

تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست و انعطاف پذیری در شیشهفلز حجمی آلیاژ La55Al25Ni5Cu10C05

محمدتقی اسدی خانوکی^۱*، روحاله 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 مورفولوژی های سطح شکست و انعطاف پذیری شیشه فلز حجمی پایه لانتانیوم، که یک آلیاژ به نسبت ترد محسوب می شود، بررسی شده است. به همین منظور، پس از تهیه آلیاژ، نمونه های آماده شده در دماهای مختلف تحت آزمون خمش سه نقطه ای قرار گرفتند و سپس سطوح شکست آنها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز شدند. نتایج نشان می دهد که عرض ناحیه رشد پایدار ترک (ΔN) با بهبود انعطاف پذیری (δ) افزایش می یابد. در مقابل، اندازه متوسط مشخصه ها در دو ناحیه رشد پایدار ترک (s) و رشد سریع ترک (Dr) و همچنین عرض پله برشی (ΔL) با اف-زایش انعطاف پذیری کاهش می یابند که این حکایت از کاهش ناپیداری نوارهای برشی و توزیع یکنواخت تر کرنش مومسان روی نوارهای برشی دارد. یکسان بودن مقیاس ΔL و s تأکید می کند که تشکیل طرح رگه ای ناشی از رفتار لغز ش چسبنده و چندمر حله ای در داخل نوار برشی از طریق ناپایداری انحنای جریان است. به علاوه، نتایج به دست آمده در خصوص ار تباط انعطاف پذیری و مورفولوژی سطح شکست شیه-دارد. یکسان بودن مقیاس مدان که است. به علاوه، نتایج به دست آمده در خصوص ار تباط انعطاف پذیری و مورفولوژی سطح شکست شی از طریق ناپایداری انحنای جریان است. به علاوه، نتایج به دست آمده در خصوص ار تباط انعطاف پذیری و مورفولوژی سطح شکست شیشه-فلز در دماهای مختلف بیانگر کاهش اندازه مشخصه ها با افزایش انعطاف پذیری است.

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

The Effect of Temperature on the Fracture Surface Morphology and Ductility of La₅₅Al₂₅Ni₅Cu₁₀Co₅ BMG

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

Department of Materials Engineering and Metallurgy, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran.
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 مكاتبات، پست الكترونيكي: mota.asadi@gmail.com

۱۱

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)	Tg	عرض نمونه خمشی (mm)	b
دمای تبلور (K)	$T_{\rm x}$	ضخامت نمونه خمشی (mm)	d
عرض پلهٔ برشی (µm)	ΔL	قطر متوسط ديمپل (mm)	D_{f}
عرض ناحیهٔ رشد پایدار ترک (μm)	ΔW	قطر متوسط طرح رگەای (mm)	Ds
تغيير شكل مومسان (mm)	δ_{p}	طول دهانه گیره نگهدارنده (mm)	L
تنش خمشی (MPa)	$\sigma_{\rm F}$	نیروی خمشی (N)	$\mathbf{P}_{\mathbf{b}}$
		دمای آزمایش (K)	Т

شکل در شیشهفلزها حاصل می شود [۱].

نتايج مطالعات اخير نشان ميدهد كه چقرمكي شيشهفلزها 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 انعطاف پذیری در آزمون خمش شیشهفلزهای حجمی مختلف گزارش شده است [۳ و ۴]. بر این اساس، ورقهای با ضخامت کمتر از ۱/۵ ميليمتر قابليت تغيير شكل مومسان قبل از شكست داشته، درحالی که ورقهای ضخیمتر از آن در حین خمش، شکست ناگهانی بدون تغییر شکل مومسان را تجرب میکنند. بنابراین تعداد نوارهای برشی یک عامل تعیینکننده در انعطاف پذیری این مواد محسوب می شود. 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 مورفولـوژیهـای سـطح شکست بر چقرمگی شکست و انعطافپذیری شیشەفلزها تـأثیر می گذارند [۷–۴].

مقادیر گزارش شده برای چقرمگی شیشهفلزهای حجمی،

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۸، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۸

۱ – مقدمه

از زمان توسعه شیشهفلزها، خواص مکانیکی آنها بهطور گسترده مورد توجیه محققان قرار داشته است. ضعف متداول انعطاف یذیری این مواد در دماهای زیر دمای شیشهای شدن، T_g، مانع بررسی های اصولی در رفتار جریان غیر همگن آنها و بهخصوص تأثير دقيق دما و نرخ كرنش شده است. درنتيجه، آزمایش های مکانیکی بهطور عمده به تغییر شکل در دماهای بالا (محدوده تحت تبريد) يا به آزمونهاي با ابعاد محدود مانند آزمون های 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 می تواند کرنش برشی را تعدیل کند. از این تغییـر آرایـش موضـعی اتـمهـا بـه «نواحی استحاله برشی» ((STZs) تعبیر مے شـود. بـا بررسـی و محاسبه یارامترهایی همچون انرژی فعالسازی و حجم STZ و یا حساسیت به نرخ کرنش، بینش عمیقی نسبت به رفتار تغییر

محدوده وسیعی را شامل می شود [۵]. برخی از شیشه فلزهای حجمی نرم، چقرمگی بالای ۲۰۰ MPa m^{1/2} از خود نشان می دهند که در محدوده فولادهای استحکام بالا و آلیاژهای تیتانیم قرار می گیرند. درحالی که شیشه فلزهای حجمی پایه آهن و منیزیم رفتار کاملاً ترد و چقرمگی شکستی در حدود MPa و منیزیم رفتار کاملاً ترد و چقرمگی شکستی در مدود این پراکندگی گسترده در نتایج، چقرمگی شکست اغلب آنها در محدوده MPa m^{1/2}

بر اساس مطالعات صورت گرفتـ، شیشـ،فلزهـای حجمـی مشابه اغلب فلزات بلوری یک رفتار انتقال شکست از حالت نرم به ترد (DBT)، به خصوص در دماهای بسیار پایین (۷۷ کلوین)، از خود نشان میدهند [۶، ۱۰ و ۱۱]. این تغییر در انعطاف پـذیری، تغییـر در میکروسـاختار و مورفولـوژی سـطح شکست را بهدنبال دارد. بهتازگی وجود پدیده DBT در شیشهفلزهای حجمی در دماهای میانی (حدود T_g) تحت عنوان کمینه انعطافپذیری در دماهای میانی (ITDM)^۳ گزارش شده است [۱۲]. این پدیده در برخی مواد بلوری در محدوده دمایی Tm/۰/۵–۰/۷ Tm دمای ذوب است) نیز مشاهده شده که به ماهیت تغییر شکل مومسان ناشمی از عملکرد نابجایی ها بستگی دارد [۱۳ و ۱۴]. اما در شیشهفلزها بهدلیل عـدم وجـود نظم پردامنه در ساختار (عـدم حضور نابجایی و مرز دانـه)، مشاهده تردی دمای میانی جالب توجه بهنظر میرسد. با توجه به بررسی های انجام شده روی پدیـده ITDM در شیشـهفلزهـا، بهنظر میرسد این پدیده بهصورت عمومی در شیشهفلزها رخ میدهد. اما از منظر میکروساختاری، منشأ اصلی ایـن پدیـده بـه وجود فرايندهاي آسايش ساختاري بهويژه به پديده افت تقريباً ثابت (NCL)⁴ مربوط است [16].

هر چند مطالعات متعددی روی مورفولوژی سطح شکست شیشهفلزهای حجمی انجام شده [۵، ۱۸–۱۶]، اما آزمایش های انجام شده بهطور عمده به دمای اتاق محدود بوده و ارتباط بین انعطاف پذیری و مورفولوژی سطح شکست در دمای اتاق و ترکیب های مختلف شیشهفلز گزارش شده است. همچنین عمده

مطالعات، روی نحوه شکست دو گروه شیشه فلزهای به شدت ترد (به عنوان مثال آلیاژهای پایه منیزیم [۱۷]) و شیشه فلزهای با انعطاف پذیری بسیار بالا (مانند آلیاژهای پایه زیر کونیم [۱۶ و ۱۸]) تمرکز داشته اند که دلیل اصلی آن به تفاوت در مکانیزم های شکست آنها مرتبط می شود. اما تاکنون تأثیر دما بر مور فولوژی سطح شکست و انعطاف پذیری شیشه فلزهای حجمی در محدوده وسیع دمایی و به خصوص در شیشه فلزهای با تردی نسبی بررسی نشده که در این پژوهش سعی شده مور فولوژی سطح شکست شیشه فلز آلیاژ به نسبت ترد پایه لانتانیوم خم شده در محدوده دمایی ع۲ ۸/۰ – ۱/۰ و ارتباط آن با انعطاف پذیری مورد مطالعه جامع و دقیق قرار گیرد.

۲– مواد و روش تحقیق

شیشهفلز حجمی آلیاژ La₅₅Al₂₅Ni₅Cu₁₀Cos، در ایس پژوهش مورد استفاده قرار گرفت. برای آلیاژسازی، میزان مشخصی از عناصر با خلوص بالا (لانتانيوم ٩٩/٩، ألومينيـوم ٩٩/٩٩، نيكـل 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. سیس با استفاده از ترازو، میزان مشخصی از عناصر برحسب درصد اتمی آنها در آلیاژ، تـوزین شـد. ذوب و آلیاژسازی در كوره ذوب قوسى تحت خلا^ه انجام شـد. كـوره مـورد اسـتفاده مجهز به سیستم ریخته گری مکشی در قالب مسی آبگرد بود. قبل از عملیات ذوب و آلیاژسازی، فشار محفظه ابتـدا بـه ۵-۱۰ میلی بار کاهش یافت و سپس با استفاده از گاز آرگون خالص به فشار محيط رسيد. در ادامه، بهمنظور افزايش اطمينان از نبود اکسیژن احتمالی در محفظه، عملیات گازربایی با تیتانیم ⁸ صورت گرفت. برای دستیابی به آلیاژ همگن تر، حداقل چهار مرتبه عمليات ذوب تكرار شد.

برای تولید ساختار آمورف، وزنی در حـدود پـنج گـرم از آلیاژ تولید شده برش داده و با سمبادهزنـی، محلـول اتـانول و آلتراسونیک، تمیز و برای مکش به داخل قالب مسی آبگـرد،

۱٣

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. تسنش خمشی با استفاده از رابطه آزمایش شد. تراه دمات آمد که در آن P نیروی خمشی برحسب نیوتن، L اندازه دهانه گیره نگهدارنده (۱۰ میلی متر)، b عرض نمونه (۴ میلی متر) و b ضخامت نمونه (۱۰

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 بهدست آمده توسط نرمافزار Image Pro-plus، تجزیه و تحلیل شد. درنهایت اندازه مشخصههای سطح شکست (عرض ناحیه رشد پایدار ترک، Δ۵ عرض پلههای برشی، Δ۱ قطر متوسط طرحهای رگهای، های در ناحیه رشد پایدار ترک و قطر متوسط دیمپلها، م در ناحیه رشد سریع ترک، ارزیابی و ارتباط بین آنها با میزان انعطاف پذیری در هر دما بررسی شد. برای محاسبه هرکدام 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 بهمدت ۳۰ دقیقه در دمای _۲ را نشان میدهد. همان طور 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 برامدگیهای پهن و بیانگر ماهیت آمورف این آلیاژ است. بیشینه این برآمدگی در زاویه ۲۵ 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

مجدد در داخل کوره قرار داده شد. با اعمال جریان ۱۸۰ آمپر، نمونه ذوب و پس از گذشت زمان ۱۰ ثانیه، بلافاصله شیر تخليه، باز و مكش مذاب به داخل محفظه قالب مسى به ابعاد ۰۸×۱۰×۱۰ میلی متر انجام شد. در ادامه با استفاده از دستگاه برش الماسه خنکشونده با روغن و در سرعتهای کم، نمونههایی برای آزمون خمش سهنقطهای به ابعاد ۲۰×۴×۱ میلی متر از ورق های آمورف برش داده شد و با سـمبادهزنـی ضخامت آنها به ۳/۰ میلی متر کاهش یافت. برای اطمینان از آمورف بودن ساختار نمونه های تولید شده در ریخته گری 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، پرتـو مشخصه Cu-Ka و تغییر زاویه (۲۵) 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 DSC 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 میلیمتر) استفاده و تغییرات نیروی خمشی برحسب جابهجایی خمشی اندازهگیری و ثبت شد. نمونهها در محدوده دمیایی ۲
 ۳۳۸، ۲۹۸، ۲۵۳، ۲۲۳، ۲۷۳، ۳۹۸، ۳۹۸ و ۳۷۳ کلوین) و نرخ خمش ۲۰/۰ میلیمتر 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 شـد. بـرای تـأمین دماهای زیر دمای اتاق از نیتروژن مایع (۷۷ کلوین)، محلول نیتروژن مایع و اتیـلالکـل (۱۷۳ کلـوین) و محلـول نیتـروژن مايع، اتيل الكل و اتيلن گليكول (٢٢٣ و ٢٥٣ كلوين) استفاده شد. برای انجام آزمایش خمش در دماهای زیر دمای اتاق ابتدا نمونه و گیره داخل محفظه خالی قرار داده و با تنظیم نـوک



شکل ۱– الف) طرح پراش پرتو ایکس و ب) نمودار گرماسنجی روبشی تفاضلی مربوط به آلیاژ LassAl25Ni5Cu10Cos در دو حالت ریختگی و تابکاری شده در دمای T_g بهمدت ۳۰ دقیقه

گرماگیر که مشخصه استحاله شیشهای است رخ میدهد، سپس یک ناحیه تحت تبرید محدود و بهدنبال آن دو استحاله گرمازای تبلور اتفاق میافتد. تصویر با بزرگنمایی بالا از منحنی های گرماسنجی روبشی تفاضلی در شکل (۱– ب) نشان میدهد که اختلاف قابل ملاحظهای نه از نظر تغییرات آنتالیی آسایش و نـه از نظر دمای T_g بین دو حالـت ریختگـی و تـابکـاری شـده وجـود 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 تابکاری (۷/۵۳ ژول بر گرم) نشان میدهد که اختلاف آنتالیی تبلور بین دو حالت، بسیار ناچیز است. بهعلاوه، دمای تبلور، T_x، برای هر دو حالت مقداری یکسان و برابر با ۵۰۹ کلوین است. این یعنی در فرایند تابکاری ساختار آمورف پایـدار بـوده و فاز بلوری تشکیل نمیشود. در واقع هدف از تابکاری نمونـه در دمای T_g، اطمینان از عدم وجود تغییرات ساختاری نمونهها در حین آزمایش خمش در دماهای بالا بود. لازم بهذکر است که مدت زمان آزمایش خمش در نرخ ۲۰/۰ میلیمتر بر دقیقه حدود ۲۰ دقیقه و کمتر از مدت زمان تابکاری در دمای T_g (۳۰ دقیقه) است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که تابکاری در دمای بالا و مدت زمان ۳۰ دقیقه تأثیر بسیار ناچیزی روی ساختار نمونههای ریختگی دارد و نمونهها در شرایط وضعیتی یکسانی تحـت آزمـون خمش قرار می گیرند.

۳–۲– رفتار تغییر شکل خمشی در دماهای مختلف رفتار تغییر شکل خمشی شیشهفلز پایه لانتانیوم بهطور گسترده در محدوده وسیعی از دما و نرخ کرنش ۲۰/۰ میلیمتر 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 است. همان طور که مشاهده می شود با افزایش دما از ۷۷ کلوین تا دمای ۲۵۳ کلوین تغییر شکل مومسان به تدریج افزایش یافته تا دمای ۲۵۳ کلوین تغییر شکل مومسان به تدریج افزایش یافته شده تا اینکه در دماهای بالاتر (حدود ۳۷۳ کلوین) مجدد بهبود انعطاف پذیری همراه با کاهش استحکام و تغییر سازو کار 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 (بهعنوان 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



شکل ۲- منحنی های تنش خمشی-جابه جایی خمشی آلیاژ LassAl2sNisCu10Cos در نرخ خمش ۲۰/۰ میلی متر بر دقیقه و دماهای مختلف

در نمونه مشاهده نمی شود. از طرف دیگر، بررسی میکروسکوپی سطح کششی نمونه های خمش در نزدیکی خط شکست، نشان می دهد که در دمای ۷۷ کلوین برخلاف دماهای بالاتر، تنها یک نوار برشی فعال شده که باعث ایجاد ترک و درنهایت شکست نمونه می شود (شکل ۳). هرچند با کاهش دما، کاهش فاصله اتمی و فشرده شدن حجم آزاد اتفاق می افتد، اما بهنظر می رسد که حضور تنش کششی در سطح نمونه و تمرکز شدید کرنش در محدوده بسیار باریک، شرایط را برای عملکرد حجمهای آزاد و کاهش گرانروی در آن محدوده بسیار باریک و درنتیجه تشکیل نوار برشی و شکست ترد نمونه فراهم می کند.

۳-۳- تأثیر دما بر اندازه مشخصه های سطح شکست و ارتباط آن با انعطاف پذیری در شیشه فلز پایه لانتانیوم شکل (۴) سطح شکست نمونه خم شده در دمای ۲۵۳ کلوین و نرخ ۲۰/۰ میلیمتر بر دقیقه را نشان می دهد. سه ناحیه مجزا قابل تشخیص است: ناحیه اول ناحیه ای به طور کامل صاف و بدون هیچ اثری در لبه سطح شکست در قسمت کششی (ناحیه بدون هیچ اثری در لبه سطح شکست در قسمت کششی (ناحیه می آید و به پله برشی معروف است. ناحیه دوم یک ناحیه تقریباً هموار است و در ادامه ناحیه اول شکل می گیرد. این ناحیه مربوط به ناحیه کششی و رشد پایدار ترک است و مورفولوژی

حجم آزاد حذف شده در اثر پرش های نفوذی به تعادل میرسد. در مورد آلیاژ پایه لانتانیوم در ایـن تحقیـق در دمـای حدود ۳۶۰ کلوین آسایش نوع بتا رخ میدهـد کـه نقطـه أغـاز تبدیل تغییر شکل غیرهمگن به همگن است [16]. در دماهای پایین تر، کاهش دما باعث دور شدن سیستم از حالت تعادل (تعادل بين توليد و حذف جاي خالي اضافي) و درنتيجه كاهش 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 برشمی خواهد بود. در برخی مطالعات انجام شده روی تغییر شکل شیشهفلزها در دماهای زیر دمای اتاق به خصوص در حالت فشاری مشاهده شده که با کاهش دما، انعطاف پذیری بهبود می یابد [۲۴–۲۱]، و بهنظر 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 كاهش فاصله بين اتمى افزايش مىيابد. اين باعث فشرده شدن حجم آزاد در ماده و درنتیجه ممانعت از رشد نوار برشی در برد بلند خواهد شد. در این حالت، شرایط برای جوانهزنی نوارهای برشی بیشتر و درنتیجه بهبود انعطاف پذیری فراهم خواهـد شـد [۲۱]. به هـر حـال افـزایش انعطاف پـذیری ناشـی از تشـکیل نوارهای برشی متعدد است. اما در تغییر شکل خمشی در دمای بسيار پايين ٧٧ كلوين (شكل ٢)، هيچ گونه تغيير شكل مومساني



شکل ۳– تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح کشش نمونههای خمش و در فاصله حدود ۶۰۰ میکرومتر از خط شکست مربوط به آلیاژ LassAl25NisCu10Cos 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 LassAl2sNisCunoCos. خم شده در نرخ خمش ۴۰/۰ 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. به طور کلی سه منطقه قابل تشخیص است: I) ناحیه پله برشی (ΔL) که در لبه نمونه و همزمان با تشکیل نوار برشی به وجود 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 می شود و III) ناحیه رشد سریع و ناپایدار ترک که همانند حالت شکست ترد موجب تشکیل طرح دیمپل در سطح شکست می شود (نواحی A و B که در تصویر II و III با دایره مشخص شده اند به ترتیب قطر متوسط طرح رگه ای (Ds) و در ایشان می دهند).



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به سطح شکست آلیاژ LassAl2sNisCu10Cos خم شده در نرخ خمش ۲۰/۰ میلی متر بر دقیقه و دماهای مختلف (ستون سمت چپ مربوط به سطوح شکست در بزرگنمایی های نسبتاً پایین، ستون وسط بهجز (a I) مربوط به ناحیه رشد پایدار ترک (طرح رگهای) در بزرگنمایی بالا و ستون سمت راست مربوط به ناحیه رشد سریع ترک (طرح دیمپل یا نانو شیارهای متناوب) در بزرگنمایی بالا است. هر دو ناحیه I و II در (a) (۷۷ کلوین) مربوط به ناحیه رشد سریع ترک است. همچنین در ستون سیارهای متناوب) در بزرگنمایی بالا است. هر دو ناحیه I و II در (a) (۷۷ کلوین) مربوط به ناحیه رشد سریع ترک است.

است. در دمای ۷۷ کلوین (تصاویر (a)، IB و IIB در شکل ۵)، هر دو ناحیه I و II مربوط به رشد سریع ترک بوده و مورفولوژی آن به شکل دیمپل 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 (III-III) مورفولوژی سطح شکست در ناحیه رشد سریع ترک (II) را نشان می دهد (مشابه شکل (۴) اما با اندازه مشخصه های 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 می آید و سطح شکست به صورت ناهموار و مورفولوژی آن حاوی دیمپلهای 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

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۸، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۸

DOR: 20.1001.1.2251600.1398.38.2.5.8

دمای ۷۷ کلوین مورفولوژی سطح شکست به شکل نانو شیار موازی است که در بزرگنمایی های کم قابل مشاهده نبوده و یک سطح کاملا صاف و آینهای را نشان می دهد (تصویر III در شکل ۵). مشاهده چنین ساختاری در دمای ۷۷ کلوین بر این نکته تأکید می کند که در حین رشد ترک، فرایندهای مصرف انرژی ازجمله لغزش نوار برشی در نوک ترک رخ نداده و هیچ گونه پله برشی و یا طرح رگهای قابل مشاهده نخواهد بود. در این حالت مؤید تردی شدید نمونه در دمای ۷۷ کلوین بوده و قبل از آغاز رشد پایدار ترک، شکست ناگهانی در نمونه رخ می دهد [۷۲-مژید پایدار ترک، شکست ناگهانی در نمونه رخ می دهد در ایر در لبه نمونه، ناحیه بسیار باریک پله برشی نیز وجود دارد که در بررگنمایی های 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 وسيع دما بررسي نشده و عمده مطالعات صورت گرفتـه در این خصوص مربوط به دمای اتاق است. در پژوهش قبلی [۷] تأثیر دمای آزمایش بر انعطاف پذیری شیشهفلزهای حجمی آلیاژهای پایه زیرکونیـوم و تیتـانیوم کـه جـزو گـروه آلیاژهـای انعطاف پذیر محسوب می شوند، بررسی شده است. اما در این پژوهش اثر دما بر مورفولوژی سطح شکست آلیاژ ترد پایه لانتانيوم بهصورت جامع بررسي شده است. به همين منظور ابعاد طرحهای مشخصه در قسمتهای مختلف سطح شکست در دماهای متفاوت اندازه گیری شد. نتایج مطالعات آماری روی آلیاژ ترد لانتانیوم نشان میدهد که یک ارتباط جالب بین انعطاف یـذیری ایـن شیشـهفلـز و انـدازه مشخصـههـای سـطح شکست وجود دارد. تغییرات طرحهای مشخصه با دمای نرمال (T/Tg) و همچنين ارتباط أنهـا بـا تغييـر شـكل مومسـان أليـاژ (بهعنوان معیاری برای انعطاف پذیری) 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) بهدست می آید [۱۴]. مقایسه منحنی انعطاف پذیری، δ_p، در شکل (۶) با تعداد نوارهای برشی در شکل (۳) تأیید میکند که بهبود انعطاف پذیری با تعداد نوار برشی ارتباط مستقیم دارد. بهعنوان مثال در دماهای ۲۵۳ و ۲۹۸ کلوین که بهترتیب بیشترین و کمترین δ_p موضعی را نشان میدهد (بهترتیب ۳۲° و ۲۲/۰ میلیمتر)، تعداد نوارهای برشی در سطح کششی برابر با ۲۴ و ۱۳ است. با توجه به شکل (۶) واضح است که رونـد تغییرات δ_p با عرض ناحیه رشد پایـدار تـرک، ΔW (شـکل ۴-الف)، مشابه است. همچنين تغييرات عرض پله برشي، ΔL (شکل I–۴)، و قطر متوسط طرح رگهای در ناحیه رشد پایـدار ترک، Ds، (L در شکل ۴– II) با هـم رابطـه مسـتقيم و بـا δ_p و ΔW ارتباط معکوس دارند (شکل ۶- الف). با افزایش انعطاف پذیری از ۱۵/۰ میلیمتر در دمای ۱۷۳ کلوین تا ۵/۰ میلیمتر در دمای ۲۹۸ کلوین، اندازه Ds و ΔL از ۴ تا ۱ میکرومتر کاهش می یابد. در دمای T_g ۷۷ (۷۷ کلوین) بهدلیل عدم مشاهده ناحیه پایدار رشـد تـرک و درنتیجـه عـدم وجـود 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 دیمپل ها با اندازه متوسط ۲۵۲ نانومتر و نانو شیارهای متناوب با فاصله ۱۰۸ نانومتر است که در شکل (۶– ب) قابل مشاهده است.

با توجه به شکل ((-, -)) هر چند بهنظر 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، نمی توان با قاطعیت این ارتباط را تأیید کرد. در حقیقت اندازه دیمپلها در ناحیه رشد سریع ترک بیشتر از اینکه تابع دما باشد، از سرعت رشد ترک تأثیر می پذیرد.

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

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۸، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۸



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، Ds، و نیز تغییرات انعطاف پذیری، مδp، و ب) تغییرات مشخصههای سطح شکست شامل قطر متوسط دیمپلها، Df، و فاصله بین نانوشیارهای متناوب، Dn، در ناحیه رشد سریع ترک برحسب دمای نرمال، T/Tg، برای آلیاژ LassAl2sNisCu10Cos

برشی تقسیم شده و هر نوار برشی سهم کمتـری از کـرنش را متحمل میشود که درنتیجه آن، پلههای برشی با عـرض کمتـر بهوجود خواهد آمد. هرچه ΔL کمتر باشد احتمال تبدیل نـوار برشی به ترک نیز کمتر شده و درنتیجه موجب بهبود انعطاف پذیری می شود. مطالعات انجام شده روی مورفولوژی سطوح شکست شیشهفلزهای مختلف در دمای محیط تأکید میکنند که اندازه ناحیه پایدار ترک و اندازه طـرح رگـهای بـا چقرمگی ارتباط مستقیم دارند و هرچـه مـاده انعطـاف پـذیرتر باشد اندازه مشخصه های سطح شکست مربوطه بزرگتر خواهــد بــود [۵، ۱۶ و ۱۷]. امــا نتــايج پــژوهش حاضــر درخصوص يک ألياژ با ترکيب ثابت، عكس ايـن مطلـب را نشان میدهد. یعنی با افزایش انعطاف پذیری اندازه طرح رگه-ای کاهش می یابد. در توضیح این پدیده باید متذکر شد که در نتایج قبلی انعطاف پذیری شیشه فلزهای مختلف با ترکیب های 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 انعطاف پذیرتر 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 می شود. 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 نمونه های مورد مطالعه در این پژوهش فاقد شیار اولیه بودند، اما با اعمال تنش خمشی، پله های برشی که در حین فعال شدن نوارهای برشی به وجود میآیند، به خصوص پله هایی که نزدیک به نقطه مرکزی اعمال نیرو هستند، موجب جوانه زنی ترک خواهند شد. همان طور که در شکل (۶- الف) دیده می شود، روند تغییرات عرض ناحیه رشد پایدار ترک (۷۵) و تغییر شکل مومسان با دما مشابه است. ۷۵ بیانگر میزان انرژی الاستیک ذخیره شده در ماده قبل از شکست نهایی است و هرچه بزرگ تر باشد انرژی بود.

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

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۸، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۸



شکل ۷– توزیع قطر متوسط طرح رگهای سطح شکست، Ds، در ناحیه رشد پایدار ترک در نرخ خمش ۲ ۰/۰ میلیمتر بر دقیقه و دماهای مختلف مربوط به آلیاژ LassAl2sNisCu10Cos

و لانتانیوم در دمای اتاق بهترتیب برابر است با: ۳۷، [۷]، ۸۸/۰۰ [۷] و ۲۲/۰ میلیمتر و اندازه Ds بهترتیب برابر است با: ۱۲ [۷]، ۸ [۷] و ۴ میکرومتر. اما ایـن ارتبـاط بـرای یـک آلیـاژ خاص در دماهای مختلف برقرار نیست.

بر اساس رفتار لغزش چسبنده نوار برشی [۲۸]، طرحهای رگهای تحت شرایط گرادیان منفی فشاری بهصورت 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 درنتیجه اشاعه ترک در داخل نوار برشی میشوند. تحت این فرایند، اندازه طرحهای رگهای (Ds) در مقیاس عرض پلههای برشی (ΔL) خواهد بود (شکل ۶- الف). تغییرات ΔL با دما و تأثیر آن روی ه D 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 گرانروی سیال داخل نوار و

درنتیجه تغییر اندازه مشخصه سطح شکست خواهد شد [۲۹ و درنتیجه تغییر اندازه مشخصه سطح شکست خواهد شد [۳۰ و $\delta_{\rm P}$. با توجه به شکل (۶– الف)، معکوس بودن ارتباط بین و و $\Delta \Delta$ یا ${}_{\rm S}$ را می توان با استفاده از مدل تجربی گریس بین دو صفحه سخت توجیه کرد [۲۹ و ۳۰]. بر اساس ایان مدل، با کاهش ضخامت لایه ویسکوز (گریس)، تعداد طرحهای رگهای افزایش و درنتیجه فاصله بین طرحها کاهش مییابد. همچنین اندازه متوسط طرح رگهای با افزایش گرانروی ماده بین دو لایه، اندازه متوسط طرح رگهای با افزایش گرانروی ماده بین دو لایه، مودن دما و کم بودن ضخامت نوار برشی است. تحت ایان شرایط، تغییر شکل در شرایط پایدارتر رخ داده و با فعال شدن نوارهای برشی بیشتر، انعطاف پذیری ماده بهبود مییابد. به همین ترکیب شیمیایی بر آن است.

به منظور بررسی نحوه پراکندگی داده های 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. همان طور که



شکل ۸- توزیع اندازه دیمپلهای سطح شکست، Df، در ناحیه رشد سریع ترک در نرخ خمش ۲ ۰/۰ میلیمتر بر دقیقه و دماهای مختلف مربوط به آلیاژ LassAl25NisCu10Cos

در این دو شکل دیده می شود، توزیع داده ها بـهصورت نرمال (تابع گوسی) است که صحت دادههای اندازهگیری شده را تأیید مي کند.

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش، تأثیر دما بر مورفولوژی سطح شکست شیشهفلز حجمی آلیاژ پایه لانتانیوم در آزمون خمش سهنقطهای و همچنین ارتباط اندازه مشخصه ای سطح شکست با انعطاف پذیری مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان میدهد که δp با ΔW ارتباط مستقیم، و با Ds ارتباط معکوس دارد. مقیـاس Ds 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 درنتيجه احتمال تبديل شدن نوار برشي به ترك، كاهش مي يابد. واژەنامە

4. nearly constant loss 5. vacuum arc remelting

6. Ti-gettered

3. intermediate temperature ductility minimum

کاری مورد توجه قرار گیرد.

1. shear transformation zones

2. ductile to brittle transition

تحت این شرایط، با کاهش یافتن اندازه Ds، انعطاف پذیری ماده

افزایش خواهد یافت. با افزایش دمای تغییر شکل از ۷۷ تا ۲۵۳

کلوین تعداد نوارهای برشی افزایش و درنتیجه انعطاف پذیری

بهبود می یابد 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) بهدلیل کاهش نوارهای برشی، انعطاف پذیری کاهش و

پس از آن با تغییر مکانیزم تغییر شکل از غیرهمگن به همگن

مجدداً افزايش مي يابد. بنابراين فقط با بررسي نحوه تغيير شكل

شیشهفلزها در دمای محیط نمی توان تردی یا نرمی آنها را تعیین

کرد. این نشان از اهمیت تأثیر دما بر خواص مکانیکی

شیشهفلزها دارد به گونهای که در تولید قطعه از آنها باید دمای

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۸، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۸

7. x-ray diffraction (XRD)

8. differential scanning calorimeter (DSC)

- 9. field emission scanning electron microscope (FESEM)
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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

10. free volume

11. vein-like patterns

مراجع

Glasses", Advanced Materials, Vol. 29, No. 14, 2017.

- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- Spaepen, F., "A Microscopic Mechanism for Steady State Inhomogeneous Flow in Metallic Glasses", *Acta Metallurgica*, Vol. 25, No. 4, pp. 407-415, 1977.
- 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.