

مطالعه تغییرات ریزساختاری در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ برنجی Cu-28Zn

محبوبه قارونی جعفری*^۱ و مازیار آزادبه^۲

چکیده

هدف از این پژوهش بررسی تأثیر نیروهای مؤثر در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ برنجی Cu-28Zn می‌باشد که موجب ناهمگنی در مقاطع گوناگون ریزساختار می‌گردد. بدین منظور، پودر پیش‌آلیاژی Cu-28Zn در دماهای گوناگون $840-890^{\circ}\text{C}$ به مدت 60 دقیقه تحت اتمسفر نیتروژن تفجوشی شد. مطالعات ریزساختاری و شکست‌نگاری نشان داد که افزایش جزئی دما به دلیل تشکیل مقادیر متفاوت فاز مایع موجب تغییر قابل ملاحظه آرایش ذرات، اندازه دانه، جدایش روی در مرز دانه‌ها، شکل و اندازه حفرات می‌شود. همچنین تأثیر مقدار فاز مایع در نیروهای مؤثر ایجاد شده حین تفجوشی با مطالعه قسمت‌های گوناگون سطح مقطع شکست نمونه‌ها و مقایسه آن‌ها با یکدیگر به وضوح قابل مشاهده است. در نهایت بر اساس خواص فیزیکی و مکانیکی در دماهای گوناگون تفجوشی که در تطابق مناسبی با ریزساختار بود دمای بهینه تفجوشی 860°C تعیین شد.

واژه‌های کلیدی: پودر پیش‌آلیاژی برنج، تفجوشی سوپرسالیدوس، تغییرات ریزساختاری، آرایش ذرات، تجمع روی.

1- کارشناس ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

2- دانشیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

*- نویسنده مسئول مقاله: Gharooni67@gmail.com

پیشگفتار

آلیاژهای برنجی به دلیل دارا بودن استحکام و چقرمگی مناسب، خواص غیرمغناطیسی و مقاومت به خوردگی بالا به گونه‌ای گسترده در قطعات صنعتی مورد استفاده قرار می‌گیرند [1 و 2]. این آلیاژها در تولید برخی از قطعات خودرو مانند دنده‌های هماهنگ کننده‌ی خودرو و درپوش‌های باتری کاربرد دارند [3]. هم‌اکنون بیش‌تر قطعات برنجی در ایران به روش ریخته‌گری تولید می‌شوند و کنترل درصد روی یکی از مشکلات تولید این آلیاژها با این فرآیند می‌باشد [4]. روش متالورژی پودر به عنوان یک روش ساخت برای قطعات پیچیده با کیفیت بالا، قابلیت بالای کنترل فرآیند تولید و تغییرات ابعادی کم با شیوه‌ای اقتصادی جایگزین مناسب تولید به جای روش‌های دیگر است [5]. تولید قطعات برنجی به روش‌های معمول متالورژی پودر (پرس کردن و تفجوشی) مشکل تبخیر روی را به همراه دارد؛ به همین دلیل امکان تولید قطعاتی با درصد تخلخل کم‌تر از 7-10 درصد وجود ندارد. تبخیر روی و وجود تخلخل بالا، ناپیکنواختی در ترکیب شیمیایی و کاهش خواص در مقاطع گوناگون قطعات را در پی خواهد داشت که استفاده از پودرهای پیش‌آلیاژی به رفع این مشکل کمک خواهد کرد [6]. معمولاً قطعات برنجی متالورژی پودر از پودرهای پیش‌آلیاژی تولید شده به روش اتمیزاسیون تهیه می‌شوند [7]. مزیت پودر پیش‌آلیاژی در مقایسه با مخلوط پودری دستیابی به ریزساختار یکنواخت‌تر و در نتیجه، خواص فیزیکی و مکانیکی یکسان‌تر در تمام نقاط قطعه است [2، 1 و 5].

تفجوشی پودرهای پیش‌آلیاژی در محدوده دمایی بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس صورت می‌گیرد که این فرآیند تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس (SLPS) نامیده می‌شود [8 و 9]. تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس برای تفجوشی آلیاژهای برنجی [4 و 10-19] با موفقیت بکار گرفته شده است.

از جمله نیروهای مؤثر بر تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس نیروهای موینگی و جاذبه هستند که به محض تشکیل فاز مایع در حین تفجوشی وارد عمل می‌شوند. فرآیند تفجوشی به عنوان یک مرحله مهم در

تولید قطعات برنجی با مشکلاتی ناشی از نیروی جاذبه زمین همراه است [20-22].

نیروی موینگی در تفجوشی سوپرسالیدوس به صورت همسان‌گرد عمل می‌کند و باعث انقباض یکنواختی می‌شود، ولی نیروی جاذبه همسان‌گرد نبوده و در دماهای بالا به علت تشکیل فاز مایع بیش‌تر و در زمان‌های طولانی‌تر به دلیل فراهم شدن فرصت بیش‌تر برای کشیده شدن فاز مایع به سمت پایین موجب می‌شود که قطعه در اثر این نیرو به شکل پاشنه فیل در آید. نیروی جاذبه زمین در حین تفجوشی فاز مایع گرادیان تنشی در جهت جاذبه زمین بر قطعه اعمال می‌کند، که باعث ایجاد گرادیان‌های ریزساختاری، ترکیب شیمیایی و تغییرات خواص در قسمت‌های گوناگون نمونه می‌شود [25-20].

خواص قطعات تفجوشی شده برنجی به شدت تحت تأثیر دما و زمان تفجوشی تغییر می‌کند. دمای تفجوشی این آلیاژها در محدوده $925-815^{\circ}\text{C}$ و زمان تفجوشی معمولاً بیشینه 1 ساعت است و زمان‌های طولانی و دماهای بالای تفجوشی موجب رشد دانه‌ها، تشدید تبخیر روی و افزایش شکل‌گیری حفرات ثانویه می‌گردد [13].

به طور کلی مشخص است که خواص فیزیکی و مکانیکی این آلیاژها تحت تأثیر ترکیب شیمیایی و مشخصات پودر مورد استفاده، روان‌ساز بکار برده شده و پارامترهای ساخت از جمله فشار فشردن، دما و زمان تفجوشی می‌باشد و با انتخاب صحیح این متغیرها می‌توان قطعه تفجوشی شده با خواص بهینه تولید کرد. در این پژوهش با بررسی‌های ریزساختاری و مقایسه آن با خواص فیزیکی و مکانیکی داده‌های مفیدی در مورد آلیاژ Cu-28Zn بدست آمده است و موجب انتخاب دمای بهینه تفجوشی Cu-28Zn گردیده است.

فعالیت‌های تجربی

پودر پیش‌آلیاژی برنج با ترکیب شیمیایی Cu-28Zn به روش اتمیزاسیون آبی در شرکت متالورژی پودر تبریز تولید شد و سپس به روش جداسازی با غربال بر اساس استاندارد ASTM E11 ذرات با اندازه زیر $125\ \mu\text{m}$ تفکیک شدند و برای تولید نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفتند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل

در هنگام غوطه‌وری سطح نمونه‌ها توسط یک لایه نازک ضد آب پوشیده شد.

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

که در این رابطه 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.

پارامتر چگالش Ψ و درصد تخلخل نمونه‌های تف‌جوشی شده نیز به ترتیب با استفاده از رابطه (2) و (3) محاسبه شد.

$$\Psi = \frac{\rho_{\text{Sinter}} - \rho_{\text{Green}}}{\rho_{\text{Theory}} - \rho_{\text{Green}}} \times 100 \quad (2)$$

$$\% \text{ porosity} = \left(1 - \frac{\rho_{\text{Sinter}}}{\rho_{\text{Theory}}}\right) \times 100 \quad (3)$$

که چگالی تئوری از رابطه (4) محاسبه می‌شود.

$$\frac{1}{\rho_{\text{Theory}}} = \sum_{i=1}^N \frac{w_i}{\rho_i} \quad (4)$$

در این رابطه N تعداد عناصر موجود در ترکیب پودر پیش‌آلیازی، w_i کسر وزنی عناصر و ρ_i دانسیته تئوری عناصر است.

ابعاد نمونه‌های خام در سه جهت x ، y و z به وسیله کولیس با دقت 0/02 میلی‌متر با سه بار تکرار برای هر نمونه اندازه‌گیری و سپس تغییرات حجم بر اساس رابطه (5) محاسبه شد.

$$\% \Delta V = \frac{V_{\text{Sinter}} - V_{\text{Green}}}{V_{\text{Green}}} \times 100 \quad (5)$$

استحکام ضربه نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM E23-01 با استفاده از دستگاه آزمون چارپی مدل ROELL MSLER RKP 300 اندازه‌گیری شد و بمنظور تعیین سختی ظاهری نمونه‌ها، از سختی‌سنجی ویکرز معادل ESEWAY با بار 30 کیلوگرم-نیرو استفاده گردید.

نمونه‌های پودری و تف‌جوشی شده با محلولی با ترکیب 8 گرم FeCl_3 ، 25 میلی‌لیتر HCl و 100 میلی‌لیتر H_2O اچ شد و برای مشاهده ریزساختار و ریخت‌شناسی سطوح شکست به‌ترتیب از میکروسکوپ نوری

بمنظور بررسی ریخت‌شناسی ذرات پودر تولید شده بر اساس استاندارد ASTM-E20 استفاده شد. ترکیب شیمیایی پودر مصرفی با آنالیز شیمیایی XRF در مرکز پژوهش متالورژی رازی مشخص گردید. پس از تعیین خواص نمونه پودری، پودر پیش‌آلیازی برنج مصرفی به همراه 0/75 درصد وزنی استئارات لیتیم به مدت 20 دقیقه در همزنی با سرعت 65 دور بر دقیقه مخلوط شد. این مخلوط به عنوان پودر اولیه مصرفی برای ساخت تمامی نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌ها به ابعاد $55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ به وسیله پرس هیدرولیکی تک محوره با قالب متحرک زیر فشار 600 MPa تهیه شدند. چگالی خام نمونه‌ها با اندازه‌گیری جرم و تعیین ابعاد نمونه‌ها به روش هندسی محاسبه شد.

محدوده دمای تف‌جوشی سوپرسالیدوس پودر برنجی مصرفی با آزمایش آنالیز حرارتی روبشی افتراقی در دستگاهی دارای سلول مرکزی Al_2O_3 انجام شد. نمونه تا دمای 1400 درجه سانتی‌گراد با نرخ گرمایش 1 K.min^{-1} تحت اتمسفر آرگون با دبی 50 lit.min^{-1} به مدت 70 دقیقه مورد آنالیز قرار گرفت و منحنی تغییرات مربوطه بدست آمد. بمنظور بررسی فازهای موجود در نمونه‌ها توسط پراش‌سنجی اشعه ایکس از دستگاه BRUKER advance D8 استفاده شد.

بمنظور تف‌جوشی، نمونه‌ها در یک بوته فولادی قرار گرفتند و برای جلوگیری از چسبیدن نمونه‌ها به بوته فولادی، کف بوته با پودر آلومینا پوشیده شد. تف‌جوشی نمونه‌ها در یک کوره تیوبی شامل سه منطقه دمایی نشان داده شده به صورت شماتیک در شکل 1 انجام شد. بمنظور روان‌سازدایی، بوته حاوی نمونه‌ها در دمای 540°C به مدت 30 دقیقه در منطقه اول کوره قرار داده شد و سپس بوته به منطقه‌ی گرم کوره منتقل گردید و نمونه‌ها در محدوده دمایی $840\text{--}890^\circ\text{C}$ به مدت 60 دقیقه تحت اتمسفر نیتروژن با نرخ جریان 2 lit.min^{-1} تف‌جوشی شده و سپس در منطقه سوم کوره سرد شدند.

چگالی تف‌جوشی نمونه‌ها بر اساس قانون ارشمیدس مطابق استاندارد ASTM C373-72 از رابطه (1) محاسبه گردید. برای ممانعت از نفوذ آب به داخل حفره‌ها

Olympus مدل PMG3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CAM SCAN MV2300 استفاده شد.

نتایج و بحث

مشخصات پودر مصرفی

نتایج آنالیز شیمیایی و خواص پودر مصرفی در جدول 1 آورده شده و منحنی توزیع تجمعی اندازه ذرات پودر در شکل 2 نشان داده شده است. ریخت‌شناسی و ریزساختار پودر نیز در شکل 3 مشاهده می‌شود.

از آنجایی که تولید پودر پیش‌آلیاژی در فرآیند اتمیزاسیون آبی در شرایط تعادلی نمی‌باشد، بنابراین فاز مذاب در طی فرآیند تفجوشی در دماهای پایین‌تر از آنچه دیگرام فازی نشان می‌دهد، تشکیل می‌شود [5]؛ بنابراین، برای تعیین دقیق دمای سوپرسالیدوس این آلیاژ، آنالیز حرارتی روبشی افتراقی انجام شد؛ نتایج آن در شکل 4 نشان می‌دهند که نخستین قطرات مذاب در دمای 830°C ایجاد می‌شود و محدوده دمایی $850-900^{\circ}\text{C}$ محدوده مناسب برای تفجوشی سوپرسالیدوس می‌باشد و دمای 907°C نقطه جوش روی می‌باشد.

نتایج XRD آورده شده در شکل 5 نشان می‌دهند که پودر اولیه برنج از نوع فاز α بوده که روی آن اکسیدهای جزئی روی و مس وجود دارد، ولی پس از روان‌سازدایی و تفجوشی به دلیل احیای اکسیدهای جزئی یاد شده به وسیله استتارات لیتیم بکار برده شده ترکیب قطعات تفجوشی شده در ناحیه تک‌فاز α قرار دارد.

خواص فیزیکی و مکانیکی

چگالی خام نمونه‌های آزمایشی که با اندازه‌گیری جرم و تعیین ابعاد نمونه‌ها به روش هندسی محاسبه گردید برابر با $6/38\text{ g/cm}^3$ است. همان‌گونه که در شکل 6 مشاهده می‌شود، با تفجوشی نمونه‌ها در دمای 840°C چگالی تفجوشی به $6/89\text{ g/cm}^3$ افزایش می‌یابد. بر اساس رابطه (2) پارامتر چگالش در این دما 26٪ است. با افزایش دمای تفجوشی تا 860°C چگالی تفجوشی نیز افزایش یافته و در این دما به بیش‌ترین مقدار خود برابر با $7/66\text{ g/cm}^3$ رسیده است. در این دما چگالش حاصله برابر با 67٪ می‌باشد. دلیل افزایش چگالی در این محدوده

دمایی با مطالعه مکانیزم تفجوشی این آلیاژ و بررسی ریزساختارهای حاصله و سطح شکست نمونه‌ها که در قسمت‌های بعدی توضیح داده شده، کاملاً مشهود است. در دماهای بالاتر از 860°C چگالی تفجوشی و پارامتر چگالش کاهش می‌یابد.

تغییرات درصد تخلخل و انقباض حجمی نمونه‌های تفجوشی شده در دماهای گوناگون که در شکل 6 نشان داده شده است، مشابه تغییرات چگالی می‌باشد. به این صورت که تا دمای 860°C همراه با افزایش چگالش درصد تخلخل به 7/65٪ کاهش یافته و انقباض قابل توجهی در حدود 19/64٪ در نمونه تفجوشی شده نسبت به نمونه خام به وجود آمده است. با افزایش دما تا 860°C فاز مذاب تشکیل شده تحت تأثیر نیروی موئینگی به بین ذرات کشیده شده و در نتیجه تغییر آرایش دانه‌ها، همراه با کاهش درصد تخلخل، انقباض در نمونه بوجود آمده است، ولی در دماهای بالاتر از 860°C ، در نتیجه افزایش اندازه دانه‌ها و رشد حفرات، مقداری تورم در نمونه مشاهده می‌شود که تورم ایجاد شده موجب کاهش انقباض در مقایسه با دمای 860°C می‌شود. با توجه به تغییرات حجم می‌توان نتیجه گرفت که همواره در حین تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس پودرهای آلیاژی برنجی تغییرات ابعادی پدیده‌ای اجتناب‌ناپذیر است و همواره بایستی در طراحی‌ها میزان انقباض حجمی در نظر گرفته شود.

تغییرات خواص مکانیکی نظیر انرژی ضربه و سختی با دمای تفجوشی به صورت گرافیکی در شکل 6 نمایش داده شده است. انرژی ضربه با افزایش دمای تفجوشی افزایش یافته و در دمای 860°C به بیش‌ترین مقدار خود برابر با 93 J/cm^2 می‌رسد، ولی در دماهای بالاتر به دلیل رشد دانه دوباره انرژی ضربه کاهش می‌یابد. دست‌یابی به بیش‌ترین مقاومت به ضربه در این دما به دلیل افزایش سطح مقطع تحمل بار در نتیجه ایجاد پیوند مناسب بین ذرات پودری و حذف حفرات ریز در اثر تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس و تشکیل فاز مذاب کافی است. تغییرات سختی ظاهری نسبت به دمای تفجوشی روندی مشابه انرژی ضربه داشته به گونه‌ای که در دمای 860°C به بیش‌ترین مقدار خود برابر با 59 ویکرز می‌رسد.

در طول فصل مشترک جامد- مایع مشاهده شده است. هم‌چنین، در تف‌جوشی در شرایط خلأ، درشت شدن حفره ناشی از پدیده استوالد رایپنینگ مشابه با رشد دانه می‌باشد [27].

میکروسختی دانه‌ها

نتایج میکروسختی دانه‌های تشکیل‌دهنده ذرات پودری نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای گوناگون به صورت گرافیکی در شکل 9 نشان داده شده است. سختی دانه‌ها با افزایش دمای تف‌جوشی به صورت جزئی زیاد می‌شود. با در نظر گرفتن مقادیر متوسط و پراکندگی داده‌ها می‌توان نتیجه گرفت که سختی دانه‌ها تقریباً مقادیر مشابهی دارند و تفاوت جزئی نشان داده شده در نمودار می‌تواند مربوط به نحوه حضور حفرات احتمالی در زیر دانه‌ها باشد.

با در نظر گرفتن درصد تخلخل نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای 840 و 860 درجه سانتی‌گراد (به ترتیب 17/51 و 7/65) و مقایسه آن‌ها با مقادیر اندازه‌گیری شده میکرو سختی برای همان نمونه‌ها که به ترتیب برابر با $67/92 \pm 7/87$ و $76/73 \pm 5/52$ می‌باشند افزایش جزئی با در نظر گرفتن احتمال حضور حفرات در زیر هر دانه توجیه‌پذیر است.

ساختار گردنبنندی غنی از عنصر روی

با بررسی جزئیات بیش‌تر پدیده‌هایی که در تف‌جوشی سوپرسالییدوس آلیاژ Cu-28Zn رخ می‌دهد ساختار گردنبنندی در مناطق مرزدانه‌ای مشاهده می‌شود. بر اساس دیاگرام فازی با افزایش دمای تف‌جوشی فاز مایع بیش‌تری در مرزدانه‌ها ایجاد می‌شود که حاوی مقادیر عنصر حل شونده روی بیش‌تری است. این پدیده با ایجاد و گسترش ساختار گردنبنندی در مناطق مرزدانه‌ای بویژه در دماهای بالا در شکل 10 مشهود است. جدایش روی در مرزدانه‌ها وابسته به غلظت، دما و نفوذ می‌باشد. شکل 11 تفاوت اساسی بین سیستم‌های با جدایش و بدون جدایش را نشان می‌دهد. شیب رو به پایین منحنی‌های سالییدوس و لیکوتیدوس، نشان دهنده‌ی تمایل عنصر حل شونده به جدایش است و هر چه فاصله منحنی‌های سالییدوس و

بمنظور یافتن مکانیزم و دلایل تغییرات بوجود آمده در خواص نمونه‌ها با افزایش دمای تف‌جوشی، بررسی‌های ریزساختاری نیز روی نمونه‌ها انجام گرفت.

بررسی‌های ریزساختاری

تحولات ریزساختاری

ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده در محدوده دمایی تعیین شده با آنالیز حرارتی افتراقی در شکل 7 نشان داده شده است. با توجه به ریزساختار نمونه تف‌جوشی شده در دمای 840°C مشاهده می‌شود که بین ذرات پودر پیوند مناسبی برقرار نگردیده و حفرات بی نظم و ریز به تعداد زیاد باقی مانده و تف‌جوشی کامل نشده است، ولی با افزایش دما تا 860°C فاز مذاب در داخل دانه‌ها و مرزدانه‌ها تشکیل شده و باعث خردایش ذرات (مرحله دوم فرآیند تف‌جوشی سوپر سالییدوس) و شکل‌گیری دانه‌های کوچک‌تری شده است. در این دما به دلیل نیروی موئینگی مؤثر بر فاز مذاب بین ذرات پودری، آرایش دوباره دانه‌ها صورت می‌گیرد و بدین ترتیب تعداد حفرات برجای مانده کم‌تر شده و چگالی افزایش قابل ملاحظه‌ای یافته است. با وجود کاهش تعداد، حفرات برجامانده درشت‌تر و گردتر شده‌اند. ریزساختار برنج‌های تک‌فاز α شامل محلول جامد α بوده و دوقلوبی‌های حرارتی در داخل دانه‌ها، همان‌گونه که در تصاویر ریزساختاری شکل 7 مشهود است، حضور دارند. حضور این دوقلوبی‌های حرارتی به وسیله پژوهشگران بسیاری نشان داده شده است که با انرژی مرزدانه‌ای، تغییر فرم قبلی، انرژی نقص در چیده شدن و اندازه دانه کنترل می‌شود. اصلی‌ترین نقش دوقلوبی‌ها در آرایش دوباره و رشد دانه‌ها می‌باشد [26].

تغییرات اندازه دانه با دمای تف‌جوشی

از مقایسه اندازه دانه‌ها در دماهای گوناگون مشاهده می‌شود که با افزایش دما دانه‌ها نیز بزرگ‌تر شده‌اند. جهت بررسی آماری اندازه میانگین دانه‌ها با نرم افزار کلمکس محاسبه شد که نتایج آن در شکل 8 آورده شده است. درشت‌شدن حفره و رشد دانه در بسیاری از نتایج تف‌جوشی در حضور فاز مایع در نتیجه آرایش دوباره دانه، و خواص نفوذی گوناگون مرتبط با اختلاف انرژی سطحی

شکستی که در آن هر دو نوع مکانیزم شکست درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای مشاهده می‌شود، حاکی از آن است که استحکام مرزدانه‌ها (جایی که مذاب در آنجا تشکیل می‌شود) قابل مقایسه با استحکام خود دانه است. از سوی دیگر، یکنواختی نسبی ریخت‌شناسی حاکم بر نقاط گوناگون سطح مقطع چنین نمونه‌ای دلیلی دیگر برای انتخاب پارامترهای ساخت آن به عنوان شرایط بهینه می‌باشد.

در دمای 880°C رشد دانه‌ها در نتیجه مرحله آخر فرآیند تفجوشی سوپرسالیدوس نسبت به دیگر دماها بیش‌تر مشهود است. در قسمت بالای این نمونه شکست درون دانه‌ای (شکست نرم) و شکست مرزدانه‌ای (شکست ترد) مکانیزم‌های موثر بوده و نوارهای لغزشی مربوط به مناطق شکست نرم نسبت به نمونه قبلی به راحتی قابل تشخیص است. مقایسه قسمت بالا و پایین سطح مقطع شکست این نمونه نشان‌گر تأثیر نیروی جاذبه زمین بر فاز مایع ایجاد شده و پیدایش گرادیان ساختاری است. در قسمت پایین نمونه اغلب شکست از مناطقی که فاز مایع در آن حضور داشته رخ داده است.

مدل پیشنهادی برای مراحل جزئی تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ برنجی Cu-28Zn

با توجه به گرادیان ریخت‌شناسی بخش‌های گوناگون سطح مقطع شکست و تجمع روی در مرزدانه‌ها بویژه قسمت‌های پایین نمونه‌های تفجوشی شده در دماهای بالا می‌توان مدلی برای مراحل کلی فرآیند تفجوشی سوپرسالیدوس و چگونگی اثر نیروی موئینگی (مرحله دوم) و نیروی جاذبه زمین که در نتیجه آن فاز مایع به سمت پایین کشیده می‌شود (مرحله سوم)، در سیستم آلیاژی Cu-28 Zn به صورت شکل 13 در نظر گرفت. در این مدل در مرحله نخست، ذرات پودری شامل مرزدانه‌ها در تصویر نشان داده شده است. در مرحله دوم با افزایش دما یا گذشت زمان فاز مذاب در مرز ذرات پودری، مرزدانه‌ها و داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود. تشکیل مذاب در مرزدانه‌ها منجر به سست شدن ذرات پودری گردیده که در نتیجه، عمل نیروی موئینگی به دلیل حضور حفرات بین ذرات پودری تغییر آرایش دوباره دانه‌ها صورت

لیکوئیدوس بیشتر باشد، جدایش عنصر حل شونده به سمت فصل مشترک بیشتر است [28]. شیب رو به پایین منحنی‌های سالییدوس و لیکوئیدوس در سیستم آلیاژی Cu-28Zn معادل شکل 11-ب است که جدایش عنصر حل شونده قابل توجهی انتظار می‌رود.

بررسی سطوح شکست

در مراحل ابتدایی تفجوشی سوپرسالیدوس در اثر نیروی موئینگی فاز مذاب ایجاد شده در بین دانه‌ها پخش می‌شود. با افزایش دما فاز مذاب بیش‌تر تشکیل شده و تعداد حفرات کاهش می‌یابد و در نتیجه تأثیر نیروی موئینگی کمتر می‌شود. از این مرحله به بعد نیروی جاذبه زمین منجر به کشیده شدن مذاب به سمت پایین نمونه می‌گردد. به همین دلیل پیش‌بینی می‌شود که در دماهای گوناگون مورفولوژی شکست متفاوتی در قسمت‌های گوناگون مقطع نمونه‌ها از بالا به پایین در جهت نیروی جاذبه زمین دیده شود.

در شکل 12 با مقایسه تصاویر قسمت‌های گوناگون مقطع شکست نمونه‌ی تفجوشی شده در دمای 840°C (با فاصله $1/6$ ، $4/9$ و $8/2$ میلی‌متر از بالا) دیده می‌شود که تفاوت چندانی در مورفولوژی بالا و پایین نمونه وجود ندارد و تقریباً یکنواختی در تمام قسمت‌های گوناگون مقطع نمونه مشاهده می‌گردد. در این نمونه شکست از مناطق مرزدانه‌ای (جایی که فاز مایع اولیه تشکیل شده) رخ داده است و به صورت شبکه‌ای یکنواخت مشاهده می‌شود. حفرات موجود در بخش‌های گوناگون نمونه نسبتاً زیاد بوده و به صورت کانال‌های به هم راه یافته هستند.

با افزایش دمای تفجوشی تا 860°C دانه‌های مجزا شده ذرات پودر در نتیجه تشکیل فاز مایع در مرزدانه‌ها، آرایش دوباره یافته و موجب گردیده شمار حفرات کاهش و سطح مقطع قابل تحمل بار به میزان قابل توجهی افزایش یابد.

در مورد نمونه تفجوشی شده در دمای 860°C مشاهده می‌شود که شکست از نوع درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای است. در مناطقی که شکست درون دانه‌ای رخ داده، خطوط شیاری شکل که معرف صفحات لغزشی هستند تا حدی قابل تشخیص است. پیدایش چنین سطح

860°C می‌باشد که تفجوشی در این دما از نوع فاز مایع سوپرسالییدوس است.

- مطالعات ریزساختاری و شکست‌نگاری بخش‌های گوناگون مقطع نمونه‌های تفجوشی شده سیستم آلیاژی Cu-28Zn نشان دهنده پیدایش گرادیان ریزساختاری و ریخت‌شناسی شکست در جهت نیروی جاذبه زمین بوده که علت آن کشیده شدن فاز مذاب تشکیل شده حین تفجوشی به سمت پایین نمونه‌ها می‌باشد. همچنین، جدایش روی در اثر تشکیل فاز مذاب غنی از روی در مرزخانه‌ها مشاهده گردید که می‌تواند به دلیل شیب منفی خطوط سالییدوس و لیکوئیدوس دیاگرام فازی این سیستم آلیاژی باشد. این دو پدیده اخیر (کشیده شدن فاز مذاب به سمت پایین نمونه‌ها و جدایش روی در مرزخانه‌ها) تابع دمای تفجوشی بوده و با افزایش آن ترغیب می‌گردد. با توجه به تصاویر شکست‌نگاری، در سیستم آلیاژی Cu-28Zn با افزایش دمای تفجوشی افزون بر شکست مرزخانه‌ای شکست درون دانه‌ای نیز مشاهده می‌شود که افزایش استحکام مرزخانه با دمای تفجوشی را نشان می‌دهد.

تشکر و قدردانی

بدین وسیله از جناب آقای مهندس محمدزاده و اپراتورهای آزمایشگاه‌های دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند، آقایان مهندس ابراهیمی، مهندس بهاری، مهندس ظریف، مهندس نقی‌زاده و مهندس واحدی تشکر و قدردانی می‌گردد.

References

1- H. Imai, Y. Kosaka and A. Kojima, "Characteristics of Machinable Lead-Free P/M Brass Alloys With Graphite", Proceeding of 46th Technology Conference of Copper and Copper Alloys, pp. 153-154, 2006.
2- K. Katsuyoshi, I. Hisashi, U. Junko, K. Yoshiharu and K. Akimichi, "Environmental Benign Brass Alloys Dispersed With Graphite Particles Fabricated Via Solid-State Sintering Process", Transaction of JWRI, Vol. 37, No. 2, 2008.

می‌گیرد. در انتهای مرحله دوم و شروع مرحله سوم فاز مذاب به گونه یکنواخت در تمام نقاط کشیده می‌شود و تعداد حفرات کاهش می‌یابد؛ بدین ترتیب میزان اثر نیروی موئینگی کاهش یافته و در صورت ادامه فرایند در مرحله سوم نیروی جاذبه زمین باعث کشیده شدن فاز مذاب از قسمت‌های بالای نمونه به پایین آن می‌گردد. تجمع بیش‌تر فاز مذاب در قسمت پایینی نمونه در مرحله سوم شکل 13 به طور شماتیک نشان داده شده است.

بر اساس دیاگرام فازی شماتیک در سمت چپ تصویر، فاز مذاب با ترکیب X_L حاوی مقادیر بیش‌تر عنصر روی نسبت به درون دانه با ترکیب X_S می‌باشد.

نتیجه‌گیری

- تغییر جزئی دمای تفجوشی آلیاژ Cu-28 Zn تولیدشده از پودر پیش‌آلیاژی موجب تغییرات قابل ملاحظه‌ای در ریز ساختار، اندازه، شکل دانه‌ها و حفرات شده و در نتیجه، موجب دستیابی به خواص فیزیکی و مکانیکی متفاوتی می‌گردد. افزایش دمای تفجوشی تا یک حد معینی موجب خرد شدن ذرات و آرایش دوباره دانه‌ها گردیده، ولی افزایش بیش‌تر دما باعث رشد چشمگیری دانه‌ها می‌شود و حفرات به جامانده گردتر شده، تعدادشان کاهش و اندازه‌شان افزایش می‌یابد.

- با توجه به ریزساختارهای ایجاد شده، مقایسه آن‌ها با یک‌دیگر و بر اساس نتایج خواص فیزیکی و مکانیکی دمای بهینه تفجوشی آلیاژ Cu-28Zn تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی در شرایط آزمایشی در این پژوهش حدود

3- S. H. Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", 2 Ed., McGraw Hill, pp. 460-470, 1974.

4- ع. صباحی، م. آزادبه، "بررسی خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی به تغییرات جزئی دمای تفجوشی"، فصل نامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی، سال چهارم شماره 2، صفحه 55-66، تابستان 1389.

5- O. Nelkov, S. S. Naboychenko and C. Dowson, "Handbook of Non-Ferrous Powder Alloys", Elsevier, Oxford, 2009.

- 6- I.D. Radomyeslskii, G. A. Baglyuk and G.E. Mazharova, "Production and Properties of Brass-base P/M Construction Materials", Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 23, pp. 218-225, 1984.
- 7- G. S. Upadhyaya, "Sintered Metallic and Ceramic Materials", John Wiley and Sons, LTD, 2000.
- 8- R. M. German and S. Farooq, "An Update on the Theory of Liquid Phase Sintering", Elsevier Applied Science, London, pp. 459-464, 1989.
- 9- R. M. German, "Supersolidus Liquid-Phase Sintering of Prealloyed Powders", Metallurgical and Materials Transactions, 28A, pp. 1553-1567, 1997.
- 10- م. قارونی جعفری، م. آزادبه، الف. محمدزاده، ع. سلیمان نژاد باری، "بررسی تغییرات خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-28Zn نسبت به دمای تفجوشی"، همایش ملی مهندسی مواد، ملایر، 1391.
- 11- م. قارونی جعفری، م. آزادبه، ش. شادپور، الف. محمدزاده، م. دخانچی، "مطالعه تغییر آرایش ذرات با بررسی جدایش سرب در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ Cu-10Sn-10Pb"، همایش ملی مهندسی مواد، ملایر، 1391.
- 12- A. Sabahi, and M. Azadbeh, "Microstructural Changes and Densification Behavior during Sintering of Cu-20Zn Prepared from Prealloyed Powder, Tabriz University Journal of Mechanical Engineering, 7, pp. 1-5, 2010.
- 13- M. Azadbeh, H. Danninger, and C. Gierl, "Evaluation of properties and graded densification during sintering of Cu-20Zn prepared from prealloyed powder", in PM2011, Spain, Barcelon, 2011.
- 14- م. قارونی جعفری، م. آزادبه، الف. محمدزاده، ع. سلیمان نژاد باری، "مطالعه تغییر آرایش ذرات در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ Cu-28Zn"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گران ایران، تهران، 1391.
- 15- ح. شفیعی، و م. آزادبه، "بررسی تأثیر درصد روی بر چگالش و ریزساختار آلیاژ Cu-xZn تولید شده از پودر پیش آلیاژی"، سومین کنفرانس بین‌المللی و دوازدهمین کنفرانس مهندسی ساخت و تولید ایران، تهران، 1390.
- 16- الف. محمدزاده، م. آزادبه، م. قارونی جعفری، ع. بهور، م. دخانچی، "مدل‌سازی چگالش و تغییرات ابعادی قطعات متالورژی پودر برنجی در حین پدیده تفجوشی فاز مایع سوپرسالیدوس"، همایش ملی مهندسی مواد، دانشگاه ملایر، 1391.
- 17- A. Mohammadzadeh, M. Azadbeh, A. Sabahi, A. behvar, M. Dokhantchi, "Modeling and Evaluating of Densification and Shape Distortion during Supersolidus Liquid Phase Sintering of Brass Alloyed Powder", The 1st International and 6th Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundry Society, 6IMES Tehran, 6-8 November 2012.
- 18- A. A. Azadbeh, A. Mohammadzadeh, M. Azadbeh, H. Danninger, M. Dokhantchi, "Analyzing Physical Properties of Cr Alloyed Sintered Steels Using Response Surface Methodology", The 1st International and 6th Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundry Society, 6IMES Tehran, 6-8 November 2012.
- 19- A. Sabahi Namin, M. Azadbeh, A. Mohammadzadeh, "Evolution of properties and Densification behavior during Sintering of Brass Cu-20Zn prepared from prealloyed Powder", The 1st International and 6th Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundry Society, 6IMES Tehran, 6-8 November 2012.
- 20- R. Bollina, "In Situe Evaluation of Supersolidus Liquid Phase Sintering Phenomena of 316L: Densification and Distortion", The Pennsylvania State University The Graduate School, 2005.
- 21- Nikolic, Z. S., "Computer Simulation of Liquid Phase Sintering: Gravity Induced Skeletal Structure Evolution—A Review", Materials Science Forum Vol. 624, pp. 19-42, 2009.

22- Y. Liu, D. F. Heaney, and R. M. German, "gravity induced solid grain packing during liquid phase ", Acta metall. mater. Vol. 43, pp. 1587-1592, 1995.

23- J. Liu, A. Lal and R. M. German, "Densification and Shape Retention in Supersolidus Liquid Phase Sintering", Acta mater, 18, pp. 4615-4626, 1999.

24- R. M. German "Limitations in Net Shaping by Liquid Phase Sintering," Advances in Powder Metallurgy, MPIF, Vol.4, pp. 183-194, 1991.

25- R. M. German, " Strength Loss and Distortion in Liquid Phase Sintering", Advances in Powder Metallurgy and

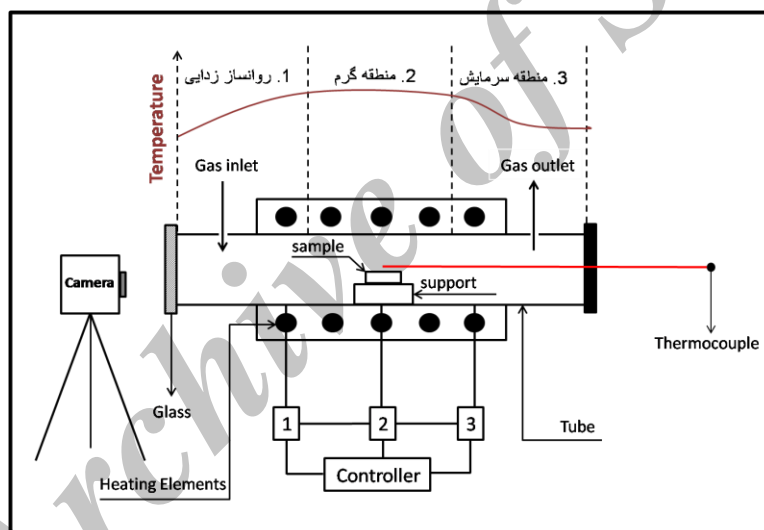
Particulate Materials, MPIF, Vol. 1, pp.139-151, 1999.

26- B. B. Rath, M. A. Imam and C. S. Pande, "Nucleation and Growth of Twin Interfaces in FCC metals and alloys", Matter.Phys.Mech, Vol. 1, pp. 61-66, 2000.

27- Z. S. Nikolic and M. Yoshimura, "Numerical simulation of pore evolution during liquid-phase sintering", Mathematical and Computer Modeling, Vol. 51, pp. 1140-1145, 2010.

28- R. M. German, "Liquid Phase Sintering", published in English by Plenum Press, New York, pp. 58, 1985.

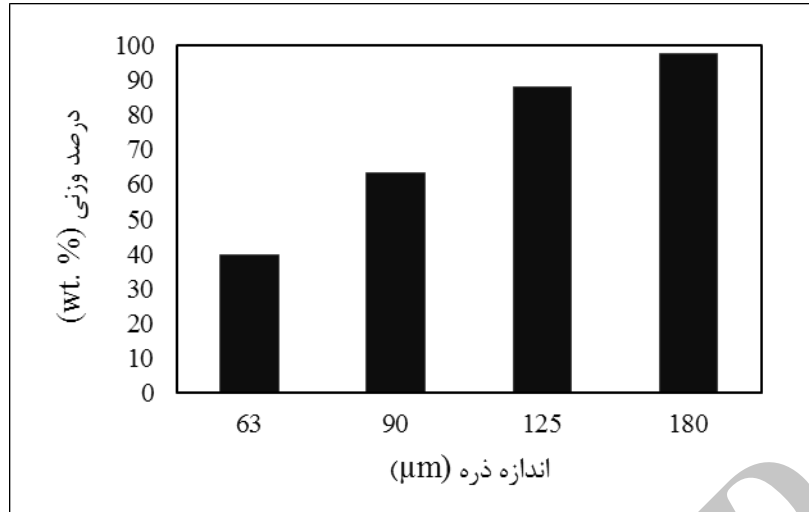
پیوست‌ها



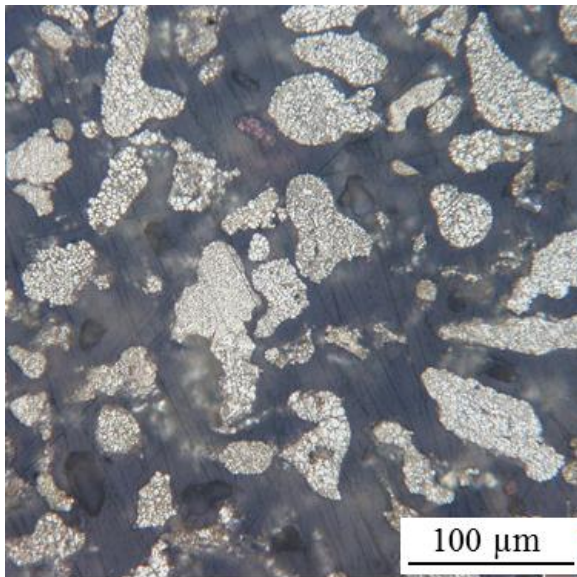
شکل 1- شماتیک کوره تیوبی و روش کنترل دما و فرآیند تف‌جوشی.

جدول 1- مشخصات پودر مصرفی.

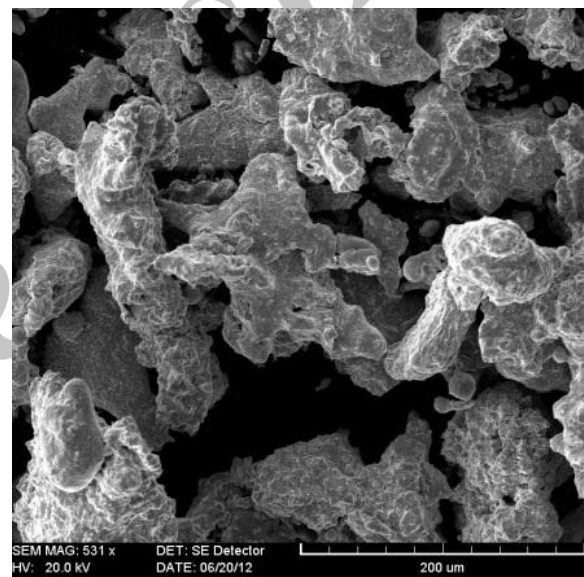
خواص پودر مصرفی		آنالیز شیمیایی (wt.%)			
3/4	چگالی ظاهری [g/cm ³]	0/062	S	71/1	Cu
8/29	چگالی تئوری [g/cm ³]	0/054	Si	28/6	Zn
31	سیالیت [sec/50g]	0/0084	P	0/14	Al
نامنظم	شکل ذرات			0/085	Fe



شکل 2- منحنی توزیع تجمعی ذرات پودر مصرفی.

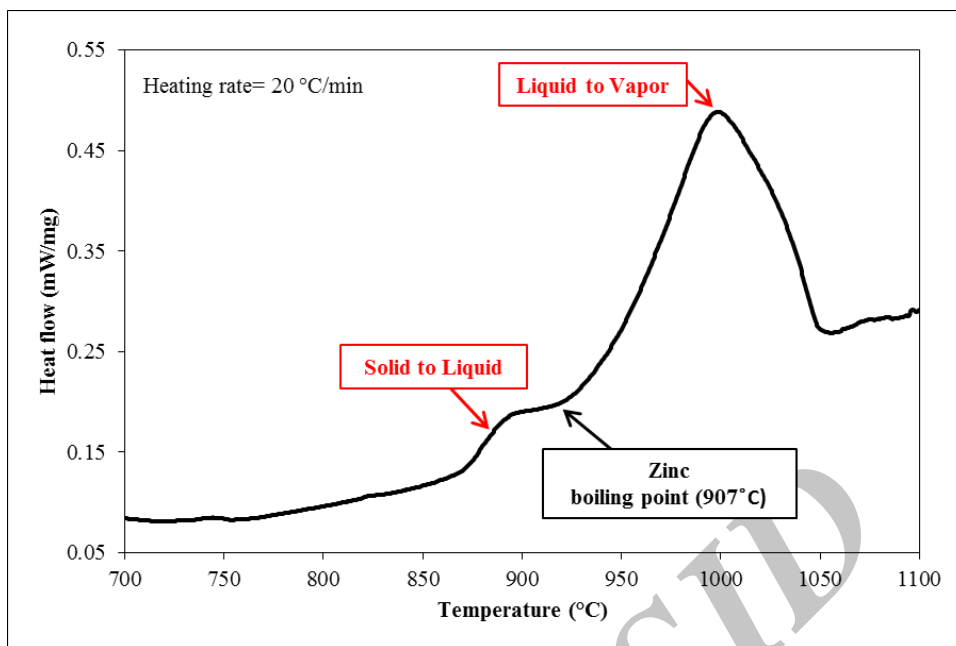


(ب)

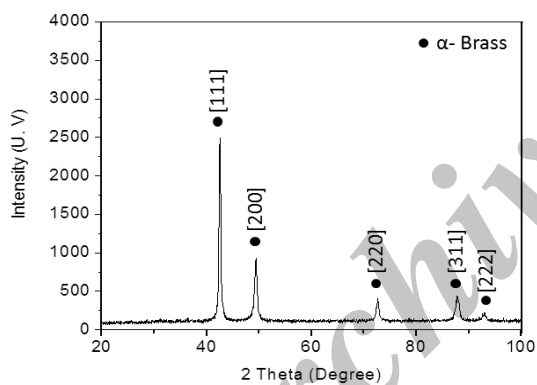


(الف)

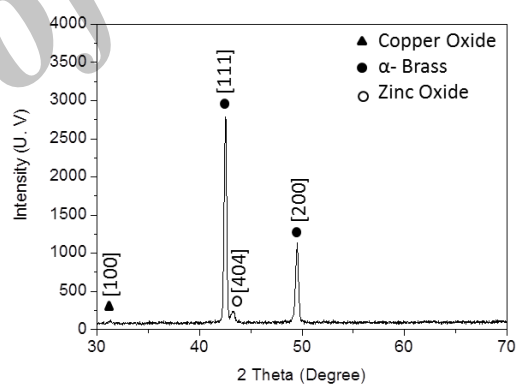
شکل 3- پودر پیش آلیاژی Cu-28Zn (الف) ریخت شناسی (ب) ریزساختار.



شکل 4- نمودار آنالیز حرارتی پودر برنج مصرفی.

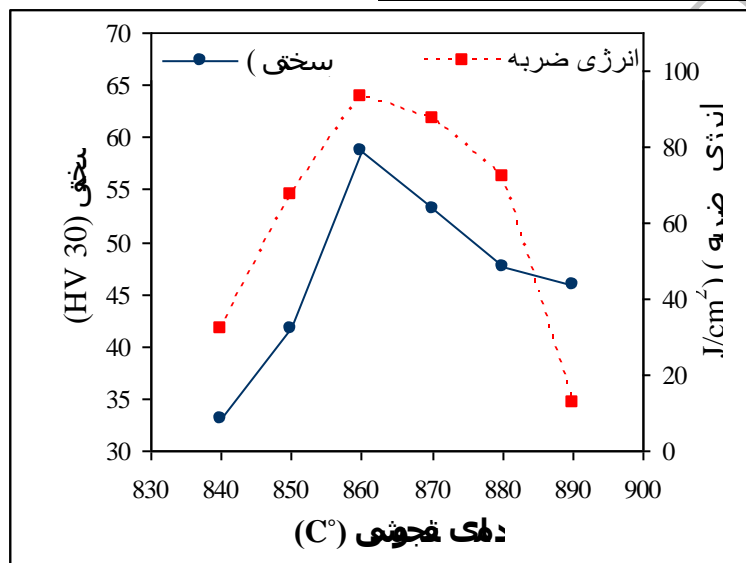
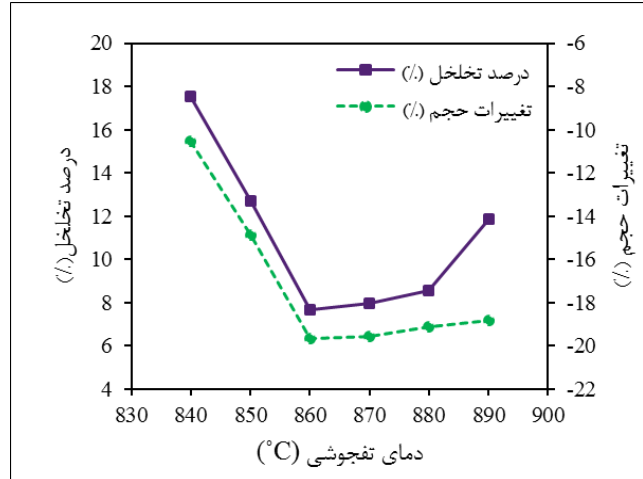
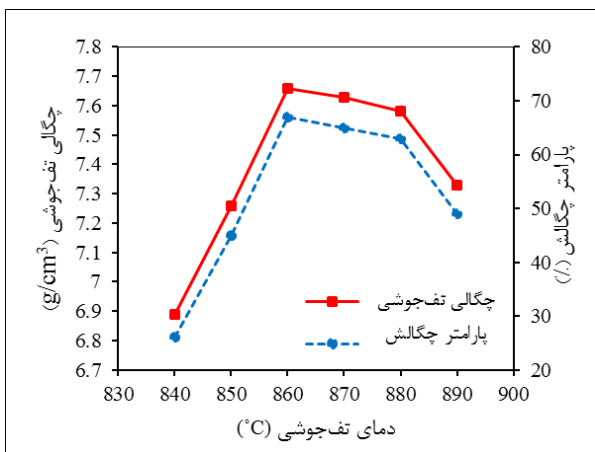


(ب)

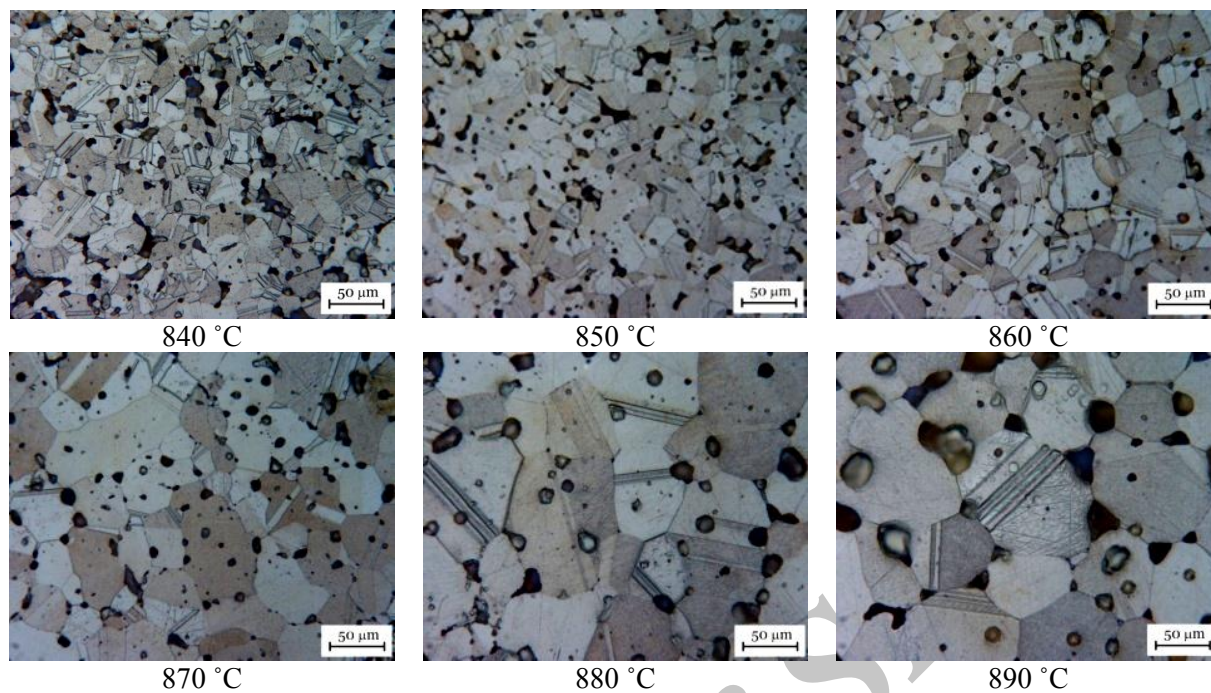


(الف)

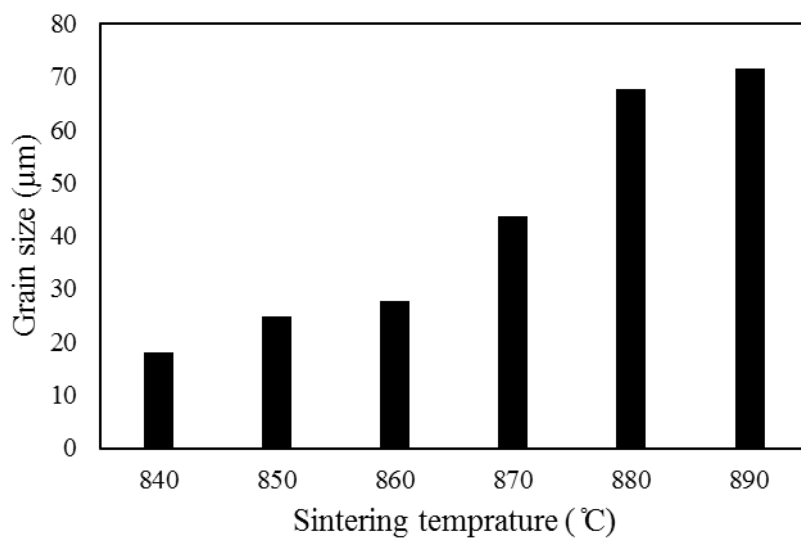
شکل 5- الگوی پراش اشعه ایکس (الف) پودر برنج مصرفی (ب) نمونه تف جوشی شده در دمای 890 °C.



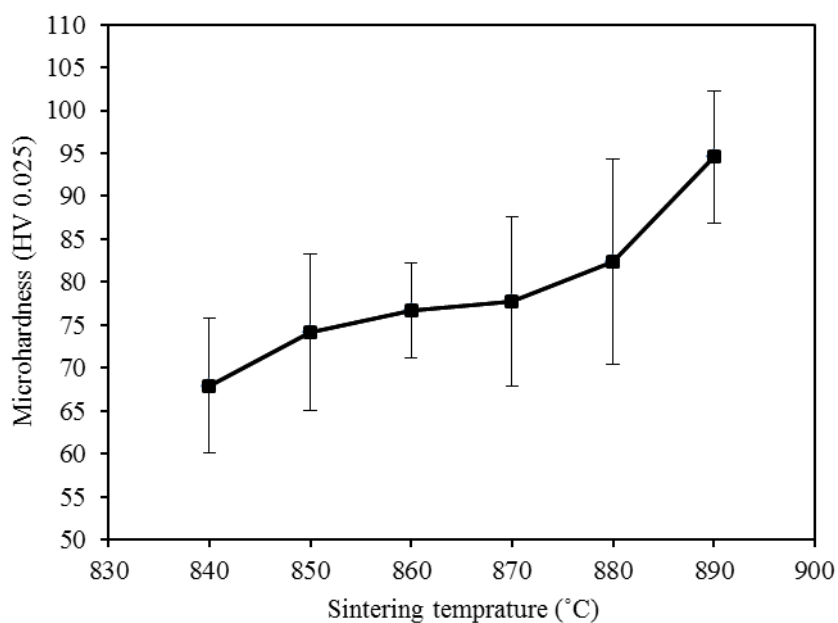
شکل 6- تأثیر دمای تفجوشی بر خواص آلیاژ Cu-28Zn.



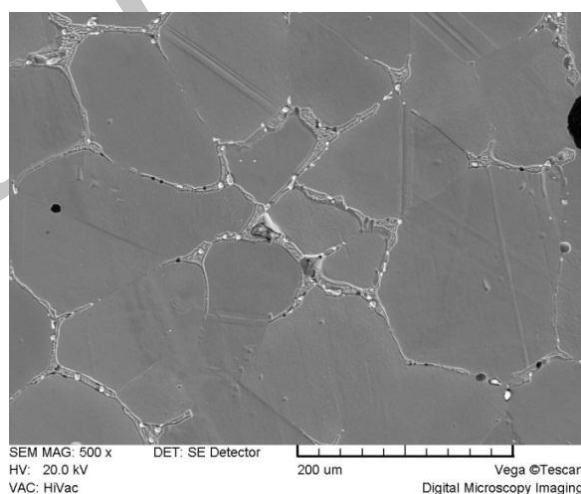
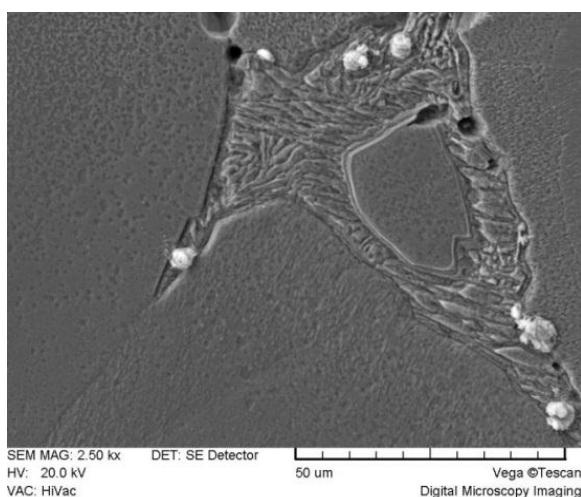
شکل 7- ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده آلیاژ Cu-28Zn در دماهای گوناگون.



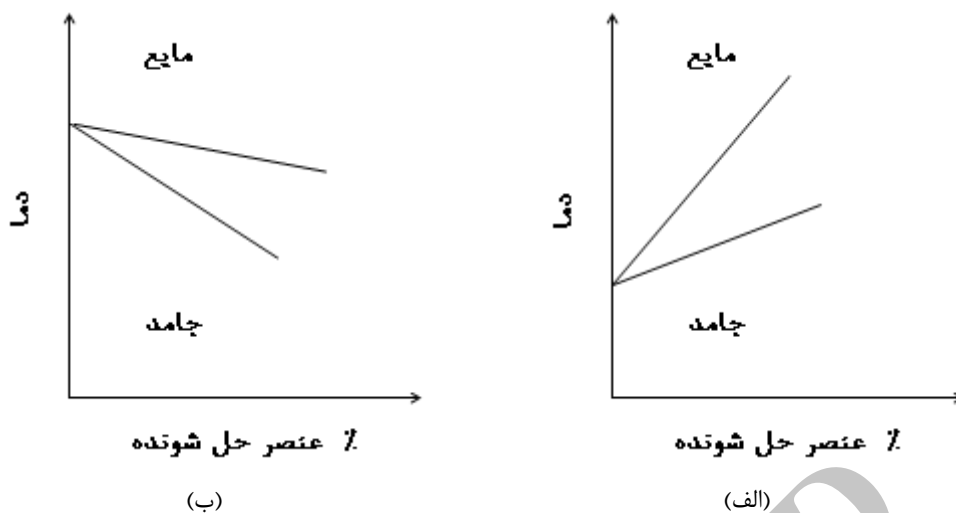
شکل 8- تغییرات میانگین اندازه دانه بر حسب دمای تف‌جوشی.



شکل 9- تغییرات میکروسختی نمونه‌های تفجوشی شده با دمای تفجوشی

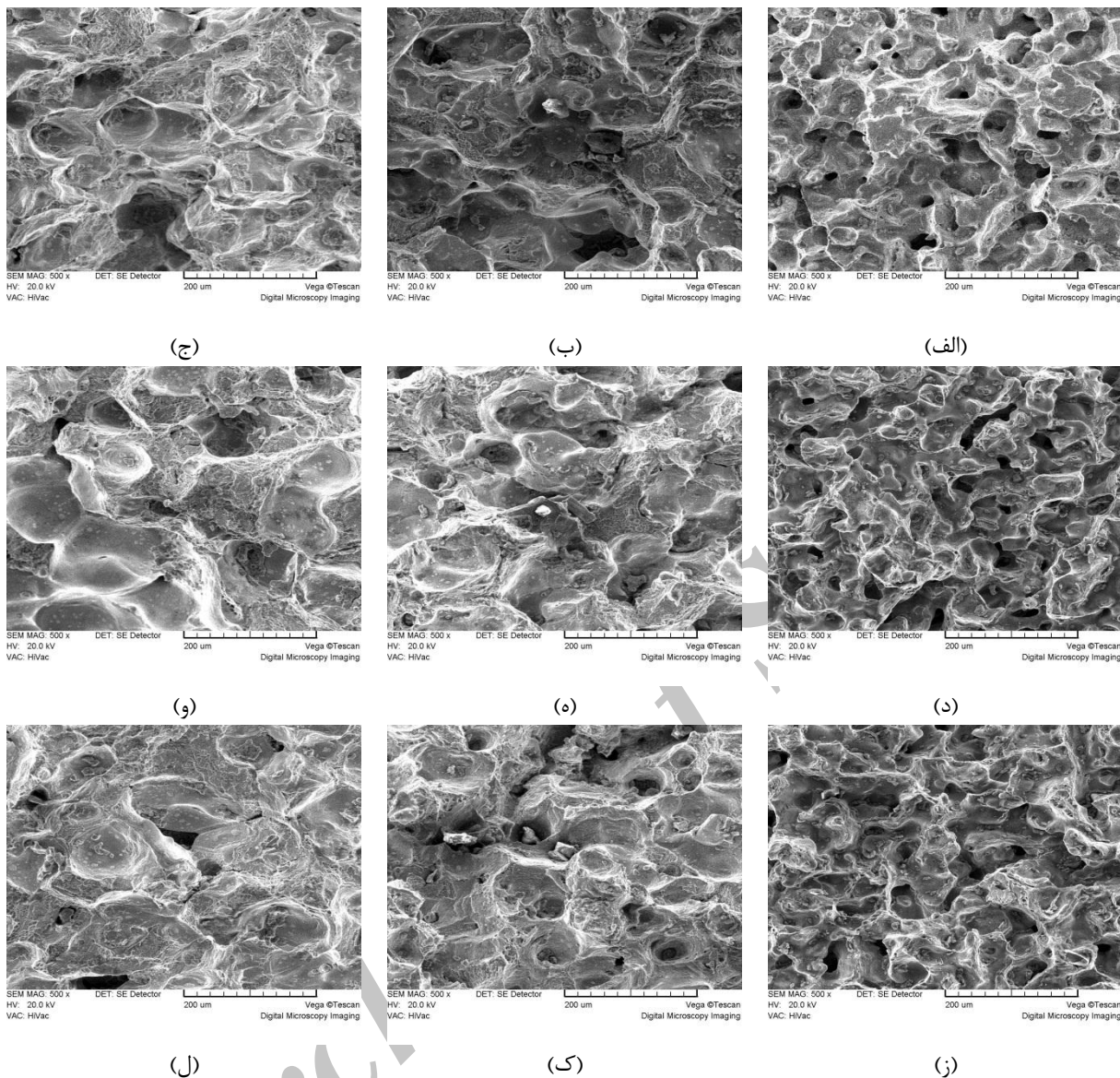


شکل 10- جدایش روی در نمونه تفجوشی شده آلیاژ Cu-28Zn - بزرگنمایی‌های متفاوت.

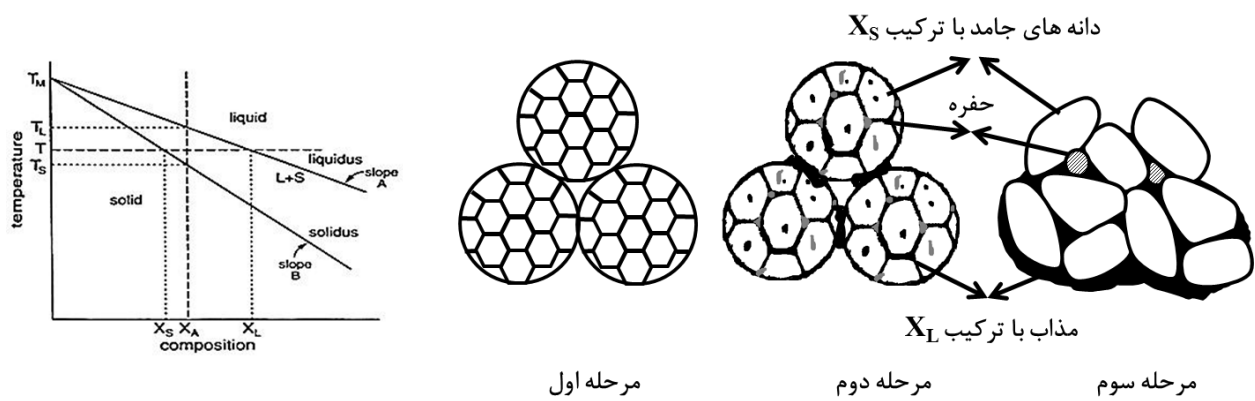


شکل 11- شماتیکی از دیاگرام فاز (الف) عدم جدایش عنصر حل شونده (ب) جدایش عنصر حل شونده

Archive of SID



شکل 12- سطح شکست نمونه‌های تفجوشی شده در دماهای گوناگون
 الف- بالا نمونه 840 °C، ب- بالا نمونه 860°C، ج- بالا نمونه 880°C
 د- وسط نمونه 840°C، ه- وسط نمونه 860°C، و- وسط نمونه 880°C
 ز- پایین نمونه 840°C، ک- پایین نمونه 860°C، ل- پایین نمونه 880°C



شکل 13- شماتیک مراحل گوناگون فرایند تف جوشی فاز مایع سوپرسالیدوس و تجمع فاز مذاب در قسمت پایین نمونه

Archive of SID