

See discussions, stats, and author profiles for this publication at: <https://www.researchgate.net/publication/269113714>

بررسی تاثیر دمای بارریزی و نسبت حجمی مذاب به جامد مغزه بر فازهای تشکیل یافته در فصل مشترک دوفلزی آلومینیم/برنج تولید شده به روش ریخته گری مرکب

ARTICLE · JULY 2013

READS

35

2 AUTHORS:



Mehdi Akbarifar

Iran University of Science and Technology

9 PUBLICATIONS 0 CITATIONS

SEE PROFILE



Mehdi Divandari

Iran University of Science and Technology

115 PUBLICATIONS 245 CITATIONS

SEE PROFILE

بررسی تاثیر دمای بارریزی و نسبت حجمی مذاب به جامد مغزه بر فازهای تشکیل یافته در فصل مشترک دوفلزی آلومینیم/برنج تولید شده به روش ریخته گری مرکب

مهدی اکبری فرا^۱، مهدی دیوانداری^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران: Divandari@iust.ac.ir

Effects of Pouring Temperature and Melt/Solid Ratio on the Interface of Al/Brass Bimetal Produced by Compound Casting

Mehdi Akbari-Far¹ - Mehdi Divnadari²

1- Graduated, MSc, Iran University of Science and Technology, IUST

2- Associated Professor, Iran University of Science and Technology, IUST. Divandari@iust.ac.ir

چکیده

ریخته‌گری مرکب فرآیندی است متالورژیکی که جهت تولید دو فلزی‌های مختلف به کار می‌رود و از جنبه‌ی توانایی تولید دوفلزی‌هایی با شکل‌های پیچیده و در اندازه‌ی بزرگ بر بسیاری از روش‌های اتصال دوفلز برتری دارد. در این فرآیند جامد یک فلز داخل قالب قرار گرفته و مذاب فلز دوم پیرامون آن ریخته‌گری می‌گردد. این مقاله به بررسی فصل مشترک بوجود آمده در دوفلزی آلومینیم/برنج طی فرایند ریخته‌گری مرکب اختصاص دارد. مذاب آلومینیم خالص در دو نسبت حجمی مختلف ۳ و ۵ برابر جامد و دماهای بارریزی متفاوت ۷۰۰ و ۷۵۰ درجه سلسیوس، گرد هسته‌ی برنجی ریخته شد. اندرکنش مذاب و جامد، با تشکیل یک ناحیه‌ی نفوذی و متعاقب آن یک لایه‌ی انتقالی پیوسته منجر به ایجاد لایه‌های بین فلزی در فصل مشترک دو فلز گردید. نتایج بررسی‌های میکروسکوپی و آزمایشات اشعه ایکس حاکی از تفاوت ضخامت و ماهیت لایه‌های بین فلزی در فصل مشترک دو فلز بود به گونه‌ای که افزایش انرژی حرارتی در دسترس سبب ایجاد لایه‌های ضخیم تر و بیشتری می‌شد. این لایه‌های به ترتیب از سمت مغزه‌ی برنجی عبارت بودند از سه لایه‌ی ترکیب بین فلزی CuZn ، $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ ، Al_2Cu ، لایه‌ی یوتکتیک $\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$ و در نهایت لایه‌ی دندریت + یوتکتیک و دارای فصل مشترک با آلومینیم. بیشترین سختی برای سه لایه ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک، به ترتیب از سمت مغزه‌ی برنجی، ۶۵۰، ۴۷۷، ۳ و ۵۱۳ ویکرز بدست آمد. در دمای بارریزی ۷۰۰ و نسبت مذاب/جامد ۳ فصل مشترک با یکنواختی بیشتر و حفره‌های کمتر بدست آمد.

کلمات کلیدی: ریخته‌گری مرکب، ترکیبات بین فلزی، آلومینیم، برنج، دوفلزی.

Abstract:

Casting is one of the processes for producing bimetals which has various advantages over other processes. In this process the melt of one metal/alloy is poured around a solid component of other alloy inserted in the mold. In this work the Al melt was poured in two melt/solid ratios (3 and 5) in 700 and 750 Celsius around a brass rod. Macroscopic studies showed that a solved ring is formed around the solid core which is clearly visible after cutting the casting. XRD, optical microscopy and SEM studies showed that various layers can be distinguished which are CuZn , $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$, Al_2Cu , eutectic of $\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$ and finally Al dendrite + eutectic in the vicinity of Al melt. Hardness of the layers was 513, 477 and 650 Vickers respectively, from brass core to aluminum side. In the 700 Celsius pouring temperature less pores and more homogeneity in the phases were noticeable.

Keywords: Compound casting, Melt/solid ratio, Bimetals, Layers, Phases, Brass, Aluminum

شرایط دمایی فصل مشترک مذاب/جامد است که تأثیر بسزایی بر پیوند حاصل دارد و خود شامل نسبت مذاب/جامد [۳۸-۳۹] و دمای بارریزی است [۹]، [۳۴]، [۳۷]، [۴۰].

پیشتر پژوهش‌هایی بر روی جفت‌های فلزی آلومینیم/مس [۴۱ و ۴۲]، آلومینیم/منیزیم [۲۶]، آلومینیم/چدن [۳۹] تولید شده به روش ریخته‌گری مرکب صورت گرفته است. در این تحقیق دوفلزی آلومینیم/برنج، از ریختن مذاب آلومینیم خالص حول مغزه‌ی برنجی در دو دمای ۷۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتیگراد و در دو نسبت مذاب/جامد ۳ و ۵ تولید شده است. لایه‌ی واکنشی بدست آمده مورد مطالعه قرار گرفته است تا تاثیر شرایط حرارتی مختلف بر آن آشکار گردد.

آزمایشات و مواد اولیه

برنج با درصد وزنی مس ۶۳،۸۱، روی ۳۵،۴۸ و سرب ۰،۷۱ به عنوان هسته‌ی جامد و بصورت میله‌هایی با قطر ۲۰ میلی متر مورد استفاده قرار گرفت. طراحی سیستم راهگامی به گونه ای بود که ضمن رعایت سرعت بحرانی از ورود آخال‌ها جلوگیری نماید. پیش از عملیات مذاب ریزی جهت زدایش اکسیدها، سطح مغزه‌های برنجی تا شماره ۱۵۰۰ مورد سمباده زنی قرار گرفت و تمیز شد. مذاب آلومینیم ۹۹،۹۹ درصد در دو دمای ۷۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتیگراد وارد حفره‌هایی به قطر ۴۰ و ۴۹ میلی متر شد که به روش قالبگیری دی اکسید کربن ساخته شده بودند. جفت‌های ریخته شده در دمای ۷۰۰ به ترتیب افزایش نسبت حجمی ۱ و ۲ و همچنین جفت‌های ریخته شده در ۷۵۰ درجه سانتیگراد ۳ و ۴ نامگذاری شدند. سپس نمونه‌ها تا شماره‌ی ۲۵۰۰ سمباده زنی و با پودر آلومینا پولیش زده شدند. بررسی‌های متالوگرافی توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی TScan مجهز به EDX صورت گرفته است. همچنین آزمایش ریزسختی سنجی به منظور تعیین سختی فازهای تشکیل یافته در فصل مشترک انجام شد.

شماره جفت	دمای بارریزی	نسبت حجمی I/S
۱	۷۰۰	۳
۲	۷۰۰	۵
۳	۷۵۰	۳
۴	۷۵۰	۵

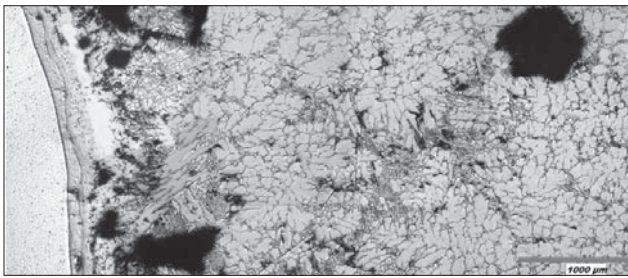
بحث و نتیجه‌گیری

شکل میکروسکوپ نوری از فصل مشترک برنج/آلومینیم در نمونه‌ی ریخته شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد و با نسبت حجمی مذاب/جامد ۵ در شکل ۱ قابل مشاهده است. ضخامت لایه‌ی واکنشی در حدود ۴ میلی متر است که خود از لایه‌های مختلفی تشکیل شده

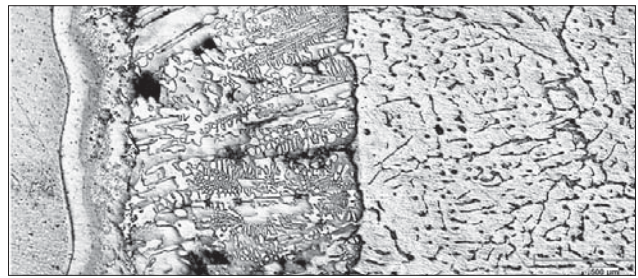
اهمیت کاهش مصرف سوخت و برخی ضروریات فنی نیاز به ساخت قطعات دوفلزی با وزن کمتر نسبت به قطعات یکپارچه و خواص مکانیکی، فیزیکی را افزایش داده است. روش‌های مختلف اتصال دو فلز به یکدیگر همچون پیوند نفوذی [۹-۱]، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی [۱۰-۱۶]، جوشکاری لیزری [۱۷-۱۹] لحیم کاری [۲۰ و ۲۱] و دیگر روش‌ها [۲۲-۲۵] عمدتاً از محدودیت اندازه جفت فلزی و همچنین ناتوانی در تولید قطعات با شکل پیچیده رنج می‌برند. در دهه‌های اخیر ریخته‌گری مرکب به عنوان روشی برای تولید قطعات با هندسه‌ی پیچیده و یا قطعات در ابعاد بزرگ مورد توجه قرار گرفته است [۲۶ و ۲۷].

ریخته‌گری مرکب عبارت از ریختن مذاب آلیاژی درون یا پیرامون جامد فلزی است که لزوماً باید منجر به تشکیل یک ناحیه‌ی نفوذی در فصل مشترک دو فلز شود [۲۸-۳۰]. بنابراین اولین شرط در ریخته‌گری مرکب ایجاد یک اتصال سالم در حضور یک ناحیه‌ی نفوذی است. اصولاً برای اینکه اتصالی شکل گیرد مذاب آلیاژی باید موفق به تر کردن سطح آلیاژ جامد شود، به همین دلیل پارامترهای ترشوندگی از مواردی هستند که باید پیش از عملیات ریخته‌گری تکلیفشان مشخص شده باشد [۳۱-۳۷]. اکسیدهای سطحی در فلزات سبکی چون آلومینیم و منیزیم از نقطه‌ی ذوب بالاتری نسبت به خود آلیاژ برخوردار هستند و اندرکنش بین سطح جامد و مذاب را با مشکل مواجه می‌کنند. به کارگیری روش‌های اکسید زدایی می‌تواند در مرتفع نمودن این مشکل کارگر واقع شود.

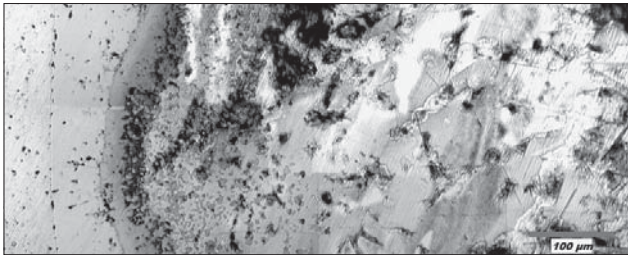
اثر محتوای حرارتی بر فصل مشترک حاصل از اتصال دوفلزی از پارامترهایی است که کمتر به آن توجه شده است. مذابی که وارد قالب می‌گردد حجم گرمایی زیادی با خود دارد که انرژی فعال‌سازی اندرکنش‌های متعاقب را فراهم کرده و می‌تواند تغییراتی در ریزساختار هسته‌ی جامد ایجاد کند. هنگامی که مذاب به طور کامل حفره‌ی قالب را پر کرد و انجامد آغاز شد، شکل‌گیری ناحیه‌ی نفوذی در فصل مشترک در دستور کار قرار می‌گیرد. کیفیت این ناحیه‌ی نفوذی است که تضمین‌کننده‌ی حصول یک پیوند سالم بین دو فلز است. اندرکنش‌ها در فصل مشترک می‌توانند منجر به تشکیل فازهای بین فلزی گردند. این فازهای بین فلزی اغلب ترد و شکننده هستند و خواص جفت فلزی حاصل را تحت تأثیر قرار می‌دهند. در ریخته‌گری مرکب ضخامت زیاد لایه‌های مختلف ترکیبات فلزی نسبت به روش‌هایی چون جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و اتصال نفوذی می‌تواند در درساز باشد. سعی بر این است که با انتخاب پارامترهای بهینه‌ی ریخته‌گری مرکب، ضخامت این لایه‌ها را حداقل و تا حد ممکن از به وجود آمدن ترکیبات مضر جلوگیری نمود.



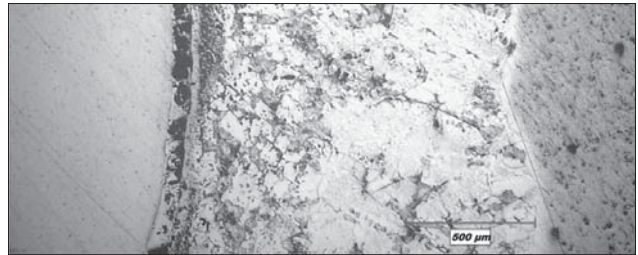
شکل ۲ شکل میکروسکوپ نوری از فصل مشترک جفت شماره ۲



شکل ۱ شکل میکروسکوپ نوری از فصل مشترک جفت شماره ۱



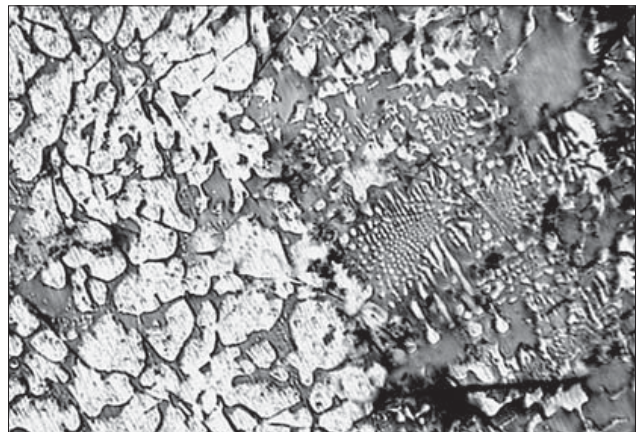
شکل ۴ شکل میکروسکوپ نوری از فصل مشترک جفت شماره ۴



شکل ۳ شکل میکروسکوپ نوری از فصل مشترک جفت شماره ۳

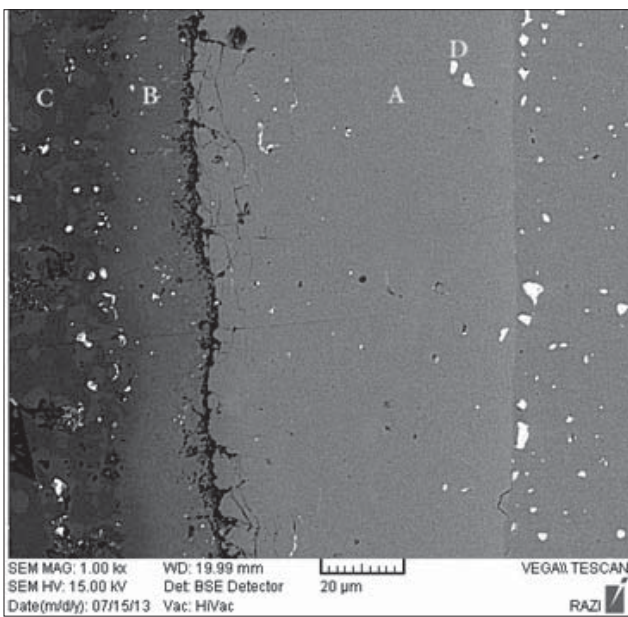
طول لایه‌ی واکنشی در نمونه‌ی ۱ کمتر از سایر نمونه‌ها بود و بیشترین ضخامت هم در فصل مشترک نمونه‌ی ۴ اندازه‌گیری شد. ضخامت لایه‌ی اولیه در نمونه‌های ۱ تا ۴ بطور متوسط ۴۰، ۵۲، ۶۴ و ۸۵ میکرومتر سنجیده شد. ضخامت لایه‌ی دوم نیز به ترتیب ۱۹، ۳۰، ۲۸ و ۳۲ میکرومتر اندازه‌گیری شد. همانطور که از اعداد بر می‌آید، یک رابطه‌ی منطقی میان ضخامت لایه‌ی تشکیل شده با دما و نسبت حجمی مذاب/جامد وجود دارد. با افزایش دمای مذاب آلومینیم و همچنین افزایش نسبت حجمی مذاب/جامد، حجم حرارتی در دسترس افزایش می‌یابد و بنابراین انرژی محرکه‌ی بیشتری برای نفوذ اتم‌های مس و روی، اندرکنش آنها با اتم‌های آلومینیم و تشکیل فازهای جدید وجود خواهد داشت [۹]. همچنین مذاب قادر به ذوب مقدار بیشتری از سطح مغزه خواهد بود و بنابراین مقدار عناصر آلیاژی وارد شده به مذاب افزایش خواهد یافت. این تفاوت تاثیر بیشتری در لایه‌ی اول گذاشته است. با توجه به این نکته که مغزه به عنوان یک میرد عمل می‌کند، این لایه اولین لایه‌ی ای است که انجماد یافته است. عبور اتم‌ها از این لایه به لایه‌های بعدی سخت تر خواهد بود و از این روست که ضخامت لایه‌ی ثانوی در مقایسه با لایه‌ی اول کمتر است.

تصاویر SEM همچنین گویای وجود فاز پراکنده‌ی سفید رنگی در تمامی لایه‌ها هستند (شکل ۵۷). با توجه به ترکیب اولیه‌ی برنج، این نقاط می‌توانند ترکیبات حاوی عنصر سنگین سرب باشند. جوانه زنی و رشد این ترکیب عموماً با ایجاد ترک همراه بوده است و به نظر می‌رسد خواص فیزیکی قطعه را کاهش داده باشد. برای بررسی بیشتر نسبت به ماهیت لایه‌های تشکیل شده از آزمایش EDS

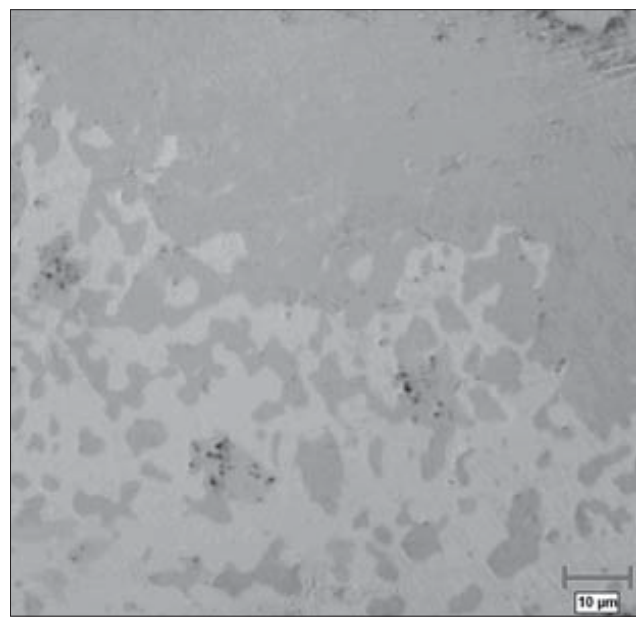


شکل ۵ مرز بین لایه‌ی یوتکتیک و لایه‌ی دندریتی در نمونه شماره ۴

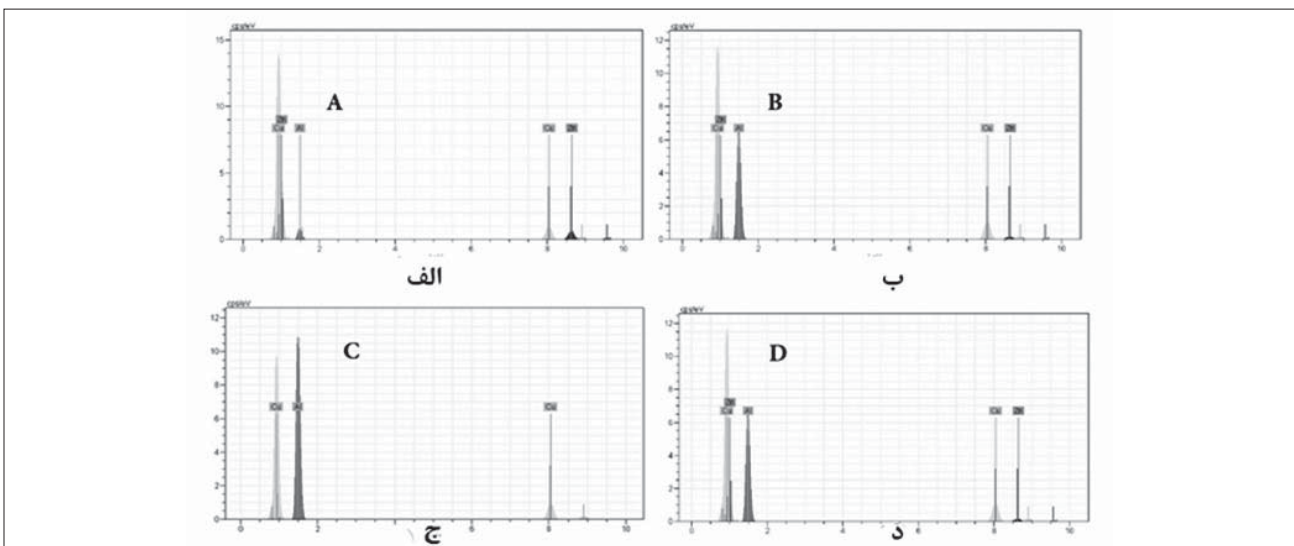
است. سه لایه‌ی نخستین به نظر می‌رسد لایه‌های بین فلزی حاصل از نفوذ عناصر تشکیل دهنده‌ی برنج در آلومینیم باشند. بلافاصله بعد از این سه لایه، لایه‌ی یوتکتیک و سپس لایه‌ی دندریتی با فاز یوتکتیک در بین شاخه‌های دندریتی آغاز می‌شوند تا به زمینه‌ی آلومینیم برسند [۴۱]. رشد ستونی لایه‌ی یوتکتیک در نمونه‌های با نسبت حجمی مذاب/جامد کمتر، به وضوح مشخص است. لایه‌ی آخر از دندریتهایی تشکیل شده که بین شاخه‌های دندریتی ذرات فاز یوتکتیک قرار دارند. با رشد بازوهای دندریتی، میزان آلومینیم مذاب اطراف کاهش می‌یابد تا سرانجام به ترکیب یوتکتیک نزدیک شود و مذاب باقیمانده بصورت یوتکتیک میان این بازوها منجمد گردد. در این ناحیه وجود حفرات انقباضی بیشتر به چشم می‌خورد. شکل ۵ مرز بین دو لایه‌ی نهایی را نشان می‌دهد. ترتیب لایه‌ها برای نمونه‌های دیگر نیز به همین ترتیب است.



شکل ۷ SEM از فصل مشترک برنج/آلومینیم در نمونه شماره ۳



شکل ۶ مرز بین لایه‌ی دوم و سوم در نمونه‌ی شماره ۴



شکل ۸ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS از نقاط مختلف شکل ۷

است، خصوصاً که در مجاورت مغزه برنجی قرار دارد [۱۲، ۱۴ و ۴۳]. درصد اتمی برای عناصر آلومینیم، مس و روی در لایه‌ی بعدی به ترتیب ۴۹، ۴۲ و ۹ درصد گزارش شده است که به ترکیب Al_4Cu_3Zn نزدیک است. این فاز از دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد تا دمای اتاق پایدار است [۴۴] اما دارای ترکیب استوکیومتری دقیقی نیست [۴۵]، محدوده‌ی این فاز در شکل ۹ بصورت نقطه چین نشان داده شده است.

نقطه‌ی C در واقع زمینه‌ی لایه‌ی بعدی است که ذرات Al_4Cu_3Zn داخل آن پراکنده‌اند. این لایه دارای ۶۶،۶۲ درصد وزنی آلومینیم و مابقی مس است و می‌توان نتیجه گرفت که تشکیل یافته

استفاده شده است. نتایج EDS حاکی از درصد بالای سرب در این فازهای پراکنده است (شکل ۸ د). سرب دمای ذوب و ضریب نفوذ بالایی دارد و با وجود مقدار کم در مغزه، به راحتی در آلومینیم نفوذ کرده و در ترکها و مرزها رسوب می‌کند.

لایه‌ی سوم عبارت است از ذرات لایه‌ی دوم که در زمینه‌ی ای با ساختار متفاوت پخش شده‌اند. توزیع این ذرات با دور شدن از لایه‌ی دوم کاهش می‌یابد.

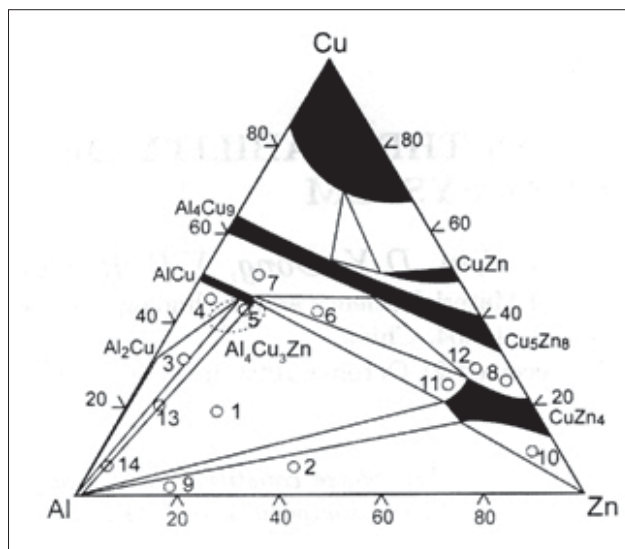
با توجه به تحقیقات انجام شده، چنانچه از مقدار کم آلومینیم در نتایج EDS برای لایه‌ی اول صرف‌نظر کنیم، به نظر می‌رسد این لایه می‌تواند CuZn باشد که در اثر ذوب مجدد سطح برنج تشکیل شده

سرعت تشکیل این لایه بالا تصور می‌شود. با کاهش دما، مهاجرت مقدار بیشتری از اتم‌های مس و روی از مذاب به سمت این لایه، موجب افزایش ضخامت آن گردیده است. در نمونه‌هایی که دمای بارریزی بیشتری داشته اند، علاوه بر مقدار آلیاژی بیشتر در مذاب، فرصت برای رشد این لایه نیز بیشتر بوده است. این عامل باعث شده ضخامت این لایه در مقایسه با نمونه‌های سری دیگر بیشتر باشد.

پس از تشکیل لایه‌ی اول، غلظت آلومینیم در مذاب نزدیک به مغزه افزایش می‌یابد و فاز τ شروع به جوانه‌زنی و تشکیل می‌کند. بستگی این فاز به دما کاملاً مشخص نیست اما وجود آن در دمای 700°C درجه سانتی‌گراد تایید شده است [۵۰]. با افزایش ضخامت این لایه و لایه‌ی قبلی، یک مادون انجماد ترکیبی در سیستم رخ می‌دهد که همین عامل موجب ناهمواری مرز این لایه با لایه‌ی بعدی تلقی می‌گردد. دمای تشکیل فاز θ کمتر از دو فاز قبلی است و از همین رو سومین لایه‌ی است که شروع به انجماد می‌کند. در پیشروی جبهه‌ی انجماد، اتم‌های روی پس‌زده شده، با مس و آلومینیم موجود در مذاب ترکیب می‌شوند و جزیره‌های کوچکی از فاز τ را درون فاز θ به وجود می‌آورند. اندازه و پراکندگی این جزایر با دور شدن از مرز بین دو فاز، کاهش می‌یابد چرا که مقدار عنصر روی در دسترس کاهش یافته است. با ادامه‌ی انجماد، مقدار مس موجود در زمینه کاهش می‌یابد و غلظت به ناحیه‌ی هایپر یوتکتیک می‌رسد. لایه‌ی چهارم از این لحظه شروع به تشکیل می‌کند. در ابتدا مقدار سازنده‌ی θ در ساختار یوتکتیک بیشتر از محلول جامد آلومینیم است اما با پیشروی بیشتر جبهه‌ی انجماد و کاهش متعاقب مس در مذاب، لایه‌های آلومینیمی در ساختار یوتکتیک درشت تر می‌گردند. ساختار دندریتی لایه‌ی پنجم حاصل حرکت جبهه‌ی انجماد از سمت قالب به طرف مغزه و پس زده شدن عناصر آلیاژی در نوک بازوهای دندریتی است. بیشترین سختی برای سه لایه ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک، به ترتیب از سمت مغزه‌ی برنجی، $8, 650, 3, 477$ و $13, 5$ ویکرز بدست آمد.

نتیجه‌گیری

- ۱- دوفلزی آلومینیم/برنج در دو دمای بارریزی 700°C و 759°C درجه سانتیگراد و دو نسبت حجمی مذاب/جامد 3 و 5 تهیه گردید.
- ۲- با کاهش دمای بارریزی و نسبت حجمی مذاب/جامد، مقدار انرژی حرارتی در دسترس و در نتیجه ضخامت لایه‌ی واکنش کاهش می‌یابد. متعاقب این اتفاق کاهش در ضخامت لایه‌های بین فلزی را نیز شاهد هستیم. به نظر می‌رسد در صورت استفاده از تنیک‌هایی مثل ریخته‌گری نیمه جامد بتوان نتایج بهتری کسب کرد. لایه‌ی



شکل ۹ دیاگرام سه فازی سیستم Al-Cu-Zn

از فاز بین فلزی Al_2Cu است. اسماعیلی و همکارانش نیز وجود این فاز در جفت فلزی برنج/آلومینیم تولیدی به روش FSW را تایید کرده‌اند [۱۲ و ۱۴].

نکته‌ی قابل توجه این که، بر خلاف گزارش‌های قبلی در جفت فلزی‌هایی که مقادیر بالای مس و آلومینیم دارند [۱۲، ۱۴، ۴۱ و ۴۳]، ردی از Cu_4Al_9 در بررسی‌های اولیه دیده نمی‌شود. این فاز در دو شکل دما بالا (γ_0) و دما پایین (γ_1) دارد، در درصد‌های مس بین ۵۸ تا ۷۰ پایدار است [۴۶]. به عبارت دیگر وقتی تشکیل می‌شود که زمینه از مس اشباع شده باشد. این حالت بیشتر در فرایندهای حالت جامد می‌تواند اتفاق بیافتد. در جفت فلزی تشکیل شده به روش ریخته‌گری مرکب مقدار مس استفاده شده در تشکیل لایه‌های Al_2Cu و $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ از اشباع مس در زمینه جلوگیری می‌کند و می‌تواند دلیلی بر عدم تشکیل Cu_4Al_9 باشد. همچنین انرژی اکتیواسیون مورد نیاز برای تشکیل Al_2Cu و Cu_4Al_9 در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به ترتیب $66, 60$ و $75, 61$ کیلوژول [۴۷] و در نورد سرد $50, 97$ و $52, 117$ کیلوژول گزارش شده‌اند [۴۸]. به این معنا که سد انرژی برای جوانه زنی Cu_4Al_9 نسبت به Al_2Cu مقدار بیشتری است. وجود برخی عیوب ساختاری نیز می‌تواند بر حضور یا عدم حضور برخی فازها تاثیر گزار باشد [۴۹].

با ذوب سطحی مغزه عناصر آلیاژی وارد مذاب می‌گردند. در نزدیکی مغزه، عمده‌ی عناصر آلیاژی مس و روی هست‌اند و مذاب ترکیبی نزدیک به ترکیب مغزه دارد. اولین فاز تشکیل یافته ترکیب بین فلزی CuZn است که دمای انجماد بالاتر از 800°C درجه سانتی‌گراد دارد و با نماد β شناخته می‌شود. با توجه به دمای مذاب که در هر دو سری ریخته‌گری مقداری کمتر را دارا بوده است،

واکنش عبارت است از سه لایه‌ی بین فلزی، یک لایه‌ی یوتکتیک و لایه‌ی دندریتی با فاز یوتکتیک بین بازوهای دندریتی که دارای مرز مشترک با آلومینیم است. گزارش‌های قبلی لایه‌های بین فلزی به ترتیب از سمت برنج به طرف آلومینیم عبارتند از CuZn ، $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ و Al_2Cu که ذرات فاز $\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$ درون آن پراکنده هستند. همچنین ذرات پراکنده‌ی حاوی سرب نیز درون لایه‌ها دیده می‌شوند. ۳- بر اساس نتایج EDS از لایه‌های مختلف و با توجه به

منابع

- [1] Mahendran, G., Balasubramanian, V., & Senthilvelan, T. (2010). Influences of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Cu dissimilar joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 997-1005.
- [2] Fernandus, M. J., Senthilkumar, T., Balasubramanian, V., & Rajakumar, S. (2012). Optimising diffusion bonding parameters to maximize the strength of AA6061 aluminium and AZ31B magnesium alloy joints. *Materials and Design* 33, 31-34.
- [3] Özdemir, N., Aksoy, M., & Orhan, N. (2003). Effect of graphite shape in vacuum-free diffusion bonding of nodular cast iron with gray cast iron. *Journal of Materials Processing Technology* 141, 228-233.
- [4] Wang J. Li Y. & Liu P. (2003). "XRD and TEM analysis on the Fe3Al/18-8 stainless steel diffusion bonded interface". *Materials Letters* 57 4323-4327.
- [5] Xie G. Osashi O. Wada K. Ogawa T. Song M. & Furuya K. (2006). Interface microstructure of aluminum die-casting alloy joints bonded by pulse electric-current bonding process. *Material Science and Design* 12-17.
- [6] Çalik A. (2009). Interface microstructure of diffusion bonded Ni3Al intermetallic alloy and austenitic stainless steelstainless steel. *Material Letters* 63 2462-2465.
- [7] Shang, J., Wang, K., Zhou, Q., Zhang, D., Huang, J., & Ge, J. (2012). Effect of joining temperature on microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1961-1966.
- [8] Kundu S. & Chatterjee S. (2010). Interface microstructure and strength properties of diffusion bonded joints of titanium-Al interlayer-18Cr-8Ni stainless steel. *Materials Science and Engineering A* 2714-2719.
- [9] Timsit, R. S. (1985). Intermetallics growth at al/a-brass interfaces. *Acta Metallurgica*, 97-104.
- [10] Liu, P., Shi, Q., Wang, W., Wang, X., Zhang, Z. (2008). Microstructure and XRD analysis of FSW joints for copper T2/aluminium 5A06 dissimilar materials. *Materials Letters* 62, 4106-4108.
- [11] Lee, R., Liu, C., Chiou, Y., & Chen, H. (2013). Effect of nickel coating on the shear strength of FSW lap joint between Ni-Cu alloy and steel. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 69-74.
- [12] A. Esmaeili, H. Z. (2011). The role of rotation speed on intermetallic compounds formation and mechanical behavior of friction stir welded brass/aluminum 1050 couple. *Intermetallics*, 1711-1719.
- [13] Xue. P, Ni. D.R, Wang. D,Xiao. B.L, Ma. Z.Y. (2011). Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al-Cu joints. *Materials Science and Engineering A* 528, 4683-4689.
- [14] Esmaeili, A., Besharati Givi, M. K., & Zareie Ranjani, H. R. (2011). A metallurgical and mechanical study on dissimilar Friction Stir welding of aluminum 1050 to brass (CuZn30). *Materials Science and Engineering A*, 7093-7102.
- [15] Venkateswaran, P., Reynolds, A.P., (26- 37). Factors affecting the properties of Friction Stir Welds between aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A* 545, 2012.
- [16] Zhang, Z., Zhang, H. W., (2009). Numerical studies on the effect of transverse speed in friction stir welding. *Materials and Design* 30, 900-907.
- [17] Chen, H., Pinkerton, A. J., Li, L., Liu, Z., & Misty, A. T. (2011). Gap-free fibre laser welding of Zn-coated steel on Al alloy for light-weight automotive applications. *Materials and Design* 32, 495-504.
- [18] Padmanaban, G., Balasubramanian, V., (2010). Optimization of laser beam welding process parameters to attain maximum tensile strength in AZ31B magnesium alloy. *Optics & LaserTechnology* 42, 1253-1260.
- [19] Qi X. & Song G. (2010). Interfacial structure of the joints between magnesium alloy and mild steel with nickel as interlayer by hybrid laser-TIG welding. *Material and Design* 605-609.
- [20] Wei, D., Song-bai, X., Ji-yuan, L., Yin-bin-L., & Shui-qing, W. (2012). Torch brazing 3003 aluminum alloy with Zn-Al filler metal. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 30-35.
- [21] Peng L. Yajiang L. Juan W. & Jishi G. (2003). Vacuum brazing technology and microstructure near the interface of Al/18-8 stainless steel. *Materials research bulletin* 1393-1499.
- [22] Liming, L., Shengxi, W., Limin, Z. (2008). Study on the dissimilar magnesium alloy and copper lap joint by TIG welding. *Materials Science and Engineering A* 476, 206-209.
- [23] Xu Z. Yan J. Zhang B. Kong X. & Yang S. (2006). "Behaviors of oxide film at the ultrasonic aided interaction interface

of Zn–Al alloy and Al₂O₃p/6061Al composites in air”. *Material Science and Engineering* 80-86.

[24] Durgutlu, A., Gülenç, B., Findik, F. (2005). Examination of copper/stainless steel joints formed by explosive welding. *Materials and Design* 26, *Materials and Design* 26.

[25] Song, J. L., Liu, H., Lin, S. B., Yang, C. L., Ma, C. G.. (2009). Spreading behavior and microstructure characteristics of dissimilar metals TIG welding–brazing of aluminum alloy to stainless steel. *Materials Science and Engineering A* 509, 31–40.

[26] Hajjari, E., Divandari, M., Razavi, S. H., Homma, T., & Kamado, S. (2012). Intermetallic Compounds and Anthipase domains in Al/Mg compound casting. *Journal of Intermetallic* Vol23, 182-186.

[27] Zare, G. r., Divandari, M., & Arabi, H. (2012). Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting. *Materials Science and Technology*.

[28] Papis, K. J., Loeffler, J. F., & Uggowitzer, P. J. (2009). Light metal compound casting. *Science in China Series E: Technological Sciences*, 46-51.

[29] Papis, K. M., Halstedr, B., Loffler, J. F., & Uggowitzer, P. J. (2008). Interface formation in aluminium–aluminium compound casting. *Acta Materiala*, 3036-3043.

[30] Papis, K.J.M., Löffler, J. F, Uggowitzer, P.J.(2010). Interface formation between liquid and solid Mg alloys—An approach to continuously metallurgic joining of magnesium parts. *Materials Science and Engineering A* 527, 2274–2279.

[31] Ho, J. S., Lin, C. B., & Lio, C. H. (2004). Effect of continuous cooling heat treatment on interface characteristics of S45C/copper compound casting. *JOURNAL OF MATERIAL SCIENCE*, 2473-2480.

[32] Lin, C. B., & Ho, J. S. (2000). The effect of continuous cooling heat treatment on interface properties of SK3/Copper compound casting. *Journal of Materials Engineering and Performance* V9, 81-87.

[33] Dezellus O. Zhe M. Bosselet F. Rouby D. & Viala J. C. (2011). “Mechanical testing of titanium/aluminium–silicon interface: effect of T6 heat treatment”. *Material Science and engineering* 2795–2803.

[34] Sacerdote-peronnet M. Guiot E. Bosselt F. Dezellus O. Rouby D. & Viala J. C. (2007). “Local reinforcement of magnesium base castings with mild steel inserts” . *Material Science and Engineering* 296–301.

[35] Viala J. C. Peronnet M. Barbeau F. Bosselet F. & Bouix j. (2002). Interface chemistry in aluminium alloy castings reinforced with iron base inserts. *Composites* 1417-1420.

[36] Dezellus o. Digonnet B. Sacerdote-Peronnet M. Bosselet F. Rouby D. & Viala J. C. (2007). Mechanical testing of steel/aluminium–silicon interfaces by pushout. *International Journal of Adhesion & Adhesives* 417-421.

[37] Pstrus, J., Fima, P., & Gancarz, T. (2012). Wetting of Cu and Al by Sn-Zn and Zn-Al Eutectic Alloys. *JMEPEG*, 606-613.

[38] Akdemir A. Kuş R. & Şimşir M. (2011). Investigation of the tensile properties of continuous steel wire-reinforced gray cast iron”. *Material Science and Engineering A* 3897–3904.

[39] Hejazi, M. M., Divandari, M., Taghaddos, E., (2009). Effect of copper insert on the microstructure of gray iron produced via lost foam casting. *Materials and Design* 1085-1092.

[40] Keşlioğlu, K., & Maraşlı, N. (2004). Solid–liquid interfacial energy of the eutectoid B phase in the Al.Zn eutectic system. *Materials Science and Engineering A* 294-301.

[41] Zare, G. R., Divandari, M., Arabi, H. (2012). Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting.

[42] Divandari, M., Golpayegani, V. (2009) Study of Al/Cu Rich Phases Formed in A356 Alloy by Inserting Cu Wire in Pattern in LFC Process, *Materials and Design*, Vol. 30 3279–3285.

[43] Akbari, M., Abdi, R. (2012). Dissimilar friction-stir lap joining of 5083 aluminum alloy to CuZn34 brass, *Metallurgical and Material transactions B* 1177-1186.

[44] Raghavan, V., (2007). Al-Cu-Zn, *JPEDAV* 183-188.

[45] Chen, H et al., (2004) Study on stability of T’ phase in the Al-Zn-Cu ternary system, *Acta metallurgica sinica* 269-273

[46] Raghavan, V., (2006). Al-Cu-Ru, *JPEDAV* 153-155.

[47] Xu, H. et al . (2011). Behavior of aluminum oxide, intermetallics and voids in Cu-Al wire bond, *Acta Materiala* 5661,-5673

[48] Chen, C. Y., Hwang, W. S. (2007). Effect of annealing on the interfacial structures of aluminum-copper joints, *Materials Transactions* 1938-1947

[49] Sun J. Song X. Wang T. Yu Y. Sun M. Cao Z. et al. (2012). The microstructure and property of Al–Si alloy and Al–Mn alloy bimetal prepared by continuous casting. *Materials Letters* 21-23.

[50] Moy, E., & Neumann, A. W. (1987). Solid/Liquid interfacial tensions from contact angle data and direct force measurements. *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 119, No. 1, 296-297.