

بررسی تأثیر تفجوشی در فاز مایع بر چگالش و ریزساختار آلیاژ Cu-xZn

مازیار آزادبه^۱، عباس صباحی نمین^۲، احد محمدزاده^{۳*} و حمیدرضا شفیعی^۲

چکیده

در این پژوهش تغییرات ریزساختاری و خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژهای برنجی تولید شده به روش متالورژی پودر با تغییر درصد وزنی عنصر روی موجود در آلیاژ، مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور دو نوع پودر پیش آلیاژی Cu-20Zn و Cu-28Zn به روش اتمیزاسیون آبی تولید و پس از فشرده سازی، نمونه‌های آزمایش ضربه با چگالی خام به ترتیب ۶/۶۳ و ۶/۷۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب تهیه و سپس در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه تحت اتمسفر آرگون تفجوشی شدند. براساس نتایج بدست آمده از آزمایش‌های چگالی‌سنجی نمونه‌های تفجوش شده، پارامتر چگالش برای نمونه‌های Cu-20Zn و Cu-28Zn به ترتیب برابر ۵۲/۶٪ و ۵٪ تعیین گردید که نشان دهنده چگالش بیش‌تر در نمونه‌های Cu-20Zn می‌باشد. همچنین، با تعیین سختی و استحکام ضربه، چگونگی تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌ها با افزایش عنصر روی نشان داده شد. با توجه به بررسی‌های ریزساختاری و شکست‌نگاری نیز مشخص شد که در آلیاژ Cu-28Zn تبخیر روی موجب ایجاد حفرات کاملاً گرد و بسیار درشت‌تری نسبت به آلیاژ Cu-20Zn شده است. از یافته‌های این پژوهش می‌توان نتیجه‌گیری کرد که اگر پارامترهای موثر در فرآیند تفجوشی آلیاژهای برنجی با درصد روی بالا، مناسب انتخاب شوند، می‌توان از مزایای بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی در اثر افزایش عنصر روی و اجتناب از تبخیر روی بهره‌مند شد.

واژه‌های کلیدی: پودر پیش‌آلیاژی برنج، تفجوشی سوپرسالیدوس، کسر حجمی فاز مایع، تبخیر روی.

۱- دانشیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز.

۲- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز.

۳- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز.

*- نویسنده مسئول مقاله: amzadeh@ymail.com

پیشگفتار

یکی از مراحل مهم در فرآیند متالورژی پودر^۱ تفجوشی فاز مایع می‌باشد که بسته به نوع پودر دارای انواع گوناگونی است. تفجوشی پودرهای آلیاژی که به گونه گسترده با استفاده از فناوری اتمیزاسیون تولید می‌شوند، به دلیل درشت بودن اندازه ذرات از راه تفجوشی فاز مایع سوپرسالییدوس^۲ در محدوده دمایی بین سالییدوس و لیکوئیدوس انجام می‌شود. در این نوع تفجوشی، فاز مایع در مرز بین ذرات پودری و مرز دانه‌ها تشکیل می‌شود، فیلم مایع در مرز دانه‌ها باعث نرم شدن ذرات شده و شرایط را برای چگالش فراهم می‌کنند. چگالش در اثر نیروی موئینگی که حاصل از فاز مایع تشکیل شده در مرز بین ذرات است، رخ می‌دهد [۹-۱]. با افزایش فاز مایع تشکیل شده چگالش تسریع می‌شود ولی قطعه صلبیت خود را از دست داده و دقت ابعادی کاهش می‌یابد [۱۰] و سرانجام بعد از حد معینی بین نیروی موئینگی و نیروی جاذبه زمین تقابل بوجود می‌آید که در کسرهای حجمی زیاد فاز مایع، در اثر نیروی جاذبه زمین قطعه شکل اولیه خود را از دست می‌دهد، و به شکلی که به نام پاشنه فیل^۳ معروف است در می‌آید. بطور کلی در SLPS، چگالش و تغییر شکل با هم رخ می‌دهند.

تفجوشی فاز مایع سوپرسالییدوس برای تفجوشی سوپر آلیاژهای پایه نیکل [۱۱]، آلیاژهای برنزی [۱۲]، آلیاژهای برنجی [۱۳-۱۶]، فولادهای زنگ نزن [۱۷]، آلیاژهای آلومینیوم [۱۸-۲۰] و فولادهای ابزار [۲۱، ۲۲] با موفقیت بکار گرفته شده است. با این وجود، یک محدودیت در فرایند تفجوشی سوپرسالییدوس این است که شرایط موردنیاز برای چگالش کامل، اغلب به شرایطی که منجر به اعوجاج نمونه می‌شود، نزدیک است [۳]. افزون بر این، افزایش مقدار مذاب تشکیل شده در نتیجه بالا رفتن بیش از حد دما و زمان تفجوشی، موجب رشد چشمگیر دانه‌ها در ریزساختار می‌گردد. با توجه به پژوهش‌های انجام شده در گذشته به وسیله آزادبه و همکارانش [۱۳، ۱۵، ۱۶]، دمای بهینه تفجوشی برای آلیاژ Cu-20Zn دمای

۹۳۰°C بدست آمده است و در این پژوهش بمنظور بررسی رفتار چگالش و تغییرات خواص فیزیکی و مکانیکی با افزایش مقدار روی، نمونه‌های برنجی تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی با ترکیب Cu-20Zn و Cu-28Zn در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه تحت اتمسفر آرگون تفجوشی شدند و مکانیزم تفجوشی آن‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین، تاثیر افزایش درصد روی بر تغییرات ریزساختاری، خواص فیزیکی و مکانیکی قطعات تفجوشی شده نیز بررسی گردید.

مواد و روش پژوهش

دو نوع پودر پیش‌آلیاژی برنجی با ترکیب شیمیایی Cu-20Zn و Cu-28Zn به روش اتمیزاسیون آبی در شرکت متالورژی پودر تبریز تولید شدند. از محصول پودری بدست آمده، ذرات با اندازه زیر ۱۰۰ میکرون بر اساس استاندارد ASTM E11 به روش جداسازی با الک تفکیک شدند. سپس به گونه جداگانه به همراه ۰/۷۵ درصد وزنی استئارات لیتیم به مدت ۲۰ دقیقه در هم‌زنی با سرعت ۶۵ دور در دقیقه مخلوط شدند. از هر ترکیب نمونه‌های آزمایشی به ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ میلی‌متر به وسیله پرس هیدرولیکی تک محوره با قالب متحرک زیر فشار ۶۰۰ مگاپاسکال ساخته شدند. چگالی خام نمونه‌ها با اندازه‌گیری جرم و تعیین ابعاد آن‌ها به روش هندسی محاسبه شد. تفجوشی نمونه‌ها در یک کوره‌ی تیوبی مدل TF8/25-1250 که شامل سه منطقه دمایی بود، انجام شد. برای خارج نمودن روان‌ساز از نمونه‌ها و انجام فرآیند تفجوشی، بوتله حاوی نمونه‌ها ابتدا در دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه قرار داده شد و سپس بوتله به منطقه گرم کوره منتقل گردید و نمونه‌ها در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه تحت اتمسفر آرگون با دبی ۲ لیتر بر دقیقه تفجوشی شدند. برای بررسی‌های ریزساختاری و شکست‌نگاری، برخی از نمونه‌ها پس از پایان زمان تفجوشی در آب کوئنچ شدند. چگالی تفجوشی نمونه‌ها با استفاده از روش ارشمیدس بر اساس استاندارد ASTM C373-72 محاسبه گردید. بمنظور جلوگیری از نفوذ آب به درون حفرات، سطح نمونه‌ها به وسیله لایه نازکی

^۱ - Powder Metallurgy (PM)

^۲ - Supersolidus Liquid Phase Sintering (SLPS)

^۳ - Elephant foot

بمنظور مقایسه تاثیر مقدار روی بر خواص آلیاژهای Cu-xZn (x=۲۰ یا ۲۸)، شرایط تفجوشی برای هر دو نمونه یکسان در نظر گرفته شد. خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌های تفجوشی شده در جدول ۲ آورده شده است. چگالی نمونه‌های Cu-20Zn و Cu-28Zn تفجوشی شده در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه به ترتیب برابر با ۷/۳۳ و ۶/۸۲ گرم بر سانتی‌متر مکعب بدست آمد. نتایج بدست آمده از محاسبه پارامتر چگالش (رابطه ۲) نشان می‌دهند که این پارامتر در نمونه Cu-20Zn برابر با ۵۲/۶ درصد است، ولی برای نمونه Cu-28Zn برابر با ۵ درصد می‌باشد.

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

که در این رابطه:

ψ = پارامتر چگالش، ρ_s = چگالی تفجوشی، ρ_g = چگالی خام، ρ_t = چگالی تنوری می‌باشد.

اختلاف در پارامتر چگالش را می‌توان ناشی از وجود حفرات بسته و درشت‌تر در اثر تبخیر بیش‌تر روی در نمونه‌های Cu-28Zn دانست که در ادامه بحث شده است. مقایسه خواص مکانیکی این دو آلیاژ نشان می‌دهد که نمونه‌های حاوی ۲۸ درصد روی انرژی ضربه پائین‌تر و سختی بالاتری دارند.

بررسی ریزساختاری

همان‌گونه که گفته شد، فرآیند تفجوشی در این نوع سیستم‌های آلیاژی از نوع سوپرسالیدوس می‌باشد. مراحل کلی این نوع تفجوشی به صورت شماتیک در شکل ۲ آورده شده است که به ترتیب شامل مراحل شکل‌گیری مذاب در بین ذرات پودر، مناطق مرزدانه‌ای و داخل دانه، خرد شدن ذرات پودر، آرایش دوباره تکه‌های خردشده ذرات، حذف نهایی حفرات و درشت شدن دانه‌ها می‌باشد. نیروی محرکه این رشد، کاهش انرژی سطحی به واسطه کاهش انحنای فصل مشترک جامد-مایع می‌باشد [۲، ۶، ۷]. هم‌چنین، با توجه به دیاگرام رسم شده در شکل ۲ دیده می‌شود که با بالا رفتن دمای تفجوشی مقدار مذاب تشکیل شده افزایش یافته و موجب تسریع برقراری پیوند بین ذرات پودر و تکمیل فرایند تفجوشی می‌گردد.

از روغن پوشش داده شد و سپس چگالی تفجوشی از راه رابطه (۱) محاسبه شد:

$$\rho_s = \frac{M_1}{M_2 - M_3} \rho_{water} \quad (1)$$

که در این رابطه:

ρ_s = چگالی تفجوشی، ρ_{water} = چگالی آب، M_1 = جرم نمونه وزن شده در هوا، M_2 = جرم نمونه آغشته به روغن وزن شده در هوا، M_3 = جرم نمونه آغشته به روغن غوطه‌ور در آب.

سختی نمونه‌ها به وسیله سختی‌سنجی ویکرز با بار ۳۰ کیلوگرم نیرو، از میانگین ۵ اندازه‌گیری برای هر نمونه به وسیله دستگاه ماکروسختی‌سنج مدل ESEWAY تعیین گردید. استحکام ضربه نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM En23-01 با استفاده از دستگاه تست چارپی مدل ROEL AMSLER RKP 300 اندازه‌گیری شد. بررسی ریزساختار از مقاطع گوناگون نمونه‌های تفجوشی شده به وسیله میکروسکوپ نوری و مطالعات شکست نگاری به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CAM SCAN MV2300 انجام گرفت. هم‌چنین، بمنظور بررسی تغییرات ترکیب شیمیایی نمونه‌های تفجوشی شده از آنالیز عنصری EDX استفاده شد.

نتایج و بحث

مشخصات پودر مصرفی

آنالیز شیمیایی پودرهای مورد استفاده به روش شیمی تر تعیین و نتایج آن در جدول ۱ ارائه شده است. با توجه به ریخت شناسی پودرهای مصرفی، مشاهده می‌شود که هر دو نوع پودر دارای شکل نامنظم هستند.

خواص فیزیکی و مکانیکی

چگالی خام نمونه‌های آزمایشی فشرده شده با ترکیب Cu-28Zn و Cu-20Zn که به روش هندسی محاسبه شد به ترتیب برابر با ۶/۶۳ و ۶/۷۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب بود. با توجه به این‌که دمای بهینه تفجوشی برای آلیاژ Cu-20Zn بر اساس پژوهش‌های انجام گرفته پیشین برابر با ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد تعیین شده است،

سالییدوس و لیکوئیدوس و فاصله زیاد بین این خطوط اشاره کرد. چنین جدایشی می‌تواند اثری بزرگ بر نفوذ فاز مایع در مرز دانه‌ها داشته باشد [۴]. از این رو، با توجه به دیگرام فازی آلیاژ Cu-Zn، می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش درصد وزنی روی از ۲۰ به ۲۸ درصد، فاز مذاب تشکیل شده به سمت مرزدانه‌ها جدایش یافته و باعث شکل‌گیری لایه‌های ضخیمی از فاز مذاب غنی از روی شده است.

شکست نگاری

شکل ۸ و ۹ تصاویر سطوح شکست نمونه‌های تفجوشی شده در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهند. در آلیاژ Cu-20Zn شکست بیش‌تر از مناطق مرزدانه یعنی جایی‌که فاز مایع اولیه تشکیل شده، رخ داده و به صورت بین‌دانه‌ای می‌باشد و شکست از نوع درون‌دانه‌ای تنها در برخی نقاط مشاهده می‌شود، در صورتی‌که در نمونه‌های Cu-28Zn افزون بر شکست بین‌دانه‌ای، نوع درون‌دانه‌ای نیز دیده می‌شود. در آلیاژ حاوی ۲۸ درصد روی، به دلیل درصد روی بالاتر و نقطه ذوب پایین‌تر، مقدار مذاب بیش‌تری تشکیل شده و در نتیجه نفوذ مذاب به مناطق بین‌دانه‌ای، مرزدانه‌ها ضخیم‌تر شده‌اند. همچنین، مقدار تبخیر روی افزایش یافته و در مناطقی که روی در حفرات بسته به دام افتاده و از نمونه خارج نشده، حفرات درشتی بر جای مانده و موجب گردیده تا سطح مقطع قابل تحمل بار کاهش یابد. در نمونه Cu-20Zn نیز حفرات موجود در بخش‌های گوناگون نمونه باز و نسبتاً نایک‌نواخت هستند، ولی در نمونه Cu-28Zn رشد دانه‌ها و در پی آن، بزرگ شدن حفرات بیش‌تر است. اثر دیگری که در تصاویر سطح شکست آلیاژ Cu-28Zn مشاهده می‌شود، درشت‌تر بودن دانه‌های موجود در قسمت پایین نمونه نسبت به بخش‌های بالایی و وجود حفرات بزرگ‌تر با تعداد بیش‌تر در قسمت‌های بالایی نمونه می‌باشد. این حالت ناشی از حضور فاز مایع بیش‌تر در قسمت‌های پایینی نمونه در نتیجه کشیده شدن فاز مذاب در اثر نیروی جاذبه به این قسمت می‌باشد [۱۳، ۱۵، ۱۶].

هم‌چنین از آن جایی که شکل‌گیری ذرات پودر پیش‌آلیاژی در فرآیند اتمیزاسیون آبی در شرایط تعادلی نمی‌باشد، فاز مذاب در طی تفجوشی در دماهای پایین‌تر از آنچه دیگرام فازی نشان می‌دهد، تشکیل می‌شود [۶]. با در نظر گرفتن دیگرام فازی سیستم آلیاژی Cu-Zn [۲۳] (شکل ۳) دمای ذوب آلیاژ Cu-28Zn نسبت به Cu-20Zn پایین‌تر است. بنابراین، در آلیاژ حاوی ۲۸ درصد روی در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد میزان فاز مایع بیش‌تری نسبت به آلیاژ حاوی ۲۰ درصد روی تشکیل خواهد شد. مقایسه ریزساختار دو آلیاژ که در شکل‌های ۴ و ۵ آورده شده است نشان می‌دهد آلیاژ Cu-28Zn دارای اندازه دانه درشت‌تر و حفرات بسته، گردتر و بزرگ‌تری نسبت به Cu-20Zn است. در صورتی که حفرات نمونه حاوی ۲۰ درصد روی بازتر، ریزتر و بی‌شکل بوده و تعدادشان بیش‌تر است.

شکل ۶ ریزساختار آلیاژ Cu-28Zn با بزرگنمایی بالاتر را نشان می‌دهد. مناطقی جدایش یافته در مرزدانه‌ها که با علامت پیکان مشخص شده مشاهده می‌شود که تشکیل این مناطق به دلیل ایجاد لایه ضخیمی از فاز مذاب در بین دانه‌ها می‌باشد، به طوری‌که با نفوذ فاز مایع به مرزدانه‌ها در نتیجه افزایش کسر حجمی مذاب، ضخامت این مناطق گسترش می‌یابد، در حالی‌که در آلیاژ Cu-20Zn به دلیل ایجاد کسر حجمی کم‌تر فاز مذاب چنین مناطقی مشاهده نمی‌شود.

دیگرام فازی شاخص خوبی برای نشان دادن جدایش در نتیجه حضور عناصر آلیاژی است. شکل ۷ [۴]، تفاوت اساسی بین سیستم‌های با جدایش و بدون جدایش را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل هر چه فاصله منحنی‌های سالییدوس و لیکوئیدوس بیش‌تر شود، جدایش عنصر حل شونده به سمت فصل مشترک بیش‌تر خواهد بود. شکل ۷ الف منحنی‌های سالییدوس و لیکوئیدوس بدون جدایش را نشان می‌دهد. در شکل ۷ ب شیب رو به پایین منحنی‌های سالییدوس و لیکوئیدوس، نشان دهنده تمایل عنصر حل شونده به جدایش است. شکل ۷ ج نیز معادل وضعیتی است که جدایش عنصر حل شونده قابل توجهی را می‌توان انتظار داشت. از عوامل موثر برای جدایش عنصر حل شونده می‌توان به شیب منفی خطوط

دلیل نقطه ذوب پایین تر و ایجاد فاز مذاب بیشتر، تعداد حفرات کاهش و اندازه آن‌ها افزایش یافته و همچنین، دانه‌ها رشد قابل توجهی داشته‌اند.

۲- وجود حفرات گردتر و بزرگ‌تر در نمونه Cu-28Zn به دلیل وجود فاز مذاب بیشتر و تبخیر عنصر روی می‌باشد. از سوی دیگر، با افزایش مقدار روی و شکل‌گیری مذاب بیشتر، تعداد حفرات از بالا به پایین نمونه کاهش یافته است که این حاکی از کشیده شدن مذاب در نتیجه نیروی جاذبه به بخش‌های پایین نمونه‌ها و پر شدن حفرات در آن بخش‌ها می‌باشد. در حالی که این حالت در نمونه حاوی 20 درصد روی دیده نمی‌شود و به دلیل وجود فاز مذاب کمتر شکست تنها از نواحی که مذاب در آنجا حضور داشته، یعنی مناطق مرزدانه‌ایرخ داده است.

۴- با وجود حفرات درشت در آلیاژ Cu-28Zn، این آلیاژ خواص مکانیکی قابل مقایسه‌ای با آلیاژ Cu-20Zn دارد. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که در صورت کنترل تبخیر روی با انتخاب دمای بهینه تفجوشی برای آلیاژ Cu-28Zn می‌توان به خواص مکانیکی مناسبی دست یافت.

سپاسگزاری

بدین‌وسیله از جناب آقای دکتر طباطبایی، مدیر عامل محترم شرکت متالورژی پودر تبریز، به دلیل فراهم کردن بخشی از تجهیزات این پژوهش تشکر و قدردانی می‌گردد.

1- S. J. L. Kang, "Sintering", Wiley Online Library, 2005.

2- Y. Liu, R. Tandon, and R.M. German, "Modeling of supersolidus liquid phase sintering: I. Capillary force". Metallurgical and Materials Transactions A, 26(9): p. 2415-2422, 1995.

3- J. Liu, A. Lal, and R. M. German, "Densification and shape retention in supersolidus liquid phase sintering". Acta materialia, 47(18): p. 4615-4626, 1999.

۴- ع. صباحی نمین، ع. فردی ایلخچی و م. آزاده، "تفجوشی در فاز مایع"، انتشارات ستایش، چاپ اول، پاییز ۱۳۹۱.

5- D. C. Blaine, R. Bollina, S. J. Park, and R. M. German, "Critical use of video-imaging to rationalize computer sintering simulation

نتایج آنالیز EDX نمونه‌های تفجوشی شده، در شکل‌های ۱۰ و ۱۱ ارائه شده است. آنالیز خطی از مناطق مرزدانه‌ای نشان می‌دهد که تجمع عنصر روی در این مناطق برای آلیاژ Cu-28Zn نسبت به Cu-20Zn بیشتر است که این حالت در نتیجه شکل‌گیری مذاب بیشتر می‌باشد. جدایش روی از مذاب تشکیل شده و تمایل آن به تبخیر و خروج از نمونه در طی تفجوشی باعث بر جای ماندن حفرات درشت شده است. همچنین، با توجه به تصاویر حاصل از آنالیز EDX مشخص است که نتایج بدست آمده از آنالیز عنصری برای عنصر روی تطابقی تقریباً مناسب با عنصر اکسیژن دارد و می‌توان نتیجه گرفت که در مرزدانه‌ها همراه با افزایش مذاب، اکسید روی تشکیل شده باشد.

شکل ۱۲ نتایج آنالیز خطی از منطقه‌ای که قطرات مذاب تشکیل شده را نشان می‌دهد، در مناطقی که قطرات مذاب وجود دارد، درصد عنصر مس پایین آمده و درصد عنصر روی افزایش یافته که این موضوع تاییدکننده جدایش روی در این نواحی می‌باشد.

نتیجه‌گیری

۱- تفجوشی دو آلیاژ Cu-28Zn و Cu-20Zn در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد از نوع تفجوشی فاز مایع سوپرسالییدوس می‌باشد. آلیاژ تفجوش شده حاوی ۲۰ درصد روی دارای حفراتی با تعداد بیشتر و اندازه ریزتر می‌باشد در حالی که در آلیاژ حاوی ۲۸ درصد روی به

models". Computers in industry, 56(8): p. 867-875, 2005.

6- R. M. German, "Supersolidus liquid-phase sintering of prealloyed powders". Metallurgical and Materials Transactions A, 28(7): p. 1553-1567, 1997.

7- Y. Liu, R. Tandon, and R.M. German, "Modeling of supersolidus liquid phase sintering: I. Capillary force". Metallurgical and Materials Transactions A, 26(9): p. 2415-2422, 1995.

8- 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.

- 9- R. M. German, P. Suri, and S. J. Park, "Review: liquid phase sintering". Journal of Materials Science, 44(1): p. 1-39, 2009.
- 10- Z. S. Nikolic, "Computer Simulation of Liquid Phase Sintering: Gravity Induced Skeletal Structure Evolution: A Review", Mater Sci Forum, Trans Tech Publ, 624: 19-42, 2009.
- 11- E. J. Westerman, "Sintering of nickel-base superalloys". Transactions of the Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, 224: p. 159-164, 1962.
- ۱۲- م. قارونی جعفری، م. آزادبه، ش. شادپور و ا. محمدزاده، "مطالعه تغییر آرایش ذرات با بررسی جدایش سرب در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ Cu-10Sn-10Pb"، همایش ملی مهندسی مواد، ۱۳۹۱.
- 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.
- ۱۴- م. قارونی جعفری و م. آزادبه، "مطالعه تغییرات ریزساختاری در تفجوشی سوپرسالیدوس آلیاژ برنجی Cu-28Zn"، مجله مواد نوین، دوره سوم، شماره دهم، زمستان ۱۳۹۱.
- 15- A. Sabahi, M. Azadbeh, and S. Shadpour, "Study on the Dependence of Physical and Mechanical Properties of Prealloyed Cu-20Zn Compacts to Sintering Temperature", Majlesi Journal of Materials Engineering, 4 (2), 201.
- 16- 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.
- 17- R. Tandon, Y. Liu, and R. M. German, "Application of supersolidus liquid phase sintering to high density processing of prealloyed powders", Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, 2: p. 5, 1995.
- 18- A. Ziani, and S. Pelletier, "Supersolidus liquid-phase sintering behavior of degassed 6061 Al powder", International journal of powder metallurgy, 35(8): p. 49-58, 1999.
- 19- A. Ziani, and S. Pelletier, "Sintered 6061 Al prealloyed powder: processing and mechanical behavior", International journal of powder metallurgy, 35(8): p. 59-66, 1999.
- 20- C. Padmavathi, A. Upadhyaya, and D. Agrawal, "Effect of microwave and conventional heating on sintering behavior and properties of Al-Mg-Si-Cu alloy", Materials chemistry and physics.
- 21- B. Sustaric, L. Kosec, S. Dolinsek, and B. Podgornik, "The characteristics of vacuum sintered M3/2 type HSSs with MoS2 addition", Journal of materials processing technology, 143: p. 98-104, 2003.
- 22- J. V. Bee, P. R. Brewin, P. D. Nurthen, and J. V. Wood, "Sintering Mechanisms in Vacuum Sintered M 2 and T 15 High Speed Steel Powders". Met. Powder Rep., 43(3): p. 177-184, 1988.
- 23- H. Baker, and H. Okamoto, "Alloy Phase Diagrams", ASM Handbook. Vol. 3, Materials Park, Ohio 44073-0002, USA, 1992.

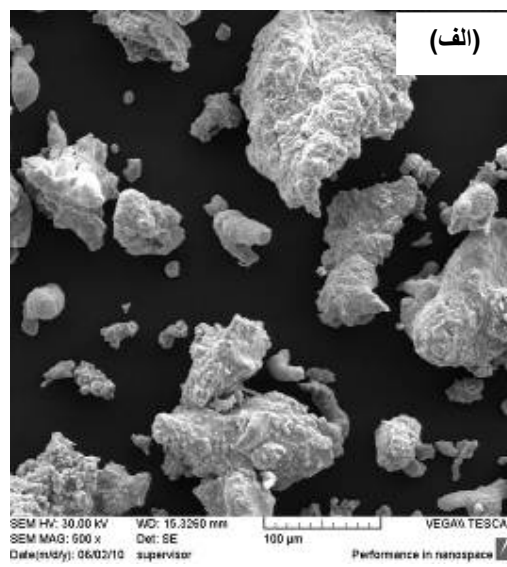
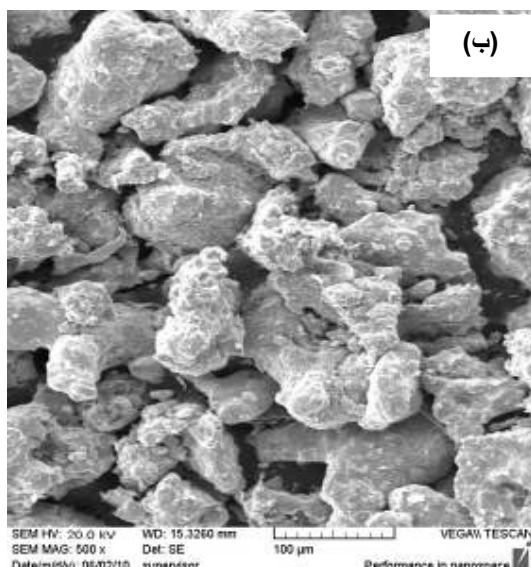
پیوستها

جدول ۱- آنالیز شیمیایی پودرهای برنج مصرفی بر حسب در صد وزنی (wt.%).

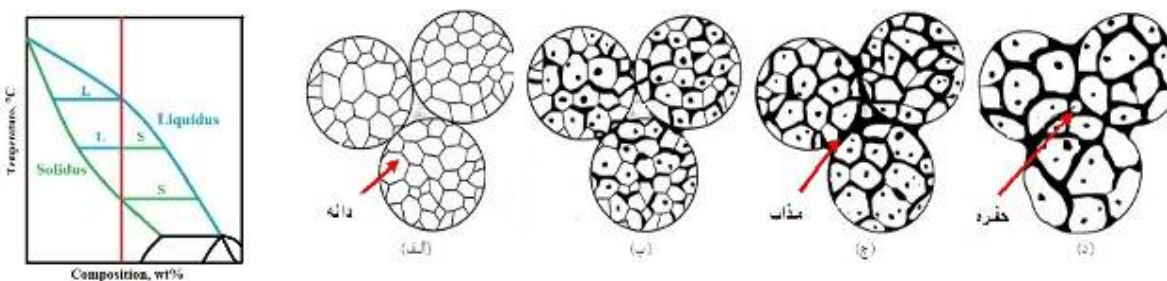
Cu	Al-Fe	Sn	Pb	Zn	آلیاژ
باقی مانده	۰/۵	۰/۴	۰/۵۲	۲۰/۵	Cu-20Zn
باقی مانده	۰/۵	۰/۷۷	۰/۶۶	۲۷/۹۲	Cu-28Zn

جدول ۲- خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌های برنجی.

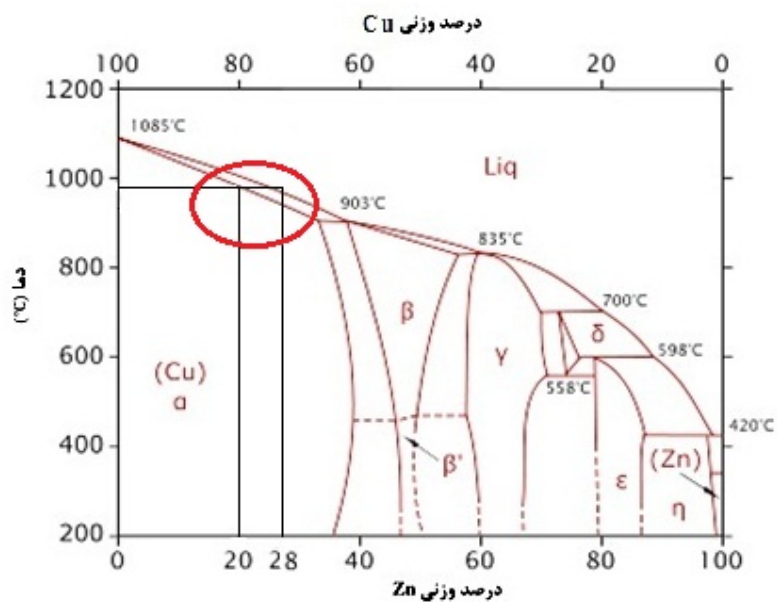
انرژی ضربه (J/cm ²)	سختی (HV30)	چگالی تفجوشی (g/cm ³)	چگالی خام (g/cm ³)	خواص نوع ماده
۵۶±۴	۳۶±۲	۷/۳۳±۰/۰۴	۶/۶۳±۰/۰۱	Cu-20Zn
۴۳±۴	۵۰±۲	۶/۸۲±۰/۰۴	۶/۷۴±۰/۰۱	Cu-28Zn



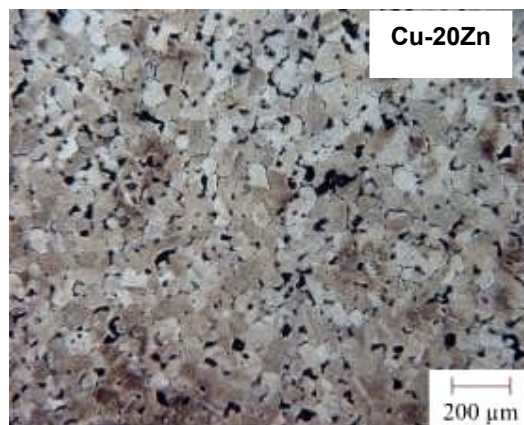
شکل ۱- ریخت شناسی پودرهای مصرفی. الف) Cu-20Zn. ب) Cu-28Zn.



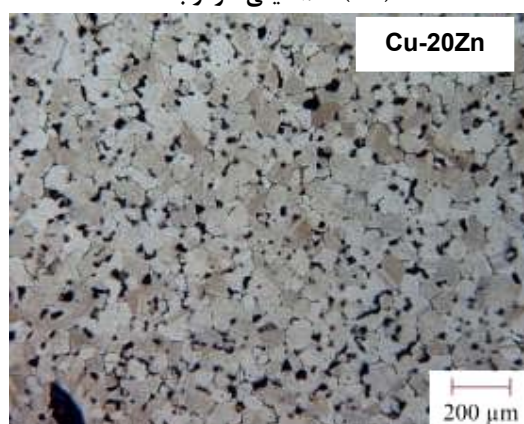
شکل ۲- مراحل فرآیند تفجوشی سوپرسالیدوس به صورت شماتیک در نتیجه تفجوشی در یک محدوده دمایی باریک بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس (الف) قرارگیری ذرات در کنار یکدیگر، (ب) شکل‌گیری مذاب اولیه، (ج) آرایش دوباره دانه‌ها، (د) درشت شدن دانه‌ها و حذف نهایی حفرات [۶].



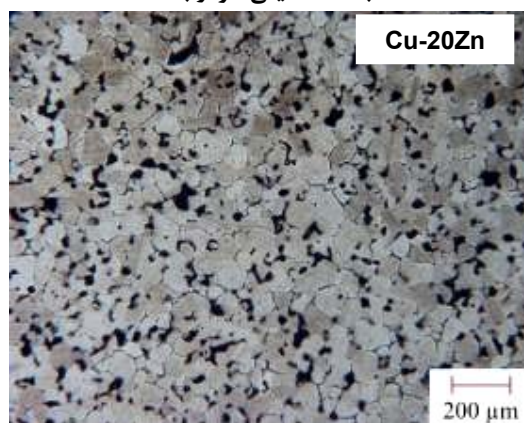
شکل ۳- دیاگرام فازی آلیاژ Cu-Zn [۲۳].



(الف): ۱/۶ میلی‌متر از بالا

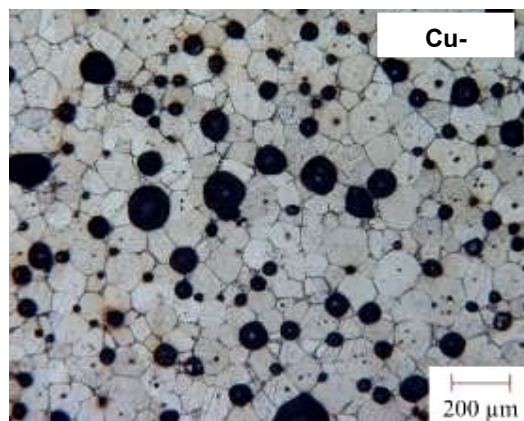


(ب): ۴/۹ میلی‌متر از بالا

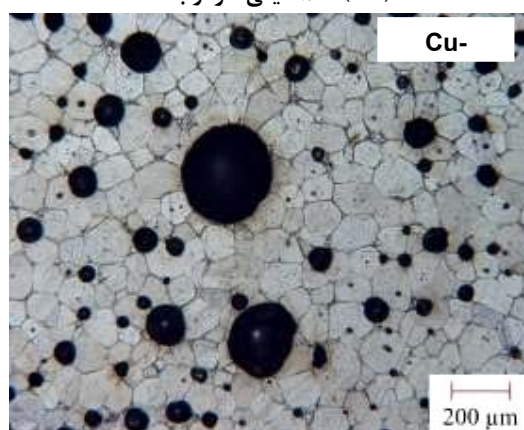


(ج): ۸/۲ میلی‌متر از بالا

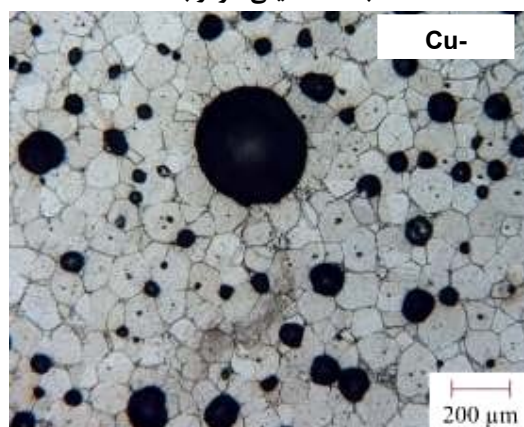
شکل ۴- ریزساختار مقاطع گوناگون نمونه برنجی Cu-20Zn.



(الف): ۱/۶ میلی‌متر از بالا

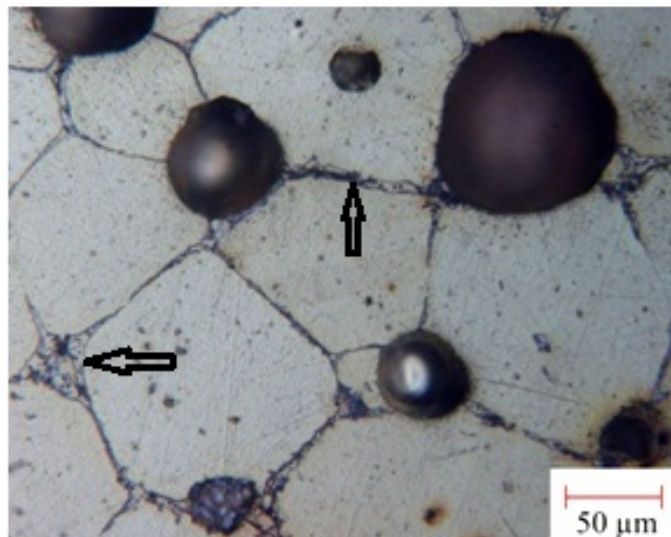


(ب): ۴/۹ میلی‌متر از بالا

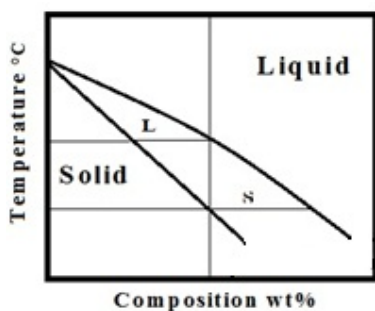


(ج): ۸/۲ میلی‌متر از بالا

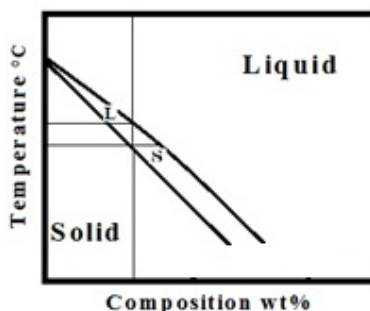
شکل ۵- ریزساختار مقاطع گوناگون نمونه برنجی Cu-28Zn.



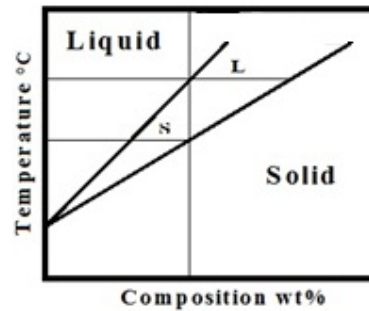
شکل ۶- ریزساختار نمونه Cu-28Zn تفجوشی شده در دمای 930°C با بزرگ‌نمایی بالاتر.



(ج)

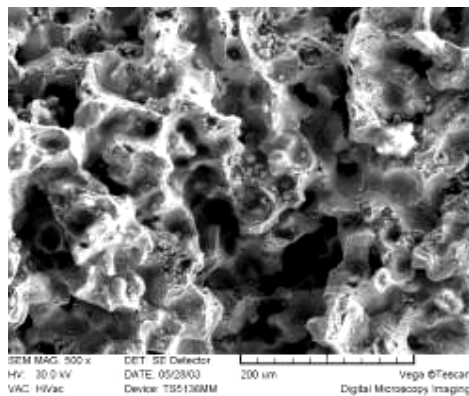


(ب)

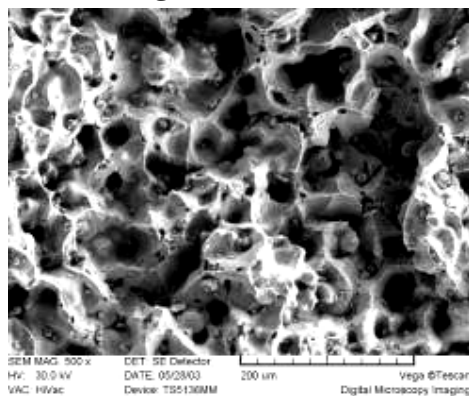


(الف)

شکل ۷- تصاویر شماتیک از دیاگرام‌های فازی برای نشان دادن جدایش در فصل مشترک در نتیجه حضور عناصر آلیاژی [۴].
(الف) بدون جدایش، (ب) جدایش اندک، (ج) جدایش بیشینه.

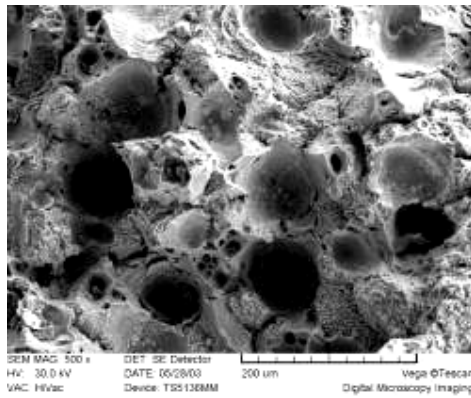


(الف): Cu-20Zn، ۱/۶ میلی متر از بالا

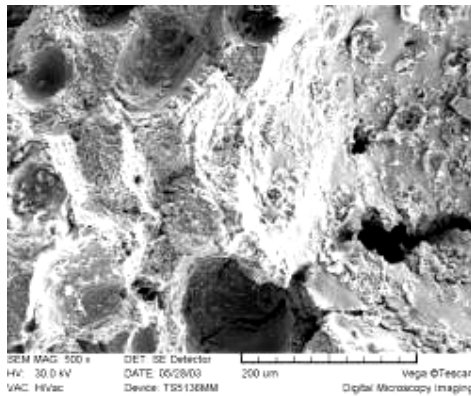


(ب): Cu-20Zn، ۸/۲ میلی متر از بالا

شکل ۸- سطح شکست مقاطع گونگون Cu-20Zn

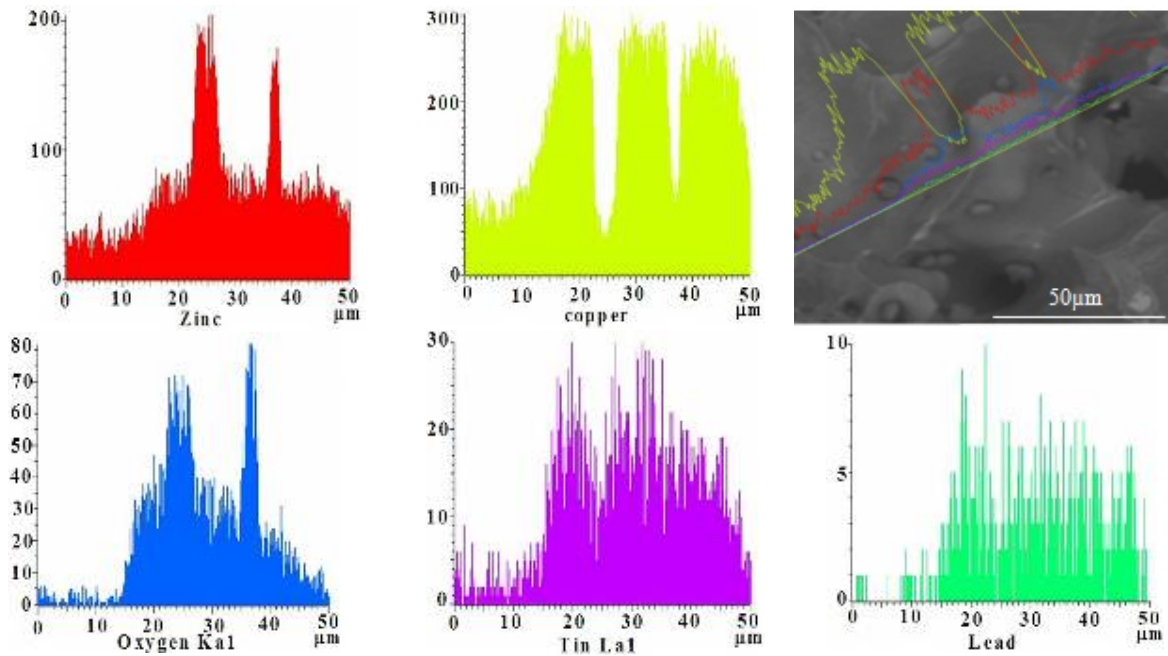


(الف): Cu-28Zn ، ۱/۶ میلی متر از بالا

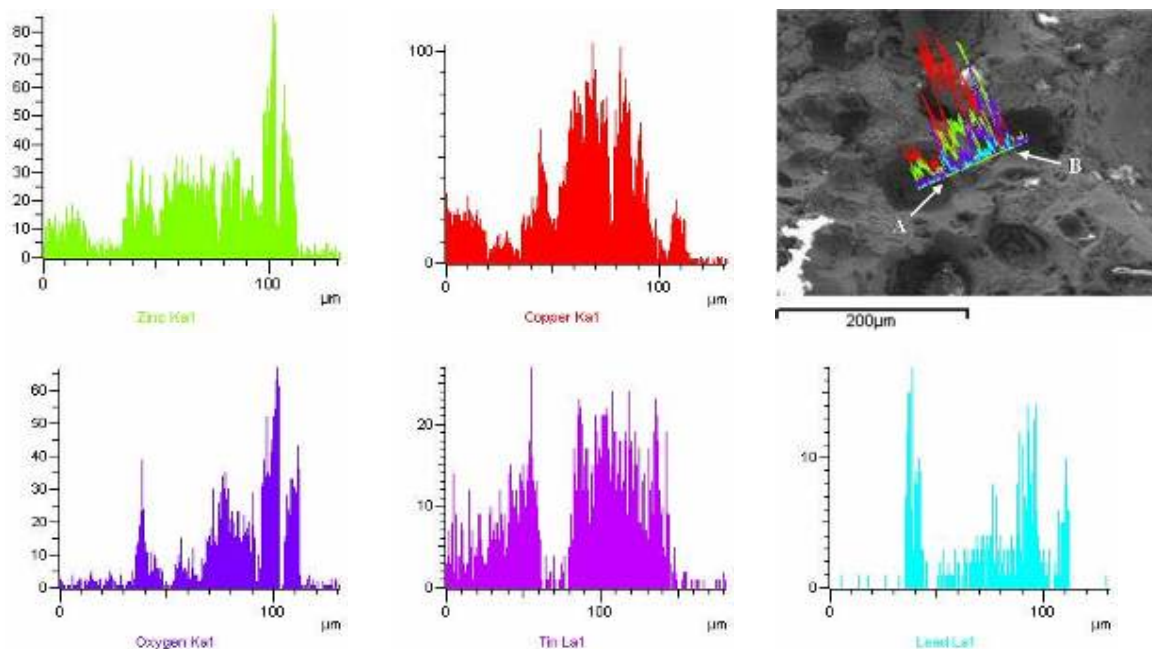


(ب): Cu-28Zn ، ۸/۲ میلی متر از بالا

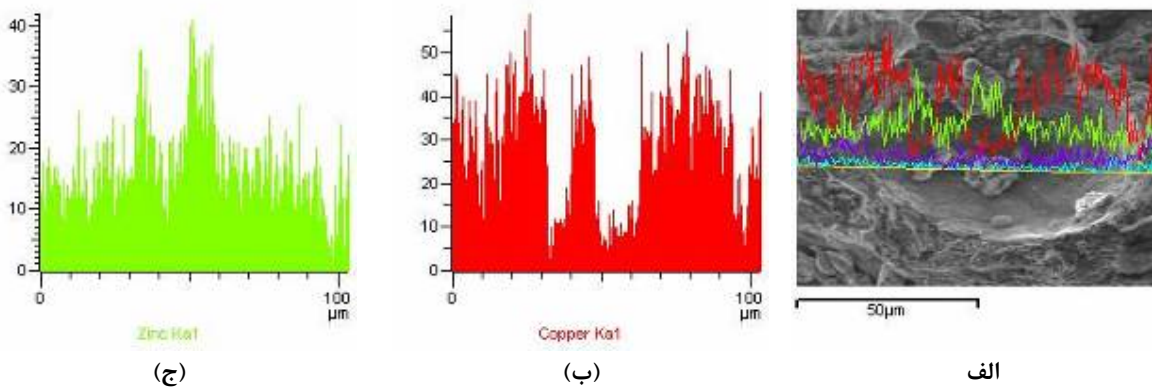
شکل ۹- سطح شکست مقاطع گوناگون نمونه Cu-28Zn .



شکل ۱۰- نتایج آنالیز خطی مناطق مرزدانه‌ای سطح شکست نمونه Cu-20Zn



شکل ۱۱- نتایج آنالیز خطی مناطق مرزدانه‌ای سطح شکست نمونه Cu-28Zn



(ج)

(ب)

الف

شکل ۱۲- نتایج آنالیز خطی نمونه Cu-28Zn تفجوشی شده در دمای ۹۳۰°C.

الف) ریخت شناسی سطح شکست، ب) آنالیز عنصری Cu، ج) آنالیز عنصری Zn.