

The Effect of Crystallization Process on Structural and Mechanical Properties of $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ Bulk Metallic Glass

Hossain Ali Tabibian, Ali Reza Nasr Esfahani*  and Majid Tavoosi 

Material and Advanced Material Department, Malek-Ashtar University of Technology

* Corresponding author, Email: Alireza.nasr@mut.ac.ir

ABSTRACT

Introduction and Objectives: In the present study, a detailed study of the structural and phase changes of the Zirconium-based bulk metallic glasses during annealing process and its effect on the mechanical properties has been conducted.

Materials and Methods: In this regard, $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ bulk metallic samples with dimensions of $2 \times 30 \times 30$ mm³ were prepared using arc melting followed by injection casting in water-cooled copper mold. The heat treatment process has been done for prepared samples at 250-550 °C for 2 h. The resulting structures were examined using field emission scanning electron microscopy, differential thermal analysis, and X-ray diffractometry, and the mechanical behavior was investigated by performing a tensile test using an Instron testing machine.

Results: The results showed heat treatment process at a temperature lower than the glass transition temperature can be effective in improving mechanical properties by increasing the number of shear bands. However, heat treatment at higher temperatures leads to the precipitation of CuZr and $Cu_{10}Zr_7$ intermetallic compounds, which greatly affect the mechanical properties and lead to a sharp decrease in tensile strength and elongation.

Conclusion: The optimal heat treatment temperature was determined to be 250 °C, which leads to an increase in fracture strength to 1710 MPa and plastic ductility up to 1.65%.

Keywords: Bulk metallic glass, Crystallization, Mechanical properties, Shear bands.

تأثیر فرایند تبلور بر خواص ساختاری و مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$

حسین علی طبیبیان، علیرضا نصر اصفهانی* و مجید طاووسی^{ID}

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی علم مواد و مواد پیشرفته

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: Alireza.nasr@mut.ac.ir

چکیده

مقدمه و اهداف: در پژوهش حاضر، به بررسی دقیق تغییرات ساختاری و فازی فلز شیشه‌ای حجیم برپایه زیرکیم در حین عملیات حرارتی و تأثیر آن بر خواص مکانیکی پرداخته شده است.

مواد و روش‌ها: در این رابطه، قطعات حجیم از فلز شیشه‌ای $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ با ابعاد $30 \times 30 \times 2$ میلی‌متر مکعب با استفاده از فرایند ذوب قوسی و ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی آب‌گرد تهیه شد و پس از انجام عملیات حرارتی در محدوده دمای 250° الی 550° درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت، مورد ارزیابی‌های ساختاری و فازی قرار گرفت. بررسی ساختارهای حاصل توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی، میکروسکوپ الکترونی عبوری، آنالیز حرارتی افتراقی و دستگاه پراش سنج پرتو ایکس و بررسی رفتار مکانیکی با انجام تست کشش با استفاده از دستگاه تست اینسترون دنبال شد.

یافته‌ها: نتایج حاصل نشان داد که انجام عملیات حرارتی در دمای کمتر از دمای انتقال به شیشه، می‌تواند در بهبود خواص مکانیکی از طریق افزایش تعداد نوارهای برشی موثر باشد. این در حالی است که، انجام عملیات حرارتی در دماهای بالاتر منجر به رسوب ترکیبات بین فلزی $Cu_{10}Zr_7$ و $CuZr$ می‌شود که به شدت بر خواص مکانیکی موثر بوده و منجر به کاهش شدید استحکام کششی و درصد ازدیاد طول می‌شود.

نتیجه‌گیری: دمای بهینه عملیات حرارتی در این تحقیق، 250° درجه سانتی‌گراد تشخیص داده شد که منجر به افزایش استحکام نهایی به 171° مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول به $1/65$ درصد می‌شود.

واژه‌های کلیدی: فلز شیشه‌ای حجیم، تبلور، خواص مکانیکی، نوارهای برشی.

۱- مقدمه

فلزات شیشه‌ای حجیم^۱ بدون نظم بلورین دوربرد، به دلیل نوع ساختار، عدم امکان تعریف انواع نواقص ساختاری همچون نابجایی و مرزخانه‌ها و همچنین شرایط غیرتعادلی خود از خواص مکانیکی و شیمیایی متفاوتی برخوردار هستند (۱). از جمله خواص این مواد می‌توان به سختی و استحکام بالا، مدول الاستیک زیاد، رفتار فیزیکی و مغناطیسی قابل کنترل و همچنین مقاومت برتر در مقابل سایش اشاره نمود. دسته‌بندی متفاوتی از نظر نوع و تعداد عناصر سازنده فلزات شیشه‌ای در مراجع وجود دارد. به عنوان یکی از روش‌های دسته‌بندی این مواد می‌توان به دسته‌بندی براساس نوع عنصر پایه اشاره نمود که بر این مبنا، فلزات شیشه‌ای در گروه‌های فلزات شیشه‌ای برپایه زیرکنیم، آلومینیم، آهن، منیزیم، کبالت، فلزات گران‌بها و غیره تقسیم‌بندی می‌شوند (۳-۱).

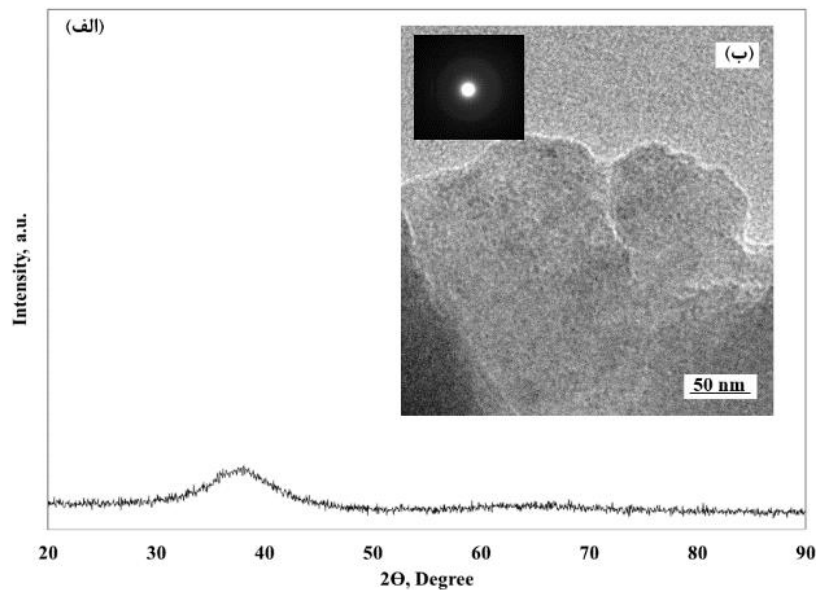
در میان انواع مختلف فلزات شیشه‌ای، ترکیبات برپایه زیرکنیم و به صورت خاص آلیاژهای زیرکنیم-مس از توانایی بالاتری در تشکیل فاز شیشه‌ای برخوردار بوده و امکان تولید قطعات حجیم از آن‌ها وجود دارد (۳). ویژگی‌های منحصر به فرد این آلیاژها، آن‌ها را برای استفاده در کاربردهای پزشکی، پروژه‌های فضایی، صنعت خودرو و مصارف ورزشی جذاب نموده است (۱ و ۲). البته این مواد از چقرمگی شکست^۲ بسیار پایینی در مقایسه با فلزات بلورین برخوردار هستند که این موضوع منجر به کاهش دامنه کاربردی آن‌ها شده است (۴). به طور کلی روش‌هایی همچون تغییر ترکیب شیمیایی، عملیات حرارتی کنترل شده و ایجاد رسوبات بلوری به صورت درجا و همچنین افزودن ذرات تقویت‌کننده به ساختار (به عنوان موانع رشد ترک و همچنین کنترل نوارهای برشی)، از جمله روش‌هایی هستند که برای افزایش چقرمگی شکست این مواد مورد استفاده قرار می‌گیرند (۱۱-۵). در این ارتباط می‌توان به گزارشات ارائه شده توسط سونگ و همکاران (۱۲) در مورد تاثیر افزودن Er و عملیات حرارتی کنترل شده بر خواص ساختاری و مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم $\text{Cu}_{46.25}\text{Zr}_{44.25}\text{Al}_{7.5}\text{Er}_2$ ، تأثیر افزودن عنصر وانادیم و

شرایط تولید بر خواص ساختاری و مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم با ترکیب $\text{Cu}_{47.5}\text{Zr}_{47.5}\text{Al}_{7.5}\text{V}_x$ توسط کو و همکاران (۱۳) و بررسی نقش تیتانیوم بر تحولات فازی و ساختاری و مکانیکی آلیاژهای بر پایه زیرکنیم توسط سانگ و همکاران (۱۴)، اشاره نمود. در تمامی موارد ذکر شده، افزودن عناصر آلیاژی و فرایند عملیات حرارتی کنترل شده، نقش برجسته‌ای در بهبود خواص مکانیکی داشته است. البته در هر مورد عنوان شده، درصد عناصر افزودنی و دمای عملیات حرارتی باید با دقت انتخاب شود و در صورت عدم انتخاب مشخصه‌های یاد شده، خواص به شدت تحت تاثیر قرار خواهد گرفت.

با توجه به مطالب مطرح شده، در پژوهش حاضر تلاش بر این بوده است تا به بررسی تاثیر فرایند عملیات حرارتی بر تحولات ساختاری و فازی در فلز شیشه‌ای حجیم $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{13}\text{Ni}_7$ و ارتباط آن با تغییر خواص مکانیکی، پرداخته شود. تحلیل دقیق تغییرات رفتار مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{13}\text{Ni}_7$ از طریق مطالعه سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نیز از جمله مواردی است که در این تحقیق، مورد بررسی و مطالعه واقع شده است.

۲- مواد و روش‌ها

در این تحقیق و به منظور تهیه قطعات حجیم از آلیاژ با ترکیب اسمی $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{13}\text{Ni}_7$ از عناصر زیرکنیم (Zr)، مس (Cu)، تیتانیوم (Ti) و نیکل (Ni) با خلوص بالا (بیش از ۹۹/۵ درصد) به عنوان مواد اولیه استفاده شد. برای این منظور، از روش ذوب قوسی^۳ تحت اتمسفر کنترل شده استفاده شد و به منظور همگنی شیمیایی، هر شمش سه بار تحت ذوب مجدد قرار گرفت. در نهایت نیز صفحات ورقی شکل با ضخامت دو میلی‌متر و طول و عرض ۳۰ میلی‌متر با استفاده از روش ریخته‌گری تزریقی^۴ در قالب مسی آب‌گرد تهیه شد. در این روش، فرایند تزریق، از طریق ایجاد خلاء در محفظه غالب انجام می‌شود. عملیات حرارتی در مورد نمونه حجیم تولید شده در محدوده دمایی ۲۵۰ الی ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت تحت اتمسفر گاز آرگون



شکل ۱- الف) الگوی پراش پرتو ایکس و ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی عبوری به همراه الگوی تفرق الکترونی از ترکیب آلیاژی $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ پس از انجام فرایند ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی آب‌گرد.

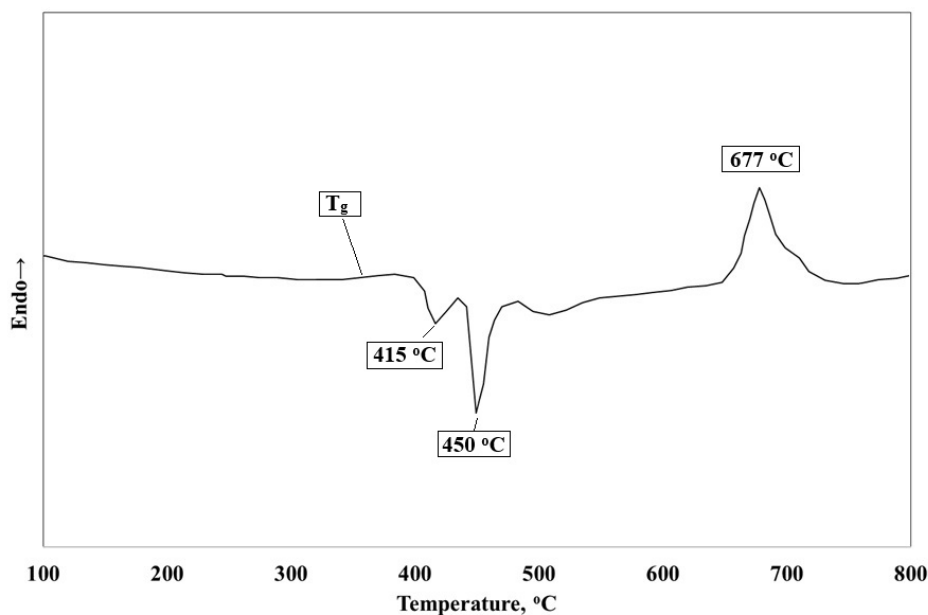
سه بار تکرار شد و میانگین نتایج، گزارش شد. آزمایش کشش تک‌محوری روی نمونه‌های جامد شده تحت نرخ کرنش 5×10^{-4} بر ثانیه در دمای محیط دنبال شد. لازم به ذکر است که به دلیل طبیعت ترد فلزات شیشه‌ای، معمولاً آزمون‌های استحکام فشاری و یا خمشی در مورد آن‌ها توصیه شده است. با توجه به ابعاد نمونه‌های ساخته‌شده در این پژوهش، تنها امکان انجام آزمون کشش وجود داشت.

۳- نتایج و بحث

الگوی پراش پرتو ایکس ترکیب آلیاژی $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ پس از انجام فرایند ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی آب‌گرد، در شکل (۱-الف) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، این الگو تنها شامل پیک پهن فاز آمورف بوده و نشانی از تشکیل فازهای بلوری در آن وجود ندارد. با توجه به این نکته می‌توان ادعا نمود که ساختار این نمونه آمورف کامل است. تصویر میکروسکوپی الکترونی عبوری به همراه الگوی تفرق الکترونی ارائه‌شده در شکل (۱-ب) نیز این ادعا را اثبات می‌کند. این موضوع نشان از آن دارد که ترکیب آلیاژی انتخابی در این تحقیق،

انجام شد. نرخ گرمایش در این پژوهش 10° درجه سانتی‌گراد در دقیقه در نظر گرفته شد و پس از اتمام عملیات حرارتی، نمونه‌ها در داخل کوره خنک شدند.

آزمون‌های پراش سنجی پرتو ایکس^۵ با استفاده از دستگاه مدل X'Pert Pro MPD، ساخت شرکت Panalytical هلند انجام شد. لامپ پرتو ایکس مورد استفاده از نوع مسی با طول‌موج 1.542 \AA ، ولتاژ کاری 40 kV ، جریان 25 mA و اندازه گام 0.03° درجه انتخاب شد. ویژگی‌های ریزساختاری و ریخت‌شناسی نمونه‌های تهیه‌شده و سطح مقطع شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری^۶ (Jeol-JEM-3010) و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۷ (FEI-NOVA) بررسی شد. به‌منظور آنالیز و شناسایی استحاله‌های رخ داده در حین تبلور، آنالیز حرارتی افتراقی^۸ با استفاده از دستگاه Perkin Elmer STA 6000 تحت حفاظت گاز آرگون و با نرخ‌های گرمایش 20° درجه سانتی‌گراد بر دقیقه انجام شد. خواص مکانیکی نمونه‌ها نیز با استفاده از دستگاه آزمون Hounsfield مدل H25KS و طبق استاندارد ASTM E8/E8M-24 تعیین شد. برای دقت در نتایج، آزمون کشش در مورد هر نمونه،

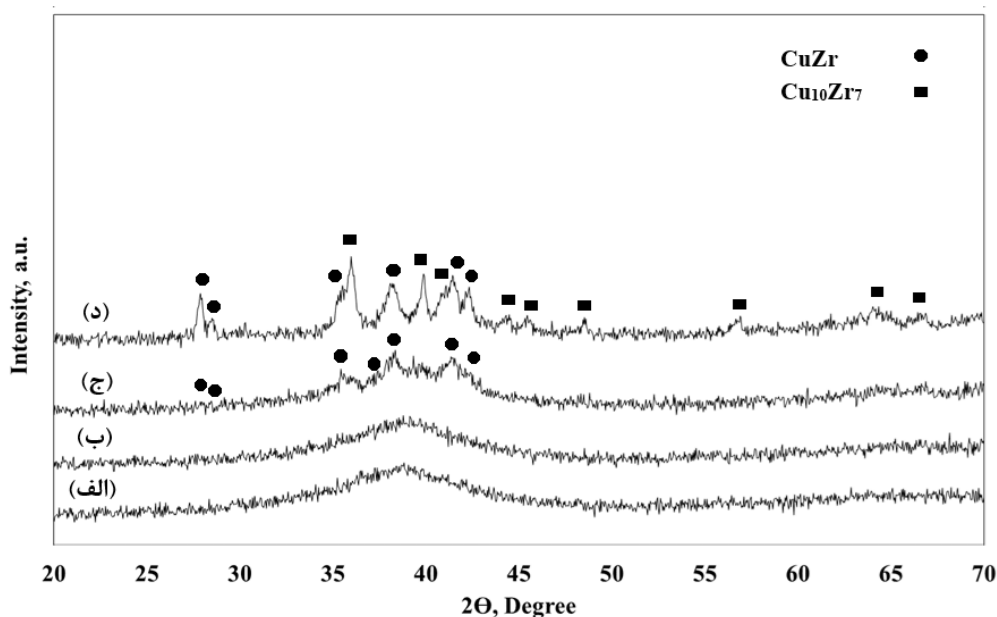


شکل ۲- نمودار آنالیز حرارتی افتراقی از ترکیب آلیاژی $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ پس از انجام فرایند ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی آب‌گرد.

فازی مرتبط با پیک‌های گرمای قابل مشاهده در نمودار، فلز شیشه‌ای حجیم مورد مطالعه در محدوده دمایی 25° الی 55° درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت عملیات حرارتی گردید. علت انتخاب این محدوده دمایی، تعیین دقیق تحولات فازی و مشخص شدن نوع فازهای میانی احتمالی در حین گرمایش است. مشخص شده است که فازهای میانی تشکیل شده در حین عملیات حرارتی‌های دما پایین، تاثیر برجسته‌ای بر خواص مکانیکی نهایی و به خصوص افزایش چقرمگی شکست فلزات شیشه‌ای حجیم دارد. الگوهای پراش پرتو ایکس حاصل از نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شکل (۳) آورده شده است؛ همان‌گونه که مشاهده می‌شود، الگوهای پراش پرتو ایکس مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 25° و 350° درجه سانتی‌گراد، تنها شامل پیک پهن آمورف بوده و نشانی از پیک‌های مربوط به فازهای بلوری وجود ندارد. برخلاف این موضوع، الگوی پراش مربوط به نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 450° درجه سانتی‌گراد، شامل پیک‌های مربوط به ترکیب بین‌فلزی $CuZr$ می‌باشد که روی پیک پهن آمورف شکل گرفته است. این ترکیب دارای ساختار آستنیت با گروه فضایی $Pm-3m$ می‌باشد (۱۶). با توجه به این نکته، پیک گرمای اول در نمودار آنالیز حرارتی را می‌توان به

یک ترکیب با توانایی بالای تشکیل شیشه بوده است. توانایی بالای تشکیل فاز شیشه‌ای در این ترکیب را می‌توان با توجه به قوانین اینوئه در افزایش قابلیت شیشه‌ای شدن آلیاژهای فلزی از طریق افزایش تعداد اجزای آلیاژ و همچنین انتخاب عناصر آلیاژی با شعاع اتمی متفاوت و گرمای اختلاط منفی قابل توجه، توجیه نمود (۱ و ۱۵).

پس از اطمینان از تشکیل فاز شیشه‌ای کامل در نمونه حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ حاصل از ریخته‌گری، به منظور بررسی پایداری حرارتی این نمونه و تعیین نوع فازهای حاصل از تبلور، از آنالیز حرارتی افتراقی بهره گرفته شد. نمودار آنالیز حرارتی مربوط به این نمونه در شکل (۲)، آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، این نمودار شامل دو پیک گرمای در دماهای 415° و 450° درجه سانتی‌گراد و یک پیک گرماگیر در دمای 677° درجه سانتی‌گراد می‌باشد. علاوه بر این، یک شکستگی در نمودار نیز در محدوده دمایی 340° – 360° درجه سانتی‌گراد قابل تشخیص است. پیک گرماگیر (677° درجه سانتی‌گراد) موجود در این نمودار آنالیز حرارتی به ذوب آلیاژ و شکستگی موجود در نمودار (در محدوده دمایی 340° – 360° درجه سانتی‌گراد)، به دمای انتقال به شیشه (T_g) ترکیب نسبت داده می‌شود. در راستای بررسی دقیق تحولات

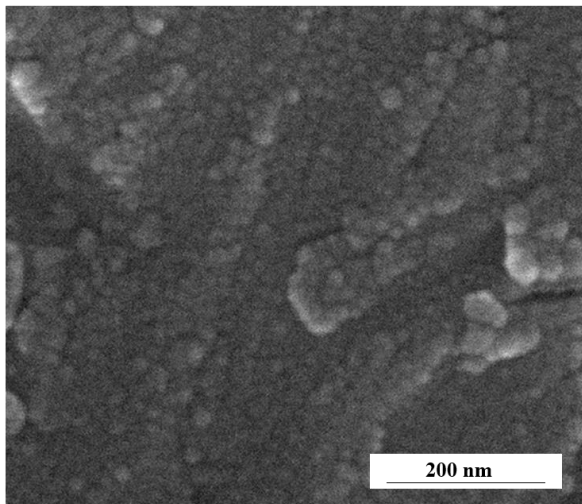


شکل ۳- الگوهای پراش پرتو ایکس از فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ پس از انجام عملیات حرارتی در دماهای (الف) 250° ، (ب) 350° ، (ج) 450° و (د) 550° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت.

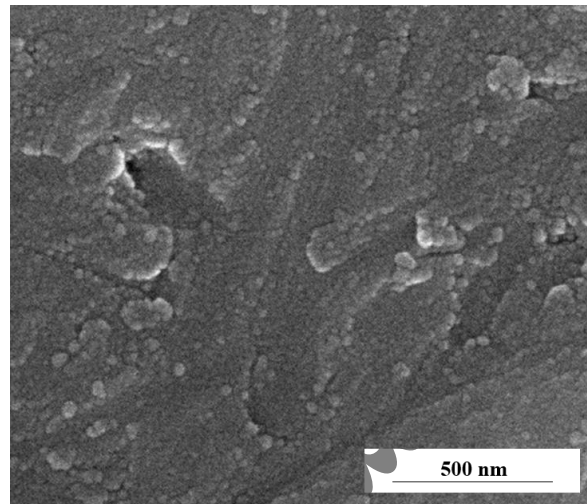
قابل مشاهده می‌باشد. خواص مکانیکی قابل استخراج از این نمودارها نیز در جدول (۱) خلاصه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونه حاصل از فرایند ریخته‌گری تزریقی با ساختار آمورف، از استحکام کششی بسیار بالایی برخوردار بوده، مقدار استحکام نهایی آن به حدود 1500 مگاپاسکال می‌رسد. این موضوع در حالی است که این نمونه تغییر شکل پلاستیک بسیار ناچیزی (در حدود $0/1$ درصد) از خود نشان داده است. در واقع تفاوت در رفتار مکانیکی فلزات شیشه‌ای حجیم و آلیاژهای بلوری، به اختلاف در نحوه تغییر شکل و مکانیزم‌های شکست مربوط است. اگرچه در مورد آلیاژهای بلورین، حرکت ناب‌جایی‌ها عامل اصلی تغییر شکل پلاستیک است، تغییر شکل فلزات شیشه‌ای حجیم به دودسته همگن و غیر همگن دسته‌بندی می‌شود (۱۷). در سطح تنش‌های پایین و در دماهای بالاتر از $0/7$ دمای انتقال به شیشه و حتی در ناحیه مایع فوق‌تبرید، فلز شیشه‌ای حجیم توسط سیلان ویسکوز تغییر شکل همگن از خود نشان می‌دهد. در این حالت، کرنش پلاستیک به صورت پیوسته در تمام المان‌های حجم نمونه توزیع می‌گردد (الزاماً مقدار آن در

تبلور این فاز در ساختار نسبت داد. با افزایش دمای عملیات حرارتی از 450° به 550° درجه سانتی‌گراد، در کنار پیک‌های مربوط به فاز $CuZr$ ، پیک‌های جدیدی مربوط به ترکیب بین فلزی $Cu_{10}Zr_7$ نیز در الگوی پراش ظاهر می‌شود. فاز $Cu_{10}Zr_7$ متعلق به گروه فضایی Aba_2 با نماد پیرسون $oC68$ بوده و ساختار فضایی آن از نوع $Ni_{10}Zr_7$ است (۱۶). براین اساس، پیک گرمای دوم در نمودار آنالیز حرارتی را می‌توان به استحاله فاز آمورف باقیمانده به ترکیب بین فلزی $Cu_{10}Zr_7$ نسبت داد. در شکل (۴)، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 550° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت آورده شده است که نشان از تشکیل ساختاری بلوری با متوسط اندازه دانه‌های 20 نانومتر دارد. در نهایت، روند تحولات فازی در فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ در حین عملیات حرارتی را می‌توان به صورت ذیل نوشت:

$CuZr + \text{آمورف} \rightarrow Cu_{10}Zr_7 + CuZr$ → آمورف نمودار تنش- کرنش مهندسی مربوط به فلز شیشه‌ای حجیم مورد مطالعه قبل و بعد از عملیات حرارتی در دماهای مختلف، در شکل (۵)

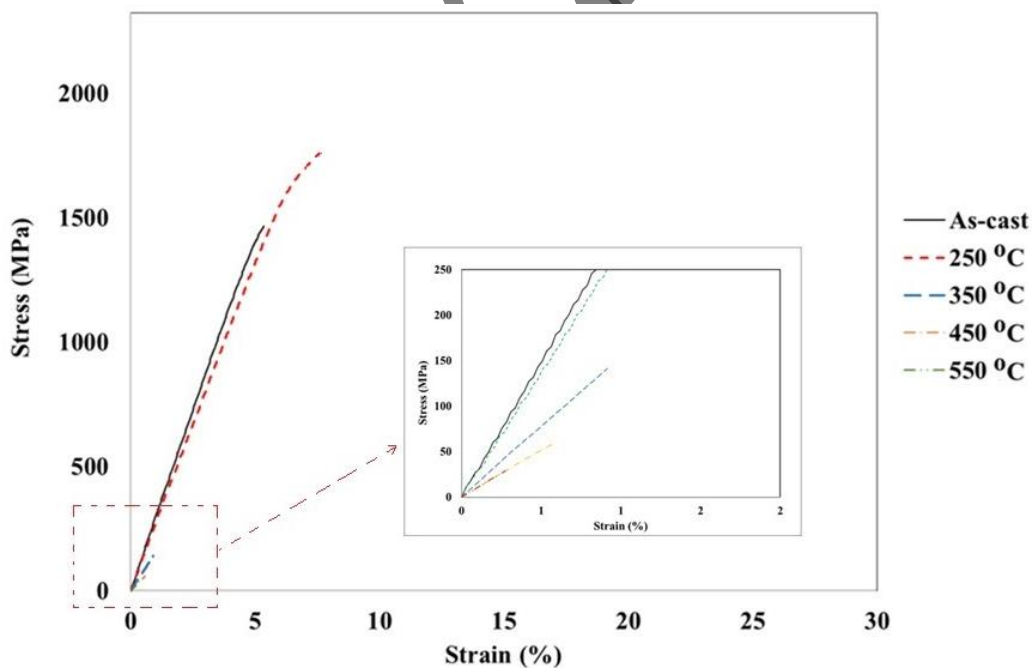


(ب)



(الف)

شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ پس از انجام عملیات حرارتی در دمای 550° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت در دو بزرگنمایی مختلف. برای تهیه این تصاویر، سطح نمونه پولیش شده و در محلول استاندارد نایتال دو درصد اچ شد.



شکل ۵- نمودار تنش- کرنش مهندسی مربوط به فلز شیشه‌ای حجیم $Zr_{65}Cu_{15}Ti_{13}Ni_7$ قبل و بعد از انجام عملیات حرارتی در دماهای (الف) 250° ، (ب) 350° ، (ج) 450° و (د) 550° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت.

تغییر شکل تغییر شکل همگن گفته می‌شود (۱). برخلاف این موضوع، در دماهای کمتر از 50° درصد دمای انتقال به شیشه،

تمامی المان‌ها برابر نیست). از آنجاکه در این نوع تغییر شکل هر المان حجم از نمونه تحت تأثیر کرنش قرار می‌گیرد، به این نوع

جدول ۱- خواص مکانیکی مربوط به نمونه مورد مطالعه قبل و پس از انجام عملیات حرارتی در دماهای مختلف به مدت زمان دو ساعت.

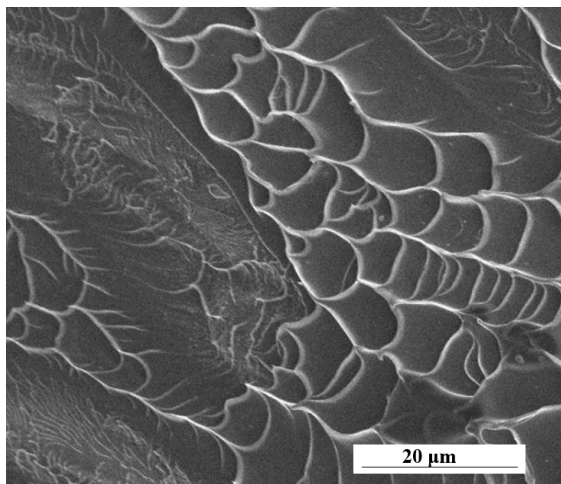
عملیات حرارتی شده (درجه سانتی گراد)				ریختگی	خواص
۵۵۰	۴۵۰	۳۵۰	۲۵۰		
-	-	-	۱۶۳۳±۲۰	-	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)
۲۸±۱۰	۵۹±۱۰	۱۴۱±۴۰	۱۷۱۰±۳۰	۱۵۰۰±۳۰	استحکام نهایی (مگاپاسکال)
-	-	۰/۱	۶۵/۲±۱/۰	۰/۱	ازدیاد طول (درصد)

رفتار مکانیکی فلز شیشه‌ای حجیم مورد مطالعه، با انجام عملیات حرارتی در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد که بسیار کمتر از دمای انتقال به شیشه است، تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع شکست این نمونه در شکل (۷) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در سطح شکست این نمونه تنها الگوی رگه‌ای شکل مشاهده می‌شود، به‌گونه‌ای که آرایش یکنواخت رگه‌ها یا جهت سیلان صفحه برشی همسو هست. یکنواختی رگه‌های تشکیل‌شده در این نمونه، می‌تواند به‌نحوی رفتار تغییر فرم یکنواخت نمونه آنیل‌شده در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به نمونه ریختگی را نشان دهد.

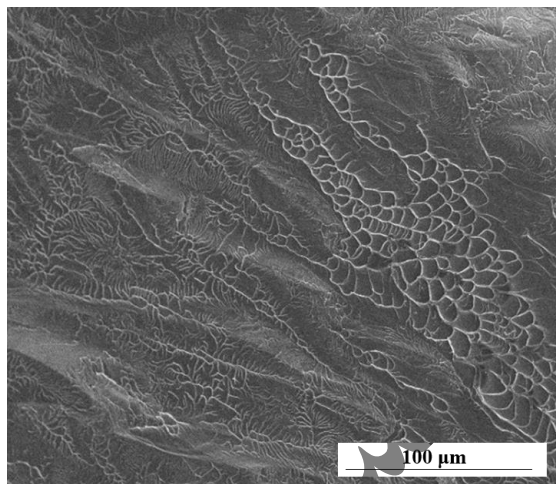
تشکیل نوارهای برشی در حین تغییر شکل غیرهمگن فلزات شیشه‌ای حجیم، به کاهش موضعی ویسکوزیته شیشه نسبت داده شده است. دو فرضیه برای این رفتار ارائه شده است: در فرضیه اول پیشنهاد شده که در حین تغییر شکل در نوارهای برشی، حجم آزاد تولیدشده منجر به کاهش ویسکوزیته، کاهش چگالی و در نتیجه کاهش مقاومت در برابر تغییر شکل می‌شود. براساس فرضیه دوم، در اثر متمرکز شدن تنش در مناطق نوارهای برشی، گرمایش بی‌درروی موضعی اتفاق می‌افتد که منجر به کاهش ویسکوزیته شیشه فلز می‌شود. گرمایش بی‌دررو موضعی، منجر به افزایش دما به دماهای بالاتر از دمای انتقال به شیشه و حتی دماهای نزدیک به دمای ذوب آلیاژ می‌شود (۱). در هر حال نوارهای برشی بلافاصله پس از تشکیل، شروع به رشد کرده و منجر به شکست سریع نمونه می‌شوند. لذا ایجاد موانع در مسیر حرکت نوارهای برشی می‌تواند منجر به افزایش چقرمگی شکست فلزات شیشه‌ای حجیم شود. افزایش تعداد نوارهای

تغییر شکل در مناطق نازکی موسوم به نوارهای برشی متمرکز می‌شود. این مناطق در صفحاتی که زاویه آن‌ها با محور اعمال نیرو نزدیک به ۴۵ درجه است، تشکیل می‌شوند. از آنجاکه تغییر فرم در مناطقی خاص متمرکز می‌شود، به این نوع تغییر شکل، تغییر شکل غیرهمگن گفته می‌شود. به دلیل تنش بالا و اشاعه سریع نوارهای برشی، شکست در فلزات شیشه‌ای حجیم به صورت ناگهانی رخ می‌دهد. با توجه به این‌که آزمون کشش در این تحقیق، در دمای محیط انجام شده است، انتظار می‌رود مکانیزم تغییر شکل غیرهمگن در حین آزمون کشش، مکانیزم غالب باشد. در این رابطه، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه فلز شیشه‌ای حجیم، در شکل (۶) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، سطح شکست این نمونه دارای دو الگوی متفاوت رگه‌ای شکل و رودخانه‌ای می‌باشد که مشخصه سطح شکست فلزات شیشه‌ای حجیم است. البته در این تصویر، الگوی رودخانه‌ای غالب است. تشکیل الگوی رگه‌ای شکل، به افزایش دمای ناشی از متمرکز شدن انرژی الاستیک زیاد در باندهای برشی نسبت داده شده است. در این حالت، گر انرژی موضعی کاهش می‌یابد و منجر به تشکیل الگوی رگه‌ای شکل روی سطح شکست می‌شود.

برخلاف نمونه حاصل از ریخته‌گری، نمودار تنش- کرنش مهندسی مربوط به نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت، نشان از رفتار پلاستیک نمونه مورد بررسی دارد. در مورد این نمونه، استحکام نهایی به حدود ۱۷۱۰ مگاپاسکال افزایش یافته و درصد ازدیاد طول به حدود ۱/۶۵ درصد می‌رسد. در راستای بررسی دقیق علت تغییر

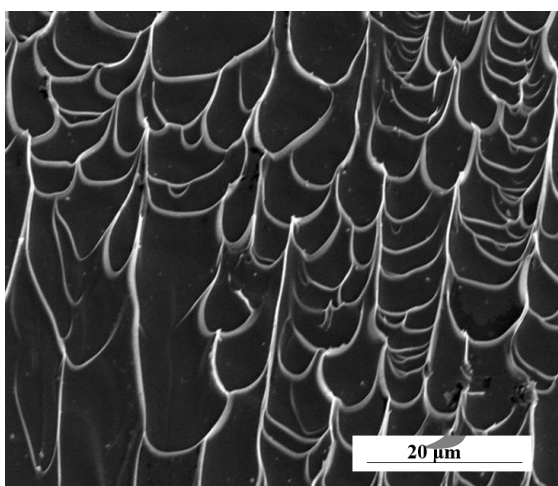


(ب)

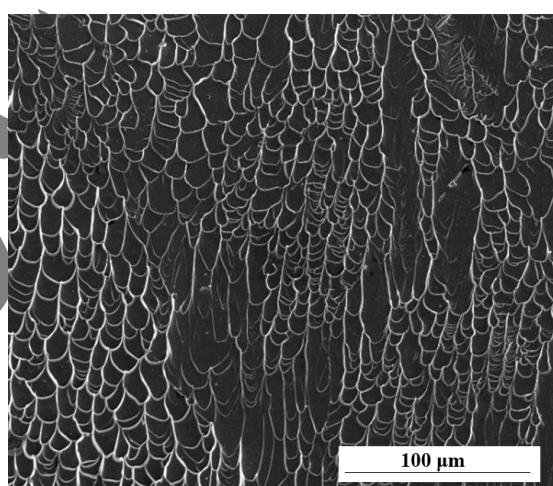


(الف)

شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نمونه فلز شیشه‌ای حجیم ریختگی در دو بزرگنمایی مختلف.



(ب)

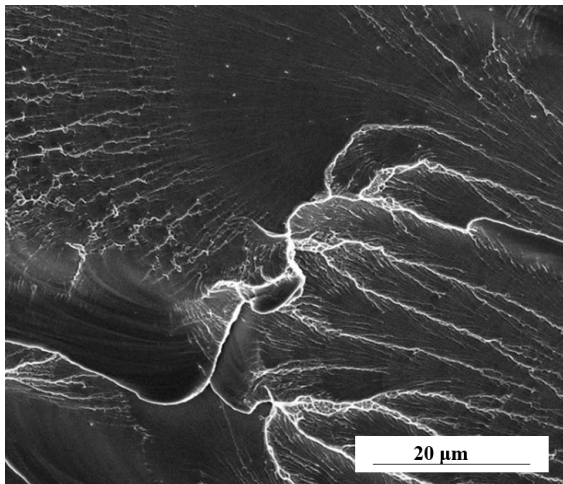


(الف)

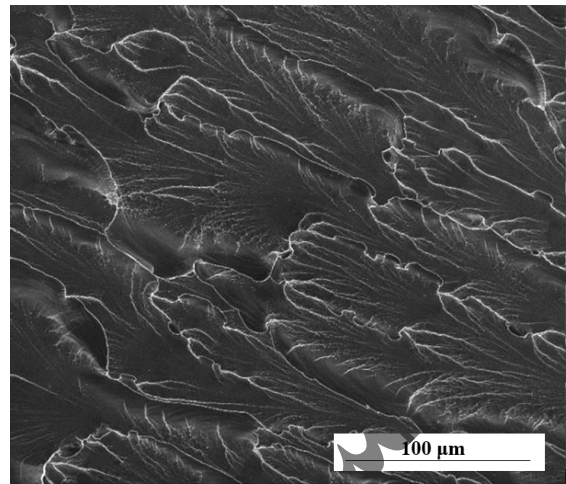
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نمونه فلز شیشه‌ای حجیم ریختگی پس از انجام عملیات حرارتی در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت در دو بزرگنمایی مختلف.

آلیاژها عنوان نموده‌اند. بیان شده است که این فاز در اثر تنش‌های اعمالی، به فاز مارتنزیتی $B_{19}'-CuZr$ با گروه فضایی P21/m تبدیل می‌شود و باعث می‌شود نمونه رفتار پلاستیک از خود نشان دهد (۱۸). البته باید به این نکته توجه نمود که دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد انتخاب شده در مورد این نمونه، بسیار پایین‌تر از دمای انتقال به شیشه بوده و با توجه به شعاع اتمی بزرگ عناصر سازنده، در این دما احتمال نفوذ اتمی و تشکیل فاز B_2-CuZr

برشی، شانس برخورد آن‌ها با یکدیگر و تکثیر آن‌ها را افزایش داده و می‌تواند شکست فلزات شیشه‌ای را به تعویق اندازد. مبحث بهبود کارسختی و پلاستیسیته در فلزات شیشه‌ای برپایه زیرکنیم، توسط محققین مختلفی مورد بررسی واقع شده و انتشارات بسیاری در این زمینه به چاپ رسیده است (۱۶-۲۰). بسیاری از مراجع، رسوب فاز آستنیت شبه‌پایدار B_2-CuZr در حین فرایند تبلور را دلیل اصلی بهبود چقرمگی شکست در این



(ب)



(الف)

شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نمونه فلز شیشه‌ای حجیم ریختگی پس از انجام عملیات حرارتی در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت در دو بزرگنمایی مختلف.

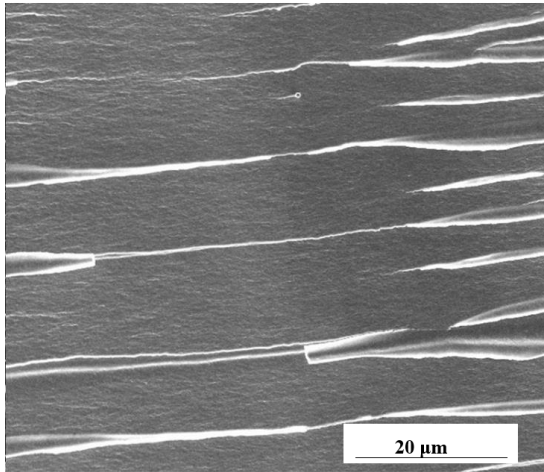
کاهش چقرمگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد است. تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده در این دما (شکل ۸)، نشان از آن دارد که مورفولوژی سطح شکست به صورت کامل تغییر نموده و دیگر نشانی از الگوهای رگه‌ای، رودخانه‌ای و یا مناطق هموار روی سطح وجود ندارد. بررسی تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای بالاتر (شکل‌های ۹ و ۱۰) نیز نشان می‌دهد، با انجام تبلور در دماهای ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، ظاهر سطح مقطع شکست به طور کامل تغییر نموده و تنها صفحات تورق که نشان از شکست ترد در یک ترکیب بین‌فلزی ترد دارد، قابل مشاهده است. در هر حال، عدم مشاهده نوارهای برشی در این دو نمونه، با توجه به تبلور کامل فاز شیشه‌ای و تشکیل رسوبات از ترکیب‌های بین‌فلزی $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ و CuZr دور از انتظار نیست.

۴- نتیجه‌گیری

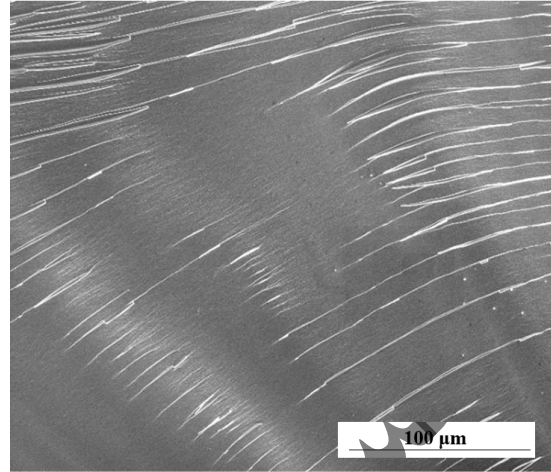
در پژوهش حاضر، به بررسی تاثیر عملیات حرارتی بر ساختار و رفتار تغییر شکل فلز شیشه‌ای حجیم $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{13}\text{Ni}_7$ پرداخته شد. نتایج حاصل نشان داد که آلیاژ مورد بررسی، از توانایی بالایی

بسیار کم است. براین اساس، تشکیل فاز یادشده نمی‌تواند در تحلیل تغییر رفتار مکانیکی فلز شیشه‌ای $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{13}\text{Ni}_7$ کارآمد باشد. تنها اتفاقی که در ساختار فلزات شیشه‌ای با انجام عملیات حرارتی در دماهای پایین‌تر از دمای انتقال به شیشه رخ می‌دهد، فرونشست اتمی و افزایش فشردگی ساختاری است. به نظر می‌رسد، در حین عملیات حرارتی در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد، چیدمان اتمی در فاز شیشه‌ای دچار تغییرات محدود شده و افزایش مناطق با نظم در مقیاس محدود و یا خوشه‌ها، با نظم کوتاه‌برد، دلیل اصلی افزایش چقرمگی شکست این نمونه بوده است (۵-۷).

همانگونه که در شکل (۵) مشاهده می‌شود، افزایش بیشتر دما از ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد، نه تنها تاثیر مثبتی بر رفتار پلاستیک ماده مورد بررسی نداشته، بلکه کاهش شدید استحکام کششی آن تا حدود ۱۴۱ مگاپاسکال در مورد نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد را به همراه داشته است. توجه به این نکته ضروری است که انجام عملیات حرارتی در دماهای نزدیک به دمای انتقال به شیشه، باعث کاهش چگالی حجم آزاد در ماده می‌شود که خود تشکیل نوارهای برشی را سخت‌تر نموده و منجر به کاهش چقرمگی شکست می‌شود. این موضوع دلیل اصلی

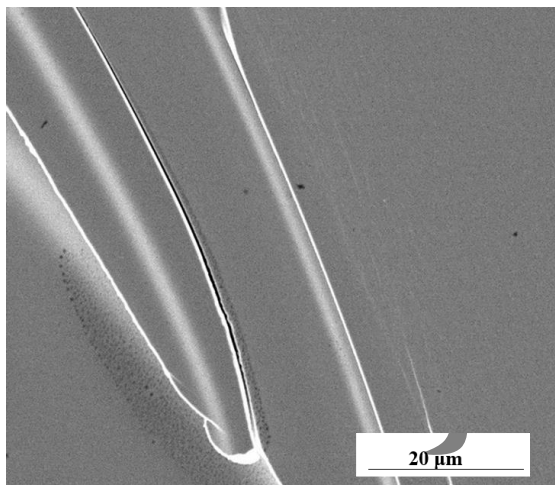


(ب)

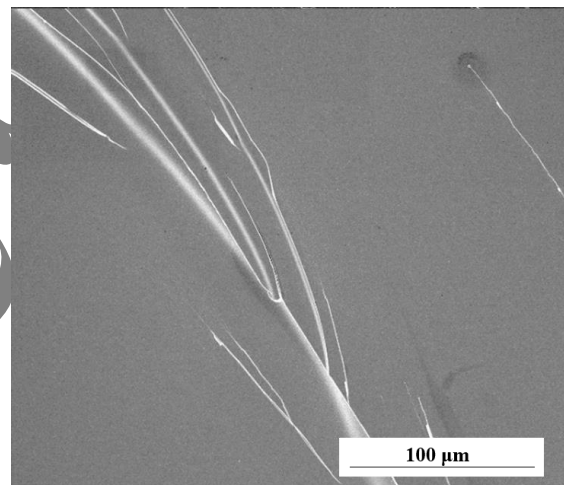


(الف)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نمونه فلز شیشه‌ای حجیم ریختگی پس از انجام عملیات حرارتی در دمای 450° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت در دو بزرگنمایی مختلف.



(ب)



(الف)

شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست حاصل از آزمون کشش نمونه فلز شیشه‌ای حجیم ریختگی پس از انجام عملیات حرارتی در دمای 550° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان دو ساعت در دو بزرگنمایی مختلف.

250° درجه سانتی‌گراد، منجر به بزرگ‌شدن نوارهای برشی و تبلور ساختار آمورف شده و به دلیل تشکیل فازهای بین‌فلزی و ترد، کاهش خواص مکانیکی را به همراه داشت.

تشکر و سپاسگزاری

این تحقیق حمایت خاصی از مؤسسات عمومی، صنعتی و غیرانتفاعی دریافت نکرده است.

در تشکیل فاز آمورف برخوردار بوده، امکان ایجاد ساختار کاملاً شیشه‌ای آن از طریق ریخته‌گری تزریقی در قالب مسی وجود دارد. استحکام نهایی ترکیب شیشه‌ای در حدود 1500 مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول آن حدود یک درصد برآورد شد. انجام عملیات حرارتی در دمای 250° درجه سانتی‌گراد، با گسترش نوارهای برشی، منجر به افزایش استحکام به حدود 1710 مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول تا حدود $1/65$ درصد شد. افزایش دمای عملیات حرارتی از

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منفعی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

حسین علی طیبیان: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها و نوشتن مقاله. علیرضا نصر اصفهانی: اعتبارسنجی نتایج. مجید طاووسی: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.

واژه‌نامه

1. bulk metallic glass (BMG)
2. toughness
3. arc melting
4. injection molding
5. X-ray diffraction (XRD)
6. transmission electron microscopy (TEM)
7. field emission scanning electron microscopy (FESEM)

مراجع

1. Suryanarayana C, Inoue A. Bulk metallic glasses. CRC press; 2010.
2. Wang WH, Dong C, Shek C. Bulk metallic glasses. Mater Sci Eng R 2004;44:45-89. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2004.03.001>
3. Inoue A, Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys. Acta Mater. 2011;59:2243-2267. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.027>
4. Gallino I, Busch R. Physical metallurgy of bulk metallic glass-forming liquids. Springer; 2024.
5. Hasiak M, Sobieszczkańska B, Łaszcz A, Biały M, Chęćmanowski J, Zatoński T. Fabrication and comprehensive evaluation of Zr-based bulk metallic glass matrix composites for biomedical applications. Sci China Mater. 2024;67:4087-4100. <https://doi.org/10.1007/s40843-024-3059-6>
6. Barman S, Banik G, Dey S. Tensile behavior of Cu-Zr-based bulk metallic glass: Atomistic insights into role of Al, Ti, and Ni. J Mech Sci Tech. 2025;39: 4495-4501. <https://doi.org/10.1007/s12206-025-0721-4>
7. Verma J, Prabhu Y, Bhatt J. Enhancing glass-forming ability and thermal stability of Zr-based bulk metallic glasses through rare earth element alloying. Metall Mater Trans A 2025;56:2695-2704. <https://doi.org/10.1007/s11661-025-07821-5>
8. Song KK, Pauly S, Zhang Y, Gargarella P, Li R, Barekar NS, et al. Strategy for pinpointing the formation of B2 CuZr in metastable CuZr-based shape memory alloys. Acta Mater. 2011;59:6620-6630. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.07.017>
9. Das J, Tang MB, Kim KB, Theissmann R, Baier F, Wang WH, et al. Work-hardenable ductile bulk metallic glass. Phys Rev Lett. 2005;94:205501. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.94.205501>
10. Zhang L, Jiang F, Zhang D, He L, Sun J, Fan J, et al. In-situ precipitated nanocrystal beneficial to enhanced plasticity of Cu-Zr based bulk metallic glasses. Adv Eng Mater. 2008;10:943-950.
11. Wu Y, Song W, Zhang ZY, Hui X, Ma D, Wang X, et al. Relationship between composite structures and compressive properties in CuZr-based bulk metallic glass system. Chin Sci Bull. 2011;56:3960-3964. <https://doi.org/10.1007/s11434-011-4858-4>
12. Song KK, Pauly S, Sun BA, Zhang Y, Tan J, Kuhn U, et al. Formation of Cu-Zr-Al-Er bulk metallic glass composites with enhanced deformability. Intermetallics 2012;30:132-138. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.03.016>
13. Kuo C, Huang J, Du X, Chen Y, Liu X, Nieh T. Effects of V on phase formation and plasticity improvement in Cu-Zr-Al glassy alloys. Mater Sci Eng A 2013;561:245-251. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.011>
14. Song KK, Wu DY, Pauly S, Peng CX, Wang L, Eckert J. Thermal stability of B2 CuZr phase, microstructural evolution and martensitic transformation in Cu-Zr-Ti alloys. Intermetallics 2015;67:177-184. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2015.08.015>
15. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. Acta Mater. 2000;48: 279-306. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(99\)00300-6](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(99)00300-6)
16. Deng L, Zhou B, Yang H, Jiang X, Jiang B, Zhang X. Roles of minor rare-earth elements addition in formation and properties of Cu-Zr-Al bulk metallic glasses. J Alloys Compd. 2015;632:429-434. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.036>
17. Wang WH. Roles of minor additions in formation and properties of bulk metallic glasses. Prog Mater Sci. 2007;52:540-596. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.07.003>
18. Xie Z, Zhang Y, Yang Y, Chen X, Tao P. Effects of rare-earth elements on the glass forming ability and mechanical properties of Cu₄₆Zr_{47-x}Al₇M_x (M= Ce, Pr,

- Tb, and Gd) bulk metallic glasses. *Rare Metals* 2010;29:444-450. <https://doi.org/10.1007/s12598-010-0147-7>
19. Fu J, Men H, Pang S, Ma C, Zhang T. Formation and thermal stability of Cu-Zr-Al-Er bulk metallic glasses with high glass-forming ability. *J Uni Sci Technol.* 2007;14:36-38. [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(07\)20104-2](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(07)20104-2)
20. Cao D, Wu Y, Liu X, Wang H, Wang X, Lu Z. Enhancement of glass-forming ability and plasticity via alloying the elements having positive heat of mixing with Cu in $\text{Cu}_{48}\text{Zr}_{48}\text{Al}_4$ bulk metallic glass. *J Alloys Compd.* 2019;777:382-391. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2005.02.019>

نسخه
پیش
از انتشار