مجله مهندسی ساخت و تولید ایران، آذر 1399، دوره 7، شماره 9، ص‌ص. 52 - 64

ماه‌نامه علمی پژوهشی

مهندسی ساخت و تولید ایران

www.smeir.org

ساخت و مشخصه‌یابی کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr گرادیان تابعی درجا با استفاده از فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز

مریم یوسفی[1]، حمید دوست محمدی[2*]

1- دانش آموخته دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان،کرمان

2- دانشیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان،کرمان

* کرمان، صندوق پستی 76175133، hd@uk.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 11 اردیبهشت 1399

داوری اولیه 1 خرداد 1399

پذیرش: 16 تیر 1399

کلیدواژگان:

کامپوزیت گرادیان تابعی

ریخته‌گری گریز از مرکز،

سختی

ترکیب بین فلزی سه تایی

چکیده

کامپوزیت گرادیان تابعی Al/Al-Cu-Cr درجا با روش ریخته‌گری گریز از مرکز افقی ساخته شد و اثر سرعت دوران قالب بر ریز ساختار و سختی کامپوزیت‌های حاصل مورد بررسی قرار گرفت. ارزیابی ریزساختار و شناسایی فازهای حاصل با استفاده از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنجی پراش پرتو ایکس (EDS) انجام شد. نتایج نشان داد که ریزساختار کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr درجا از چهار فاز α-Al، Al_2Cu، $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ و ζ-Al-Cr-Cu تشکیل شده است. نیروی گریز از مرکز اعمالی سبب جدایش و حرکت ذرات بین فلزی حاوی کروم $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ و ζ-Al-Cr-Cu به سمت منطقه خارجی کامپوزیت‌ها و ایجاد توزیع گرادیانی کاهشی به سمت ناحیه میانی گردید. ذرات بین فلزی Al_2Cu به سمت منطقه داخلی نمونه‌ها حرکت کرده و بطور یکنواخت از ناحیه داخلی تا ناحیه مرزی توزیع شدند. با افزایش سرعت دوران قالب، میزان جدایش مشاهده شده افزایش یافت به طوری که بیشینه مقدار ذرات بین فلزی در منطقه خارجی از 17 درصد در سرعت دوران 600 دور در دقیقه به 36 درصد در سرعت دوران 1800 دور در دقیقه افزایش یافت. نتایج سختی نشان داد که کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr دارای سختی بالاتری نسبت به کامپوزیت Al/Al-Cr ساخته شده در شرایط یکسان است. به طوری که یک افزایش 80 درصدی سختی برای کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr نسبت به کامپوزیت Al/Al-Cr در منطقه خارجی مشاهده گردید. با افزایش سرعت دوران از 600 تا 1800 دور در دقیقه مقدار بیشینه سختی که مربوط به منطقه خارجی است از مقدار 51 به 76 برینل افزایش یافت.

Fabrication and Characterization of Functionally Graded in-situ Al/Al-Cu-Cr Composite by Centrifugal Casting Process

Maryam Yousefi, Hamid Doostmohammadi*

Department of Materials Engineering and Metallurgy, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran

* P.O.B. 76175133 Kerman, Iran, hd@uk.ac.ir

Article Information

Original Research Paper
Received: 30 April 2020
First Decision: 21 May 2020
Accepted: 6 July 2020

Keywords:
Functionally graded composite
Centrifugal casting
Hardness
Ternary intermetallic compound

Abstract

The functional graded Al/Al-Cu-Cr composite was developed by horizontal centrifugal casting method and the effect of mold speed on the microstructure and hardness was investigated. The microstructure assessment and identification of the resulting phases was performed using X-ray diffraction analysis (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) equipped with an Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS). The results showed that ternary in-situ Al/Al-Cu-Cr composite microstructure was consisted of four phases α-Al, Al_2Cu, $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ and ζ-Al-Cr-Cu. The centrifugal force caused the separation and movement of the intermetallic particles containing chromium ($\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ and ζ-Al-Cr-Cu) toward the outer region of the composites with a decreasing trend to the middle region. The Al_2Cu particles distributed toward the inner region of the specimens and were evenly distributed from the inner region to the middle region. As the mold rotation speed increased, the observed separation gradient increased so that the maximum area fraction of intermetallic particles in the outer region increased from 17% at 600 rpm to 36% at 1800 rpm. The results showed that the in-situ Al/Al-Cu-Cr composite has a higher hardness than the binary Al/Al-Cr composite at the same conditions. So that an increment of 80 percent in hardness was observed for the Al/Al-Cu-Cr composite compared to the Al/Al-Cr composite in their outermost region. As the rotational speed increased from 600 to 1800 rpm, the maximum amount of hardness which was associated with the outermost region of the centrifugally cast Al/Al-Cu-Cr composite increased from 51 to 76 Brinell.

1- مقدمه

اتصال مواد غیر هم‌جنس با یکدیگر به منظور تشکیل یک کامپوزیت، سبب بهره مندی همزمان از مزایای منحصر بفرد هر جزء یا ماده در قالب یک قطعه می‌گردد. از طرفی به علت

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

M. Yousefi, H. Doostmohammadi, Fabrication and Characterization of Functionally Graded in-situ Al/Al-Cu-Cr Composite by Centrifugal Casting Process, Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 7, No. 9, pp. 52- 64, 2020 (in Persian)

ضرایب انبساط حرارتی متفاوت اجزاء تشکیل دهنده، کامپوزیت در اثر قرار گرفتن در معرض دما تحت تنش‌های داخلی قرار می‌گیرد. به منظور بهبود این حالت می‌توان با انتقال تدریجی ساختار از تمرکز تنش جلوگیری کرد. دانشمندان علم مواد در سال 1984 در منطقه سندایی ژاپن برای اولین بار مواد گرادیان تابعی با نام FGM[1] را به عنوان مواد با تحمل حرارتی بالا پیشنهاد نمودند [2،1]. در ساده‌ترین حالت ماده گرادیان تابعی از دو جزء تشکیل شده است که اجزاء به تدریج از یک سطح به سطح دیگر تغییر می‌کنند. تغییر تدریجی سبب کاهش محدودیت‌های حاصل از ناسازگاری مواد غیر هم‌جنس نظیر تمرکز تنش‌های حرارتی و مکانیکی می‌شود. برخلاف کامپوزیت‌های متداول، کامپوزیت گرادیان تابعی دارای مرز یا فصل مشترک مشخصی بین مناطق مختلف‌شان نیست [3]. مهمترین مشخصه مواد گرادیانی این است که می‌توان آن‌ها را برای نیازهای خاص طراحی کرد به طوری که ساختار آن‌ها به صورت انتخابی در برخی مناطق دارای خواصی نظیر مدول یانگ بالا، استحکام بالا، مقاومت سایشی بالا و یا انعطاف پذیری بالا باشد.

روش‌های تولید زیادی برای تولید کامپوزیت گرادیان تابعی ارائه شده است. فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌های مهم برای تولید کامپوزیت گرادیان تابعی در حالت مذاب است که به عنوان یک فرایند انجماد با سرعت بالا، سبب افزایش حلالیت عنصر حل شونده در زمینه، کاهش اندازه دانه و افزایش استحکام کامپوزیت می‌گردد [4]. ساختارهای گرادیانی در این فرایند به واسطه نیرو یا فشار گریز از مرکز ایجاد می‌شود و عامل اصلی جدایش در فرایند گریز از مرکز اختلاف دانسیته اجزا است [6،5]. به طوری که ذرات با دانسیته کمتر به سمت داخل و ذرات با دانسیته بیشتر به سمت خارج لوله تحت نیروی گریز از مرکز جابه‌جا می‌شوند. این امر سبب جدایش و توزیع ناهمگن ذرات تقویت کننده در زمینه کامپوزیت می‌شود که میزان تراکم و جدایش ذرات تحت تاثیر عواملی مانند اندازه ذرات، کسر حجمی ذرات، بزرگی نیرو، ویسکوزیته مذاب، دمای قالب، زمان انجماد، فاصله ذرات از محور چرخش و ضخامت قطعه تولیدی می‌باشد. حرکت ذرات در مذاب ویسکوز تحت نیروی گریز از مرکز از قانون استوکس تبعیت می‌کند [7]:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{(\rho_p - \rho_m) G g D_p^2}{18\eta} \quad (1)$$

که dx/dt سرعت ذرات تحت نیروی گریز از مرکز، ρ_m دانسیته زمینه، ρ_p دانسیته ذره، D_p قطر ذره، η ویسکوزیته مذاب، g شتاب جاذبه و عدد G نسبت نیروی گریز از مرکز به شتاب جاذبه است. می‌توان با کنترل پارامترهای فرایند در یک مرحله کامپوزیتی با سطح خارجی (یا داخلی) سخت به واسطه تراکم ذرات در منطقه خارجی (یا داخلی) تولید کرد.

کامپوزیت‌های گرادیان تابعی با زمینه فلزی بر اساس روش افزودن فاز تقویت کننده به دو گروه درجا و برون جا دسته بندی می‌شوند. در روش برون جا یا افزودنی، فاز تقویت کننده به صورت جداگانه آماده شده و قبل از ساخت کامپوزیت به زمینه افزوده می‌شود. اما در روش درجا فاز تقویت کننده از طریق انجام واکنش شیمیایی در حین انجام فرایند در زمینه ایجاد می‌شود [8].

فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز قابلیت ساخت قطعات گرادیان تابعی خودرو نظیر لاینرهای سیلندر موتور، پیستون و دیسک روتور ترمز را دارد. کامپوزیت‌های گرادیان تابعی Al/Si و Al/SiC به دلیل ضریب انبساط حرارتی پایین، سختی بالا و مقاومت سایشی خوب برای ساخت پیستون‌های موتور احتراق داخلی و بدنه سیلندرهای کمپرسور پمپ‌ها و ترمزها به کار می‌روند [9]. تحقیقات نشان داده است در قطعه‌ای مانند پیستون ساخته شده از جنس Al/Si به روش گریز از مرکز، به دلیل داشتن ریز ساختار گرادیانی نرخ سایش در سطح خارجی آن (تاج پیستون) کمتر از محیط داخلی آن (دامنه پیستون) است. این پیستون گرادیانی شامل مقدار زیادی ذرات Si در منطقه تاج پیستون بوده و با کاهش مقدار آن به سمت دامنه پیستون سختی و مقاومت سایشی کاهش می‌یابد [10]. این ویژگی سبب می‌شود سر پیستون قابلیت تحمل دماهای بالا را داشته باشد و کاربرد مقاومت به سایش بالا را نیز تامین کند. مطالعات اخیر نشان داده است که با استفاده از فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز کامپوزیت پایه آلومینیم تقویت شده با ذرات SiC نیز می‌توان نیازهای خاص یک پیستون را فراهم کرد [11].

تاکنون از این روش بطور گسترده برای تولید کامپوزیت‌های گرادیان تابعی پایه آلومینیم نظیر Al/Al_3Ti [8] و Al/Al_2Cu [12] و Al/Al-Cu-Fe [13] به صورت درجا و به ترتیب از آلیاژهای اولیه Al-10Ti ، Al-Cu و Al-Cu-Fe استفاده شده است. در این کامپوزیت‌ها فازهای بین فلزی Al_3Ti، Al_2Cu و Al-Cu-Fe از واکنش بین اجزا سازنده آن‌ها در الیاژ اولیه و حین فرایند تشکیل می‌شوند. فازهای شبه کریستال در سیستم سه تایی Al-Cu-Fe به طور گسترده‌ای به عنوان تقویت کننده در

[1] Functionally Graded Material

کامپوزیت‌هایی که نیاز به ترکیب خواص مکانیکی و سایشی دارند استفاده می‌شود. اما مقاومت به خوردگی این فازها بالا نیست و به همین دلیل باید به دنبال بهبود و یا جایگزین مناسبی بود.

آلیاژهای پایه Al-Cr به دلیل پایداری حرارتی بالا و وزن مخصوص کمی که دارند انتخاب مناسبی برای کاربردهای دما بالا و صنایع هوافضا هستند [15،14]. پایداری حرارتی بالای این آلیاژها ناشی از ضریب نفوذ بسیار پایین و حلالیت تعادلی کم کروم در آلومینیم جامد می‌باشد. با توجه به خواص ویژه آلیاژهای Al-Cr این آلیاژها می‌توانند با فولادهای سنگین و یا آلیاژهای پایه تیتانیم گران قیمت و یا حتی بسیاری از کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم رقابت کنند [14]. کامپوزیت‌های Al-Cr تقویت شده با ذرات آلومیناید کروم دارای سختی سطحی خوبی هستند [17،16]. با توجه به اینکه بین فلزی‌های آلومیناید کروم دارای مقاومت خوردگی، سایش و حرارتی خوبه هستند، می‌توانند سبب بهبود خواص کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم شوند [19،18]. مس از معدود عناصری است که حلالیت نسبتا بالایی در آلومینیم دارد. بنابراین محصول واکنش دو عنصر مس و آلومینیم، محلول جامد Al(Cu) است که از نظر مکانیکی نسبت به آلومینیم خالص چقرمگی بیشتری دارد [20]. لذا انتظار می‌رود با استفاده همزمان از عناصر کروم و مس برای تقویت زمینه الومینیم بتوان کامپوزیتی با خواص بهبود یافته نسبت به کامپوزیت‌های دوتایی تولید کرد.

سیستم سه‌تایی Al-Cr-Cu دارای ترکیبات بین فلزی پیچیده‌ای است که ساختارهای شبه کریستالی یا کریستالی دارند [21]. کروم و مس حلالیت کمی در یکدیگر دارند و در سیستم آن‌ها فاز میانی وجود ندارد. در حالی که هر دو مقدار قابل توجهی آلومینیم در خود حل می‌کنند. به طوری که کروم در حدود 40 درصد اتمی آلومینیم و تنها حدود سه درصد اتمی مس در خود حل می‌کند و مس حدود 16 درصد اتمی آلومینیم و تنها حدود نیم درصد اتمی کروم در خود حل می‌کند [22].

ساخت کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr درجا با فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز به میزان بسیار کمی مورد توجه قرار گرفته است. در این تحقیق ذرات تقویت کننده بین فلزی Al-Cu-Cr در زمینه آلومینیم به صورت درجا تشکیل و تحت نیروی گریز از مرکز به صورت گرادیانی توزیع شدند. ذرات بین‌فلزی شبه کریستال Al-Cu-Cr سختی بالا، ضریب اصطکاک کم، دانسیته کم و سازگاری خوبی با آلومینیم دارند [23]، که به دلیل تردی ذاتی‌شان با وارد شدن به زمینه آلومینیم می‌توانند سبب بهبود خواص کامپوزیت شوند.

هدف از انجام این تحقیق در مرحله اول امکان سنجی تولید کامپوزیت درجا با زمینه آلومینیم از آلیاژ مذاب Al-Cu-Cr با روش ریخته‌گری گریز از مرکز بوده که تاکنون صورت نگرفته است. با توجه به خواص مطلوب ترکیبات بین فلزی دوتایی و سه تایی حاصل از اجزا سازنده، تشکیل آن‌ها به صورت درجا در مذاب آلومینیم می‌تواند سبب بهبود خواص خوردگی و مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم گردد. ساخت کامپوزیت به روش درجا منجر به تشکیل کامپوزیت طی یک مرحله می‌گردد که دارای پیوند فصل مشترکی مستحکم تر و نیز انتقال بار بهتر در مقایسه با روش برون جا است. همچنین استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز به دلیل استفاده از فلز مذاب سبب تسهیل جابجایی ذرات تقویت کننده تحت نیروی گریز از مرکز می‌گردد. همچنین به دلیل سرعت سرد شدن بسیار بالاتر در فرایند ریخته گری گریز از مرکز نسبت به شرایط انجماد تعادلی، می‌توان به میزان زیادی حلالیت کروم را افزایش داد که این امر سبب بهبود خواص خوردگی آلومینیم می‌گردد [24].

در مرحله دوم هدف از انجام تحقیق حاضر بررسی اثر تغییر سرعت دوران به عنوان یک پارامتر اصلی در فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز بر شدت گرادیان حاصل و به عبارتی بررسی میزان حساسیت ریزساختار حاصل به تغییر سرعت دوران قالب است. لذا کامپوزیت گرادیانی Al/Al-Cu-Cr در این تحقیق با ریخته‌گری به روش گریز از مرکز تولید شد و اثر سرعت دوران قالب و نیز مکانیزم‌های حاکم بر ریزساختار مورد بررسی قرار گرفت. در نهایت به مقایسه سختی و ریزساختار کامپوزیت گرادیان تابعی Al/Al-Cu-Cr نسبت به کامپوزیت گرادیان تابعی Al/Al-Cr ساخته شده در شرایط یکسان، و تعیین کامپوزیت بهینه بر اساس نتایج بدست آمده از این تحقیق پرداخته شد.

2- مواد و روش‌ها

2-1- ساخت کامپوزیت‌های گرادیانی

به منظور ساخت کامپوزیت گرادیان تابعی Al/Al-Cr-Cu درجا از روش ریخته‌گری گریز از مرکز افقی آلیاژ Al-4.5Cu-2Cr (درصد وزنی) استفاده گردید. به این منظور دستگاه گریز از مرکز افقی (در دانشگاه شهید باهنر کرمان) با قالب استوانه‌ای از جنس چدن خاکستری با قطر داخلی 80 میلی‌متر، قطر خارجی 100 میلی‌متر و طول 100 میلی‌متر ساخته شد. در شکل 1 تصویر دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز استفاده شده در این تحقیق نشان داده شده است. این دستگاه دارای قابلیت تنظیم

سرعت چرخش قالب در سه دور و مجهز به گرم کن حرارتی استوانه‌ای با ابعادی کمی بزرگ‌تر از قالب دستگاه گریز از مرکز (با قطر داخلی حدود 130 میلی‌متر) است.

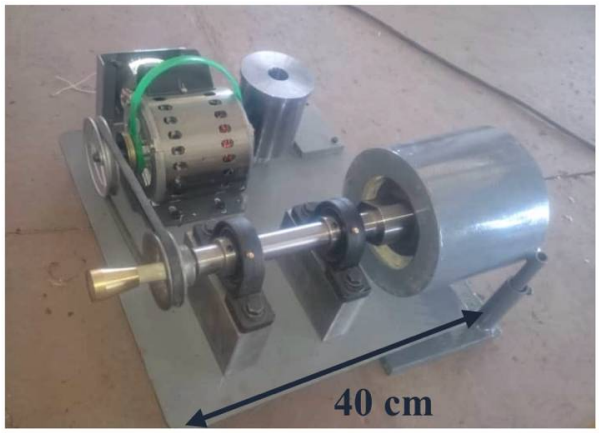

Fig. 1 Horizontal centrifugal casting device built at Shahid Bahonar University of Kerman

شکل 1 دستگاه گریز از مرکز افقی ساخته شده در دانشگاه شهید باهنر کرمان

آماده‌سازی آلیاژ مذاب سه‌تایی Al-4.5Cu-2Cr با استفاده از شمش آلومینیم خالص و آمیژان‌های Al-33Cu و Al-10Cr (درصد وزنی) انجام شد. آلیاژهای مذاب تهیه شده در دمای 850 درجه سانتی‌گراد پس از هم‌زدن، داخل قالب در حال چرخش دستگاه گریز از مرکز ریخته شدند. به منظور بررسی اثر سرعت دوران بر ریزساختار و سختی کامپوزیت‌های حاصل، آزمایشات در سه سرعت دوران 600، 1200 و 1800 و دور در دقیقه و دمای پیشگرم 300 درجه سانتی‌گراد انجام شد. کامپوزیت پیشرفته گرادیانی Al-Cr نیز جهت مقایسه با کامپوزیت حاصل در شرایط یکسان با استفاده از آلیاژ دوتایی با ترکیب Al-3wt.%Cr و Al-6wt.%Cr ساخته شد. در جدول 1 شرایط ساخت نمونه‌های کامپوزیتی مورد مطالعه در این تحقیق ارائه گردیده است. با هدف ساخت نمونه‌های لوله‌ای شکل به ضخامت 10 میلی‌متر، هر ذوب ریزی با مقدار 750 گرم آلیاژ انجام شد و ریز ساختار و سختی نمونه‌ها پس از انجماد در جهت شعاعی مورد بررسی قرار گرفت.

2-2- ارزیابی ریزساختار و سختی

به منظور بررسی ریزساختار و سختی لوله‌های کامپوزیتی به دست آمده پس از انجماد نمونه‌ای مکعبی طبق طرح‌واره نشان داده شده در شکل 2 برش داده شد.

پس از آماده سازی سطح، ریزساختار حاصل در جهت شعاعی تحت بررسی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی[1] (SEM) مجهز به طیف سنج پراکندگی انرژی پرتو ایکس[2] (EDS) قرار گرفت.

جدول 1 متغیرهای آزمایش

Table 1 Experimental parameters

ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)	سرعت دوران قالب، N (دور بر دقیقه)
Al-4.5Cu-2Cr	600
Al-4.5Cu-2Cr	1200
Al-4.5Cu-2Cr	1800
Al-3Cr	1800
Al-6Cr	1800

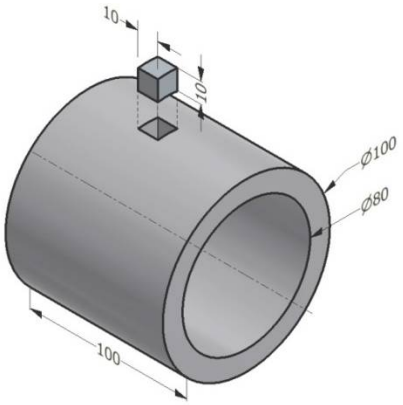

Fig. 2 Schematic illustration of the centrifugal cast tube and the studied cut sample (Dimensions are in mm)

شکل 2 شماتیک قطعه تولید شده با فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز و نمونه برش داده شده از آن (ابعاد بر حسب میلی‌متر گزارش شده‌اند).

همچنین برای شناسایی فازهای موجود در هر نمونه از دستگاه پراش پرتو ایکس[3] (XRD) تحت اشعه ایکس Cu Kα با طول موج 1/54 آنگستروم و محدوده روبش 90-20 درجه استفاده شد. آنالیز سختی سنجی برینل در جهت شعاعی کامپوزیت‌های ساخته شده در 5 نقطه از سمت خارج به سمت داخل انجام گرفت. هر تست سختی سه بار تکرار شد و میانگین اعداد به عنوان عدد سختی گزارش شد.

3- نتایج و بحث

بررسی ریزساختار کامپوزیت‌های ساخته شده نشان داد که هر ریزساختار از سه منطقه تشکیل شده است. این سه منطقه به ترتیب از سمت خارج به داخل عبارت از منطقه خارجی، منطقه

[1] Scanning Electron Microscope
[2] Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
[3] X-Ray Diffraction

میانی و منطقه داخلی است. منطقه خارجی، منطقه غنی از ذرات تقویت کننده مجزا است که در نزدیکی سطح خارجی نمونه‌های کامپوزیتی قرار دارد. منطقه میانی مرز بین مناطق خارجی و داخلی بوده که شامل شبکه به هم پیوسته از ذرات تقویت کننده مجزا و مرزدانه‌هایی با ساختار یوتکتیک است. منطقه داخلی دارای ساختار یوتکتیک و عاری از ذرات تقویت کننده مجزا مشاهده شده در منطقه خارجی است. پارامترهای ریزساختاری هر منطقه بسته به شرایط ریخته‌گری تغییر می‌کند که در ادامه به آن پرداخته می‌شود.

3-1- ریزساختار و ترکیب شیمیایی فازها

در شکل 3 تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار کامپوزیت‌های Al/Al-Cr-Cu درجا ساخته شده در سرعت‌های دوران 600، 1200 و 1800 دور بر دقیقه، نشان داده شده است. این نتایج نشان می‌دهد که کامپوزیت‌ها از ذرات تقویت کننده مجزا در نزدیکی سطح خارجی و ذرات تقویت کننده در ساختار یوتکتیک در نزدیکی سطح داخلی تشکیل شده‌اند. با افزایش سرعت دوران قالب، تراکم ذرات تقویت کننده مجزا در منطقه خارجی افزایش یافت در حالی که ساختار منطقه داخلی تغییر قابل ملاحظه‌ای نشان نداد.

تشکیل ساختار ناهمگن گرادیانی و جدایش حاصل به دلیل اعمال نیروی گریز از مرکز بر ذرات تشکیل شده حین فرایند انجماد می‌باشد. نیروی گریز از مرکز اعمالی روی یک ذره در جهت شعاعی برابر با $m\omega^2 r$ است [25] که m جرم ذره بر حسب کیلوگرم، ω سرعت زاویه‌ای قالب بر حسب rad/s و r فاصله ذره از محور چرخش بر حسب متر می‌باشد. بنابراین با افزایش سرعت دوران قالب بزرگی نیروی گریز از مرکز اعمالی به ذره افزایش یافته که سبب افزایش میزان جدایش می‌شود.

به منظور بررسی دقیق‌تر و کمی سازی نتایج، تصاویر میکروسکوپی تحت آنالیز تصویری با استفاده از نرم‌افزار Image J قرار گرفتند. بر اساس نتایج آنالیز تصویری شکل 4 کسر سطحی فازهای تقویت کننده در خارجی ترین منطقه کامپوزیت از مقدار 17 درصد در سرعت دوران 600 دور در دقیقه به مقادیر 28 و 33 درصد به ترتیب در سرعت‌های 1200 و 1800 دور در دقیقه افزایش یافته است. این نتایج از حداقل 3 تصویر استخراج شده‌اند و میزان انحراف از معیار داده‌ها به صورت نوار خطا در شکل نشان داده شده است. بیشینه انحراف معیار از داده‌ها مقدار 0/8 بدست آمد.

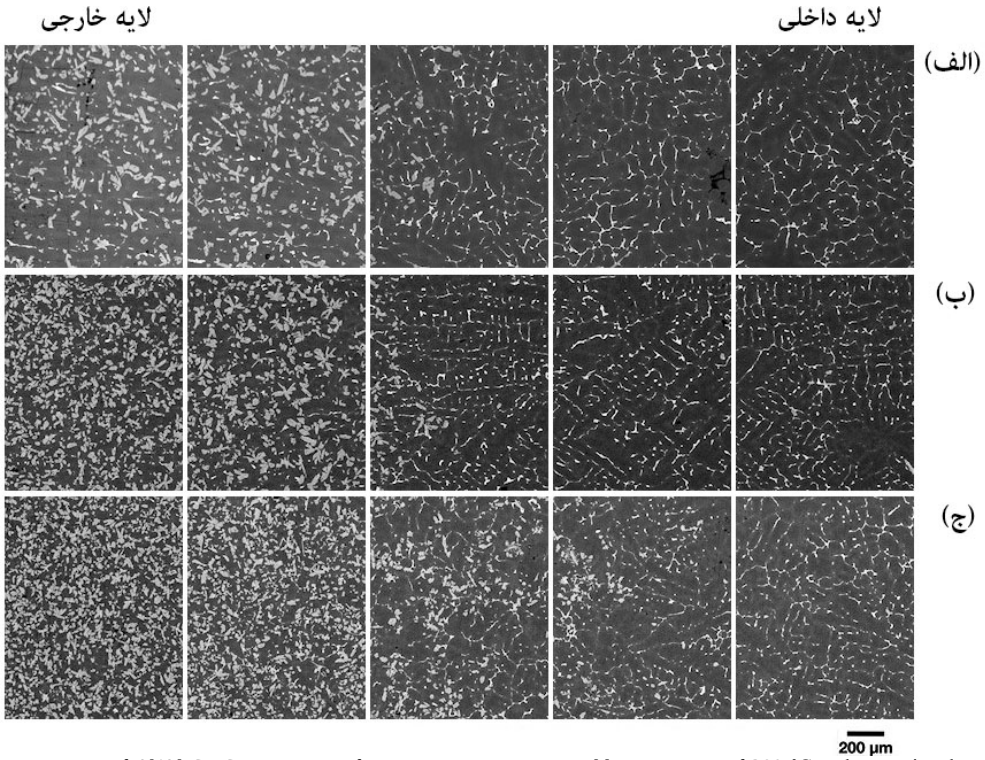

Fig. 3 SEM microstructures of Al/Al-Cu-Cr composites from outer to inner at a mold temperature of 300 ˚C and a rotational speed of (a) 600, (b) 1200 and (c) 1800 rpm

شکل 3 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار کامپوزیت های Al/Al-Cu-Cr از سمت خارج به داخل در دمای پیشگرم 300 درجه سانتی‌گراد و سرعت‌های (الف) 600، (ب) 1200 و (ج) 1800 دور در دقیقه

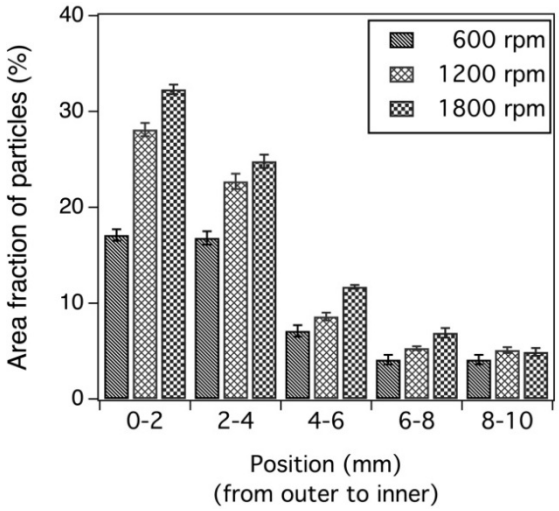

Fig. 4 The area fraction of intermetallic particles from outer to inner region of Al/Al-Cu-Cr composites

شکل 4 کسر سطحی ذرات بین فلزی از منطقه خارجی به سمت منطقه داخلی در کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr

همچنین نتایج نشان داد که با حرکت از منطقه خارجی به سمت منطقه داخلی درصد ذرات بتدریج کاهش می‌یابد که در سرعت بالاتر 1800 دور در دقیقه) این کاهش درصد ذرات با شیب شدیدتری اتفاق می‌افتد.

میزان این تغییرات افزایشی (شامل تراکم ذرات در منطقه خارجی و نیز گرادیان ساختاری) با افزایش سرعت دوران از 600 تا 1200 دور در دقیقه محسوس‌تر از حالتی است که سرعت دوران از 1200 به 1800 دور در دقیقه افزایش یابد. دلیل این امر تاثیر کاهش زمان انجماد بر میزان جدایش حاصل از نیروی گریز از مرکز است. به طوری که با افزایش سرعت دوران از یک طرف بزرگی نیروی گریز از مرکز افزایش یافته و در نتیجه جدایش شدیدتر شده و از طرفی به دلیل افزایش نرخ سرد شدن، مدت زمان قرارگیری ذرات در معرض نیروی گریز از مرکز کاهش می‌یابد.

از آنجا که در فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز حرارت از دیواره قالب خارج و انجماد از سطح خارجی قطعه شروع می‌شود، لذا نرخ انجماد در این فرایند با انتقال حرارت بین آلیاژ ریختگی و قالب قابل کنترل است. در مورد کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم نشان داده شده است که با افزایش سرعت دوران قالب ضریب انتقال حرارت در فصل مشترک قالب و آلیاژ ریختگی افزایش می‌یابد [26]. بنابراین با افزایش سرعت دوران قالب نرخ سرد شدن افزایش و زمان انجماد کاهش می‌یابد.

در ریخته‌گری گریز از مرکز چنانچه دانسیته ذرات تقویت کننده بالاتر از فلز مذاب باشد، تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز این ذرات به سمت محیط خارجی و چنانچه دانسیته آن‌ها کمتر از فلز مذاب باشد به سمت محیط داخلی لوله‌های ساخته شده رانده می‌شوند [6]. از آنجا که عامل اصلی جدایش در فرایند گریز از مرکز اختلاف دانسیته اجزا می‌باشد، شناسایی فازها از اهمیت بالایی برخوردار است. در این تحقیق شناسایی بر اساس آنالیزهای EDS و XRD و نیز پیش بینی‌های انجام شده بر اساس دیاگرام فاز سه تایی انجام گردید.

تصویر الکترونی از ریزساختار منطقه خارجی کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در سرعت دوران 600 دور در دقیقه، در بزرگنمایی بالاتر در شکل 5 نشان داده شده است. طبق این تصویر چهار فاز در رنگ‌های مختلف وجود دارند. بر اساس نتایج آنالیز عنصری نقطه‌ای (EDS) ذرات نشان داده شده در شکل 5 و بررسی دیاگرام فازی سه تایی Al-Cu-Cr (شکل 6)، این فازها عبارت از α-Al، ζ-Al-Cr-Cu، θ_{Cr}-(Al_7Cr) و Al_2Cu هستند. در شکل 5 الگوی پراش و درصد عناصر تشکیل دهنده نیز نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ذرات خاکستری تیره (P2) از سه عنصر Al، Cr و Cu تشکیل شده‌اند که ترکیب شیمیایی آن در ناحیه فازی θ_{Cr}-(Al_7Cr) قرار دارد. ذرات خاکستری روشن که اندازه کوچک‌تری نسبت به ذرات θ_{Cr} دارند (P1) نیز دارای ترکیبی از هر سه عنصر Al، Cr و Cu بوده که درصد آن‌ها متفاوت است. بر اساس نتایج آنالیز EDS این ذرات در ناحیه فازی ζ-Al-Cr-Cu قرار دارند. ذرات سفید رنگ دارای ترکیب Al_2Cu بوده که الگوی تفرق آن در شکل 5 نشان داده شده است. تیره ترین فاز مربوط به زمینه است که آنالیز عنصری آن (P4) نشان داد که مقادیر جزئی کروم (0/6 درصد وزنی) و مس (3/1 درصد وزنی) در زمینه آلومینیم حل شده‌اند که در محدوده ترکیب شیمیایی محلول جامد α-Al در دیاگرام فازی سه تایی Al-Cr-Cu قرار دارد.

محققان خواص ترمودینامیکی سیستم سه تایی Al-Cu-Cr را بررسی کردند [27]. مقاطع هم‌دمای دیاگرام فازی Al-Cr-Cu و گستره ترکیب شیمیایی فازهای θ_{Cr}(Al_7Cr) و ζ-(Al-Cr-Cu) در سه دمای مختلف در شکل 6 نشان داده شده است. طبق دیاگرام فازی سه تایی مشاهده می‌شود که در دمای 570 درجه سانتی‌گراد فازهای ζ-Al-Cr-Cu، θ_{Cr}(Al_7Cr) و Al_2Cu در تعادل با محلول جامد Al هستند. فاز سه تایی θ_{Cr}(Al_7Cr) طی یک واکنش پریتکتیک در دمای 795 درجه سانتی‌گراد تشکیل می‌شود [21]. این فاز تا میزان 5/5 درصد اتمی قابلیت انحلال مس را در خود دارد و به این ترتیب محدوده ترکیب شیمیایی آن گسترش می‌یابد. افزایش غلظت مس در این فاز منجر به کاهش غلظت آلومینیم در غلظت‌های تقریباً ثابت کروم می‌گردد.

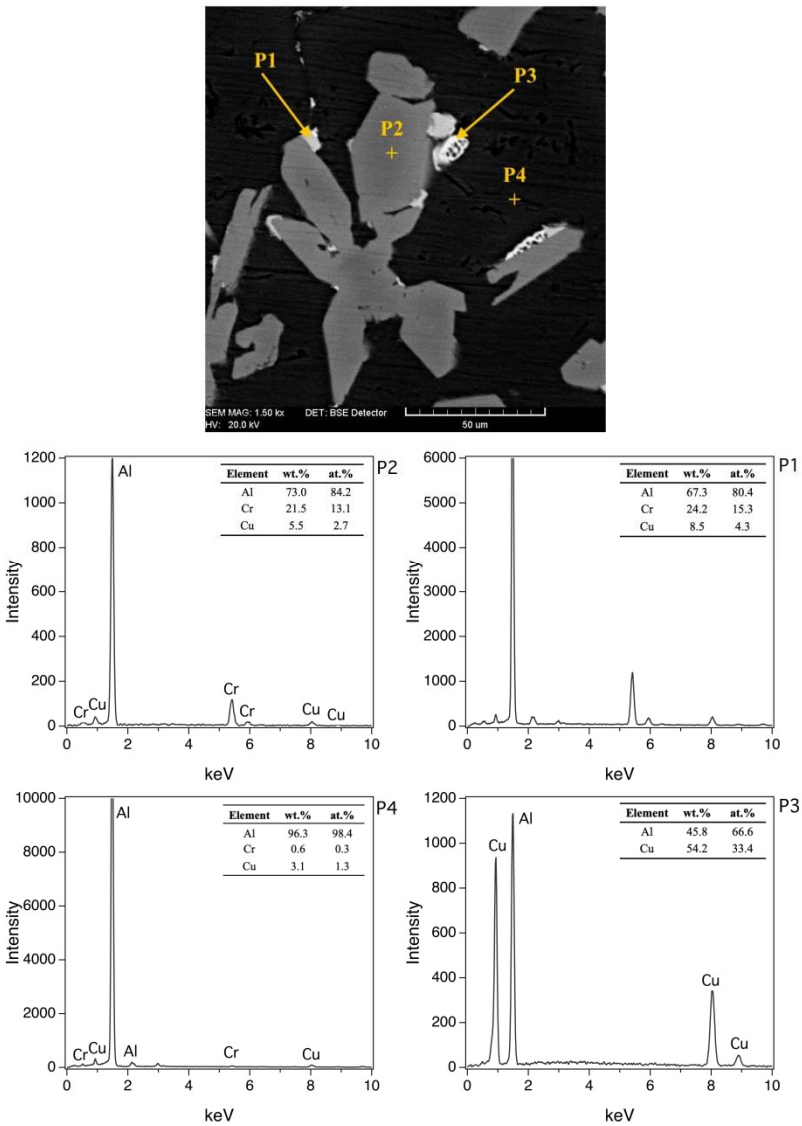

Fig. 5 SEM microstructure on the outer region of Al/Al-Cu-Cr composite at a rotational speed of 600 rpm and EDS spectra for P1-P4 particles

شکل 5 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در سرعت 600 دور در دقیقه گرفته شده از منطقه خارجی و الگوی پراکندگی انرژی پرتو ایکس ذرات p1-p4

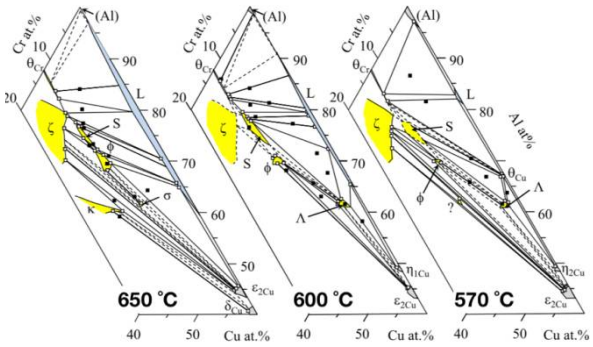

Fig. 6 Partial isothermal sections of Al-Cu-Cr ternary phase diagram at 650, 600 and 570 °C [19].

شکل 6 مقاطع همدمای دیاگرام فازی سیستم سه تایی Al-Cu-Cr در دماهای 650، 600 و 570 درجه سانتی‌گراد [27].

فاز (Al-Cr-Cu)-ζ به عنوان یک فاز شبه پایدار گزارش شده است که در دماهای کمتر از 993 درجه سانتی‌گراد و در شرایط غیر تعادلی تشکیل می‌شود [27،22]. این فاز می‌تواند بعد از عملیات حرارتی آلیاژهای سریع سرد شده Al-Cu-Cr از فاز ایکوزاهدرال (بیست وجهی) i تشکیل شود [28] و یا حین انجماد از واکنش فازهای $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ و Al(Cu,Cr) به وجود آید. با توجه به تشکیل این فاز در مرز ذرات $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ و زمینه آلومینیم با اندازه کوچکتر از ذرات $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ می‌توان نتیجه گرفت که این فاز بعد از تشکیل فاز $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ تشکیل می‌شود.

طبق تحقیقات انجام شده روی سیستم Al-Cu-Cr از واکنش بین محلول Al(Cu) و فاز ζ فاز بین فلزی Al_2Cu تشکیل می‌شود [29]. همچنین طبق دیاگرام فازی مشاهده می‌شود که ذرات Al_2Cu در آخرین مرحله انجماد و در دمای 570 درجه

سانتی‌گراد به وجود می‌آیند. بنابراین ریزساختار حاصل از انجماد تحت نیروی گریز از مرکز آلیاژ Al-4.5Cu-2Cr در منطقه خارجی شامل محلول جامد Al، فاز سه تایی θ_{Cr} و مقادیر کم فاز سه تایی ζ و Al_2Cu است. حلالیت کروم در فازهای دوتایی Al-Cu از یک درصد اتمی تجاوز نمی‌کند [27]. بنابراین فازهای پایه Al-Cu در آلیاژهای سه تایی طبق ترکیب دوتایی شان شناسایی می‌شوند.

به منظور بررسی بیشتر نوع فازهای تشکیل شده، آنالیز فازی پراش اشعه ایکس (XRD) نیز روی منطقه خارجی کامپوزیت Al-Cu-Cr انجام گرفت. در شکل 7 الگوی پراش اشعه ایکس کامپوزیت تولید شده از سیستم Al-Cu-Cr نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهد که ساختار از سه فاز Al، $\theta_{Cr}(Al_7Cr)$ و ζ-Al-Cr-Cu تشکیل شده است. با توجه به میزان کم فاز Al_2Cu شناسایی این فاز تنها محدود به پیک اصلی آن در زاویه (2θ) برابر با 20 درجه است و سایر فازهای شناسایی شده با استفاده از آنالیز فازی XRD در تطابق با آنالیز عنصری EDS است که به دلیل غالب بودن فاز زمینه (Al) شدت سایر پیک‌ها کاهش می‌یابد.

با افزایش سرعت دوران، هر سه کامپوزیت فازهای یکسانی داشتند با این تفاوت که میانگین اندازه ذرات از 20/5μm در سرعت دوران 600rpm به16/3μm و 14/2μm به ترتیب در سرعت‌های دوران 1200rpm و 1800rpm کاهش یافت. دلیل کاهش اندازه ذرات با افزایش سرعت دوران مربوط به کاهش زمان رشد این ذرات ناشی از افزایش نرخ سرد شدن است.

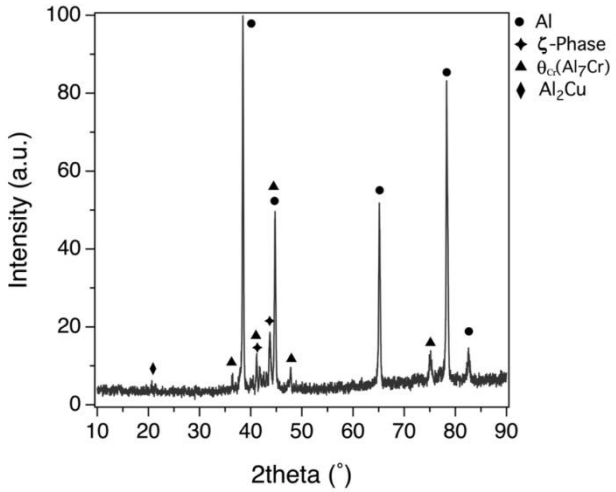

Fig. 7 XRD patterns taken from the outer region of Al/Al-Cu-Cr composite at a rotational speed of 600 rpm

شکل 7 الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به منطقه خارجی از کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در سرعت دوران 600 دور در دقیقه

همچنین در منطقه خارجی کامپوزیت‌های ساخته شده مشاهده شد که با افزایش سرعت دوران از 600 تا 1800 دور در دقیقه مقدار ذرات سفید رنگ Al_2Cu در منطقه خارجی که تجمع ذرات بین فلزی سه تایی Al-Cu-Cr وجود دارد، کاهش یافته و ذرات سفید رنگ موجود در این منطقه نیز در سرعت 1800 دور در دقیقه به ذرات Al-Cu-Cr چسبیده‌اند. در حالی که در سرعت دوران 600 دور در دقیقه ذرات سفید رنگ هم در مرزدانه‌ها و هم روی ذرات بین فلزی با ترکیب سه تایی Al-Cu-Cr مشاهده شدند. دلیل احتمالی عدم توزیع ذرات بین فلزی Al_2Cu در مرزدانه‌ها در این منطقه از کامپوزیت سه تایی Al/Al-Cu-Cr در سرعت‌های بالاتر، افزایش مقدار نیروی گریز از مرکز اعمالی و در نتیجه جدایش عنصر مس به سمت داخل و در نتیجه کاهش میزان فاز Al_2Cu در منطقه خارجی است [30]. همچنین افزایش سرعت دوران سبب افزایش درصد فازهای بین فلزی در منطقه خارجی و در نتیجه افزایش ویسکوزیته منطقه گردید و این امر به نوبه خود سبب کاهش حضور ذرات بین فلزی Al_2Cu در این منطقه تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز می‌گردد.

با توجه به توالی تشکیل فازها حین فرایند ریخته‌گری، ذرات بین فلزی Al-Cu-Cr که در مراحل ابتدایی فرایند به صورت درجا تشکیل شده‌اند تحت نیروی گریز از مرکز به سمت منطقه خارجی رانده شده و سبب افزایش ویسکوزیته مذاب در آن منطقه می‌گردند. این در حالی است که فاز شبکه‌ای که شامل ذرات Al_2Cu بوده، در مرحله پایانی انجماد تشکیل می‌شود. بنابراین در زمان تشکیل ذرات بین فلزی Al_2Cu (مرحله پایانی انجماد)، از یک طرف کاهش دمای فرایند و از طرف دیگر حضور ذرات بین فلزی Al-Cu-Cr سبب افزایش ویسکوزیته مذاب در منطقه خارجی می‌شود به طوری که نیروی گریز از مرکز قدرت راندن ذرات Al_2Cu به این منطقه را نداشته و لذا این ذرات به ناچار تنها در منطقه داخلی توزیع شدند.

گستره هر منطقه بر اساس سرعت دوران متفاوت خواهد بود. زیرا سرعت دوران سبب تغییر زمان انجماد و میزان جدایش ذرات می‌شود. از آنجا که لایه داخلی در مراحل پایانی انجماد تشکیل می‌شود، لذا ساختار این لایه با تغییر سرعت دوران تغییر قابل ملاحظه‌ای نشان نداد. زیرا زمان انجماد و در نتیجه زمان قرارگیری در معرض نیروی گریز از مرکز کاهش، و ویسکوزیته مذاب افزایش یافته است. این دو عامل سبب کاهش اثر اعمال نیروی گریز از مرکز بر ریزساختار منطقه داخلی می‌شوند.

در شکل 8 ریزساختار منطقه داخلی ریزساختار کامپوزیت

Al/Al-Cu-Cr تولید شده در سرعت 600 دور در دقیقه نشان داده شده است. طبق آنالیز EDS در منطقه داخلی دندریت‌های Al(Cu) (نواحی تیره در منطقه داخلی) که توسط شبکه یوتکتیک Al-Al_2Cu (سفید رنگ) احاطه شده است. هر سه کامپوزیت در سه سرعت مختلف دارای ریزساختار مشابه هستند. با افزایش سرعت دوران قالب، اندازه بازوهای دندریتی با افزایش سرعت دوران از 600 تا 1800 دور در دقیقه، از 64 میکرومتر به 55 میکرومتر کاهش یافت. افزایش سرعت قالب بر نرخ سرد شدن حین ریخته‌گری گریز از مرکز اثر می‌گذارد. در مورد کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم نشان داده شده است که ضریب انتقال حرارت در فصل مشترک قالب و آلیاژ ریختگی با افزایش سرعت دوران قالب، افزایش می‌یابد [26]. بنابراین نرخ سرد شدن با افزایش سرعت چرخش قالب افزایش می‌یابد و این امر سبب ریزتر شدن ساختار می‌گردد.

همان‌طور که ذکر شد، در فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز، چنانچه دانسیته ذرات بالاتر از دانسیته زمینه باشد، ذرات تحت اعمال نیروی گریز از مرکز به سمت منطقه خارجی رانده می‌شوند [6]. ذرات بین فلزی دارای درصد بالاتری از عناصر مس و کروم نسبت به آلیاژ مذاب اولیه هستند. طبق قانون مخلوط [31] و با توجه به درصد وزنی عناصر تشکیل دهنده ذرات بین فلزی سه تایی محاسبه تخمینی دانسیته نشان داد که ذرات بین فلزی سه تایی که در مراحل ابتدایی فرایند تشکیل می‌شوند، دارای دانسیته بالاتری نسبت به آلیاژ مذاب Al-Cu-Cr هستند، لذا این ذرات به سمت لایه خارجی جابجا می‌شوند.

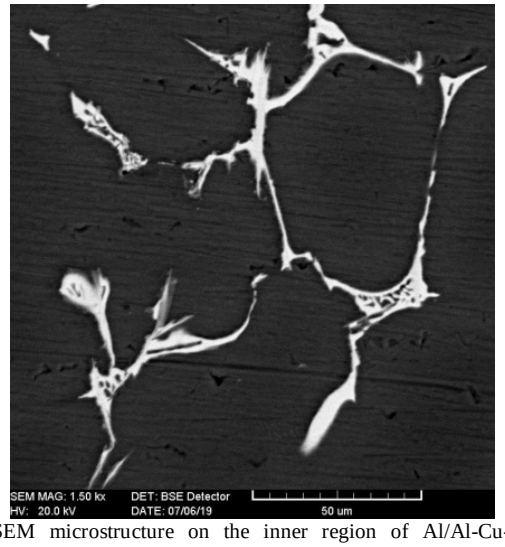

Fig. 8 SEM microstructure on the inner region of Al/Al-Cu-Cr composite at a rotational speed of 600 rpm

شکل 8 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در سرعت 600 دور در دقیقه گرفته شده از منطقه داخلی

طبق دیاگرام فاز سه تایی سیستم Al-Cu-Cr [27] که در شکل 6 نشان داده شده است، با کاهش دما و در شروع فرایند ذرات بین فلزی (Al_7Cr) θ_{Cr} و ζ-Al-Cr-Cu تشکیل می‌شوند که تحت نیروی گریز از مرکز قرار گرفته و با توجه به دانسیته بالاترشان نسبت به زمینه، به سمت سطح خارجی کامپوزیت رانده می‌شوند. انجماد باقیمانده آلیاژ مذاب Al-Cu با تشکیل بلورهای α-Al آغاز شده و با کاهش بیشتر دما با انجام واکنش یوتکتیک و تشکیل ذرات Al_2Cu که مرحله نهایی انجماد است، خاتمه می‌یابد. با وجود دانسیته بالاتر ذرات Al_2Cu نسبت به سایر فازها، از آن‌جا که یوتکتیک در مرحله نهایی انجماد تشکیل می‌شود، لذا یوتکتیک تشکیل شده از ذرات بین فلزی Al_2Cu در مرز بین دندریت‌ها و در منطقه داخلی توزیع می‌شود.

3-2- ریزساختار و ترکیب شیمیایی فازها در کامپوزیت Al/Al-Cr

به منظور بررسی و مقایسه خواص کامپوزیت سه‌تایی ساخته شده، کامپوزیت دوتایی Al-Cr با درصدهای 3 و 6 درصد وزنی کروم در سرعت 1800 دور در دقیقه و شرایط یکسان تولید شد. شکل 9 ریزساختار کامپوزیت‌های Al-3Cr و Al-6Cr از منطقه خارجی تا منطقه داخلی را نشان می‌دهد. طبق آنالیز عنصری EDS، زمینه از آلومینیم خالص تشکیل شده است که ذرات بین فلزی Al_7Cr و $Al_{11}Cr_2$ در آن توزیع شده‌اند. آنالیز عنصری (EDS) ذرات و نیز آنالیز فازی پراش پرتو ایکس منطقه خارجی کامپوزیت Al-3Cr در شکل 10 نشان داده شده است.

3-3- سختی برینل کامپوزیت‌های گرادیان تابعی Al/Al-Cr-Cu

نمودار سختی کامپوزیت Al/Al-Cr-Cu که در سرعت‌های دوران مختلف تولید شده در شکل 11 نشان داده شده است. برای مقایسه مقادیر سختی کامپوزیت دوتایی Al/Al-Cr نیز که در شرایط یکسان (و در بالاترین سرعت به منظور تولید بیشینه مقدار ذرات تقویت کننده) تولید شده، گزارش شده است. این نتایج میانگین حداقل 5 مرتبه اندازه‌گیری از هر منطقه است و میزان انحراف از معیار داده‌ها به صورت نوار خطا در شکل نشان داده شده است که بیشینه انحراف معیار از داده‌ها مقدار 1/6 است. سختی در منطقه خارجی نمونه‌ها بیشترین مقدار را داشته و نیز با افزایش سرعت دوران قالب، میزان بیشینه سختی افزایش می‌یابد. همچنین کامپوزیت Al/Al-Cr-Cu حتی در کمترین مقدار، دارای سختی بالاتری نسبت به کامپوزیت Al/Al-Cr است. سختی بالاتر کامپوزیت‌های Al/Al-Cu-Cr نسبت به کامپوزیت Al/Al-Cr در شرایط یکسان به دلیل حضور ترکیبات سه تایی و نیز ساختار یوتکتیک Al-Al_2Cu است.

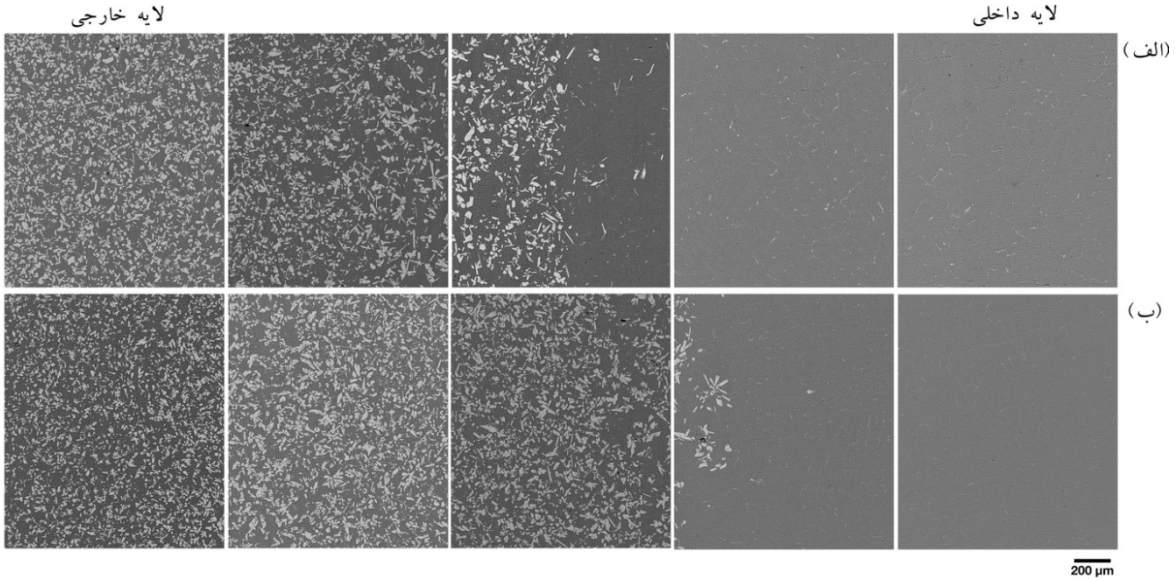

Fig. 9 SEM microstructures of Al/Al-Cr composites from outer to inner at a mold temperature of 300 ˚C and a rotational speed of 1800 rpm with (a) 3, and (b) 6 wt.% Cr

شکل 9 ریزساختار کامپوزیت‌های گرادیانی Al/Al-Cr از لبه خارجی تا لبه داخلی تولید شده در سرعت دوران 1800rpm و دمای پیشگرم 300˚C با درصدهای کروم (الف) 3 و (ب) 6 درصد وزنی.

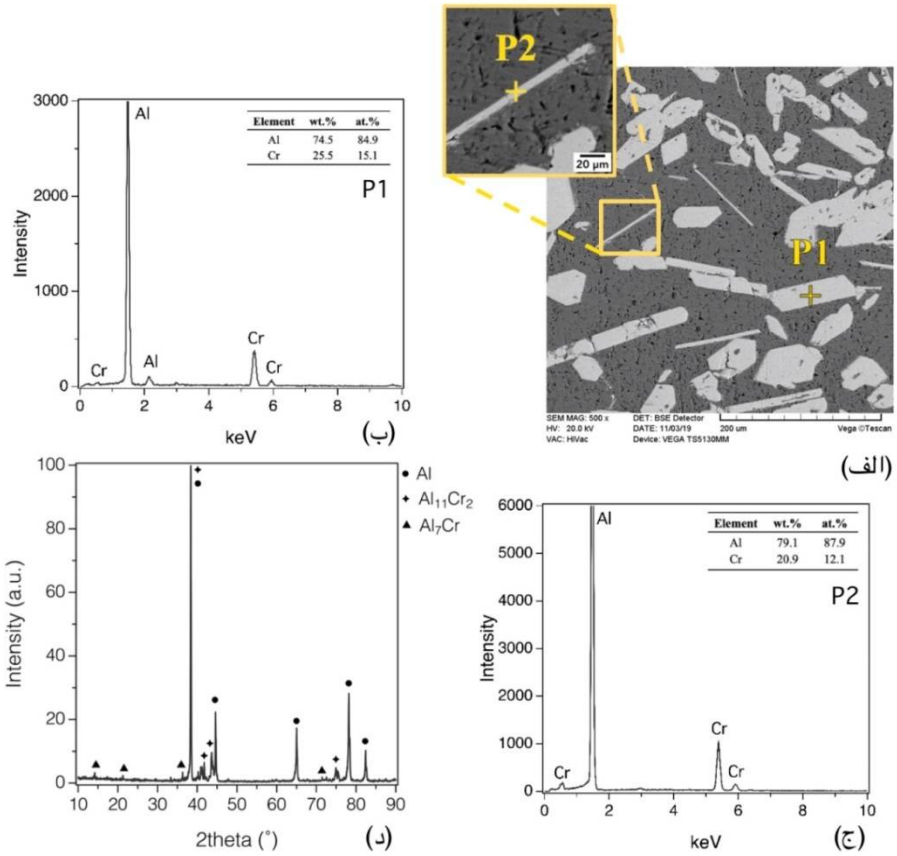

Fig. 10 (a) SEM microstructure on the outer region of Al/Al-Cr composite at a rotational speed of 600 rpm, (b,c) EDS spectra for particles in 10a, and (d) XRD pattern of the outer region

شکل 10 (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار کامپوزیت Al/Al-Cr در سرعت 600 دور در دقیقه گرفته شده از منطقه خارجی، (ب و ج) الگوی پراکندگی انرژی پرتو ایکس ذرات مشخص شده در شکل الف و (د) الگوی پراش پرتو ایکس منطقه خارجی

از آن‌جا که فازهای تقویت کننده بین فلزی دارای مقادیر سختی بالاتری نسبت به آلومینیم بوده، سبب بهبود سختی آن

می‌گردند. در کامپوزیت‌های Al/Al-Cr-Cu درجا حضور مس سبب افزایش سختی در مقایسه با کامپوزیت‌ها دوتایی می‌گردد. زیرا با افزودن مس به کامپوزیت‌های دوتایی Al/Al-Cr علاوه بر تشکیل فازهای بین فلزی سه تایی اولیه، فاز تقویت کننده ثانویه Al_2Cu نیز در ساختار یوتکتیک تشکیل شده و لذا سختی به میزان قابل توجهی در مقایسه با کامپوزیت دوتایی افزایش می‌یابد.

با مقایسه سختی کامپوزیت‌های دوتایی و سه تایی مشاهده شد که دلیل اختلاف سختی این دو کامپوزیت تفاوت در نوع ترکیبات بین فلزی تشکیل شده است. کسر سطحی ذرات تقویت کننده در شرایط یکسان 600 دور در دقیقه در منطقه خارجی دو کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr و Al/Al-Cr حدود 17 درصد است، در حالی که سختی کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در این منطقه به میزان 24 درصد بیشتر از کامپوزیت Al/Al-Cr است. بنابراین حضور ترکیبات سه تایی سبب بهبود سختی کامپوزیت در منطقه خارجی گردیده است.

نقش ذرات Al_2Cu بر سختی کامپوزیت حاصل نیز از مقایسه مقادیر سختی منطقه داخلی کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr (شامل $Al+Al_2Cu$) و کامپوزیت Al/Al-Cr (شامل Al) بطور واضح قابل مشاهده است. همچنین با توجه به شکل 4 در سرعت 600 دور در دقیقه، درصد فازها در لایه خارجی با فازهای بین فلزی سه تایی Al-Cu-Cr، بیشتر از لایه داخلی با فاز Al_2Cu است. این در حالی است که سختی کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr در لایه خارجی و داخلی در سرعت 600 دور در دقیقه تفاوت چندانی ندارد (شکل 11).

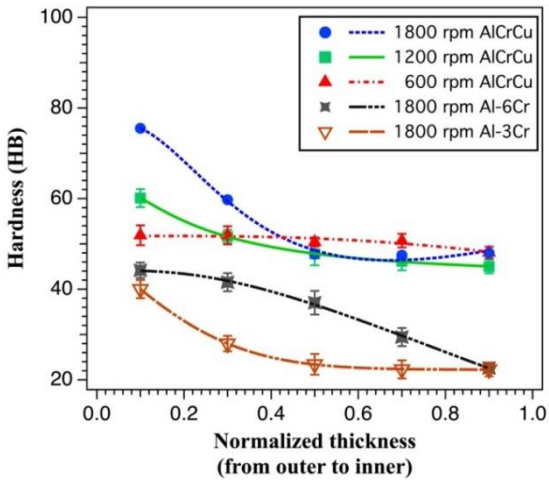

Fig. 11 Brinell hardness of functionally graded Al/Al-Cr and Al/Al-Cu-Cr composites at the mold temperature of 300 °C

شکل 11 سختی برینل کامپوزیت‌های گرادیان تابعی Al/Al-Cr و Al/Al-Cu-Cr در دمای پیشگرم 300 درجه سانتی‌گراد

لذا با توجه به سختی تقریباً یکسان لایه داخلی با لایه خارجی با وجود کمتر بودن درصد فاز آن، می‌توان نتیجه گرفت فاز Al_2Cu دارای سختی بالاتری نسبت به فازهای بین فلزی Al-Cu-Cr است.

بررسی نتایج سختی کامپوزیت‌ها نشان داد که با افزایش درصد فاز تقویت کننده، میزان سختی نیز افزایش می‌یابد. به طوری که در کامپوزیت‌های ساخته شده به روش گریز از مرکز با توجه به تجمع ذرات در منطقه خارجی، سختی در این منطقه بالاترین مقدار را نشان داد. لذا از کامپوزیت‌های ساخته شده به این روش می‌توان جهت کاربرد در حوزه‌هایی که نیاز به سطح سخت، وزن کم و نیز زمینه نرم و با هدایت حرارتی بالا داشته باشد، استفاده کرد.

4- نتیجه‌گیری

- ریز ساختار کامپوزیت گرادیان تابعی Al/Al-Cr-Cu درجا شامل توزیع گرادیانی از فازهای بین فلزی (Al_7Cr) θ_{Cr}، (Al-Cr-Cu)-ζ و Al_2Cu در زمینه Al است.

- به دلیل دانسیته بالاتر ذرات بین فلزی سه تایی نسبت به آلومینیم مذاب و نیز تشکیل این ذرات در ابتدای فرایند، جدایش این ذرات به سمت سطح خارجی کامپوزیت‌ها اتفاق افتاد.

- جدایش ذرات بین فلزی Al_2Cu با وجود دانسیته بالاترشان نسبت به زمینه، به سمت منطقه داخلی بود که دلیل این امر افزایش ویسکوزیته در منطقه خارجی و نیز تشکیل این ذرات در زمان‌های پایانی انجماد پیشنهاد شد.

- با افزایش سرعت دوران قالب به دلیل افزایش مقدار نیروی گریز از مرکز اعمالی به ذره، میزان جدایش ذرات و در نتیجه شیب تغییر ریزساختار افزایش یافت.

- به دلیل جدایش و تجمع حداکثری ذرات بین فلزی در منطقه خارجی بیشترین مقدار سختی در این منطقه حاصل شد.

- کامپوزیت تولید شده از سیستم سه تایی Al/Al-Cu-Cr به روش ریخته‌گری گریز از مرکز دارای سختی بالاتری نسبت به کامپوزیت تولید شده از سیستم دوتایی Al/Al-Cr در شرایط یکسان بود. دلیل این افزایش سختی تشکیل فازهای تقویت کننده سه تایی و نیز ذرات Al_2Cu در کامپوزیت Al/Al-Cu-Cr بود.

5- مراجع

[1] Y. Miyamoto, W.A. Kaysser, B.H. Rabin, A. Kawasaki, Reneé G. Ford, *Functionally Graded*

Materials Design, Processing and Applications, First Edittion, pp. 89-160, Springer US, Boston, MA, 1999.

[2] A. Ghaneifar, A. Atrian, Designing and manufacturing of functional diffusive machine performance evaluation in the fabrication of Al-Al_2O_3 samples, *Iranian Journal of Manufacturing Engineering,* Vol. 6, No. 3, pp. 8-19, 2019. (in Persian فارسی)

[3] G. Udupa, SS, Rao, KV, Gangadharan, Functionally Graded Composite Materials: An Overview. *Procedia Materials Science,* Vol. 5, pp. 1291–9, 2014.

[4] B.A. Shollock, A. Cerezo, E.D. Boyes, B. Cantor, G.D.W. Smith, An Investigation of a Rapidly Solidified AI-Cr Alloy Using Field Ion Microscopy-Atom Probe Analysis and High Resolution Electron Microscopy. *Materials Science and Engineering,* Vol. 98, pp. 197-200, 1988.

[5] N. Radhika, R. Raghu, Development of functionally graded aluminium composites using centrifugal casting and influence of reinforcements on mechanical and wear properties. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* Vol. 26, No. 4, pp. 905−916, 2016.

[6] T.P.D. Rajan, B.C. Pai, Processing of Functionally Graded Aluminium Matrix Composites by Centrifugal Casting Technique. *Materials Science Forum,* Vol. 690, No. 6, pp. 157–161, 2011.

[7] S. Kumar, V. Subramaniya Sarma, B.S. Murty, Functionally Graded Al Alloy Matrix In-Situ Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A,* Vol. 41A, pp. 242-254, 2009.

[8] Y. Watanabe, Q. Zhou, H. Sato, T. Fujii, T. Inamura, Microstructures of Al-Al_3Ti functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle method and centrifugal in situ method. *Japanese Journal of Applied Physics,* Vol. 56, No. 1S. pp. 1-11, 2017.

[9] A.G. Arsha, E. Jayakumar, T.P.D. Rajan, V. Antony, B.C. Pai, Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminium composites for automotive pistons, *Materials and Design,* Vol. 88, pp. 1201–1209, 2015.

[10] Zh. Yanbo, M. Xiuteng, M. Zhen, Centrifugal Forming Mechanism of Al Gradient Composites Reinforced with Complementary Primary Si and Mg_2Si Particles, *Rare Metal Materials and Engineering,* Vol. 43, No. 4, pp.769-774, 2014.

[11] Md. Habibur Rahman, H. M. Mamun Al Rashed, Characterization of silicon carbide reinforced aluminum matrix composites, *Procedia Engineering,* Vol. 90, pp. 103-109, 2014.

[12] Y. Watanabe, S. Oike, Formation mechanism of graded composition in Al-Al_2Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal in situ method, *Acta Materialia,* Vol. 53, No. 6, pp. 1631-1641, 2005.

[13] Y. Watanabe, M. Kurahashi, I.-S. Kim, Sh. Miyazaki, Sh. Kumai, A. Sato, Fabrication of fiber-reinforced functionally graded materials by a centrifugal in situ method from Al–Cu–Fe ternary alloy, *Composites: Part A,* Vol. 37, pp. 2186–2193, 2006.

[14] D. Vojteˇch, J. Verner, J. Serak, F. Sˇimancˇık, M. Balog, J. Nagy, Properties of thermally stable PM Al–Cr based alloy, *Materials Science and Engineering A,* Vol. 458, pp. 371-380, 2007.

[15] M.S. Archana, Hebalkar Neha, K. Radha, J. Joardar, Phase formation during mechanically activated annealing of nanocrystalline Cr–60at.%Al. *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 501, pp. 18-24, 2010.

[16] P. Tsakiropoulos, R.C. Pratt, H. Jones, J.E. Restall, R.W. Gardiner, Development of Al-Cr-X and Al-Cr-Zr-X Alloys by Rapid Solidification from the Melt. *Materials Science and Engineering,* Vol. 98, pp. 143-147, 1988.

[17] S. Datta, N.R. Bandyopadhyay, S. Bandyopadhyay, M.K. Banerjee, The reinforcement of an age-hardenable Al-Cr matrix alloy in situ and by SiC/Al2O3 particles: tailoring of the interface. *Composites Science and Technology,* Vol. 60, pp. 451–456, 2000.

[18] K. Godlewski, E. Godlewska, Effect of Chromium on the Protective Properties of Aluminide Coatings. *Oxidation of Metals,* Vol. 26, pp. 125–138, 1986.

[19] J. Esquivel, K.A. Darling, H.A. Murdoch, R.K. Gupta, Corrosion and Mechanical Properties of Al-5 At. Pct Cr Produced by Cryomilling and Subsequent Consolidation at Various Temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions A,* Vol. 49, pp. 3058–3065, 2018.

[20] M. Aravind, P. Yu, M.Y. Yau, Dickon H.L. Ng, Formation of Al_2Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering. *Materials Science and Engineering A,* Vol. 380, pp. 384–393, 2004.

[21] B. Grushko, B. Przepiórzyński, D. Pavlyuchkov, S. Mi, E. Kowalska-Strzeciwilk, M. Surowiec, Complex intermetallics in Al-Cu-Cr system. *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 442, pp. 114–6, 2007.

[22] B. Grushko. An investigation of the Al-Cu-Cr phase diagram: Phase equilibria at 800 °C. *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 417, pp. 121–126, 2006.

[23] Y.H. Qi, Z.P. Zhang, Z.K. Hei, C. Dong, The microstructure analysis of Al–Cu–Cr phases in $Al_{65}Cu_{20}Cr_{15}$ quasicrystalline particles/Al base composites, *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 285, pp. 221–228, 1999.

[24] J. Esquivel, R. K. Gupta. Corrosion Behavior and Hardness of Al–M (M: Mo, Si, Ti, Cr) Alloys. *Acta Metallurgica Sinica(English letters),* Vol. 30, No. 4, pp. 333–341, 2017.

[25] S. Kumar, VS. Sarma, BS. Murty, Functionally Graded Al Alloy Matrix In-Situ Composites. *Metallurgical and Materials Transactions A,* Vol. 41, No. 1, pp. 242–54, 2009.

[26] P.S.S, Raju, S.P. Mehrotra, Mathematical Modeling

of Centrifugal Casting of Metal Matrix Composites. *Material Transactions, JIM*, Vol. 41, No. 12, pp. 1626–1635, 2000.

[27] B. Grushko, A contribution to the Al-Cu-Cr phase diagram, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 729, pp. 426-437, 2017.

[28] A.I. Salimon, A.P. Shevchukov, A.A. Stepashkin, V.V. Tcherdyntsev, L.K. Olifirov, S.D. Kaloshkin, Mechanical alloying as a solid state route for fabrication of Al-Cu-M(=Fe,Cr) quasicrystalline phases. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 707, pp. 315–320, 2017.

[29] [29] A.V. Pozdniakov and R. Yu. Barkov, Microstructure and materials characterisation of the novel Al–Cu–Y alloy, *Materials Science and Technology*, Vol. 34, No. 12, pp. 1489-1496, 2018.

[30] Y. Watanabe, H. Sato, T. Ogawa and I-S Kim. Density and Hardness Gradients of Functionally Graded Material Ring Fabricated from Al-3 mass%Cu Alloy by a Centrifugal In-Situ Method. *Materials Transactions*, Vol. 48, No. 11, pp. 2945-2952, 2007.

[31] T.W. Gustafson, P.C. Panda, G. Song, R. Raj, Influence of Microstructural Scale on Plastic Flow Behavior of Metal Matrix Composites. *Acta Materialia*, Vol. 45, No. 4, pp. 1633–1643, 1997.