تاثیر نیروی جاذبه زمین بر تف‌جوشی فاز مایع در قطعات برنزی Cu-10Sn-10Pb و نقش آن بر ریز ساختار و شکل ظاهری

مهرداد موسی‌پور*[۱]، مازیار آزادبه[۲]، مهدی اجاقی[۳]

چکیده

با افزایش دمای تف‌جوشی و تشکیل فاز مایع بیش‌تر، به دلیل نیروی جاذبه زمین، مذاب به سمت نواحی پایین‌تر کشیده شده و سبب پر شدن حفرات و تخلخل‌ها در این نواحی می‌شود. تفاوت در کسر حجمی مذاب، باعث ایجاد گرادیان ریزساختاری از بالا به پایین قطعات در حین تف‌جوشی می‌شود. هدف از انجام این پژوهش، بررسی تاثیر نیروی جاذبه زمین بر شکل ظاهری و هم‌چنین تحولات ریزساختاری قطعات تف‌جوشی شده است. به این منظور، قطعات برنزی با ترکیب شیمیایی Cu-10Sn-10Pb در محدوده‌ی دمایی ۸۹۰-۹۷۰°C به مدت ۲۰ دقیقه تف‌جوشی شدند. از قطعات برنزی در شرایط گوناگون تف‌جوشی به صورت درجا عکس‌برداری شد. از این پژوهش نتیجه شد که به دلیل کاهش ویسکوزیته در نواحی پایینی قطعات تف‌جوشی شده و همین طور نیروی وزن قسمت‌های بالایی، میزان تغییرشکل از بالا به پایین افزایش می‌یابد. می‌توان دلیل این موضوع را افزایش کسر حجمی مذاب به دلیل افزایش دمای تف‌جوشی دانست که در نواحی پایینی این مقدار بیش‌تر بوده و در نتیجه تغییر در شکل ظاهری قطعات و مشاهده پدیده‌ی پاشنه فیلی را در پی دارد. عنصر سرب نقش مهمی در خردایش و آرایش مجدد ذرات برنزی ایفا می‌کند که همین موضوع روی ریزساختار و شکل ظاهری قطعات در حین تف‌جوشی تاثیر می‌گذارد.

واژه‌های کلیدی: تف‌جوشی سوپرسالیدوس، نیروی جاذبه زمین، گرادیان ریزساختاری، ویسکوزیته، پاشنه فیلی.

[۱]- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

[۲] - دانشیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

[۳] - استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

*- نویسنده مسئول مقاله: mehrdad_mp68@yahoo.com

پیشگفتار

نوع خاصی از تفجوشی در فاز مایع که در نتیجه تفجوشی پودرهای پیش‌آلیاژی اتفاق می‌افتد را تفجوشی سوپرسالیدوس[1] (SLPS) می‌گویند. فاز مایع به‌واسطه‌ی حرارت دادن این قطعات بین دماهای سالیدوس و لیکوئیدوس، در بین ذرات پودری، مرزدانه‌ها و داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود[۵-۱]. آلیاژهای برنز سرب‌دار به‌دلیل مقاومت به خوردگی و سایش و نیز سختی بالا به طور گسترده در یاتاقان‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند[۶]. در میان آلیاژهای برنزی، بیش‌ترین استحکام خستگی و استحکام کششی نهایی در آلیاژ Cu-10Sn-10Pb مشاهده شده است[۷]. سرب موجود در این آلیاژ فازی نرم است که به‌عنوان روانساز جامد عمل کرده و حساسیت به ترک این آلیاژ تحت شرایط مخصوص لغزش را افزایش داده و فواید چشمگیری در کاهش اصطکاک مابین سطوح لغزش دارد[۸]. به‌دلیل عدم حلالیت سرب در برنز، در حین تف-جوشی جزایر سرب در بین ذرات و دانه‌های برنز تشکیل می‌شوند. در این‌جا سرب به‌عنوان عامل موثر در آرایش مجدد ذرات و دانه‌ها عمل می‌کند[۹].

عمده‌ترین مشکل تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس، تغییر در شکل ظاهری و ابعاد قطعه در حین تفجوشی است[۱۰]. در این فرآیند، ذرات نیمه‌جامد هستند و می‌توانند به‌طور مجزا در اثر نیروی گرانشی تغییرشکل دهند. زمانی‌که ساختار جامد- مایع در مقایسه با گرانش ضعیف می‌شود، قطعه‌ی فشرده‌شده دچار نشست[2] می‌شود. درنتیجه، فشردگی در جهت محوری و انبساط در جهت شعاعی اتفاق می‌افتد. بنابراین، انبساط شعاعی در بالای نمونه کم‌ترین مقدار و در پایین نمونه بیش‌ترین مقدار را داراست. این پدیده را اصطلاحا پدیده‌ی پاشنه فیلی[3] می‌نامند[۱۱]. حضور فاز مایع بیش‌تر در قسمت‌های پایینی قطعات به دلیل نیروی جاذبه‌ی زمین سبب کاهش ویسکوزیته قطعات در این نواحی می‌شوند. درنتیجه‌ی کاهش ویسکوزیته، از مقاومت قطعه در برابر تغییر شکل در نواحی پایینی کاسته شده و باعث چنین رفتاری می‌شود.

در این پژوهش به بررسی تاثیرات نیروی جاذبه زمین بر شکل ظاهری قطعات تفجوشی شده، تحولات ریزساختاری و تغییرات ویسکوزیته در قسمت‌های گوناگون قطعات و همین‌طور نقش عنصر سرب بر این تحولات پرداخته شده است.

مواد و روش‌ها

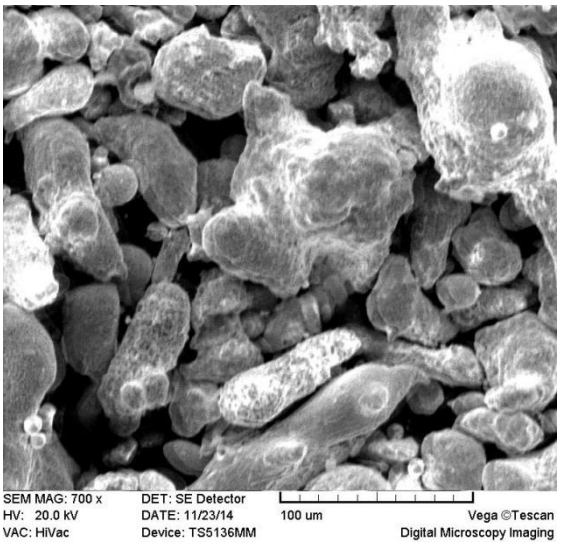
پودر پیش‌آلیاژی برنز با ترکیب Cu-10Sn-10Pb به روش اتمیزاسیون آبی در شرکت متالورژی پودر تبریز تولید شد و سپس به روش جداسازی با غربال مطابق استاندارد ASTM E11، ذرات با اندازه زیر ۹۰ µm تفکیک شدند و برای تولید نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفتند. پودر مصرفی، تحت آنالیز عنصری به روش فلورسانس اشعه ایکس[4] (XRF) با دستگاه مدل PHILIPS-PW1480 قرار گرفت که نتایج آن در جدول ۱ آورده شده است. از محلول $FeCl_3$ اسید دار با ترکیب ۸ گرم $FeCl_3$ و ۲۵ گرم HCl(با غلظت ۳۷٪) در ۱۰۰ میلی لیتر آب برای اچ کردن قطعات برنزی استفاده شد. ریزساختار پودر پیش‌آلیاژی و قطعات برنزی با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی[5] (SEM) مدل CAM SCAN MV2300 بررسی شد. مورفولوژی پودرهای برنزی در شکل ۱ آورده شده است.

پودر پیش‌آلیاژی برنز مصرفی به همراه ۰/۷۵ درصد وزنی استئارات لیتیم (روان‌ساز) به مدت ۲۰ دقیقه در همزن آزمایشگاهی V شکل با سرعت ۶۵ دور بر دقیقه مخلوط شد. این مخلوط به عنوان پودر اولیه مصرفی برای ساخت تمامی نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌ها به شکل استوانه با قطر ۱۰mm و ارتفاع ۱۲mm توسط پرس هیدرولیکی تک محوره با قالب متحرک تحت فشار ۴۰۰ MPa تهیه شدند.

[1] Supersolidus Liquid Phase Sintering
[2] Slumping
[3] Elephant Foot
[4] X-Ray Fluorescence
[5] Scanning Electron Microscope

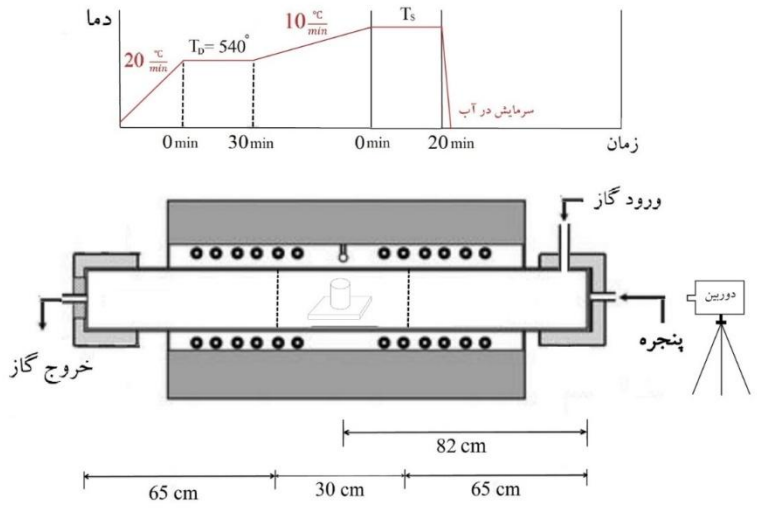
جدول ۱- مشخصات پودر برنزی Cu-10Sn-10Pb

ترکیب شیمیایی (%wt)	
Cu	باقی مانده
Sn	۹/۱۸
Pb	۷/۹۳
Si	۰/۵۹
Al	۰/۱۲
تست الک	
درصد وزنی	اندازه ذرات (µm)
۲۲/۱۴	۶۳-۹۰
۷۷/۸۶	<۶۳
خواص پودر	
چگالی ظاهری (g/cm^3)	۳/۶۹
سیالیت (sec/50g)	۲۵/۰۶
شکل ذرات	نامنظم

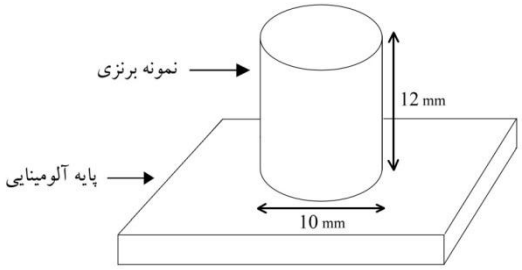


شکل ۱- مورفولوژی پودر برنزی Cu-10Sn-10Pb

به منظور انجام آزمایش از پایه‌ی آلومینایی با درصد خلوص ۹۵ درصد استفاده شد. مجموعه حاصل در یک کوره تیوبی افقی نوع TFS/25-1250 قرار داده شد. تصویر نمونه‌ها در دماهای مختلف تف‌جوشی، به‌وسیله‌ی دوربین دیجیتال مدل Canon از طریق پنجره‌ی شیشه‌ای تعبیه شده در انتهای کوره مشاهده و ثبت شد. شماتیک کوره و چرخه تف‌جوشی در شکل ۲ آورده شده است. قطعات برنزی با نرخ گرمایشی ۲۰°C/min از دمای اتاق تا دمای ۵۴۰°C حرارت داده شدند. به منظور روان‌ساز زدایی، نمونه‌ها در این دما به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شدند. سپس با نرخ ۱۰°C/min تا محدوده دمایی C ۸۹۰-۹۷۰° حرارت داده شده و به مدت ۲۰ دقیقه تحت اتمسفر گاز نیتروژن با نرخ جریان lit/min ۲ تف‌جوشی و جهت بررسی ریزساختار، نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند. شمایی از نمونه‌های برنزی مورد آزمایش در شکل ۳ آورده شده است. تغییرات ابعادی نمونه‌ها در دماهای مختلف به کمک نرم‌افزار Screen Ruler 2D، به‌دست آورده شد.



شکل ۲- شماتیک کوره و چرخه تف‌جوشی



شکل ۳- شمایی از نمونه برنزی بر روی پایه آلومینایی

چگالی تفجوشی نمونه‌ها بر طبق قانون ارشمیدس از رابطه (۱) محاسبه گردید. برای ممانعت از نفوذ آب به داخل حفره‌ها در هنگام غوطه‌وری، سطح نمونه‌ها توسط یک لایه نازک ضد آب از جنس روغن، پوشیده شد.

$$\rho_{\sin ter} = \frac{M_1}{M_2 - M_3}\rho_{Water} \qquad (۱)$$

جایی‌که M_1 برابر با جرم نمونه وزن‌شده در هوا، M_2 برابر با جرم نمونه پوشش داده شده در هوا و M_3 برابر با جرم نمونه غوطه‌ور در آب است.

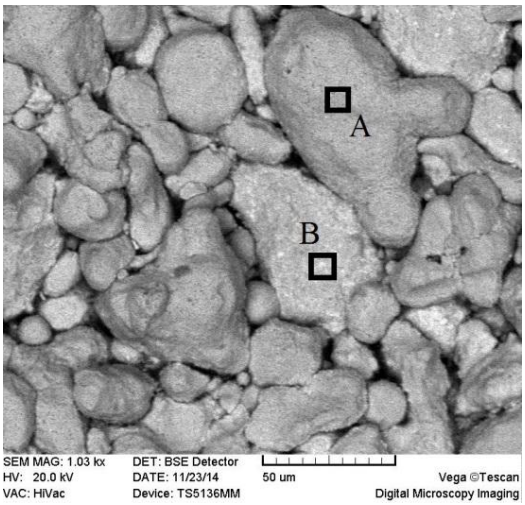
میزان تغییرات ابعادی مطابق رابطه (۲) تابعی از ارتفاع، چگالی و ویسکوزیته می‌باشد[۱۲]:

$$\left(\frac{R}{R_0}\right)^2 = \frac{Z_0\rho g t}{3\eta} + 1 \qquad (۲)$$

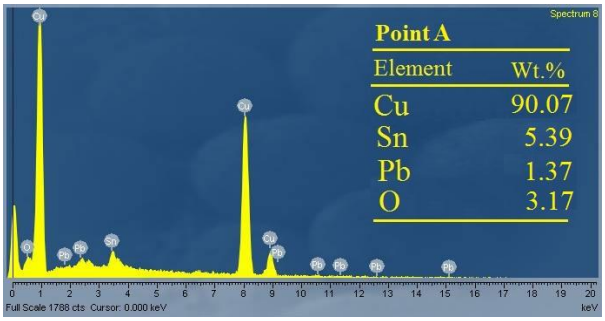
که در رابطه (۲)، R_0 شعاع اولیه نمونه، R شعاع نمونه بعد از تفجوشی، Z_0 ارتفاع قسمت‌های بالایی نواحی تغییرشکل یافته برحسب mm، η ویسکوزیته قطعه برحسب MPa.s، ρ چگالی تفجوشی برحسب g/cm^3 و t زمان تفجوشی برحسب s است[۱۲]. با استفاده از رابطه (۲) ویسکوزیته فاز مایع حاصل از تفجوشی به دست آمد. میزان اعوجاج نمونه‌ها به کمک پارامتر نشست به‌صورت رابطه‌ی (۳) محاسبه شد[۱۱]:

$$\text{پارامتر نشست} = \left(D_{bottom} - D_{up}\right)/D_{up} \qquad (۳)$$

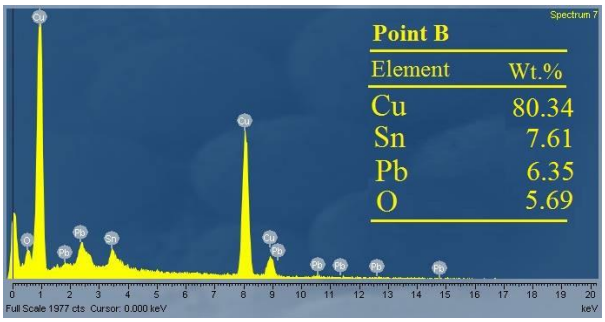
جایی‌که D_{bottom} و D_{up} به ترتیب قطرهای قطعه در ارتفاع‌های ۰/۲۵ H و ۰/۸۹ H و H ارتفاع هر قطعه می‌باشند[۱۱].



الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی ذرات پودر خام Cu-10Sn-10Pb



ب) آنالیز نقطه‌ای از سطح ذرات



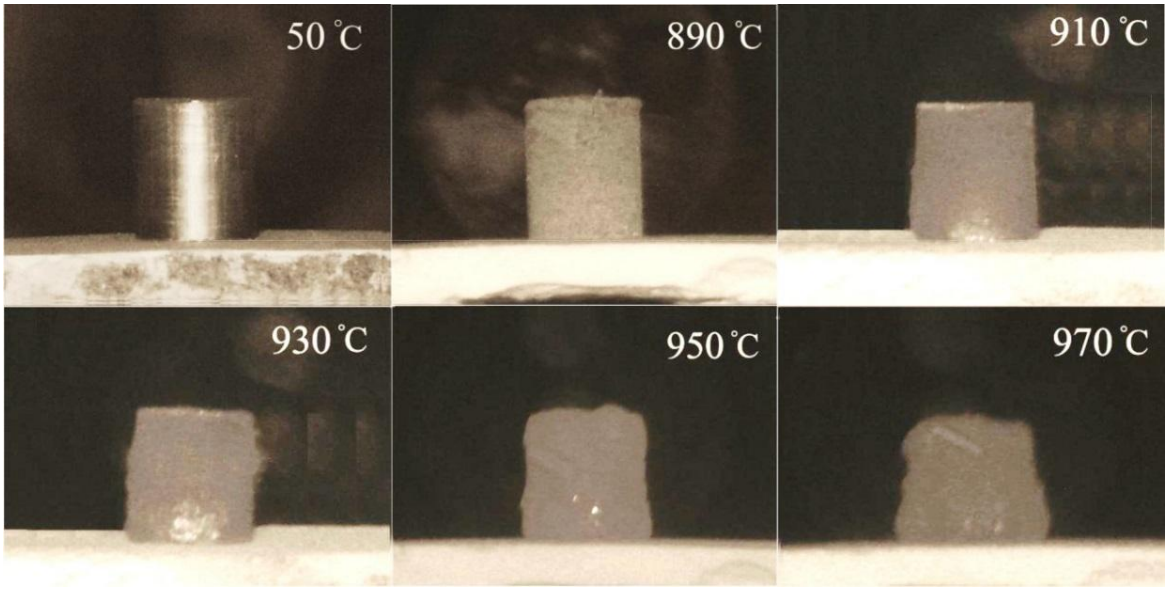
پ) آنالیز نقطه‌ای از داخل ذرات

شکل ۴- آنالیز EDS از نقاط مشخص‌شده در الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی ذرات پودر خام Cu-10Sn-10Pb ب) از سطح و پ) درون ذرات پودری

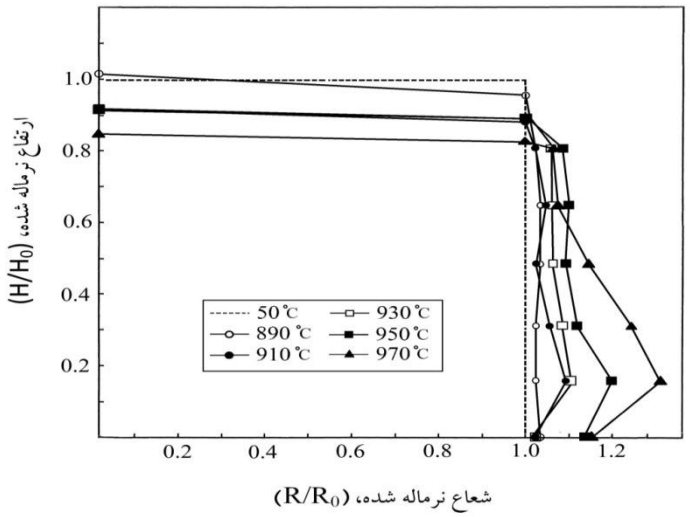
نتایج و بحث

به منظور بررسی بیش‌تر پودر برنزی Cu-10Sn-10Pn، آنالیز EDS به‌طور جداگانه از سطح (نقطه‌ی A) و درون (نقطه‌ی B) ذرات پودری انجام گرفت که نتایج آن در شکل ۴ آورده شده است. مشاهده شد که سرب موجود در سطح ذرات بسیار ناچیز و قابل صرفه نظر است، در حالی که ذرات سرب در درون پودر نمایان هستند (نواحی شفاف). این بدین معنا است که در حین فرآیند تولید پودر، ذرات سرب مخلوط نشدنی با فاز زمینه، در داخل پودر به‌صورت جزایری مجزا، محبوس شده‌اند. در واقع پودرهای برنزی دارای هسته‌هایی از سرب هستند که بر خردایش و آرایش مجدد ذرات و در نتیجه چگالش در حین تف‌جوشی فاز مایع سوپرسالیدوس تاثیر می‌گذارند.

شکل ۵ تصاویر نمونه‌های برنزی را در دماهای مختلف تف‌جوشی نشان می‌دهد. بر اساس دیاگرام فازی افزایش دما طبق قانون اهرم باعث افزایش کسر حجمی مذاب می‌شود. فاز مایع موجود در نمونه‌ها به دلیل نیروی جاذبه زمین به سمت نواحی پایین‌تر کشیده می‌شود. از این رو قسمت‌های پایینی نسبت به قسمت‌های بالایی از فاز مایع بیش‌تری برخوردار است. حضور فاز مایع بیش‌تر موجب کاهش ویسکوزیته و مقاومت در برابر تغییر شکل می‌شود. از طرفی نیروی وزن نواحی بالایی بر قسمت‌های نیمه جامد پایینی باعث اعمال تنش بیش‌تری بر روی این نواحی می‌شود و همان‌گونه که در شکل ۵ نشان داده شده است، قسمت‌های پایینی دچار بیش‌ترین تغییر شکل می‌شوند. این درحالی است که قسمت‌های بالایی بدون تغییر شکل باقی می‌مانند. به دلیل شکل ظاهری قطعات بعد از تف‌جوشی، این پدیده را اصطلاحا پدیده‌ی پاشنه فیلی می‌نامند [۱۳]. شکل ۶ میزان تغییرات ابعادی را در دماهای مختلف تف‌جوشی نسبت به حالت اولیه نشان می‌دهد. در این شکل، نسبت ارتفاع و شعاع (H و R) بعد از تف‌جوشی به ارتفاع و شعاع اولیه (H_0 و R_0) نمونه‌ها آورده شده است.

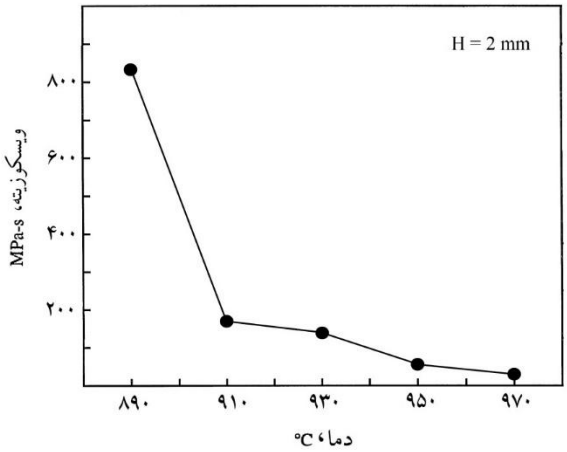


شکل ۵- تصاویر ثبت شده از نمونه‌های Cu-10Sn-10Pb تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

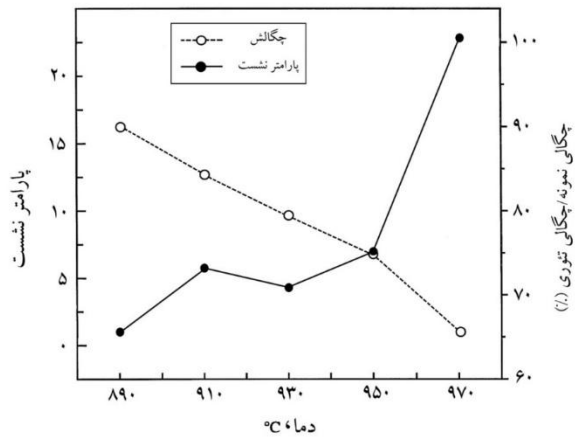


شکل ۶- پروفایل اعوجاج نمونه‌های Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

شکل ۷ میزان تغییرات ویسکوزیته در فاصله ۲mm از پایین قطعه در دماهای مختلف تفجوشی را نشان می‌دهد که با استفاده از رابطه (۲) محاسبه شده است. ملاحظه می‌شود که ویسکوزیته با افزایش دما، کاهش پیدا کرده است. افزایش دما سبب افزایش کسر حجمی مذاب و پیرو آن کاهش بیش‌تر ویسکوزیته در این نواحی می‌شود. علاوه بر کاهش ویسکوزیته، نیروی وزن نواحی بالاتر، عاملی برای اعوجاج بیش‌تر قسمت‌های پایینی است. مطابق رابطه (۲) در یک ارتفاع مشخص و زمان تفجوشی معین، ویسکوزیته با تغییرات ابعادی (R/R_0) نسبت عکس دارد. این موضوع در شکل ۷ و با افزایش دمای تفجوشی نشان داده شده است. طبق رابطه (۳)، می‌توان میزان پارامتر نشست را در دماهای مختلف محاسبه کرد. شکل ۸ تغییرات پارامتر نشست همراه با نسبت چگالی نمونه‌ها به چگالی تئوری در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. افزایش دما سبب افزایش فاز مایع و درنتیجه افزایش میزان نشست (اعوجاج) در قسمت‌های پایینی نمونه‌ها می‌شود. کاهش چگالی که ناشی از افزایش تورم در نمونه‌ها است نیز با افزایش دما (دماهای بالاتر از دمای بهینه‌ی تفجوشی) مشهود است.



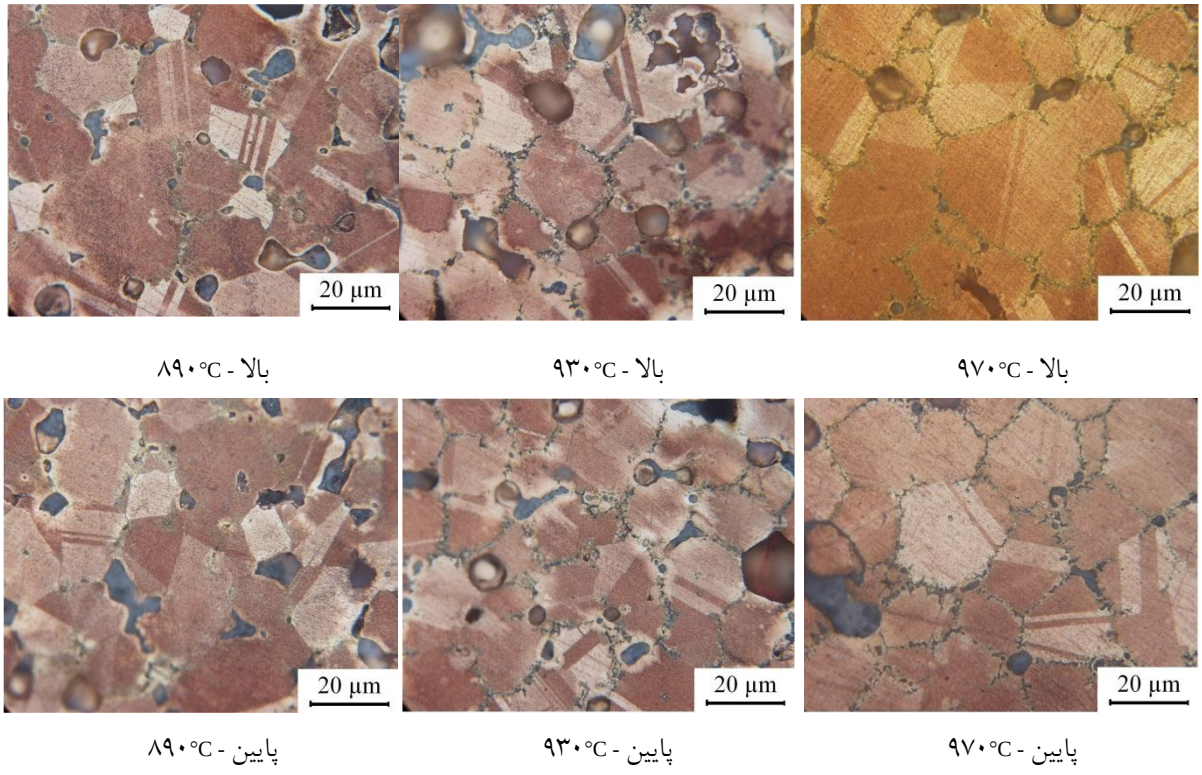
شکل ۷- تغییرات ویسکوزیته برحسب دما برای نمونه‌های برنزی تفجوشی شده به مدت ۲۰ دقیقه در ارتفاع ۲mm از پایین قطعه



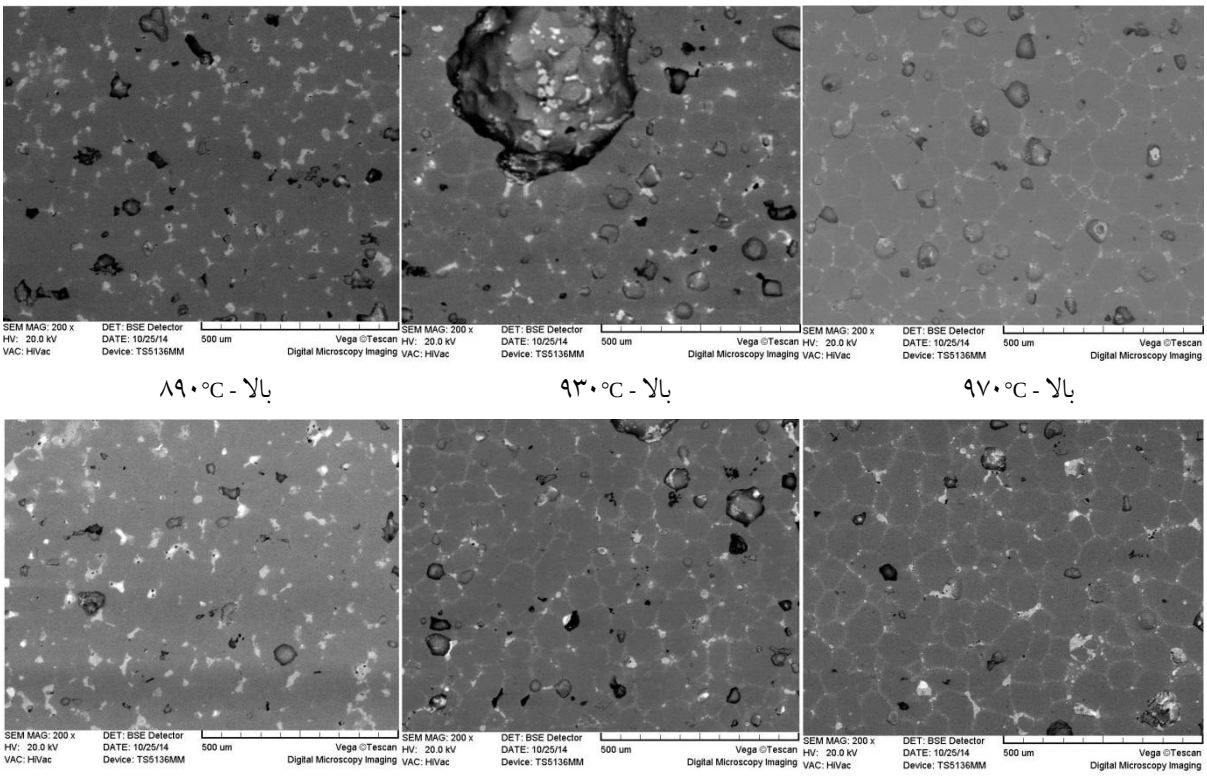
شکل ۸- میزان چگالش و تورم قطعات Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه

شکل ۹ ریزساختار قسمت‌های گوناگون نمونه‌ها در دماهای متفاوت تف‌جوشی را نشان می‌دهد. با افزایش دما و افزایش کسر حجمی مذاب، رشد دانه اتفاق می‌افتد. این افزایش فاز مایع در قالب افزایش ضخامت مرزدانه‌ها در ریزساختار نشان داده شده است. در دمای ۸۹۰°C عنصر سرب به دلیل عدم حلالیت در برنز به صورت جزایر مجزایی در ریزساختار وجود دارد. با افزایش دما و تشکیل فاز مایع بیش‌تر، سرب به سمت مرزدانه‌ها کشیده شده و در کنار مذاب سوپرسالیدوس قرار می‌گیرد. این درحالی است که در دماهای بالاتر، نواحی حاوی سرب در مرزدانه‌ها دارای پیوستگی هستند. ذرات در نواحی پایینی به دلیل نیروی وزن قسمت‌های بالایی، دچار تغییر شکل شده و انرژی کرنش الاستیک در دانه‌ها ذخیره می‌شود. انرژی کرنش الاستیک به عنوان نیروی محرکه به منظور خردایش ذرات در قسمت‌های پایینی عمل می‌کند، درنتیجه اندازه‌ی دانه‌ها به دلیل خردایش دانه‌های برنزی و حضور سرب بیش‌تر در مرزدانه‌ها در نواحی پایینی، از بالا به پایین کاهش پیدا می‌کند.

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی را در دماهای مختلف نشان می‌دهد. با افزایش دما میزان تخلخل نمونه‌ها از بالا به پایین کاهش پیدا کرده است. حضور فاز مایع بیش‌تر و نیروی جاذبه زمین سبب پر شدن حفرات در این شرایط شده است. حفرات نیز با افزایش دما به شکل کروی تبدیل شده‌اند. قسمت‌های بالایی نمونه‌ها به دلیل کشیده شدن مذاب به سمت نواحی پایینی دارای تخلخل بالایی است. سرب موجود در ریزساختار که با نواحی سفید رنگ مشخص شده است نیز به سمت نواحی پایینی کشیده شده و باعث تسهیل در پر شدن حفرات می‌شوند.



شکل ۹- ریزساختار نمونه‌های Cu-10Sn-10Pb تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن



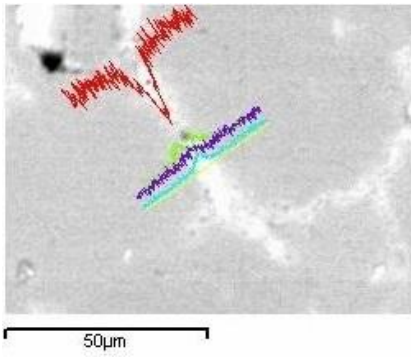
بالا - ۹۷۰°C بالا - ۹۳۰°C بالا - ۸۹۰°C

پایین - ۹۷۰°C پایین - ۹۳۰°C پایین - ۸۹۰°C

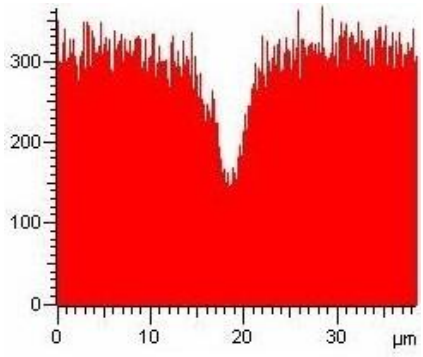
شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

شکل ۱۱ آنالیز خطی مربوط به نمونه‌ی تفجوشی شده در دمای ۹۷۰°C به مدت ۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. تفاوت در ترکیب شیمیایی بین دانه و مرزدانه به وضوح مشاهده می‌شود. مقدار مس در مرزدانه نسبت به دانه کاهش پیدا می‌کند، درحالی‌که مقدار سرب افزایش و میزان قلع تقریبا ثابت باقی می‌ماند. درصد قلع فقط در لبه‌ی مرزدانه (فصل مشترک دانه و مرزدانه) افزایش پیدا می‌کند.

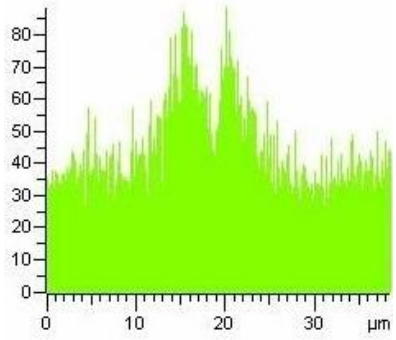
شکل ۱۲ مدلی شماتیک از مراحل تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس را نشان می‌دهد. این مدل شامل ۳ مرحله: حالت خام، مرحله‌ی میانی و مرحله‌ی نهایی است. با افزایش دمای تفجوشی و تشکیل فاز مایع ، خردایش و آرایش مجدد در قطعه اتفاق می‌افتد. این درحالی است که به دلیل نیروی جاذبه‌ی زمین، فاز مایع به سمت نواحی پایینی کشیده شده و در این نواحی خردایش بیش‌تری رخ می‌دهد. خردایش و آرایش مجدد، یکی از اصلی‌ترین عوامل چگالش در تفجوشی سوپرسالیدوس قطعات پودری می‌باشند[۱۴]. در نهایت با افزایش بیش‌تر دمای تفجوشی و در مرحله‌ی نهایی، رشد دانه اتفاق می‌افتد. در این مرحله اندازه‌ی دانه‌ها در قسمت‌های پایینی درشت‌تر از نواحی بالایی است که دلیل آن حضور فاز مایع بیش‌تر در این نواحی و همین‌طور تغییرشکل ذرات پایینی به واسطه‌ی نیروی وزن قسمت‌های بالایی است. در این شرایط تغییرشکل ذرات سبب ذخیره سازی انرژی کرنش الاستیک در این ذرات می‌شود. درنتیجه با افزایش دمای تفجوشی، انرژی کرنش الاستیک به عنوان نیروی محرکه برای رشد دانه عمل می‌کند.



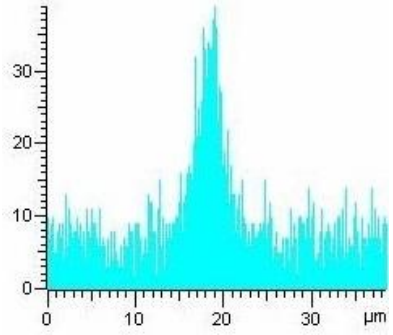
SEM Image
C.P=400MPa



Copper Ka1
C.P=400MPa

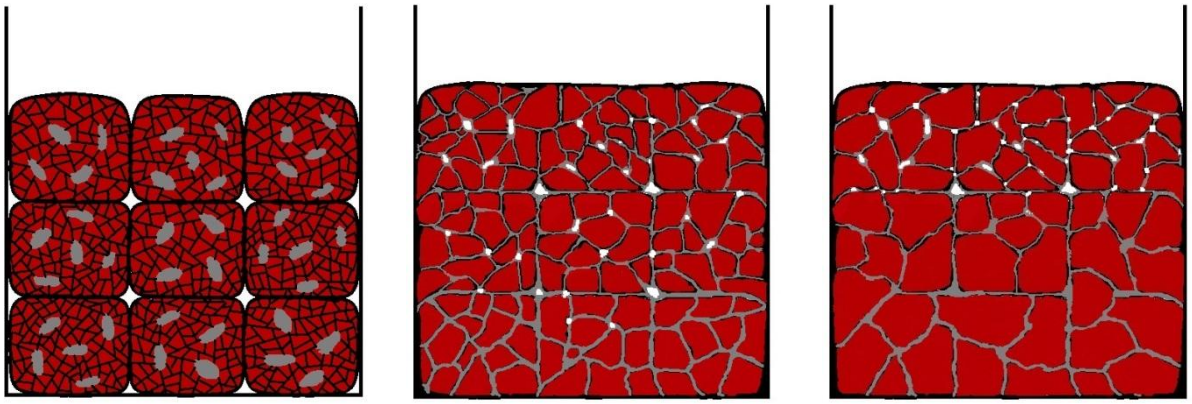


Tin La1
C.P=400MPa



Lead La1
C.P=400MPa

شکل ۱۱- تصاویر آنالیز خطی از توزیع عناصر آلیاژی در دانه و مرز دانه قطعات Cu-10Sn-10Pb فشرده شده تحت فشار ۴۰۰MPa تفجوشی شده در دمای ۹۷۰°C به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن



حالت خام | مرحله‌ی میانی | مرحله‌ی پایانی

شکل ۱۲- مدل شماتیک فرآیند تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس

نتیجه‌گیری

۱- به دلیل نیروی جاذبه زمین، فاز مایع تشکیل شده به طرف نواحی پایینی سوق پیدا کرده و سبب اعوجاج بیش‌تر در این نواحی می‌شود. در این شرایط، قطر نمونه‌ها در قسمت‌های پایینی بیش‌تر از قسمت‌های بالایی است. درنتیجه در نمونه‌های Cu-10Sn-10Pb، پدیده‌ی پاشنه فیلی اتفاق می‌افتد.

۲- افزایش دما سبب افزایش اندازه‌ی دانه‌ها می‌شود. از طرفی، با افزایش دما، ضخامت مرزدانه‌ها افزایش پیدا می‌کند که نشان‌دهنده‌ی افزایش کسر حجمی مذاب در نمونه‌ها است. در دماهای پایین، سرب به‌صورت نواحی مجزا در ریزساختار وجود دارد درحالی‌که در دماهای بالاتر این نواحی به شکل پیوسته در مرزدانه‌ها وجود دارند.

۳- به دلیل نیروی جاذبه زمین، فاز مایع به طرف نواحی پایین‌تر کشیده شده و سبب کاهش تعداد حفرات در این نواحی می‌شود. از طرفی افزایش دما باعث کاهش تعداد حفرات و کروی شکل شدن آن‌ها می‌شود.

۴- ذرات در نواحی پایینی به دلیل نیروی وزن قسمت‌های بالایی، دچار تغییر شکل شده و انرژی کرنش الاستیک در دانه‌ها ذخیره می‌شود. انرژی کرنش الاستیک به عنوان نیروی محرکه به منظور خردایش ذرات در قسمت‌های پایینی عمل می‌کند، درنتیجه اندازه‌ی دانه‌ها به دلیل خردایش دانه‌های برنزی و حضور سرب بیش‌تر در مرزدانه‌ها در نواحی پایینی، از بالا به پایین کاهش پیدا می‌کند.

Refrences:

1- R. M. German, "Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Powders", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28, PP. 1553-1567, 1997.

2-Y. Liu, R. Tandon R. M. German, "Modeling of Supersolidus Liquid Phase Sintering, Part. I: Capillary Force", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 26 (A), PP. 2415-2422, 1995.

۳- م. قارونی جعفری، م. آزادبه، ’’مطالعه تغییرات ریزساختاری در تف جوشی سوپرسالیدوس آلیاژ برنجی Cu-28Zn‘‘، مجله مواد نوین، جلد ۳، شماره ۲، ۱۳۹۱.

۴-ا. محمدزاده، م. آزادبه، ’’مدل سازی و بررسی تاثیر متغیرهای تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژCu-28Zn‘‘، مجله مواد نوین، جلد ۳، شماره ۳، ۱۳۹۲.

۵-م. آزادبه، ع. صباحی نمین، ا. محمدزاده، ح. شفیعی، ’’بررسی تاثیر تفجوشی در فاز مایع بر چگالش و ریزساختار آلیاژ Cu-xZn‘‘، مجله مواد نوین، جلد ۳، شماره ۴، ۱۳۹۲.

۶-ش. شادپور، م. آزادبه، ع. صباحی، " بررسی تغییرات ریزساختاری و ابعادی آلیاژ برنز سرب‌دار تفجوشی شده در حضور فاز مایع"، چهارمین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی و جامعه‌ی علمی ریخته‌گران ایران، ۱۳۸۹.

7-S. Kumar, G. S. Upadhyaya, M. L. Vaidya, "Sintering of Lead Bronze Containing Tin", J. Mater. Eng, 13, PP. 237-242, 1991.

۸-ش. شادپور، م. آزادبه، ع. صباحی، " بررسی تغییرات و جدایش ریزساختاری آلیاژ Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده"، اولین کنفرانس تمدید و

تخمین عمر سازه‌های هوایی و صنعتی پیر و فرسوده، ۱۳۹۰.

9-M. Azadbeh, H. Danninger, C. Gierl-Mayer, " Particle Rearrangement During Liquid Phase Sintering of Cu-20Zn and Cu-10Sn-10Pb Prepared from Prealloyed Powder", Powder Metallurgy, Vol. 56, No. 5, 2013, PP. 342-346, 2013.

10-R. M. German, "An Update on the Theory of Supersolidus Liquid Phase Sintering", Proceedings Sintering 2003, Materials Research Institute Pennsylvania State University, University Park, PA, 2003.

11-J. Liu, A. Lal, R. M. German, "Densification and Shape Retention in Supersolidus Liquid Phase Sintering", Acta Mater, Vol. 4, No. 18, PP. 4615-4626, 1999.

12-A. Lal, R. M. German, "The Role of Viscosity During Supersolidus Liquid Phase Sintering", Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, PP. 169-182, 2000.

13-A. R. Upadhyaya, G. Iacocca, R. M. German, "Gravitational Effect on Compact Shaping and Microstructure during Liquid Phase Sintering", JOM, Vol. 51 (4), PP. 37-40, 1999.