



نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری کامپوزیت

http://jstc.iust.ac.ir



رفتار جامد-مذاب-گاز در فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم- منیزیم در روش ریخته‌گری گریز از مرکز

مرتضی سروری^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد-ریخته‌گری، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

*تهران، صندوق پستی، ۱۶۸۴۶-۱۳۱۱۴، divandari@iust.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۳/۲۴

پذیرش: ۹۴/۶/۲۵

کلیدواژگان:

فصل مشترک

کامپوزیت

ترکیبات بین فلزی

حفره های گازی

ریخته‌گری گریز از مرکز

چکیده

کامپوزیت‌های آلومینیم- منیزیم در صنایع مختلفی مانند خودروسازی و هوا-فضا استفاده می‌شود. در این پژوهش نحوه رفتار جامد-مذاب-گاز و مشخصات فصل مشترک متالورژیکی در تولید کامپوزیت فلزی آلومینیم- منیزیم به روش ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی، و عوامل تاثیرگذار بر آن بررسی شد. چهار دمای پیش گرم ۳۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بررسی شد. ریخته‌گری نمونه‌ها در سرعت دوران ثابت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه و نسبت حجمی مذاب- جامد ثابت حدود ۱ انجام شد. بدین منظور آلومینیم مذاب در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد درون استوانه‌های توخالی از جنس منیزیم، ریخته‌گری شد. نمونه‌های تهیه شده از جهات مناسب برش داده شده و با استفاده از میکروسکوپ نوری، الکترونی و پراش اشعه ایکس مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 ، $Al_{12}Mg_{17}$ و ترکیب یوتکتیک در فصل مشترک تشکیل می‌شود. همچنین نتایج نشان می‌دهد که محتوای حرارتی مذاب آلومینیم، با انحلال نقاط برجسته‌ی مرجح در سطح فلز جامد، به تشکیل مناطق غنی از منیزیم منجر شده و در یک قسمت مشخص بین جامد- مذاب متمرکز می‌شود. همچنین با توجه به حضور گاز یا هوا در سطح ناهمواری‌های جامد، واکنش بین مذاب و گاز باعث تشکیل حباب‌های گازی در فصل مشترک شده و سپس در مقطعی دور از مکان واکنش اولیه مشاهده می‌شوند. نحوه و شرایط تشکیل این حباب‌ها و حفره‌های گازی مورد بحث قرار گرفته است.

Melt-Solid-Gas behavior in the interface of Al/Mg composite produced by centrifugal casting

Morteza Sarvari, Mehdi Divandari*

Department of Material, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

*P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, divandari@iust.ac.ir

Keywords

Interface
Al-Mg Composite
Intermetallic Compound
Centrifugal Casting

Abstract

Al/Mg composite have new applications in various industries such as car manufacturing and aerospace. In this work characteristic of metallurgical interface and the behavior of melt-solid-gas during production of Al/Mg composite via vertical centrifugal casting process was investigated. Aluminium melt, at 700 °C and volume ratio of nearly one, was poured into a solid Mg rings preheated up to 30, 100, 150 and 200 °C, respectively while rotating at 1200 rpm, in a vertical centrifugal casting machine. After casting samples were cut and interfacial microstructure was studied by optical and scanning electron microscopes. Results show that the heat content of Al melt lead to dissolving preference prominent locations and creating local Mg rich regions. Study of the Al/Mg interface also showed that intermetallic compounds, Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$ are formed. Furthermore, gas pores may form, on notches present on the rough surface of the solid Mg ring, possibly as a result of melt/gas reaction. Possible states and conditions of the formation of bubble and gas porosity are discussed.

۱- مقدمه

حمل و نقل در جوامع شهری محسوب شده و یکی از روش‌های دستیابی به

این نیاز، کاهش وزن قطعات است. بدین منظور، تولید کامپوزیت و یا

کاهش مصرف سوخت و آلاینده‌گی هوا، جزو نیازهای اساسی صنعت

Please cite this article using:

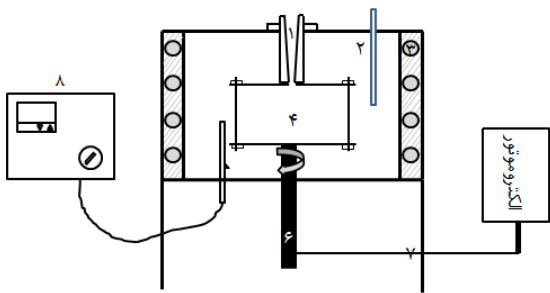
Sarvari, M. and Divandari, M., "Melt-Solid-Gas Behavior in the Interface of Al/Mg Composite Produced by Centrifugal Casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 2, No. 3, pp. 75-82, 2015.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

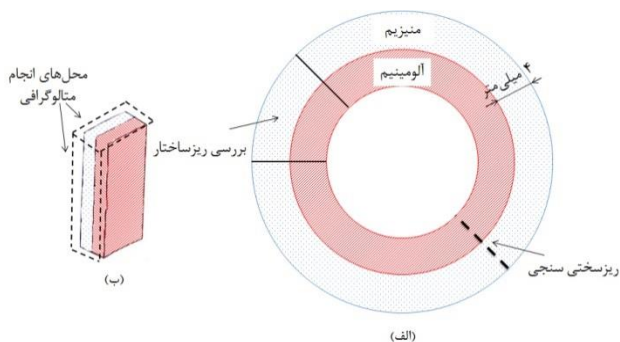
منیزیم به‌صورت استوانه‌ای توخالی به ابعاد، ارتفاع ۳۵ میلی‌متر، قطر خارجی و داخلی به ترتیب ۸۴ و ۷۶ میلی‌متر از شمش منیزیم تراشکاری شد. محل قرارگیری استوانه‌ای توخالی منیزیم و طرح‌واره دستگاه گریز از مرکز در شکل ۱ نشان داده شده است.

همچنان‌که در شکل ۱ مشاهده می‌شود، دستگاه شامل یک سیستم گرمایشی مقاومتی و یک الکتروموتور است، که امکان پیش‌گرم جامد (استوانه‌ای منیزیمی) و چرخش قالب را فراهم می‌کند. برای تغییر در سرعت دوران یک سیستم اینورتر نصب شده است. لیکن در این آزمایش سرعت ثابت نگه داشته شد. بارریزی مذاب از راهگاه تعبیه شده در قسمت بالایی دستگاه انجام می‌شود. نحوه‌ی طراحی دستگاه امکان اجرای فرآیند آزمایش در دمای پیش‌گرم، سرعت دوران و دمای بارریزی متفاوت و نسبت حجمی مذاب- جامد متغییر را فراهم می‌کند.

سطح داخلی استوانه منیزیم، در همه‌ی نمونه‌ها، تا سنباده‌ی شماره‌ی ۱۲۰۰# پوساپ زنی شده و عملیات پیش‌گرم در دماهای ۳۰، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد انجام شد. ریخته‌گری مذاب آلومینیم درون جامد منیزیم در سرعت دوران ۱۲۰۰ دور بر دقیقه و نسبت حجمی مذاب- جامد ثابت حدود ۱ انجام شد. با استفاده از میکروسکوپ نیروی اتمی زبری سطحی بررسی شد. محل‌های بررسی ریزساختار و ریزسختی سنجی در شکل ۲ نشان داده شده است.



شکل ۱ طرح‌واره‌ی دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی و استوانه‌ای منیزیمی که آلومینیم درون آن ریخته‌گری شده است؛ ۱- راهگاه (محل ورود مذاب) ۲- محل ورود گاز محافظ ۳- سیستم گرمایشی (المنت) ۴- محل قرارگیری استوانه‌ای توخالی منیزیم ۵- دماسنج (ترموکوپل) ۶- شفت ۷- تسمه‌ی انتقال نیرو ۸- دستگاه اینورتر



شکل ۲ مراحل برش نمونه برای بررسی متالوگرافی؛ الف) جفت فلزی آلومینیم- منیزیم ب) برش مقطع طولی و محل‌های متالوگرافی

جفت‌های فلزی از جنس آلومینیم (با چگالی ۲.۷ گرم بر سانتی‌مترمکعب) و منیزیم (با چگالی ۱.۷ گرم بر سانتی‌مترمکعب) به‌جای قطعات از آلیاژهای سنگین روش مناسب و معقول به شمار می‌آید. به‌عنوان مثال در این حالت محدودیت‌های یکی از این عناصر، مثلاً ضعف در مقاومت به خوردگی در دمای بالای منیزیم، با کاربرد همزمان و همراه آلومینیم بهبود می‌یابد. البته اتصال این دو فلز چالش بزرگی برای محققان بوده است [۱].

تاکنون روش‌های مختلفی برای تولید جفت‌های فلزی آلومینیم- منیزیم شامل: روش‌های مختلف جوشکاری مبتنی بر فرآیندهای حالت ذوب مانند، جوشکاری گاز محافظ تنگستن [۲]، لیزر [۳] و حالت جامد مانند همزن اصطکاکی [۴] و جوشکاری نفوذی تحت خلأ [۵] مورد استفاده قرار گرفته است. با استفاده از روش جوشکاری فقط می‌توان قطعات در ابعاد و شکل‌های محدودی تولید کرد و تولید قطعات به شکل پیچیده محدودیت دارد. برای رفع این محدودیت‌های عملی، نظیر اشکال پیچیده، می‌توان از روش‌های ریخته‌گری مرکب [۶] یا اتصال ریختگی [۷] استفاده کرد.

ریخته‌گری مرکب فرآیندی است که در آن با قرار گرفتن یک فلز در حالت جامد، در درون قالب، و ریخته‌گری فلز مذاب در اطراف آن عمل تولید قطعه‌ی مورد نظر انجام می‌شود [۶]. ریخته‌گری ثقلی [۸] و تحت فشار [۹] جزء فرآیندهایی محسوب می‌شوند که محققین مختلف، و همچنین تولیدکنندگان قطعات ریخته‌گری، از آن‌ها برای ساخت جفت‌های فلزی آلومینیم- منیزیم استفاده کرده‌اند.

ریخته‌گری گریز از مرکز معمولاً برای تولید قطعات استوانه‌ای شکل با ساختار چند لایه نظیر کامپوزیت‌های ریختگی [۱۰] و همچنین برای مقاوم‌سازی لایه‌ای [۱۱] و موضعی [۱۲] در قطعات مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرد. در تولید جفت‌های فلزی، نقش واکنش متالورژیکی در محل تماس دو فلز و به دنبال آن تشکیل فصل مشترک پیوسته نیاز به تحقیق همچنین تجزیه و تحلیل دقیق و مداوم نتایج آزمایش‌های متالورژیکی دارد [۱۳]. مواردی مانند شرایط سطح جامد، شرایط ترشوندگی [۱۴]، نسبت حجمی مذاب- جامد، دمای پیش‌گرم، نیروی گریز از مرکز و متغیرهای دستگاهی از عوامل تعیین کننده در واکنش مذاب با سطح جامد محسوب می‌شوند.

تا به حال تحقیقات شاخصی در مورد تولید جفت‌های فلزی آلومینیم- منیزیم به روش ریخته‌گری گریز از مرکز گزارش نشده است. بنابراین تحقیق حاضر بر روی بررسی برخی متغیرهای موثر در تولید جفت فلزی آلومینیم- منیزیم به روش ریخته‌گری گریز از مرکز متمرکز گردید.

۲- روش پژوهش

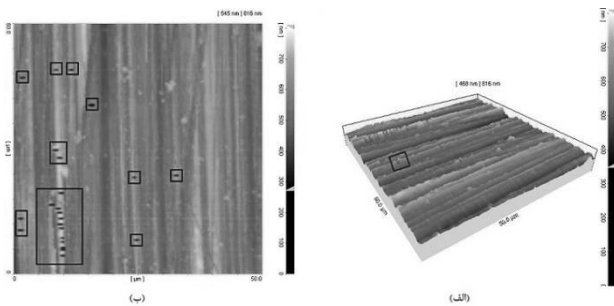
در این پژوهش از منیزیم و آلومینیم خالص تجاری، با مشخصات ارائه شده در جدول ۱، استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق

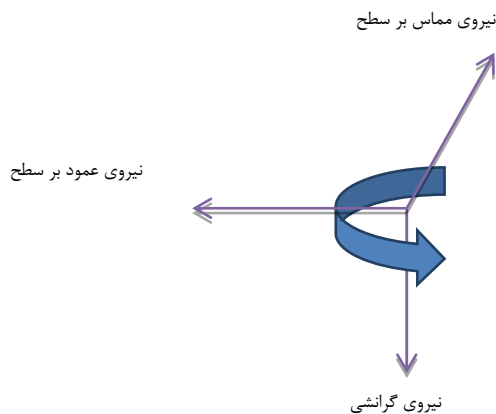
ماده	شمش آلومینیم	شمش منیزیم
آلومینیم	۹۹/۵	۰/۱
منیزیم	۰/۰۲۷	۹۹/۳۲
سیلیسیم	۰/۰۸	۰/۰۲
آهن	۰/۰۶۴	۰
روی	۰	۰/۰۹۳
مس	۰	۰/۰۳۶

در نظر داشت که علاوه بر دو پدیده فوق پدیده سوم یعنی خروج از حلالیت هیدروژن اتمی در مذاب آلومینیم و تبدیل هیدروژن به حفره گازی هم امکان پذیر است که در نهایت می‌تواند با حفره‌های گازی پیش گفته جمع شده و حفره‌های مشاهده شده را ایجاد کند.

تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک آلومینیم- منیزیم در شکل ۵-الف و جزئیات بیشتر همراه با اندازه‌های در شکل ۵-ب نشان داده شده است. زاویه‌دار بودن و کشیدگی حباب‌ها در شکل ۵-ب نسبت به سطح برش نشان دهنده حرکت احتمالی حباب‌ها است. به این معنی که حباب‌ها در جایی تشکیل یافته و احتمالاً با حرکت در اثر یک نیرو به مکان فعلی خود رسیده‌اند.



شکل ۳ تصویر آزمایش میکروسکوپ نیروی اتمی از سطح منیزیم، الف) تصویر ۳ بعدی، ب) تصویر ۲ بعدی، محل‌های فرورفتگی روی ناهمواری‌ها مشخص شده‌اند



شکل ۴ نیروهای وارد بر مذاب در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی

مولفه عمود بر سطح نیروی گریز از مرکز مایل است که جامد را به سمت بیرونی، یعنی به سمت سطح داخلی استوانه توخالی جامد از جنس منیزیم، و گاز را به سمت درونی، یعنی به سمت مذاب ریخته شده در حال انجماد، تحت فشار قرار دهد. میل به حرکت ذرات یا فاز پرچگال به سمت بیرون و فاز یا ذره کم چگال به سمت داخل موضوع تحقیقات و یا نتیجه پژوهش‌های مختلفی بوده است [۱۰-۱۲]. چنانچه به تصویر ۵-الف با دقت نگاه کنیم دیده می‌شود که مکان اغلب حباب‌ها با خط مزرسی که نشان دهنده سطح برخورد مذاب آلومینیم با جامد منیزیم است فاصله داشته و در واقع روی

پس از ریخته‌گری، نمونه‌ها برش داده شده و تا سنباده ۲۵۰۰# سنباذه‌زنی شده و در نهایت با آلومینای ۱ میکرونی پولیش و برای انجام عملیات متالوگرافی آماده گردید. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی مجهز به EDS مورد بررسی قرار گرفت. همچنین از پراش اشعه ایکس برای شناسایی ترکیبات بین فلزی تشکیل شده در فصل مشترک استفاده شد. برای به دست آوردن تغییرات سختی در فصل مشترک ریزسختی سنجی با استفاده از دستگاه MXT در نیروهای ۱۰، ۲۵ و ۱۰۰ گرم، به ترتیب برای قسمت‌های آلومینیمی، منیزیمی و فصل مشترک انجام شد.

۳- نتایج و بحث

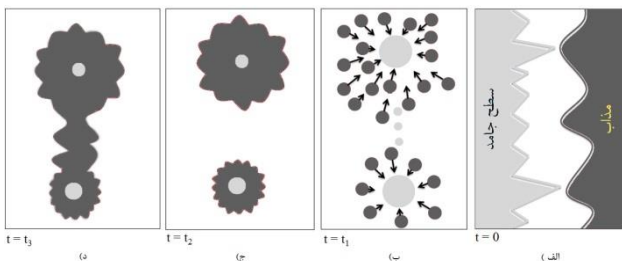
۳-۱- واکنش‌ها در فصل مشترک

تصاویر به دست آمده از میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM) از سطح جامد منیزیم در شکل ۳ مشاهده می‌شود. با توجه به نتایج حاصل از تصویر میکروسکوپ نیروی اتمی، ناهمواری سطحی در حدود ۸۰۰ نانومتر است. با وجود این که سطح جامد در ابعاد ماکروسکوپی صاف به نظر می‌رسد، ولی در ابعاد اتمی سطح جامد به شدت ناهموار است. این ناهمواری در مقیاس اتمی به مفهوم وجود هزاران لایه اتمی است. قطر اتم منیزیم ۱/۶ آنگستروم است بنابراین ناهمواری‌های موجود، در حد ۸۰۰۰ آنگستروم، به مفهوم ۵۰۰۰ لایه اتمی است. نقاط سیاه رنگ روی تصویر میکروسکوپ نیروی اتمی که در شکل ۳ (ب) مشخص شده نشان دهنده فرورفتگی در جهت دوم (عمود بر شیارهای موازی اصلی) روی سطوح ناهموار است. به‌صورتی که در بعضی شیارها، با ارتفاع پیش گفته، یک یا چند فرورفتگی در جهت دیگری وجود دارد. در تصویر میکروسکوپ نیروی اتمی این نقاط، یا مجموعه آن‌ها، جهت تاکید، در داخل یک مربع یا مستطیل محصور شده است.

در نقاط فرورفته روی سطح جامد، گازها یا هوای موجود در سطح این نقاط (که معمولاً احتمال وجود هوا بالاترین احتمال است) می‌توانند در اثر تماس مذاب، بصورت بالقوه، شروع به افزایش حجم کنند. البته این در صورتی است که حرارت کافی وجود داشته باشد، به‌طوری که قبل از شروع انجماد بتواند موجب افزایش حجم هوا شود. می‌توان گفت که در صورت افزایش حجم هوا تشکیل حفره‌های هوا در قطعه و به خصوص در فصل مشترک قطعی است. بدیهی است اگر دما و حرارت کافی نباشد این امکان بروز نمی‌کند. به هر حال ناهمواری‌های سطحی استوانه‌ی توخالی، یعنی جامد منیزیم، آثار خاص خود را در واکنش بین مذاب و جامد باقی می‌گذارد که در همین بخش با نگاره تصویری توضیح داده می‌شود.

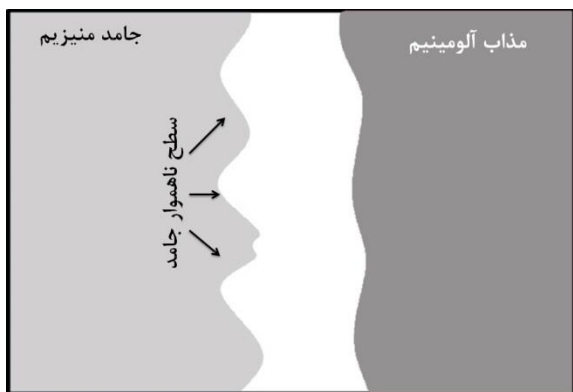
با اولین تماس مذاب با سطح جامد آنچه پیش می‌آید برخورد مذاب با نقاط برجسته‌ی سطح جامد است. این تماس در حالی با نقاط برجسته صورت می‌گیرد که با حضور نیروی تماسی، یعنی نیروی کوریولیس، که یک نیروی تماسی قوی به حساب می‌آید، شرایط مناسبی برای پارگی لایه اکسید سطحی جامد و اکسید موجود بر سطح مذاب فراهم می‌شود. نحوه‌ی عملکرد نیروهای مختلف در فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز در شکل ۴ مشاهده می‌شود. جزئیات مربوط به عملکرد این نیروها در جای دیگر گزارش شده است [۱۵]. در نقاطی که تنش تماسی منجر به پارگی لایه‌های سطحی شود، انحلال جامد در مذاب با تماس مذاب آلومینیم با جامد منیزیم شروع می‌شود و تا زمانی که محتوای حرارتی مذاب کافی باشد تا دوام پیدا می‌کند [۱۶]. با تشکیل این حباب‌ها در شیارها و فرورفتگی‌های سطح جامد و با در نظر گرفتن احتمال به هم پیوستگی تعدادی از آنها حباب‌ها بزرگ می‌شوند. باید

شده به همدیگر متصل می‌شوند. در این حالت اتم‌های پر انرژی مذاب اتم‌های جامد را لمس کرده و با یکدیگر به حالت محلول در می‌آیند. این مرحله‌ای است که انحلال از نقاط مناسب شروع شده و سپس تبدیل به یک منطقه‌ی بهم‌پیوسته خواهند گردید. طرح‌واره‌ی شکل ۶ نحوه‌ی انجام این مراحل را نشان می‌دهد. در این مرحله پیوستگی نقاط نزدیک به هم امکان پذیر است ولی چنانچه شروع انحلال جامد در مذاب، در تمام محیط داخلی استوانه، وار تعداد کافی نقاط شروع نشود پدیده انحلال موضعی پدیده غالب خواهد بود. پدیده انحلال موضعی در موارد دیگری هم گزارش شده است [۸].

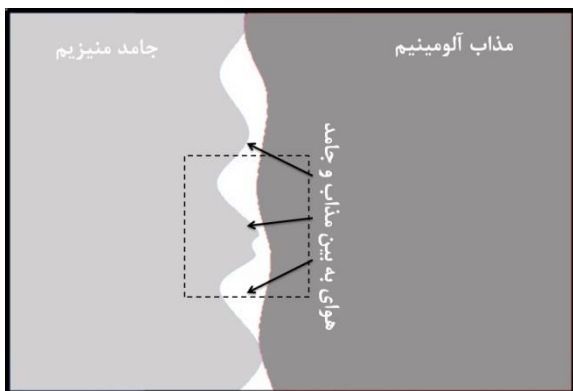


شکل ۶ روند تشکیل فصل مشترک و اتصال بین دو فلز. الف) تماس مذاب با نقاط برجسته در $t=0$ ب) حرکت اتم‌های مذاب به سمت محل اولین تماس $t=t_1$ ج) ذوب موضعی نقاط برجسته در مقیاس اتمی $t=t_2$ د) اتصال محل‌های ذوب‌شده و ایجاد فصل مشترک پیوسته $t=t_3$

شکل ۷- الف تا ه روند تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک را به‌صورت طرحواره نشان می‌دهد.

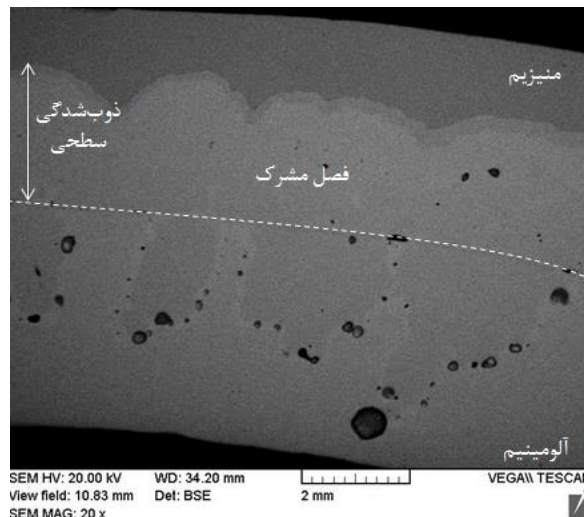


(الف)

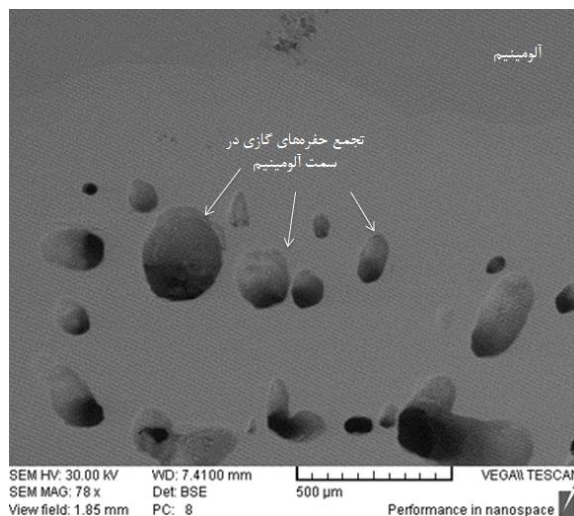


(ب)

خطی، در واقع سطحی، نزدیک به آلومینیم منجمد شده تمرکز یافته‌اند. دلیل این موضوع شروع ذوب و انجماد از سطح فصل مشترک جامد-مذاب و پایان انجماد نیز منطقه‌ی نزدیک به سطح داخلی مذاب ریخته شده خواهد بود. نکته جالب دیگر آرایش موج این حباب‌ها روی این خط است که موج آن در حد دو میلی‌متر قابل تشخیص است. گزارش‌های متعددی وجود دارد که کم ضخامت بودن منطقه فصل مشترک به معنی بهتر بودن اتصال از نظر متالورژیکی تلقی و اعلام شده است [۳، ۵، ۱۳].



(الف)



(ب)

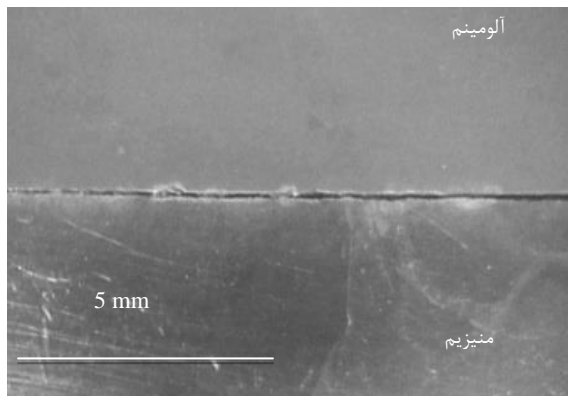
شکل ۵ الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک نمونه پیش‌گرم شده در دمای ۲۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، شرایط فصل مشترک در سمت منیزیم و تفاوت آن به لحاظ پیوستگی، در مقایسه با سمت آلومینیم، و همچنین نوع عیوب قابل توجه و دقت است، ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی از حضور و تجمع حباب‌ها و حفره‌های گازی در سمت آلومینیم

همچنان که مشاهده می‌شود، پس از تماس مذاب با نقاط برجسته و یا اصطلاحاً نقاط مرجح و یا ترجیحی جامد و انحلال این نقاط، اگر محتوای حرارتی متمرکز در فصل مشترک بالا باشد، انحلال ادامه یافته و نقاط ذوب

با تولید دو فلزی‌ها، توسط یکی از مولفین، مورد مشاهده قرار گرفته و گزارش شده است [۸، ۱۴]. با توجه به تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک، شکل ۵، مشاهده شد که اندازه‌ی عرض فصل مشترک بین آلومینیم و منیزیم، حداقل از ۲ تا حداکثر ۵ میلی‌متر تغییر می‌کند. به‌جز هوای موجود در سطح قطعه جامد می‌توان انتظار داشت که در هنگام برخورد مذاب با سطح جامد، آلودگی‌های احتمالی سطحی جامد نیز نقش بازی کرده و در نتیجه‌ی حضور آن‌ها حفره‌های گازی بروز کند.

۳-۲- اثر دمای پیش‌گرم

نتایج ریخته‌گری جفت فلزی آلومینیم- منیزیم در دماهای پیش‌گرم جامد منیزیم در دو دمای ۳۰ و ۱۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد عدم ایجاد اتصال متالورژیکی بوده است. شکل ۸ نمونه فصل مشترک در دو حالت فوق را نشان می‌دهد. در این حالت در کل پوسته داخلی جامد منیزیم هیچگونه ذوب سطحی و موضعی مشاهده نشد. این شرایط به مفهوم آن است که ذخیره حرارتی مذاب و دمای پیش‌گرم جامد، به‌صورت سر جمع، هم قادر نبوده است که دمای کافی برای ذوب حتی موضعی ایجاد کند. تصاویر ماکروسکوپی و میکروسکوپی نمونه‌ی پیش‌گرم شده تا دمای ۱۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد در شکل ۹ الف-ب نشان داده شده است. در این دمای پیش‌گرم حفره‌های گازی به تعداد کم در کل سطح فصل مشترک مشاهده شد. به نظر می‌رسد در این حالت دما به اندازه‌ی بالا بوده است که هوای موجود در سطح جامد را تبدیل به حفره گازی کند و این حفره‌ها با شروع انجماد در فصل مشترک باقی مانده اند.

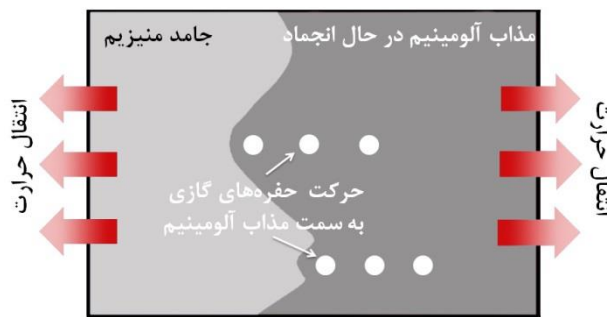


شکل ۸ تصویر ماکروسکوپی نمونه‌ی ریخته‌گری شده در دمای پیش‌گرم ۳۰ و ۱۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد

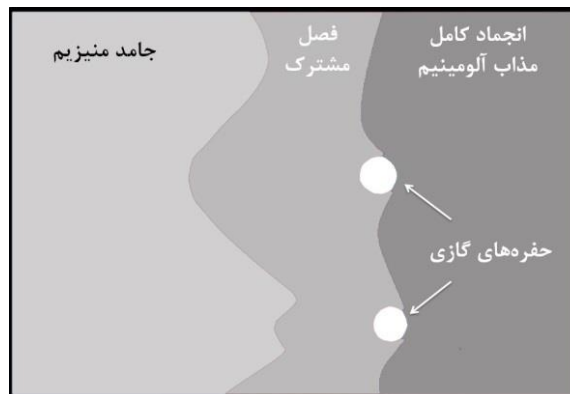
با افزایش دمای پیش‌گرم به ۲۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، تشکیل حفره‌های گازی کوچک‌تر با فاصله قابل توجهی از فصل مشترک دیده می‌شوند و به نظر می‌رسد که این گازها فرصت کافی داشته‌اند که به داخل مذاب فرار کنند و احتمالاً با حفره‌های گازی ناشی از خروج حلالیت هیدروژن مجاور شوند. جزییات مربوط به چگونگی این پدیده در قسمت قبل توضیح داده شد. به هر حال بر اساس آنچه در خصوص نقش نقاط برجسته‌ی سطح جامد گفته شد، در مواردی که دمای پیش‌گرم از یک حد بحرانی خاصی بالاتر باشد، احتمال تشکیل لایه‌ی پیوسته با اتصال نقاط مرجح به همدیگر افزایش می‌یابد. تعیین دقیق نقطه‌ی بحرانی در تحقیق حاضر مقدور نبوده است لیکن شکل ۵، که مربوط به نمونه‌ی پیش‌گرم شده تا ۲۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد است نشان



(ج)



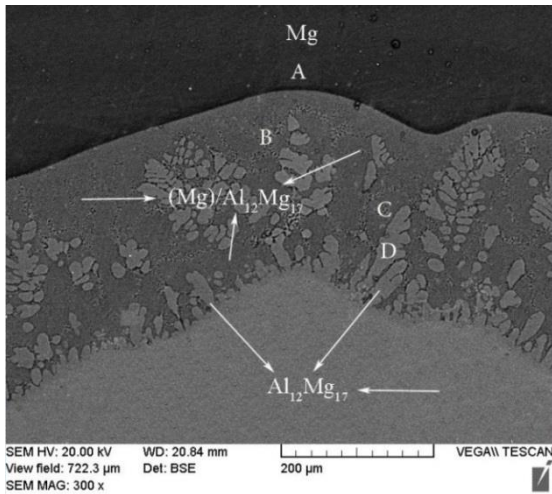
(د)



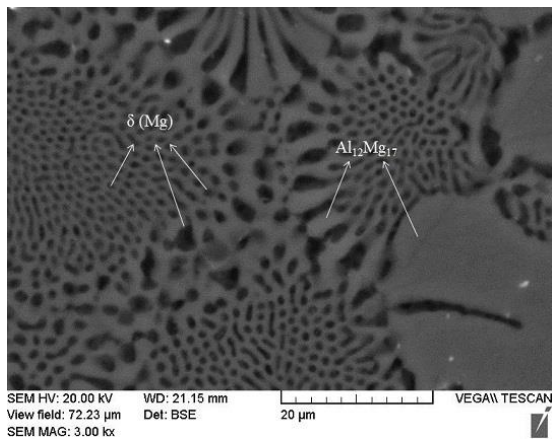
(ه)

شکل ۷ طرحواره تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک، الف) سطح به‌صورت ناهموار است. ب) طرحواره تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک، نزدیک شدن مذاب به سمت جامد و حضور هوا بین مذاب و جامد. ج) طرحواره تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک، انحلال جامد در مذاب و همچنین به دام افتادن حفره‌های گازی در برخی ناهمواری‌های سطح جامد. د) طرحواره تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک، حجیم شدن و حرکت حفره‌های گازی به سمت مذاب آلومینیم و همچنین انتقال حرارت منجر به شروع انجماد مذاب آلومینیم می‌شود. ه) طرحواره تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک، انجماد کامل مذاب آلومینیم و تجمع حفره‌های گازی در فصل مشترک و در مرز بین فصل مشترک و آلومینیم

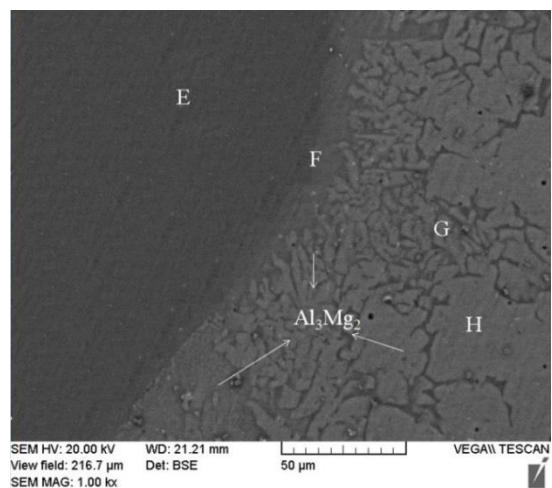
تصاویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک، شکل ۵، حضور و تجمع حفره‌های گازی در سمت آلومینیم و مصداق واقعی آن چیزی است که در شکل ۷ مورد تاکید قرار گرفته است. این پدیده بارها در آزمایش‌های مرتبط



(الف)



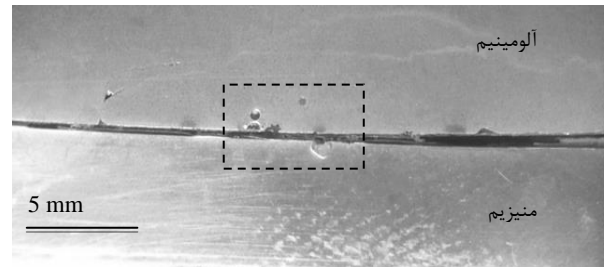
(ب)



(ج)

شکل ۱۰ (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک آلومینیم-منیزیم در سمت منیزیم و محل‌های انجام آنالیز EDS. (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ساختار بوتکتیک ((δ) + $Al_{12}Mg_{17}$) تشکیل شده در فصل مشترک آلومینیم-منیزیم. (ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک آلومینیم-منیزیم در سمت آلومینیم و محل‌های انجام آنالیز EDS

می‌دهد که این دما می‌تواند دمای شروع برای تشکیل فصل مشترک متالورژیکی پیوسته در شرایط تولید عملی مورد استفاده قرار گیرد.



(الف)



(ب)

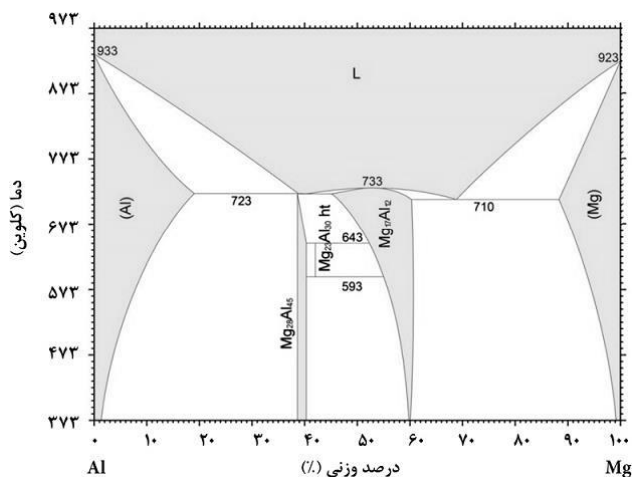
شکل ۹ تصویر ماکروسکوپی (الف) و میکروسکوپی (ب) از فصل مشترک نمونه پیش-گرم شده تا دمای ۱۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد

تحقیقات انجام شده در تولید جفت‌های فلزی نشان می‌دهد که فصل مشترک ناپیوسته قطعاً نامطلوب است ولی فصل مشترک پیوسته در صورتی مطلوب است که فازهای شکننده‌ی زیادی در ناحیه‌ی فصل مشترک تشکیل نشود [۸، ۹، ۱۴، ۱۵]. اگر فازهای شکننده قطعاً امکان تشکیل دارند، که دیگرام فازی مربوط به جفت انتخاب شده حاکی از این موضوع است، لازم است تا حد امکان ضخامت فصل مشترک کم باشد.

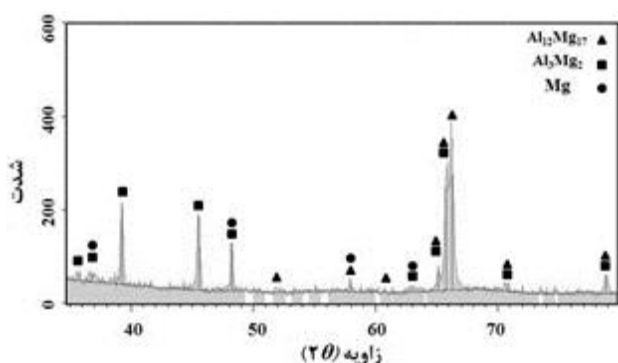
به این منظور بایستی متغیرهای تولید، شامل سرعت دوران، زمان بیرون کشی قطعه از دستگاه، دمای پیش‌گرم، دمای ذوب ریزی، نسبت حجمی جامد-مذاب و وضعیت ترشوندگی دو فلز جفت را برای دستیابی به این هدف کنترل نمود. این موضوع توسط سایر محققین نیز اعلام شده است [۱۷].

۳-۳- بررسی ریزساختار فصل مشترک

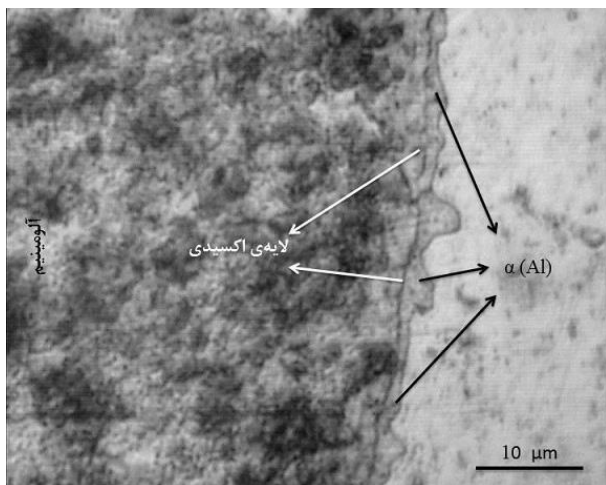
تصاویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک جفت فلزی آلومینیم-منیزیم در شکل ۱۰ نشان داده شده است. شکل ۱۰-الف فصل مشترک در سمت منیزیم و جزئیات آن در شکل ۱۰-ب مشاهده می‌شود. شکل ۱۰-ج نمایش فازهای مربوطه در سمت آلومینیم است. همچنین مناطق مربوط به انجام آنالیز نقطه‌ای EDS، شامل هشت نقطه نیز بر روی تصاویر میکروسکوپ الکترونی مشخص شده‌اند. میانگین نتایج حاصل از آنالیز نقطه‌ای EDS انجام شده از فصل مشترک آلومینیم-منیزیم از محل‌های مشخص شده در شکل ۱۰، در جدول ۲ ارائه شده است.



شکل ۱۱ نمودار فازی دوتایی آلومینیم- منیزیم [۱۷]



شکل ۱۲ نتایج آنالیز پراش اشعه ایکس از فصل مشترک (XRD)



شکل ۱۳ تشکیل محلول جامد آلومینیم در سمت آلومینیم

سختی فصل مشترک از ۲۰۵ تا ۲۸۵ ویکرز تغییر می‌یابد، این درحالی است که سختی فلزات پایه، آلومینیم و منیزیم، به ترتیب ۲۸ و ۲۹ ویکرز است. بر طبق شکل ۱۴ سختی فصل مشترک در سمت آلومینیم بیش‌تر از سمت منیزیم است که نشان دهنده‌ی بالا بودن سختی ترکیب Al_3Mg_2 نسبت به ترکیبات دیگر است. این موضوع توسط سایر محققین نیز گزارش شده است [۲، ۲۱].

جدول ۲ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS از محل‌های نشان داده شده در شکل ۱۰ الف و ج

منطقه	در اتمی عناصر (at.%)	نسبت عناصر آلومینیم- منیزیم		ترکیب تشکیل شده در فصل مشترک
		Al	Mg	
A	۱۰۰	۰		Mg
B	۶۰/۰۶	۳۹/۹۴	۰/۶	$Al_{12}Mg_{17}$
C	۶۱/۶۱	۳۸/۳۹	۰/۶	$Al_{12}Mg_{17}$
D	۵۳/۴۵	۴۶/۵۵	۰/۹	$Al_{12}Mg_{17}$
E	۴۸/۱۴	۵۱/۸۶	۱/۰۷	$Al_{12}Mg_{17}$
F	۴۰/۰۵	۵۹/۹۵	۱/۵	Al_3Mg_2
H	۳۴/۵۶	۶۵/۴۴	۱/۹	Al_3Mg_2
G	۳۴/۵۶	۶۵/۴۴	۱/۹	Al_3Mg_2

میزان انحلال جامد در مذاب، تعیین‌کننده‌ی نوع ترکیبات تشکیل شده در فصل مشترک است. با توجه به نمودار فازی دوتایی آلومینیم- منیزیم (شکل ۱۱)، ترکیبات بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ ، Al_3Mg_2 ، ترکیب یوتکتیک، محلول جامد منیزیم در آلومینیم و محلول جامد آلومینیم در منیزیم در فصل مشترک بین دو فلز آلومینیم و منیزیم تشکیل می‌شود [۱۷]. طبق تحقیقات انجام شده از لحاظ سینتیکی اولین ترکیب بین فلزی که در فصل مشترک تشکیل می‌شود، ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ است [۱۸].

در این آزمایش نیز ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ وسیع‌ترین ترکیب بین فلزی تشکیل شده در فصل مشترک بوده و عرض آن نسبت به ترکیب Al_3Mg_2 و یوتکتیک بیش‌تر است. همچنین مشخص می‌شود که ترکیب بین فلزی تشکیل شده در سمت آلومینیم، Al_3Mg_2 است. با حرکت از سمت منیزیم به سمت آلومینیم، از میزان منیزیم کم‌تر شده و مقدار آلومینیم افزایش می‌یابد که با توجه به نمودار فازی و نسبت آلومینیم- منیزیم، به دست آمده از آنالیز EDS، ساختار یوتکتیک حاصل از واکنش $L \rightarrow \delta(Mg) + Al_{12}Mg_{17}$ در سمت منیزیم تشکیل می‌شود، که δ در این‌جا محلول جامد منیزیم است [۱۹].

نتیجه‌ی حاصل از پراش اشعه ایکس در شکل ۱۲ نشان داده شده است که تاییدی بر تشکیل ترکیبات بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ و Al_3Mg_2 در فصل مشترک است. به نظر می‌رسد که بعد از انجماد منطقه‌ی ذوبی در فصل مشترک، نفوذ اتم‌های آلومینیم و منیزیم در فصل مشترک ادامه پیدا می‌کند و نهایتاً منجر به افزایش ضخامت ترکیبات تشکیل شده در فصل مشترک می‌شود. شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه نزدیک به آلومینیم را نشان می‌دهد که فاز آلفا با ضخامت ۲ تا ۴ میکرومتر در آن قابل مشاهده است. حضور لایه اکسید که در برخی نقاط پاره شده است نیز در این تصویر محتمل به نظر می‌رسد. این شرایط در سرعت دوران بالاتر از ۱۶۰۰ قابل حصول است.

شکل ۱۴ توزیع ریزسختی در طول منطقه‌ی واکنش را نشان می‌دهد. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که سختی فصل مشترک به‌طور قابل ملاحظه‌ای بیش‌تر از فلزات پایه‌ی آلومینیم و منیزیم است. تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد در فصل مشترک دلیل اصلی افزایش سختی در فصل مشترک محسوب می‌شود [۲۰]. بنابراین افزایش سختی در زیرلایه‌های تشکیل شده در فصل مشترک را می‌توان با توجه به تغییرات در ریزساختار توجیه کرد.

Centrifugal Casting," Compos. Part A Appl. Sci. Manuf., Vol. 39, No. 7, pp. 1150-1158, Jul. 2008.

[11] Niu, L. Hojamberdiev, M. and Xu, Y., "Preparation of in Situ-Formed WC/Fe Composite on Gray Cast Iron Substrate by a Centrifugal Casting Process," J. Mater. Process. Technol., Vol. 210, No. 14, pp. 1986-1990, 2010.

[12] Watanabe, Y. Watanabe, S. and Matsuura, K., "Nickel-Aluminides/Steel Cad Pipe Fabricated by Reactive Centrifugal Casting Method From Liquid Aluminum and Solid Nickel," Metall. Mater. Trans. A, Vol. 35, No. 5, pp. 1517-1524, 2004.

[13] Xu, G. Luo, A. Chen, Y. and Sachdev, A. K., "Interfacial Phenomena in Magnesium/Aluminum Bi-Metallic Castings," Mater. Sci. Eng. A, Vol. 595, pp. 154-158, 2014.

[14] Hajjari, E. Divandari, M. Razavi, S. S. Emami, H. M. and Kamado, S., "Applied Surface Science Estimation of the Transient Interfacial Heat Flux Between Substrate / Melt at the Initiation of Magnesium Solidification on Aluminum Substrates Using the Lumped Capacitance Method," Appl. Surf. Sci., Vol. 257, No. 11, pp. 5077-5082, 2011.

[15] Sarvari, M. and Divandari, M., "Melt Behavior and Shrinkage Force Effect of Al Melt in Al/Mg Bimetal Cast via centrifugal Casting," In Persian, Modares Mechanical Engineering, Vol.15, No.7, pp.131-138, 2015.

[16] Noguchi, T. Horikawa, N. Nagate, H. Nakamura, T. and Sato, K., Application of Flow and Solidification Simulation in Cast-in Insertion Processing," International Journal of Cast Metals Research, Vol. 18, No. 4, pp. 214-221, 2005.

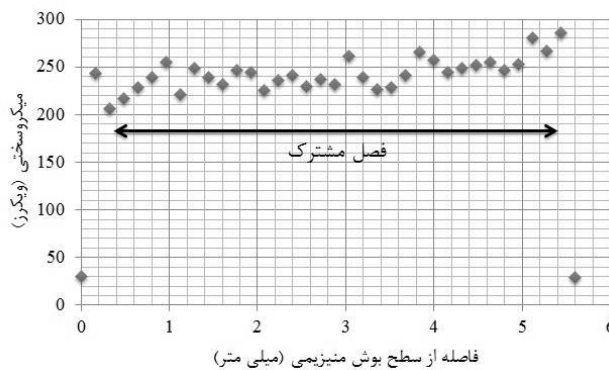
[17] A. S. M. International, ASM Metals Handbook Volume 3 Alloy Phase Diagrams. 1992.

[18] Huang Juan, Y. L. and wang, W., "Interface Microstructure and Diffusion Kinetics in Diffusion Bonded Mg/Al Joint," Akadémiai Kiadó, Budapest Springer, Dordr., Vol. 95, No. 1, pp. 71-79, 2008.

[19] Guldberg, S. and Ryum, N., "Microstructure and Crystallographic Orientation Relationship in Directionally Solidified Mg - Mg 17 Al 12 - Eutectic," Materials Science and Engineering, Vol. 289, pp. 143-150, 2000.

[20] Sato, Y. S. Park, S. H. C. Michiuchi, M. and Kokawa, H., "Constitutional Liquation During Dissimilar Friction Stir Welding of Al and Mg Alloys," Scr. Mater., Vol. 50, No. 9, pp. 1233-1236, 2004.

[21] Dietrich, D. Nickel, D. Krause, M. Lampke, T. Coleman, M. P. and Randle, V., "Formation of Intermetallic Phases in Diffusion-Welded Joints of Aluminium and Magnesium alloys," J. Mater. Sci., Vol. 46, No. 2, pp. 357-364, 2010.



شکل ۱۴ توزیع میکروسختی در فصل مشترک آلومینیم- منیزیم

۴- نتیجه‌گیری

برآمدگی‌های ریزساختاری سطحی مکان‌های مرجعی برای واکنش مذاب با جامد محسوب می‌شوند، که پیشروی واکنش از این نقاط شروع و ادامه پیدا می‌کند. بنابراین واکنش مذاب با سطح جامد به صورت انتخابی و می‌توان گفت که انحلال موضعی اتفاق می‌افتد. به منظور جلوگیری از این پدیده و شروع انحلال از مکان‌های متعدد که منجر به تشکیل لایه یک‌دست شود لازم است تنش مماسی در حدی باشد که فیلم سطحی در نقاط زیادی پاره شده و انحلال از حالت موضعی به حالت گسترده تبدیل شود. سرعت دوران بالاتر این نتیجه را تامین می‌کند. واکنش مذاب با جامد به صورت انحلال جامد در مذاب است که با توجه به میزان انحلال جامد منیزیم در مذاب آلومینیم، ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ و ساختار یوتکتیکی در فصل مشترک تشکیل می‌شوند. سختی فصل مشترک از ۲۰۵ تا ۲۸۵ تغییر یافته و بیش‌ترین سختی در فصل مشترک مربوط به ترکیب Al_3Mg_2 است. دلیل افزایش سختی تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ در فصل مشترک است.

۵- مراجع

[1] Hoeschl, J. W. M., "BMW's Magnesium-Aluminium Composite Crankcase, State-of-the-Art Light Metal Casting and Manufacturing," SAE Tech. Pap., Vol. 1, No. 0069, 2006.

[2] Liu, P. Li, Y. Geng, H. and Wang, J., "Microstructure Characteristics in TIG Welded Joint of Mg/Al Dissimilar Materials," Mater. Lett., Vol. 61, No. 6, pp. 1288-1291, Mar. 2007.

[3] Liu, L. Wang, H. and Zhang, Z., "The Analysis of Laser Weld Bonding of Al alloy to Mg Alloy," Scr. Mater., Vol. 56, pp. 473-476, 2007.

[4] Klag, O. Gröbner, J. Wagner, G. Schmid-Fetzer, R. and Eifler, D., "Microstructural and Thermodynamic Investigations on Friction Stir Welded Mg/Al-joints," Int. J. Mater. Res., Vol. 105, No. 2, pp. 145-155, 2014.

[5] Joseph Fernandus, M. Senthilkumar, T. Balasubramanian, V. and Rajakumar, S., "Optimizing Diffusion Bonding Parameters to Maximize the Strength of AA6061 Aluminum and AZ61A Magnesium Alloy Joints," Exp. Tech., pp. 1-16, 2012.

[6] Emami, S.M. Divandari, M. Arabi, H. and Hajjari, E., "Effect of Melt-to-Solid Insert Volume Ratio on Mg/Al Dissimilar Metals Bonding" J. of Materials Engineering and Performance, 2013

[7] Han, S. and Huh, H., "Evaluation of a Cast-joining Process of Dual-Metal Crankshafts with Nodular Cast Iron and Forged Steel for Medium Speed Diesel Engines," Int. J. Adv. Manuf. Technol., Vol. 63, No. 1-4, pp. 319-327, 2012.

[8] Hajjari, E. Divandari, M. Razavi, S. H. Emami, S. M. Homma, T. and Kamado, S., "Dissimilar Joining of Al/Mg Light Metals by Compound Casting Process," J. Mater. Sci., Vol. 46, No. 20, pp. 6491-6499, 2011.

[9] Rübner, M. Günzl, M. Körner, C. and Singer, R. F., "Aluminium-Aluminium Compound Fabrication by High Pressure Die Casting," Mater. Sci. Eng. A, Vol. 528, No. 22-23, pp. 7024-7029, 2011.

[10] Melgarejo, Z. H. Suárez, O. M. and Sridharan, K., "Microstructure and Properties of Functionally Graded Al-Mg-B Composites Fabricated by