

## ایجاد ریزساختار هدفمند در آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-11 wt.% Mg<sub>2</sub>Si با استفاده از روش

### ریخته‌گری گریز از مرکز

حجت اله امرایی<sup>۱</sup>، احد صمدی<sup>۲\*</sup> و اکبر وجد<sup>۳</sup>

#### چکیده

یکی از روش‌های ایجاد ناهمگنی هدفمند در ریزساختار مواد، روش ریخته‌گری گریز از مرکز است که در آن نیروی گریز از مرکز منجر به توزیع درجه‌بندی شده‌ای از فازهای ریزساختاری در حین ریخته‌گری و انجماد می‌شود. بر این اساس، در این پژوهش با آماده‌سازی مذاب هیپوئوتکتیک با ترکیب Al-11 wt.% Mg<sub>2</sub>Si و ریخته‌گری گریز از مرکز آن، استوانه‌هایی با شیب ترکیبی و فازی، در راستای شعاعی ریخته‌گری شدند. با بررسی ریزساختار استوانه‌های ریخته‌گری در جهت شعاعی، دو لایه‌ی متمایز ریزساختاری به ترتیب با کسر حجمی بالای دانه‌های α-Al در سطوح خارجی و درصد بالای ریزساختار یوتکتیکی Al/Mg<sub>2</sub>Si در سطوح داخلی قابل تشخیص بودند. در مرحله‌ی بعد، نمونه‌های ریخته شده در دمای ۵۳۰ °C به مدت ۱۰ ساعت محلول‌سازی شده و پس از تبرید در آب، به مدت ۸ ساعت در ۱۷۵ °C پیرسازی شدند. بررسی ریزساختار نمونه‌ها نشان می‌دهد که عملیات حرارتی باعث تبدیل ذرات Mg<sub>2</sub>Si لایه‌ای موجود در ساختار یوتکتیکی سطوح داخلی به ساختار ریز شبه یوتکتیکی نقطه‌ای می‌شود. ساز و کار تشکیل چنین ساختار مرکب یوتکتیکی موضوعی است که در مقاله به آن پرداخته می‌شود.

**واژه‌های کلیدی:** مواد هدفمند، آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-11 Wt.%Mg<sub>2</sub>Si، ریخته‌گری گریز از مرکز، ریزساختار درجه‌بندی شده.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

۲- استادیار مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

۳- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

\*- نویسنده‌ی مسئول مقاله: samadi@sut.ac.ir

## پیشگفتار

مفهوم مواد هدفمند (Functionally Graded Materials) نخستین بار در سال ۱۹۸۰ میلادی به وسیله‌ی پژوهشگران ژاپنی ارایه شد که بر اساس آن، انواع ویژه‌ای از فرایندهای ساخت توسعه یافتند که به کمک آن‌ها امکان تولید قطعاتی با خواص و کارایی گوناگون و هدفمند با ایجاد ریزساختار هدفمند در مقاطع گوناگون امکان‌پذیر می‌شد [۱]. گرادیان خواص در چنین موادی با کنترل ترکیب یا ریزساختار در امتداد مشخص و خاصی ایجاد می‌شود [۲ و ۳]. بر این اساس، روش‌های گوناگونی برای ساخت مواد هدفمند از قبیل متالورژی پودر، رسوب‌دهی شیمیایی بخار، جوشکاری، ذوب لیزری، زینترینگ و تزریق واکنشگرها پیشنهاد شده اند [۴ و ۳] که اغلب از نظر اقتصادی مقرون به صرفه نبوده و در مقیاس صنعتی با محدودیت‌های زیادی مواجه‌اند. در این میان ریخته‌گری گریز از مرکز با هزینه‌ی تولید پایین و قابلیت کاربرد صنعتی، توجه زیادی را معطوف خود ساخته است. در این روش، تفاوت چگالی مذاب و ذرات تقویت‌کننده‌ی داخل آن باعث تفاوت نیروی گریز از مرکز وارد بر آن‌ها شده و منجر به ایجاد گرادیان ترکیبی یا ریزساختاری در جهت نیروی گریز از مرکز می‌شود [۵]. سیستم Al-Mg-Si با داشتن ترکیب بین فلزی  $Mg_2Si$  قابلیت بالایی جهت هدفمندسازی با ریخته‌گری گریز از مرکز دارد. در دهه‌ی اخیر، با ریخته‌گری گریز از مرکز آلیاژهای هایپروئوتکتیک Al-Mg $_2$ Si و جدایش ذرات اولیه‌ی  $Mg_2Si$  که در مراحل نخستین انجماد تشکیل می‌شوند، استوانه‌هایی با توزیع هدفمند ذرات  $Mg_2Si$  تولید شده‌اند که ریزساختار آن‌ها شامل سه لایه‌ی مجزا می‌باشد: لایه‌ی درونی که به علت چگالی کم‌تر ذرات  $Mg_2Si$  نسبت به مذاب شامل کسر حجمی بالایی از ذرات  $Mg_2Si$  می‌باشد، لایه‌ی میانی که عاری از ذرات بوده و لایه‌ی خارجی که شامل کسر حجمی پایینی از ذرات  $Mg_2Si$  می‌باشد [۶ و ۸]. ذرات  $Mg_2Si$  موجود در ریزساختار این کامپوزیت‌ها با وجود توزیع بهینه، فصل مشترک تعادلی با فاز زمینه و پایداری ترمودینامیکی؛ اندازه‌های نسبتاً درشت و گوشه‌های تیزی دارند که باعث کاهش ویژگی‌های مکانیکی قطعه‌ی نهایی می‌شوند. برای

حل این مشکل از قالب مسی چرخان آبرگرد برای ایجاد نرخ‌های سرمایش بالا در حین انجماد استفاده شده است، ولی تغییر ملموسی در اندازه‌ی ذرات  $Mg_2Si$  اولیه در لایه‌ی داخلی مشاهده نشده است [۷].

بر این اساس، این پژوهش با هدف جایگزینی ذرات درشت و رخدار  $Mg_2Si$  اولیه با رسوبات ریز و شبه کروی  $Mg_2Si$  در راستای حل مشکل یاد شده انجام گرفته است. با ریخته‌گری گریز از مرکز آلیاژ هیپوئوتکتیک  $Mg_2Si$  11wt.% Al-11wt.% دانه‌های  $\alpha$ -Al به واسطه‌ی چگالی بیش‌تر به سمت لایه‌ی خارجی استوانه‌های ریختگی و مذاب یوتکتیکی به سمت سطوح داخلی جدایش می‌یابند. پس از ریخته‌گری با عملیات حرارتی لایه‌های  $Mg_2Si$  یوتکتیکی جداری داخلی در زمینه‌ی آلومینیومی حل شده و پس از عملیات پیرسازی به صورت ذرات ریز رسوب می‌کنند.

## مواد و روش پژوهش

آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم با خلوص تجاری به عنوان مواد اولیه جهت آماده‌سازی آلیاژ  $Al-11Mg_2Si$  بکار گرفته شدند (تمامی ترکیب‌های ارایه شده در این کار بر حسب درصد وزنی می‌باشند). برای آلیاژسازی، ابتدا آلومینیم و سیلیسیم در کوره‌ی مقاومتی در داخل بوتله‌ی گرافیتی و در دمای  $700^\circ C$  ذوب شدند و سپس منیزیم توزین و پیش‌گرم شده تا دمای  $350^\circ C$ ، به مذاب آلومینیم و سیلیسیم افزوده شد. برای جبران تلفات ناشی از سوختن منیزیم، وزن آن به میزان ۱۲٪ بیش‌تر از نسبت وزنی محاسبه شده برای آلیاژ در نظر گرفته شد. پس از افزودن منیزیم، دمای مذاب به  $800^\circ C$  افزایش یافت و به مدت ۱۵ دقیقه در آن دما نگهداری شد. جهت اطمینان از یکنواختی ترکیب آلیاژ، ابتدا مذاب در قالب فلزی ریخته شد که پس از انجماد آن، ترکیب آلیاژ با انجام تجزیه‌ی کوانتومتری به صورت جدول ۱ بدست آمد. بمنظور آماده‌سازی آلیاژ نهایی، آلیاژ اولیه ذوب مجدد شد و پس از به هم زدن مذاب، با افزودن پودر  $C_2Cl_6$  به اندازه‌ی ۰/۵٪ وزن مذاب، در دمای  $890^\circ C$  به مدت ۳ دقیقه گاز زدایی شد. پس از سربره‌گیری، عملیات ریخته‌گری نهایی در ماشین ریخته‌گری گریز از

بوجود می‌آیند و چگالی و شعاع ذرات و همچنین، ویسکوزیته‌ی مذاب بسته به نیمرخ سرمایش با زمان تغییر می‌کنند، رابطه‌ی ۱ بدون تعریف ضرایب تصحیح مناسب یا حل معادله به صورت انتگرالی و با در نظر گرفتن رابطه‌ی پارامترها با دما کاربردی نداشته و فقط برای مقایسه می‌توان از آن استفاده کرد. در فرایند هدفمند سازی در جا (In-situ) یک آلیاژ با ریخته‌گری گریز از مرکز، ویسکوزیته‌ی مذاب و دامنه‌ی انجماد، دو عامل مؤثری هستند که بستگی به ترکیب آلیاژ دارند.

دامنه‌ی انجماد در معادله‌ی ۱ هیچ نمودی نداشته و به این دلیل اهمیت دارد که با افزایش آن، محدوده‌ی منطقه‌ی دو فازی افزایش می‌یابد و مدت زمانی که در حین سرمایش، آلیاژ در منطقه‌ی دو فازی قرار داشته و قابلیت ایجاد شیب غلظتی یا فازی وجود دارد، بیش‌تر می‌شود. در یک آلیاژ هیپوپوتکتیک، با حرکت به سمت نقطه‌ی یوتکتیک، به دلیل کاهش دانه‌های پرویوتکتیک، ویسکوزیته‌ی مذاب کاهش یافته و بر اساس معادله‌ی ۱ منجر به حرکت آسان‌تر ذرات در مذاب و شیب بهتر در ترکیب و ریزساختار می‌شود؛ در حالی‌که دامنه‌ی انجماد کاهش یافته و زمان اسمی برای ایجاد شیب کاهش می‌یابد. در شکل ۱ نمودار فازی سیستم یوتکتیک مجازی Al-Mg<sub>2</sub>Si که با نرم افزار (Thermo-Calc) رسم گردیده، نشان داده شده است. با توجه به این نمودار، آلیاژ Al-11Mg<sub>2</sub>Si در شرایط تعادلی دارای ۱۵°C دامنه‌ی انجماد و به طور میانگین ۲۰٪ ذرات اولیه α-Al در منطقه‌ی دو فازی است که برای ایجاد گرادیان فازی و ترکیبی مناسب می‌باشد.

شکل ۲ ریزساختار هدفمند آلیاژ Al-11Mg<sub>2</sub>Si را پس از ریخته‌گری گریز از مرکز نشان می‌دهد. کسر حجمی بالایی از دانه‌های α-Al به علت چگالی بالاتر نسبت به مذاب (ρ<sub>L</sub> ~ 2.34 ، ρ<sub>α-Al</sub> ~ 2.68) در لایه‌ی خارجی جدایش یافته و سلول‌های یوتکتیک Al/Mg<sub>2</sub>Si نیز در لایه‌ی داخلی دارای کسر حجمی بالایی می‌باشند. به خاطر نرخ سرمایش پایین‌تر در مرز سلول‌ها، یوتکتیک تشکیل شده در این مناطق خشن‌تر است. ریزساختار یک سلول یوتکتیک در شکل ۳ با بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده است. در این شکل

مرکز عمودی مجهز به سیستم پیش‌گرم قالب صورت گرفت. قالب فولادی با سرعت چرخش ۱۹۰۰rpm تا ۴۰۰°C پیش‌گرم و مذاب در آن ریخته شد. بلافاصله پس از ریختن مذاب، کوره‌ی پیش‌گرم دستگاه خاموش شد و نمونه در کوره‌ی خاموش تحت نیروی گریز از مرکز قالب چرخان تا دمای محیط سرد شد. استوانه‌ی ریختگی با ۹۰ میلی متر قطر خارجی، ۱۵ میلی متر ضخامت و ۱۱۰ میلی متر طول بدست آمد و سپس در دمای ۵۳۰°C به مدت ۱۰ ساعت محلول سازی و سپس در آب سرد تبرید شد. سپس عملیات پیرسازی در دمای ۱۷۵°C به مدت ۸ ساعت روی نمونه انجام شد. در نهایت نمونه‌ی استوانه‌ای در راستای طول و به موازات محور چرخش برش داده شد و پس از سنباده زنی و پولیش، با محلول ۱% HF حکاکی گردید. ریزساختار نمونه با استفاده از میکروسکوپ نوری از سه مقطع در جهت نیروی گریز از مرکز (جهت شعاعی نمونه) مورد بررسی قرار گرفت. همچنین، از سطوح گوناگون نمونه مورد بررسی در راستای شعاعی پیش و پس از عملیات حرارتی سه بار به روش برینل، مورد سختی سنجی قرار گرفت و میانگین آن‌ها به عنوان شاخص سختی مقاطع گوناگون نمونه در نظر گرفته شد.

## نتایج و بحث

حرکت ذرات جامد را می‌توان در یک فلز مذاب به عنوان سیالی ویسکوز تحت تاثیر میدان گریز از مرکز، بر اساس قانون استوکس به صورت زیر بیان نمود:

$$V_{sp} = \frac{2(\rho_{sp} - \rho_L)GgR_{sp}^2}{9\mu} \quad (1)$$

که در آن ρ<sub>sp</sub>، چگالی ذرات جامد؛ ρ<sub>L</sub>، چگالی مذاب؛ G، نسبت نیروی گریز از مرکز به نیروی ثقل؛ g، شتاب گرانش؛ R<sub>sp</sub>، شعاع ذرات جامد؛ μ، ویسکوزیته‌ی فلز مذاب و V<sub>sp</sub>، سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب می‌باشند. البته، باید در نظر داشت که رابطه‌ی ۱ برای حالتی است که ذرات جامد به صورت خارجی (Ex-situ) به مذاب اضافه شوند و چگالی و شعاع ذرات در هر لحظه ثابت باشند، اما در این پژوهش که دانه‌های α-Al به صورت درجا در مذاب‌اند و در حین انجماد

### نتیجه‌گیری

۱- با ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه‌ای از آلیاژ Al-11 wt.% Mg<sub>2</sub>Si ، ساختاری هدفمند شامل دو لایه‌ی متمایز ریزساختاری در جهت شعاعی استوانه‌ی ریخته‌گی ایجاد می‌شود. لایه‌ی خارجی شامل کسر حجمی بالای دانه‌های پروئوتکتیک  $\alpha$ -Al و لایه‌ی داخلی دارای سلول‌های یوتکتیک Al/Mg<sub>2</sub>Si جدایش یافته در اثر نیروی گریز از مرکز می‌باشند.

۲- پس از انجام عملیات حرارتی دراز مدت محلول‌سازی و پیرسازی، شیب ساختاری ایجاد شده از بین نمی‌رود، اما Mg<sub>2</sub>Si موجود در ساختار یوتکتیک از حالت لایه‌ای به حالت شبه نقطه‌ای تغییر می‌کند.

۳- به واسطه‌ی افزایش کسر حجمی فاز Mg<sub>2</sub>Si در راستای شعاعی نمونه‌ی استوانه‌ای از سطح خارجی به سمت سطح داخلی، سختی نیز افزایش می‌یابد. این تغییرات سختی پس از عملیات حرارتی نیز حفظ می‌شود، ولی شیب افزایش آن کاهش می‌یابد.

### منابع

- 1- Z. Yan-bo., L. Chang-ming., W. Kai., Z. Mao-hua., and X. Yong., Characteristics of two Al based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/in situ Mg<sub>2</sub>Si particles in centrifugal casting. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 20: 361-370. 2010.
- 2 - T. P. D. Rajan., R. M. Pillai, and B. C. Pai., Functionally graded Al-Al<sub>3</sub>Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization. *Journal of Alloys and Compounds.* 453: L4-L7. 2008.
- 3- T. Ogawa., Y. Watanabe., H. Sato., I. Kim., and Y. Fukui., Theoretical study on fabrication of functionally graded material with density gradient by a centrifugal solid-particle method. *Composites: Part A.* 37: 2194-2200. 2006.
- 4- J. Zhang., Y. Wang., B. Zhou., and X. Wu., Functionally Graded Al/Mg<sub>2</sub>Si In-situ Composites Prepared by Centrifugal Casting. *Journal of Materials Science Letters.* 17: 1677-1679. 1998.
- 5 - W. Chen., Q. Wang., C. Zai., C. Ma., Y. Zhu., and W. He., Functionally graded Zn-Al-

Mg<sub>2</sub>Si موجود در ساختار یوتکتیک به صورت لایه‌های خشن ظاهر شده است که دلیل اصلی آن تشکیل یوتکتیک در یک محدوده‌ی دمایی و نه در یک دمای ثابت می‌باشد که این محدوده به صورت یک میدان سه فازی در نمودار شکل ۱ قابل مشاهده است.

شکل ۴ ریزساختار آلیاژ هدفمند Al-11Mg<sub>2</sub>Si را پس از ۱۰ ساعت محلول‌سازی در ۵۳۰°C و پیرسازی در دمای ۱۷۵°C به مدت ۸ ساعت نشان می‌دهد. با توجه به این شکل، تغییری محسوس در دانه‌های  $\alpha$ -Al به وجود نیامده است، اما لایه‌های Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی به صورت نقطه‌ای در آمده‌اند. ضمن این‌که شیب ترکیبی و فازی ریزساختار در جهت شعاعی نمونه‌ی استوانه‌ای واضح تر و متمایزتر شده است. بر اساس نمودارهای فازی دو تایی Al-Mg و Al-Si حد حلالیت منیزیم و سیلیسیم در آلومینیم، در دمای محلول‌سازی این آزمایش به ترتیب ۱/۹ و ۱٪ می‌باشند. بنابراین، در زمان نسبتاً طولانی ۱۰ ساعت محلول‌سازی، بخشی از Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی در زمینه‌ی آلومینیمی حل شده و به شکسته شدن لایه‌های یوتکتیک و پدید آمدن ساختاری شبه نقطه‌ای منجر شده است. پس از محلول‌سازی و تبرید در آب، زمینه‌ی آلومینیمی به صورت فوق اشباع درآمده و پس از ۸ ساعت پیرسازی، منیزیم و سیلیسیم به صورت کره‌های ریز Mg<sub>2</sub>Si رسوب کرده اند که در شکل ۵ نشان داده شده است. چنین تغییری در ساختار یوتکتیک باعث افزایش سختی در آلیاژ می‌شود که نتایج آن در نمودار شکل ۶ نشان داده شده است. در واقع با دور شدن از سطح خارجی نمونه‌ی استوانه‌ای در جهت شعاعی، به واسطه‌ی این‌که کسر حجمی فاز سخت Mg<sub>2</sub>Si در ریزساختار افزایش یافته است، سختی نیز افزایش می‌یابد، اما در نمونه‌ی ریخته‌گی (پیش از عملیات حرارتی) بر اساس شکل ۶، ابتدا سختی کاهش و سپس افزایش می‌یابد که دلیل این امر، قدرت سردکنندگی بالای قالب فلزی در جداره‌ی خارجی است. در این شکل پس از عملیات حرارتی نرخ افزایش سختی کاهش یافته است که دلیل آن می‌تواند انتشار فاز رسوبی در لایه‌های داخلی و افزایش نسبی سختی در این لایه‌ها باشد.

prepared by centrifugal casting. *Materials and Design*. 21: 149-153. 2000.

8 - W. Qudong., C. Yongjun., C. Wenzhou., W. Yinhong., Z. Chunquan., and D. Wenjiang., Centrifugally cast Zn-27Al-xMg-ySi alloys and their in situ (Mg<sub>2</sub>Si + Si)/ZA27 composites. *Materials Science and Engineering A*. 394: 425-434. 2005.

Si in-situ composites fabricated by centrifugal casting. *Journal of Materials Science Letters*. 20: 823-826. 2001.

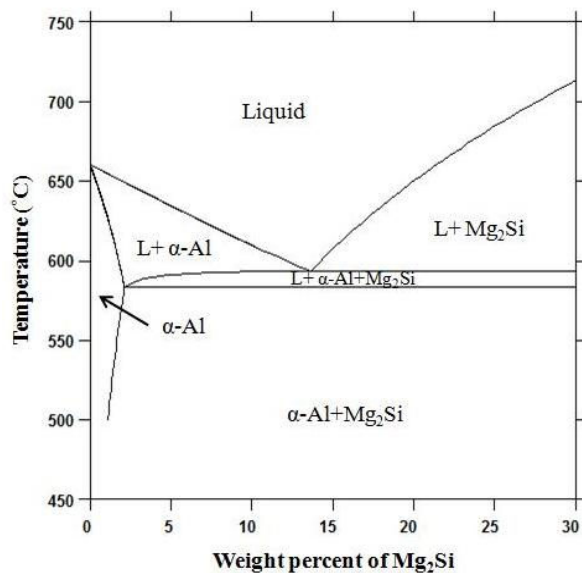
6 - Q. Wang., Y. Wei., W. Chen., Y. Zhu., C. Ma., and W. Ding., In situ surface composites of (Mg<sub>2</sub>Si+Si)/ZA27 fabricated by centrifugal casting. *Materials Letters*. 57: 3851-3858. 2003.

7 - J. Zhang., Z. Fan., Y. Wang., and B. Zhou., Hypereutectic aluminium alloy tubes with graded distribution of Mg<sub>2</sub>Si particles

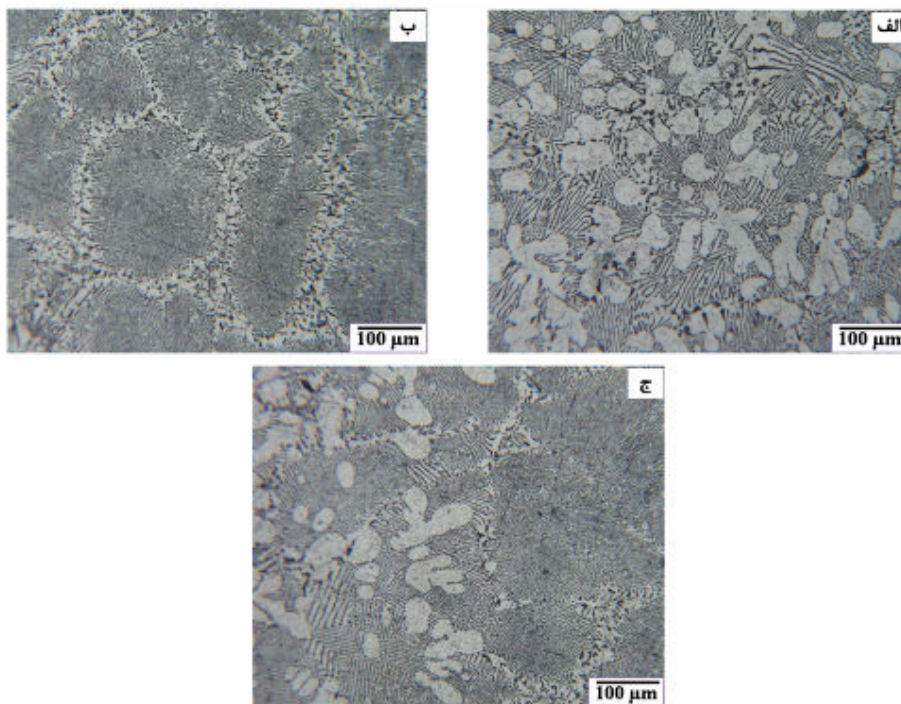
### پیوست‌ها

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-11 Wt. % Mg<sub>2</sub>Si

عناصر	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)
منیزیم	۶/۸۶
سیلیسیم	۴/۱۱
روی	۰/۰۰۷
آهن	۰/۰۱
مس	۰/۰۰۱
نیکل	/۰۰۵
آلومینیم	پایه



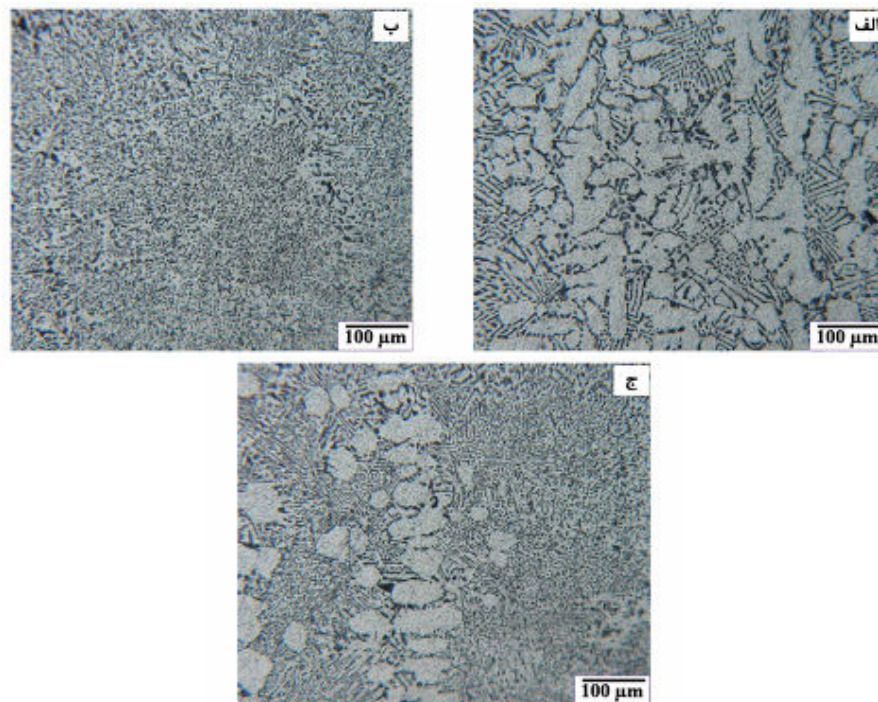
شکل ۱- نمودار فازی Al-Mg<sub>2</sub>Si



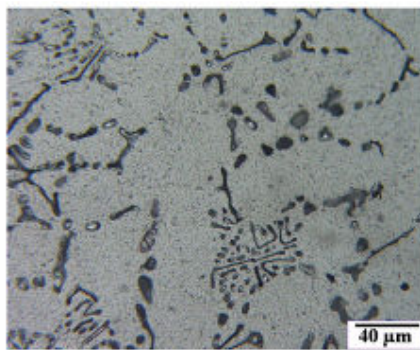
شکل ۲- ریزساختار آلیاژ Al-11Mg<sub>2</sub>Si پس از ریخته‌گری گریز از مرکز: (الف) لایه‌ی خارجی، (ب) لایه‌ی داخلی، (ج) گذار از لایه‌ی خارجی به لایه‌ی داخلی.



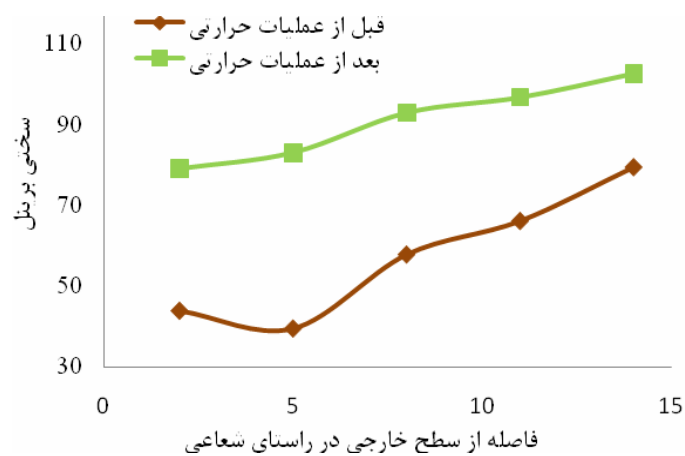
شکل ۳- ساختار یوتکتیک  $Al/Mg_2Si$ .



شکل ۴- ریزساختار آلیاژ هدفمند  $Al-11 Mg_2Si$  پس از عملیات حرارتی: (الف) لایه‌ی خارجی، (ب) لایه‌ی داخلی، (ج) گذار از لایه‌ی خارجی به لایه‌ی داخلی.



شکل ۵- ساختار یوتکتیک پس از عملیات حرارتی که از لایه‌های شکسته شده یوتکتیکی و ذرات  $Mg_2Si$  رسوبی تشکیل شده است.



شکل ۶- نمودار سختی در جهت شعاعی بر حسب فاصله از سطح خارجی پیش و پس از عملیات حرارتی نمونه‌ی استوانه‌ای.