقه صاف و بدون شکل خاص است، II) ناحیه رشد پایدار ترک (ΔW) که منجر به تشکیل طرح رگه‌ای می‌شود و III) ناحیه رشد سریع و ناپایدار ترک که همانند حالت شکست ترد موجب تشکیل طرح دیمپل در سطح شکست می‌شود (نواحی A و B که در تصویر II و III با دایره مشخص شده‌اند به ترتیب قطر متوسط طرح رگه ای (D_s) و قطر متوسط دیمپل (D_f) را نشان می‌دهند).



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به سطح شکست آلیاژ $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ خم شده در نرخ خمش $2\% / \text{mm}$ میلی متر بر دقیقه و دماهای مختلف (ستون سمت چپ مربوط به سطوح شکست در بزرگنمایی‌های نسبتاً پایین، ستون وسط به جز (a I) مربوط به ناحیه رشد پایدار ترک (طرح رگه‌ای) در بزرگنمایی بالا و ستون سمت راست مربوط به ناحیه رشد سریع ترک (طرح دیپل یا نانو شیارهای متناوب) در بزرگنمایی بالا است. هر دو ناحیه I و II در (a) (۷۷ کلون) مربوط به ناحیه رشد سریع ترک است. همچنین در ستون سمت چپ نواحی بالایی هر تصویر مربوط به سطح کششی و نواحی پایینی آن مربوط به نواحی فشاری است).

است. در دمای ۷۷ کلون (تصاویر (a)، aI و aII در شکل ۵)، هر دو ناحیه I و II مربوط به رشد سریع ترک بوده و مورفولوژی آن به شکل دیپل و نانو شیارهای متناوب است. تصاویر ستون وسط به جز اولین تصویر (bI-dI) مورفولوژی سطح شکست در ناحیه پایدار ترک (I) و ستون سمت راست (aII-dII) مورفولوژی سطح شکست در ناحیه رشد سریع ترک (II) را نشان می‌دهد (مشابه شکل (۴) اما با اندازه مشخصه‌های متفاوت). البته در

سطح شکست در آن به صورت طرح‌های رگه‌ای^{۱۱} است (ناحیه II در شکل ۴-الف). ناحیه سوم که مربوط به ناحیه فشاری است، در اثر رشد سریع ترک و شکست ناگهانی در نمونه به وجود می‌آید و سطح شکست به صورت ناهموار و مورفولوژی آن حاوی دیپل‌های ریز است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطوح شکست در سایر دماها نیز در شکل (۵) ارائه شده است. ستون سمت چپ در این شکل مربوط به بزرگنمایی پایین

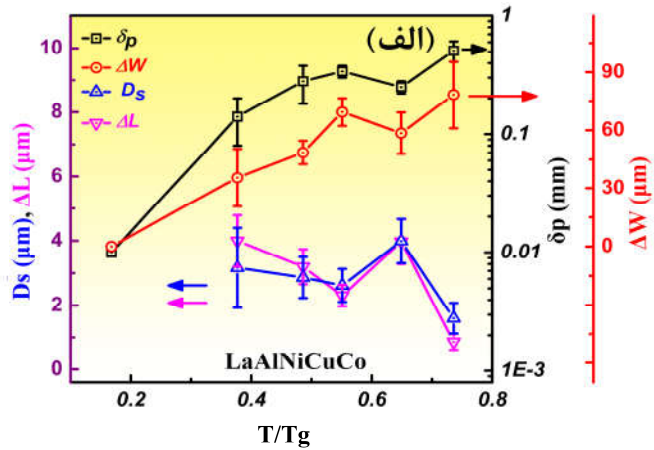
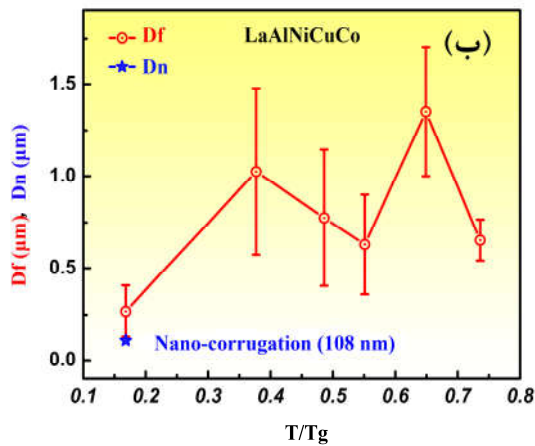
دمای ۷۷ کلوین مورفولوژی سطح شکست به شکل نانو شیاری موازی است که در بزرگنمایی‌های کم قابل مشاهده نبوده و یک سطح کاملاً صاف و آینه‌ای را نشان می‌دهد (تصویر aII در شکل ۵). مشاهده چنین ساختاری در دمای ۷۷ کلوین بر این نکته تأکید می‌کند که در حین رشد ترک، فرایندهای مصرف انرژی از جمله لغزش نوار برشی در نوک ترک رخ نداده و هیچ‌گونه پله برشی و یا طرح رگه‌ای قابل مشاهده نخواهد بود. در این حالت تمام سطح شکست (ناحیه I و II) مربوط به رشد سریع ترک و مؤید تردی شدید نمونه در دمای ۷۷ کلوین بوده و قبل از آغاز رشد پایدار ترک، شکست ناگهانی در نمونه رخ می‌دهد [۲۷-۲۵]. قابل ذکر اینکه در نمونه‌های دارای ناحیه رشد پایدار ترک، در لبه نمونه، ناحیه بسیار باریک پله برشی نیز وجود دارد که در بزرگنمایی‌های کم قابل رؤیت نیست (شکل ۴-I).

هرچند تاکنون مطالعات متعددی روی مورفولوژی سطح شکست انجام شده است [۵، ۱۶ و ۱۷]، اما تغییرات آن در گستره وسیع دما بررسی نشده و عمده مطالعات صورت گرفته در این خصوص مربوط به دمای اتاق است. در پژوهش قبلی [۷] تأثیر دمای آزمایش بر انعطاف‌پذیری شیشه‌فلزهای حجمی آلیاژهای پایه زیرکونیوم و تیتانیوم که جزو گروه آلیاژهای انعطاف‌پذیر محسوب می‌شوند، بررسی شده است. اما در این پژوهش اثر دما بر مورفولوژی سطح شکست آلیاژ ترد پایه لانتانیم به صورت جامع بررسی شده است. به همین منظور ابعاد طرح‌های مشخصه در قسمت‌های مختلف سطح شکست در دماهای متفاوت اندازه‌گیری شد. نتایج مطالعات آماری روی آلیاژ ترد لانتانیم نشان می‌دهد که یک ارتباط جالب بین انعطاف‌پذیری این شیشه‌فلز و اندازه مشخصه‌های سطح شکست وجود دارد. تغییرات طرح‌های مشخصه با دمای نرمال (T/T_g) و همچنین ارتباط آنها با تغییر شکل مومسان آلیاژ (به‌عنوان معیاری برای انعطاف‌پذیری) در شکل (۶) نشان داده شده است. برای محاسبه تغییر شکل مومسان از منحنی‌های خمش سه نقطه‌ای در شکل (۲) استفاده شد. در واقع تغییر شکل مومسان از تفاضل جابه‌جایی خمشی کل و بیشینه

جابه‌جایی خمشی در ناحیه کشسان (ناحیه خطی نمودار) به دست می‌آید [۱۴]. مقایسه منحنی انعطاف‌پذیری، δ_p ، در شکل (۶) با تعداد نوارهای برشی در شکل (۳) تأیید می‌کند که بهبود انعطاف‌پذیری با تعداد نوار برشی ارتباط مستقیم دارد. به‌عنوان مثال در دماهای ۲۵۳ و ۲۹۸ کلوین که به ترتیب بیشترین و کمترین δ_p موضعی را نشان می‌دهد (به ترتیب ۰/۳۲ و ۰/۲۲ میلی‌متر)، تعداد نوارهای برشی در سطح کششی برابر با ۲۴ و ۱۳ است. با توجه به شکل (۶) واضح است که روند تغییرات δ_p با عرض ناحیه رشد پایدار ترک، ΔW (شکل ۴-۴ الف)، مشابه است. همچنین تغییرات عرض پله برشی، ΔL (شکل ۴-۴ I)، و قطر متوسط طرح رگه‌ای در ناحیه رشد پایدار ترک، D_s (A در شکل ۴-II) با هم رابطه مستقیم و با δ_p و ΔW ارتباط معکوس دارند (شکل ۶-الف). با افزایش انعطاف‌پذیری از ۰/۱۵ میلی‌متر در دمای ۱۷۳ کلوین تا ۰/۵ میلی‌متر در دمای ۲۹۸ کلوین، اندازه D_s و ΔL از ۴ تا ۱ میکرومتر کاهش می‌یابد. در دمای T_g ۰/۱ (۷۷ کلوین) به دلیل عدم مشاهده ناحیه پایدار رشد ترک و در نتیجه عدم وجود طرح‌های رگه‌ای مربوط به آن، مقادیر آنها در منحنی مربوط به D_s و ΔL در شکل (۶-الف) نشان داده نشده است. مشخصه‌های سطح شکست در این دما مخلوطی از دیمپل‌ها با اندازه متوسط ۲۵۲ نانومتر و نانو شیاریهای متناوب با فاصله ۱۰۸ نانومتر است که در شکل (۶-ب) قابل مشاهده است.

با توجه به شکل (۶-ب) هر چند به نظر می‌رسد که در ناحیه رشد سریع ترک ارتباط D_f با δ_p نیز مشابه D_s در ناحیه رشد پایدار ترک و به صورت معکوس باشد، اما به دلیل بزرگ بودن میزان خطا و انحراف از معیار در دماهای مختلف، نمی‌توان با قاطعیت این ارتباط را تأیید کرد. درحقیقت اندازه دیمپل‌ها در ناحیه رشد سریع ترک بیشتر از اینکه تابع دما باشد، از سرعت رشد ترک تأثیر می‌پذیرد.

در حین فرایند خمش، آزاد شدن تنش در ناحیه نوک ترک در ابتدا با تغییر شکل مومسان ناشی از تشکیل نوارهای برشی همراه است تا اینکه با فعال شدن یک نوار برشی غالب و رشد

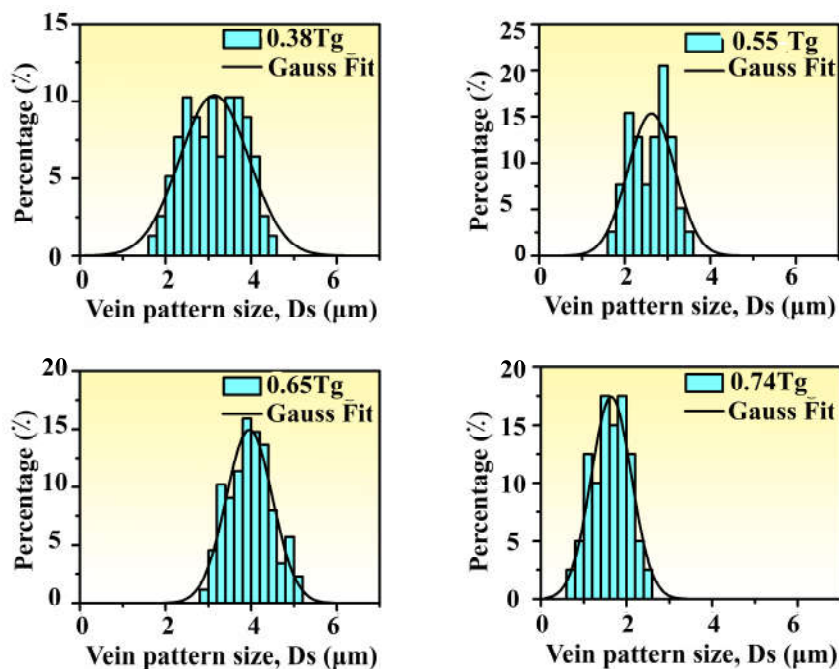


شکل ۶- الف) تغییرات مشخصه‌های سطح شکست شامل عرض ناحیه رشد پایدار ترک، ΔW ، عرض پله برشی، ΔL ، قطر متوسط طرح رگه‌ای در ناحیه رشد پایدار ترک، D_s ، و نیز تغییرات انعطاف پذیری، δ_p ، و ب) تغییرات مشخصه‌های سطح شکست شامل قطر متوسط دیپل‌ها، D_f ، و فاصله بین نانوشیارهای متناوب، D_n ، در ناحیه رشد سریع ترک برحسب دمای نرمال، T/T_g ، برای آلیاژ $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$

برشی تقسیم شده و هر نوار برشی سهم کمتری از کرنش را متحمل می‌شود که در نتیجه آن، پله‌های برشی با عرض کمتر به وجود خواهد آمد. هرچه ΔL کمتر باشد احتمال تبدیل نوار برشی به ترک نیز کمتر شده و در نتیجه موجب بهبود انعطاف‌پذیری می‌شود. مطالعات انجام شده روی مورفولوژی سطوح شکست شیشه‌فلزهای مختلف در دمای محیط تأکید می‌کنند که اندازه ناحیه پایدار ترک و اندازه طرح رگه‌ای با چقرمگی ارتباط مستقیم دارند و هرچه ماده انعطاف‌پذیرتر باشد اندازه مشخصه‌های سطح شکست مربوطه بزرگ‌تر خواهد بود [۵، ۱۶ و ۱۷]. اما نتایج پژوهش حاضر درخصوص یک آلیاژ با ترکیب ثابت، عکس این مطلب را نشان می‌دهد. یعنی با افزایش انعطاف‌پذیری اندازه طرح رگه-ای کاهش می‌یابد. در توضیح این پدیده باید متذکر شد که در نتایج قبلی انعطاف‌پذیری شیشه‌فلزهای مختلف با ترکیب‌های متفاوت بررسی شده اما در تحقیق حاضر یک ترکیب ثابت در دماهای مختلف بررسی شده است. مقایسه نتایج این تحقیق با نتایج کار قبلی [۷] نشان می‌دهد که هرچه ماده انعطاف‌پذیرتر باشد از مورفولوژی سطح شکست بزرگ‌تری برخوردار است. به‌عنوان مثال انعطاف‌پذیری، δ_p ، سه آلیاژ پایه تیتانیم، زیرکونیم

آن به‌میزان بحرانی موجب تشکیل ترک برشی می‌شود. در این حالت ماده داخل نوار برشی رفتار ویسکوز از خود نشان داده و مکانیزم شکست با مدل ناپایداری انحنای جریان تیلور قابل توجیه است [۲۵ و ۲۸]. هر چند نمونه‌های مورد مطالعه در این پژوهش فاقد شیار اولیه بودند، اما با اعمال تنش خمشی، پله‌های برشی که در حین فعال شدن نوارهای برشی به وجود می‌آیند، به‌خصوص پله‌هایی که نزدیک به نقطه مرکزی اعمال نیرو هستند، موجب جوانه‌زنی ترک خواهند شد. همان‌طور که در شکل (۶-الف) دیده می‌شود، روند تغییرات عرض ناحیه رشد پایدار ترک (ΔW) و تغییر شکل مومسان با دما مشابه است. ΔW بیانگر میزان انرژی الاستیک ذخیره شده در ماده قبل از شکست نهایی است و هرچه بزرگ‌تر باشد انرژی ذخیره شده در ماده بیشتر و در نتیجه چقرمگی بیشتر خواهد بود.

روند معکوس تغییرات پله‌های برشی و اندازه مشخصه‌های سطح شکست با δ_p بدین معناست که در دماهایی که میزان δ_p بالاست شرایط فعال شدن واحدهای جریان (STZs) راحت‌تر بوده و در نتیجه تعداد نوار برشی بیشتری تشکیل شده است. در این شرایط کرنش کل بین تعداد بیشتری نوار



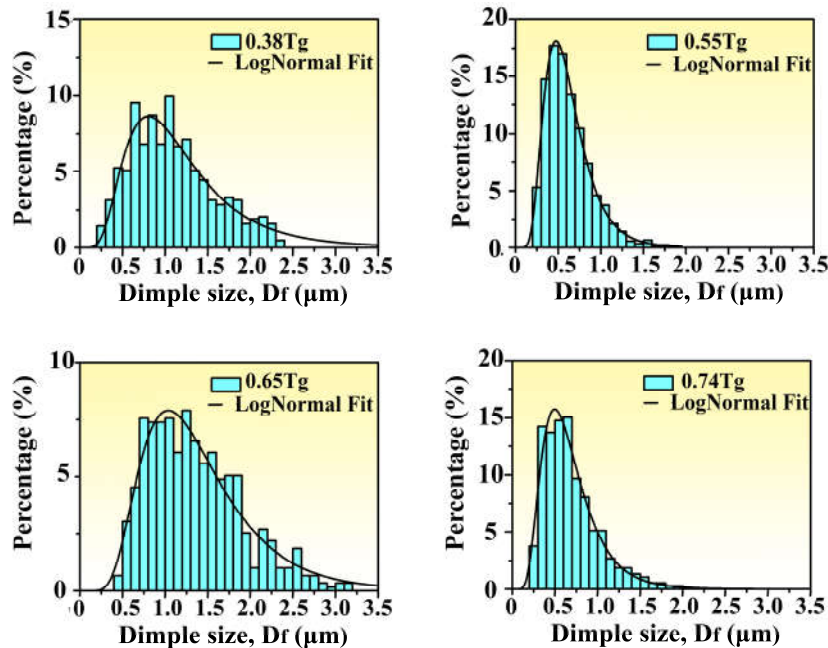
شکل ۷- توزیع قطر متوسط طرح رگه‌ای سطح شکست، D_s ، در ناحیه رشد پایدار ترک در نرخ خمش ۰/۰۲ میلی‌متر بر دقیقه و دماهای مختلف مربوط به آلیاژ $La_{55}Al_{25}Ni_5Cu_{10}Co_5$

در نتیجه تغییر اندازه مشخصه سطح شکست خواهد شد [۲۹] و δ_p [۳۰]. با توجه به شکل (۶- الف)، معکوس بودن ارتباط بین D_s و ΔL یا D_s را می‌توان با استفاده از مدل تجربی گریس بین دو صفحه سخت توجیه کرد [۲۹] و [۳۰]. بر اساس این مدل، با کاهش ضخامت لایه ویسکوز (گریس)، تعداد طرح‌های رگه‌ای افزایش و در نتیجه فاصله بین طرح‌ها کاهش می‌یابد. همچنین اندازه متوسط طرح رگه‌ای با افزایش گرانیوی ماده بین دو لایه، کاهش می‌یابد. بنابراین کاهش مقادیر ΔL و D_s به معنی پایین بودن دما و کم بودن ضخامت نوار برشی است. تحت این شرایط، تغییر شکل در شرایط پایدارتر رخ داده و با فعال شدن نوارهای برشی بیشتر، انعطاف‌پذیری ماده بهبود می‌یابد. به همین دلیل تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست متفاوت از تأثیر ترکیب شیمیایی بر آن است.

به منظور بررسی نحوه پراکندگی داده‌های گزارش شده در شکل (۶)، توزیع آماری D_s و D_f در دماهای مختلف به ترتیب در شکل (۷) و شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌طور که

و لانتانوم در دمای اتاق به ترتیب برابر است با: [۷] ۰/۳۷، [۷] ۰/۲۸ و [۷] ۰/۲۲ میلی‌متر و اندازه D_s به ترتیب برابر است با: [۷] ۱۲، [۷] ۸ و [۷] ۴ میکرومتر. اما این ارتباط برای یک آلیاژ خاص در دماهای مختلف برقرار نیست.

بر اساس رفتار لغزش چسبنده نوار برشی [۲۸]، طرح‌های رگه‌ای تحت شرایط گرادیان منفی فشاری به صورت انگشت‌مانند در داخل نوار برشی رشد می‌کنند. در این فرایند حفره‌های انگشت‌مانند در اثر تنش نرمال، حجیم و در اثر تنش برشی، اشاعه می‌یابند. هرگاه تنش اعمالی به حد بحرانی برسد، رشد این حفره‌ها باعث جدا شدن طرح‌های رگه‌ای از یکدیگر و در نتیجه اشاعه ترک در داخل نوار برشی می‌شوند. تحت این فرایند، اندازه طرح‌های رگه‌ای (D_s) در مقیاس عرض پله‌های برشی (ΔL) خواهد بود (شکل ۶- الف). تغییرات ΔL با دما و تأثیر آن روی D_s را می‌توان با بررسی تغییرات دمایی نوار برشی مورد بررسی و تحلیل قرار داد. زیرا افزایش دمای نوار برشی در حین تشکیل آن موجب تغییر گرانیوی سیال داخل نوار و



شکل ۸- توزیع اندازه دیمپل‌های سطح شکست، D_f ، در ناحیه رشد سریع ترک در نرخ خمش ۲٪ میلی‌متر بر دقیقه و دماهای مختلف مربوط به آلیاژ $LassAl_{25}Ni_{5}Cu_{10}Co_{5}$

تحت این شرایط، با کاهش یافتن اندازه D_s ، انعطاف‌پذیری ماده افزایش خواهد یافت. با افزایش دمای تغییر شکل از ۷۷ تا ۲۵۳ کلوین تعداد نوارهای برشی افزایش و در نتیجه انعطاف‌پذیری بهبود می‌یابد که این ناشی از تغییر سازوکار شکست است. در این حالت مورفولوژی‌های سطح شکست از دیمپل و شیارهای موازی در دمای ۷۷ کلوین به طرح‌های رگه‌ای در دماهای بالاتر تغییر می‌کند. اما با افزایش بیشتر دما تا دمای محیط (۲۹۸ کلوین) به دلیل کاهش نوارهای برشی، انعطاف‌پذیری کاهش و پس از آن با تغییر مکانیزم تغییر شکل از غیرهمگن به همگن مجدداً افزایش می‌یابد. بنابراین فقط با بررسی نحوه تغییر شکل شیشه‌فلزها در دمای محیط نمی‌توان تردی یا نرمی آنها را تعیین کرد. این نشان از اهمیت تأثیر دما بر خواص مکانیکی شیشه‌فلزها دارد به‌گونه‌ای که در تولید قطعه از آنها باید دمای کاری مورد توجه قرار گیرد.

در این دو شکل دیده می‌شود، توزیع داده‌ها به صورت نرمال (تابع گوسی) است که صحت داده‌های اندازه‌گیری شده را تأیید می‌کند.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست شیشه‌فلز حجمی آلیاژ پایه لانتانیم در آزمون خمش سه نقطه‌ای و همچنین ارتباط اندازه مشخصه‌های سطح شکست با انعطاف‌پذیری مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که δ_p ارتباط مستقیم، و با D_s ارتباط معکوس دارد. مقیاس D_s با مقیاس ΔL تقریباً برابر و بیانگر حاکم بودن مکانیزم لغزش چسبنده در حین تشکیل نوار برشی است. هر چه اندازه ΔL کوچک‌تر باشد، تعداد نوارهای برشی فعال، افزایش و در نتیجه احتمال تبدیل شدن نوار برشی به ترک، کاهش می‌یابد.

واژه‌نامه

1. shear transformation zones
2. ductile to brittle transition
3. intermediate temperature ductility minimum
4. nearly constant loss
5. vacuum arc remelting
6. Ti-gettered

7. x-ray diffraction (XRD)
8. differential scanning calorimeter (DSC)
9. field emission scanning electron microscope (FESEM)

10. free volume
11. vein-like patterns

مراجع

1. Shi, Y., and Falk, M. L., "Atomic-Scale Simulations of Strain Localization in Three-Dimensional Model Amorphous Solids", *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics*, Vol. 73, No. 214201, pp. 1-10, 2006.
2. Demetriou, M. D., Launey, M. E., Garrett, G., Schramm, J. P., Hofmann, D. C., Johnson, W. L., and Ritchie, R. O., "A Damage-Tolerant Glass", *Nature Materials*, Vol. 10, No. 2, pp. 123-128, 2011.
3. Conner, R. D., Li, Y., Nix, W. D., and Johnson, W. L., "Shear Band Spacing under Bending of Zr-Based Metallic Glass Plates", *Acta Materialia*, Vol. 52, No. 8, pp. 2429-2434, 2004.
4. 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.
5. Xi, X. K., Zhao, D. Q., Pan, M. X., Wang, W. H., Wu, Y., and Lewandowski, J. J. "Fracture of Brittle Metallic Glasses: Brittleness or Plasticity", *Physical Review Letters*, Vol. 94, No. 12, pp. 25-28, 2005.
6. Lewandowski, J. J., Wang, W. H., and Greer, A. L., "Intrinsic Plasticity or Brittleness of Metallic Glasses", *Philosophical Magazine Letters*, Vol. 85, No. 2, pp. 77-87, 2005.
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, 2018.
8. Philo, S. L., Heinrich, J., Gallino, I., Busch, R., and Kruzic, J. J., "Fatigue Crack Growth Behavior of a Zr58.5Cu 15.6Ni12.8Al10.3Nb2.8 Bulk Metallic Glass-Forming Alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 64, No. 4, pp. 359-362, 2011.
9. Gu, X. J., Poon, S. J., Shiflet, G. J., and Lewandowski, J. J., "Compressive Plasticity and Toughness of a Ti-Based Bulk Metallic Glass", *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 5, pp. 1708-1720, 2010.
10. Zhang, Q. S., Zhang, W., and Inoue, A., "Transition from Plasticity to Brittleness in Cu-Zr-Based Bulk Metallic Glasses", *Materials Transactions*, Vol. 48, No. 6, pp. 1272-1275, 2007.
11. Liu, Y. H., Wang, G., Wang, R. J., Zhao, D. Q., Pan, M. X., and Wang, W. H., "Super Plastic Bulk Metallic Glasses at Room Temperature", *Science*, Vol. 315, No. 9, pp. 1385-1388, 2007.
12. Wang, C., Cao, Q. P., Wang, X. D., Zhang, D. X., Ramamurty, U., Narayan, R. L., Jiang, J. Z., "Intermediate Temperature Brittleness in Metallic Glasses", *Advanced Materials*, Vol. 29, No. 14, 2017.
13. Zheng, L., Schmitz, G., Meng, Y., Chellali, R., and Schlesiger, R., "Mechanism of Intermediate Temperature Embrittlement of Ni and Ni-Based Superalloys", *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, Vol. 37, pp. 181-214, 2012.
14. Wang, K., Xu, T., Wang, Y., and Du, J., "Intermediate-Temperature Embrittlement Induced by Non-Equilibrium Grain-Boundary Segregation of Sulfur in Ni-Cr-Fe Alloy", *Philosophical Magazine Letters*, Vol. 89, No. 11, pp. 725-733, 2009.
15. 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.
16. Suh, J. Y., Dale Conner, R., Paul Kim, C., Demetriou, M. D., and Johnson, W. L., "Correlation Between Fracture Surface Morphology and Toughness in Zr-Based Bulk Metallic Glasses", *Journal of Materials Research*, vol. 25, no. 05, pp. 982-990, 2010.
17. Wang, G., Zhao, D. Q., Bai, H. Y., Pan, M. X., Xia, A. L., Han, B. S., Xi, X. K., Wu, Y., and Wang, W. H., "Nanoscale Periodic Morphologies on the Fracture Surface of Brittle Metallic Glasses", *Physical Review Letters*, Vol. 98, No. 23, pp. 1-4, 2007.
18. 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.
19. Spaepen, F., "A Microscopic Mechanism for Steady State Inhomogeneous Flow in Metallic Glasses", *Acta Metallurgica*, Vol. 25, No. 4, pp. 407-415, 1977.
20. Jiang, M. Q., Wilde, G., and Dai, L. H., "Origin of Stress Overshoot in Amorphous Solids", *Mechanics of Materials*, Vol. 81, pp. 72-83, 2015.
21. Li, Y. H., Zhang, W., Dong, C., Kawashima, A., Makino, A., and Liaw, P. K., "Effects of Cryogenic Temperatures on Mechanical Behavior of a Zr60Ni25Al15 Bulk Metallic Glass", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 584, pp. 7-13, 2013.
22. Li, G., Jiang, M. Q., Jiang, F., He, L., and Sun, J., "The Ductile to Brittle Transition Behavior in a Zr-Based Bulk Metallic Glass", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 625, pp. 393-402, 2015.
23. Huang, Y., Shen, J., Sun, J., and Zhang, Z.,

- “Enhanced Strength and Plasticity of a Ti-Based Metallic Glass at Cryogenic Temperatures”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 498, No. 1-2, pp. 203-207, 2008.
24. Huo, L. S., Bai, H. Y., Xi, X. K., Ding, D. W., Zhao, D. Q., Wang, W. H., Huang, R. J., and Li, L. F., “Tensile Properties of ZrCu-Based Bulk Metallic Glasses at Ambient and Cryogenic Temperatures”, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 357, No. 16-17, pp. 3088-3093, 2011.
25. Argon, A. S., and Salama, M., “The Mechanism of Fracture in Glassy Materials Capable of Some Inelastic Deformation”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 23, No. 2-3, pp. 219-230, 1976.
26. Jiang, M. Q., Ling, Z., Meng, J. X., and Dai, L. H., “Energy Dissipation in Fracture of Bulk Metallic Glasses via Inherent Competition Between Local Softening and Quasi-Cleavage”, *Philosophical Magazine*, Vol. 88, No. 3, pp. 407-426, 2008.
27. Singh, I., Guo, T. F., Narasimhan, R., and Zhang, Y. W., “Cavitation in Brittle Metallic Glasses -Effects of Stress State and Distributed Weak Zones”, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 51, No. 25-26, pp. 4373-4385, 2014.
28. Tandaiya, P., Narasimhan, R., and Ramamurty, U., “On the Mechanism and the Length Scales Involved in the Ductile Fracture of a Bulk Metallic Glass”, *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 5, pp. 1558-1570, 2013.
29. Deibler, L. A., and Lewandowski, J. J., “Outer Medium Effects and Fracture Nucleation Sites in Model Experiments to Mimic Fracture Surface Features of Metallic Glasses”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 538, pp. 259-264, 2012.
30. Deibler, L. A., and Lewandowski, J. J., “Model Experiments to Mimic Fracture Surface Features in Metallic Glasses”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 9, pp. 2207-2213, 2010.