

# بررسی تاثیر میزان فشار فشردن بر شکل ظاهری و ریزساختار آلیاژ Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده

مهرداد موسی پور<sup>۱</sup>، مازیار آزادبه<sup>۲\*</sup>

۱- کارشناس ارشد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند تبریز (mehrddad\_mp68@yahoo.com)

۲- دانشیار مهندسی مواد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند تبریز (azadbeh@sut.ac.ir)

## Investigation of Effect of Compact Pressure on Shaping and Microstructure of Cu-10Sn-10Pb

M. Mousapour<sup>1</sup>, M. Azadbeh<sup>2\*</sup>

1- MSc, Materials Engineering Faculty, Sahand University of Technology, (mehrddad\_mp68@yahoo.com)

2- Associate Prof, Materials Engineering Faculty, Sahand University of Technology, (azadbeh@sut.ac.ir)

### چکیده

هدف از این پژوهش بررسی تاثیر چگالی خام بر شکل ظاهری و ریزساختار قطعات تفجوشی شده است. به این منظور پودر پیش آلیاژی برنزی با ترکیب Cu-10Sn-10Pb تحت فشارهای ۴۰۰MPa و ۱۰۰MPa فشرده شدند. سپس قطعات پودری در محدوده  $970^{\circ}\text{C}$ – $890^{\circ}\text{C}$  به مدت ۲۰ دقیقه تفجوشی شدند. به کمک دوربین، از قطعات برنزی قرار گرفته شده در کوره به منظور بررسی تغییرات ابعادی در دماهای مختلف تفجوشی به صورت در جا عکس برداری شد. نتیجه شد که قطعات فشرده شده در فشار ۱۰۰MPa به دلیل تشکیل فاز مایع کمتر، دارای اعوجاج<sup>۱</sup> کمتری بوده و تا دماهای بالای تفجوشی شکل خود را حفظ می کنند. تماس کمتر بین ذرات جامد در این قطعات باعث تشکیل فاز مایع کمتر شده است. در این شرایط خردایش<sup>۲</sup> و سپس آرایش مجدد<sup>۳</sup> ذرات برنزی به عنوان عوامل موثر در چگالش، رخ داده است. از طرفی فاز مایع سرب موجود در ریزساختار، نفوذ کمتری به داخل مرزخانه‌ها داشته که باعث جلوگیری از تورم بیشتر می شود. به همین دلیل پدیده‌ی پاشنه فیلی<sup>۴</sup> در قطعه ۱۰۰MPa حتی در دماهای بالای تفجوشی مشاهده نشد.

واژه‌های کلیدی: تفجوشی سوپرسالیدوس، فشار فشردن، نیروی جاذبه زمین، پدیده‌ی پاشنه فیلی

### Abstract:

In this paper the influence of green density in shaping and microstructure of sintered specimens was studied. Cu-10Sn-10Pb pre-alloyed powders were compacted at 400MPa and 100MPa. The compacts were sintered at the range of 890-970°C for 20 min. The in situ images from the samples for measuring dimensional changes were taken at various sintering temperatures. It is concluded that 100MPa compacted samples have less distortion due to low liquid phase formation and keep their shape even at higher temperatures. In these samples, less contact between the solid particles has been caused low liquid phase formation. In this condition, fragmentation and then rearrangement of bronze particles as main and effective factors of densification are occurred. Moreover, liquid phase of lead in the microstructure has less diffusion through to the grain boundaries which prevents more distortion. For these reasons elephant foot phenomenon was not observed at 100 MPa compact even at high sintering temperatures.

**Keywords:** Supersolidus sintering, Compact pressure, Gravity, Elephant foot

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

## ۱- مقدمه

مختلف قطعات پرداخته شده است. از این رو، محدوده‌ی دمایی آزمایش در دماهای بالاتر از دمای بهینه‌ی تفجوشی [۳، ۵] انتخاب شد تا تاثیر تشکیل فاز مایع اضافی و همین‌طور نقش نیروی جاذبه‌ی زمین بر تغییرشکل ظاهری قطعات برنزی مورد بررسی قرار گیرد. تحولات ریزساختاری و نقش مذاب سرب در خردایش و آرایش مجدد ذرات برنزی نیز به عنوان یکی از عوامل موثر بر چگالش مورد مطالعه قرار گرفت.

## مواد و روش تحقیق

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 با استاندارد ASTM E11 ذرات با اندازه زیر  $90\ \mu\text{m}$  تفکیک شدند و برای تولید نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفتند. پودر مصرفی تحت آنالیز عنصری به روش فلورسانس اشعه ایکس (XRF) با دستگاه مدل PW1480 PHILIPS قرار گرفت. از محلول  $\text{FeCl}_3$  اسید دار با ترکیب ۸ گرم  $\text{FeCl}_3$  و ۲۵ گرم HCl 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 (SEM) مدل CAM SCAN MV2300 بررسی شد.

پودر پیش‌آلیاژی برنز مصرفی به همراه ۷۵٪ درصد وزنی استئارات لیتیم (روانسان) 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 به صورت پرس سرد و با قالب متحرک تحت فشارهای ۱۰۰MPa و ۴۰۰MPa و با چگالی خام به ترتیب  $7/62\ \text{g/cm}^3$  و  $6/52\ \text{g/cm}^3$  تهیه شدند. چگالی خام به کمک وزن و ابعاد قطعات پرس شده با روش هندسی به دست آورده شد.

به منظور انجام آزمایش از پایه‌ی آلومینایی با درصد خلوص ۹۵ درصد استفاده شد. مجموعه حاصل در یک کوره

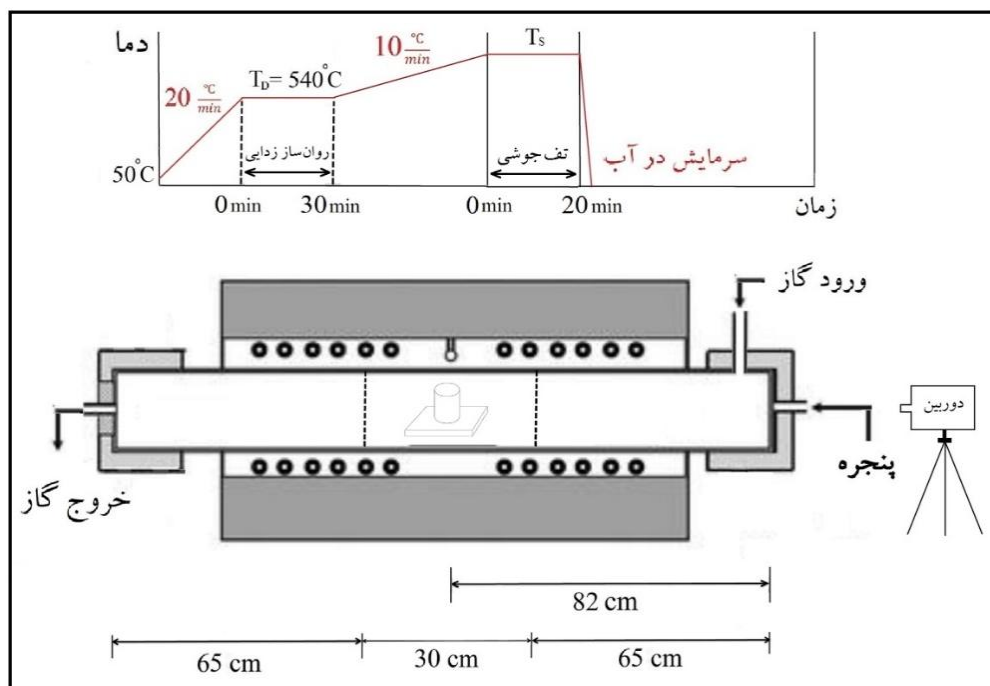
نوع خاصی از تفجوشی در فاز مایع که در نتیجه تفجوشی پودرهای پیش‌آلیاژی اتفاق می‌افتد را تفجوشی سوپرسالییدوس<sup>۰</sup> می‌گویند. فاز مایع به واسطه‌ی حرارت دادن این قطعات بین دماهای منحنی جامد و منحنی مایع، در بین ذرات پودری، مرزانه‌ها و داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود [۲، ۱]. آلیاژهای برنز سرب‌دار به علت مقاومت به خوردگی و سایش و همین‌طور سختی بالا به‌طور گسترده در یاتاقان‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳]. بیش‌ترین استحکام خستگی و استحکام کششی نهایی در آلیاژ Cu-10Sn-10Pb مشاهده شده است [۴]. 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 [۵]. به دلیل عدم حلالیت سرب در برنز، در حین تفجوشی جزایر سرب در بین ذرات و دانه‌های برنز تشکیل می‌شوند. در این‌جا سرب به‌عنوان عامل موثر در آرایش مجدد ذرات و دانه‌ها عمل می‌کند [۶].

عمده‌ترین مشکل فرآیند تفجوشی سوپرسالییدوس تغییر در شکل ظاهری و ابعاد قطعه در حین تفجوشی است [۷]. 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 می‌شود. در نتیجه 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 [۸]. چگالی خام نقش مهمی را در تعیین چگالی نهایی ایفا می‌کند [۹]. افزایش چگالی خام در سیستم‌های با نسبت حلالیت پایین، باعث افزایش کسر حجمی مذاب و در نتیجه اعوجاج بیشتر در قطعات تفجوشی می‌شود. از طرفی در سیستم‌های با نسبت حلالیت بالا، افزایش چگالی خام باعث جلوگیری از اعوجاج شده و تغییر ابعادی کمتری را در پی دارد [۱۰-۱۲]. در این پژوهش به بررسی تاثیرات فشار فشردن و چگالی خام بر شکل ظاهری قطعات تفجوشی شده و تحولات ریزساختاری در قسمت‌های

نرخ  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  تا محدوده دمایی  $890-970^{\circ}\text{C}$  حرارت داده شده و به مدت ۲۰ دقیقه تحت اتمسفر گاز نیتروژن با نرخ جریان  $2 \text{ lit}/\text{min}$  تفجوشی و سپس به منظور بررسی بهتر ریزساختار در دماهای مختلف تفجوشی در آب سرد شدند (قطعات بلافاصله از داخل کوره تیوبی به داخل سطل آب فرو برده شدند). شمایی از نمونه‌های برنزی مورد آزمایش در شکل ۲ آورده شده است. تغییرات ابعادی نمونه‌ها در دماهای مختلف به کمک نرم‌افزار Screen Ruler 2D، به دست آورده شد.

تیوبی افقی نوع TFS/25-1250 قرار داده شد. تصویر نمونه‌ها در دماهای مختلف تفجوشی به وسیله دوربین دیجیتال مدل Canon از طریق پنجره شیشه‌ای تعبیه شده در انتهای کوره مشاهده و ثبت شد. شماتیک کوره و چرخه تفجوشی در شکل ۱ آورده شده است.

قطعات برنزی با نرخ گرمایشی  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$  از دمای اتاق تا دمای  $540^{\circ}\text{C}$  حرارت داده شدند. به منظور روان‌ساز زدایی، نمونه‌ها در این دما به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شدند. سپس با

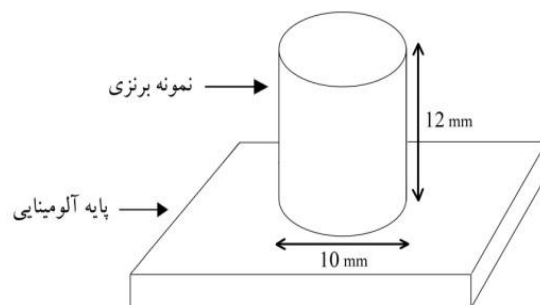


شکل (۱): شماتیک کوره و چرخه تفجوشی

چگالی تفجوشی نمونه‌ها بر طبق قانون ارشمیدس مطابق استاندارد ASTM C373-72 از رابطه (۱) محاسبه گردید. برای ممانعت از نفوذ آب به داخل حفره‌ها در هنگام غوطه‌وری، سطح نمونه‌ها توسط یک لایه نازک روغن (ضد آب) پوشیده شد.

$$\rho_{Sinter} = \frac{M_1}{M_2 - M_3} \rho_{Water} \quad (1)$$

جایی که  $M_1$  برابر با جرم نمونه وزن شده در هوا،  $M_2$  برابر با جرم نمونه پوشش داده شده در هوا و  $M_3$  برابر با جرم نمونه غوطه‌ور در آب است.



شکل (۲): شمایی از نمونه برنزی بر روی پایه آلومینایی

نواحی بالایی بر قسمت‌های نیمه جامد پایینی باعث اعمال تنش بیش‌تری بر روی این نواحی می‌شود و قسمت‌های پایینی دچار بیش‌ترین تغییر شکل می‌شوند. این درحالی است که قسمت‌های بالایی بدون تغییر شکل باقی می‌مانند. همان‌طور که در شکل ۴ پیدا است این شرایط برای قطعه ۴۰۰MPa که دچار اعوجاج بیش‌تری شده‌اند صادق است در حالی‌که قطعات ۱۰۰MPa در شرایط یکسان در برابر تغییر شکل مقاوم بوده‌اند. با این توضیح که هر دو نمونه در شرایط تفجوشی یکسان قرار گرفته‌اند. شکل ۵ 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<sub>0</sub> و R<sub>0</sub>) آورده شده است.

شکل ۵- (الف) تغییرات ابعادی قطعات ۱۰۰MPa و شکل ۵- (ب) تغییرات ابعادی قطعات ۴۰۰MPa را نشان می‌دهد. پدیده‌ی پاشنه فیلی در قطعات ۴۰۰MPa با افزایش دما رخ داده است، در حالی‌که قطعات ۱۰۰MPa ابتدا در دمای ۸۹۰°C چگال می‌شوند و ابعاد کوچک‌تری نسبت به قطعات ۴۰۰MPa پیدا می‌کنند و با افزایش دما کمی متورم شده و تغییر ابعاد می‌دهند ولی حتی در دماهای بالا پدیده‌ی پاشنه فیلی در آن‌ها اتفاق نمی‌افتد.

طبق رابطه (۵) می‌توان میزان پارامتر نشست را در دماهای مختلف تفجوشی محاسبه کرد. شکل ۶ میزان تغییرات پارامتر نشست را برای هر دو نمونه برنزی بر حسب دما نشان می‌دهد. افزایش دما باعث افزایش فاز مایع و در نتیجه افزایش میزان نشست (اعوجاج) در قسمت‌های پایینی این نمونه‌ها می‌شود. همان‌طور که گفته شد قطعات ۴۰۰MPa دارای اعوجاج بیش‌تری نسبت به ۱۰۰MPa هستند. میزان چگالش در قطعات ۱۰۰MPa نسبت به ۴۰۰MPa در دماهای یکسان بیش‌تر است. با افزایش دما از میزان چگالش هر دو نمونه برنزی کاسته شده و در نهایت دچار اعوجاج می‌شوند. شکل ۷ تغییرات پارامتر چگالش و تورم را بر حسب دما نشان می‌دهد. چگالش در قطعات ۱۰۰MPa حتی در دماهای بالا اتفاق می‌افتد و میزان تورم بسیار کم است. به همین خاطر تغییر شکل محسوسی در این قطعات رخ نمی‌دهد. برعکس در قطعات ۴۰۰MPa به دلیل اتصال بیش‌تر بین ذرات جامد، فاز مایع تشکیل شده در این نواحی به مراتب بیش‌تر

میزان پارامتر چگالش و درصد تخلخل در نمونه‌های برنزی به ترتیب مطابق رابطه (۲) و (۳) می‌باشد:

$$\psi = \frac{\rho_s - \rho_g}{\rho_{th} - \rho_g} \times 100 \quad (2)$$

$$\% \text{ Porosity} = [1 - (\rho_s / \rho_{th})] \times 100 \quad (3)$$

جایی‌که  $\psi$  پارامتر چگالش و  $\rho_s$ ، چگالی تفجوشی و  $\rho_g$ ، چگالی خام و  $\rho_{th}$ ، چگالی تئوری است که با استفاده از رابطه‌ی (۴) قابل محاسبه است.

$$\frac{1}{\rho_{th}} = \sum_i^N \frac{w_i}{\rho_i} \quad (4)$$

در رابطه فوق،  $w_i$ ، درصد وزنی عناصر و  $\rho_i$  چگالی نظری عناصر تشکیل دهنده‌ی آلیاژ می‌باشد [۱۳].

میزان اعوجاج نمونه‌ها به کمک پارامتر نشست<sup>۶</sup> به صورت رابطه‌ی (۵) محاسبه شد:

$$\text{پارامتر نشست} = (D_{bottom} - D_{up}) / D_{up} \quad (5)$$

جایی‌که  $D_{up}$  و  $D_{bottom}$  به ترتیب قطرهای قطعه در ارتفاع‌های  $0.25H$  و  $0.75H$  و  $H$  ارتفاع هر قطعه می‌باشند [۸]. معادله‌ی (۶) رابطه بین زاویه‌ی دو سطحی ( $\phi$ ) و انرژی سطحی ( $\gamma_{ss}$ ) را نشان می‌دهد [۱۰]:

$$\gamma_{ss} = 2\gamma_{sl} \cos(\phi/2) \quad (6)$$

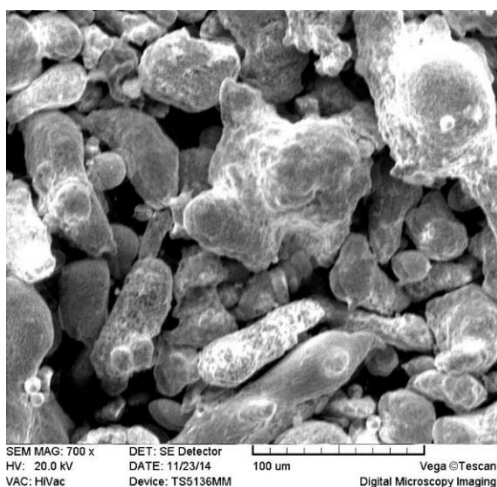
## ۲- نتایج و بحث

مشخصات و مورفولوژی پودرهای برنزی به ترتیب در جدول ۱ و شکل ۳ آورده شده است. شکل ۴ تصاویر نمونه‌های برنزی تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. قطعات فشرده شده تحت فشار ۴۰۰MPa در سمت چپ تصویر و قطعات ۱۰۰MPa در سمت راست قرار داده شده‌اند. بر اساس دیگرام فازی افزایش دما 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. نیروی وزن

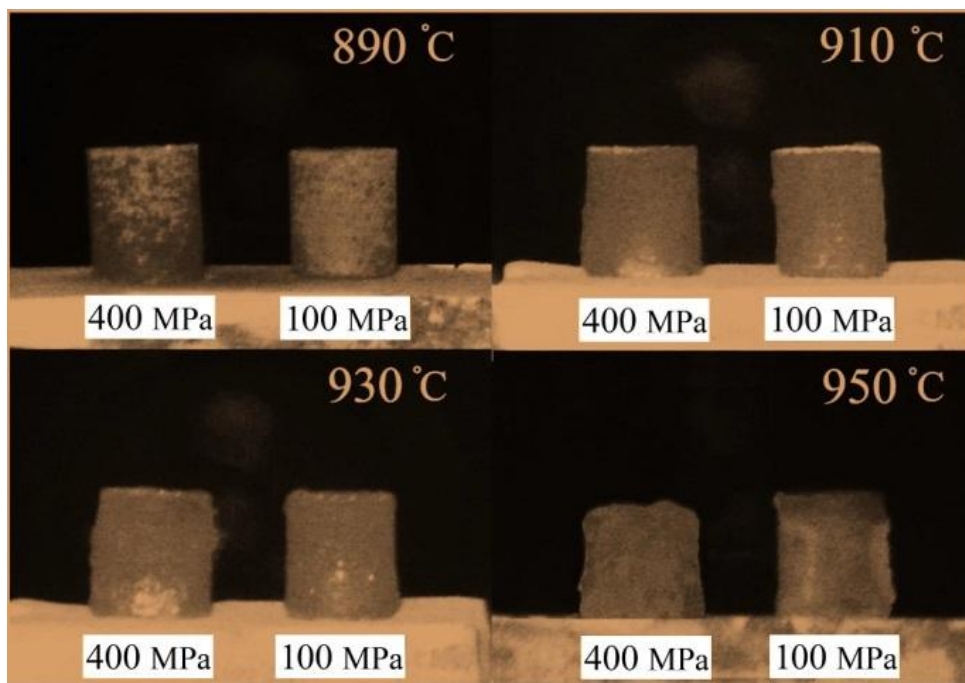
از قطعات ۱۰۰ MPa است. از این رو قطعات ۴۰۰ MPa در دماهای پایین‌تر دچار اعوجاج می‌شوند و صلبیت خود را زودتر از دست می‌دهند.

جدول (۱): مشخصات پودر برنزی Cu-10Sn-10Pb

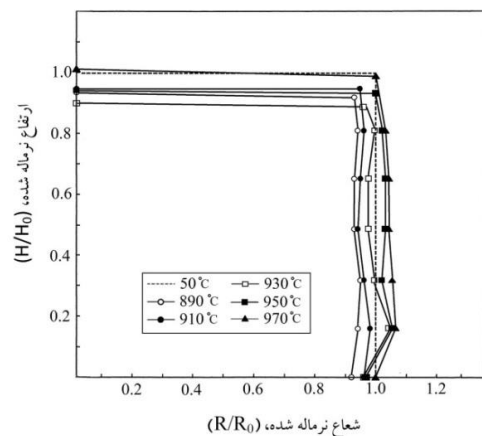
ترکیب شیمیایی (%wt)	
Cu	باقی مانده
Sn	۹/۱۸
Pb	۷/۹۳
Si	۰/۵۹
Al	۰/۱۲
تست الک	
درصد وزنی	اندازه ذرات (μm)
۲۲/۱۴	۶۳-۹۰
۷۷/۸۶	<۶۳
خواص پودر	
چگالی ظاهری (g/cm <sup>3</sup> )	۳/۶۹
سیالیت (sec/50g)	۲۵/۰۶
شکل ذرات	نامنظم



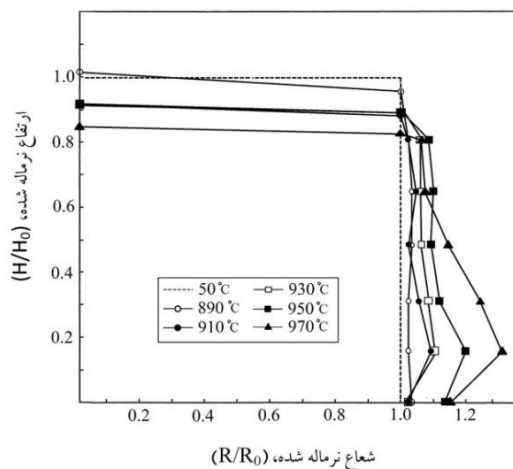
شکل (۳): مورفولوژی پودر برنزی Cu-10Sn-10Pb



شکل (۴): تصاویر ثبت شده توسط دوربین از نمونه‌های Cu-10Sn-10Pb تحت فشار ۱۰۰ MPa (راست) و ۴۰۰ MPa (چپ) تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن



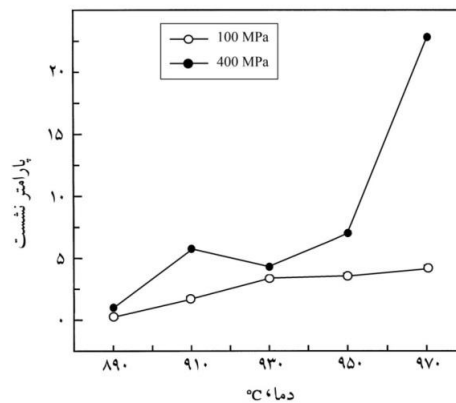
(الف)



(ب)

شکل (۵): پروفایل اعوجاج قطعات Cu-10Sn-10Pb تحت فشار (الف) ۱۰۰MPa و (ب) ۴۰۰MPa تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

شکل ۸ ریزساختار قسمت‌های مختلف نمونه‌ها در دماهای متفاوت تفجوشی را نشان می‌دهد. در قطعات ۱۰۰MPa مذاب سوپرسالیدوس کمتری نسبت به ۴۰۰MPa تشکیل می‌شود و دلیل آن کم بودن اتصال بین ذرات جامد در قطعات ۱۰۰MPa است. از این رو این قطعات صلبیت خود را حفظ کرده و اعوجاج کمتری رخ می‌دهد. همان طور که در شکل ۸- (الف) دیده می‌شود، میزان سرب (نواحی تیره) در دمای ۸۹۰°C در پایین قطعه‌ی ۱۰۰MPa زیاد است که دلیل آن میزان تخلخل بالا در این شرایط است. در این دما ساختار دارای حفرات باز می‌باشد که حرکت سرب به سمت نواحی پایین را آسان می‌سازد.

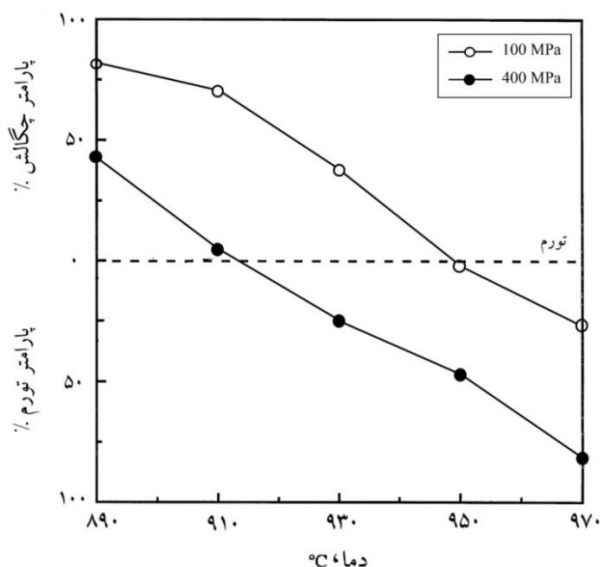


شکل (۶): تغییرات پارامتر نشست بر حسب دما برای قطعات Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

بیشتر، رشد دانه‌ها (در هر دو قطعه) به راحتی اتفاق می‌افتد و ذرات سربی بیشتر به صورت جزایر مجزا در بین دانه‌های برنزی قرار می‌گیرند و مقادیر کمی از آن نیز به درون مرزدانه‌ها نفوذ می‌کند. در این دما و در قطعات ۴۰۰MPa سرب موجود در مرزدانه‌ها به مراتب بیشتر از نمونه‌های ۱۰۰MPa است. همان‌طور که گفته شد در قطعات ۴۰۰MPa به دلیل بالا بودن فشار فشردن نسبت به ۱۰۰MPa، اتصال بین ذرات جامد بیشتر است. بر اساس رابطه (۶)، انرژی فصل مشترک بین ذرات جامد ( $\gamma_{SS}$ ) در قطعات ۴۰۰MPa بیشتر است. افزایش  $\gamma_{SS}$  باعث کاهش زاویه‌ی دو سطحی ( $\phi$ ) می‌شود.

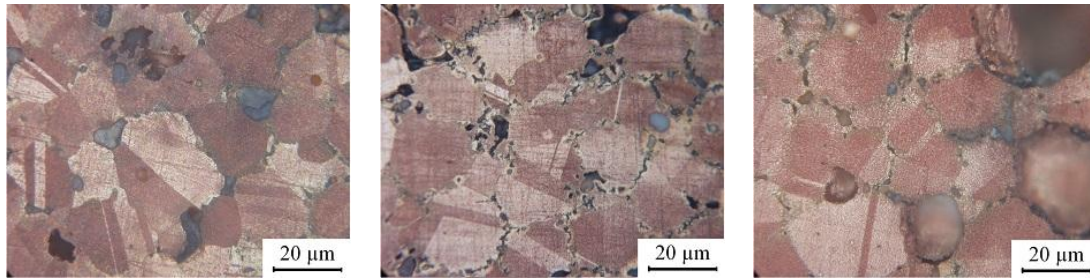
کاهش زاویه‌ی دو سطحی باعث افزایش قابلیت نفوذ مذاب در درون مرزدانه‌ها می‌شود [۱۴]. به‌همین دلیل افزایش فشار فشردن باعث پیشروی بیشتر سرب درون مرزدانه‌ها می‌شود. در دماهای پایین به علت تفجوشی حالت جامد، پیوند بین دانه‌ها مستحکم است و قابلیت نفوذ سرب در مرزدانه‌ها کم است ولی با افزایش دما به علت کاهش استحکام پیوند بین دانه‌ها نفوذ سرب به راحتی انجام می‌گیرد. همان‌طور که گفته شد نفوذ سرب در مرزدانه‌ها باعث تورم در قطعات می‌شود. از این رو قطعات ۴۰۰MPa به دلیل سرب بیشتر در مرزدانه نسبت به ۱۰۰MPa در قسمت‌های پایینی دارای اعوجاج بیشتری است.

شکل ۹ تصاویر گرفته شده از میکروسکوپ الکترونی را برای هر دو نمونه در دمای ۹۷۰°C نشان می‌دهد. قطعات ۴۰۰MPa به دلیل تشکیل مذاب بیشتر نسبت به قطعات ۱۰۰MPa، دارای حفرات کم‌تری است. در این قطعات مرزدانه‌ها به وضوح مشخص هستند که دلیل آن نفوذ سرب (نواحی سفید رنگ) به داخل مرزدانه‌هاست. دمای بالای تفجوشی (۹۷۰°C) باعث کروی شدن شکل حفرات در هر دو نمونه شده است. تعداد حفرات از بالا به پایین نمونه‌ها کاهش پیدا کرده است که دلیل آن کشیده شدن مذاب به سمت نواحی پایینی قطعات ناشی از نیروی جاذبه‌ی زمین است.



شکل (۷): میزان پارامتر چگالش و تورم قطعات Cu-10Sn-10Pb تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

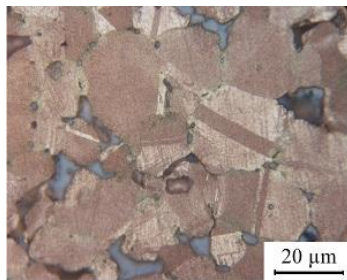
در فرآیند SLPS دانه‌های برنزی به علت تشکیل مذاب بیش‌تر دچار خردایش می‌شوند. در قطعه‌ی ۱۰۰MPa و دمای ۹۳۰°C به دلیل حضور تخلخل بیشتر (فشار فشردن کمتر) دانه‌های برنزی پس از خردایش، فضای لازم برای جابجایی و حرکت را دارند و آزادانه بر روی یکدیگر سر می‌خورند. این حرکت دانه‌ها بر روی یکدیگر موجب آرایش مجدد ذرات و ریز شدن ساختار می‌شود که همراه با آن چگالش رخ می‌دهد. میزان این خردایش در قسمت‌های پایینی به دلیل حضور مذاب بیشتر نسبت به نواحی بالایی در این دما بیشتر بوده است. این درحالی است که در قطعه‌ی ۴۰۰MPa، فضای لازم برای حرکت و خردایش ذرات وجود ندارد. از این رو با افزایش دمای تفجوشی تا دماهای میانی (۹۳۰°C)، اندازه دانه‌ها تقریباً بدون تغییر باقی می‌ماند. افزایش بیشتر دما تا ۹۷۰°C باعث افزایش فاز مایع سوپرسالییدوس شده و سرب موجود در ریزساختار نیز به دلیل کاهش صلیبیت دانه‌های برنزی به راحتی در ساختار حرکت می‌کند. واضح است که در دمای ۹۷۰°C به دلیل حضور فاز مایع



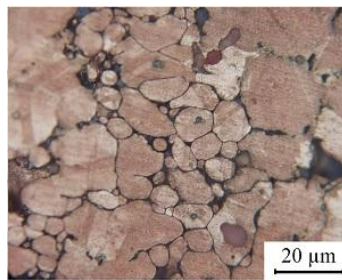
۸۹۰°C - بالا - ۱۰۰ MPa

۹۳۰°C - بالا - ۱۰۰ MPa

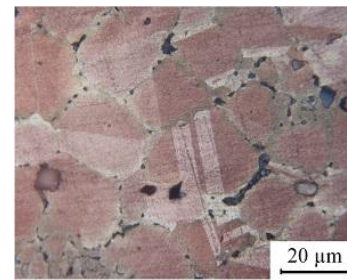
۹۷۰°C - بالا - ۱۰۰ MPa



۸۹۰°C - پایین - ۱۰۰ MPa

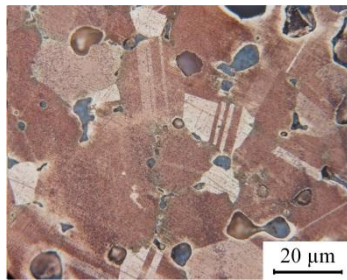


۹۳۰°C - پایین - ۱۰۰ MPa

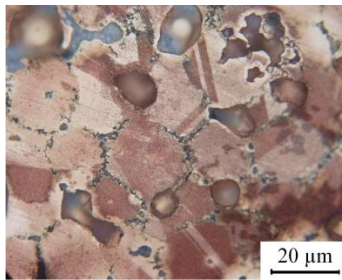


۹۷۰°C - پایین - ۱۰۰ MPa

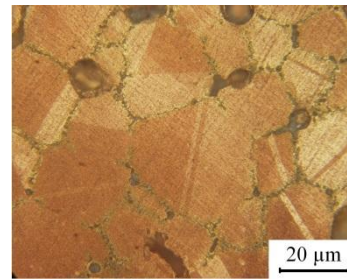
(الف)



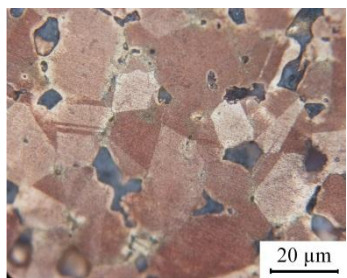
۸۹۰°C - بالا - ۴۰۰ MPa



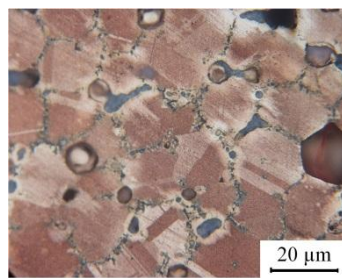
۹۳۰°C - بالا - ۴۰۰ MPa



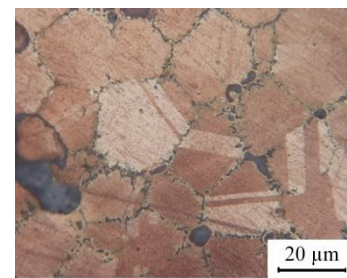
۹۷۰°C - بالا - ۴۰۰ MPa



۸۹۰°C - پایین - ۴۰۰ MPa



۹۳۰°C - پایین - ۴۰۰ MPa

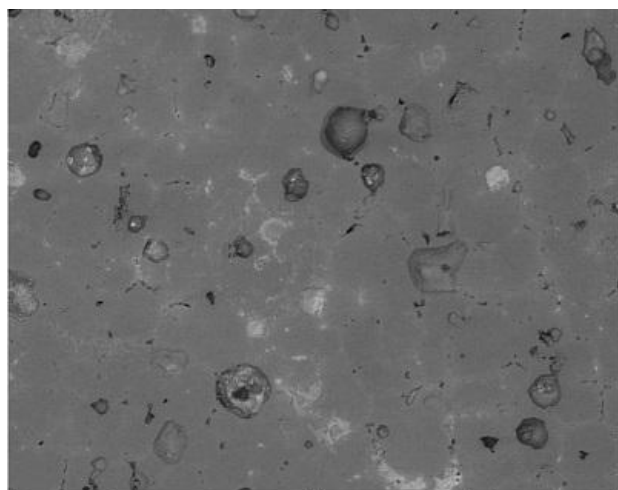


۹۷۰°C - پایین - ۴۰۰ MPa

(ب)

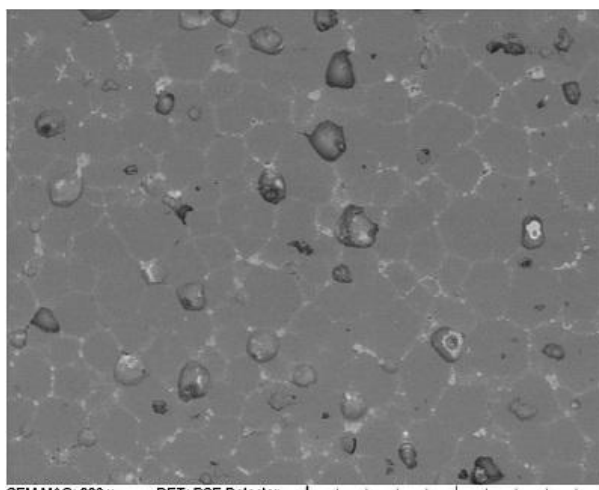
شکل (۸): ریزساختار قطعات Cu-10Sn-10Pb تحت فشار (الف) ۱۰۰ MPa و (ب) ۴۰۰ MPa تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن





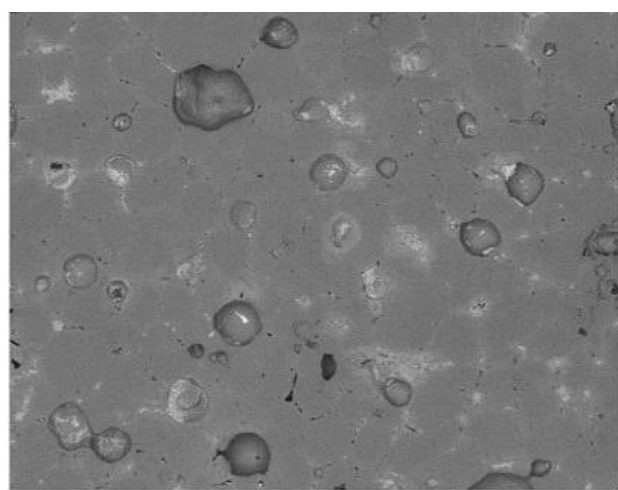
SEM MAG: 200 x  
HV: 20.0 kV  
VAC: HiVac  
DET: BSE Detector  
DATE: 10/25/14  
Device: TS5136MM  
500 um  
Vega ©Tescan  
Digital Microscopy Imaging

۹۷۰°C - بالا - ۱۰۰MPa



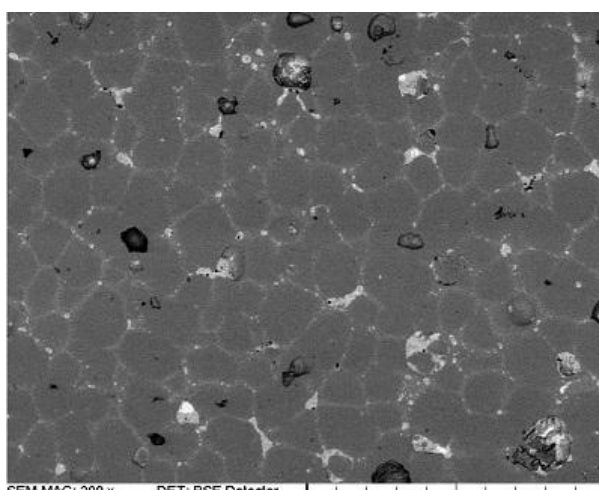
SEM MAG: 200 x  
HV: 20.0 kV  
VAC: HiVac  
DET: BSE Detector  
DATE: 10/25/14  
Device: TS5136MM  
500 um  
Vega ©Tescan  
Digital Microscopy Imaging

۹۷۰°C - بالا - ۴۰۰MPa



SEM MAG: 200 x  
HV: 20.0 kV  
VAC: HiVac  
DET: BSE Detector  
DATE: 10/25/14  
Device: TS5136MM  
500 um  
Vega ©Tescan  
Digital Microscopy Imaging

۹۷۰°C - پایین - ۱۰۰MPa



SEM MAG: 200 x  
HV: 20.0 kV  
VAC: HiVac  
DET: BSE Detector  
DATE: 10/25/14  
Device: TS5136MM  
500 um  
Vega ©Tescan  
Digital Microscopy Imaging

۹۷۰°C - پایین - ۴۰۰MPa

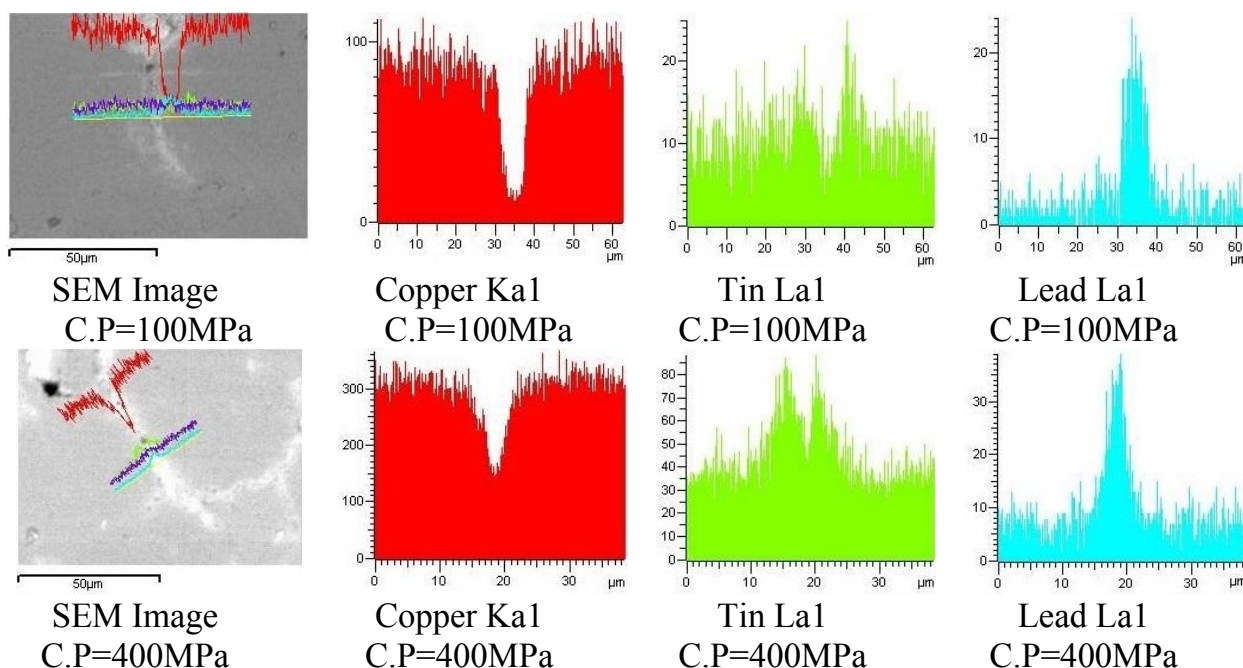
تخلخل (%)	چگالی تفجوشی (g/cm <sup>3</sup> )	چگالی تئوری (g/cm <sup>3</sup> )	فشار فشردن (MPa)
۱۹/۴۷	۷/۳۲	۹/۰۹	۱۰۰
۶/۱۶	۸/۵۳		۴۰۰

شکل ۹- ریزساختار قطعات Cu-10Sn-10Pb به همراه چگالی تفجوشی و درصد تخلخل تحت فشار ۱۰۰MPa و ۴۰۰MPa تفجوشی شده در دمای ۹۷۰°C به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

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 [۱۱]. 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 همین‌طور تغییرشکل ذرات پایینی به واسطه‌ی نیروی وزن قسمت‌های بالایی است. در این شرایط تغییرشکل ذرات باعث ذخیره سازی انرژی کرنش الاستیک در این ذرات می‌شود. در نتیجه با افزایش دمای تفجوشی، انرژی کرنش الاستیک به عنوان نیروی محرکه برای رشد دانه عمل می‌کند.

شکل ۱۰ آنالیز خطی مربوط به هر دو نمونه، تفجوشی شده در دمای  $970^{\circ}\text{C}$  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 برای هر دو نمونه کاهش پیدا می‌کند، درحالی‌که مقدار سرب افزایش و میزان قلع تقریباً ثابت باقی می‌ماند. درصد قلع تنها در لبه‌ی مرزدانه (فصل مشترک دانه و مرزدانه) افزایش پیدا می‌کند. همان‌طور که در آنالیز نشان داده شده است، مقدار سرب در نمونه‌ی  $400\text{MPa}$  بیش‌تر از نمونه‌ی  $100\text{MPa}$  است.

شکل ۱۱ مدلی طرحواره از آنچه گفته شد را نشان می‌دهد. این مدل برای فشارهای فشردن مختلف تعبیه شده است و شامل ۳ مرحله: حالت خام، مرحله‌ی میانی و مرحله‌ی نهایی است. در مرحله‌ی اول (حالت خام)، بسته به میزان فشار فشردن، شکل ذرات و اندازه‌ی فضاهای خالی بین ذره‌ای متفاوت است. با



شکل (۱۰): تصاویر آنالیز خطی از توزیع عناصر آلیاژی در دانه و مرز دانه قطعات  $\text{Cu-10Sn-10Pb}$  فشرده شده تحت فشار  $100\text{MPa}$  و  $400\text{MPa}$  تفجوشی شده در دمای  $970^{\circ}\text{C}$  به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

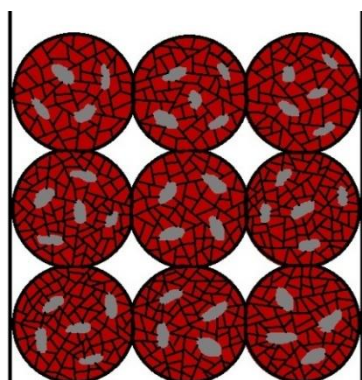
### نتیجه‌گیری

۱- افزایش کسر حجمی مذاب به واسطه‌ی افزایش دما، باعث اعوجاج در قطعات می‌شود. به دلیل نیروی جاذبه زمین فاز مایع تشکیل شده به طرف نواحی پایینی سوق پیدا کرده و باعث اعوجاج بیش‌تر در این نواحی می‌شود.

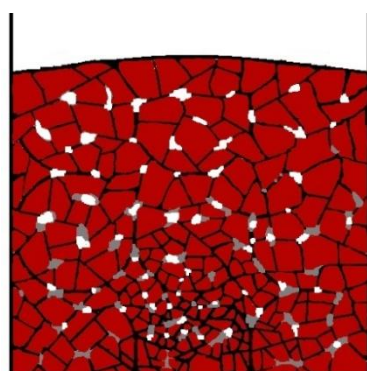
۲- قطعات فشرده شده با فشار  $100\text{MPa}$  در شرایط تفجوشی یکسان دارای اعوجاج کم‌تری نسبت به قطعات  $400\text{MPa}$  می‌باشند. در دماهای بالای تفجوشی در قطعات  $400\text{MPa}$  پدیده‌ی پاشنه فیلی مشاهده شد درحالی‌که قطعات  $100\text{MPa}$  دچار اعوجاج نشدند. قطعات  $400\text{MPa}$  به دلیل تشکیل فاز مایع بیش‌تر نسبت به قطعات  $100\text{MPa}$  دارای اعوجاج بیش‌تری هستند. خردایش و آرایش مجدد مهم‌ترین نقش را در چگالش قطعات  $100\text{MPa}$  ایفا می‌کنند.

۳- افزایش دما باعث افزایش اندازه‌ی دانه‌ها در هر دو قطعه شده است. با افزایش فشار فشردن تماس بین دانه‌های جامد افزایش پیدا کرده و باعث کاهش زاویه‌ی دو سطحی می‌شود. کاهش زاویه‌ی دو سطحی با افزایش قابلیت نفوذ سرب در مرزخانه‌ها همراه است که این دلیلی برای افزایش تورم قطعات می‌باشد. سرب موجود در مرزخانه‌ی قطعات  $400\text{MPa}$  بیش‌تر از قطعات  $100\text{MPa}$  است.

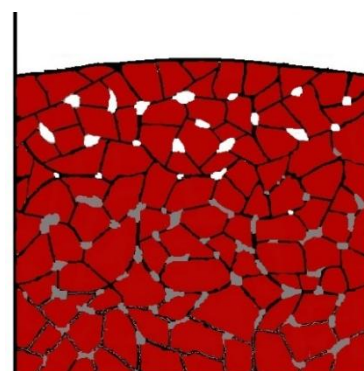
۴- کاهش فشار فشردن پودرهای برنزی باعث افزایش میزان چگالش، کاهش تورم و افزایش مقاومت قطعه در برابر تغییر شکل حتی در دماهای بالای تفجوشی می‌شود. از این رو بهتر است از قطعاتی با چگالی خام کم‌تر استفاده شود تا خواص تفجوشی مطلوب‌تری حاصل گردد.



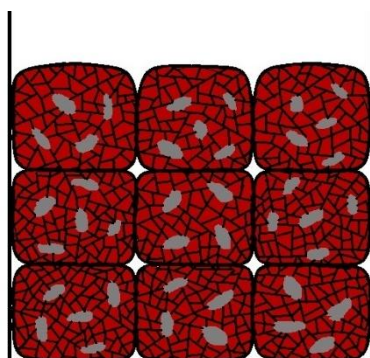
حالت خام -  $C.P = 100\text{MPa}$  (الف)



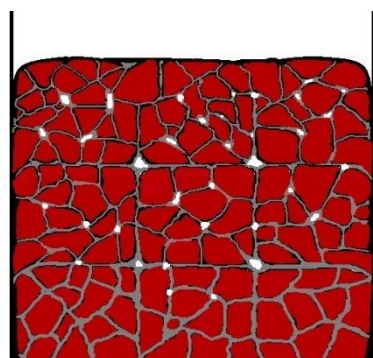
مرحله‌ی میانی -  $C.P = 100\text{MPa}$  (ب)



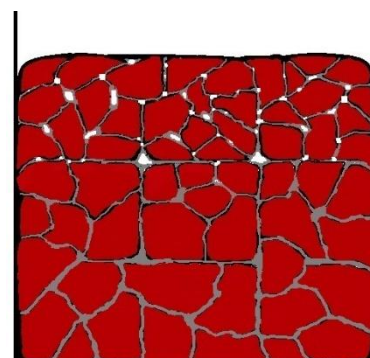
مرحله‌ی پایانی -  $C.P = 100\text{MPa}$  (پ)



حالت خام -  $C.P = 400\text{MPa}$  (ت)



مرحله‌ی میانی -  $C.P = 400\text{MPa}$  (ث)



مرحله‌ی پایانی -  $C.P = 400\text{MPa}$  (ج)

شکل (۱۱): مدل طرحواره فرآیند تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس در فشارهای فشردن متفاوت

منابع و مراجع

- Sintering", Acta Mater, Vol. 4, No. 18, PP. 4615-4626, 1999.
- [9] Dymchenko, V. A., Popovich, A. P., "Hydrogen Sickness of Sintered copper" Soviet Powder Met. Metal Ceram, Vol. 22, PP. 347-349, 1983.
- [10] German, R. M., "Liquid Phase Sintering", pp. 54, Troy, New York, 1985.
- [11] Azadbeh, M., Danninger, H., Mohammadzadeh, A., Gierl, C., "Effect of Green Density on Fragmentation-Rearrangement in Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Powder", Sintering, Non-Ferrous and Special Materials, Euro PM 2014, Manuscript refereed by Prof Jan Kazior (Cracow University of Technology, Poland).
- [12] German, R. M., "Coarsening in Sintering: Grain Shape Distribution, Grain Size Distribution, and Grain Growth Kinetics in Solid-Pore Systems", Critical reviews in solid state and materials sciences, Vol. 35, No. 4, 2010.
- [13] Bollina, R., "In-situ Evaluation of Supersolidus Liquid Phase Sintering Phenomena of Stainless Steel 316L: Densification and Distortion", Ph.D. Thesis, The Pennsylvania State University, University Park, PA, 2005.
- [14] German, R. M., "Liquid Phase Sintering", Plenum Press, NY, 1985.
- [1] German, R. M., "Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Powders", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28, PP. 1553-1567, 1997.
- [2] Liu, Y., Tandon, R., German, R. M., "Modeling of Supersolidus Liquid Phase Sintering, Part. I: Capillary Force", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 26 (A), PP. 2415-2422, 1995.
- [3] ش. شادپور، م. آزادبه، ع. صباحی، " بررسی تغییرات ریزساختاری و ابعادی آلیاژ برنز سربدار تفجوشی شده در حضور فاز مایع"، چهارمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه‌ی علمی ریخته‌گران ایران، ۱۳۸۹.
- [4] Kumar, S., Upadhyaya, G. S., Vaidya, M. L., "Sintering of Lead Bronze Containing Tin", J. Mater. Eng, 13, PP. 237-242, 1991.
- [5] 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.
- [6] Azadbeh, M., Danninger, Gierl, H. C., "Particle Rearrangement During Liquid Phase Sintering of Cu-20Zn and Cu-10Sn-10Pb Prepared from Prealloyed Powder", Powder Metallurgy, Vol. 56, No. 5, PP. 342-346, 2013.
- [7] German, R. M., "An Update on the Theory of Supersolidus Liquid Phase Sintering", Proceedings Sintering 2003, Materials Research Institute Pennsylvania State University, University Park, PA, 2003.
- [8] Liu, J., Lal, A., German, R. M., "Densification and Shape Retention in Supersolidus Liquid Phase

پی نوشت‌ها

- 1- distortion
- 2- fragmentation
- 3- rearrangement
- 4- elephant Foot
- 5- supersolidusliquid phase sintering (SLPS)
- 6- slumping parameter