

اثر تف جوشی بر سختی و ساختار آلیاژهای Cu-Zr تولیدی به روش آلیاژسازی مکانیکی

منیره عظیمی^{۱*} و غلامحسین اکبری^۲

۱- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی متالورژی، عضو انجمن پژوهشگران جوان، دانشگاه شهید باهنر کرمان

۲- دانشیار، گروه مهندسی متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان

*mnr2_azimi@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۸۹/۰۶/۲۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۸۹/۰۸/۲۴)

چکیده

آلیاژهای پیرسخت شونده‌ی مس- زیرکونیوم با استحکام و رسانایی بالا در قطعات رسانای الکتریکی- حرارتی نظیر الکترودهای جوش مقاومتی به کار می‌روند. از این رو در این تحقیق ابتدا مخلوط پودرهای خالص مس و زیرکونیوم به منظور آلیاژسازی، در سه ترکیب ۱، ۳ و ۶ درصد وزنی از زیرکونیوم و در ۴ زمان مختلف آسیاب شدند و بعد از فشرده‌سازی، در سه دمای ۴۵۰، ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد و در مدت زمان نیم ساعت تف جوشی شدند. ریزسختی‌سنجی در نمونه‌های آسیاب شده و سپس تف جوشی شده انجام گردید و ریزساختار نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج حاصل نشان داد، سختی نمونه‌ها با زمان آسیاب کاری رابطه صعودی دارد و فرآیندهای بازیابی و تبلور مجدد در نمونه‌های پرزیرکونیوم و در نمونه‌های آسیاب شده‌ی پرساعت کندتر است که ناشی از برهم کنش اتم‌های محلول زیرکونیوم و احتمالاً رسوبات تشکیل شده غنی از زیرکونیوم با فرآیندهای نرم کاری بوده است.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژسازی مکانیکی، تف جوشی، زیرکونیوم، سختی، مس.

۱- مقدمه

شده است ترکیب مناسبی از رسانایی و استحکام مکانیکی نسبتاً بالا حاصل گردد. از آنجایی که استحکام‌دهی محلول جامد در اکثر موارد رسانایی الکتریکی را کاهش می‌دهد، روش‌های استحکام‌دهی رسوب سختی و پراکنده سختی بیشتر در آلیاژهای مس گسترش یافته‌اند. به طوری که در این آلیاژها با افزایش استحکام، رسانایی مس نسبتاً حفظ می‌شود. رسوب سختی در سیستم‌های آلیاژی رقیق و کم محلول مس نظیر سیستم

با گسترش روزافزون صنایع الکتریکی نیاز به مواد پیشرفته با رسانایی الکتریکی- حرارتی و استحکام بالا به وجود آمده است. برای این منظور فلز مس با قابلیت رسانایی بالا و در دسترس بودن، مناسب‌ترین انتخاب می‌باشد. ولی مشکل استحکام پایین آن باعث شده است، تلاش‌های فراوانی در راستای ساخت آلیاژهای پر استحکام مس صورت گیرد که در تمام آنها سعی

Cu-Zr بعد از آسیاب کاری و تف جوشی با اندازه گیری سختی بررسی شده است. تغییرات ریزساختاری نیز بعد از عملیات حرارتی توأمأ مورد مطالعه قرار گرفته است. انتظار می رود پیرسازی محلول جامد فوق اشباع مس- زیرکونیوم با ساختار نانوکریستالی، بتواند استحکام قابل قبولی جهت مصارف الکتریکی- حرارتی تأمین کند.

۲- روش تحقیق

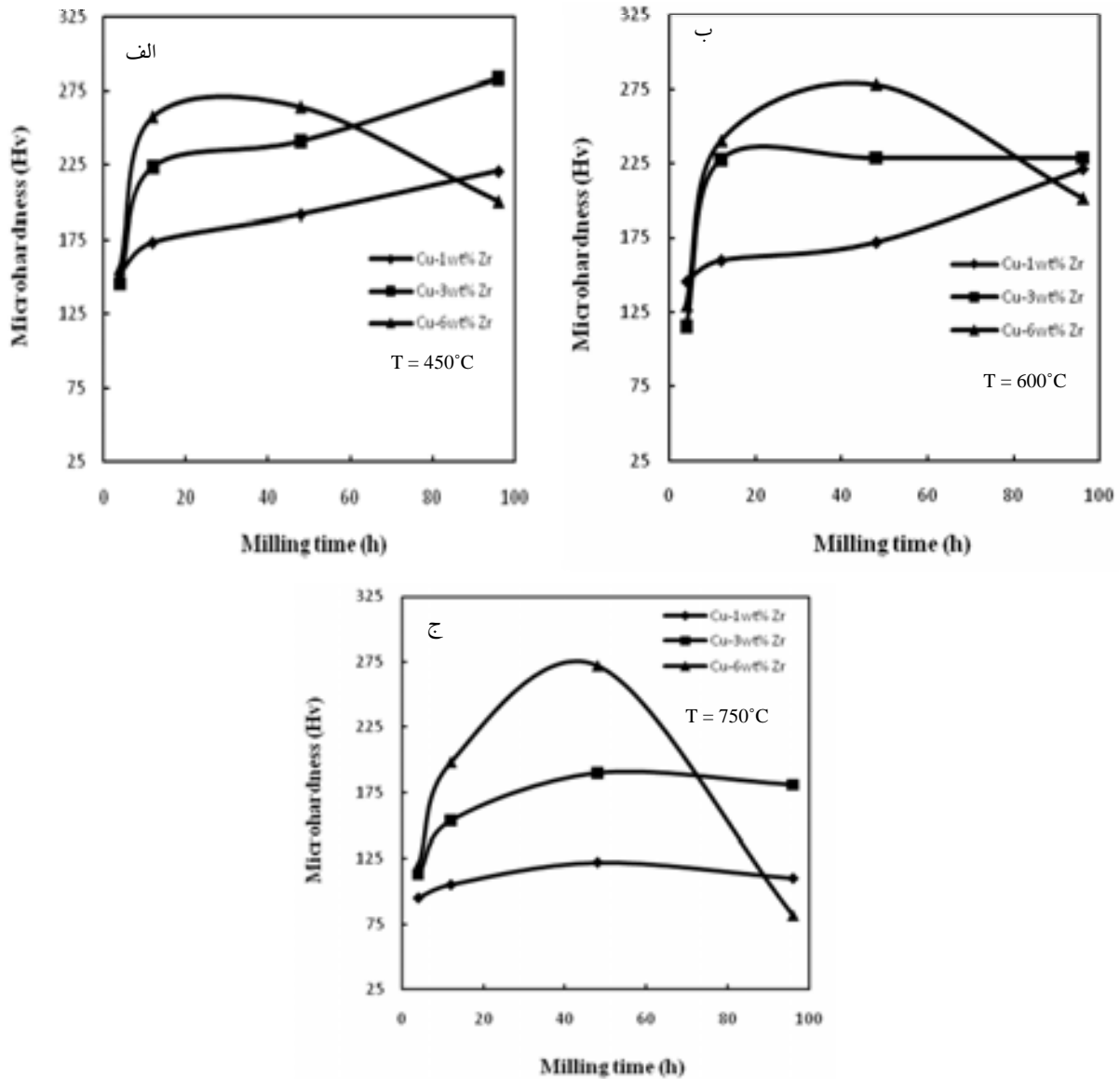
پودر مس الکترولیتی با خلوص بیش از ۹۹/۷ درصد وزنی و پودر زیرکونیوم با خلوص بیش از ۹۷ درصد وزنی به عنوان مواد اولیه استفاده شدند. آلیاژسازی در یک آسیاب گلوله سیاره‌ای پالورسیته ۶ با سرعت چرخش ۲۵۰ دور در دقیقه و نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰:۱ انجام شد. گلوله‌های فولاد زنگ‌نزن پرکروم تمپر شده در دو قطر ۱ و ۲ سانتی‌متر مورد استفاده قرار گرفتند. با انتخاب ابعاد متفاوت، گلوله‌ها حرکت تصادفی دارند [۱۱] و انرژی بیشتری به پودر منتقل می‌شود [۱۲]. از طرفی ضخامت لایه سطحی پودر روی گلوله‌ها به حداقل می‌رسد و از ناهمگنی پودرها جلوگیری می‌شود [۱۳]. پودرها قبل از آسیاب کاری به مدت زمان نیم ساعت در آسیاب بدون حضور گلوله‌ها مخلوط شدند و در سه ترکیب ۱، ۳ و ۶ درصد وزنی زیرکونیوم در زمان‌های ۴، ۱۲، ۴۸ و ۹۶ ساعت آسیاب شدند. ترکیب شیمیایی آلیاژها با توجه به محدوده کریستالی گزارش شده در آسیاب کاری آلیاژهای مس- زیرکونیوم [۹] انتخاب شد. از اتانول به عنوان PCA و به میزان ۱ cc استفاده شد و برای جلوگیری از افزایش دما به ازای هر یک ساعت آسیاب کاری وقفه‌ای ۳۰ دقیقه‌ای اعمال گردید. محفظه آسیاب از جنس فولاد زنگ‌نزن پرکروم بود و به منظور اجتناب از اکسیداسیون پودرها طی آسیاب کاری، تحت محافظت گاز آرگون قرار گرفت.

پودرهای حاصل از آسیاب کاری با دستگاه پرس سرد به شکل قرص به هم فشرده شدند و در یک کوره عملیات حرارتی تحت محافظت گاز آرگون تف جوشی شدند. با توجه به شرایط

دوتایی Cu-Cr [۱ و ۲]، Cu-Zr [۳ و ۴] و سیستم سه‌تایی Cu-Cr-Zr [۱، ۵، ۶ و ۷] خواص مطلوب‌تری از استحکام و رسانایی ایجاد می‌کند. در این میان آلیاژهای رقیق و رسوب سخت Cu-Zr که ویژگی‌های جالب توجهی را در دمای اتاق و دماهای بالا نشان می‌دهند، مورد توجه هستند [۳]. در آلیاژهای Cu-Zr که به روش‌های متداول متالورژیکی ساخته می‌شوند، به دلیل حلالیت پایین زیرکونیوم در مس، درصد عنصر آلیاژی در محلول جامد محدود است و به همین دلیل درصد رسوبات حاصل از پیرسازی کم بوده و سطح استحکام آلیاژ Cu-Zr چندان افزایش نمی‌یابد. برای رفع این مشکل، ساخت محلول جامد فوق اشباع شبه پایدار Cu-Zr و افزایش حلالیت زیرکونیوم در مس با روش‌های انجماد سریع و متالورژی پودر انجام گرفته است [۳، ۴ و ۸]. از میان این روش‌ها، آلیاژسازی مکانیکی می‌تواند نسبت به انجماد سریع، محلول جامد غنی‌تر و همگن‌تری را در اثر برخوردی پراثری حین آسیاب کاری ایجاد کند. از طرفی سهولت کار، انجام عملیات آلیاژسازی در حالت جامد و امکان ساخت انواع مختلف مواد با این روش، باعث گسترش روز به روز آلیاژسازی مکانیکی شده است [۹].

با تشکیل محلول جامد فوق اشباع و نانوساختار مس- زیرکونیوم، کسر حجمی بالایی از رسوبات همدوس می‌تواند در پیرسازی محلول جامد تشکیل شوند. در عملیات حرارتی علاوه بر رسوب‌دهی، فرآیندهای نرم کاری بازیابی و تبلور مجدد به طور همزمان اتفاق می‌افتد و رقابت بین این پدیده‌ها، سختی و استحکام نهایی آلیاژ را تعیین می‌کند. ذکر این نکته حائز اهمیت است که در سیستم مس- زیرکونیوم، در محدوده وسیعی از ترکیب شیمیایی رسوبات مختلف غنی از زیرکونیوم تشکیل می‌شوند [۱۰] و با اندازه، مورفولوژی و میزان همدوسی متفاوت، سطح استحکام حاصل را تغییر می‌دهند.

در تحقیق حاضر، پودرهای نانوساختار Cu-Zr به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شدند و سپس در دماهای مختلف تحت تف جوشی قرار گرفتند. با توجه به اینکه سختی معیار مناسبی از خواص مکانیکی است، از این رو استحکام آلیاژهای



شکل (۱): تغییر ریزسختی بر حسب زمان آسیاب‌کاری در آلیاژهای Cu-1,3,6wt% Zr و در دماهای مختلف تابکاری، الف) ۴۵۰، ب) ۶۰۰ و ج) ۷۵۰ °C.

الماس ۱ و ۰/۲۵ میکرون پولیش نهایی شدند و توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند.

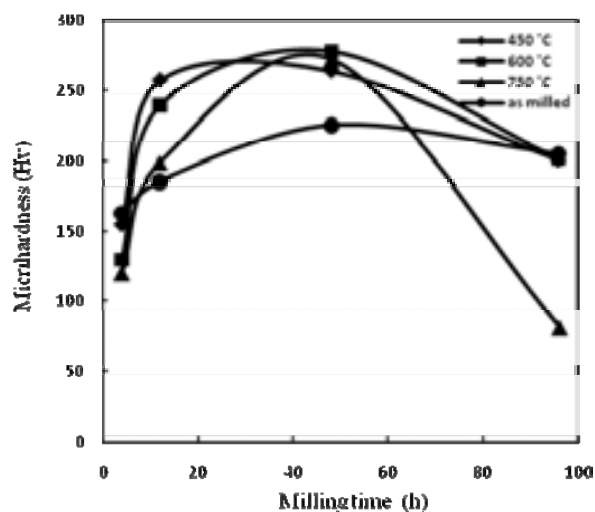
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزسختی

شکل (۱) تغییر ریزسختی آلیاژهای Cu-Zr را بر حسب زمان آسیاب‌کاری در سه ترکیب ۱، ۳ و ۶ درصد وزنی از عنصر آلیاژی و در سه دمای تف‌جوشی ۴۵۰، ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه

پیرسازی این دسته از آلیاژها، تف‌جوشی در سه دمای ۴۵۰، ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان نیم ساعت انجام گرفت. نمونه‌های حاصل از عملیات حرارتی تا سنباده ۵۰۰۰ آماده‌سازی شدند و تست ریزسختی ویکرز با استاندارد ASTM E 384-89 توسط دستگاه ریزسختی‌سنج Struers مدل Duramin 20 انجام گرفت.

به منظور تهیه تصاویر نوری، نمونه‌های آماده‌سازی شده با خمیر



شکل (۲): تغییر ریزسختی در آلیاژ Cu-6wt%Zr بر حسب زمان آسیاب کاری در ۳ دمای مختلف تف جوشی و در حالت آسیاب شده.

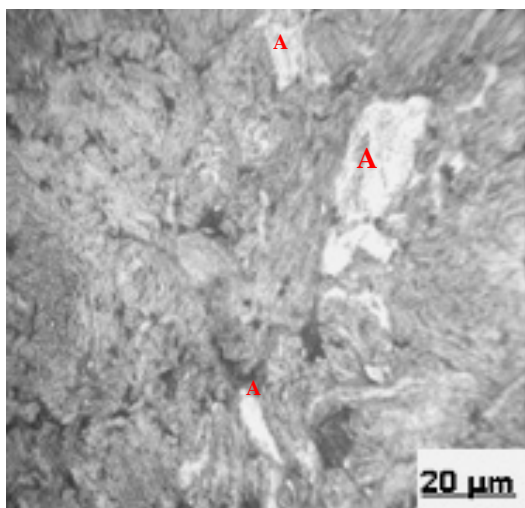
دماهای بالای تابکاری می شود.

در شکل (۳) تغییر سختی سه آلیاژ مذکور بر حسب زمان آسیاب کاری در حالت آسیاب شده قبل از تف جوشی آورده شده است. همان طور که ملاحظه می گردد، با افزایش زمان، سختی آلیاژها افزایش می یابد که ناشی از افزایش چگالی عیوب کریستالی و کار سردی بالای پودرها است. از طرفی تشکیل محلول جامد مس-زیرکونیوم غنی تر در زمان های طولانی، استحکام دهی محلول جامد را تأمین می کند. افت سختی در آسیاب کاری ۹۶ ساعت، در دو ترکیب Cu-3, 6wt%Zr می تواند در اثر افزایش دما در حین آسیاب کاری و وقوع پدیده تبلور مجدد باشد و کاهش سختی را نسبت به زمان ۴۸ ساعت به دنبال آورد. زیرا که در زمان ۹۶ ساعت با انحلال بیشتر زیرکونیوم و کاهش شدید SFE، مس کار سرد شده مستعد تبلور مجدد می باشد. با مقایسه داده های سختی حاصل از آسیاب کاری و تف جوشی در زمان آسیاب کاری مشابه، ملاحظه می شود، سختی آلیاژ Cu-1wt%Zr در سه دمای مذکور کمتر از حالت آسیاب شده است. در مقدار کم زیرکونیوم، میزان رسوب دهی پایین است و رسوبات با کسر حجمی کم، فرآیند تبلور مجدد را چندان تحت تأثیر قرار نمی دهند. در نتیجه،

سانتی گراد نشان می دهد. رفتار آلیاژ Cu-6wt%Zr متفاوت از دو آلیاژ دیگر است و در شکل (۲) مورد بحث قرار خواهد گرفت. در دو آلیاژ Cu-1, 3wt%Zr با تابکاری در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد افزایش سختی طی آسیاب کاری مشاهده می شود (شکل ۱-الف). در دو دمای دیگر نیز روند افزایشی سختی تا زمان ۴۸ ساعت برقرار است. همچنین سختی آلیاژ در درصد بالاتر از عنصر آلیاژی و در زمان های برابری از آسیاب کاری بیشتر است. جز در ۹۶ ساعت کار آسیاب که مربوط به رفتار متفاوت آلیاژ Cu-6wt%Zr می باشد.

در مقادیر بالای عنصر آلیاژی به دلیل گرادیان غلظتی بالا حلالیت افزایش می یابد و در آسیاب کاری پرساعت، چگالی بالای عیوب کریستالی و نفوذ بیشتر زیرکونیوم در زمینه مس منجر به تشکیل محلول جامد فوق اشباع مس-زیرکونیوم می شوند و نهایتاً در پیرسازی با تشکیل کسر حجمی بالای رسوبات همدوس، سختی افزایش می یابد (جزئیات بیشتر در تشکیل محلول جامد فوق اشباع مس-زیرکونیوم با ساختار نانومتری در گزارش دیگری آمده است [۱۴]).

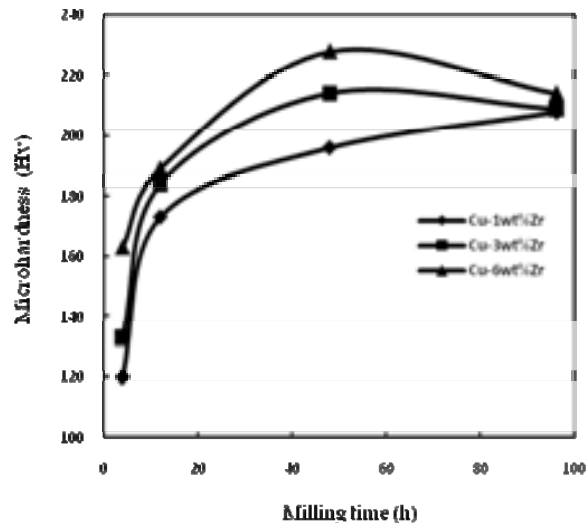
در دمای ۶۰۰ درجه سانتی گراد (شکل ۱-ب) روند صعودی سختی با زمان آسیاب کاری تنها در آلیاژ Cu-1wt%Zr دیده می شود و در آلیاژ Cu-3wt%Zr از زمان ۴۸ ساعت به بعد سختی افزایش نمی یابد. در دمای تابکاری ۷۵۰ درجه سانتی گراد (شکل ۱-ج) عدم افزایش سختی از ۴۸ ساعت به بعد در هر دو آلیاژ Cu-1,3wt%Zr ملاحظه می گردد. در آسیاب کاری ۹۶ ساعت، وجود مقادیر بالای زیرکونیوم محلول منجر به کاهش شدید SFE^۱ در مس می شود [۱۵ و ۱۶]. در نتیجه فرآیندهای بازیابی دینامیکی و استاتیکی به تأخیر افتاده و شرایط برای تبلور مجدد مهیا می گردد. افزایش موضعی دما در خلال آسیاب کاری امکان وقوع تبلور مجدد را در مس کار سرد شده افزایش می دهد. در دماهای ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی گراد به دلیل دمای بالا، سینتیک بازیابی و تبلور مجدد بیشتر از رسوب دهی است. بنابراین وقوع تبلور مجدد بیشتر و تشکیل رسوبات غیرهمدوس، باعث کاهش سختی در زمان ۹۶ ساعت آسیاب کاری و در



شکل (۴): ریزساختار نوری نمونه Cu-6wt%Zr بعد از ۹۶ ساعت کار آسیاب (A منطقه تبلور مجدد یافته است).

کمتری نسبت به نمونه‌های ۴۸ ساعته (نمونه‌های ۲) نشان می‌دهند. اگر در مرحله آسیاب‌کاری در نمونه‌های ۱، ۲، ۳، ۴، ۵، ۶، ۷، ۸، ۹، ۱۰، ۱۱، ۱۲، ۱۳، ۱۴، ۱۵، ۱۶، ۱۷، ۱۸، ۱۹، ۲۰، ۲۱، ۲۲، ۲۳، ۲۴، ۲۵، ۲۶، ۲۷، ۲۸، ۲۹، ۳۰، ۳۱، ۳۲، ۳۳، ۳۴، ۳۵، ۳۶، ۳۷، ۳۸، ۳۹، ۴۰، ۴۱، ۴۲، ۴۳، ۴۴، ۴۵، ۴۶، ۴۷، ۴۸، ۴۹، ۵۰، ۵۱، ۵۲، ۵۳، ۵۴، ۵۵، ۵۶، ۵۷، ۵۸، ۵۹، ۶۰، ۶۱، ۶۲، ۶۳، ۶۴، ۶۵، ۶۶، ۶۷، ۶۸، ۶۹، ۷۰، ۷۱، ۷۲، ۷۳، ۷۴، ۷۵، ۷۶، ۷۷، ۷۸، ۷۹، ۸۰، ۸۱، ۸۲، ۸۳، ۸۴، ۸۵، ۸۶، ۸۷، ۸۸، ۸۹، ۹۰، ۹۱، ۹۲، ۹۳، ۹۴، ۹۵، ۹۶، ۹۷، ۹۸، ۹۹، ۱۰۰ ساعته افزایش یابد، تبلور مجدد می‌تواند رخ دهد. مشاهده مناطق تبلور مجدد یافته در ریزنگار این نمونه در شکل (۴) نظریه فوق را تأیید می‌کند.

تبلور مجدد به هر دو صورت استاتیکی و دینامیکی می‌تواند منجر به تشکیل دانه‌های تبلور مجدد یافته ریز با مرزهای زاویه بزرگ شود. این مرزها مسیرهای مناسب نفوذ را تأمین کرده، سرعت نفوذ اتم‌های زیرکونیوم را افزایش می‌دهند و منجر به تشکیل ذرات درشت غنی از زیرکونیوم، بیش از اندازه‌ای می‌شوند که روی سختی مؤثر باشند. بدین ترتیب زمینه مسی از زیرکونیوم تخلیه شده و قابلیت سخت شدن آن کاهش می‌یابد و رسوبات همدوس کمتری در مرحله پیرسازی تشکیل می‌شوند. در مجموع، میزان برهم‌کنش زیرکونیوم محلول و رسوبات همدوس با فرآیندهای نرم‌کاری کاهش می‌یابد. از آنجایی که ذرات درشت غنی از زیرکونیوم تشکیل شده نیز اثر چندانی روی سختی ندارند؛ افت شدید سختی ملاحظه می‌شود. از طرف دیگر بنابر تحقیقات گذشته [۱، ۲، ۵، ۷ و ۲۷-۱۷] مشخص شده است، رسوبات زیرکونیوم در زمینه مسی به صورت ترکیب بین‌فلزی است و در محدوده غنی از مس، ترکیبات بین‌فلزی با



شکل (۳): نمودار تغییر ریزسختی نمونه‌های آسیاب شده بر حسب زمان آسیاب‌کاری در سه آلیاژ Cu-1,3,6wt%Zr.

فرآیندهای نرم‌کاری، کار سختی زمینه را کاهش داده و باعث افت سختی می‌شوند. کاهش سختی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد چشمگیرتر است و به دلیل سینتیک بالای تبلور مجدد نسبت به رسوب‌دهی و تشکیل رسوبات درشت و غیرهمدوسی است که باعث سختی کمتر نسبت به حالت آسیاب شده می‌شوند. از این‌رو به نظر می‌رسد دمای مناسب عملیات حرارتی در این آلیاژ زیر ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد باشد.

در آلیاژهای Cu-3, 6wt%Zr طی عملیات تف‌جوشی، سختی نسبت به حالت آسیاب شده افزایش یافته و در دمای بالاتر مجدداً کاهش می‌یابد. در این آلیاژها، مقدار زیرکونیوم محلول بیشتر است و کسر حجمی رسوبات همدوس نیز بالاست. برهم‌کنش زیرکونیوم محلول و رسوبات همدوس با فرآیندهای نرم‌کاری در حین حرارت‌دهی، منجر به افزایش سختی بعد از تف‌جوشی می‌شود ولی در دمای بالاتر با تبلور مجدد بیشتر و فرآوری، سختی کاهش می‌یابد.

شکل (۲) تغییر سختی آلیاژ Cu-6wt%Zr را بر حسب زمان آسیاب‌کاری در حالت آسیاب شده و تف‌جوشی شده در دماهای ۴۵۰، ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. در هر سه دما، نمونه‌های ۹۶ ساعت آسیاب شده (نمونه‌های ۱) سختی

۳-۲- ریزساختار نوری

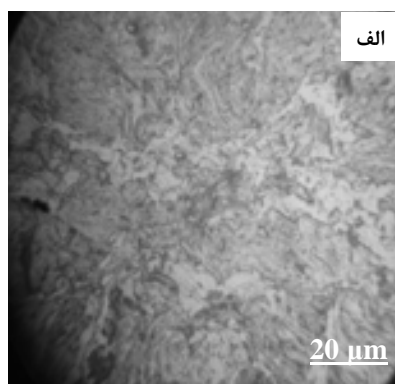
در شکل‌های (۵) تا (۸) ریزساختار آلیاژ Cu-1wt%Zr در زمان‌های ۴، ۱۲، ۴۸ و ۹۶ ساعت آسیاب‌کاری و دماهای تف‌جوشی ۴۵۰، ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. در هر شکل با مقایسه ریزساختار در دماهای مختلف حرارت‌دهی ملاحظه می‌گردد، در دمای بالاتر مناطق تبلور مجدد یافته کسر حجمی بالایی را تشکیل می‌دهند. مشاهدات ریزساختاری با تغییرات سختی در شکل (۱) همخوانی دارد. در حرارت‌دهی پودرهای آسیاب شده، فرآیندهای بازیابی، تبلور مجدد و رشد دانه به همراه رسوب‌دهی، ریزساختار نهایی را تعیین می‌کنند. نرم‌کاری ساختار در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد چشمگیرتر است و دانه‌های درشت‌تر در شکل (۵-ج) مشاهده می‌شود. علاوه بر ریزساختار، کاهش سختی آلیاژ Cu-1wt%Zr در شکل (۱-ج) در هر زمان آسیاب‌کاری نسبت به دماهای کمتر، نرم شدن ساختار را در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد تأیید می‌کند که می‌تواند ناشی از تشکیل رسوبات درشت طی فرایبری و نرم‌کاری ساختار باشد.

مقایسه زمان‌های مختلف آسیاب‌کاری در دمای ثابت نشان می‌دهد، ساختار کار سرد شده و بازیابی شده در زمان‌های طولانی‌تر کسر حجمی بیشتری را تشکیل می‌دهند و مناطق تبلور مجدد یافته کمتر است. تفاوت ساختارها ناشی از اختلاف مقدار عنصر زیرکونیوم به صورت محلول و چگالی عیوب در زمان‌های مختلف آسیاب‌کاری است (مطابق بحث بخش ۳-۱). در تصاویر، ریز شدن ذرات زیرکونیوم و توزیع یکنواخت‌تر آنها در آسیاب‌کاری پرساعت ملاحظه می‌شود و همراه با چگالی بالای عیوب کریستالی باعث افزایش حلالیت عنصر آلیاژی می‌گردد. زیرکونیوم به عنوان عنصر آلیاژی دمای تبلور مجدد را افزایش داده و فرآیندهای بازیابی و تبلور مجدد را به تعویق می‌اندازد. از طرفی با کاهش انرژی نقص در چیده شدن مانع از بازیابی دینامیکی شده، کرنش داخلی مس را بالا برده و در نتیجه تبلور مجدد را تسریع می‌کند. از طرف دیگر رسوبات همدوس غنی از زیرکونیوم که در پیرسازی محلول جامد فوق اشباع

استوکیومتری‌های مختلف به صورت Cu_3Zr [۵]، Cu_4Zr [۲، ۵، ۱۷، ۲۶ و ۲۷]، Cu_5Zr [۷، ۲۳-۲۷، ۱۸] و Cu_9Zr_2 [۱۷، ۲۴ و ۲۵] توسط محققین مختلف گزارش شده‌اند. مسلماً مقدار زیرکونیوم موجود یکی از عوامل مؤثر در تعیین نوع ترکیبات بین‌فلزی است. با توجه به اینکه اندازه، مورفولوژی و میزان همدوسی رسوبات مختلف با زمینه متفاوت است، این عوامل خواص مکانیکی نظیر سختی را تحت تأثیر قرار می‌دهند و تشکیل رسوبات درشت و غیرهمدوس با نسبت‌های استوکیومتری مختلف در مقادیر بالای زیرکونیوم محلول، می‌تواند در مجموع اثر کاهشی روی سختی داشته باشد.

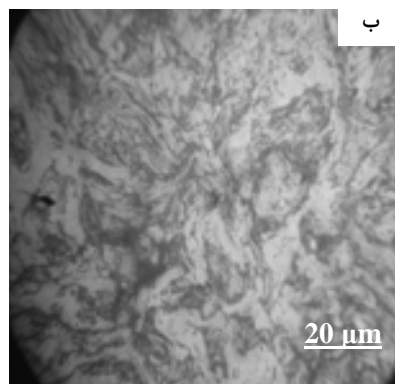
پیک سختی در نمونه‌های ۲ ملاحظه می‌شود و سختی آن در دماهای بالاتر تف‌جوشی حفظ شده است. این امر نشان می‌دهد، در آسیاب‌کاری این نمونه‌ها، تبلور مجدد دینامیکی و استاتیکی چندانی رخ نداده و زیرکونیوم از محلول جامد خارج نشده است. بنابراین در مرحله تف‌جوشی با برهم‌کنش با فرآیندهای نرم‌کاری و تشکیل کسر حجمی بالای رسوبات همدوس، منجر به سختی بالاتری شده است. در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد با تشکیل رسوبات درشت، نرم‌کاری بیشتر زمینه و رشد دانه، افت سختی شدیدتر است، ولی در دماهای پایین‌تر اتفاقات ذکر شده در مورد نمونه‌های ۱ کمتر رخ داده و سختی آنها نسبت به نمونه‌های ۲ افت کمتری نشان می‌دهد. همچنین ملاحظه می‌گردد که بیشینه سختی در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد در آسیاب‌کاری ۱۲ ساعته حاصل شده است و در دو دمای ۶۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد بیشینه سختی در ۴۸ ساعت به دست آمده است. از آنجایی که در دماهای بالاتر، سینتیک رسوب‌دهی کمتر از دمای پایین است، پس بیشینه سختی در زمان بیشتری از آسیاب‌کاری حاصل می‌گردد.

بنابر نتایج فوق به نظر می‌رسد با آسیاب‌کاری آلیاژ Cu-6wt%Zr فقط در زمان‌های کوتاه‌تر از ۴۸ ساعت می‌توان مناسب‌ترین خواص مکانیکی را در مس ایجاد نمود.



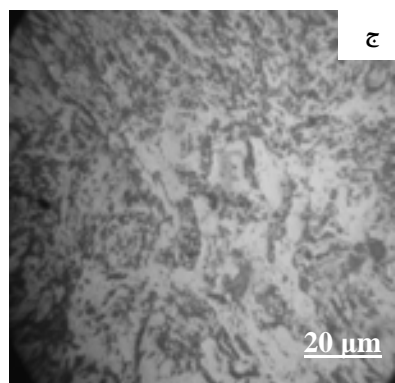
الف

20 μm



ب

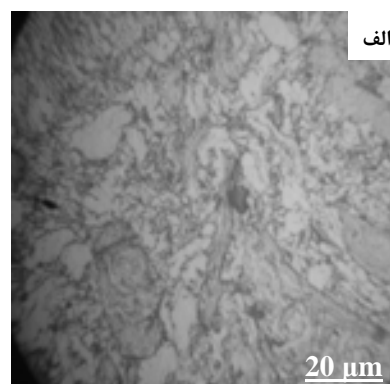
20 μm



ج

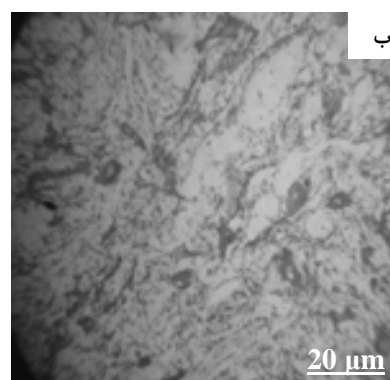
20 μm

شکل (۶): ریزساختار نوری آلیاژ Cu-1wt%Zr، ۱۲ ساعت آسیاب شده در سه دمای تف‌جوشی، الف) (۴۵۰، ب) (۶۰۰ و ج) ۷۵۰ °C.



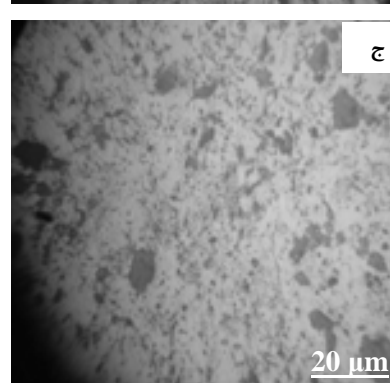
الف

20 μm



ب

20 μm



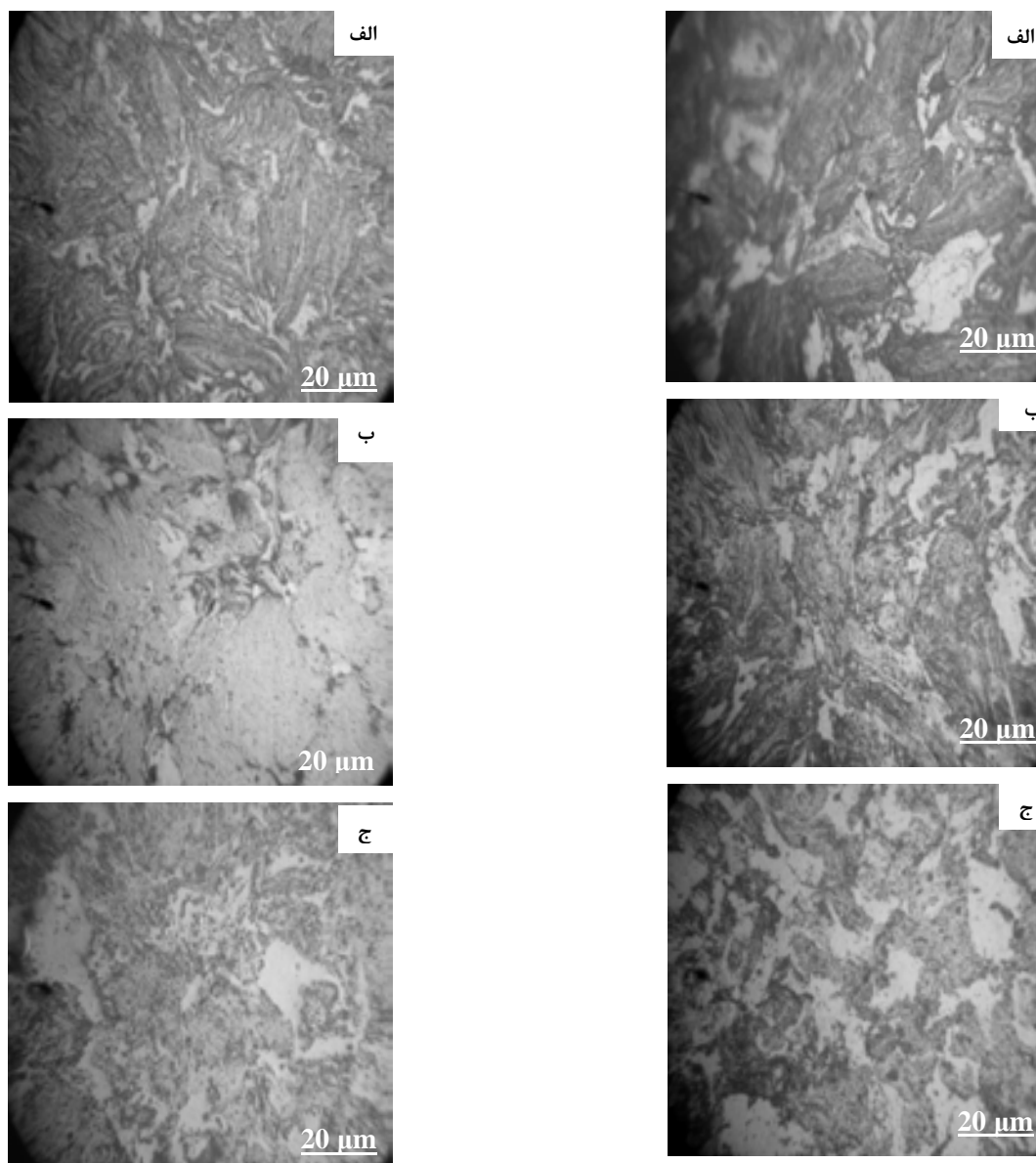
ج

20 μm

شکل (۵): ریزساختار نوری آلیاژ Cu-1wt%Zr، ۴ ساعت آسیاب شده در سه دمای تف‌جوشی، الف) (۴۵۰، ب) (۶۰۰ و ج) ۷۵۰ °C.

نتیجه این رقابت‌ها تبلور مجدد جزئی‌تر در زمان‌های بالای آسیاب‌کاری و ساختار بازیابی شده به همراه ساختار کار سرد باقیمانده است که در تصاویر مربوط به زمان‌های طولانی‌تر آسیاب‌کاری دیده می‌شود.

مس- زیرکونیوم طی تف‌جوشی تشکیل می‌شوند، باعث توقف تبلور مجدد می‌گردند. در زمان‌های بالای آسیاب‌کاری نیز کسر حجمی بالای رسوبات همدوس، مانع از تبلور مجدد می‌شود. از طرفی کرنش داخلی بالا با افزایش کار سردی مس، این فرآیند را تسریع می‌کند.



شکل (۷): ریزساختار نوری آلیاژ Cu-1wt\%Zr ، ۴۸ ساعت آسیاب شده در سه دمای تف‌جوشی، الف) ۴۵۰، ب) ۶۰۰ و ج) 750°C .

شکل (۸): ریزساختار نوری آلیاژ Cu-1wt\%Zr ، ۹۶ ساعت آسیاب شده در سه دمای تف‌جوشی، الف) ۴۵۰، ب) ۶۰۰ و ج) 750°C .

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- حرارت‌دهی نمونه‌های آسیاب شده Cu-Zr طی تف‌جوشی، منجر به سختی بیشتر می‌شود که می‌توان به تشکیل رسوبات همدوس غنی از زیرکونیوم نسبت داد و شرایط حداکثر سختی توأم با بستگی به مقدار زیرکونیوم و زمان آسیاب کاری دارد.
- ۲- با افزایش دمای تف‌جوشی آلیاژهای Cu-Zr از ۴۵۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌طور کلی سختی افزایش می‌یابد. در ادامه با

انجام تف‌جوشی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل نرم‌کاری ریزساختار و فرایبری افت سختی ملاحظه می‌گردد.

۳- استفاده از عنصر زیرکونیوم در ۶ درصد وزنی، سختی بیشتری ایجاد می‌کند و حداکثر سختی در تمام دماها، با ۴۸ ساعت آسیاب کاری به دست می‌آید که نشانگر پایداری حرارتی بالای این نمونه‌ی آسیاب شده است. ولی در آسیاب کاری طولانی‌تر خواص مکانیکی مس بهبود نمی‌یابد. بنابراین به نظر

- Engineering, Vol. 98, pp. 543-546, 1988.
- [9] C. Suryanarayana, Mechanical Alloying and Milling, 1st ed., Marcel Dekker, New York, 2004.
- [10] N. Wang, Ch. Li, Zh. Du, F. Wang and W. Zhang, "The Thermodynamic Re-assessment of the Cu-Zr System", Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, Vol. 30, pp. 461-469, 2006.
- [11] L. Takacs, In: C. Suryanarayana, et al. eds., Processing and Properties of Nanocrystalline Materials, Warrendale, PA: TMS, pp. 453-464, 1996.
- [12] D. Gavrilov and O. Vinogradov, In: Poursartip A, Street K, editors, 10th Processing International Conf. on Composite Materials, Vol. 3, pp. 11, 1995.
- [13] L. Takacs and M. J. Pardavi-Horvath, "Nanocomposite Formation in the FeO-Zn System by Reaction Milling", Applied Physics, Vol. 75, pp. 5864-5866, 1994.
- [14] M. Azimi and G. H. Akbari, "Development of Nanostructure Cu-Zr Alloys by the Mechanical Alloying Process", Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 27-32, 2011.
- [15] K. Kapoor, D. Lahiri, I. S. Batra, S. V. R. Rao and T. Sanyal, "X-ray Diffraction Line Profile Analysis for Defect Study in Cu-1wt%Cr-0.1wt%Zr Alloy", Materials Characterization, Vol. 54, pp. 131-140, 2005.
- [16] I. S. Batra, et al., "Microstructure and Properties of a Cu-Cr-Zr Alloy", Nuclear Materials, Vol. 299, pp. 91-100, 2001.
- [17] M. J. Jr. Donachie, "Investigation of Copper-Rich Portion of Copper-Zirconium Phase Diagram by Electron-Probe Microanalysis", Institute of Metals, Vol. 113, pp. 180, 1964.
- [18] D. L. Ellis, "Observations of a Cast Cu-Cr-Zr Alloy", Materials Science and Technology, Vol. 1, pp. 45-56, 2006.
- [19] K. J. Zeng, M. Hämäläinen and K. Lilius, "Phase Relationships in Cu-Rich Corner of the Cu-Cr-Zr Phase Diagram", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 32, pp. 2009-2014, 1995.
- [20] V. A. Phillips, "Electron Microscope Observations on Precipitation in a Cu-1.07% Zr Alloy", Metallography, Vol. 7, pp. 137-155, 1974.
- [21] P. Forey, et al., "Synthesis, Characterization and Crystal-Structure of Cu₅Zr", CR Hebdomadaires Seances Academy of Science Series C, Vol. 291, pp. 177-178, 1980.
- [22] M. Y-W. Lou and N. J. Grant, "Identification of Cu₅Zr Phase in Cu-Zr Alloys", Metallurgical Transaction A, Vol. 15, pp. 1491-1493, 1984.
- [23] J. L. Glimois, P. Forey and J. L. Feron, "Structural and Physical Studies of Copper-Rich Alloys in the Cu-Zr System", Less-Common Metals, Vol. 113, pp. 213-224, 1985.
- می‌رسد نمونه ۴۸ ساعت آسیاب شده‌ی ترکیب Cu-6wt%Zr بتواند سطح استحکام قابل قبولی در مصارفی نظیر الکترودهای جوشکاری را تأمین نماید.
- ۴- ریزساختار نوری نمونه‌ها با نتایج ریزسختی آنها مطابقت می‌کند. فرآیند تبلور مجدد در زمان‌های بالای آسیاب‌کاری به طور جزئی انجام می‌گیرد و در دمای بالای تف‌جوشی، بیشتر رخ می‌دهد، به طوری که در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد حجم بیشتری از ریزساختار را مناطق تبلور مجدد یافته تشکیل می‌دهند.
- ### ۵- تشکر و قدردانی
- نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند، قدردانی خود را از انجمن پژوهشگران جوان دانشگاه شهید باهنر کرمان به خاطر حمایت مالی از این پژوهش ابراز نمایند.
- ### ۶- مراجع
- [1] J. A. Juarez-Islas, R. Perez, L. A. Albarran, V. Rivera and L. Martinez, "Development of High-Strength, High-Conductivity Copper Alloys by Rapid Solidification", Materials Science Letters, Vol. 11, pp. 1104-1106, 1992.
- [2] Z. Li, J. Shen, F. Cao and Q. Li, "A High Strength and High Conductivity Copper Alloy Prepared by Spray Forming", Materials Processing Technology, Vol. 137, pp. 60-64, 2003.
- [3] L. Arnborg, U. Backmark, N. Backstrom and J. Lange, "A New High Strength, High Conductivity Cu-0.5 wt.% Zr Alloy Produced by Rapid Solidification Technology", Materials Science and Engineering, Vol. 83, pp. 115-121, 1986.
- [4] R. N. Wright and I. E. Anderson, "Age-hardening Behavior of Dynamically Consolidated Rapidly Solidified Cu-2%Zr Powder", Materials Science and Engineering A, Vol. 114, pp. 167-172, 1989.
- [5] J. P. Tu, et al., "Effect of Aging Treatment on the Electrical Sliding Wear Behavior of Cu-Cr-Zr Alloy", Wear, Vol. 249, pp. 1021-1027, 2002.
- [6] U. Holzwarth, H. Stamm, M. Pisoni, A. Volcan and R. Scholz, "The Recovery of Tensile Properties of CuCrZr Alloy after Hot Isostatic Pressing", Fusion Engineering and Design, Vols. 51-52, pp. 111-116, 2000.
- [7] U. Holzwarth and H. Stamm, "The Precipitation Behaviour of ITER-Grade Cu-Cr-Zr Alloy After Simulating the Thermal Cycle of Hot Isostatic Pressing", Nuclear Materials, Vol. 279, pp. 31-45, 2000.
- [8] M. J. Tenwick and H. A. Davies, "Enhanced Strength in High Conductivity Copper Alloys", Materials Science and

- [24] P. Forey, J. L. Glimois and J. L. Feron, "Structural Study of Ternary $(\text{Ni}_{1-x}\text{Cu}_x)_5\text{Zr}$ Alloys", *Less-Common Metals*, Vol. 124, pp. 21-27, 1986.
- [25] S. Yoshida, Master Eng. Thesis, Tokyo Institute of Technology, 1997.
- [26] P. Liu, et al., "Aging Precipitation and Recrystallization of Rapidly Solidified Cu-Cr-Zr-Mg Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 265, pp. 262-267, 1999.
- [27] J. H. Su, Q. M. Dong, P. Liu, H. J. Li and B. X. Kang, "Research on Aging Precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 392, pp. 422-426, 2005.

۲- پی نوشت

1- Stacking Fault Energy