



مشخصه یابی فصل مشترک کامپوزیت دوفلزی آلومینیم- مس تولید شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز

احسان حیطه^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}، مرتضی غلامی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج
 ۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
 ۳- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
 divandari@iust.ac.ir، ۱۶۸۴۶-۱۳۱۱۴

چکیده

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۵/۱/۱۵

پذیرش: ۹۵/۲/۱۷

کلیدواژگان:

کامپوزیت آلومینیم- مس
 ریخته‌گری گریز از مرکز
 فصل مشترک
 ترکیبات بین فلزی

هدف از این تحقیق بررسی فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم- مس حاصله از ریخته‌گری گریز از مرکز مذاب آلومینیم درون بوش جامد مسی است. در این تحقیق مقدار مشخصی مذاب آلومینیم خالص تجاری (۱۰۰ گرم) درون بوش مسی پیش‌گرم شده تا دمای ۱۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و در حال چرخش با سرعت‌های دوران ۷۰۰، ۹۰۰، ۱۵۰۰ و ۳۰۰۰ دور بر دقیقه درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی ریخته‌گری شد. به منظور بررسی فصل مشترک واکنشی از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم آنالیز EDS استفاده و نیز سنجش میکروسختی فازها انجام شد. افزایش سرعت چرخش با افزایش نیروی گریز از مرکز موجب افزایش آهنگ سردکنندگی شده و به این ترتیب شرایط را برای ظریف‌تر شدن ساختار و نازک‌تر شدن فصل مشترک واکنشی فراهم می‌آورد. نتایج آنالیز نقطه‌ای (EDS) نشان داد فازهای شکل گرفته به ترتیب از سمت مس شامل: لایه‌های پیوسته‌ی Al_2Cu ، AlCu ، رسوبات Al_2Cu پراکنده در ساختار یوتکتیک غیرعادی و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ در مجاورت آلومینیم است. نتایج تغییرات میکروسختی، از فازهای حاضر در فصل مشترک واکنشی، نیز گویای روند کاهش سختی در دو سمت آلومینیم و مس و بروز حداکثر سختی در ترکیبات بین فلزی بیشتر از ۵۰۰ ویکرز، نزدیک به رینگ مس جامد، است.

Interface characterization of aluminum-copper bimetal composite produced via centrifugal casting

Ehsan Hiteh¹, Mehdi Divandari^{2*}, Morteza Gholami²

1- School of Materials Engineering, Islamic Azad University of Karaj, Karaj, Iran
 2- School of Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran
 *P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, divandari@iust.ac.ir

Keywords

Aluminum-copper composite
 Centrifugal casting
 Interface
 Intermetallic compound

Abstract

The aim of this research is to investigate interface evolution during centrifugal casting of Al-Cu bimetal composite. In this work, 100 grams aluminum melt was cast into a 150°C preheated Cu cylindrical bush rotating at 700, 900, 1500, and 3000 rotation per minute (rpm) inserted in a vertical centrifugal casting (VCC) machine. Obtained samples were studied using optical microscope (OM) and scanning electron microscopy (SEM) equipped with EDS system and also microhardness test on various available phases. Centrifugal force, due to the rotational speed, leads to increase in the cooling rate. Cooling rate increment not only causes thinning the interface but also with increasing nucleation sites leads to modify the resulted microstructure. EDS results showed that the achieved interface consisted of four discrete layers from the Cu side, including Cu_2Al , AlCu , Al_2Cu continuous layers, Al_2Cu precipitates scattering in anomalous eutectic structures and finally $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ anomalous eutectic structure near the Al side. Micro hardness measurements showed that hardness of various presented phases decreases in both Al and Cu side but have a maximum pick, more than 500 Vickers, near to Cu bush as a result of intermetallic compound formation.

۱- مقدمه

ذخیره‌ی انرژی و منابع، بهبود عملکرد انتقال حرارت مبدل‌های حرارتی مهم تلقی می‌شود [۲]. از جمله موارد استفاده‌ی بوش‌های دوفلزی می‌توان به بوش‌های اتصال، واشر موتورها، محفظه‌ی رادیاتورها، مبدل‌های حرارتی و

ضرورت حفظ منابع و کاهش آلودگی‌های محیطی موجب مورد توجه قرار گرفتن سازه‌های سبک وزن در بازار شده است [۱]. همچنین به منظور

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Hiteh, E. Divandari, M. and Gholami, M., "Interface characterization of aluminum-copper bimetal composite produced via centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 4, pp. 343-350, 2017.

فرآیند است. ارتعاش مکانیکی قالب حین انجماد، روی ریزساختار و در نتیجه روی خواص مکانیکی ریختگی تاثیر می‌گذارد. بهبود خواص ناشی از گریز از مرکز، به علت ارتعاش ذاتی فرآیند نبوده و آن را به دینامیک سیال و اثر فشار نسبت داده‌اند [۱۳]. در حوزه‌ی گریز از مرکز به علت غیرخطی شدن انتقال حرارت که ناشی از فشار گریز از مرکز است، تشکیل دانه‌های هم‌محور مرجح می‌شود. از آن جایی که اندازه‌ی دانه تابع سرعت چرخش است، افزایش سرعت چرخش موجب ریز شدن دانه‌ها را فراهم می‌آورد. علت این پدیده را به افزایش انتقال حرارت در حوزه‌ی گریز از مرکز نسبت داده‌اند. توزیع عناصر آلیاژی نیز با کاهش فاصله از مرکز نمونه تا شعاع چرخش، افزایش یافته است [۱۴]. در این مطالعه، فصل مشترک حاصله از ریخته‌گری مذاب آلومینوم خالص درون بوش مسی در حال چرخش از نقطه نظر فازهای تشکیل شده در فصل مشترک و نیز میزان سختی هر کدام از این فازها، شناسایی و گزارش شده‌اند.

۲- تحلیل نیروها

در حوزه‌ی گریز از مرکز، سه نوع نیرو به فلز مایع اعمال می‌شود که شامل نیروی گرانش، نیروی گریز از مرکز و نیروی کوریولیس است [۱۵]. نیروی گریز از مرکز وابسته به سرعت چرخش قالب بوده و با معادله زیر بیان شده است:

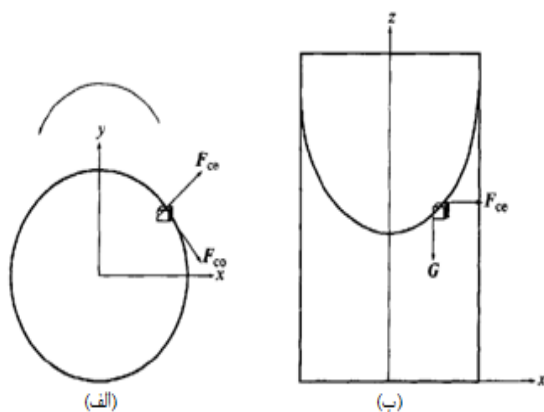
$$F_{ce} = m r \omega^2 \quad (1)$$

که در آن F_{ce} نیروی گریز از مرکز، m جرم هسته‌ی انجمادی، r شعاع (محور چرخش) و ω سرعت چرخش است [۱۶].

نیروی کوریولیس در یک سرعت چرخش معین می‌تواند جهت جریان را از ثقلی به چرخشی تغییر دهد. شتاب کوریولیس $(2\omega \times V)$ وابسته به جهت و میزان چرخش است. با افزایش سرعت چرخش قالب، احتمال لمس کامل دیواره‌ی قالب افزایش می‌یابد و پر شدن هر چه بهتر قالب تسهیل می‌شود [۱۷]. این به آن معناست که در دوره‌های پایین ممکن است قالب در حال چرخش پر نشود. بنابراین، بر طبق تحلیل نیرو و اصل جمع نیروها، نیروی ذره‌ی مایع معادل F_n خواهد بود. در شکل ۱ نمودار شماتیک نشان‌دهنده‌ی نیروهای وارده بر مذاب نشان داده شده است.

$$F_{ce} + F_{co} + g + F_n = 0 \quad (2)$$

به گونه‌ای که F_{co} نیروی کوریولیس، F_{ce} نیروی گریز از مرکز، g معادل گرانش و F_n نیروی منتهجه از سه نیروی اعمالی به روی ذرات سیال است [۱۵].



شکل ۱ نمودار شماتیک نشان‌دهنده‌ی نیروهای وارده بر مذاب

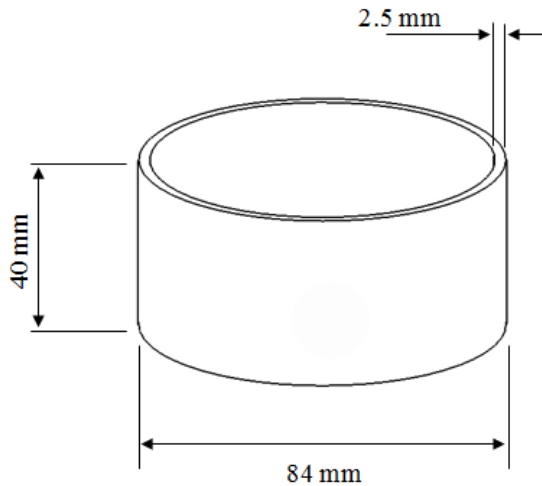
دیگ‌های بخار غوطه‌ور، پاتاقان‌های تحت فشار، میله دنده‌ی اتومبیل، دیسک مبدل‌های هیدرودینامیک، دیسک ترمز و بلبرینگ‌های موتور دیزل اشاره کرد [۳]. با توسعه‌ی صنعت خطوط لوله، نیازمندی‌ها به مواد مقاوم به خوردگی افزایش یافته است. لوله‌ی مرکب نوع ویژه‌ای از انواع لوله است که در آن مواد تقویت‌کننده‌ی متنوعی به روشی فیزیکی با یک ماده‌ی پایه ترکیب می‌شود [۴]. کاربرد بوش مسی به عنوان پوسته‌ی خارجی مقاوم به خوردگی و کاربرد ترکیبی آلیاژهای آلومینیم به علت چگالی پایین، هدایت حرارتی بالا و مقاومت به خوردگی مناسب [۵] و همچنین استفاده از مقادیر آلومینیم بیش‌تری در قطعات اتومبیل، به منظور بالا بردن راندمان سوخت، بسیار متداول است [۶].

چالش اصلی تولید دوفلزی‌های ریختگی، رفتار فصل مشترک بین دو فلز است. متغیرهای تاثیرگذار در ریخته‌گری دوفلزی‌ها شامل: سازگاری خواص اجزای فلزی نظیر انبساط حرارتی، گرمای ویژه، هدایت حرارتی، ناحیه‌ی دگرگونی فازی، دمای ذوب، ترشوندگی و واکنش‌پذیری به یکدیگر است. کلیه‌ی این عوامل خصوصاً ترشوندگی و واکنش‌پذیری، تعیین‌کننده‌ی کیفیت پیوند بین فلزات بوده و از این رو تاثیر برجسته‌ای روی خواص نهایی دوفلزی ریختگی دارند [۷]. روش‌های اتصال بین مواد، شامل چفت اجباری بواسطه‌ی ضرایب انبساط حرارتی یا نرخ انقباض متفاوت و نیز اتصال چسبیده یا پیوند متالورژیکی بواسطه‌ی واکنش‌ها یا آلیاژسازی اتفاق افتاده در مرز دانه‌ها است [۸]. فرآیند ریخته‌گری مرکب راهی اقتصادی برای تولید کامپوزیت‌های دوفلزی محسوب می‌شود که از محدودیت شکل و ابعاد قطعه رنج نمی‌برد و در دهه‌های اخیر توجه فراوانی به آن شده است. ریخته‌گری مرکب فرآیندی است که در آن دو ماده‌ی فلزی (یکی در حالت جامد و دیگری در حالت مایع) با یکدیگر تماس برقرار کرده و یک ناحیه‌ی واکنشی نفوذی بین دو ماده شکل می‌گیرد به گونه‌ای که لایه‌ی فلزی پیوسته‌ای از یک فلز به دیگری بوجود می‌آید [۹].

تشکیل فصل مشترک در فرآیند ریخته‌گری مرکب، کنترل‌شونده با انحلال و نفوذ است [۱۰]. در صورتی که محتوای حرارتی مذاب کافی باشد، ذوب لایه‌های سطحی زیرلایه و تشکیل محلول جامد قابل انتظار خواهد بود. تشکیل محلول جامد از طریق انحلال اتم یک فلز در فلز دیگر و/یا از طریق اختلاط مکانیکی ناشی از جابجایی داخل مذاب است. به علت گرادین غلظتی بوجودآمده بین فلز پایه و مذاب ریخته‌گری‌شده، یک ناحیه‌ی واکنشی شامل فازهای متنوعی بین دو فلز شکل می‌گیرد [۹]. چالش‌برانگیزترین مسئله‌ی روش‌های اتصال حرارتی، تشکیل لایه‌های واکنشی بین‌فلزی ترد در فصل مشترک است [۵].

مراحل تشکیل پیوند شامل (۱) نفوذ اتم‌ها از میان لایه، و (۲) واکنش شیمیایی با شرکت اتم‌های حضور یافته در فصل مشترک بین لایه‌ها، است [۱۱]. به علت فعالیت بالای عناصر واکنشی در دماهای بالا، مرحله‌ی انجام واکنش بسیار گذرا است. ضخامت لایه‌ی واکنشی حین مرحله‌ی اولیه تشکیل آن توسط سرعت واکنش و در زمانی گذرا کنترل شده است. حین مرحله‌ی رشد لایه‌ی واکنشی، ضخامت لایه‌ی کلی به انحلال و نفوذ لایه‌ی واکنشی نسبت داده شده است.

ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی، روش ریخته‌گری ویژه‌ای است که کیفیت ریختگی‌های دارای دیواره‌ی نازک را بهبود می‌دهد. حین فرآیند پر شدن قالب و انجماد، نیروی عظیم گریز از مرکز و نیروی ثقل به فلز مایع درون قالب چرخان اعمال می‌شود [۱۲]. ویژگی‌های عمده‌ی ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی شامل دینامیک سیال، فشار گریز از مرکز و ارتعاش ذاتی

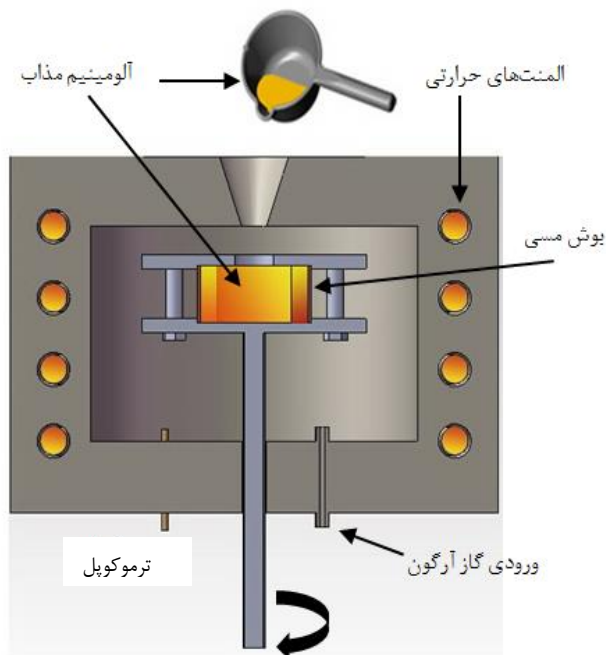


شکل ۲ طرحواره‌ی بوش مسی مورد استفاده در این تحقیق

۳-۲- تجهیزات مورد استفاده و جزییات فرآیندی

مقدار مشخصی آلومینیم (۱۰۰ گرم) با استفاده از کوره المانی، تحت فلاکس پوششی تجاری کاورال، ذوب شده و سپس مذاب آلومینیم با دمای بارریزی ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی (شکل ۳) بارریزی گردید. مطابق جدول ۳، کلیه‌ی بوش‌ها تا دمای ۱۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد پیش‌گرم و مذاب آلومینیم در سرعت‌های دوران مختلف درون بوش مسی ریخته‌گری شد.

دوفلزی‌های ریخته‌گری شده، برش زده شده و عملیات پوساب‌زنی با استفاده از کاغذ سنباده‌ی کاربید سیلیسیم به ترتیب از شماره ۲۲۰ تا ۲۵۰۰ طی ۸ مرحله انجام شد؛ سپس قطاع‌های برش زده شده با استفاده از نمد و پودر ساینده‌ی آلومینا، پولیش شدند. به منظور نمایان کردن فصل مشترک تشکیل شده، نمونه‌ها با استفاده از محلول استاندارد ۰.۵٪ HF حکاکی شد.



شکل ۳ طرحواره دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی

نسبت N بین نیروی گریز از مرکز در جهت شعاعی و نیروی عرضی کوریولیس به صورت رابطه (۳) نشان شده است.

$$N = \frac{|F_{Co}|}{|F_{ce}|} \quad (3)$$

هنگامی که $N > 1$ باشد به این معنی است که نیروی کوریولیس بیش‌تر از نیروی گریز از مرکز است و بنابراین مذاب به دیواره‌ی قالب می‌چسبد. نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس نقش مهمی در پر شدن قالب توسط مذاب در فرآیند گریز از مرکز عمودی دارند [۱۸]. نیروی گرانشی حاضر در این فرآیند معادل است با:

$$F_g = mg \quad (4)$$

بر همین مبنا، فاکتوری (G) تعریف شده است که توسط آن نیروی نرمال گرانش در زمان چرخش چند برابر شده و برابر است با:

$$G = \frac{F_{ce}}{F_g} = \frac{r\omega^2}{g} \quad (5)$$

متداول‌ترین محدوده‌ی نیرو برای تولید ریختگی‌ها ۱۰-۱۵۰G بوده به طوری که برای تولید ریختگی‌های ساده با محور عمودی با قابلیت پر شدن یکنواخت نیرویی معادل ۳۳G نیاز است [۱۹].

۳- مواد و تجهیزات و روش پژوهش

۳-۱- مواد اولیه

در این آزمایش آلومینیم و مس خالص تجاری جهت تولید نمونه‌های دو فلزی مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی هر یک از آن‌ها در جداول ۱ و ۲ ارائه شده است.

بوش‌های مسی تولید شده توسط شرکت Nibco به ابعاد قطر خارجی ۸۴، ارتفاع ۴۰، ضخامت ۲/۵ میلی‌متر تهیه شد. سطح داخلی این بوش‌ها پیش از عملیات ریخته‌گری با استفاده از کاغذ سنباده شماره‌ی ۴۰۰ به طور یکنواخت پوساب زده شده و پس از شستشو با آب و خشک کردن در هوای محیط، برای عملیات پیش‌گرم درون دستگاه نشان داده شده در شکل ۳ قرار داده می‌شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم مورد استفاده در این تحقیق

ماده	آلومینیم (درصد وزنی)
سیلیسیم	۰/۲۱
مس	۰/۱۲
آهن	۰/۱۲
منیزیم	۰/۰۱
روی	۰/۰۱
آلومینیم	مابقی

جدول ۲ ترکیب شیمیایی بوش مسی مورد استفاده در این تحقیق

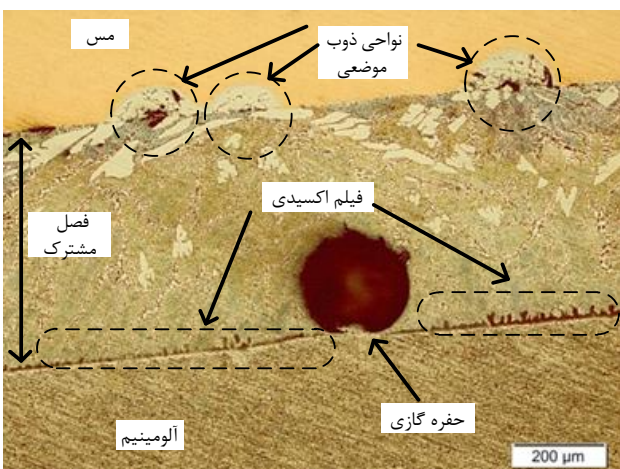
ماده	بوش مسی (درصد وزنی)
فسفر	۰/۰۲
روی	۰/۰۱
سیلیسیم	۰/۰۰۵
آهن	۰/۰۰۵
مس	مابقی

یکی از مواردی که می‌تواند تشکیل پیوند را در کامپوزیت‌های دوفلزی مشکل می‌سازد، حضور فیلم اکسیدی جامد نازک در سطح مذاب است. طبق گزارش‌های قبلی [۲۱] دلیل عمده بوجود آمدن این گونه فیلم‌ها قرار گرفتن سطح مذاب در معرض هوای قالب است که البته میزان آن تابع شدت برخوردی سطوح آزاد (اکسید شده) با یکدیگر است. البته این موضوع در اغلب فرآیندهای ریخته‌گری می‌تواند مساله ساز باشد.

از آنجایی که فرآیند حاضر نیز تا حدی با تلاطم همراه است، تشکیل فیلم جامد اکسید آلومینیم اجتناب ناپذیر بوده و به طوری که در شکل ۵ مشهود است بوجود آمدن این نوع فیلم‌های سطحی، در مرحله ریخته‌گری، به منزله‌ی ایجادکننده ترک (ترک پس از انجماد مذاب) تلقی شده و می‌تواند باعث بروز عیب در فصل مشترک شود. از دیگر سو، سطوح ترنشده‌ی فیلم‌های اکسیدی دولایه در اثر تلاطم مذاب، تا خورده و گاز درون این فیلم‌ها مکان‌های مرجعی برای رشد حباب‌های گازی یا حفرات انقباضی به شمار می‌آیند [۲۲]. البته موضوع عدم گاززدایی مذاب را نیز باید در نظر داشت. شایان ذکر است که حفرات گازی در حوزه‌ی گریز از مرکز متمایل به حرکت در جهت محور چرخش است [۲۳]. به طوری که حفرات حاصله در مجاورت آلومینیم متمرکز شده‌اند. با وجود احتمال حضور پدیده‌های فوق روش ریخته‌گری گریز از مرکز امتیازات زیادی، از نظر استحکام نهایی، نسبت به سایر روش‌های ریخته‌گری دارد.

۴-۲- شناسایی فازها

همان‌طور که پیش از این بیان شد، تشکیل فصل مشترک در این تحقیق ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که بواسطه‌ی نیروهای مکانیکی ممکن شده است. درحقیقت، با ورود مذاب آلومینیم به درون بوش مسی در حال چرخش و انحلال سطحی آن، با توجه به دیاگرام دوتایی Al-Cu (شکل ۶) در ابتدا یوتکتیک مایع با فاز β شکل می‌گیرد؛ در نهایت نیز پس از تشکیل ترکیبات متعدد بین فلزی واکنش یوتکتیک در دمای حدود ۵۴۸ درجه‌ی سانتی‌گراد رخ می‌دهد. نکته‌ی حائز اهمیت در این مطالعه، شرایط غیرتعادلی حاکم بر آن است که موجب تشکیل فازهای، بعضاً غیرتعادلی، در ساختار فصل مشترک می‌شود. به طوری که در شکل ۷ نشان داده شده، لایه‌های بین‌فلزی شکل گرفته حاوی ترک‌هایی است.



شکل ۵ فصل مشترک نمونه‌ی ۱ ثبت شده با میکروسکوپ نوری نشان‌دهنده‌ی اتفاقات رخ داده در فصل مشترک

کلیه‌ی قطعات‌های برش‌زده شده با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA II TESCAN مجهز به دکتور طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس مورد ارزیابی قرار گرفتند. همچنین از نرم افزار Image J به منظور بررسی‌های کمی تصاویر استفاده شد. آزمون میکروسختی به روش ویکرز نیز با دستگاه MX9660a انجام گردید، به گونه‌ای که بار ۱۵۰ گرم به مدت ۱۵ ثانیه روی فازها اعمال شده و اثر حاصله اندازه‌گیری شد.

۴- نتایج و بحث

۴-۱- تشکیل پیوند

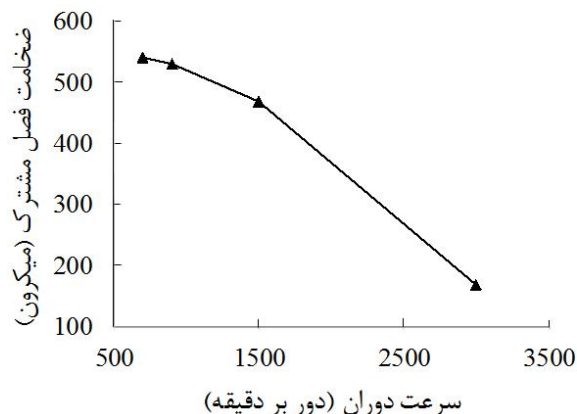
تشکیل پیوند در این روش ریخته‌گری ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که توسط نیروهای مکانیکی موثر و همچنین شرایط انحلال متالورژیکی و تشکیل ترکیبات، مطابق دیاگرام تعادل، تامین می‌شود. مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول ۳ آمده است.

جدول ۳ نمونه‌های ریخته‌گری شده به ازای دمای بارریزی ۷۳۰ درجه‌ی سانتی‌گراد

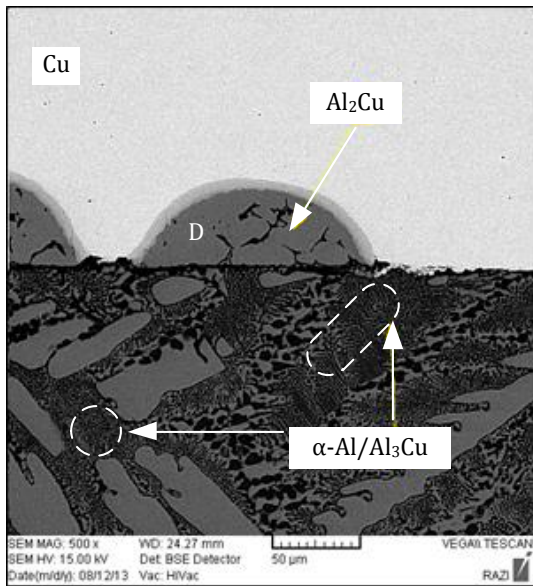
شماره نمونه	سرعت دوران (دور بر دقیقه)	ضخامت فصل مشترک (میکرومتر)	دمای پیش‌گرم (درجه‌ی سانتی‌گراد)
۱	۷۰۰	۵۴۰	
۲	۹۰۰	۵۳۰	۱۵۰
۳	۱۵۰۰	۴۷۰	
۴	۳۰۰۰	۱۷۰	

به طوری که در شکل ۴ مشخص است، افزایش سرعت دوران با افزایش آهنگ سردکنندگی موجب کاهش ضخامت فصل مشترک شده است. به طور کلی، در حوزه‌ی گریز از مرکز اندازه‌ی دانه تابع سرعت چرخش است و افزایش سرعت چرخش موجبات ریز شدن دانه‌ها، و در اینجا نازک‌تر شدن فصل مشترک، را فراهم می‌آورد که علت این پدیده را به افزایش انتقال حرارت در حوزه‌ی گریز از مرکز نسبت داده‌اند [۱۴].

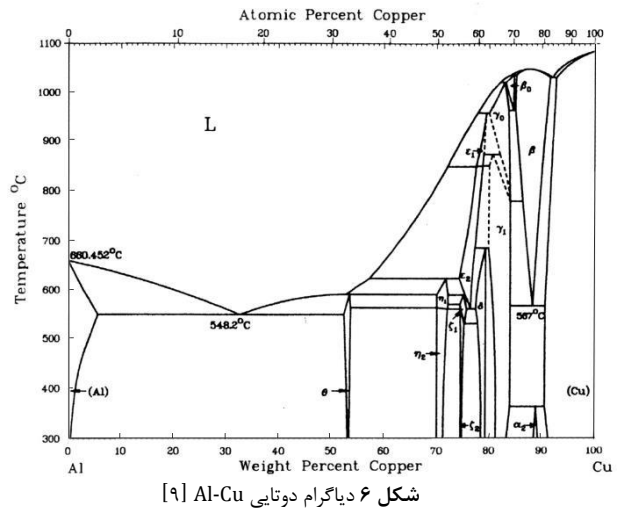
به طوری که در شکل ۵ می‌توان دید، فصل مشترک شامل یک لایه به ضخامت بیش از ۵۰۰ میکرومتر و همچنین حاوی مناطقی است که در اثر ذوب موضعی غیریکنواخت، نسبت به سایر نواحی متمایز شده‌اند. درحقیقت، تحت تاثیر ضربه‌ی مایع و نیروی گریز از مرکز، مذاب با لمس کف قالب گردان به اطراف پرت شده [۲۰] و احتمالاً شرایط برای تشکیل این مناطق موضعی، فراهم می‌شود.



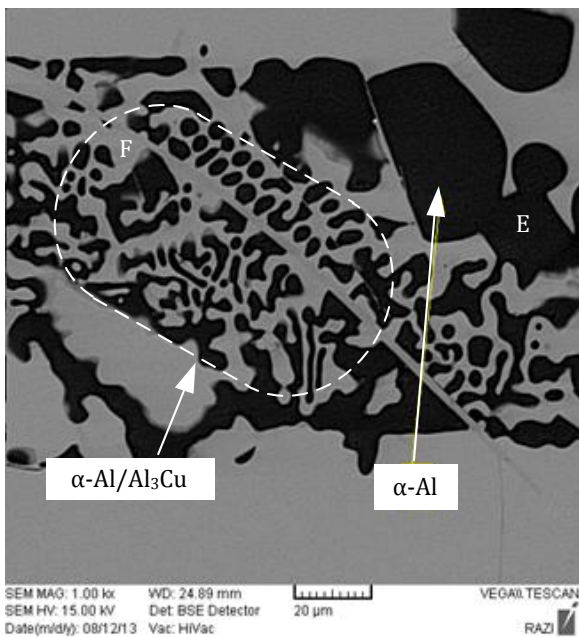
شکل ۴ تغییرات ضخامت فصل مشترک به ازای افزایش سرعت دوران



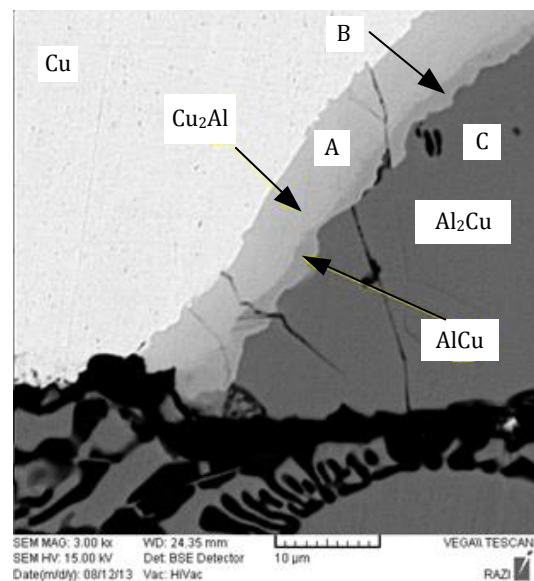
شکل ۸ فصل مشترک نمونه‌ی ۲ ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان‌دهنده‌ی پراکندگی رسوبات Al_2Cu در انبوهی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$



آگوردو و همکاران [۱] تشکیل این ترک‌ها را به آزاد شدن تنش‌های برشی القاء شده به صورت حرارتی، نسبت داده‌اند. دمای بالای موجود در ناحیه‌ی خارجی فصل مشترک (مجاور مس) به علت جهت انتقال حرارت، و تنش‌های انقباض مرتبط، نیز می‌تواند نیروی محرکه‌ی تولید چنین ترک‌هایی را تامین کند. همچنین توزیع غیریکنواخت حرارت [۷] روی سطح مس نیز می‌تواند زمینه را برای تشکیل چنین ترک‌هایی فراهم آورد. فصل مشترک مجاور مس (شکل ۷) از سه لایه‌ی پیوسته و به هم چسبیده تشکیل شده است. آنالیز نقطه‌ای (جدول ۴) این لایه‌ها نشان داد فازهای شکل گرفته از سمت مس به ترتیب شامل: $AlCu_2$ ، $AlCu$ ، و Al_2Cu است. واضح است که با دور شدن از سطح مس، غلظت Cu کاهش یافته به طوری که می‌توان گفت فازهای تشکیل شده احتمالاً متأثر از شرایط نفوذی پس از تکمیل انجماد هستند. در ادامه و پس از این سه لایه‌ی پیوسته، فصل مشترک شامل مخلوطی از رسوبات Al_2Cu جدا شده از لایه‌ی سوم درون انبوهی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ مشاهده می‌شود (شکل ۸).



شکل ۹ بزرگنمایی بالاتر ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ نمونه‌ی ۲ ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی



شکل ۷ فصل مشترک مجاور مس نمونه‌ی ۱ ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

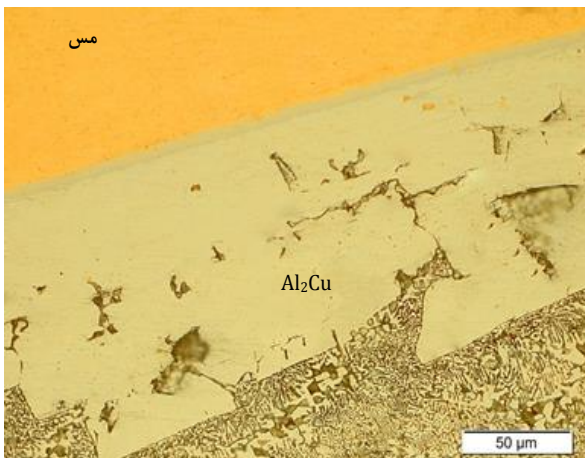
یوتکتیک غیرعادی (شکل ۹) به علت سرعت انجمادی بالا، توانایی رشد نداشته و شامل توزیع دانه‌های یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ است. ساختار یوتکتیک غیرعادی که محصول انجماد سریع است [۲۴]، در شرایط انجماد غیرتعادلی و در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود که البته توسط دیگران نیز گزارش شده است [۲۵]. رسوبات Al_2Cu پراکنده در $\alpha-Al/Al_3Cu$ تا اواسط لایه فصل مشترک مشاهده شده و ساختار مجاور آلومینیم ساختار یکپارچه‌ی یوتکتیک غیرعادی است (شکل ۱۰).

باقی‌مانده بسیار قابل توجه‌تر از نیروهای انجمادی نظیر جابجایی و هدایت بوده به گونه‌ای که شرایط را برای جدا شدن رسوبات از لایه‌ی پیوسته‌ی منجمد شده Al_2Cu فراهم می‌آورد.

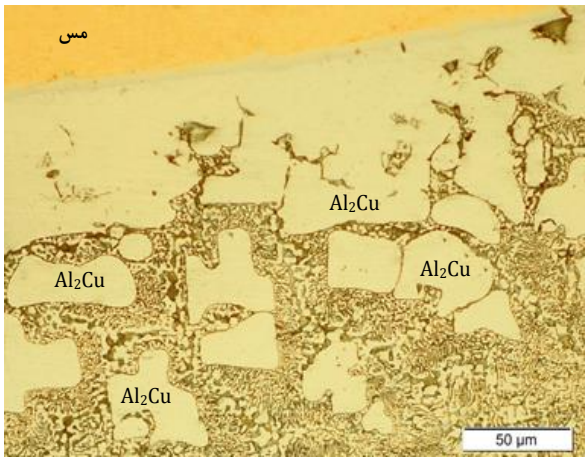
درحقیقت، فازهای شکل گرفته در مرحله‌ی ابتدایی ریخته‌گری گریز از مرکز، یک حوزه‌ی گریز از مرکز شدید را تجربه کرده و نیروهای کوریولیس و گریز از مرکز با توجه به حوزه عمل خود باعث ایجاد ترک در فاز حدوداً ۱۰۰ میکرومتری Al_2Cu شده و به صورت شناور در فاز یوتکتیک در می‌آیند. دامنه‌ی شناوری این فازها، به آنگونه که در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود و در شکل ۱۲ بصورت شماتیک نشان داده شده است یک فاصله حدوداً ۱۵۰ تا ۲۰۰ میکرومتری است [۱۶]. این تصاویر بخوبی به عملکرد نیروهای موثر در فرآیند گریز از مرکز اشاره دارد.

۴-۴- تغییرات سختی در عرض فصل مشترک

نتایج تست میکروسختی روی فازهای تشکیل شده در فصل مشترک (شکل ۱۳) نشان داد که بالاترین سختی متعلق به فاز پیوسته‌ی $AlCu_2$ (اولین لایه) با میانگین سختی حدود ۵۴۷ ویکرز است. میانگین سختی رسوبات پراکنده‌ی Al_2Cu نیز معادل ۲۳۲ ویکرز ثبت شد. عدد سختی ثبت شده برای ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ حدود ۱۳۲ ویکرز اندازه‌گیری شد.



(الف)

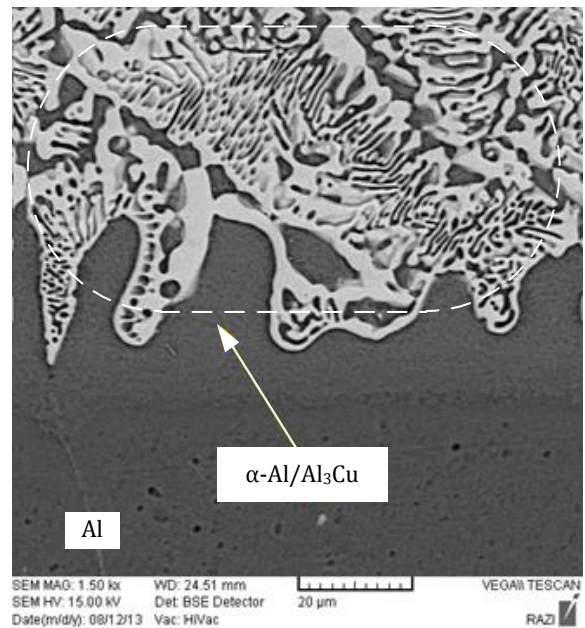


(ب)

شکل ۱۱ فصل مشترک نمونه‌های (الف) ۲ و (ب) ۳ ثبت شده با میکروسکوپ نوری (که نشان‌دهنده‌ی جدایش و پراکندگی بیش‌تر رسوبات Al_2Cu به ازای افزایش سرعت چرخش است)

جدول ۴ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS از محل‌های مشخص شده در شکل‌های ۷ تا ۹

منطقه	درصد اتمی عناصر (at.%)		ترکیب تشکیل شده
	Al	Cu	
A	۳۲/۸۴	۶۷/۱۶	Cu_2Al
B	۴۹/۵۳	۵۰/۴۷	$AlCu$
C	۶۴/۶۹	۳۵/۳۱	Al_2Cu
D	۶۴/۰۳	۳۵/۹۷	Al_2Cu
E	۹۶/۳۲	۳/۶۸	$\alpha-Al$
F	۷۴/۳۹	۲۵/۶۱	Al_3Cu



شکل ۱۰ فصل مشترک مجاور آلومینیم نمونه‌ی ۴ ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

۴-۳- تاثیر نیروی گریز از مرکز روی فصل مشترک

به طوری که در بخش مقدمه و معادله‌ی (۱) بیان شد، افزایش سرعت چرخش موجب افزایش نیروی گریز از مرکز می‌شود. اثر افزایش سرعت چرخش در تحقیق حاضر معادل است با:

(۱) کاهش ضخامت فصل مشترک

(۲) ریزساختار ظریف‌تر

در رابطه با مورد (۱) پیش از این و در بخش ۳-۱ بحث شد و به گونه‌ای که در نمودار شکل ۴ نشان داده شد، افزایش سرعت دوران شرایط را برای ایجاد فصل مشترک نازک‌تر فراهم می‌آورد.

واپسین لایه‌ی فصل مشترک (از سمت مس به طرف آلومینیم) در واقع شامل رسوبات جدا شده Al_2Cu از لایه‌ی سوم و پراکنده در ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ است. به طوری که در شکل ۱۱ مشهود است، افزایش سرعت چرخش (از ۹۰۰ به ۱۵۰۰ دور بر دقیقه) موجب حضور تکه‌های بیش‌تری در زمینه شده است و با کاهش ضخامت لایه‌ی سوم، ریزساختار ظریف‌تری را بوجود آورده است.

طرحواره نشان داده شده در شکل ۱۲ اشاره به نیروهای موثر بر روی فازهای موجود در شکل ۱۱ داشته و گویای این حقیقت است که نقش نیروهای مکانیکی (F_{ce} و F_{co}) در پراکندگی رسوبات Al_2Cu در مذاب

۵- نتیجه‌گیری

بنا بر تحقیق صورت گرفته نتایج زیر قابل حصول است:

* تولید کامپوزیت دوفلزی آلومینیم- مس به روش ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی امکان پذیر است.
 * لایه‌های شکل گرفته در فصل مشترک به ترتیب از سمت مس عبارتند از سه لایه‌ی پیوسته‌ی Al_2Cu ، $AlCu$ و $AlCu_2$ ، رسوبات Al_2Cu جدا شده از لایه‌ی سوم و پراکنده شده در انبوهی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ مجاور آلومینیم است.

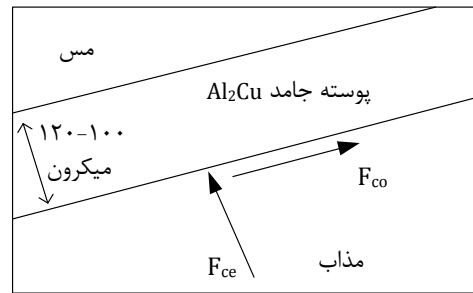
* نقش نیروهای مکانیکی (گریز از مرکز و کوریولیس) در جدا کردن رسوبات از لایه‌ی پیوسته‌ی سوم (Al_2Cu) و پراکندن آن‌ها در مذاب باقی‌مانده بسیار قابل توجه‌تر از نیروهای انجمادی نظیر جابجایی و هدایت است.

* افزایش سرعت چرخش با تشدید نیروی گریز از مرکز موجب افزایش آهنگ تبرید شده و شرایط را برای کاهش ضخامت فصل مشترک از ۵۴۰ میکرومتر (دور ۷۰۰) به ۱۷۰ میکرومتر (دور ۳۰۰۰) و ظریف‌تر شدن ریزساختار فراهم می‌آورد.

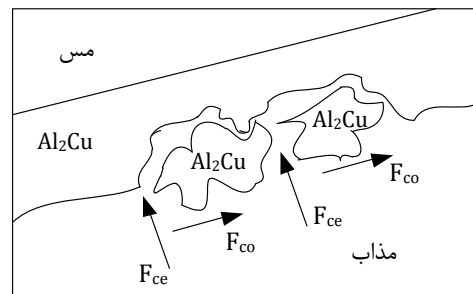
* تغییرات سختی در عرض فصل مشترک یک نقطه بیشینه دارد (۵۴۷ ویکرز مربوط به فاز $AlCu_2$) و در دوسمت فلز آلومینیم و مس به میزان قابل توجهی کمتر است. این تغییرات بر حضور ترکیبات بین فلزی تاکید می‌نماید.

۶- مراجع

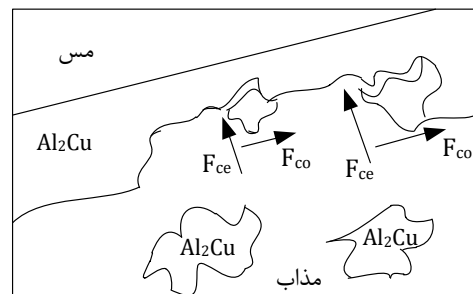
- [1] Aguado, E. Baquedano, A. Uribe, U. Fernández-Calvo, A. L. and Niklas, A., "Comparative Study Of Different Interfaces Of Steel Inserts In Aluminium Castings", Materials Science Forum, Vol. 765, pp. 711-715, 2013.
- [2] Mori, K. Fujita, N. Horie, H. Mori, S. Miyashita, T. and Matsuda, M., "Heat Transfer Promotion of an Aluminum-Brass Cooling Tube by Surface Treatment with Triazinethiols", American Chemical Society, Vol. 7, pp. 1161-1166, 1991.
- [3] Corabieru, A. Velicu, S. Zait, D. Corabieru, P. and Vasilescu D. D., "Bimetallic Light Automotive Parts Obtained From Liquid Phase", Wisconsin, USA, pp. 89-94, 2008.
- [4] Yangqin L. Xiaodong S. Hongbing Y. Yongzhe Z. and Lulu Q., "Compound Pipes in Oil and Gas Engineering", Shanghai, China, pp. 18-21, 2009.
- [5] Springer, H. Szczepaniak, A. and Raabe, D., "On The Role Of Zinc On The Formation And Growth Of Intermetallic Phases During Interdiffusion Between Steel And Aluminium Alloys", Acta Materialia, Vol. 96, pp. 203-211, 2015.
- [6] Choe, K. H. Park, K. S. Kang, B. H. Cho, G. S. Kim, K. Y. Lee, K. W. Kim, M. H. Ikenaga, A. and Koroyasu, S., "Study of the Interface between Steel Insert and Aluminum Casting in EPC", J. Mater. Sci. Technol, Vol. 24, No. 1, pp. 60-64, 2008.
- [7] Simsir, M. Kumruoglu, L. C. and Ozer, A., "An Investigation Into Stainless-Steel/Structural-Alloy-Steel Bimetal Produced By Shell Mould Casting", Materials and Design, Vol. 30, pp. 264-270, 2009.
- [8] Baumeister, G. Buqezi-Ahmeti, D. Glaser, J. and Ritzhaupt-Kleissl, H. J., "New Approaches In Microcasting: Permanent Mold Casting And Composite Casting", Microsyst Technol, Vol. 17, pp. 289-300, 2011.
- [9] Zare, G. R. Divandari, M. and Arabi, H., "Investigation On Interface Of Al/Cu Couples In Compound Casting", Materials Science and Technology, Vol. 29, No. 2, pp. 190-196, 2013.
- [10] Yongning, L. Yiqing, C. Bernard, F. R. and Chunhui, Y., "Finite Element Analysis of Residual Stresses in Metallic Coatings through a Compound Casting", Applied Mechanics and Materials, Vol. 553, pp. 48-53, 2014.
- [11] Dybkov, V. I., "Reaction diffusion in heterogeneous binary systems", Journal of materials science, Vol. 21, pp. 3078-3084, 1986.
- [12] Zhou, J. X. Shen, X. Yin, Y. J. Guo, Z. and Wang, H., "Gas-liquid Two Phase Flow Modelling of Incompressible Fluid and Experimental Validation Studies in Vertical Centrifugal Casting", Materials Science and Engineering, Vol. 84, 2015.
- [13] Chirita, G. Stefanescu, I. Soares, D. and Silva, F. S., "Effect of Gravity/Vibration/ Centrifugal Process on Mechanical Properties of an Al-Si Alloy", Materials Science Forum, Vol. 587-588, pp. 395-399, 2008.
- [14] Shiping, W. Qin, X. and Xiang, X., "The Solidified Structure and Macroseggregation of Wedge-shaped Titanium Castings Produced by Vertical Centrifugal Casting Process", Advanced Materials Research, Vol. 317-319, pp. 456-459, 2011.



(الف)



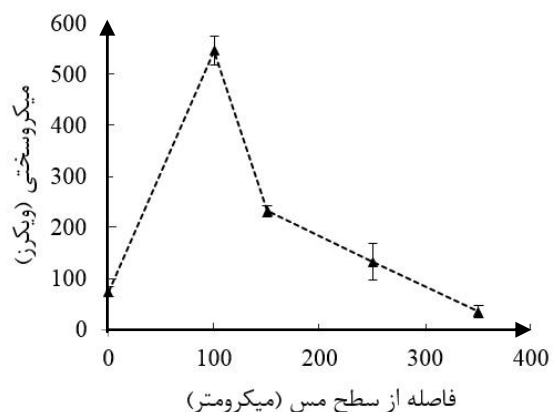
(ب)



(ج)

شکل ۱۲ طرحواره‌ی اتفاقات رخ داده در تصاویر شکل ۱۱؛ (الف) پیوسته‌ی جامد تشکیل شده در معرض نیروی گریز از مرکز (F_{ce}) و کوریولیس (F_{co})، (ب) جدا شدن رسوباتی از لایه‌ی انجماد یافته تحت تاثیر نیروهای دخیل (افزایش سرعت چرخش)، (ج) شانور شدن رسوبات جدا شده درون مذاب در اثر نیروی کوریولیس (F_{co})

واضح است که سختی فصل مشترک از یک روند نزولی برخوردار است. در واقع، اعمال نیروی گریز از مرکز به علت اثر تبریدی روی سطح خارجی [۲۶] (در اینجا مس) و نیز راندن خوشه‌های با چگالی بالا به محیط خارجی [۲۷] به گونه‌ای عمل می‌کند که سختی فازهای تشکیل شده از سمت دیواره‌ی خارجی به طرف داخل ریختگی کاهش می‌یابد [۲۸].



شکل ۱۳ پروفیل تغییرات سختی در عرض فصل مشترک آلومینیم- مس

- [15] Shi-ping, W. Chang-yun, L. Jing-jie, G. U. Yan-qing, S. Xiu-qiao, L. and Heng-zhi U., "Numerical Simulation And Experimental Investigation Of Two Filling Methods In Vertical Centrifugal Casting", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 16, pp. 1035-1040, 2006.
- [16] Chang, S. R. Kim, J. M. and Hong, C. P., "Numerical Simulation of Microstructure Evolution of Al Alloys in Centrifugal Casting", *ISIJ International*, Vol. 41, pp. 738-747, 2001.
- [17] Daming, X. Limin, J. and Hengzhi, F., "Effects Of Centrifugal And Coriolis Forces On The Mold-Filling Behavior Of Titanium Melts In Vertically Rotating Molds", *Research & Development*, Vol. 5, pp. 249-257, 2008.
- [18] Changyun, L. Haiyan, W. Shiping, W. Lei, X. Kuangfei, W. and Hengzhi, F., "Research on Mould Filling and Solidification of Titanium Alloy in Vertical Centrifugal Casting", *Rare Metal Materials and Engineering*, Vol. 39, No. 3, pp. 388-392, 2010.
- [19] Beeley, P., "Foundry Technology", Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 2001.
- [20] Limin, J. Daming, X. Min, L. and Fu, H., "Casting Defects of Ti-6Al-4V Alloy in Vertical Centrifugal Casting Processes with Graphite Molds", *Met. Mater. Int*, Vol. 18, No. 1, pp. 55-61, 2012.
- [21] Hajjari, E. Divandari, M. Razavi, S. H. Homma, T. and Kamado, S., "Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Al 413/Mg Joint in Compound Casting Process", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 43, pp. 4667-4677, 2012.
- [22] Divandari, M. and Campbell, J., "Morphology Of Oxide Films Of Al-5Mg Alloy In Dynamic Conditions In Casting", *International Journal of CastMetals Research*, Vol. 18, No. 3, pp. 187-192, 2005.
- [23] Suzuki, K. and Yao, M., "Simulation of Mold Filling and Solidification during Centrifugal Precision Casting of Ti-6Al-4V Alloy", *Metals and Materials International*, Vol. 10, No. 1, pp. 33-38, 2004.
- [24] Wei, B. and Herlach, D. M., "Rapid Solidification Of Undercooled Eutectic And Monotectic Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 173, pp. 357 -361, 1993.
- [25] Liu, X. R. Cao, C. D. and Weisheng, B., "Microstructure Evolution And Solidification Kinetics Of Undercooled Co-Ge Eutectic Alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 46, pp. 13-18, 2002.
- [26] Prasad, K. S. K. Murali, M. S. and Mukunda, P. G., "Analysis Of Fluid Flow In Centrifugal Casting", *Front. Mater. Sci.*, Vol. 4(1), pp. 103-110, 2010.
- [27] Fu, H. Xiao, Q. and Xing J., "A Study Of Segregation Mechanism In Centrifugal Cast High Speed Steel Rolls", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 479, pp. 253-260, 2008.
- [28] Sarkar, S. Lohar, A. K. and Panigrahi, S. C., "Vertical Centrifugal Casting of Aluminum Matrix Particle Reinforced Composites", *Journal of Reinforced Plastics And Composites*, Vol. 28, No. 8, pp. 1013-1020, 2009.