

بررسی رفتار ریزساختاری، مکانیکی و الکتریکی آلیاژهای مس - قلع تهیه شده به روش ریخته‌گری پیوسته

محمود ابراهیمی*^۱، شکوه عطاری‌لر^۲، محمدحسین شاعری^۳، سیدمحمدتقی صالحی^۲

^۱ گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه مراغه، مراغه، ایران.

^۲ دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

^۳ گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام‌خمينی (ره)، قزوین، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۷/۷/۲۵، تاریخ دریافت نسخه اصلاح‌شده: ۱۳۹۷/۸/۱۹، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۷/۹/۱۹

چکیده در این پژوهش، آلیاژ مس-قلع با سه مقدار قلع مختلف ۰٫۱۸، ۰٫۳ و ۰٫۵ درصد وزنی از طریق ریخته‌گری پیوسته در دو دمای ۱۱۵۰ و ۱۱۸۰ درجه سانتی‌گراد و دو سرعت سه و پنج متر بر دقیقه تهیه شدند. سپس خواص ریزساختاری و مکانیکی آنها مورد مطالعه قرار گرفته و با رفتار نمونه مس خالص مقایسه شد. نتایج دانه‌بندی حاکی از آن است که نمونه‌های ریخته‌گری دارای ساختاری ستونی بوده که به صورت شعاعی از دیواره‌ها به طرف مرکز نمونه کشیده شده است. همچنین تاثیر افزایش مقدار عنصر آلیاژی در کشیدگی دانه‌ها از هر دو پارامتر ریخته‌گری بیشتر می‌باشد. آنالیز میکروسکوپ الکترونی روشی نشان داد که توزیع قلع در نمونه تقریباً همگن بوده و هیچ فازی که غنی از قلع باشد، ایجاد نمی‌گردد. همچنین هدایت الکتریکی نمونه‌ها با افزایش درصد قلع کاهش جزئی پیدا کرده ولی دما و سرعت فرایند ریخته‌گری تاثیری در این مقدار ندارد.

کلمات کلیدی: ریخته‌گری پیوسته، آلیاژ مس-قلع، خواص مکانیکی، هدایت الکتریکی، میکروسکوپ نوری.

Microstructural, Mechanical and Electrical Behavior of Copper-Tin alloys Produced by Continuous Casting Technique

M. Ebrahimi^{*1}, Sh. Attarilar², M.H. Shaeri³, M.T. Salehi²

¹ Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, University of Maragheh, Maragheh, Iran.

² School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

³ Department of Materials Science and Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

Abstract Copper-tin alloys with three tin contents of 0.18, 0.3, and 0.5wt.% was produced by continuous casting process at the temperature of 1150 and 1180 and speed of 3 and 5 m/min; then, microstructure, electrical, and mechanical properties of produced alloys were determined and compared with the pure copper. It was found that all casting samples have similar columnar grains, elongated radially from walls to the center. Also, the effect of Sn content on the columniation of grains is more sizeable than both other casting parameters. The results of scanning electron microscopy indicated that the produced alloys have a single-phase structure and Sn distribution is almost homogeneous in the copper. Additionally, electrical conductivity is slightly reduced by the increment of the alloying element whereas casting temperature and speed do not have a considerable effect.

Keywords: Continuous casting; Cu-Sn alloys; Mechanical properties; Electrical conductivity; Optical microscopy.

۱- مقدمه

مس خالص به دلیل هدایت بالای الکتریکی و حرارتی آن یکی از مواد پرکاربرد صنعتی به ویژه در صنایع الکتریکی محسوب می شود، به علاوه فلز مزبور دارای شکل دهی آسان بوده و مقاومت به خوردگی بالایی نیز دارد. در این بین، آلیاژهای مس- قلع به دلیل عدم حضور عنصر سمی سرب از اهمیت ویژه ای به خصوص در لحیم کاری برخوردار هستند [۱].

کاربردهای وسیع مس در صنایع اتومبیل سازی و الکتریکی منجر به ایجاد راهکارهایی به منظور صرفه جویی در هزینه ها شده است، یکی از این راهکارها استفاده از سیم های نازک مسی است. به دلیل اهمیت هدایت الکتریکی مس، روش های بهبود استحکام، خواص مکانیکی و سایشی باید به گونه ای انتخاب شود که خللی در هدایت الکتریکی ماده وارد نکند، لذا آلیاژهای مسی گوناگونی با این هدف مورد مطالعه قرار گرفته اند که یکی از این آلیاژهای مورد توجه، آلیاژهای رقیق از قلع^۱ می باشد [۲].

با وجود هدایت الکتریکی و حرارتی مناسب، این فلز به طور کامل قادر به تأمین خواص مکانیکی لازم برای برخی از صنایع از جمله کاربردهای الکترومغناطیسی نیست [۳]. در پنج دهه اخیر، آلیاژهای بسیاری از مس (Cu-X) به طور عمده با عناصر افزودنی کروم، نیوبوم و نقره (Cr, Nb, Ag) توسعه داده شده و با روش های نورد و کشش سرد تحت عملیات شکل دهی قرار گرفته اند [۴-۶]. نتایج مطالعات پیشین نشان می دهد که ترکیب شیمیایی، پروسه حرارتی و فرایندهای تغییر شکل نقش مهمی در خواص این آلیاژها داشته و منجر به بهبود استحکام مکانیکی به همراه حفظ هدایت الکتریکی آن آلیاژ پس از اعمال سطوح بالایی از تغییر شکل می گردد. علاوه بر آلیاژهای دوتایی، به منظور کاهش بیشتر هزینه و بهبود خواص مواد، مطالعاتی در زمینه سیستم های آلیاژی سه تایی که شامل ساختارهای چندفازی هستند نیز انجام گرفته است [۷-۹].

به طور کلی آلیاژهای مس پاسخ مناسبی نسبت به سازوکارهای استحکام دهی و تقویتی از خود نشان می دهند، با این حال هنگامی که هدایت الکتریکی در آلیاژهای مس اهمیت

ویژه ای دارد، برای تولید سیم و مفتول ها باید با احتیاط بیشتری عمل نمود. سازوکارهای استحکام دهی معمول عبارتند از استحکام دهی از طریق محلول جامد، رسوب سختی و کارسرد، اما تقریباً تمامی سازوکارهای استحکام دهی، هدایت الکتریکی را تضعیف می کنند. در این میان آلیاژهای رقیق، از این لحاظ تقریباً مستثنی بوده [۱۰ و ۱۱] و بنابراین چنین سیستم های آلیاژی در کاربردهای الکتریکی اهمیت ویژه ای پیدا کرده اند.

حضور اتم های کوچک تر از مس مانند قلع در شبکه بلوری آن منجر به انقباض شبکه مزبور می شود، در نتیجه مقاومت شبکه در مقابل تغییر شکل افزایش پیدا کرده و ماده مستحکم تر می گردد. به این حالت، استحکام دهی از طریق محلول جامد اطلاق می شود [۱۰]. برخی عناصر قادر هستند تا درصد های بالایی در مس حل شوند که برای قلع این مقدار ۱۵/۸ درصد وزنی گزارش شده است. برای دستیابی به سیمی با استحکام بالا علاوه بر اثر استحکام دهی از طریق محلول جامد، اعمال کشش سرد نیز ضروری به نظر می رسد [۱۰]، اما اعوجاج شبکه به دلیل حضور عناصر آلیاژی، هدایت الکتریکی آن را کاهش می دهد. لذا جهت کمینه کردن افت هدایت الکتریکی و افزایش استحکام، آلیاژ محلول های جامد رقیقی مانند $Cu-0.15\%Sn$ ، $Cu-0.3\%Sn$ و $Cu-0.1\%Mg$ به کار گرفته شده اند [۱۲]. به علاوه، ریزساختار مواد نیز نقشی عمده در استحکام، انعطاف پذیری، مقاومت به خوردگی و هدایت الکتریکی آن بازی می کند [۱۳-۱۵]. در نتیجه فرایندهای بسیاری بر اساس انجماد و در جهت ایجاد فلزات و آلیاژهایی با انواع مختلف دانه بندی و مرزدانه ها توسعه داده شده اند. برای مثال دانه های هم محور از طریق ریخته گری قالب های دائمی، ریخته گری در قالب ماسه ای و یا ریخته گری پیوسته تبریدی با آب سرد ایجاد می شوند، از طرف دیگر دانه های کروی نیز توسط ریخته گری شبه جامد ایجاد می گردند [۱۶]، در حالی که دانه های پیوسته ستونی توسط ریخته گری پیوسته در قالب داغ تولید می شوند [۱۷]. در یکی از مطالعات انجام یافته در رابطه با سیستم آلیاژی مس- قلع با استفاده از روش ریخته گری پیوسته، منطقه دوفازی جهت بهبود خواص مکانیکی و الکتریکی و

^۱ Dilute copper alloy

ولتاژ پایین و المنت‌های حرارتی گرافیتی استفاده شد. از گرانول قلع با خلوص ۹۹/۹۵ درصد وزنی جهت تولید آلیاژهای مس-قلع استفاده شد. بدین صورت که جهت تولید آلیاژ Cu-0.5%Sn مقدار ۵۰ گرم قلع برای شارژ ۱۰ کیلوگرمی استفاده گردید. جهت تولید آلیاژهای Cu-0.3%Sn و Cu-0.18%Sn نیز به ترتیب ۳۰ و ۱۸ گرم گرانول قلع در شارژ کوره استفاده شد. لازم به ذکر است که این عملیات در شرکت تولید الکترولیت مس Er-Bakir کشور ترکیه انجام گرفت. جهت جلوگیری از اکسیداسیون آلیاژ طی پروسه ریخته‌گری، سطح فلز مذاب با استفاده از نوعی پودر گرافیت مخصوص ریخته‌گری پوشانیده شد. سپس، آلیاژهای مس-قلع اشاره شده به صورت میله‌هایی سیمی شکل با قطر هشت میلی‌متر با دو سرعت متفاوت سه و پنج متر بر دقیقه و در دو دمای مختلف ۱۱۵۰ و ۱۱۸۰ درجه سلسیوس ریخته‌گری گردید. تمام پارامترهای استفاده شده در فرایند ریخته‌گری پیوسته در جدول ۱ فهرست شده است.

قبل از بررسی‌های متالوگرافی، نمونه‌های آلیاژی تولیدی به توسط روش ریخته‌گری پیوسته، با دستگاه (StruersTM Labotom-5 Manuel) بریده شده و مانت گردید. به منظور ارزیابی ساختار ریخته‌گری شده دانه‌ها و نیز توزیع و ابعاد ذرات، نمونه‌های آماده شده به صورت الکترونیکی در محلول ۶۰ میلی‌لیتر متانول، ۳۵ میلی‌لیتر آب مقطر، ۲۰ میلی‌لیتر گیل‌سیرین، ۱۰ میلی‌لیتر اسید لاکتیک، ۵ میلی‌لیتر اسید فسفریک و دو گرم اسید سیتریک در ولتاژ مستقیم ۹۰ ولت و جریان ۲۵ میلی‌آمپر بر سانتی‌متر مربع به مدت سه ثانیه حکاکی شدند. در ادامه، نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری بررسی شده و مورد مطالعه قرار گرفتند. بررسی با جزئیات بیشتر، توسط دستگاه میکروسکوپ الکترون روبشی (JSM-6060, JEOL) انجام شده و آنالیز عنصری و نقشه‌برداری توسط (EDS, OxfordTM) صورت گرفت.

همچنین مقاومت به خوردگی فلزات با منطقه وسیع دوفازی مذاب- جامد استفاده شده است [۱۸]. توسط این روش، ساختاری از آلیاژ مس-قلع با دانه‌هایی ستونی که دانه‌های کوچک‌تر غیرستونی از همان فاز را احاطه کرده‌اند، ایجاد شده است. همچنین، استحکام کششی و انعطاف‌پذیری این آلیاژ به شدت بهبود یافته، مقاومت به خوردگی ۱۵ برابر شده و هدایت الکتریکی نیز به میزان ۱۲٪ بهبود پیدا کرده است. این استحکام بالا می‌تواند به دلیل مسدود شدن مؤثر حرکت نابجایی-ها توسط مرز دانه‌های از نوع خود- بسته شده^۱ باشد که از شروع خوردگی مرز دانه‌ای ممانعت می‌کند. همچنین هدایت الکتریکی و انعطاف‌پذیری بالا نیز به دانه‌های ستونی پیوسته نسبت داده شده است [۱۸]. طبق پژوهش‌های گذشته در رابطه با ریخته‌گری پیوسته، دانه‌های ستونی پیوسته هنگامی ایجاد می‌شوند که دمای قالب بالاتر از دمای لیکوئیدوس باشد [۱۷] و دانه‌های کوچک نیز زمانی قابلیت ایجاد دارند که دمای قالب کمتر از سالییدوس باشد [۱۹].

در این مطالعه، سه نوع آلیاژ رقیق Cu-0.18%Sn، Cu-0.3%Sn و Cu-0.5%Sn توسط ریخته‌گری پیوسته و به کمک بوتله گرافیتی در دو دما و دو سرعت ریخته‌گری متفاوت تهیه گردیده و خواص مکانیکی، الکترونیکی و ریزساختاری این آلیاژها در مقایسه با مس خالص مورد بررسی قرار گرفته است. تا آنجایی که نویسندگان این مقاله اطلاع دارند مطالعات در رابطه با آلیاژ مس-قلع بسیار محدود بوده، درحالی‌که تمایل به تولید چنین ترکیباتی نه تنها در مورد مس-قلع بلکه در رابطه با سیستم‌های آلیاژی مس-روی [۱۹] و مس-منیزیم [۲۰] وجود دارد.

۲- روش تحقیق

آلیاژ مس-قلع با سه ترکیب مختلف Cu-0.18%Sn، Cu-0.3%Sn و Cu-0.5%Sn توسط کوره ریخته‌گری پیوسته (RautomeadTM) تهیه گردید. از سیستم گرمایشی مقاومتی با

¹ Self-closed grain boundary

۳- نتایج و بحث

پس از انجام فرایند ریخته‌گری پیوسته، ساختار دانه‌بندی در سطح مقطع نمونه‌هایی با سه مقدار متفاوت از عنصر آلیاژی قلع که در دو دما و سرعت ریخته‌گری مختلف به صورت میله-های سیمی شکل درآمده‌اند، بررسی شده و در شکل‌های ۱ و ۲ نشان داده شده است. نتایج حاکی از آن است که هر دو دمای ریخته‌گری ۱۱۵۰ و ۱۱۸۰ درجه سلسیوس منجر به ایجاد ساختار ستونی در نمونه‌ها گردیده است که به صورت شعاعی از دیواره‌ها به طرف مرکز نمونه خواهد بود. چراکه مذابی که در مجاورت دیواره‌ها است، با توجه به اینکه دمای مذاب بسیار بالاتر از دمای دیواره‌های قالب می‌باشد اختلاف دمای زیادی بین مذاب و دیواره‌ها وجود خواهد داشت. این مساله، موجب انتقال حرارت از طرف مذاب به سمت دیواره‌ها می‌گردد. علت کشیدگی دانه‌ها نیز به این موضوع برمی‌گردد که با توجه به نحوه خروج گرما از مذاب به خارج، لایه جامد (دندریت‌ها) در داخل مذاب رشد نموده و به طرف مرکز مذاب که گرم‌ترین منطقه ریخته‌گری است پیش‌روی کرده و رشد آن تا انجماد کامل مذاب ادامه می‌یابد. با توجه به دیاگرام تعادلی آلیاژ مس-قلع، قلع در مس حل شده و به دلیل اینکه میزان قلع در این آلیاژها کم بوده، ساختار مذاب انجماد یافته دارای حالتی تک‌فاز خواهد بود. نگاهی دقیق‌تر به تصاویر ریزساختاری نشان می‌دهد که افزایش دما، سرعت ریخته‌گری و افزایش مقدار عنصر آلیاژی قلع موجب کشیده‌تر شدن دانه‌های نمونه‌ها می‌گردد. هم‌چنین تاثیر افزایش مقدار قلع موجود در مس بیشتر از هر دو پارامتر ریخته‌گری پیوسته می‌باشد. نتایج حاکی از آن است که نمونه مس-قلع ریخته‌گری شده با مقدار قلع برابر با ۰/۵ درصد، سرعت و دمای ریخته‌گری پنج متر بر دقیقه و ۱۱۸۰ درجه سلسیوس دارای بیشترین کشیدگی دانه‌ها خواهد بود. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به آلیاژ با ترکیب Cu-0.5%Sn و نیز آنالیز عنصری آن در شکل ۳ قابل مشاهده است که با سرعت پنج متر بر دقیقه و دمای ۱۱۸۰ درجه سلسیوس ریخته‌گری شده است. می‌توان بیان نمود که توزیع قلع در منطقه مورد تحلیل تقریباً همگن بوده و هیچ فازی که غنی از قلع باشد

جدول ۱. پارامترهای مورد استفاده برای ریخته‌گری پیوسته آلیاژ مس-قلع به همراه میزان اکسیژن و هیدروژن موجود در آن‌ها.

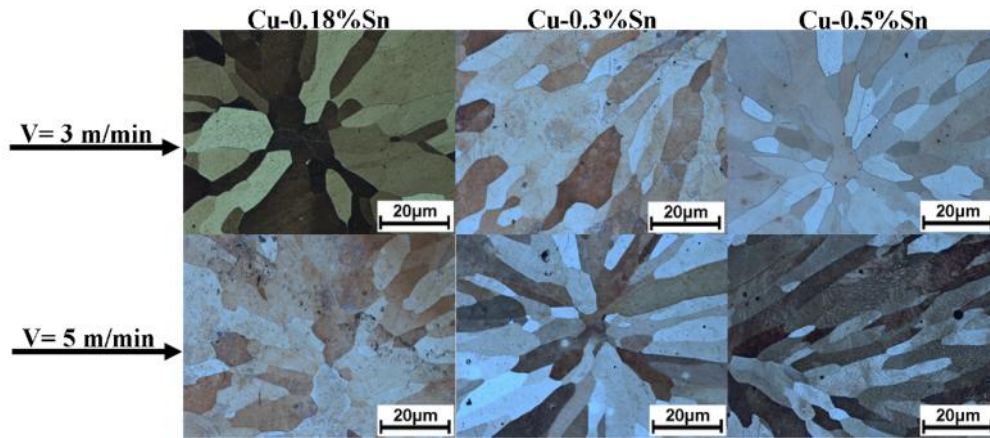
میزان هیدروژن (ppm)	میزان اکسیژن (ppm)	دمای ریخته‌گری (°C)	سرعت ریخته‌گری (m/min)	نام آلیاژ
۰٫۰۱	۱٫۴	-	-	مس خالص
۰٫۰۳	<۱	۱۱۵۰	۳	Cu-0.18%Sn
۰٫۰۲	۱٫۸۵	۱۱۵۰	۵	Cu-0.18%Sn
۰٫۰۷	۱٫۷۷	۱۱۸۰	۳	Cu-0.18%Sn
۰٫۰۵	<۱	۱۱۸۰	۵	Cu-0.18%Sn
۰٫۰۳	۱٫۴۷	۱۱۵۰	۳	Cu-0.3%Sn
۰٫۰۴	۱٫۰۳	۱۱۵۰	۵	Cu-0.3%Sn
۰٫۰۳	۱٫۱۷	۱۱۸۰	۳	Cu-0.3%Sn
۰٫۰۱	<۱	۱۱۸۰	۵	Cu-0.3%Sn
۰٫۰۱	<۱	۱۱۵۰	۳	Cu-0.5%Sn
۰٫۰۲	۱٫۱۴	۱۱۵۰	۵	Cu-0.5%Sn
۰٫۰۳	۱٫۰۸	۱۱۸۰	۳	Cu-0.5%Sn
۰٫۰۳	۱٫۰۹	۱۱۸۰	۵	Cu-0.5%Sn

خواص مکانیکی آلیاژهای مس-قلع تولید شده با ریخته‌گری پیوسته، توسط آزمون کشش به کمک دستگاه (Schenck Trebel™ RSA 25kN) در دمای اتاق و در سرعت کشش ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه (نرخ کرنش برابر با ۰/۰۱۷ بر ثانیه) بر روی نمونه‌های ساخته شده منطبق با استاندارد ASTM B557 انجام گرفت. برای هر یک از حالت‌های آزمایش، آزمون کشش دو بار به منظور سنجش تکرارپذیری آن صورت گرفت. بررسی سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون کشش توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی انجام گرفت. هم‌چنین، اندازه‌گیری ریزسختی با میانگین‌گیری از ۱۵ مقدار، تحت نیروی ۲۰۰ گرم و با زمان سکون ۱۵ ثانیه صورت گرفت. در ادامه، هدایت الکتریکی به توسط روش جریان گردابی^۱ مطابق با استاندارد ASTM E1004 اندازه‌گیری شد.

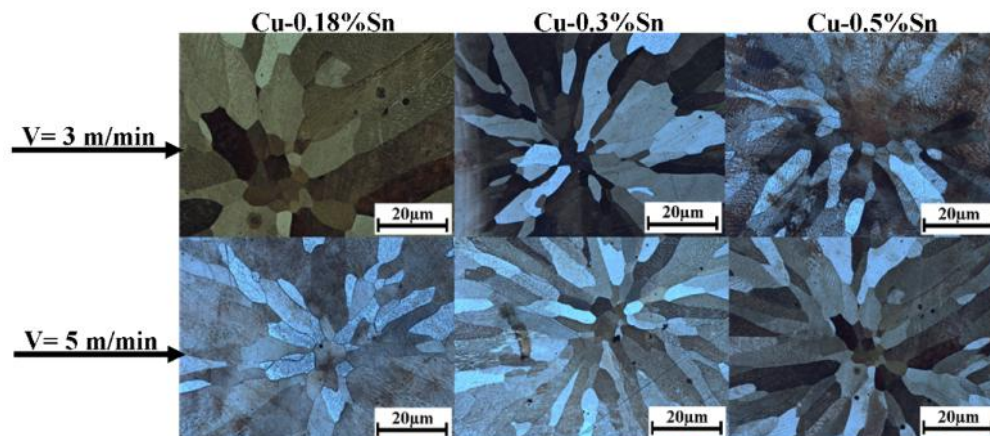
^۱ Eddy current

قلع باید وجود داشته باشد، ولی به دلیل کند بودن فرایند تشکیل این رسوبات، به‌طور معمول این آلیاژ در دمای محیط به صورت محلول جامد و تک‌فاز می‌باشد [۲۱ و ۲۲].

ایجاد نشده و قابل مشاهده نیست. با توجه به دیاگرام تعادلی مس- قلع، حلالیت قلع در مس در دمای محیط ناچیز است و در دمای محیط رسوب‌های فاز در ریزساختار آلیاژهای مس-



شکل ۱. تصاویر دانه‌بندی نمونه‌های آلیاژی مس- قلع ریخته‌گری شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سلسیوس.



شکل ۲. تصاویر دانه‌بندی نمونه‌های آلیاژی مس- قلع ریخته‌گری شده در دمای ۱۱۸۰ درجه سلسیوس.



شکل ۳. الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از آلیاژ مس-قلع با درصد وزنی ۰/۵٪ با سرعت و دمای ریخته‌گری به ترتیب پنج متر بر دقیقه و

۱۱۸۰ درجه سلسیوس، ب) آنالیز عنصری توزیع مس در آلیاژ و ج) آنالیز عنصری توزیع قلع در آلیاژ.

جدول ۲. مقادیر هدایت الکتریکی و میکروسختی سنجی برای نمونه‌های مس - قلع ریخته‌گری پیوسته شده در دما و سرعت‌های مختلف.

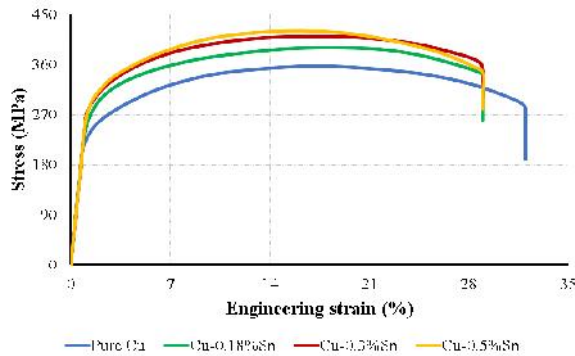
نام آلیاژ	سرعت ریخته‌گری (m/min)	دمای ریخته‌گری (°C)	هدایت الکتریکی (%IACS)	سختی سنجی (HV)
مس خالص	-	-	۹۷(۰/۵۷)	۱۱۵(۱/۴۲)
Cu-0.18%Sn	۳	۱۱۵۰	۹۰(۰/۵۴)	۱۲۶(۱/۵۸)
Cu-0.18%Sn	۵	۱۱۵۰	۹۱(۰/۳۴)	۱۲۵(۱/۶۹)
Cu-0.18%Sn	۳	۱۱۸۰	۹۰(۰/۸۱)	۱۲۷(۲/۰۵)
Cu-0.18%Sn	۵	۱۱۸۰	۸۹(۰/۶۴)	۱۲۷(۱/۶۷)
Cu-0.3%Sn	۳	۱۱۵۰	۸۱(۰/۷۵)	۱۳۲(۱/۸۹)
Cu-0.3%Sn	۵	۱۱۵۰	۸۲(۰/۸۸)	۱۳۳(۱/۵۶)
Cu-0.3%Sn	۳	۱۱۸۰	۸۰(۰/۲۹)	۱۳۲(۱/۴۲)
Cu-0.3%Sn	۵	۱۱۸۰	۸۱(۰/۵۱)	۱۳۲(۱/۲۲)
Cu-0.5%Sn	۳	۱۱۵۰	۷۲(۰/۵۸)	۱۳۹(۱/۵۵)
Cu-0.5%Sn	۵	۱۱۵۰	۷۳(۰/۴۹)	۱۳۸(۱/۷۲)
Cu-0.5%Sn	۳	۱۱۸۰	۷۰(۰/۹۴)	۱۳۸(۱/۶۸)
Cu-0.5%Sn	۵	۱۱۸۰	۷۳(۰/۶۸)	۱۴۰(۱/۴۹)

* اعداد داخل پارانتر مربوط به انحراف معیار مقادیر اندازه‌گیری شده می‌باشد.

افت هدایت الکتریکی آن می‌گردد. در مطالعه اخیر می‌توان گفت که اثر عامل دوم (آلیاژی) بر عامل اول (کشیدگی دانه‌ها) تا حدودی غلبه کرده که در نتیجه سبب کاهش هدایت الکتریکی نمونه‌های آلیاژی در مقایسه با نمونه مس خالص شده است [۲۳و۲۴]. هم‌چنین افزایش مقدار درصد وزنی عنصر قلع موجب بهبود سختی آن می‌شود. افزایش ۰/۳ درصد قلع به مس خالص صرف‌نظر از مقدار سرعت و دمای ریخته‌گری استفاده شده می‌تواند سختی آن نمونه را حدود ۱۵٪ افزایش دهد. افزودن فلز قلع به مس با سازوکار استحکام‌بخشی محلول جامد باعث بهبود استحکام می‌شود. اتم‌های محلول جامد جانشین قلع باعث ایجاد میدان تنش در اطراف اتم محلول می‌شوند. استحکام‌دهی محلول جامد به‌طور عمده به دلیل برهم‌کنش بین میدان تنش اطراف اتم‌های محلول و میدان تنش اطراف نایجایی‌ها است. میدان تنش اطراف اتم‌های محلول اغلب به‌علت مدول برشی و پارامتر شبکه متفاوت از اتم‌های محلول و اتم‌های زمینه است. لذا استحکام‌دهی محلول جامد به عدم انطباق اندازه و مدول بین اتم‌های محلول و اتم‌های زمینه بستگی دارد. عنصر قلع محلول در مس به‌دلیل عدم انطباق اندازه و عدم انطباق مدول نسبتاً بالا در مقایسه با سایر عناصر آلیاژی مورد استفاده در آلیاژهای مس، در مقادیر کم نیز تاثیر محسوسی بر بهبود استحکام دارد [۲۴-۲۷].

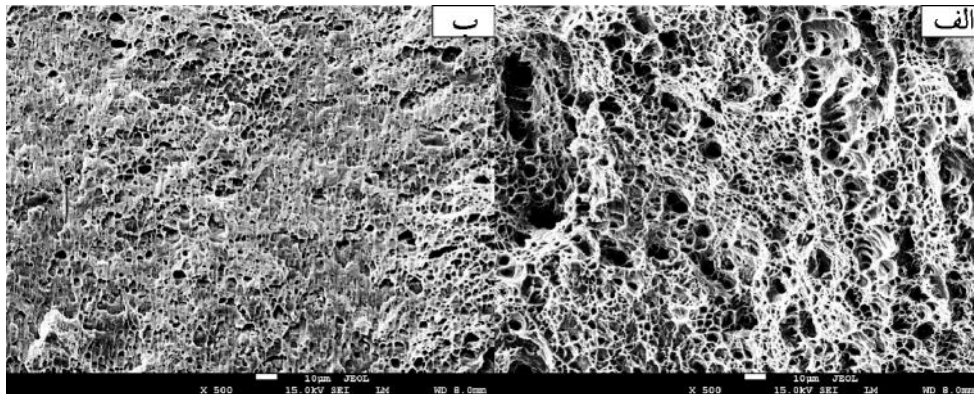
نتایج آزمون کشش برای نمونه‌های آلیاژی مس - قلع با درصد وزنی ۰/۱۸، ۰/۳ و ۰/۵ که در دمای ۱۱۸۰ درجه سلسیوس و سرعت پنج متر بر دقیقه تحت فرایند ریخته‌گری پیوسته قرار گرفته‌اند در شکل ۴ آورده شده است. با توجه به نتایج سختی سنجی که سرعت و دمای فرایند ریخته‌گری پیوسته تاثیر چندانی بر خواص مکانیکی آن نمونه‌ها ندارند از انجام آزمون کشش آن موارد صرف‌نظر شده است. نتایج حاکی از آن است که افزایش درصد قلع به مس مقدار استحکام تسلیم و کششی نمونه‌ها را افزایش می‌دهد و این بهبود استحکام به‌طور تقریبی با حفظ

نتایج مربوط به آزمون‌های هدایت الکتریکی و سختی سنجی برای هر یک از نمونه‌های مس - قلع تولید شده در جدول ۲ فهرست شده است. از این جدول می‌توان دریافت که هدایت الکتریکی نمونه‌ها با افزایش درصد قلع کاهش جزئی پیدا می‌کند ولی دما و سرعت فرایند ریخته‌گری پیوسته تاثیری در مقدار هدایت الکتریکی نمونه‌ها ندارند. به عنوان مثال، افزایش درصد وزنی عنصر قلع در مس از ۰/۱۸ به ۰/۳ صرف‌نظر از مقدار اعمالی سرعت و دمای ریخته‌گری موجب کاهش هدایت الکتریکی آن به میزان حدود ۱۰٪ می‌گردد. مشخص شده است که دانه‌های کشیده شده موجب افزایش هدایت الکتریکی مواد می‌گردد [۱۲و۱۳]. از طرف دیگر، حضور قلع در مس موجب بالا رفتن اعوجاج در شبکه مس خالص شده که مانعی در مسیر حرکت آزاد الکترون‌ها می‌باشد و موجب



شکل ۴. نمودار تنش- کرنش مهندسی برای نمونه‌های مس خالص و آلیاژ مس- قلع با درصد وزنی ۰٫۱۸، ۰٫۳ و ۰٫۵ ریخته‌گری شده در دمای ۱۱۸۰ درجه سلسیوس و سرعت پنج متر بر دقیقه.

انعطاف‌پذیری آن همراه است. افزایش ۰٫۱۸، ۰٫۳ و ۰٫۵ درصد وزنی از عنصر قلع به فلز مس در طول فرایند ریخته‌گری پیوسته می‌تواند استحکام تسلیم آن را به ترتیب از حدود ۲۲۹ مگاپاسکال به ۲۸۴، ۲۶۲ و ۲۸۹ مگاپاسکال برساند. همچنین، حدود ۹٪، ۱۴٪ و ۱۷٪ بهبودی در مقدار استحکام کششی نمونه‌های مسی با افزودن ۰٫۱۸، ۰٫۳ و ۰٫۵ درصد وزنی از عنصر قلع مشاهده می‌شود. بررسی بیشتر نمودارهای تنش - کرنش نشان می‌دهد که انعطاف‌پذیری نمونه‌های آلیاژی در مقایسه با مس خالص افتی جزئی دارد و از مقدار ۳۲٪ برای نمونه مسی خالص به حدود ۲۹٪ برای نمونه‌های آلیاژی مس- قلع می‌رسد. با توجه به مقادیر اشاره شده می‌توان گفت که تاثیر آلیاژسازی در مقایسه با مقدار عنصر آلیاژساز در انعطاف‌پذیری نمونه ریخته‌گری شده بسیار قابل ملاحظه می‌باشد.



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون کشش مربوط به الف) مس خالص و ب) مس- قلع با درصد وزنی ۰٫۵

اند. در شکست نرم^۲، گلوبی باعث تولید تنش‌های سه‌بعدی در مرکز نمونه گشته و در کرنش‌های بالا موجب جوانه‌زنی و رشد بیشتر حفره‌ها می‌گردد. لذا قطر حفره‌ها در این نوع شکست، بزرگ خواهد بود. در نهایت، شکست مخروط- فنجان‌ی (نرم) اتفاق می‌افتد [۲۸]. از طرف دیگر، با افزودن حدود ۰٫۵ درصد

از میکروسکوپ الکترونی روبشی به منظور بررسی سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون کشش مربوط به مس خالص و آلیاژ مس- قلع با درصد وزنی ۰٫۵ استفاده شده و تصاویر آن در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود سطح شکست نمونه مس خالص دارای حفره‌های^۱ بیضی-شکل فراوانی است که در اثر تنش برشی اعمالی ایجاد گردیده-

² Ductile0

¹ Dimple

طول فرایند ریخته‌گری می‌تواند استحکام تسلیم آن را به ترتیب از حدود ۲۲۹ مگاپاسکال به ۲۶۲، ۲۸۴ و ۲۸۹ مگاپاسکال افزایش دهد. هم‌چنین تغییر طول نمونه‌های آلیاژی در مقایسه با مس خالص افتی جزئی داشته است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح شکست نمونه‌های تحت آزمون کشش نشان داد که سطح شکست نمونه‌ها به صورت نرم بوده و آلیاژسازی باعث کاهش اندازه حفرات و نرمی شکست شد.

سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله مراتب تشکر خود را از کمک‌های مالی "صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور (۹۴۸۱۰۵۴۴)" جهت انجام این پژوهش ابراز می‌دارند.

مراجع

1. Askeland, D.R., Fulay, P.P., Wright, W.J., The Science and Engineering of Materials, Cengage Learning, 2010.
2. Markovic, I., Nestorovic, S., Markovic, D., Guskovic, D., Properties Improvement and Microstructure Changes During Thermomechanical Treatment in Sintered Cu-Au Alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2014, 24, 431-440.
3. Grünberger, W., Heilmaier, M., Schultz, L., Development of High-Strength and High-Conductivity Conductor Materials for Pulsed High-Field Magnets at Dresden, *Phys. B Condens. Matter*, 2001, 294-295, 643-647.
4. Ko, Y.G., Namgung, S., Lee, B.U., Shin, D.H., Mechanical and Electrical Responses of Nanostructured Cu-3wt%Ag Alloy Fabricated by ECAP and Cold Rolling, *J. Alloys Compd.*, 2010, 504, 448-451.
5. Tian, Y.Z., Wu, S.D., Zhang, Z.F., Figueiredo, R.B., Gao, N., Langdon, T.G., Comparison of Microstructures and Mechanical Properties of a Cu-Ag Alloy Processed Using Different Severe Plastic Deformation Modes, *Mater. Sci. Eng. A*, 2011, 528, 4331-4336.
6. Liu, J.B., Zhang, L., Dong, A.P., Wang, L.T., Zeng, Y.W., Meng, L., Effects of Cr and Zr Additions on the Microstructure and Properties of Cu-6wt.% Ag Alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, 532, 331-338.
7. Zhang L., Meng, L., Evolution of Microstructure and Electrical Resistivity of Cu-12wt.%Ag Filamentary Microcomposite with Drawing Deformation, *Ser. Mater.*, 2005, 52, 1187-1191.
8. Liu, J.B., Meng, L., Zhang, L., Rare Earth Microalloying in As-Cast and Homogenized Alloys Cu-6 wt.% Ag and Cu-24 wt.% Ag, *J. Alloys Compd.*, 2006, 425, 185-190.
9. Xiao, D.H., Wang, J.N., Ding, D.Y., Yang, H.L., Effect of rare earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy, *J. Alloys Compd.*, 2003, 352, 84-88.
10. Ebrahimi, M., Attarilar, Sh. Shaeri, M.H. Gode, C., Armoon, H., Djavanroodi, F., An Investigation into the Effect of Alloying Elements on Corrosion Behavior of Severely Deformed Cu-Sn Alloys by Equal Channel Angular Pressing, *Arch. Civ. Mech. Eng.*, 2019, 19, 842-850.

قلع به مس خالص به دلیل اینکه قلع به صورت محلول جامد در مس حل شده و ساختار نرم زمینه FCC نیز تغییر نکرده است، شکست این آلیاژ نیز به دلیل حضور حفرات نرم است که ازدیاد طول نسبتاً بالای این آلیاژ در حین کشش نیز تأییدکننده همین موضوع است. همان‌طور که مشخص است، سطح شکست نمونه مربوط به آلیاژ مس-قلع با درصد وزنی ۰/۵ از حفره‌های ریزتری در مقایسه با نمونه مس خالص تشکیل شده است. دلیل این مساله نرمی کمتر آلیاژ مس-قلع در مقایسه با مس خالص و رشد کمتر حفرات حین آزمون کشش است [۲۵]. لذا به‌طور کلی می‌توان عنوان نمود با افزودن قلع به مس خالص مقداری از نرمی ماده کاهش یافته است. نتایج حاصل از درصد ازدیاد طول نمونه‌ها که در آزمون کشش حاصل شده، گواهی بر این ادعا است.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، آلیاژهای مسی با درصد وزنی قلع برابر با ۰/۱۸، ۰/۳ و ۰/۵ توسط روش ریخته‌گری پیوسته در دو دما و سرعت ریخته‌گری متفاوت به صورت سیمی به قطر هشت میلی‌متر تهیه شده است. سپس خواص ریزساختاری و مکانیکی آنها مورد مطالعه قرار گرفته و با نمونه مس خالص مقایسه گردید. نتایج ساختاری حاکی از آن است که دانه‌های نمونه‌های تولید شده ستونی بوده که به صورت شعاعی از دیواره‌های نمونه به طرف مرکز آن کشیده شده‌اند. اگرچه بالا رفتن دما، سرعت ریخته‌گری و افزایش مقدار عنصر آلیاژی قلع موجب کشیده‌تر شدن دانه‌های آن نمونه‌ها می‌گردد، تاثیر افزایش مقدار قلع موجود در مس بیشتر از هر دو پارامتر ریخته‌گری می‌باشد. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به آلیاژ مس-قلع با مقدار قلع برابر با ۰/۵ درصد وزنی نشان می‌دهد که توزیع قلع در منطقه مورد تحلیل همگن بوده و هیچ فازی که غنی از قلع باشد ایجاد نمی‌گردد. نشان داده شد که هدایت الکتریکی نمونه‌ها با افزایش درصد قلع کاهش می‌یابد. هم‌چنین سختی نمونه‌های آلیاژی با افزایش مقدار قلع بهبود می‌یابد. نتایج آزمون کشش نشان داد که افزایش ۰/۱۸، ۰/۳ و ۰/۵ درصد وزنی از عنصر قلع به فلز مس در

11. Nestorovi , S., Markovi , I., Markovi , D., Influence of Thermomechanical Treatment on the Hardening Mechanisms and Structural Changes of a Cast Cu-6.6 wt.%Ag Alloy, *Mater. Des.*, 2010, 31, 1644–1649.
12. Villanueva-Rey, P., Belo, S., Quinteiro, P., Arroja, L., Dias, A.C., Wiring in the Automobile Industry: Life Cycle Assessment of an Innovative Cable Solution, *J. Clean. Prod.*, 2018, 204, 237–246.
13. Lu, L., Shen, Y., Chen, X., Qian, L., Lu, K., Ultrahigh Strength and High Electrical Conductivity in Copper, *Science*, 2004, 304, 422–426.
14. Lu, F., Guang, Z., Ke-shi, Z., Grain Boundary Effects on the Inelastic Deformation Behavior of Bicrystals, *Mater. Sci. Eng. A*, 2003, 361, 83–92.
15. Kimura, Y., Inoue, T., Yin, F., Tsuzaki, K., Inverse Temperature Dependence of Toughness in an Ultrafine Grain-Structure Steel, *Science*, 2008, 320, 1057–1060.
16. Guan, R.G., Wang, C., Xing, Z.H., Lee, C.S., Hu, F.Y., Novel Sloping Plate Process for Semisolid Metal Forming, *Mater. Sci. Technol.*, 2007, 23, 438–443.
17. Kwon, Y.A., Daya, Z.A., Soda, H., Wang, Z., McLean, A., Deformation Behavior of Bismuth-Tin Alloy Wires with Eutectic Morphology Produced by the Ohno Continuous Casting Process, *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, 368, 323–331.
18. Liu, X., Luo, J., Wang, X., Wang, L., Xie, J., Columnar Grains-Covered Small Grains Cu–Sn Alloy Prepared by Two-Phase Zone Continuous Casting, *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, 2013, 23, 94–101.
19. Craig, I.K., Camisani-Calzolari, F.R., Pistorius, P.C., A contemplative stance on the automation of continuous casting in steel processing, *Control Eng. Pract.*, 2001, 9, 1013–1020.
20. Kim, H.S., Kim, W.Y., Song, K.H., Effect of post-heat-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass, *J. Alloys Compd.*, 2012, 536, 200–203.
21. Higgins, R., Bolton, B., *Materials for Engineers and Technicians*, Taylor & Francis, 2010.
22. Smith, W.F., *Structure and Properties of Engineering Alloys*, McGraw-Hill, 1993.
23. Cowper, W.G., Ohring, M., Solute Effects in Very Dilute Ternary C-Mn-Se Alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 1988, 101, 201–211.
24. Behnood, N., Douthwaite, R.M., Evans, J.T., The Yield and Flow Stress of Cu-1%Cd Alloy, *Acta Metall.*, 1980, 28, 1133–1142.
25. Hertzberg, R.W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, John Wiley & Sons, 1996.
26. Labusch, R., Statistical Theories of Solid Solution Hardening, *Acta Metall.*, 1972, 20, 917-927.
27. Nabarro, F.R.N., The Theory of Solution Hardening, *Philos. Mag.*, 1977, 35, 613-622.
28. Ebrahimi, M., Shaeri, M.H., Gode, C., Armoon, H., Shamsborhan, M., The Synergistic Effect of Dilute Alloying and Nanostructuring of Copper on the Improvement of Mechanical and Tribological Response, *Compos. Part. B*, 2019, 164, 508-516.