

بررسی تغییرات ایجاد شده در حین تفجوشی فاز مایع آلیاژهای حاوی اجزاء تبخیر شونده

مهرداد موسی پور^{۱*}، مازیار آزادبه^۱ و احد محمدزاده^۲

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

۲- باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهر

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۱۰/۰۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۱۱/۲۱)

چکیده - هدف از انجام این پژوهش بررسی امکان بروز پدیده پاشنه فیلی در آلیاژهای تفجوشی شده حاوی عامل تبخیر شونده است. به این منظور قطعات برنجی با ترکیب Cu-28Zn در محدوده دمایی ۸۹۰-۹۷۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲۰ دقیقه تفجوشی شدند. از قطعات برنجی در شرایط مختلف تفجوشی به صورت درجا، عکس برداری شد. نتیجه این بود که با وجود کشیده شدن مذاب به سمت نواحی پایین بر اثر نیروی جاذبه زمین، پدیده پاشنه فیلی در این قطعات مشاهده نشد و به جای آن قطعات دچار تورم شدند. تغییر ترکیب شیمیایی و افزایش اندازه حفرات در اثر تبخیر روی را می توان به عنوان اصلی ترین عامل بروز این پدیده دانست.

واژگان کلیدی: تفجوشی سوپرسالیدوس، پدیده پاشنه فیلی، تبخیر روی، تورم، گرادیان ریزساختاری

An Investigation of Evolutions during Liquid Phase Sintering of Systems with Volatile Components

M. Mousapour^{1*}, M. Azadbeh¹ and A. Mohammadzadeh²

1- Department of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz

2- Young Researchers and Elite Club, Ahar Branch, Islamic Azad University, Ahar

Abstract: In this paper, the possibility of elephant foot phenomenon in sintered alloys with volatile components has been studied. To do this, Cu-28Zn brass samples were sintered at the range of 890-970 °C for 20 min. The in situ images from brass samples were taken at various sintering conditions. It is concluded that although liquid is pulled down by gravity, but elephant phenomenon was not appeared in these compacts. Instead, the samples were swelled. Chemical composition change and pores coarsening due to zinc evaporation could be considered as the main cause of swelling in brass compacts.

Keywords: Supersolidus sintering, Elephant foot phenomenon, Zinc evaporation, Swelling, Microstructural gradient

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: mehrdad_mp68@yahoo.com

M_1	جرم نمونه در هوا	ρ_g	چگالی خام
M_2	جرم نمونه پوشش داده شده در هوا	ρ_{th}	چگالی نظری
M_3	جرم نمونه غوطه‌ور در آب	H_{center}	ارتفاع قطعه در مرکز
ψ	متغیر چگالش	H_{edge}	ارتفاع قطعه در لبه سطح مقطع
ρ_S	چگالی تف‌جوشی		

۱- مقدمه

شده برنجی به شدت تحت تأثیر دمای تف‌جوشی تغییر می‌کند [۱۰-۱۲]. زمان‌های طولانی و دماهای بالای تف‌جوشی به علت تشکیل فاز مایع بیش‌تر، موجب رشد دانه‌ها، تشدید تبخیر روی، افزایش شکل‌گیری حفرات ثانویه و بروز گرادیان ریزساختاری و ترکیب شیمیایی در اثر جاذبه زمین می‌شود که خواص مناسبی را در پی ندارد [۱۹-۱۳]. به عبارت دیگر، بهتر است به دلیل مسائل زیست محیطی و جلوگیری از تبخیر روی، صرفه‌جویی اقتصادی و جلوگیری از تغییر شکل و گرادیان ریزساختاری تف‌جوشی در زمان‌ها و دماهای کم‌تر انجام گیرد [۲۰].

هدف از انجام این پژوهش بررسی امکان بروز پدیده پاشنه فیلی در حین تف‌جوشی آلیاژهای حاوی عامل تبخیر شونده و مطالعه بر روی علل وقوع آن است. از آن‌جا که حضور عامل تبخیر شونده در آلیاژ بر روی ترکیب شیمیایی آن تأثیرگذار است، تغییر شکل ظاهری قطعات نیز می‌تواند متأثر از این عامل باشد. به نظر می‌رسد، تحولات به وجود آمده در کسر حجمی مذاب که ناشی از تغییرات در ترکیب شیمیایی در قسمت‌های مختلف قطعه است، باعث عدم بروز پدیده پاشنه فیلی خواهد شد. از این رو مطالعه عوامل مؤثر بر امکان وقوع یا عدم وقوع این پدیده در آلیاژهای حاوی عامل تبخیر شونده می‌تواند جذاب و مفید باشد.

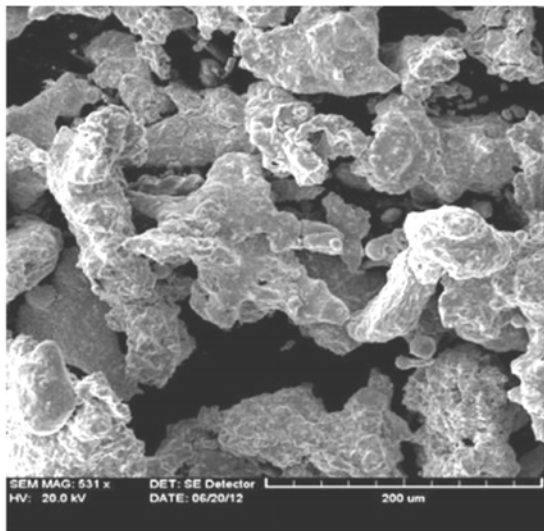
۲- مواد و روش پژوهش

پودر پیش‌آلیاژی برنج با ترکیب Cu-28Zn به روش اتمه شدن

نوع خاصی از تف‌جوشی در فاز مایع که در نتیجه آن تف‌جوشی پودرهای پیش‌آلیاژی اتفاق می‌افتد را تف‌جوشی سوپرسالیدوس^۱ (SLPS) می‌گویند. فاز مایع به واسطه حرارت دادن این قطعات بین دماهای سالیدوس و لیکوئیدوس، در بین ذرات پودری، مرزدانه‌ها و داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود [۱] و [۲]. چگالش پودرهای آلیاژی با اندازه ذرات درشت به راحتی و به کمک SLPS یا تف‌جوشی در حضور جریان ویسکوز انجام می‌گیرد [۳]. عمده‌ترین مشکل فرایند SLPS تغییر در شکل ظاهری و ابعاد قطعه در حین تف‌جوشی است. در این فرایند ذرات، نیمه‌جامدند و می‌توانند به‌طور مجزا در اثر نیروی گرانشی تغییر شکل دهند [۴ و ۵]. این تغییر شکل ذرات، می‌تواند باعث از دست رفتن شکل کلی ظاهری قطعه فشرده شده شود. به دلیل وزن قسمت‌های بالایی، میزان این تغییرات در شکل ظاهری قطعه، در قسمت‌های پایینی بیش‌تر است. از این رو شکل ظاهری قطعه در دماهای بالای تف‌جوشی به شکل پاشنه فیل خواهد شد. بروز این پدیده در قطعات تف‌جوشی شده را اصطلاحاً پدیده پاشنه فیلی می‌نامند [۶]. اخیراً، این پدیده در آلیاژهای مختلف از قبیل برنز، فولاد زنگ نزن 316L و برخی سوپر آلیاژهای پایه نیکل [۵، ۷ و ۸] مشاهده شده است. فرایند تف‌جوشی که یک مرحله مهم در تولید قطعات برنجی است با مشکل‌های فراوانی همراه است. مشکل‌های این مرحله مربوط به فشار بخار بالای روی و تمایل بالای این عنصر به اکسید شدن است [۹]. خواص قطعات تف‌جوشی

جدول ۱- مشخصات پودر مصرفی برنجی

ترکیب شیمیایی (%wt)	
Cu	باقی مانده
Zn	۲۸/۶
Al	۰/۱۴
Fe	۰/۰۸۵
S	۰/۰۶۲
توزیع دانه‌بندی	
درصد وزنی	اندازه ذرات (μm)
۵۷/۹۱	۶۳-۱۸۰
۴۲/۰۹	<۶۳
خواص پودر	
چگالی ظاهری (g/cm ³)	۳/۲
سیالیت (sec/50g)	۲۱
شکل ذرات	نامنظم



شکل ۱- مورفولوژی پودر آلیاژی Cu-28Zn

استاندارد ASTM C373-72 از رابطه ۱ محاسبه شد. برای ممانعت از نفوذ آب به داخل حفره‌ها در هنگام غوطه‌وری، سطح نمونه‌ها توسط یک لایه نازک ضد آب پوشیده شد.

(۱)

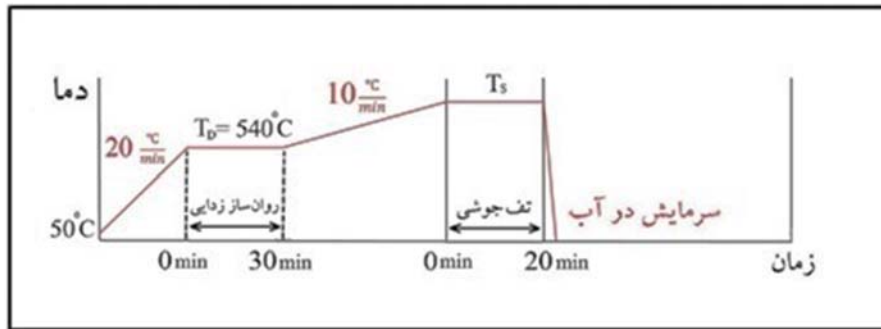
آبی تولید و سپس به روش جداسازی با غربال مطابق با استاندارد ASTM E11 ذرات با اندازه زیر ۹۰ میکرومتر تفکیک شدند و برای تولید نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفتند. پودر مصرفی تحت تحلیل عنصری به روش فلورسانس اشعه ایکس^۲ با دستگاه مدل PHILIPS-PW1480 قرار گرفت که نتایج آن در جدول ۱ آورده شده است. مورفولوژی پودرهای برنجی در شکل ۱ ارائه شده است.

پودر پیش‌آلیاژی برنج 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 ۱۰ و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر توسط پرس هیدرولیکی تک محوره با قالب متحرک تحت فشار ۴۰۰ مگاپاسکال تهیه شدند.

به منظور انجام آزمایش از پایه 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 به وسیله دوربین دیجیتال مدل Canon از طریق پنجره‌ی شیشه‌ای تعبیه شده در انتهای کوره مشاهده و به صورت درجا ثبت شد. چرخه تف‌جوشی در شکل ۲ آورده شده است. قطعات برنجی با نرخ گرمایشی ۲۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه از دمای اتاق تا دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شدند. به منظور روان‌ساز زدایی، نمونه‌ها در این دما به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شدند. سپس با نرخ ۱۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه تا محدوده دمایی ۸۹۰-۹۷۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شدند و به مدت ۲۰ دقیقه تحت اتمسفر گاز نیتروژن با نرخ جریان ۲ لیتر در دقیقه تف‌جوشی و سپس در آب کوئنچ شدند. تغییرات ابعادی نمونه‌ها در دماهای مختلف به کمک نرم‌افزار Screen Ruler 2D، به دست آورده شد.

چگالی تف‌جوشی نمونه‌ها بر طبق قانون ارشمیدس مطابق

$$\rho_{\text{inter}} = \frac{M_1}{M_2 - M_3} \rho_{\text{Water}}$$



شکل ۲- چرخه تف جوشی

مدل PMG3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل CAM SCAN MV2300 بررسی شد.

۳- بحث و نتایج

تصاویر گرفته شده به وسیله دوربین از نمونه‌های برنجی تف جوشی شده در دماهای مختلف و به مدت ۲۰ دقیقه در شکل ۳ نشان داده شده است. با افزایش دما کسر حجمی مذاب در قطعات افزایش پیدا می‌کند. بر این اساس و به دلیل نیروی جاذبه زمین، فاز مایع تشکیل شده به سمت نواحی پایینی کشیده می‌شود. حضور مذاب بیش‌تر در این نواحی باعث کاهش گرانی و مقاومت در برابر تغییر شکل قطعه می‌شود. با وجود این با افزایش دما، تغییر شکل محسوسی در نواحی پایینی قطعات مشاهده نمی‌شود. بر طبق آنچه گفته شد، انتظار می‌رود با افزایش دما پدیده پاشنه فیلی در قطعات رخ دهد ولی همان‌طور که در تصاویر نشان داده شده است این پدیده اتفاق نمی‌افتد. افزایش دما در این آلیاژ باعث تورم قطعات می‌شود.

شکل ۴ میزان تغییرات ابعادی را در دماهای مختلف نسبت به حالت اولیه نشان می‌دهد. در این شکل، نسبت ارتفاع و شعاع (H و R) بعد از تف جوشی به ارتفاع و شعاع اولیه (H₀ و R₀) نمونه‌ها آورده شده است. H ارتفاع (فاصله) از کف (پایین) قطعه تف جوشی شده است. این تورم در دیواره‌های کناری، بالا و پایین قطعات اتفاق می‌افتد. از آن‌جا که نمونه‌های تحت

جایی که M₁ برابر با جرم نمونه وزن شده در هوا، M₂ برابر با جرم نمونه پوشش داده شده در هوا و M₃ برابر با جرم نمونه غوطه‌ور در آب است.

میزان متغیر چگالش در نمونه‌های برنجی مطابق با رابطه (۲)

است:

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

که در رابطه ۲ ψ متغیر چگالش، ρ_s چگالی تف جوشی، ρ_g چگالی خام و ρ_{th} چگالی نظری است. اگر مقادیر متغیر چگالش مثبت باشد، قطعه دچار چگالش می‌شود و اگر منفی باشد در قطعه اعوجاج رخ می‌دهد. در این مقاله متغیر اعوجاج (مقادیر منفی متغیر چگالش) گزارش شده است.

می‌توان متغیر تورم (باد شون‌دگی) نمونه‌ها را به کمک رابطه

۳ برای دماهای مختلف تف جوشی به دست آورد:

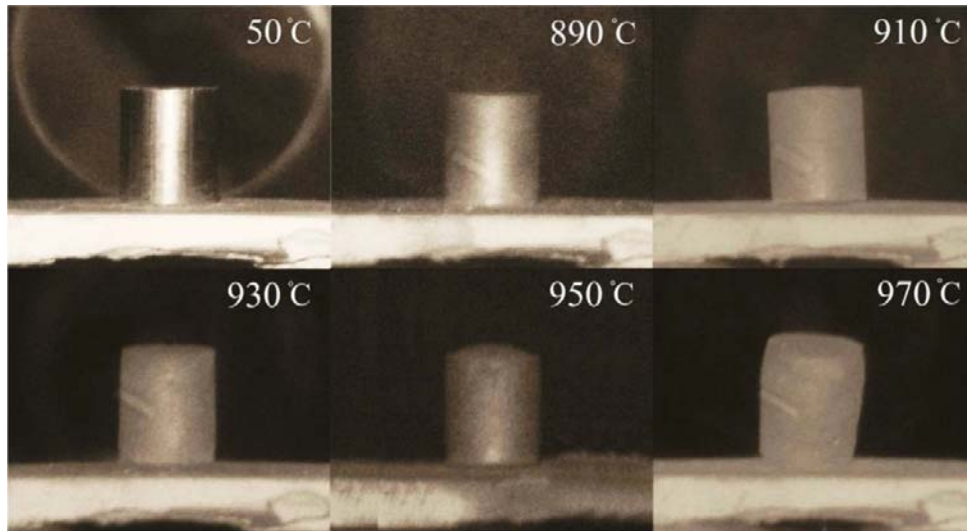
$$\text{متغیر تورم} = \frac{(H_{\text{center}} - H_{\text{edge}})}{H_{\text{edge}}} \quad (3)$$

که در رابطه ۳ H_{center} ارتفاع قطعه در مرکز و H_{edge} ارتفاع قطعه در لبه سطح مقطع است.

از محلول FeCl₃ اسید دار با ترکیب ۸ گرم FeCl₃ و ۲۵ گرم HCl در ۱۰۰ میلی لیتر آب برای اچ کردن قطعات برنجی استفاده شد. ریزساختار پودر پیش‌آلیاژی و قطعات برنجی با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus

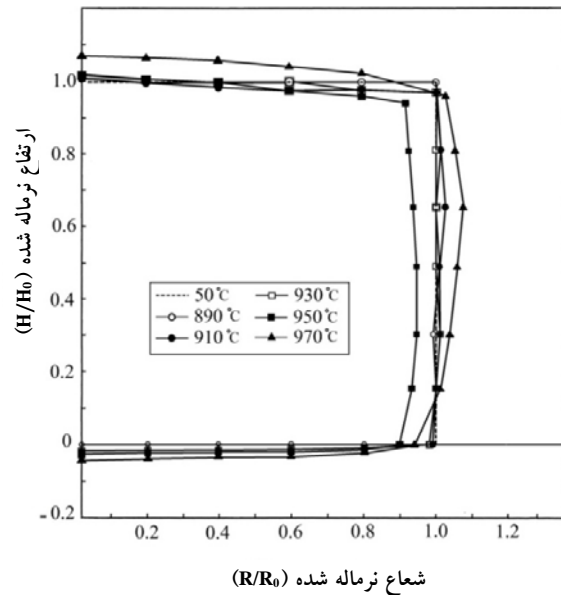
بادشدگی مربوط به مرکز دایره (سطح مقطع) است و با حرکت

آزمایش استوانه‌ای و دارای سطح مقطع دایره‌ای هستند، تغییر شکل بالا و پایین قطعات به شکل گنبدی است. بیشترین میزان



شکل ۳- تصاویر ثبت شده به صورت درجا از نمونه‌های Cu-28Zn تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

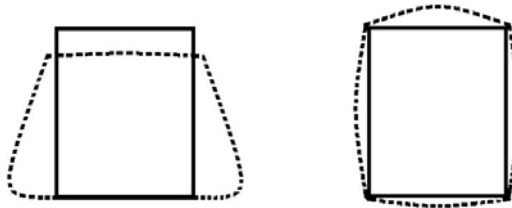
که محدوده دمایی آزمایش بالاتر از دمای تبخیر روی (۹۰۷ درجه سانتی‌گراد) است، حضور بخار روی در قطعات و تغییر در ترکیب شیمیایی باعث تورم در این آلیاژ می‌شود. تبخیر روی در سطح نمونه‌های برنجی به دلیل نزدیک بودن به سطح آزاد راحت‌تر از نواحی مرکزی اتفاق می‌افتد. از این رو، گرادیان غلظتی از سطح تا مرکز قطعات ایجاد می‌شود که بر روی کسر حجمی مذاب این نواحی تأثیرگذار است. از طرفی با افزایش دما، میزان تبخیر روی نیز افزایش غلظتی از سطح تا مرکز قطعات ایجاد می‌شود که بر روی کسر حجمی مذاب این نواحی تأثیرگذار است. افزایش میزان تبخیر روی باعث تغییر بیش‌تر ترکیب شیمیایی آلیاژ می‌شود و در نتیجه تأثیر بیشتری بر میزان فاز مایع خواهد داشت. همان‌طور که گفته شد میزان روی موجود در سطح نمونه‌ها به دلیل تبخیر بالای روی، بسیار کم است و با حرکت به سمت مرکز قطعه درصد روی موجود در آلیاژ افزایش پیدا می‌کند. در نتیجه با وجود این‌که در دماهای بالای تفجوشی میزان کسر حجمی مذاب در مرکز نمونه‌ها مقدار قابل توجهی است و همین‌طور میزان مذاب در نواحی



شکل ۴- پروفیل اعوجاج قطعات Cu-28Zn تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

در مسیر شعاعی از میزان بادشدگی کاسته می‌شود. می‌توان علت بروز این پدیده را به تبخیر روی مرتبط دانست. از آن‌جا

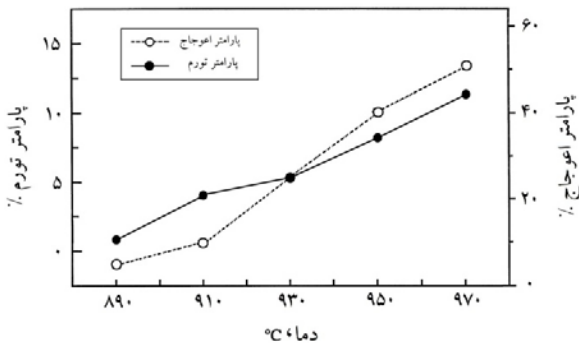
نمونه‌ها که دارای فاز جامد بالایی است مانع از بروز چنین پدیده‌ای می‌شود. همان‌طور که گفته شد پدیده پاشنه فیلی در حفرات، اندازه آن‌ها به صورت پایدار باقی می‌ماند و با به هم پیوستن این حفرات، اندازه آن‌ها افزایش پیدا می‌کند. افزایش



آلیاژ حاوی عامل تبخیرشونده آلیاژ بدون عامل تبخیرشونده

شکل ۵- تغییرات ابعادی آلیاژهای حاوی

عامل تبخیر شونده و بدون عامل تبخیر شونده



شکل ۶- میزان تغییرات متغیر اعرجاج و تورم در قطعات Cu-28Zn تفجوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

فاز مایع در نواحی پایینی باعث پر شدن حفرات می‌شود. با افزایش دما، رشد دانه اتفاق می‌افتد و ساختار دانه‌ها در قسمت‌های پایینی به دلیل کسر حجمی بسیار بالای مذاب، دندریتی است.

شکل ۱۰ مدلی شماتیک از مراحل تغییر ریزساختار نمونه‌های برنجی و تأثیر تبخیر روی بر آن را با افزایش دمای تفجوشی نشان می‌دهد. در مرحله اول که مقدار فاز مایع کم است، تورمی در قطعه مشاهده نمی‌شود. در این حالت تعداد حفرات زیاد و اندازه آن‌ها ریز است. دانه‌های برنجی نیز به شکل چند ضلعی با گوشه‌های نوک تیز در ساختار مشاهده

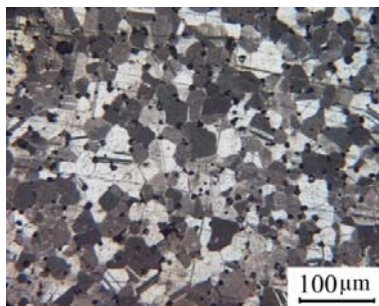
پایینی به دلیل نیروی جاذبه زمین افزایش پیدا می‌کند، ولی پدیده پاشنه فیلی مشاهده نمی‌شود. جداره نازک ایجاد شده در سطح آلیاژهایی که عامل تبخیر شونده ندارند توسط ژرمن و همکارانش [۵ و ۸-۷] مشاهده شده است. شکل ۵ نحوه تغییر شکل در حین تفجوشی برای آلیاژهای حاوی عامل تبخیر شونده و بدون عامل تبخیر شونده را نشان می‌دهد.

شکل ۶ میزان متغیر اعرجاج و تورم (باد شونددگی) را با افزایش دما نشان می‌دهد. با افزایش فاز مایع به سبب افزایش دما، از میزان چگالش کاسته و قطعه دچار اعرجاج می‌شود. حضور فاز مایع بیش‌تر در مرزدانه‌ها باعث افزایش فاصله بین ذرات جامد می‌شود و به همین دلیل حجم قطعه افزایش پیدا می‌کند و وزن قطعات تفجوشی شده را کاهش می‌دهد. تحت این شرایط، در چگالی قطعات، کاهش چشم‌گیری مشاهده می‌شود. طبیعی است که با کاهش چگالی، متغیر اعرجاج در قطعات تفجوشی شده افزایش پیدا می‌کند. افزایش اعرجاج در قطعات با متورم شدن آن‌ها نمایان می‌شود. با افزایش دمای تفجوشی و بزرگ شدن حفرات موجود در ریزساختار، افزایش تورم منطقی به نظر می‌رسد.

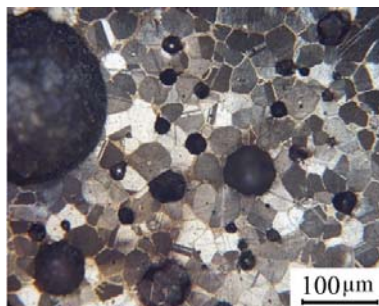
شکل ۷ ریزساختار قسمت‌های مختلف نمونه‌های برنجی را در دماهای متفاوت تفجوشی نشان می‌دهد. فاز مایع در حین تفجوشی در مرزدانه‌ها تشکیل می‌شود که پس از سرد کردن سریع و منجمد شدن، به صورت نواحی روشن در مرزدانه‌ها پدیدار می‌شوند (شکل ۸). این فاز مایع غنی از عنصر روی است و برای اثبات این ادعا، نتایج تحلیل نقطه‌ای از این نواحی در شکل ۹ آورده شده است. با افزایش دما ضخامت مرزدانه‌ها افزایش پیدا کرده است که نشان‌دهنده افزایش کسر حجمی مذاب است. از طرفی فاز مایع تشکیل شده به دلیل نیروی جاذبه زمین به سمت نواحی پایینی کشیده می‌شود. با افزایش دما از تعداد حفرات (دوایر سیاه رنگ) کاسته می‌شود و اندازه آن‌ها افزایش پیدا می‌کند. افزایش دما باعث افزایش تبخیر روی و در نتیجه افزایش نفوذ بخار روی به داخل حفرات می‌شود که به دلیل فشار بخار بالای روی موجود در

مرحله تبخیر روی باعث ایجاد لایه‌ای نازک در سطح قطعه می‌شود که به علت پایین بودن درصد روی در این نواحی، کسر

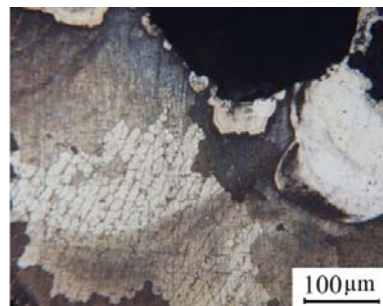
می‌شود. با افزایش دمای تف‌جوشی در مرحله دوم کسر حجمی مذاب افزایش پیدا می‌کند و رشد دانه اتفاق می‌افتد. در این



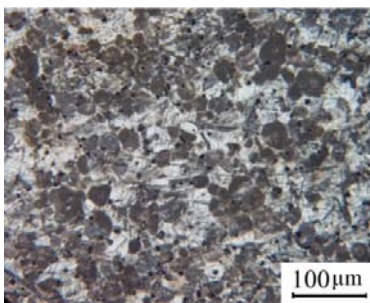
بالا - ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد



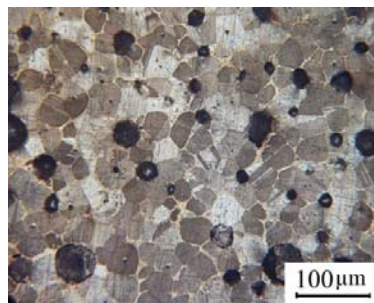
بالا - ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد



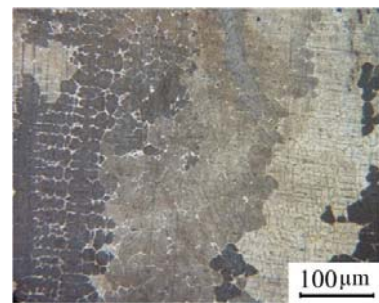
بالا - ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد



پایین - ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد

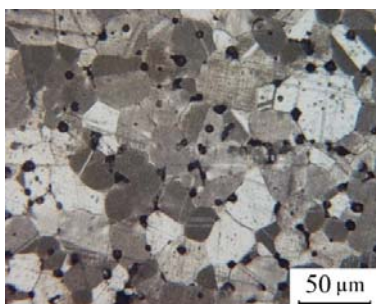


پایین - ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد

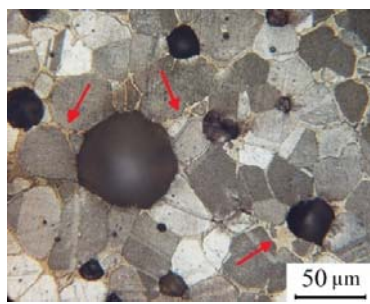


پایین - ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد

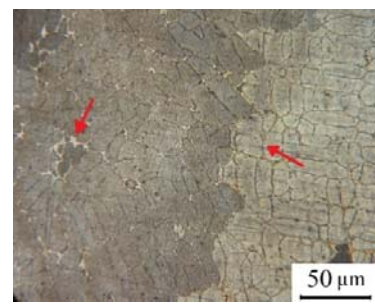
شکل ۷- ریزساختار قطعات Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن



۸۹۰ درجه سانتی‌گراد



۹۳۰ درجه سانتی‌گراد



۹۷۰ درجه سانتی‌گراد

شکل ۸- (رنگی در نسخه الکترونیکی) ریزساختار قطعات Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۲۰ دقیقه

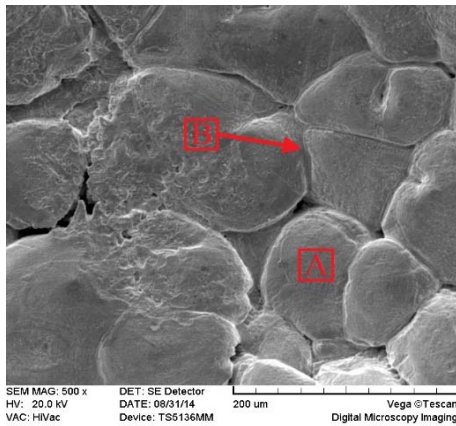
در اتمسفر نیتروژن با بزرگ‌نمایی بالاتر. (پیکان‌های قرمز رنگ: فاز مایع غنی از عنصر روی، تشکیل شده در مرزدانه‌ها)

تف‌جوشی، باعث افزایش حجم قطعه می‌شود. این افزایش حجم در سه بعد اتفاق می‌افتد و به دیواره‌های قطعه (لایه‌ی نازک سطحی) فشار وارد می‌کند. نیروی اعمالی از داخل قطعه به دیواره‌های خمیری باعث تغییر شکل آن‌ها می‌شود و اصطلاحاً قطعات باد می‌کنند. در مرحله سوم به سبب تبخیر

حجمی مذاب کاهش پیدا می‌کند و این لایه سطحی (نوار سیاه رنگ) به صورت خمیری با فاز مایع بسیار کم پدیدار می‌شود. حجم قطعات به واسطه لایه سطحی خمیری شکل، ثابت فرض می‌شود. از طرفی تبخیر روی موجب افزایش اندازه حفرات می‌شود که در کنار افزایش اندازه دانه ناشی از افزایش دمای

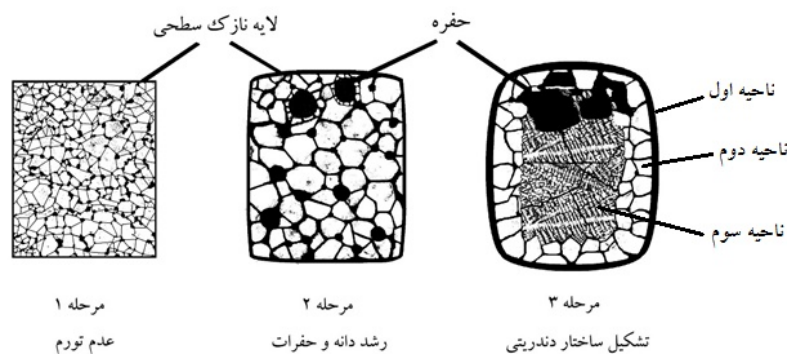
ناحیه اول، لایه نازک سطحی که به دلیل تبخیر روی دارای ضخامت بیشتری نسبت به لایه سطحی مربوط به مرحله دوم

روی، شیب غلظتی از سطح تا نواحی مرکزی قطعه ایجاد می‌شود که در این حالت قطعه برنجی شامل سه ناحیه است.



نقطه	درصد وزنی Cu	درصد وزنی Zn
A	۷۱/۰۸	۲۸/۹۲
B	۶۴/۷۷	۳۵/۲۳

شکل ۹- تحلیل نقطه‌ای دانه (A) و مرزدهانه‌های (B) قطعات تفجوشی شده Cu-28Zn



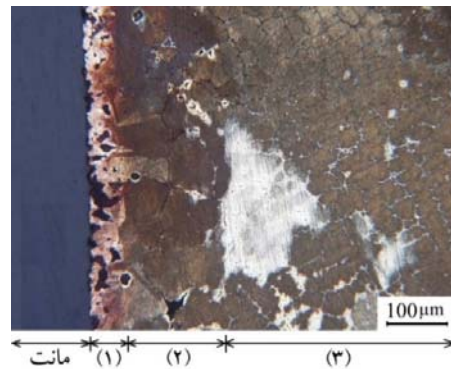
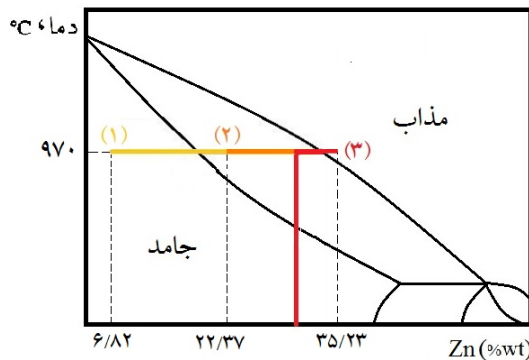
شکل ۱۰- مدل شماتیک تورم با افزایش دمای تفجوشی برای قطعات Cu-28Zn

تکمیل شده برای تغییر شکل آلیاژهای مختلف در حین تفجوشی که توسط ژرمن ارائه شده بود، دانست. به دلیل تبخیر روی بسیار کم در ناحیه سوم (مرکز قطعه)، ترکیب شیمیایی تغییر چندانی نکرده است، در نتیجه میزان فاز مایع در این ناحیه بسیار بالاست که پس از سرد کردن قطعات در آب باعث ایجاد ساختار دندریتی می‌شود. نیروی جاذبه زمین باعث کشیده شدن فاز مایع به سمت نواحی پایینی می‌شود. در نتیجه نواحی بالایی به دلیل عدم حضور مذاب، دارای حفرات بسیار بزرگی می‌شوند و بخار روی ایجاد شده به داخل این حفرات نفوذ می‌کند. این حفرات

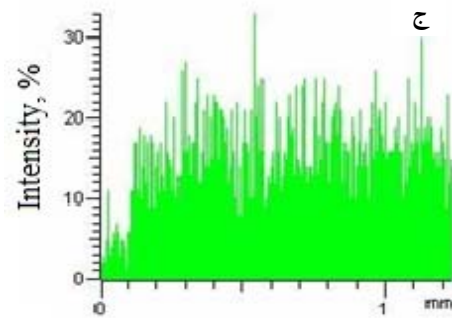
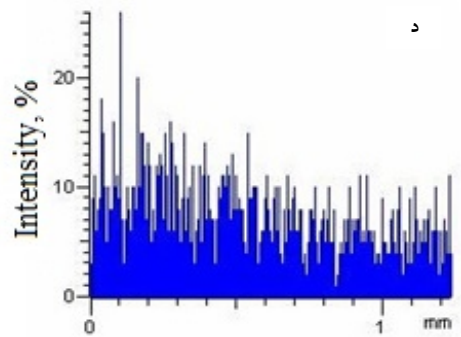
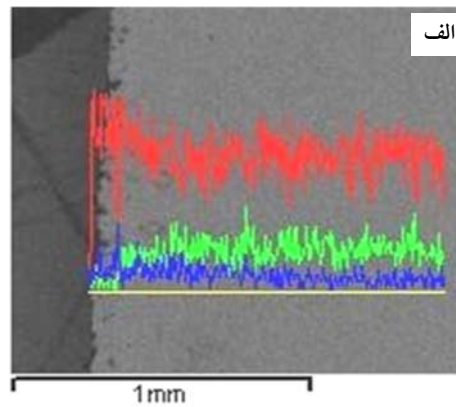
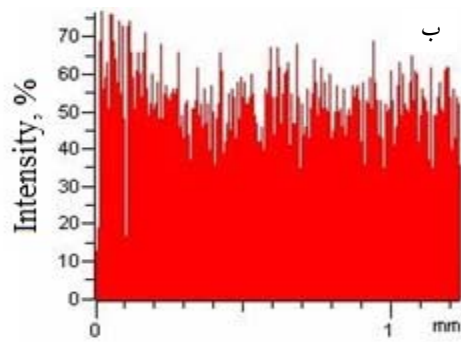
است. در این ناحیه درصد روی بسیار کم است. ناحیه دوم، لایه خمیری شکل زیرین دیواره ناحیه اول است که دارای دانه‌های هم محور است. در این ناحیه میزان تبخیر روی نسبت به ناحیه اول کم‌تر است، در نتیجه کسر حجمی مذاب بیشتری نسبت به ناحیه اول دارد. ناحیه سوم مربوط به نواحی مرکزی قطعه است که حاوی دانه‌های بسیار درشت با ساختاری دندریتی است. شکل ۱۱ تصویری از ریزساختار سطح نمونه برنجی به همراه میزان تغییرات ترکیب شیمیایی در قالب بخشی از دیاگرام فازی Cu-Zn را نشان می‌دهد که در آن سه ناحیه بحث شده در مدل، علامت گذاری شده است. می‌توان مدل حاضر را مدلی

در سه بعد می‌شود. این افزایش حجم به دلیل اندازه حفرات و دانه‌های دندریتی به مراتب بیش‌تر از افزایش حجم ایجاد

بزرگ حاوی بخار روی با فشار بخار بالا و دانه‌های بسیار بزرگ دندریتی ایجاد شده در مرکز قطعه باعث افزایش حجم



شکل ۱۱- (رنگی در نسخه الکترونیکی)، تصویر میکروسکوپی نوری از سطح قطعه Cu-28Zn و بخشی از دیاگرام فازی Cu-Zn برای مرحله سوم (۱) لایه نازک سطحی (۲) ناحیه هم محور (۳) ناحیه دندریتی



شکل ۱۲- (رنگی در نسخه الکترونیکی)، در تصاویر تحلیل خطی از توزیع عناصر آلیاژی از سطح تا مرکز قطعه Cu-28Zn تفجوشی شده در دمای ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن، الف) تصویر میکروسکوپی، ب) مس، ج) روی و د) اکسیژن

شده از سطح تا مرکز قطعه برنجی به واسطه تبخیر روی، در تحلیل خطی و در شکل ۱۲ نشان داده شده است. درصد

شده در مرحله دوم است. به‌همین دلیل میزان تورم (باد کردن) قطعه در مرحله سوم بیش‌تر است. شیب غلظتی ایجاد

نسبت به ناحیه اول؛ ناحیه سوم، دانه‌هایی با ساختار دندریتی مربوط به مرکز قطعات که بیشترین مقدار فاز مایع را دارا هستند.

۴- افزایش اندازه دانه به واسطه افزایش دما و نیز افزایش اندازه حفرات به دلیل تبخیر روی باعث افزایش حجم قطعات می‌شود و به دیواره‌های خمیری شکل فشار وارد می‌کند. در نتیجه قطعات دچار تورم می‌شوند. در دماهای بالا با افزایش فاز مایع در نواحی مرکزی و کشیده شدن مذاب به سمت پایین به دلیل نیروی جاذبه زمین، این پدیده تشدید می‌شود.

کاهش دما و زمان تفجوشی برای قطعات برنجی باعث کاهش رشد دانه و تبخیر روی در این قطعات می‌شود. در نتیجه تورم کم‌تری در قطعات ایجاد و دقت ابعادی بهتری حاصل می‌شود.

روی در لایه نازک سطحی بسیار ناچیز است و با حرکت به سمت مرکز قطعه میزان روی افزایش پیدا می‌کند. این در حالی است که میزان اکسیژن از سطح تا مرکز قطعه افزایش پیدا می‌کند.

۴- نتیجه‌گیری

۱- با افزایش دمای تفجوشی پدیده پاشنه فیلی در قطعات برنجی، مشاهده نشد و قطعات در این شرایط دچار تورم (باد کردن) شدند.

۲- دلیل اصلی تورم در قطعات پدیده تبخیر روی است که باعث تغییر در ترکیب شیمیایی و ایجاد شیب غلظتی از سطح تا مرکز قطعات می‌شود. سطح قطعات کمترین و نواحی مرکزی بیشترین درصد روی را دارا هستند.

۳- از لحاظ ساختاری قطعات برنجی به سه ناحیه تقسیم می‌شوند: ناحیه اول، لایه نازک سطحی با کمترین مقدار فاز مایع؛ ناحیه دوم، دانه‌های هم محور با کسر حجمی بیش‌تر

واژه‌نامه

1. Supersolidus liquid phase sintering

2. X-ray fluorescence (XRF)

مراجع

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. and 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. Lal, A. and German, R.M., "The Role of Viscosity during Supersolidus Liquid Phase Sintering", *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, pp. 169-182, 2000.
4. German, R.M., "An Update on the Theory of Supersolidus Liquid Phase Sintering", *Proceedings Sintering*, Materials Research Institute Pennsylvania State University, University Park, PA, 2003.
5. Liu, J., Lal, A. and German, R.M., "Densification and Shape Retention in Supersolidus Liquid Phase Sintering", *Acta Material*, Vol. 4, No. 18, pp. 4615-4626, 1999.

6. Upadhyaya, A., Iacocca, R.G. and German, R.M., "Gravitational Effect on Compact Shaping and Microstructure during Liquid Phase Sintering", *Journal of Materials*, Vol. 51, No. 4, pp. 37-40, 1999.
7. 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.
8. Wu, Y., German, R.M., Marx, B., Bollina, R. and Bell, M., "Characteristics of Densification and Distortion of Ni-Cu Liquid Phase Sintered Tungsten Heavy Alloy", *Materials science and engineering A*, 344, pp. 158-167, 2003.
9. Terletskii, V.E., "Investigation of Conditions of Production of Brass Powders and of the Sintering of Parts from them", Author's Abstract of Candidate's Dissertation, Kiev, 1972.
10. Palmer, E. and Grimme, D., "Investigation of the

- Possibility of Production of P/M Brass Parts, New Materials Produced by Powder Metallurgy Methods [Russian Translation]", *Metallurgy*, Moscow, pp. 137-146, 1966.
۱۱. قارونی جعفری، م.، آزادبه، م.، محمدزاده، ا.، و سلیمان‌نژاد باری، ع.، " بررسی تغییرات خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn نسبت به دمای تف‌جوشی"، همایش ملی مهندسی مواد، دانشگاه ملایر، ۱۳۹۱.
۱۲. صباحی، ع.، و آزادبه، م.، " بررسی خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی به تغییرات جزئی دمای تف‌جوشی"، فصل‌نامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی، سال چهارم شماره ۲، ۱۳۸۹.
13. Dovydenkova, I.V. and Radomyselskii, I.D., "Production and Properties of Constructional Parts from Copper and Copper Alloy Powders: A Review", *Poroshk. Metallurgy*, Vol. 255, No. 3, pp. 56-64, 1984.
14. Marchi, C.S., Felberbaum, L. and Mortensen, A., "The Effect of Gravity on Solution Reprecipitation during Liquid Phase Sintering". *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, No. 397, 2000.
15. Mohammadzadeh, A., Azadbeh, M. and Namini, A., "Densification and Volumetric Change during Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Cu28Zn Powder: Modeling and Optimization", *Science of Sintering*, Vol. 46, pp. 23-35, 2014.
16. Sabahi Namin, A., Azadbeh, M. and Mohammadzadeh, A., "Microstructure and Densification Behavior of Liquid Phase Sintered Cu-28Zn Prealloyed Powder", *Science of Sintering*, Vol. 45, pp. 351-362, 2013.
17. Azadbeh, M., Danninger, H., Mohammadzadeh, A. and Gierl-Mayer, C., "Effect of Green Density on Fragmentation-Rearrangement in Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Powder", Euro PM, Manuscript Refereed by Professor Jan Kazior, 2014.
۱۸. موسی‌پور، م.، آزادبه، م.، و محمدزاده، ا.، " بررسی رفتار خمشی آلیاژ Cu-28Zn حاصل از پودر آلیاژی به روش تست درجا"، سومین همایش بین‌المللی مواد مهندسی و متالورژی، آبان ۱۳۹۳.
19. Mohammadzadeh A, Azadbeh M, Danninger H., "New concept in analysis of supersolidus liquid phase sintering of alpha brass", *Powder Metallurgy*, Vol. 58, pp. 123-132, 2015.
20. Azadbeh, M., Danninger, H. and Gierl-Mayer, C., "Macroscopic Illustration of Zn Evaporation during Liquid Phase Sintering of Cu-28Zn Prepared from Prealloyed Powder", Sintering, Atmosphere and Atmosphere Control, Euro PM, Manuscript Refereed by Professor Francisco Castro, 2013.