

Research Paper

Investigation into the effect of Heat Treatment Base Metal on the microstructure of Friction Stir Processed Brass

*Saeid Shaker¹, Tohid Saeid², Mahdi Mozamel², Arvin Taghizadeh Tabrizi³

1- MSc Graduated of Materials Engineering, Faculty of Mechanic Engineering, Materials Department, Danesh Pajuhan University of Isfahan, Isfahan, Iran.

2- Associate Professor of Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

3- PhD Student of Materials Engineering, Materials Engineering Department, University of Tabriz, Tabriz, Iran.

Citation: Shaker S, Saeid T, Mozamel M, Taghizadeh Tabrizi A. Investigation into the effect of Heat Treatment Base Metal on the microstructure of Friction Stir Processed Brass. Metallurgical Engineering 2019; 21(4): 312-321 [http://dx.doi.org/ 10.22076/me.2019.91859.1204](http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.91859.1204)

doi : [http://dx.doi.org/ 10.22076/me.2019.91859.1204](http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.91859.1204)

ABSTRACT

Copper has been widely applied in many areas for its high electrical and thermal conductivities, favorable combinations of strength and ductility, and excellent resistance to corrosion. However, it's difficult to join commercial pure copper by conventional fusion welding processes due to the influence of oxygen, hydrogen, impurity and high thermal conductivity. To overcome these difficulties, in this study, we used a friction stir Processing Procedure and annealed and quenched raw materials. Grain sizes in base metal and stir zone were calculated by using the Digimaizer and also the phase percent was calculated by Clemex. Results show that there was no zinc evaporation happened and due to the finer microstructure of 63BA, the higher microhardness was obtained. Due to the presence of zinc element as an alloying element, α phase in single phase and α and β phase in dual phases matrix, and also the hardness of α phase in stir zones, there are many preferred places to nucleate which formed during plastic deformation and obtained fine grain microstructure. The stir zone has the dynamic crystallized grains including two phases microstructure, α , and β where the amount of α phase is 58 % and β phase is 42 % which with considering the base metal structure, the amount of β is reduced and the amount of α phase is increased.

Keywords: Heat treatment, Copper Alloys, Zinc Evaporation, Friction Stir Processing.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Saeid Shaker, MSc

Address: Faculty of Mechanic Engineering, Materials Department, Danesh Pajuhan University of Isfahan, Isfahan, Iran.

Tel: +98 (21) 9141076285

E-mail: Shaker.saeid@gmail.com

بررسی تأثیر عملیات حرارتی فلز پایه بر ریزساختار آلیاژ برنج پس از فرایند اصطکاکی اغتشاشی

*سعید شاکر^۱، توحید سعید^۲، مهدی مزمل^۲، آروین تقی‌زاده تبریزی^۳

۱- کارشناس ارشد، گروه مواد، دانشکده مهندسی مکانیک، موسسه غیرانتفاعی دانش پژوهان، اصفهان، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، تبریز، ایران.

۳- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران.

چکیده

مس و آلیاژهای آن به علت داشتن ویژگی‌هایی از قبیل استحکام و داکتیلیته خوب، مقاومت به خوردگی بالا و هدایت الکتریکی و حرارتی بالا در مهندسی مواد بسیار کاربرد دارند. محدودیت جوشکاری مس و برنج‌ها در درجه اول ناشی از ضریب بالای هدایت حرارتی آن‌ها و در درجه دوم از تبخیر فلز روی و در مرحله بعدی جذب هیدروژن و شکننده شدن درز جوش است. لذا برای غلبه بر این مشکلات فرایند اصطکاکی اغتشاشی به همراه عملیات حرارتی آنیل و کوئنچ مواد اولیه مورد استفاده قبل از فراوری قرار گرفت. با استفاده از نرم‌افزار Digimazer اندازه دانه‌ها در فلز پایه و دکمه جوش نمونه‌های جوشکاری شده محاسبه گردید. هم‌چنین برای به دست آوردن درصد فاز در نمونه‌ها از نرم‌افزار Clemex استفاده شد. نتایج نشان می‌دهد که تبخیر فلز روی اتفاق نیفتاده است و ریزتر بودن دانه‌های نمونه‌ی آنیل شده، باعث دستیابی به ریزسختی بالاتر شده است. به علت وجود عنصر روی به‌عنوان عنصر آلیاژی محلول در فاز α ، در برنج‌های تک‌فاز و فاز α و β در برنج دوفازی، سختی فاز α باعث ایجاد کرنش شدید در ناحیه جوش شده، محل‌های جوانه‌زنی بیشتری را در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید به وجود آورده که باعث ریزتر شدن دانه‌ها در فرایند تبلور مجدد دینامیکی می‌گردد. ناحیه‌ی SZ دارای دانه‌های تبلور مجدد یافته دینامیکی با ساختار دوفازی α و β بوده که درصد فاز α برابر ۵۸ درصد و فاز β ۴۲ درصد می‌باشد که با توجه به ریزساختار فلز پایه از مقدار فاز β کاسته شده و به مقدار فاز α افزوده شده است.

واژه‌های کلیدی: عملیات حرارتی، آلیاژهای مس، تبخیر روی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

۱. مقدمه

آلیاژهای مس-روی را این‌طور توجیه می‌کنند که افزایش روی موجب کاهش انرژی نقص در چیده شدن (SFE^1) می‌شود. در مس خالص، مقدار SFE نسبتاً زیاد است و نابعایی‌ها به‌آسانی می‌توانند لغزش متقاطع داشته باشند و بنابراین به هنگام تغییر شکل، لغزش‌های ظریف به وجود می‌آورند. با افزایش روی، SFE مس کاهش یافته و لغزش متقاطع مشکل‌تر می‌شود و بنابراین نابعایی‌ها در سطوح لغزش خود به‌صورت تجمع نابعایی و یا به‌صورت نوارهای کوتاه نقص در چیده شدن باقی می‌مانند [۵].

فاز β ساختار BCC دارد و باوجود داشتن ترکیب استوکیومتری تقریبی، در دماهای بالاتر از ۴۷۰ درجه سانتی‌گراد اتم‌های مس و روی به‌صورت غیرمنظم در شبکه‌ی بلوری جای می‌گیرند. به دلیل نوع انرژی پیوند بین اتم‌های مس و روی، این اتم‌ها تمایل به جایگیری ترجیحی در شبکه دارند. اما در دماهای بالا انرژی گرمایی به شکل ارتعاشات

خواص منحصر به فرد مس و آلیاژهای آن مانند هدایت حرارتی و الکتریکی عالی، مقاومت به خوردگی، سادگی ساخت و استحکام و مقاومت به خستگی خوب، این دسته از مواد را تبدیل به یکی از پرکاربردترین آلیاژهای مورد استفاده در صنایع مختلف (اتصالات الکتریکی و ساخت اجزای الکتریکی، تجهیزات شیمیایی و ساختمانی) نموده است [۱-۳]. روی حلالیت زیادی در مس دارد و می‌تواند محلول جامد α تا ۳۹٪ روی در ۴۵۶ درجه سانتی‌گراد تشکیل دهد. محلول جامد α ساختار FCC دارد. کاربردهای برنج α اساساً به شکل‌پذیری مطلوب همراه با استحکام کافی، مقاومت خوب به خوردگی، رنگ‌های جذاب و قابلیت لحیم‌کاری مربوط است [۴]. ریزساختار برنج‌های تک‌فازی α شامل محلول جامد α است. ریزساختار نابعایی در برنج‌های α ، که در مقدار مشخصی کار سرد به دست می‌آید، با افزایش مقدار روی تغییر می‌کند. تغییر آرایش نابعایی‌ها با افزایش مقدار روی در

1. Stacking Fault Energy

* نویسنده مسئول:
مهندس سعید شاکر

نشانی: اصفهان، موسسه غیرانتفاعی دانش پژوهان، دانشکده مهندسی مکانیک، گروه مواد.
تلفن: (۰۲۱) ۷۶۲۸۵-۹۱۴۱۰۹۸

پست الکترونیکی: Shaker.saeid@gmail.com



شکل ۱. ورق‌های برنجی در حال جوشکاری

شدید و تبلور مجدد مکانیکی - حرارتی در ناحیه اغتشاشی می‌باشد. جوشکاری همزن اصطکاکی در سال ۱۹۹۱ در موسسه جوشکاری انگلستان (TWI^۲) به‌عنوان تکنیک اتصال حالت جامد معرفی شده و برای اولین بار بر روی آلیاژهای آلومینیوم مورد استفاده قرار گرفته است. در این تکنیک عواملی از قبیل جنس، ابعاد و شکل ظاهری پین، سرعت دورانی و سرعت حرکت خطی پین و شانه در خواص مکانیکی و ریزساختار ناحیه جوش تأثیر به‌سزایی دارد [۸]. تحقیقات فراوانی در زمینه جوشکاری همزن اصطکاکی مس و آلیاژهای آن در زمینه‌های مختلف از جمله خواص مکانیکی [۹-۱۳]، خوردگی [۱۴ و ۱۵]، کامپوزیت‌سازی [۱۶-۱۸] انجام شده است ولی تحقیقات بسیار اندکی در زمینه تأثیر ریزساختار اولیه فلزات پایه به دست آمده تحت عملیات حرارتی قبل از جوشکاری همزن اصطکاکی بر روی ریزساختار انجام شده است، لذا این تحقیق برای بررسی تأثیر ریزساختار اولیه به دست آمده توسط عملیات حرارتی قبل از فراوری بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی به‌دست آمده انتخاب شده است.

۲. مواد و روش تحقیق

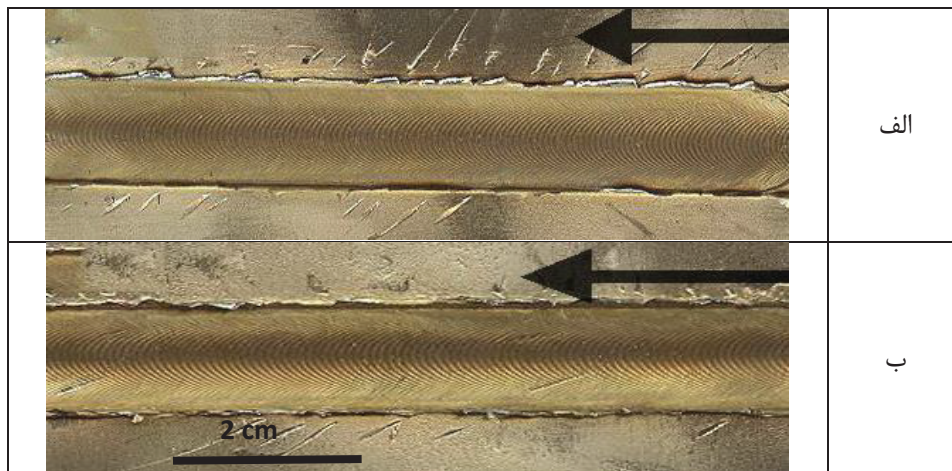
ابتدا ورق‌هایی به ضخامت دو میلی‌متر از جنس Cu-۳۷Zn در ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفتند (نمونه BA ۶۳). این عملیات جهت از بین بردن سابقه عملیات مکانیکی و حرارتی فرایند تولید مواد اولیه بکار رفت. نمونه‌ی دیگری از Cu-۳۷Zn، تحت عملیات حرارتی در دمای ۸۱۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه قرار داده شده و سپس در آب کوئنچ شد (نمونه BQ ۶۳). این عملیات نیز جهت ایجاد ساختار دوفازی آلفا و بتا در این نمونه‌ها انجام شد. این ورق‌های آلیاژ مس در ابعاد ۱۰ در ۱۰ سانتی‌متر

کاهش می‌یابد و با رسیدن به دمای بحرانی جایگیری ترجیحی رخ می‌دهد. در این حالت می‌گویند که فاز منظم شده یا ابر شبکه تشکیل شده است. این شبکه را فاز β' می‌نامند [۶].

جوش‌پذیری آلیاژهای مختلف مس به دلایل مختلفی نظیر وقوع ترک گرم در آلیاژهای ماشین‌کاری نشده و جوش‌های معیوب در آلیاژهای حاوی اکسید مس با یکدیگر متفاوت‌اند. قلع و روی جوش‌پذیری آلیاژهای مس را کاهش می‌دهند. در جوشکاری آلیاژهای برنج، گاز سمی روی آزاد شده که به دلیل پایین بودن دمای تبخیر آن است. وجود روی در آلیاژهایی با گوگرد باقی‌مانده در آن‌ها برای جوش‌پذیری مفید است چون اکسیژن وارد شده را به خود جذب کرده و مانع از تشکیل اکسید مس می‌شود. علاوه بر ترکیب شیمیایی آلیاژها، عوامل هدایت حرارتی، گاز محافظ، نوع جریان مورد استفاده در جوشکاری، هندسه و موقعیت جوش، شرایط سطحی نیز بر جوش‌پذیری مؤثر می‌باشند. اتصال برنج‌ها با روش‌های ذوبی مشکلات زیر را می‌تواند در پی داشته باشد [۷]:

- ناپیوستگی سطح جوش؛
 - تغییر رنگ به خاطر اکسید شدن؛
 - عدم نفوذ کافی جوش؛
 - افت استحکام در سطح جوش به خاطر تشکیل اکسید روی؛
 - افت استحکام در ناحیه ذوب شده به دلیل تبخیر روی؛
 - اعوجاج زیاد و
 - نیاز به حرارت ورودی زیاد برای جوشکاری به دلیل رسانایی بالای حرارتی.
- در جوشکاری همزن اصطکاکی که یک فرایند اتصال حالت جامد است، مشکلات اشاره شده حل شده است. جوشکاری همزن اصطکاکی در دمای کمتر از دمای ذوب مواد مورد جوشکاری انجام می‌گیرد و شامل تغییر شکل پلاستیکی

2. The Welding Institute



شکل ۲. الف- تصویر ماکروسکوپی از سطح نمونه‌های الف (BA63، ب) BQ63

آوردن درصد فازی در نمونه‌ها از نرم‌افزار Clemex استفاده شد. در نهایت با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EDS به مطالعه فازی نمونه‌ها پرداخته شد.

۳. نتایج و بحث

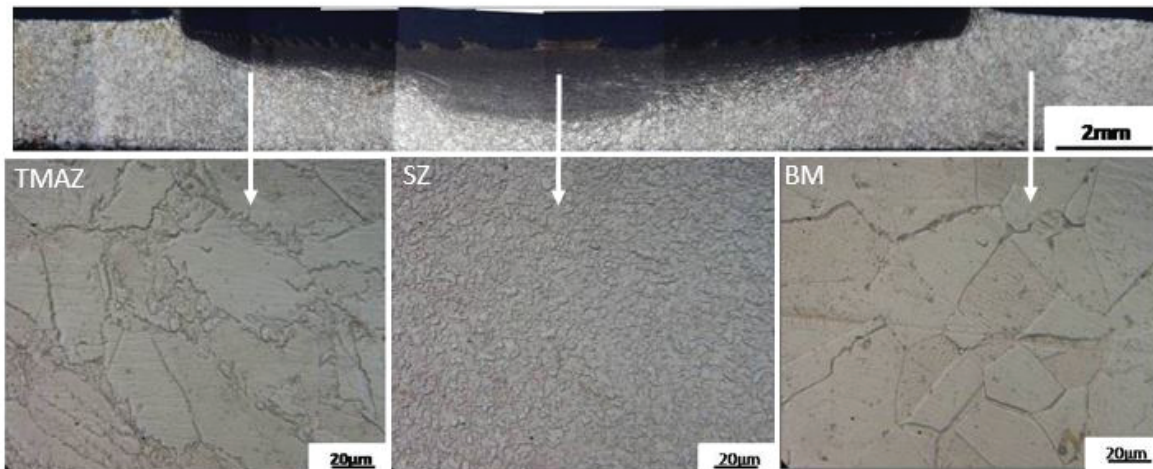
به منظور بررسی وضعیت ظاهری و کیفیت فرایند اعمال شده بر روی نمونه‌ها، از سطح هر نمونه تصویر ماکروسکوپی تهیه گردیده که در شکل ۲ نشان داده شده‌اند. پیکان مشاهده شده روی این تصاویر نشان‌دهنده‌ی جهت پیش‌روی جوشکاری می‌باشد. همان‌طور که در تصاویر مشاهده می‌شود، رنگ قطعات جوشکاری شده برنجی، تغییری نکرده است که نشان‌دهنده عدم تجاوز دمای منطقه خمیری از نقطه ذوب عنصر روی است.

چنانچه در این تصاویر مشخص است، در ناحیه جوشکاری شده، جوشی بدون عیب به دست آمده است که نشان‌دهنده‌ی مشارکت مؤثر مواد- آماده‌سازی اولیه مناسب مواد- سرعت جوشکاری و سرعت چرخش مناسب بوده که زمینه سیلان مناسب ماده در حین فرایند جوشکاری را فراهم کرده است. با توجه به تصاویر می‌توان گفت که شرایط جوشکاری نسبت به نوع مواد و ضخامت ورق، باعث ایجاد شرایط مطلوب در این فرایند شده است. ناحیه متأثر از حرارت در اثر حرارت ورودی بالاتر یعنی سرعت‌های چرخشی بالاتر و سرعت‌های جوشکاری پایین‌تر، ایجاد شده و گسترش می‌یابد. این منطقه دارای دانه‌های درشت هم‌محور، مشابه فلز پایه است که از نظر خواص مکانیکی و ریزساختاری عموماً ضعیف‌ترین ناحیه در اتصالات FSW محسوب می‌شود. می‌توان نتیجه گرفت که با انتخاب پارامترهای بهینه جوشکاری از ایجاد ناحیه‌ی نامطلوب متأثر از حرارت (HAZ) جلوگیری شده است. نکته قابل توجه در مورد تصاویر ماکروسکوپی به دست آمده از سطح مقطع نمونه‌های جوشکاری شده این است که ناحیه دکمه جوش به

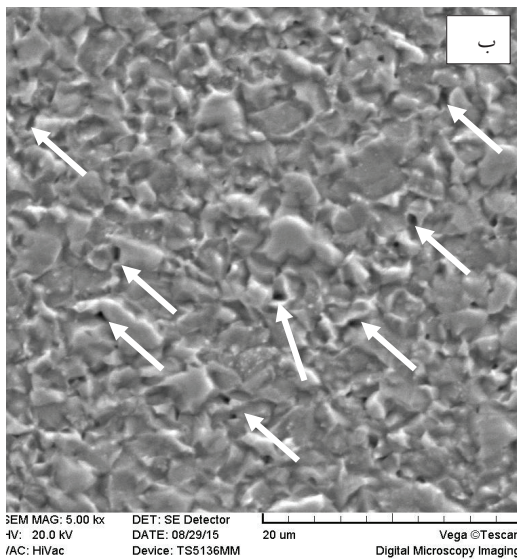
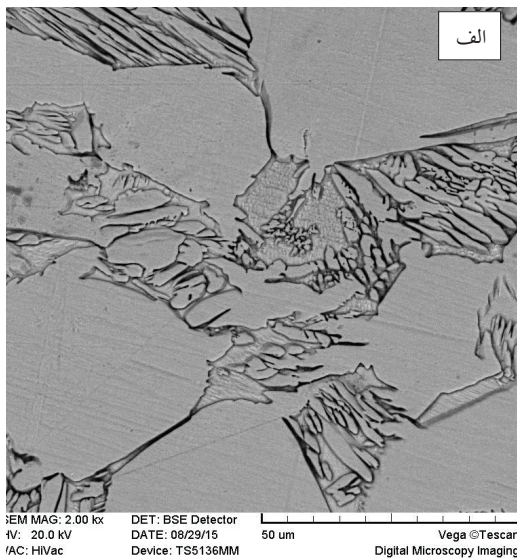
برای جوشکاری اصطکاکی بدون درز (Bead-on-Plate) بریده شد. قطعات برای از بین بردن هر گونه آلودگی سطحی و ناخالصی تحت عملیات تمیزکاری مکانیکی توسط برس سیمی قرار گرفتند. تمامی نمونه‌ها به نگهدارنده دستگاه فرایند اصطکاکی اغتشاشی بسته شده و قطعات بعد از فرو بردن ابزار به اندازه ۱/۵ میلی‌متر با سرعت چرخش ۴۵۰ دور در دقیقه و سرعت جوشکاری ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار می‌گیرند، همانند آنچه در شکل ۱ نشان داده شده است. هم‌چنین ابزار مورد استفاده از فولاد گرم‌کار H1۳ بوده که تحت عملیات حرارتی کوئنچ تمپر قرار گرفت. سختی به دست آمده بعد از عملیات حرارتی در حدود ۵۰ تا ۵۵ راکول C بود. بعد از جوشکاری ۱ سانتی‌متر از ابتدا و انتهای نمونه به علت وجود ترک و عیوب بریده شده و مطالعات متالوگرافیکی روی نمونه‌ها انجام شد.

پس از انجام فرایند، نمونه‌ها از نظر ظاهری مورد بررسی قرار گرفت، سپس نمونه‌ها در جهت عمود بر راستای اتصال بریده شده و سپس سطح مقطع عرضی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. ابتدا سطح مقطع نمونه‌ها توسط سنباده‌ها از شماره مش ۸۰ تا ۵۰۰۰ سنباده‌زنی شده و سپس توسط نمد همراه محلول آلومینا و آب و صابون پولیش مکانیکی شد. بعد از این مرحله، نمونه‌ها توسط کلرید فریک اچ شیمیایی شدند. در این مرحله، تصویر سطح مقطع نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی ۵۰ برابر، ۱۰۰، ۲۰۰، ۵۰۰ و ۱۰۰۰ برابر تهیه شد. برای بررسی خواص مکانیکی آزمون میکروسختی‌سنجی از نمونه‌ها با اعمال نیروی ۵۰ گرم نیرو گرفته شد.

با تهیه تصاویر متالوگرافی، با استفاده از نرم‌افزار Digimazer و با استفاده از روش پیشنهادی محمدزاده و همکاران [۱۷]، که تصحیح شده‌ی روش اندازه دانه‌ی Hen است، اندازه دانه‌ها در فلز پایه و دکمه جوش نمونه‌های جوشکاری شده محاسبه گردید. هم‌چنین برای به دست



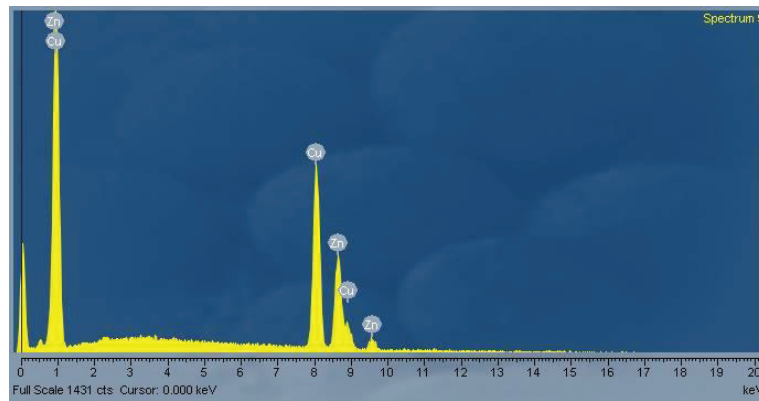
شکل ۳. نواحی مختلف جوش نمونه‌ی BA ۶۳



شکل ۴. الف- تصویر SEM از الکترون‌های برگشتی، ب- تصویر SEM از الکترون‌های ثانویه، فاز ثانویه تشکیل شده در ناحیه جوش نمونه‌ی BA ۶۳

دو صورت تشتی و بیضوی مشاهده شده است. به‌طور کلی در سرعت‌های چرخشی بالا و سرعت‌های پیش‌روی پایین که باعث ایجاد حرارت ورودی بالا و سیلان روان‌تر مواد در نزدیکی سطح تماس با شانه می‌شود، ناحیه‌ی همزده تشتی شکل شده و برعکس با تغییر شرایط جوشکاری، طوری که حرارت ورودی کم شود، ناحیه همزده بیضوی شکل دیده می‌شود و نیز با کاهش سرعت جوشکاری و افزایش سرعت چرخشی، میزان کرنش اعمالی در قسمت بالایی ناحیه همزده تغییر شکل پلاستیک بیشتری ایجاد می‌کند که این امر باعث ایجاد ناحیه همزده تشتی شکل می‌شود [۱۸-۲۰]. در این تحقیق با وجود اینکه سرعت چرخش و سرعت جوشکاری برای همه نمونه‌ها ثابت در نظر گرفته شده است اما در ناحیه همزده، هر دو حالت تشتی و بیضوی شکل بچشم می‌خورد که علت آن را می‌توان به وجود عنصر روی و افزایش درصد آن در نمونه‌ها ربط داد.

شکل ۳ درشت ساختار و ریزساختارهای نمونه برنج ۳۷ درصد روی آنیل شده (BA ۶۳) تک فاز α را نشان می‌دهد. ریزساختار فلز پایه، متشکل از ساختار تک فاز α با دانه‌های هم‌محور درشت و دوقلوبی‌های حرارتی و فاقد فاز ثانویه‌ی دیگر است. ریزساختار ناحیه جوش SZ دانه‌های بسیار ریز هم‌محور تبلور مجدد یافته دینامیکی را با شکل تقریباً بیضوی نشان می‌دهد. با توجه به بررسی‌های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، تصویر شکل ۴-الف، به وجود فاز ثانویه‌ی ریز پراکنده β ، بین دانه‌های فاز α در ناحیه‌ی SZ پی برده شد. این مناطق با پیکان در شکل ۴-ب به وضوح قابل تشخیص می‌باشند. هم‌چنین آنالیز عنصری وجود این فاز را اثبات می‌نماید، که در شکل ۵ آورده شده است. به نظر می‌رسد علت تشکیل این فاز به عملیات ترمومکانیکی در آن ناحیه برمی‌گردد، که با وجود عنصر آلیاژی روی بالا در فلز پایه به همراه افزایش دما و تغییر شکل پلاستیک شدید در

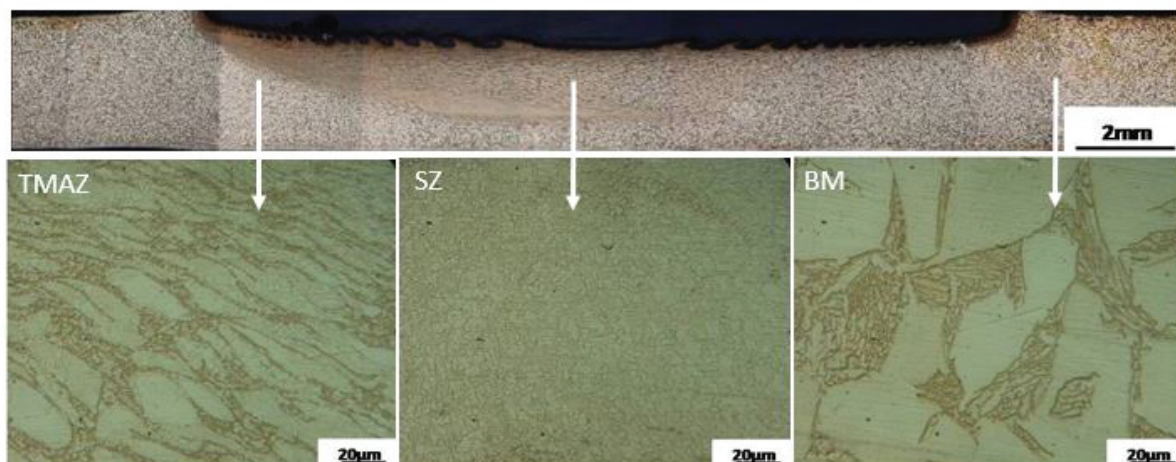


Cu	Zn
60.71 wt %	39.29 wt %

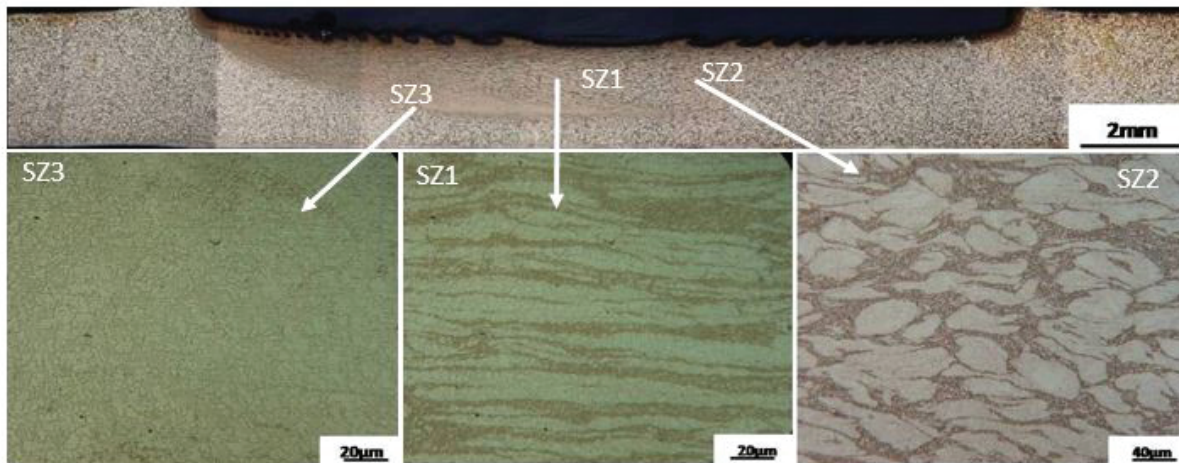
شکل ۵. آنالیز عنصری فاز ثانویه تشکیل شده در ناحیه جوش نمونه‌ی BA ۶۳

سمت پس‌رونده به شکل بیضوی دیده می‌شود، با مطالعات بیشتر در ریزساختارها طبق انتظار، بیضوی شدن شکل دکمه جوش بیشتر به چشم می‌خورد، که علت آن طبق توضیحات مربوط به نمونه‌های برنجی قبلی و وجود فاز ثانویه سخت می‌باشد، که سیلان مواد را کند نموده و نیاز به حرارت ورودی بالایی دارد تا از شکل بیضوی به شکل کاملاً تشرتی تبدیل گردد. ناحیه‌ی جوش دارای دانه‌های تبلور مجددیافته دینامیکی با ساختار دو فازی α و β بوده که درصد فاز α برابر با ۵۸ درصد و فاز β ، ۴۲ درصد می‌باشد که باتوجه به ریزساختار فلز پایه از مقدار فاز β کاسته شده و به مقدار فاز α افزوده شده است. علت این امر، این است که فاز β یک ساختار غیرتعادلی دارای انرژی بالا به لحاظ ترمودینامیکی می‌باشد که در صورت به وجود آمدن شرایط مناسب و تعادلی می‌خواهد به کمترین میزان انرژی برسد (تبدیل به فاز α) و باتوجه به اینکه دمای ورودی فرایند جوشکاری در ناحیه‌ی جوش تقریباً به دمای استحاله رسیده است ولی سرعت سرد

حین عملیات تبلور مجدد دینامیکی، جوانه‌های فاز β در مرز دانه‌های فاز α که مناطق پر انرژی هستند زده شده و رشد می‌کنند. درصد فاز β بسیار ناچیز و پراکنده می‌باشد، طوری که با میکروسکوپ نوری قابل رؤیت نمی‌باشد. باتوجه به شکل ۶ که درشت ساختار و ریزساختارهای نمونه برنج ۳۷ درصد روی را که عملیات حرارتی کوئنچ (BQ ۶۳)، روی آن انجام گرفته است را نشان می‌دهد. ریزساختار فلز پایه نشان‌دهنده‌ی ساختار دوفازی هم‌محور α به رنگ روشن و فاز β به رنگ تیره می‌باشد. درصد فازهای موجود در فلز پایه برای فاز α برابر با ۵۴ درصد و برای فاز β ، ۴۶ درصد است که توسط نرم‌افزار Clemex به دست آمد. فلز پایه این نمونه به طبع عملیات حرارتی کوئنچ که جهت رسیدن به یک فاز ثانویه‌ی غیرتعادل (β) بر روی آن انجام گرفته است و نیز دوقلوئی‌های به وجود آمده در اثر این نوع عملیات حرارتی، دارای یک ساختار پر انرژی است. ناحیه‌ی جوش در درشت ساختار، در سمت پیش‌رونده تقریباً به شکل تشرتی بوده و در



شکل ۶. نواحی مختلف جوش نمونه‌ی BQ ۶۳



شکل ۷. نواحی سه‌گانه جوش در نمونه‌ی BQ ۶۳

در نمونه‌ی BQ ۶۳ تغییر شکل پلاستیک در این نمونه را در ناحیه جوش سخت کرده و مانند پین‌هایی عمل می‌کند که باعث کشیده شدن و جهت‌دار شدن فازهای موجود در این ناحیه می‌شود.

به نظر می‌رسد علت آن، به وجود عنصر روی به‌عنوان عنصر آلیاژی محلول در فاز α ، در برنج‌های تک‌فاز و α و β در برنج دوفازی باشد، یعنی سختی فاز α باعث ایجاد کرنش شدید در ناحیه جوش شده، محل‌های جوانه‌زنی بیشتری را در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید به وجود آورده که باعث ریزتر شدن دانه‌ها در فرایند تبلور مجدد دینامیکی می‌گردد. به‌طور کلی، اندازه دانه در ناحیه‌ی SZ، تحت تأثیر دو عامل میزان حرارت ورودی و میزان کرنش در این منطقه می‌باشد. علت تفاوت اندازه دانه در قسمت‌های مختلف ناحیه‌ی همزده به حرارت ورودی مربوط می‌شود، هر چه حرارت ورودی بیشتر باشد اندازه دانه‌ها با رشد کردن دانه‌ها بزرگ‌تر می‌شود و برعکس هر چه حرارت ورودی کمتر باشد به دانه‌ها اجازه رشد داده نشده و دانه‌ها ریزتر می‌شوند. در سرعت‌های چرخشی ثابت با افزایش سرعت پیش‌روی به علت کاهش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها کوچک‌تر می‌شوند. حرارت ورودی در این از رابطه (۱) به دست می‌آید [۱۸].

معادله ۱.

$$Q = \left(\frac{4}{3}\right)\pi^2 \frac{\eta \mu R_s P r^3}{v}$$

که در آن η راندمان حرارت ورودی، μ ضریب اصطکاک، R_s سرعت چرخشی (دور بر دقیقه)، v سرعت پیش‌روی (میلی‌متر بر دقیقه)، P فشار عمودی و r شعاع شانه برحسب میلی‌متر می‌باشد. با توجه به رابطه ۱ با کاهش نسبت سرعت چرخشی و به‌سرعت پیش‌روی حرارت ورودی کاهش و با افزایش این نسبت حرارت ورودی افزایش می‌یابد.

شدن از آن دما، به‌اندازه کوئنچ کردن در آب نیست، بنابراین فرصت، برای به تعادل رسیدن مقداری از فاز غیر تعادلی به وجود می‌آید. در این نمونه ساختار حلقه پیازی کاملاً واضح دیده می‌شود که غیر از مسئله سرعت چرخش پین و سرعت جوشکاری که در نمونه‌های قبلی به‌طور کامل توضیح داده شد [۱۸]، می‌توان به پدیده جدایش ریزساختارهای نواحی فقیر و غنی از ذرات یا فاز سخت (β) اشاره کرد [۷]. می‌توان برای ناحیه‌ی جوش نمونه BQ ۶۳، سه ناحیه متفاوت در نظر گرفت، که این نواحی در شکل ۷ نشان داده شده‌اند:

۱- ناحیه SZ1: SZ میانی و بالایی متمایل به‌طرف پیش‌رونده که دارای دانه‌های تبلور مجدد یافته هم‌محور ریز α و β که دارای ساختار حلقه پیازی شدید است.

۲- ناحیه SZ2: SZ میانی و پایینی متمایل به‌طرف پس‌رونده که دارای دانه‌های تبلور مجدد یافته هم‌محور α و β درشت‌تر از SZ1 که دارای ساختار حلقه پیازی ضعیف است.

۳- ناحیه SZ3: SZ پایین و طرف پیش‌رونده، دارای دانه‌های تبلور مجدد یافته هم‌محور با ساختار حلقه پیازی بسیار ضعیف که عمدتاً فاز α است.

با توجه به بررسی‌های نواحی ذکرشده فوق، هرچه به سمت پیش‌رونده و بالا حرکت کرده، دانه‌های منطقه جوش ریزدانه‌تر و از درصد فاز β کاسته می‌شود و برعکس در منطقه پس‌رونده و پایین‌تر دانه‌ها درشت‌تر و درصد فاز β تقریباً برابر با فلز پایه بوده و از ساختار حلقه پیازی خارج‌شده و نزدیک به شکل ساختار فلز پایه است. به‌طوری‌که در ناحیه SZ3، دانه‌های تبلور مجدد یافته کاملاً هم‌محور و ریز با کمترین درصد فاز β و بیشترین درصد فاز α مشاهده می‌شود. علت این امر به اختلاف حرارت ورودی و میزان کرنش در قسمت‌های مختلف پین و شانه می‌باشد [۲۱]. هم‌چنین وجود فاز ثانویه‌ی

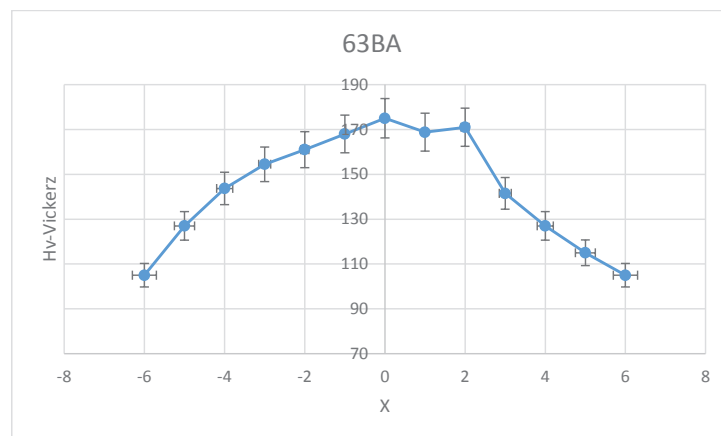
مشخص می‌شود که ناحیه متأثر از حرارت در نمونه‌های حاضر به وجود نیامده است. ناحیه متأثر از حرارت باعث افت سختی در پروفیل سختی می‌شود، درحالی‌که با توجه به نمودارهای فوق، افت سختی مشاهده نشده است. با رسیدن به ناحیه TMAZ در سمت پیش‌رونده مقدار سختی تا حدودی افزایش یافته و با رسیدن به SZ مقدار سختی به بیشینه خود می‌رسد. در ناحیه TMAZ که دارای دانه‌های کشیده و نسبتاً درشت است، به دلیل بالا بودن چگالی نایجایی‌ها نسبت به فلز پایه افزایش سختی مشاهده گردیده است. دلیل دیگر افزایش سختی در این ناحیه، به وجود آمدن مقداری از دانه‌های ریز در اثر تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد که این نتایج در توافق با یافته‌های قبلی می‌باشد [۲۲]. با توجه به انجام تبلور مجدد دینامیکی و ریزدانه بودن دانه‌ها در ناحیه SZ، مقدار سختی در این ناحیه کمی نیز افزایش یافته است، هم‌چنین مقدار سختی از ناحیه SZ به سمت فلز پایه کاهش یافته است. هم‌چنین می‌توان به وجود آمدن دانه‌های ریز هم‌محور و عدم حضور عیب را دلیل اصلی افزایش سختی در ناحیه SZ دانست.

نکته قابل توجه دیگر این است که، انتظار می‌رفت، اندازه دانه‌ها در زیرشانه که حرارت ورودی بالایی دارد درشت‌تر می‌شد ولی به علت غالب بودن نرخ کرنش به دما، دانه‌های ریزتری نسبت به بقیه‌ی نواحی ایجاد شده است [۲۱].

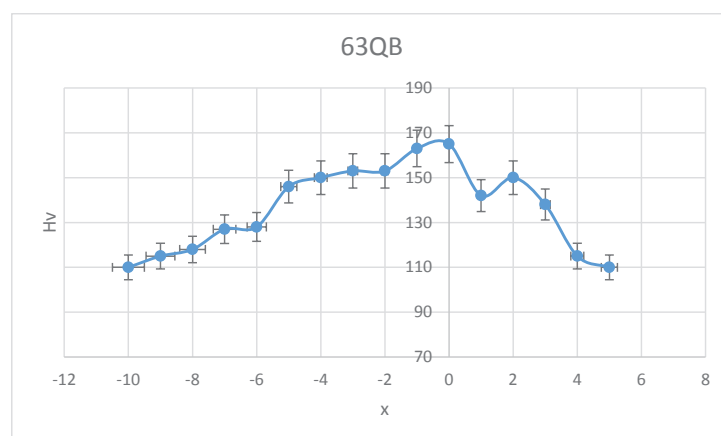
جدول ۱. اندازه دانه‌های فلز پایه و فلز جوش نمونه‌ها

فلز پایه (میکرومتر)	ناحیه‌ی SZ (میکرومتر)
۳۲	۱/۳۸
۳۳	۱/۸۵

به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها از سطح مقطع نمونه‌های جوشکاری شده، به فاصله هر ۲ میلی‌متر، در عمق ۰/۲ میلی‌متری از سطح نمونه با نیروی ۵۰ گرم-نیرو، اندازه‌گیری ریزسختی صورت گرفت. نتایج پروفیل‌های سختی مربوط به هر نمونه در شکل ۸ و ۹ به‌صورت نمودار آورده شده است. با توجه به مطالعات میکروساختار و ریزسختی انجام شده،



شکل ۸. پروفیل میکروسختی از جوش نمونه‌ی ۶۳ BA



شکل ۹. پروفیل میکروسختی از نمونه‌ی ۶۳ BQ

References

- [1] Y.A. Sorkhe, H. Aghajani & A.T. Tabrizi, "Mechanical alloying and sintering of nanostructured TiO₂ reinforced copper composite and its characterization", *Materials and Design* 58 (2014) 168-174
- [2] Y.A. Sorkhe, H. Aghajani & A.T. Tabrizi, "Synthesis and characterization of Cu-TiO₂ nanocomposite produced by thermochemical process", *Powder Metallurgy* (2015)
- [3] Sh.Sh. Javaherian, H. Aghajani & P. Mehdizadeh, "Cu-TiO₂ composite as fabricated by SHS method", *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis* 23 (2014) 47-54
- [4] ASM Metals Handbook, Properties and selection, Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, ASM International Handbook Committee, Vol. 2, (1992)
- [5] W.F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Materials", McGraw-Hill, (1987)
- [6] Ch.R. Brooks, "Heat Treatment Structure, and Properties of Nonferrous Alloys", ASM International Handbook Committee, (1982)
- [7] R. Otes, *The Welding Handbook*, American Welding Society, Ohio, USA, (1998), 163-173
- [8] R.S. Mishra, M.W. Mahoney, "Friction Stir welding and Processing", ASM Internationals 2007
- [9] A. Heidarzadeh & T. Saeid, "Prediction of mechanical properties in friction stir welds of pure copper", *Materials & Design* 52 (2013) 1077-1087
- [10] L.S. Raju & A. Kumar, "Microstructure & mechanical characterization of friction stir welded copper", *International Journal of Advanced Trends in Computer Science and Engineering* 2 (2013) 640-643
- [11] J.J. Shen, H.J. Liu & F. Cui, "Effect of welding speed on microstructure and mechanical of friction stir welded copper", *Materials and Design* 31 (2010) 3937-3942
- [12] O.O. Ajayi & C.L. Martin, "Enhancement of bronze alloy surface properties by FSP second phase particle incorporation", *Wear*, Volumes 367-377, Part B, (2017), 1055-1063
- [13] G. Huang, W. Hou, J. Li & Y. Shen, "Development of surface composite based on Al-Cu system by friction stir processing: Evaluation of microstructure, formation mechanism and wear behavior", *Surface and Coating Technology*, Volume 344, (2018), 30-42
- [14] سعید شاکر، توحید سعید، مهدی مزل، آروین تقی‌زاده تبریزی، "بررسی رفتار خوردگی مس فرآوری شده به روش همزن اصطکاکی در محیط کلریدی"، شانزدهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی و پنجمین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب ۲۰۱۵، یزد، ایران
- [15] سعید شاکر، توحید سعید، مهدی مزل، آروین تقی‌زاده تبریزی، "رفتار خوردگی آلیاژهای پایه مس فرآوری شده به روش همزن اصطکاکی"، نهمین کنفرانس بین‌المللی متالورژی ۲۰۱۵، تهران، ایران
- [16] M. Barmouz, P. Asadi, M.K. Besharati & M. Taherishargh, "Investigation of mechanical properties of Cu/SiC composite fabricated by FSP: Effect of SiC particles size and volume fraction", *Materials Science and Engineering A*, Volume 528, (2011), 1740-1749
- [17] P. Xue, B.L. Xiao & Y. Ma, "Enhanced strength and ductility of friction stir processed Cu-Al alloys with abundant twin boundaries", *Scripta Materialia*, Volume 68, (2013), 751-754

وجود عنصر آلیاژی روی باعث افزایش سختی تکفاز α شده و نیز در ریزدانه شدن ناحیه‌ی SZ تأثیر بسزایی داشته و این‌که در مورد نمونه BA ۶۳، باعث ایجاد فاز ثانویه‌ی β با سختی بالا به صورت دانه‌های ریز و با پراکندگی یکنواخت در ساختار شده است. می‌توان دلیل دیگر این موضوع را به اندازه دانه‌های این منطقه نسبت داد. با توجه به جدول ۱، اندازه دانه‌های این منطقه از نمونه BA ۶۳ ریزتر از سایر نمونه‌ها می‌باشد و نیز چگالی بالای نایجایی‌ها در ناحیه‌ی SZ دو نمونه برنجی تکفاز نسبت به مس خالص و برنج دوفازی می‌تواند دلیل این امر باشد.

۴. نتیجه‌گیری

درشت ساختار و ریزساختارهای نمونه برنج ۳۷ درصد روی آنیل شده (BA۶۳) تک فاز α را نشان می‌دهد. ریزساختار فلز پایه متشکل از ساختار تک فاز α با دانه‌های هم‌محور درشت و دوقلویی‌های حرارتی و فاقد فاز ثانویه‌ی دیگر می‌باشد. بررسی‌های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) به وجود فاز ثانویه‌ی ریز پراکنده β ، بین دانه‌های فاز α در ناحیه‌ی SZ پی برده شد. این مناطق با میکروسکوپ نوری قابل تشخیص نیستند. ناحیه‌ی SZ دارای دانه‌های تبلور مجددیافته دینامیکی با ساختار دو فازی α و β بوده که درصد فاز α برابر ۵۸ درصد و فاز β ، ۴۲ درصد می‌باشد که با توجه به ریزساختار فلز پایه از مقدار فاز β کاسته شده و به مقدار فاز α افزوده شده است. علت این امر، این است که فاز β یک ساختار غیرتعادلی دارای انرژی بالا می‌باشد که در صورت به وجود آمدن شرایط مناسب و تعادلی می‌خواهد به کمترین میزان انرژی برسد. به نظر می‌رسد علت آن، به وجود عنصر روی به‌عنوان عنصر آلیاژی محلول در فاز α ، در برنج‌های تک‌فاز و فاز α و β در برنج دوفازی باشد، یعنی سختی فاز α باعث ایجاد کرنش شدید در ناحیه جوش شده، محل‌های جوش‌زنی بیشتری را در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید به وجود آورده که باعث ریزتر شدن دانه‌ها در فرایند تبلور مجدد دینامیکی می‌گردد.

- [18] A. Heidarpour, Y. Mazaheri, M. Roknian & S. Ghasemi, "Development of Cu-TiO₂ Surface nanocomposite by friction stir processing: Effect of pass number on microstructure, mechanical properties, tribological and corrosion behavior", *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 738, (2019), 886-897
- [17] A. Mohammadzadeh, M. Azadbeh & H. Danninger, "Microstructural coarsening during supersolidus liquid phase sintering of alpha brass", *Powder Metallurgy* (2015)
- [18] H.S. Park, T. Kimura, T. Murakami, Y. Nagani, K. Nakata, M. Ushio, "Microstructure and mechanical properties of friction stir welds of 60%Cu-40%Zn copper alloy", *Materials Science and Engineering A* 371 (2004) 160-169
- [19] Xie, G. M., Z. Y. Ma, and L. Geng. "Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper." *Scripta Materialia* 57, no. 2 (2007): 73-76.
- [20] M. Sarvghad Moghaddam, R. Parvizi, M. Haddad-Sabzevar, A. Davoodi, "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded Cu-30Zn brass alloy at various feed speed: influence of stir bands", *Materials and Design* 32 (2011) 2749-2755
- [21] W.-Bae Lee, S.-Boo Jung, "The joint properties of copper by friction stir welding", *Materials Letters* 58 (2004) 1041-1046
- [22] J.Q. Su, T.W. Nelson, T.R. McNelly & R.S. Mishra, "Development of nanocrystalline structure in Cu during friction stir processing (FSP)", *Materials Science and Engineering A*, Volume 528, (2011), 5458-5464