

## Archive of SID

## بررسی تأثیر ترکیبی عملیات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار بر مورفولوژی سیلیسیم در آلیاژ Al-17% Si\*

کاوه قربانی<sup>(۲)</sup>بهمن کروجی<sup>(۱)</sup>

## چکیده

در این تحقیق، فرایند ریختن بر روی سطح شیب‌دار به همراه تأثیر توأم دمای فوق ذوب و عملیات کیفی مذاب بر اصلاح ساختار و سختی آلیاژهای هایپرئوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم بررسی شده است. نتایج حاصل نشان دادند که کاربرد هم‌زمان عملیات فوق ذوب و سطح شیب‌دار باعث کاهش اندازه‌ی ذرات سیلیسیم اولیه و تغییر مورفولوژی آن از تپه‌ای و گل‌برگی به شبه‌کروی می‌شود. افزون بر این، با ریزتر شدن و اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه، سختی آلیاژ افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی آلومینیم-سیلیسیم‌هایپرئوتکتیک، ساختار ریختگی، ریخته‌گری سطح‌شیب‌دار، عملیات کیفی مذاب.

## Slope Casting and its Combined Effect with Qualitative Melt Treatment on Morphology of Silicon in Al-17%Si Alloy

B. Korojy

K. Ghorbani

## Abstract

In this investigation, the slope casting method was used and its combined effect with melt overheating and melt treatment microstructural modification and hardness of hypereutectic Al-Si alloy was studied. The results showed that the combined method leads to the refinement of primary silicon and a change in its morphology from plate-like to quasi-spherical shape. In addition, the modification and refinement of primary silicon increased the hardness of hypereutectic Al-Si alloy.

Key Word Hypereutectic Al-Si alloy, Cast structure, Slope casting, Qualitative melt treatment.

\*نسخه نهایی مقاله در تاریخ ۹۲/۴/۲۴ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۹۳/۳/۱۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول: دانشگاه حکیم سبزواری، گروه مهندسی مواد و پلی‌مر

(۲) دانشگاه حکیم سبزواری، گروه مهندسی مواد و پلی‌مر

## مقدمه

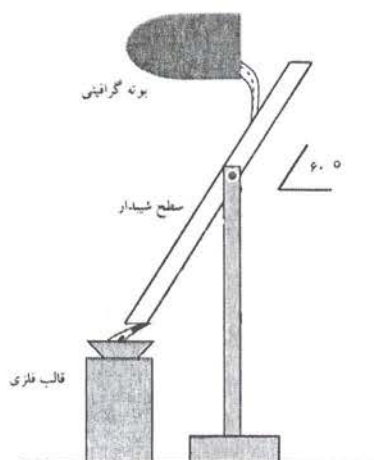
آلیاژهای فوق یوتکتیک Al-Si دارای کاربردهای گسترده‌ای هستند [1]. مقاومت عالی آن‌ها در برابر سایش، به دلیل حضور فاز سیلیسیم اولیه در زمینه‌ی یوتکتیک Al-Si می‌باشد. با این وجود، مرفولوژی فاز سیلیسیم اولیه از نقطه نظر شکل، اندازه و توزیع تأثیر قابل ملاحظه‌ای می‌تواند بر خواص مکانیکی و خواص سایشی آن‌ها داشته باشد [2]. به همین منظور، روش‌های گوناگونی برای بهینه‌سازی مرفولوژی سیلیسیم اولیه ابداع شده است که از جمله آن‌ها می‌توان به سرد کردن سریع، عملیات فوق ذوب و افزودن عناصر مختلف بهینه‌ساز اشاره کرد [3,4]. عملیات فوق ذوب که شامل افزایش دمای مذاب تا  $300^{\circ}\text{C}$  بالای دمای گداز، نگه‌داری در این دما به مدت زمان لازم و سپس، سرد کردن تا دمای ذوب‌ریزی می‌باشد، سبب می‌شود تا اندازه‌ی فاز سیلیسیم اولیه در آلیاژهای فوق یوتکتیک Al-Si به میزان قابل توجهی کاهش یابد [5]. تحقیقات انجام شده نشان می‌دهند که تغییرات ساختاری مذاب تحت تأثیر دمای فوق ذوب، سبب تغییر مرفولوژی فاز سیلیسیم اولیه می‌شود [6]. با بررسی تأثیر دمای فوق ذوب بر مرفولوژی فاز سیلیسیم اولیه، نشان داده شده است که با افزایش دمای فوق ذوب، مرفولوژی فاز سیلیسیم اولیه از ستاره‌ای شکل و نامنظم به هشت‌وجهی تغییر می‌کند [7].

فسفر یکی از عناصر متداولی است که برای اصلاح فاز سیلیسیم اولیه استفاده می‌شود. فسفر با ایجاد ترکیب AIP، به عنوان هسته‌ای برای جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیه عمل می‌کند و سبب تغییر مرفولوژی آن می‌شود [4]. افزون بر کاربرد عناصر اصلاح کننده، از فرایند ریخته‌گری نیمه جامد نیز برای اصلاح ساختار آلیاژهای فوق یوتکتیک Al-Si استفاده می‌شود [8]. در سال‌های اخیر، روش استفاده از سطح شیب‌دار، به دلیل سادگی در مقایسه با روش‌های دیگر تولید دوغاب نیمه جامد SID، مورد توجه قرار گرفته است [9]. در این روش، مذاب با

فوق ذوب مناسب بر SID اصلاح جریان می‌یابد و تحت تأثیر شرایط سرمایش و هم‌چنین نیروی برشی ناشی از حرکت مذاب، به حالت نیمه جامد در می‌آید [10]. در این پژوهش، ابتدا به بررسی اثر طول سطح شیب‌دار بر اصلاح ریزساختار آلیاژ فوق یوتکتیک Al-17%Si پرداخته می‌شود و سپس، تأثیر هم‌زمان عملیات فوق ذوب و عملیات کیفی‌سازی مذاب به روش سطح شیب‌دار بر اصلاح ساختار و سختی آلیاژ فوق یوتکتیک Al-17%Si بررسی خواهد شد.

## مواد و روش تحقیق

آلیاژ Al-17%Si مورد استفاده در این تحقیق، در یک کوره‌ی مقاومتی با دوباره ذوب و رقیق کردن آمیزان صنعتی Al-50%Si با آلومینیم خالص تجاری در بوتله‌ی گرافیتی تهیه شد. سطح شیب‌دار با استفاده از یک تسمه‌ی مسی به طول ۷۰، عرض ۱۰ و ضخامت ۱ سانتی‌متر ساخته شد. برای جلوگیری از چسبندگی مذاب و سهولت جریان اغتشاشی مذاب بر روی سطح شیب‌دار، سطح آن توسط نیتريد بور (BN) پوشش داده شد. برای این منظور، پودر نیتريد بور در حلال متیل کلروفرم حل شد و بر روی سطح مسی پاشیده شد. طرح‌واره‌ای از روش استفاده از سطح شیب‌دار، در شکل (۱) نشان داده شده است.



شکل ۱ طرح‌واره‌ای از روش سطح شیب‌دار

مستقیم‌آورد قالب استوانه‌ای فولادی به ارتفاع ۷ و قطر ۲/۵ سانتی‌متر شد.

### Archive of SID

به منظور بررسی عملیات کیفی مذاب، از عناصر منیزیم خالص و استرانسیم به شکل آمیزان Al-10%Sr استفاده شد. برای این منظور، به مذاب در دمای  $700^{\circ}\text{C}$ ، ۱ درصد منیزیم خالص که در فویل آلومینیومی پیچیده شده بود، افزوده شد. مذاب با میله‌ای از جنس فولاد زنگ نزن به مدت ۲ دقیقه هم زده شد و پس از آن، در قالب استوانه‌ای فولادی ریخته‌گری شد. همین کار برای افزودن هم‌زمان (۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم) تکرار شد. در مرحله‌ی بعدی، برای بررسی اثر ترکیبی عملیات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار، ابتدا عملیات کیفی با عناصر فوق‌الذکر مطابق با فرایند قبلی انجام شد و سپس، مذاب در دمای  $720^{\circ}\text{C}$  بر روی سطح شیب‌دار مسی با طول بهینه ریخته شد و در انتهای سطح شیب‌دار، وارد قالب استوانه‌ای فولادی شد. به منظور انجام مقایسه، یک نمونه‌ی مرجعه‌روش ریخته‌گری متداول در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  درون قالب استوانه‌ای فولادی تولید شد. در جدول (۱)، مشخصات ریخته‌گری نمونه‌های آزمایش آورده شده‌اند.

در روش مرسوم ریخته‌گری سطح شیب‌دار [11]، دمای بارریزی به منظور تسهیل جوانه‌زنی فازهای جامد بر روی سطح، اندکی بالاتر از دمای گداز آلیاژ انتخاب شد. آزمون تحلیل حرارتی (DTA Differential Thermal Analysis) در محیط گاز آرگون، به منظور تعیین دمای گداز و بررسی تأثیر فوق ذوب بر ساختار مذاب، در بازه‌ی دمایی  $500^{\circ}\text{C}$  تا  $1000^{\circ}\text{C}$  انجام شد. اندازه‌گیری‌ها نشان دادند که دمای شروع انجماد برای آلیاژ مورد آزمایش در حدود  $612^{\circ}\text{C}$  می‌باشد. با توجه به تحقیقات قبلی انجام شده [12]، زاویه‌ی سطح شیب‌دار نسبت به افق برابر با  $60^{\circ}$  در نظر گرفته شد. برای به دست آوردن طول بهینه‌ی سطح شیب‌دار، ریخته‌گری در طول‌های ۳۰، ۴۵ و ۶۰ سانتی‌متری آن انجام شد. ابتدا دمای مذاب  $700^{\circ}\text{C}$  انتخاب شد. در مرحله‌ی بعدی، برای بررسی تأثیر ترکیبی عملیات فوق ذوب و سطح شیب‌دار، دمای مذاب به  $900^{\circ}\text{C}$  رسانده شد و پس از ۲۰ دقیقه نگه‌داری در این دما، بوته‌ی مذاب به بیرون از کوره منتقل شد تا سرد شده و به دمای مناسب برای بارریزی برسد. سپس، ریخته‌گری بر روی طول بهینه‌ی سطح شیب‌دار انجام شد. مذاب پس از جاری شدن بر روی سطح شیب‌دار،

جدول ۱ نمونه‌های ریخته‌گری شده با فرایندهای مختلف

نمونه	آلیاژ	فرایند ریخته‌گری	دمای فوق ذوب ( $^{\circ}\text{C}$ )	دمای ریخته‌گری ( $^{\circ}\text{C}$ )
۱	Al-17% Si	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۲	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به طول ۳۰ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۳	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به طول ۴۵ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۴	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به طول ۶۰ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۵	Al-17% Si	فوق ذوب و سطح شیب‌دار	۹۰۰	۶۲۰
۶	Al-17% Si + 1% Mg	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۷	Al-17% Si + (1% Mg + 0.1% Sr)	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۸	Al-17% Si + 1% Mg	سطح شیب‌دار به طول ۴۵ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۹	Al-17% Si + (1% Mg + 0.1% Sr)	سطح شیب‌دار به طول ۴۵ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰





شکل ۲ ریزساختار نمونه ۱ (نمونه‌ی مرجع)

در شکل (۳- الف) تا (۳- پ)، ریزساختارهای به دست آمده از نمونه‌های ۲، ۳ و ۴ که به ترتیب بر روی سطح شیب‌دار با زاویه‌ی ثابت  $60^\circ$  و طول‌های ۳۰، ۴۵ و ۶۰ سانتی‌متر ریخته شده‌اند، نشان داده شده‌اند. با مقایسه‌ی تصویرهای شکل (۲) و شکل (۳)، مشاهده می‌شود که ذرات سیلیسیم اولیه ضمن توزیع یکنواخت، ریزتر شده و با تغییر مرفولوژی، به حالت شبه کروی پدیدار تبدیل شده‌اند. افزون بر این، ملاحظه می‌شود که فاز غنی از آلومینیم در اطراف ذرات سیلیسیم اولیه توسعه یافته است و مانع از جوانه‌زنی سیلیسیم یوتکتیک بر روی سیلیسیم اولیه شده است. وقوع تغییرات ساختاری به خاطر اثر سطح شیب‌دار است، به گونه‌ای که باعث انتقال حرارت زیاد به دلیل سطح سرد کننده و تنش برشی اعمالی به مذاب تحت تأثیر نیروی جاذبه، می‌شود [14]. برخی از پژوهش‌گران تشکیل سه لایه در جریان مذاب بر روی سطح شیب‌دار را گزارش کرده‌اند که هر یک از این لایه‌های تشکیل شده، با نرخ متفاوتی سرد می‌شود. لایه‌ی زیرین که در تماس مستقیم با سطح شیب‌دار است، به دلیل انتقال حرارت شدید بین مذاب و سطح، حاوی فاز جامد اولیه است و وقوع میزان بالای انجماد در آن، منجر به تشکیل جامد پوسته‌ای می‌شود. لایه‌ی میانی، یک لایه‌ی نیمه جامد شامل مذاب و فازهای جامد تشکیل شده می‌باشد. لایه‌ی بالایی حاوی آلیاژ مذاب است که در آن، نرخ انتقال حرارت بالاتر از لایه‌ی میانی است [15, 16].

نمونه‌هایی از بخش میانی مقطع عرضی قطعه‌های ریخته‌گری شده به منظور بررسی‌های ریزساختاری و اندازه‌گیری سختی، تهیه شد. نمونه‌های متالوگرافی پس از عملیات سنباده‌زنی و صیقل‌کاری، در محلول ۰/۵ درصد HF حکاکی شدند. برای آشکارسازی سیلیسیم اولیه، نمونه در محلول ۱۰ درصد HCl به مدت ۲۰ دقیقه حکاکی شد. پس از آماده‌سازی سطحی، ریزساختار نمونه‌ها به وسیله‌ی میکروسکپ نوری نوع Olympious و میکروسکپ الکترونی TESCAN-LMU بررسی شد. بررسی متالوگرافی کمی با استفاده از نرم‌افزار Clemex انجام شد. بررسی‌ها شامل به دست آوردن اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه و تعیین ضریب شکل یا کرویت (S) با استفاده از رابطه‌ی زیر بود [13].

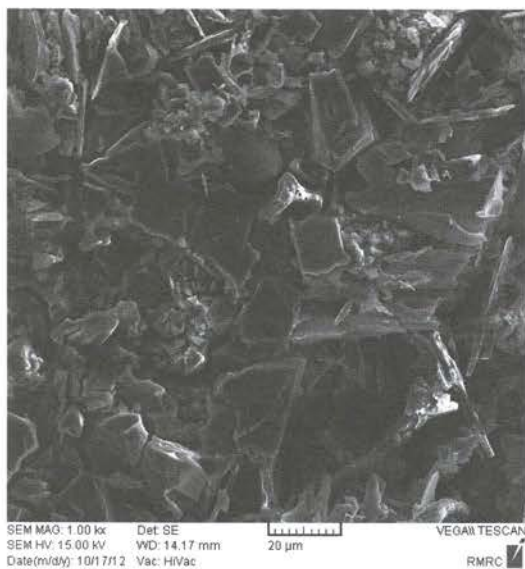
$$S = \frac{4\pi A}{p^2} \quad (1)$$

که در آن، A و P به ترتیب مساحت و محیط ذرات سیلیسیم اولیه هستند. هر چه S به ۱ نزدیک‌تر باشد، کرویت ذرات سیلیسیم اولیه بیشتر است. برای اندازه‌گیری سختی، از روش برینل (نیروی اعمالی kN ۴/۹ و ساچمه‌ی فولادی به قطر ۱۰ میلی‌متر) استفاده شد.

## نتایج و بحث

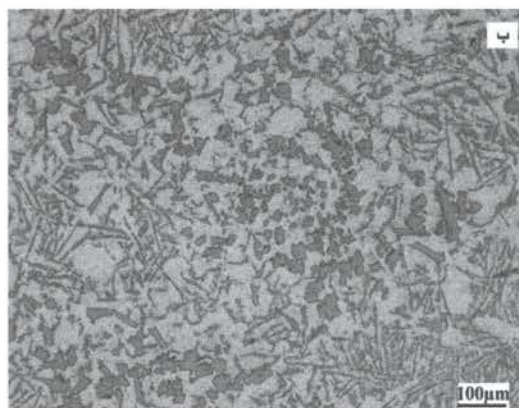
تأثیر طول تماس مذاب با سطح شیب‌دار- در شکل (۲)، ریزساختار نمونه ۱ (آلیاژ مرجع) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ساختار حاصل از انجماد حاوی ذرات فاز سیلیسیم اولیه که تقریباً توسط فاز  $\alpha$  احاطه شده‌اند، درون زمینه‌ی یوتکتیک Si-Al می‌باشد. در بعضی از نواحی، ساختار یوتکتیکی از روی ذرات سیلیسیم اولیه جوانه زده است. افزون بر این، سیلیسیم اولیه دارای مرفولوژی تیغه‌ای، گلبرگی و نامنظم همراه با گوشه‌های تیز است. با انجام اندازه‌گیری کمی، اندازه‌ی میانگین ذرات سیلیسیم اولیه برابر با  $150 \pm 15$  میکرومتر به دست آمد.

به تفکیک ذرات فاز سیلیسیم جدید تشکیل شده بر روی سطح می‌شود. این ذرات، در مسیر جریان مذاب قرار می‌گیرند و به سمت قالب در انتهای سطح شیب‌دار پایین می‌آیند. در شکل (۴)، تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نمونه‌ی شماره ۳ که بر روی سطح شیب‌داری به طول ۴۵ سانتی‌متر ریخته شده است، نشان داده شده است. همان‌طور که در این تصویر دیده می‌شود، حرکت مذاب بر روی سطح شیب‌دار سبب شده است تا ذرات سیلیسیم اولیه با هر شکل و اندازه‌ای، به‌هنگام غلطیدن درون مذاب به‌هم برخورد کنند و لبه‌های تیز آن‌ها شکسته شوند. از طرف دیگر، تنش برشی و تلاطم ایجاد شده نیز به رشد ذرات به‌شکل کروی کمک کرده‌اند.



شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ی شماره ۳ که بر روی سطح شیب‌داری به طول ۴۵ سانتی‌متر ریخته شده است.

با توجه به اندازه‌گیری کمی انجام شده، مشخص شد که با افزایش طول سطح شیب‌دار از ۳۰ به ۴۵ سانتی‌متر، اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۹۲ به ۸۷ میکرومتر کاهش می‌یابد و ضریب شکل ذرات (S) در این شرایط، از ۰/۴۵ به ۰/۵۳ افزایش می‌یابد. افزایش طول سطح شیب‌دار از ۴۵ به ۶۰ سانتی‌متر،



شکل ۳ ریزساختار آلیاژ Al-17% Si با دمای ذوب ۷۰۰ °C و ریخته شده از دمای ۶۲۰ °C بر روی سطح شیب‌دار به طول ۳۰ cm (الف)، ۴۵ cm (ب) و ۶۰ cm (پ)

با توجه به نزدیکی دمای ذوب ریزی به دمای شروع انجماد، هنگام عبور مذاب از روی سطح شیب‌دار جوانه‌های سیلیسیم اولیه در شرایط سرعت سرد کردن زیاد تشکیل می‌شوند. فوق سرمایش زیاد به‌همراه تنش برشی اعمالی ناشی از نیروی جاذبه، منجر



اثر ترکیبی عملیات فوق ذوب و سطح شیب دار در شکل (۵)، نمودار تحلیل حرارتی DTA مربوط به آلیاژ Al-17%Si در بازه‌ی دمایی  $500^{\circ}\text{C}$  تا  $1000^{\circ}\text{C}$  نشان داده شده است. با توجه به نتایج به دست آمده، یک اثر گرماده با افزایش دما در بازه‌ی دمایی  $840^{\circ}\text{C}$  تا  $880^{\circ}\text{C}$  مشاهده می‌شود. تحقیقات محققین در زمینه‌ی ساختار مذاب آلیاژهای هاپیروتکتیک به کمک پراش پرتوی ایکس نشان داده است که خوشه‌های Al-Al، Al-Si و Si-Si در مذاب با دمای بالاتر از  $850^{\circ}\text{C}$  به وجود می‌آیند [6,18]. خوشه‌های اصلی Al-Al و Si-Si، با بالا بردن دما به تدریج نابود می‌شوند و در همین حین، تعداد جدیدی از پیوندهای Al-Si تشکیل می‌شود. چون انرژی برهم‌کنش جفت اتم Al-Si بزرگ‌تر از مقادیر متوسط انرژی برهم‌کنش جفت اتم Al-Al و Si-Si می‌باشد [19]، انرژی پیوند آزاد شده از این فرایند منجر به ظهور اثری گرماده در نمودار تحلیل حرارتی DTA می‌شود. این تغییر ساختار در مذاب [18]، می‌تواند بر فرایند جوانه‌زنی سیلیسیم اولیه تأثیر داشته باشد و در نتیجه، نحوه‌ی رشد را تغییر داده و موجب اصلاح مرفولوژی سیلیسیم اولیه شود [20].

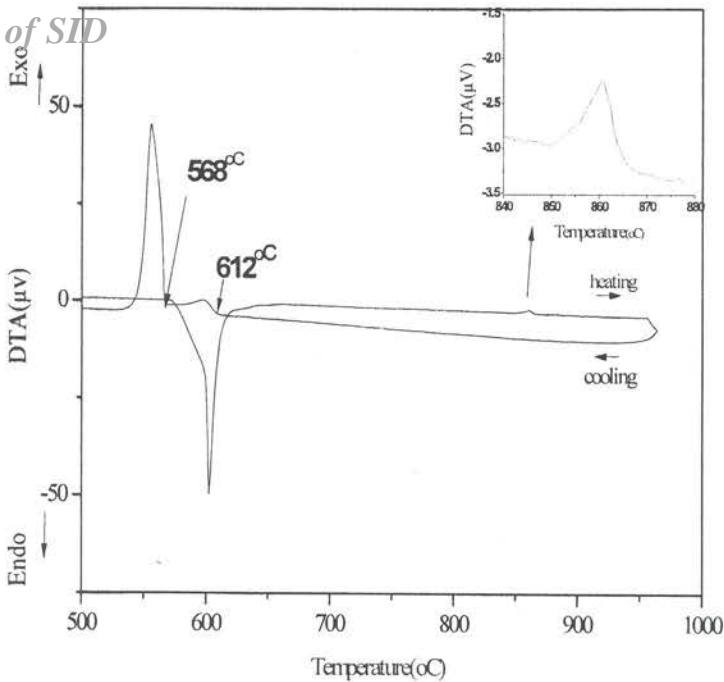
در شکل (۶)، ریزساختار نمونه‌ی ۵ نشان داده شده است. مذاب این نمونه از دمای  $900^{\circ}\text{C}$  تا دمای بارریزی ( $620^{\circ}\text{C}$ )، در بیرون از کوره سرد و بر روی سطح شیب‌دار با زاویه‌ی  $60^{\circ}$  و طول ۴۵ سانتی‌متر ریخته شده است. با مقایسه‌ی شکل‌های (۳) و (۶)، مشاهده می‌شود که فوق ذوب بالا موجب شده است تا ذرات سیلیسیم اولیه ریزتر، توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر و مرفولوژی آن‌ها به حالت کروی نزدیک‌تر شود. این تغییر ساختار، افزون بر فوق سرمایه‌ی بالا، می‌تواند به دلیل تغییرات ساختار مذاب که قبلاً تشریح شد، باشد.

موجب افزایش اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه به ۹۵ میکرومتر و کاهش ضریب شکل به  $0/43$  شده است. نتایج به دست آمده نشان‌دهنده‌ی شرایط مطلوب‌تر ریزساختار به ازای طول ۴۵ سانتی‌متر است. به نظر می‌رسد که دلیل کاهش اولیه‌ی اندازه‌ی ذرات با افزایش طول، جریان یافتن بیش‌تر مذاب بر روی سطح و افزایش مدت زمان انتقال حرارت بین مذاب و سطح بوده است که این موجب فراهم شدن تنش برشی لازم برای شکسته شدن بیش‌تر ذرات سیلیسیم اولیه شده است. بر اساس رابطه‌ی مایمربوط به انتقال حرارت [17]، متناسب با افزایش طول سطح شیب‌دار و افزایش زمان انتقال حرارت از مذاب به صفحه‌ی مسی، پوسته‌ی منجمد شده بر روی سطح شیب‌دار ضخیم‌تر شده است [14]، و استحکام لازم برای غلبه بر فشار فلزایستایی مذاب را کسب نموده است. در این شرایط، انقباض پوسته سبب ایجاد فاصله‌ی هوایی بین پوسته و سطح مسی شده است و در نتیجه، نرخ انتقال حرارت بین مذاب و سطح مسی کاهش یافته است. این پدیده موجب کاهش نرخ جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیه شده است. در نتیجه، جوانه‌های سیلیسیم اولیه رشد بیش‌تری یافته و در محل‌هایی تجمع می‌یابند و در صورت رشد بیش‌تر، به هم می‌چسبند (شکل ۳- پ) و به این ترتیب، ذرات بزرگ‌تر می‌شوند. جدول (۲)، درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیه در نمونه‌ی مرجع و نمونه‌های ریخته شده بر روی سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد. ثابت ماندن درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیه نشان می‌دهد که ریز شدن ذرات سیلیسیم اولیه تنها به دلیل شکسته شدن در نتیجه‌ی وجود تنش برشی اعمالی ناشی از نیروی جاذبه به هنگام عبور از سطح شیب‌دار می‌باشد.

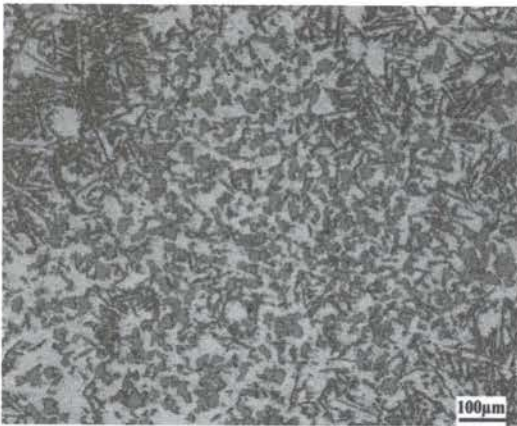
جدول ۲: درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیه

طول ۶۰ cm	طول ۴۵cm	طول ۳۰ cm	نمونه‌ی مرجع
$9/86 \pm 1/45$	$10/1 \pm 1/35$	$9/96 \pm 1/38$	$10/2 \pm 1/24$

Archive of SID



شکل ۵ نمودار تحلیل حرارتی DTA مربوط به آلیاژ Al-17% Si در بازه‌ی دمایی ۵۰۰ °C تا ۱۰۰۰ °C

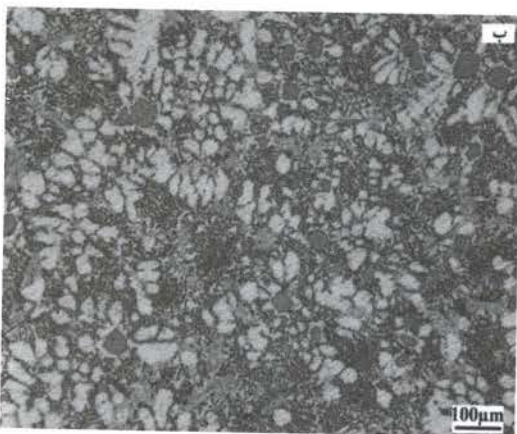
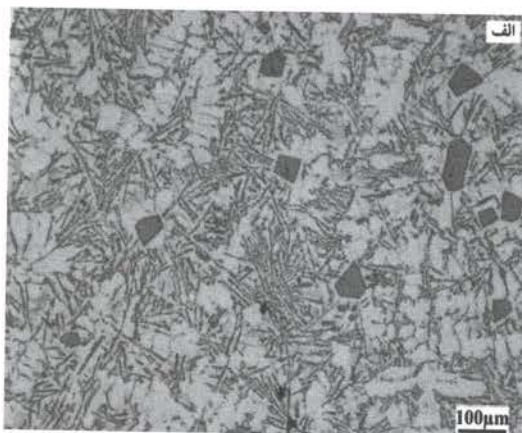


شکل ۶ ریزساختار آلیاژ Al-17% Si با ذوب ۹۰۰ °C ریخته‌شده از دمای ۶۲۰ °C بر روی سطح شیب‌دار به طول ۴۵ سانتی‌متر

تحقیقات نشان داده‌اند که افزودن برخی از عناصر مانند فسفر به مذاب، موجب ایجاد ترکیبات بین فلزی با نقطه ذوب بالا می‌شود که در نتیجه‌ی آن،

اثر عملیات کیفی مذاب- در شکل‌های (۷-الف) و (۷-ب)، به ترتیب ریزساختارهای نمونه‌های ۶ و ۷ بعد از افزودن ۱ درصد منیزیم و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم نشان داده شده‌اند. با مقایسه‌ی شکل‌های (۲) و (۷-الف)، مشاهده می‌شود که با افزودن منیزیم ضمن افزایش حجم آلومینیم  $\alpha$ ، مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه از حالت تیغه‌ای و گل‌برگی به چندوجهی منظم تبدیل شده است. اندازه‌گیری کمی نشان داد که اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۱۵۰ به ۹۲ میکرومتر کاهش یافته است. افزون بر این، با مقایسه‌ی شکل‌های (۲) و (۷-ب)، مشاهده می‌شود که با افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم، مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه به شبه‌کروی تبدیل شده است. همچنین، اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۱۵۰ به ۷۸ میکرومتر کاهش یافته است.

در شکل (۷-ب) مشاهده می‌شود افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم موجب اصلاح هر دو فاز سیلیسیم اولیه و یوتکتیکی شده است. یکی از ویژگی‌های اصلاح سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیکی با افزودن عنصر اصلاح کننده، کاهش دمای واکنش تشکیل آن‌هاست، به گونه‌ای که عنصر اصلاح کننده با تأخیر در جوانه‌زنی سیلیسیم اولیه و یوتکتیکی و هم‌چنین، به تأخیر انداختن رشد، سبب اصلاح ساختار می‌شود [25].



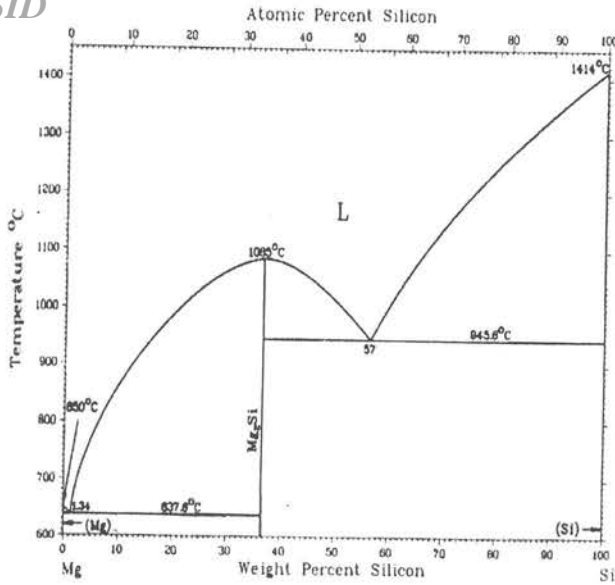
شکل ۷ ریزساختار آلیاژ اصلاح‌شده‌ی Al-17% Si در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  با افزودن ۱ درصد منیزیم (الف) و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم (ب)

مراکز برای جوانه‌زنی سیلیسیم اولیه به وجود می‌آیند [21]. با توجه به این فرضیه، به نظر می‌رسد که با افزودن منیزیم به مذاب آلیاژ، ترکیب  $\text{Mg}_2\text{Si}$  با نقطه ذوب  $1085^{\circ}\text{C}$  (شکل ۸) [22]، در سرتاسر مذاب به وجود می‌آید. به علت خواص و رفتار انجمادی مشابه  $\text{Si}$  و  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ، جوانه‌زنی سیلیسیم اولیه بر روی  $\text{Mg}_2\text{Si}$  صورت می‌گیرد و این دمای رسوب‌گذاری سیلیسیم اولیه را پایین می‌آورد [23]. از طرف دیگر، سرعت رشد فاز سیلیسیم اولیه با افزایش تعداد مراکز جوانه‌زنی کاهش می‌یابد. افزون بر این، براساس مدل‌های ارائه شده [20]، به نظر می‌رسد که سرعت نفوذ بیش‌تر به خاطر تلاطم مذاب حین عبور از روی سطح شیب‌دار، سبب کاهش نیروی محرکه برای رشد سیلیسیم اولیه می‌شود. لازم به ذکر است با افزودن استرانسیم مرفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک از حالت صفحه‌ای به شبکه‌ای از سیلیسیم رشته‌ای تغییر می‌کند. تغییر مرفولوژی به این علت است که اتم‌های ناخالصی استرانسیم در فصل مشترک و در جبهه‌ی رشد ذرات سیلیسیم قرار می‌گیرند و با جذب در فاز سیلیسیم‌دار حال رشد، دوقلوبی‌های متعددی را ایجاد می‌کنند که باعث تغییر مرفولوژی سیلیسیم یوتکتیک می‌شود [24].

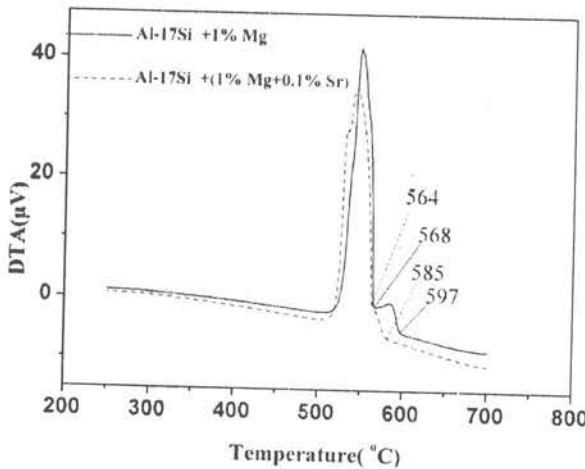
با مشاهده‌ی نمودار تحلیل حرارتی DTA مربوط به آلیاژ ۱۷% Si - ۵% Al (شکل ۵)، نتیجه می‌شود که دمای جوانه‌زنی سیلیسیم اولیه (دمای گداز) برابر با  $612^{\circ}\text{C}$  و دمای یوتکتیک  $568^{\circ}\text{C}$  می‌باشد. در شکل (۹)، نمودار تحلیل حرارتی DTA مربوط به آلیاژ ۱۷% Si - Al پس از افزودن ۱ درصد منیزیم به تنهایی و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم نشان داده شده است. با مقایسه‌ی شکل‌های (۵) و (۹)، مشاهده می‌شود که پس از افزودن منیزیم تنها دمای گداز کاهش یافته است، در حالی که افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم دمای گداز را از  $612^{\circ}\text{C}$  به  $585^{\circ}\text{C}$  و دمای واکنش یوتکتیک را از  $568^{\circ}\text{C}$  به  $564^{\circ}\text{C}$  کاهش داده است. همان‌گونه که



Archive of SID



شکل ۸ نمودار فازی تعادلی منیزیم-سیلیسیم [22]

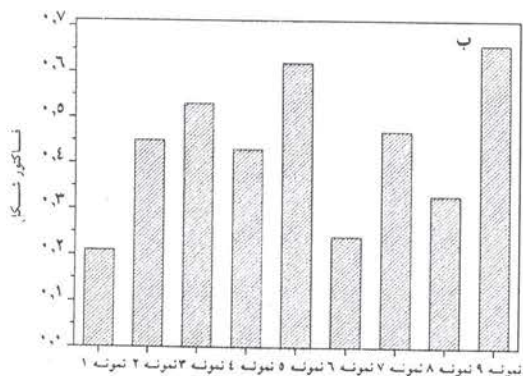
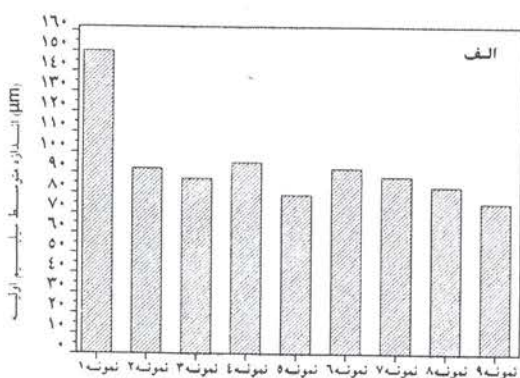


شکل ۹ نمودار تحلیل حرارتی DTA مربوط به آلیاژ Al-17% Si اصلاح شده با منیزیم و استرانسیم، نشان دهنده ی تأثیر توأم عملیات کیفی مذاب و روش سطح شیب دار

است. با مقایسه ی شکل های (۷-الف) و (۱۰-الف)، مشاهده می شود که ذرات سیلیسیم اولیه ریزتر و توزیع آنها یکنواخت تر شده است. اندازه گیری کمی نشان داد که اندازه ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۹۲ به ۸۳ میکرومتر کاهش یافته است و ضریب شکل ذرات از ۰/۲۴ به ۰/۳۳ افزایش یافته است. با مقایسه ی

در شکل های (۱۰-الف) و (۱۰-ب)، ریزساختارهای آلیاژ Al-17%Si نشان داده شده است که در دمای ۷۰۰°C به ترتیب ۱ درصد منیزیم و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم به آن اضافه شده است و پس از آن در دمای ۶۲۰°C بر روی سطح شیب دار مسی با زاویه ی ۶۰° و طول ۴۵ سانتی متر ریخته شده است.

ترکیبی عملیات فوق ذوب و عملیات کیفی *Arabiyas of SID* با روش سطح شیب دار به ترتیب در نمونه های ۵ و ۹ کاهش بیش تری را در اندازه ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه را موجب شده است، به طوری که در نمونه ی ۹ اندازه ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیه به ۷۵ میکرون کاهش یافته است. با مشاهده ی نمودار (۱۰-ب)، در می یابیم که تأثیر ترکیبی عملیات کیفی مذاب با روش سطح شیب دار منجر به کروی شدن بیش تر ذرات سیلیسیم اولیه شده است، به طوری که در نمونه ی ۹ ضریب شکل ذرات به ۰/۶۶ افزایش یافته است.



شکل ۱۱ الف) اندازه ی متوسط سیلیسیم اولیه و ب) فاکتور شکل در نمونه های ریخته شده

در شکل (۱۲)، سختی های پیرینل نمونه ها که در شرایط مختلف ریخته گری شده اند، با یکدیگر مقایسه شده اند. با توجه به نمودار، مشاهده می شود که مطابق با نتایج قبلی حاصل از بررسی های میکروسکوپی، با ریز

شکل های (۷-ب) و (۱۰-ب)، نتیجه می شود که ذرات سیلیسیم اولیه ریزتر و توزیع آن ها یکنواخت تر شده است و اندازه ی متوسط آن ها از ۸۸ به ۷۵ میکرومتر کاهش و ضریب شکل آن ها از ۰/۴۷ به ۰/۶۶ افزایش یافته است. حرکت لایه ای - دورانی - خطی مذاب بر روی سطح شیب دار با طول و زاویه های مختلف که باعث القای نیروی برشی - جرمی به مذاب می شود، باعث شده است تا ذرات سیلیسیم اولیه با هر شکل و اندازه ای حین غلطیدن درون مذاب به هم برخورد کنند و لبه های تیز آن ها شکسته شود و مرفولوژی نهایی متمایل به کروی را به خود بگیرند [۲۶].



شکل ۱۰ اریز ساختار آلیاژ Al-17% Si ریخته شده در دمای ۶۲۰°C بر روی سطح شیب دار و اصلاح شده با ۱ درصد منیزیم (الف) و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم (ب)

در شکل های (۱۱-الف) و (۱۱-ب)، اندازه ی متوسط و ضریب شکل ذرات سیلیسیم اولیه در نمونه های مختلف با یکدیگر مقایسه شده اند. با ملاحظه ی نمودار (۱۱-الف)، نتیجه می شود که تأثیر

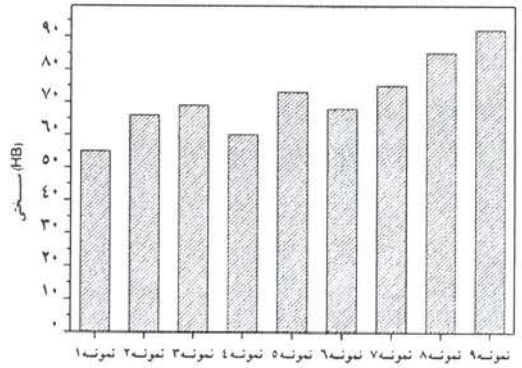
## نتیجه گیری

۱- اثر ترکیبی عملیات حرارتی مذاب و روش سطح شیب دار به طور قابل توجهی ریزساختار آلیاژ Al-Si 17% را اصلاح کرد و موجب ریزتر شدن، توزیع یکنواخت تر و کروی شدن بیش تر ذرات سیلیسیم اولیه شد.

۲- افزودن ۱ درصد منیزیم به آلیاژ Si 17%-Al، موجب ریز شدن ذرات سیلیسیم اولیه و تغییر شکل آن ها به چندوجهی منظم شد و افزودن ۱ درصد منیزیم به همراه ۱/۱ درصد استرانسیم باعث کاهش دمای رسوب گذاری سیلیسیم اولیه و دمای واکنش یوتکتیک و در نتیجه، اصلاح هم زمان سیلیسیم اولیه و یوتکتیک گردید.

۳- تأثیر توأم عملیات کیفی مذاب و روش سطح شیب دار منجر به ریزتر شدن ذرات سیلیسیم اولیه و اصلاح بیش تر ریزساختار شد. با اصلاح مرفولوژی سیلیسیم اولیه و ریزتر شدن آن، سختی آلیاژ افزایش یافت. اصلاح دو فاز سیلیسیم اولیه و یوتکتیک، سختی را بیش تر افزایش داد.

شدن و اصلاح مرفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه، سختی افزایش یافته است. در نمونه های ۹ و ۸، به دلیل افزودن هم زمان منیزیم و استرانسیم، اصلاح هم زمان سیلیسیم اولیه و یوتکتیک انجام شده است و سختی بیش تر شده است، به طوری که بیش ترین سختی مربوط به نمونه ی ۹ (۹۲ برینل) می باشد. به طور کلی، گزارش شده است که با اعمال نیروی مخرب، سیلیسیم اولیه درشت از زمینه جدا می شود، در حالی که سیلیسیم اولیه ریز و اصلاح شده با داشتن پیوندی قوی با زمینه، منجر به بهبود خواص مکانیکی می شود [27].



شکل ۱۲ سختی برینل نمونه های ریخته شده

## مراجع

- Gupta, M., and Ling, S., "Microstructure and mechanical properties of hypo/hyper-eutectic Al-Si alloys synthesized using near-net shape forming technique", *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 284-294, (1999).
- Kyffin, W., Rainforth, W. and Jones, H., "Effect of treatment variables on size refinement by phosphide inoculants of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys", *Materials Science and Technology*, pp. 901-905, (2001).
- Li, P., Nikitin, V.I., and Kandalova, E.G, "Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al-16%Si alloy structure", *Materials Science and Engineering A*, pp. 371-374, (2002).
- Chong, C., Zhong, L.I. and Bo, R.E., "Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 301-306, (2007).
- Bian, X., Ma, J. and Ma, Z., "Thermal-rate treatment of molten Al-Si alloys", *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, Vol. 5, pp. 176-182, (1992).



6. Bian, X., Qin, J. and Wang, S.i., "The atomic-structure changes in Al-16%Si alloy above the liquidus", *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 2163-2168, (2000).
7. Xu, C.L. and Jiang, Q.C., "Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate", *Materials Science and Engineering A*, pp. 451-455, (2006).
8. Diewwanit, A., "Semi-solid processing of hypereutectic aluminum-silicon alloys", MIT, (1996).
9. Hga, T. and Kapranos, P., "Microstructure at Semi-solid condition of Al alloy Strip Cast using a Twin Roll Caster", *7th Int. Conf. on Semi-Solid Proc. Of Alloys and Composites*, Japan, (2002).
10. Hga, T. and Kapranos, P., "Rheocasting Processes using a Cooling Slope plate Low Superheat Casting", *7th Int. Conf. on Semi-Solid Proc. of Alloys and Composites*, Japan, (2002).
11. Birol, Y., "Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy", *Journal of Materials processing Technology*, pp. 200-203, (2008).
12. Birol, Y., "A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting", *Journal of Materials processing Technology*, pp. 94-101, (2007).
13. Hekmat-Ardakan, Alireza, Ajersch, Frank, "Effect of isothermal aging on the semi-solid microstructure of rheoprocessed and partially remelted of A390 alloy with 10% Mg addition", *Material Characterization*, pp. 778-785, (2010).
14. Taghavi, F. and Ghasemi, A., "Study on the effects of the length and angle of inclined plate on the microstructure of A356 aluminum alloy", *Material and Design*, pp. 1762-1767, (2009).
15. Birol, Y., "Semi-solid processing of the primary aluminum die casting alloy A365", *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 133-138, (2009).
16. Haga, T. and Suzuki, Sh., "Casting of aluminum alloy ingots for thixoforming using a cooling slope", *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 169-172, (2001).
17. Fredriksson, H. and Akerlind, A., "Materials Processing during Casting", John Wiley & Sons, Ltd., Chichester, pp. 77-86, (2006).
18. Bian, X. and Wang, W., "Thermal-rate treatment and structure transformation of Al-13%Si alloy melt", *Materials Letters*, pp. 54-58, (2000).
19. Sun, Y., Wang, Q. and Geng, H., "Effects of complex modifying technique on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys", *Journal of Materials Science*, pp. 2104-2109, (2012).
20. West, R. and Fredriksson, H., "On the mechanism of faceted growth", *Journal of Materials Science*, pp. 1061-1068, (1985).
21. Dai, H.S. and Liu, X.F., "Optimal holding temperatures and phosphorus additions for primary silicon refinement in Al-high Si alloys", *Materials Science and Technology*, pp. 1183-1188, (2009).
22. Langer, E., "ASM Handbook, Vol. 3", ASM International, USA, pp. 1105, (1998).
23. Zhang, J., Fan, Z. and Zhou, L., "Microstructure development of Al-15% Mg<sub>2</sub>Si in situ composite with mischmetal addition", *Materials Science and Engineering A*, pp. 104-112, (2000).

24. Nohji, K., Dreier, J. and Dahle, A., "Evaluation of Silicon Twinning in Hypoeutectic Al-Si alloys", *Materials Transactions*, pp. 625-628, (2003).
25. Chang, J., Moon, I. and Choi, C., "Refinement of cast microstructure of hypereutectic Al-Si alloys through the addition of rare earth metals", *Journal of Materials Science*, Vol. 33, pp. 5015-5023, (1998).
۲۶. قلم باز، م.، شاهمیری، م. و کریم خرازی، " بررسی اثر سطح شیبدار روی سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یونکتیک در آلیاژ A390"، ششمین کنفرانس علمی و فناوری مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸۵).
27. Jiang, Q.C., Xu, C.L., Lu, M. and Wang, H.Y., "Effect of new Al-P-Ti-TiC-Y modifier on primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys", *Materials Letters*, pp. 624-628, (2005).