

## تعیین ثابت‌های رابطه هال- پیچ اصلاح شده و ارتباط خواص مکانیکی با ریزساختار آلیاژ AS7U3G

میثم لشنی زند<sup>۱\*</sup>، بهزاد نیرومند<sup>۱</sup> و علی مالکی<sup>۲</sup>

۱. دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی اصفهان

۲. دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۵/۱۰/۱۷ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۷/۰۸/۵)

**چکیده-** خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم- سیلیسیم هیپوئوتکتیک به شدت تابع ابعاد تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی و فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی است. رابطه هال- پیچ اصلاح شده اثر این دو متغیر ریزساختاری بر استحکام تسلیم و استحکام کششی آلیاژهای پایه آلومینیوم- سیلیسیم را نشان می‌دهد. این دو متغیر ریزساختاری به متغیرهایی همچون ترکیب شیمیایی، سرعت سرد شدن و عملیات کیفی مذاب بستگی دارند. در این پژوهش اثر سرعت سرد شدن بر مشخصات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ AS7U3G بررسی شده، ثوابت رابطه هال- پیچ اصلاح شده برای این آلیاژ به دست آمد. به این منظور آلیاژ از دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد در قالب‌های ماسه‌ای، فلزی پیش‌گرم شده و فلزی آب‌گرد ریخته شد. بررسی‌های آنالیز حرارتی و متالوگرافی نشان داد که سرعت سرد شدن در قالب فلزی آب‌گرد ۱۵/۷ برابر بیشتر از قالب ماسه‌ای بوده که در نتیجه باعث کاهش فاصله میانگین بازوهای ثانویه دندریتی از ۵۴ میکرومتر به ۱۷ میکرومتر شد. همچنین مشخص شد که با کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندریتی از ۴۵ میکرومتر به ۱۷ میکرومتر استحکام تسلیم و استحکام کششی به ترتیب ۱۶/۵ و ۶/۵ درصد افزایش می‌یابد. در ادامه با بررسی‌های متالوگرافی و انجام آزمون‌های کشش، ثابت‌های رابطه هال- پیچ اصلاح شده و ارتباط خواص کششی با ریزساختار آلیاژ به دست آمد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیم، آلیاژ AS7U3G، معادله هال- پیچ اصلاح شده، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، خواص مکانیکی.

## Determination of the Modified Hall-Petch Equation Constants and the Relationship Between the Microstructure and Mechanical Properties of AS7U3G Alloy

M. Lashani Zand<sup>1\*</sup>, B. Niroumand<sup>1</sup> and Ali Maleki<sup>2</sup>

1. Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

2. Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

**Abstract:** Mechanical properties of the alloys are a strong function of the average silicon particles size and the secondary dendrite arm spacing (SDAS). Modified Hall-Petch equation expresses the effects of these two microstructural parameters on the yield strength and ultimate tensile strength of the Al-Si based alloys. These microstructural parameters depend on parameters such as chemical composition, cooling rate and melt treatment. In this study, the effect of cooling rate on the

\*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m.lashani@ma.iut.ac.ir

*microstructural features and the mechanical properties of the AS7U3G alloy was investigated and the modified Hall-Petch equation constants of the alloy were determined. For this purpose, the alloy was poured at 750 °C in three different molds including a sand mold, a preheated steel mold, and a water cooled steel mold. The Thermal and microstructural analysis showed that the cooling rate in the metal mold was 15.7 times higher than that of the sand mold, which resulted in a decrease of the SDAS from 54 micrometers to 17 micrometers. It was also found that by reducing the SDAS from 45 micrometers to 17 micrometers, the yield strength and tensile strength were increased by 16.5% and 6.5%, respectively. The modified Hall-Petch equation constants and the microstructure-mechanical properties relationships were then established by the microstructural and tensile test studies.*

**Keywords:** Aluminum-Silicon alloy, modified Hall-Petch equation, SDAS, mechanical properties.

## ۱- مقدمه

Al-3Ti-3B می‌تواند در ریز کردن دانه‌ها و افزایش خواص مکانیکی نقش قابل توجهی داشته باشد [۱۱]. به‌تازگی مشخص شده است که افزودن حدود ۰/۲ درصد استرانسیم به مذاب آلومینیوم-سیلیسیم می‌تواند درهم تنیده شدن شبکه دندریتی را به تأخیر انداخته و سیالیت مذاب را افزایش دهد [۱۲]. در فلزات و آلیاژهای تک‌فاز با اندازه دانه‌های در مقیاس میکرونی، اثر اندازه دانه بر استحکام تسلیم توسط رابطه (۱) که به معادله هال-پچ<sup>۱</sup> [۱۳] معروف است بیان می‌شود:

$$\sigma_{YS} = \sigma_0 + K_1 d^{-0.5} \quad (1)$$

در این رابطه  $\sigma_{YS}$  استحکام تسلیم،  $d$  قطر متوسط دانه‌ها،  $\sigma_0$  مقاومت کل شبکه در برابر حرکت ناب‌جایی‌ها و  $K_1$  ضریب ثابت معادله است. در رابطه فوق  $\sigma_0$  می‌تواند به دو بخش  $\sigma_D$  و  $\sigma_p$  تقسیم شود.  $\sigma_D$  تابع شبکه کریستالی و مستقل از دما است که برهمکنش بین نابجایی‌ها، رسوب‌ها و اتم‌های اضافی را بیان می‌کند.  $\sigma_p$  تابع دما است و به مقدار تنش پیرلز-نابارو<sup>۲</sup> (نیروی مورد نیاز برای حرکت یک ناب‌جایی در داخل یک صفحه اتمی در سلول واحد) مربوط می‌شود. بر این اساس، می‌توان رابطه (۱) را به صورت زیر نوشت [۱۴]:

$$\sigma_{YS} = \sigma_p + \sigma_D K_1 d^{-0.5} \quad (2)$$

در این رابطه  $\sigma_p$  نشان‌دهنده تنش پیرلز-نابارو (برهمکنش کم‌دامنه و کمتر از یک نانومتر)،  $\sigma_D$  میدان تنش ناب‌جایی‌ها (برهمکنش میان دامنه بین ۱۰ تا ۱۰۰ نانومتر) و  $K_1 d^{-0.5}$  اثر ریزساختار (برهمکنش بلند دامنه بیش از ۱۰۰ نانومتر) است [۱۵]. بر این اساس، در فلزات و آلیاژهای تک‌فاز با اندازه متوسط دانه‌ها در مقیاس میکرون، استحکام تسلیم با ریزشدن دانه‌ها افزایش می‌یابد. پژوهش‌های اخیر نشان داده است که با

آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم به علت قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت خوردگی خوب و نسبت استحکام به وزن بالا، جزء پرکاربردترین آلیاژهای آلومینیوم هستند که به‌طور ویژه بعد از عملیات حرارتی در صنایع حمل‌ونقل و خودروسازی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱ و ۲]. سرسیلندر و پیستون اتومبیل مثال‌هایی از این کاربردها هستند [۳]. آلیاژ AS7U3G یکی از مهم‌ترین آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم است. این آلیاژ حاوی سیلیسیم، مس و منیزیم به مقدار ۸، ۳ و ۰/۳ درصد وزنی است [۳]. مس و منیزیم برای بالا بردن استحکام در دمای محیط و دمای بالا و همچنین عملیات حرارتی‌پذیر کردن به این آلیاژ افزوده می‌شود [۴]. ریزساختار آلیاژ شامل دندریت‌های آلومینیوم آلفا به‌عنوان فاز پرویوتکتیک و ساختارهای یوتکتیکی از آلومینیوم و ذرات سیلیسیم یوتکتیکی است [۵]. برحسب ترکیب شیمیایی انتظار می‌رود ترکیبات بین‌فلزی متعددی از جمله  $Mg_2Si$ ،  $Al_2Cu$  و فازهای حاوی آهن در ساختار وجود داشته باشند [۶]. در سال‌های اخیر، بهبود روش‌های ریخته‌گری منجر به کاهش عیوب قطعات تولید شده و در نتیجه مطالعه متغیرهای ریزساختاری شامل فاصله بازوهای ثانویه دندریتی (SDAS)، اندازه دانه‌ها و همچنین اندازه، مورفولوژی و توزیع ترکیبات بین‌فلزی و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی برای پیش‌بینی و کنترل خواص مکانیکی اهمیت پیدا کرده است [۷ و ۸]. اصلاح ساختار این آلیاژ با روش‌هایی نظیر افزایش سرعت سرد کردن و افزودن عناصر آلیاژی همچون سدیم و استرانسیم انجام شده و سبب افزایش استحکام و چکش‌خواری آن می‌شود [۶، ۹ و ۱۰]. همچنین استفاده از جوانه‌زایی نظیر Al-5Ti-1B و

فاصله بازوهای ثانویه دندریتی یکی از مهم‌ترین مشخصات ریزساختاری آلیاژهای آلومینیوم و یکی از مهم‌ترین عوامل موثر بر خواص مکانیکی و کیفیت محصولات تولیدی است. از این رو کنترل فاصله بازوهای ثانویه دندریتی از اهمیت بالایی برخوردار است [۲۳-۲۰]. در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم هیپوئوتکتیک با اندازه دانه‌ها در مقیاس میکرون، علاوه بر فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، ابعاد تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی هم بر خواص مکانیکی تأثیر می‌گذارد. بر اساس پژوهش‌های انجام شده، روابط (۶) و (۷)، که به آنها روابط هال-پیچ اصلاح شده گفته شده است، برای ارتباط بین استحکام کششی ( $R_m$ )، استحکام تسلیم ( $R_{0.2}$ )، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی ( $\lambda$ ) و ضخامت متوسط تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی ( $\gamma$ ) ارائه شده است [۱۵]:

$$R_m = K + K_1 \gamma^{-1/2} + K_2 \lambda^{-1/2} \quad (6)$$

$$R_{0.2} = K + K_3 \gamma^{-1/2} + K_4 \lambda^{-1/2} \quad (7)$$

در این روابط  $K$ ،  $K_1$ ،  $K_2$ ،  $K_3$  و  $K_4$  ثوابت تجربی معادله هستند.

هدف از این پژوهش، تعیین تأثیر سرعت سرد شدن بر فاصله بازوهای ثانویه دندریتی و ضخامت تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی در آلیاژ AS7U3G، تعیین تأثیر ریزساختار بر خواص مکانیکی و به دست آوردن ثوابت رابطه هال-پیچ اصلاح شده برای این آلیاژ جهت پیش‌بینی خواص مکانیکی با بررسی ریزساختار ریختگی است.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از شمش آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیم-مس با نام تجاری AS7U3G ساخت شرکت ایرالکو با ترکیب نشان داده شده در جدول (۱) استفاده شد. ابتدا مقدار ۱/۵ کیلوگرم از آلیاژ در یک کوره مقاومتی ذوب و تا دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شد. سپس مذاب توسط قرض دگازور گاززدایی و در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد در سه قالب شامل یک قالب از جنس ماسه سیلیسی، یک قالب پیش‌گرم شده تا دمای ۲۵۰

ریز شدن دانه‌ها فراتر از یک حد بحرانی، ممکن است این رابطه تغییر کرده و استحکام تسلیم کاهش یابد. نامیلای و همکاران [۱۶] نشان دادند که با ریز شدن بیش از حد اندازه دانه‌ها، میزان مرزدانه‌ها که مناطق پرانرژی هستند افزایش یافته و لغزش مرزدانه‌ای به راحتی انجام می‌شود. در نتیجه با افزایش مرزدانه‌ها، تنش در طول مرزدانه‌ها افزایش یافته و سبب افزایش تغییر شکل و کاهش استحکام تسلیم می‌شود.

غالب رابطه (۱) برای آلیاژهای تک‌فاز و آلیاژهای دوفازی که هر دو فاز آنها انعطاف‌پذیر باشند نیز مورد استفاده قرار می‌گیرد و در این حالت اندازه دانه‌های فاز زمینه در رابطه قرار می‌گیرد. البته این کار درستی نیست زیرا اندازه دانه‌های فاز دوم نیز در مقدار استحکام تسلیم آلیاژ مؤثر است [۱۷]. فن و همکاران [۱۸ و ۱۹] روابط (۳) و (۴) را برای آلیاژهای دوفازی ارائه کردند:

$$\sigma_y^{\alpha\beta} = \sigma_y^{\alpha\alpha} + k_y^{\alpha\beta} \bar{d}_{\alpha\beta}^{-1/2} \quad (3)$$

$$\sigma_y^C = \sigma_y^{\alpha} f_{\alpha} + \sigma_y^{\beta} f_{\beta} + \sigma_y^{\alpha\beta} F_s \quad (4)$$

در این روابط  $\sigma_y^{\alpha\beta}$  استحکام تسلیم ساختار دوفازی، مقاومت فصل مشترک فاز آلفا و بتا برای جلوگیری از حرکت نابه‌جایی‌ها در زمینه،  $k_y^{\alpha\beta}$  ثابت فصل مشترک فاز آلفا و بتا،  $f_{\alpha}$  کسر حجمی فاز آلفا در زمینه،  $f_{\beta}$  کسر حجمی فاز آلفا در زمینه،  $\bar{d}_{\alpha\beta} = d_{\alpha} f_{\alpha} + d_{\beta} f_{\beta}$  اندازه متوسط دانه‌ها برحسب کسر حجمی فازهای آلفا و بتا،  $\sigma_y^{\alpha}$  مقاومت شبکه فاز آلفا برای جلوگیری از حرکت نابه‌جایی در زمینه،  $\sigma_y^{\beta}$  مقاومت شبکه فاز بتا برای جلوگیری از حرکت نابه‌جایی‌ها در زمینه و  $F_s$  درجه جدایی یک مخلوط فاز آلفا-بتا است که مقدار آن از رابطه (۵) به دست می‌آید. لازم به ذکر است که مقدار  $F_s$  برای کامپوزیت‌های تقویت شده توسط الیاف پیوسته برابر با صفر است [۱۸].

$$F_s = \frac{f_{\alpha} f_{\beta} (d_{\alpha} + d_{\beta})}{f_{\alpha} d_{\beta} + f_{\beta} d_{\alpha}} \quad (5)$$

که در رابطه فوق  $d_{\alpha}$  و  $d_{\beta}$  به ترتیب اندازه ذرات فاز آلفا و بتا است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AS7U3G (درصد وزنی)

Al	Ti	Mn	Mg	Fe	Cu	Si
باقی مانده	۰/۰۲	۰/۱۶	۰/۲۵	۰/۴۲	۳/۱	۸

$$SDAS = \frac{\sum L}{\sum S} \quad (۸)$$

در این فرمول L طول هر خط رسم شده از ابتدا تا انتهای یک شاخه دندردیتی و S تعداد بازوهای ثانویه‌ای که توسط آن خط قطع شده است.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- مشخصات ریزساختاری

نمونه ریزساختارهای آلیاژ منجمد شده تحت شرایط مختلف سرد شدن در شکل (۱) نشان داده شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود ریزساختار کلیه نمونه‌ها متشکل از دندردیت‌های آلومینیوم آلفای اولیه به همراه مناطق یوتکتیکی بین آنها بوده که مناطق یوتکتیکی از زمینه آلومینیوم آلفای یوتکتیکی و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی تشکیل شده است. شکل (۲) ریزساختار نمونه‌ها را در بزرگنمایی بیشتر جهت مشاهده بهتر تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی نشان می‌دهد.

سیلیسیم عنصری با ضریب جکسون به نسبت بالا است و در نتیجه هنگام رشد در سرعت‌های سرد شدن پایین و بدون افزودن اصلاح‌سازهای شیمیایی، شکل هندسی به خود گرفته و به صورت صفحات ضخیم رشد می‌کند [۲۵]. در سرعت‌های سرد شدن زیاد و در نبود اصلاح‌سازهای شیمیایی، ذرات سیلیسیم به صورت ذرات کوتاه پراکنده رشد می‌کنند.

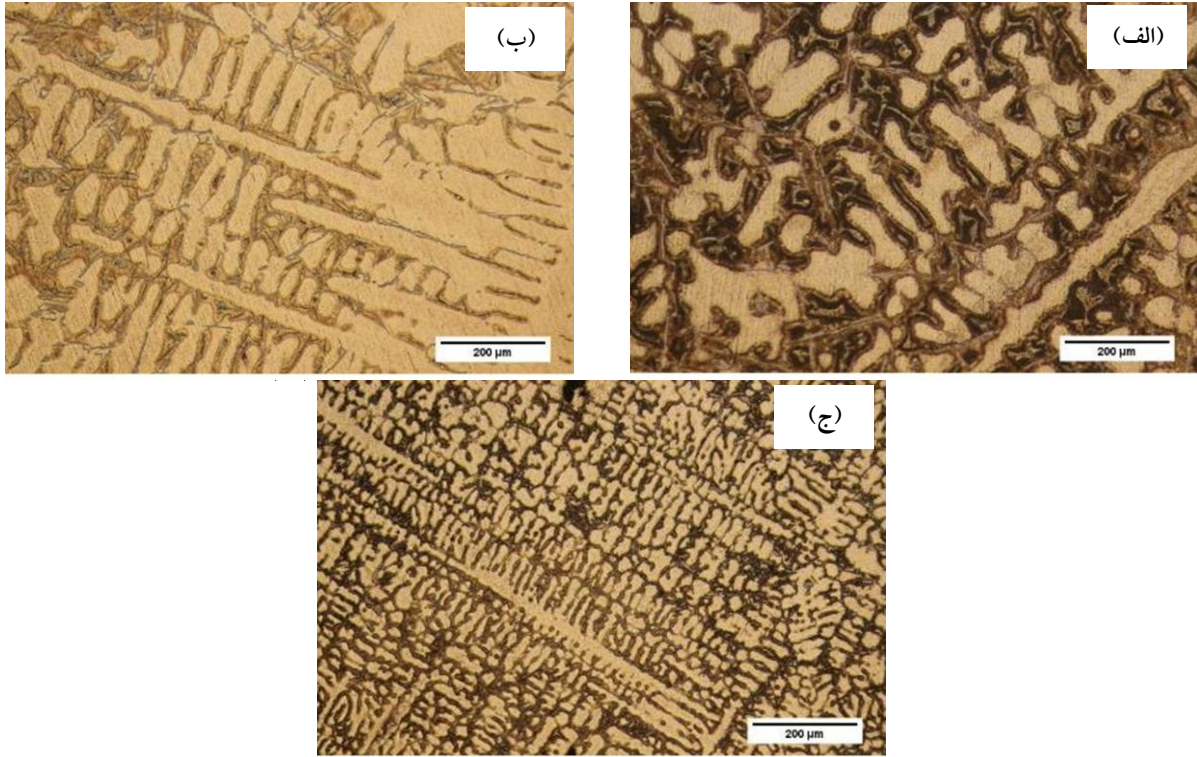
اصلاح ساختار یوتکتیک در اثر افزایش سرعت انجماد به وسیله تئوری انرژی سطحی فصل مشترک جامد آلومینیوم-سیلیسیم شرح داده شده است [۲۶]. این تئوری مهم‌ترین تئوری پذیرفته شده در رابطه با اصلاح‌سازی در اثر افزایش سرعت سرد شدن است.

سرعت رشد فصل مشترک وابسته به توازن بین سرعت انتقال حرارت از مایع به جامد از طریق فصل مشترک و آزاد

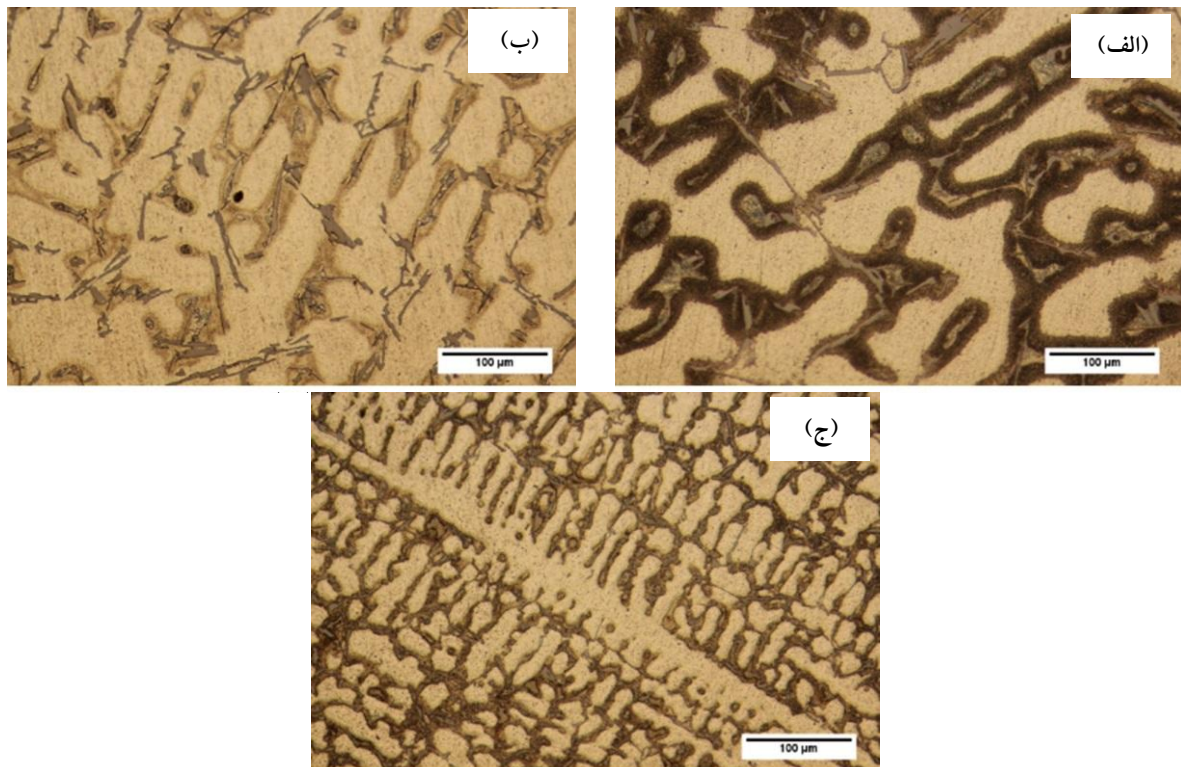
درجه سانتی‌گراد از جنس فولاد ساده کربنی و یک قالب آبگرد از جنس فولاد ساده کربنی ریخته شد. همه قالب‌ها به صورت استوانه‌ای شکل و با قطر داخلی، خارجی و ارتفاع به ترتیب برابر با ۴۰، ۵۴ و ۸۵ میلی‌متر بودند. از هر کدام از قطعات ریخته‌گری شده سه نمونه برای انجام آزمون کشش و یک نمونه جهت متالوگرافی و بررسی ریزساختاری جدا شد.

همچنین پیش از ریخته‌گری، در مرکز حرارتی هر یک از قالب‌ها یک ترموکوپل نوع K متصل به یک سیستم جمع‌آوری اطلاعات قرار داده شده و تغییرات دمای مذاب بر حسب زمان در هنگام انجماد هر قالب ثبت و از آن به منظور محاسبه سرعت سرد شدن در حین انجماد استفاده شد. علاوه بر این تغییرات کسر فازهای آلیاژ با کاهش دما در حین انجماد با استفاده از نرم‌افزار پروکست<sup>۳</sup> تحت شرایط انجماد غیرتعادلی محاسبه و دماهای شروع انجماد و استحاله یوتکتیک تعیین و با مقادیر تجربی مقایسه شد.

از هر قطعه، سه نمونه مطابق استاندارد ASTM E8 [۲۴] با طول گیج و قطر به ترتیب ۲۰ و ۴ میلی‌متر تهیه و آزمون کشش در دمای محیط با استفاده از دستگاه کشش Heunsfeld H25KS با سرعت حرکت فک ۰/۵ میلی‌متر بر دقیقه روی نمونه‌ها انجام شد. از قطعات ریخته شده در قالب‌های متفاوت یک نمونه در جهت عمود بر محور استوانه جدا و بررسی‌های متالوگرافی روی آنها انجام شد. نمونه‌های تهیه شده به وسیله دیسک چرخان و توسط ذرات کوراندوم با قطرهای به ترتیب یک و سه میکرومتر پولیش شد. آنالیز تصویری کمی و کیفی از ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و نرم‌افزار ایمیج-جی<sup>۴</sup> انجام شد. آنالیز تصویری برای اندازه‌گیری ضخامت متوسط تیغه‌های سیلیسیم و فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندردیتی صورت گرفت. اندازه‌گیری فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندردیتی به روش تقاطع خطی<sup>۵</sup> با استفاده از رابطه (۸) صورت گرفت:



شکل ۱- ریزساختار آلیاژ AS7U3G در بزرگنمایی کم: الف) قالب ماسه‌ای، ب) قالب فلزی پیش گرم شده و ج) قالب فلزی آبگرد



شکل ۲- تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی آلیاژ AS7U3G در بزرگنمایی بالا: الف) قالب ماسه‌ای، ب) قالب فلزی پیش گرم شده و ج) قالب فلزی آبگرد

جدول ۲- نتایج آنالیز تصویری و حرارتی و خواص مکانیکی نمونه‌های ریخته شده در قالب‌های مختلف

نمونه	فاصله بازوهای ثانویه دندریتی (میکرومتر)	ضخامت متوسط تیغه‌های سیلیسیم (میکرومتر)	سرعت سرد شدن (درجه سانتی‌گراد بر ثانیه)	استحکام کششی (مگاپاسکال)	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)
قالب ماسه‌ای	۵۴±۵	۶/۷±۰/۷۵	۱/۳	۱۵۴±۵	۱۲۲±۶
قالب فلزی پیش‌گرم شده	۴۵±۴	۴/۵±۰/۵	۸/۴	۲۰۰±۶	۱۳۳±۸
قالب فلزی آبگرد	۱۷±۳	۲/۳±۰/۴	۲۰/۵	۲۱۳±۲	۱۵۵±۶

دارد. با استفاده از این منحنی سرعت سرد شدن قطعه در زمان شروع جوانه‌زنی دندریت‌های آلومینیوم آلفای اولیه محاسبه شد. نتایج حاصل از آنالیز حرارتی نمونه‌ها در قالب‌های مختلف در جدول (۲) ارائه شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود با تغییر خواص انتقال حرارت قالب، سرعت سرد شدن تا بیش از ۱۵ برابر افزایش پیدا کرده و متناسب با آن ساختار نمونه‌ها ریزتر شده است. پژوهش‌های دیگر هم نشان داده است که فاصله بازوهای ثانویه دندریتی برای آلیاژهای مختلف به‌طور غیرمستقیم به سرعت سرد شدن بستگی دارد. فلمینگز [۲۷] رابطه بین فاصله بازوهای ثانویه دندریتی و متغیرهای حرارتی را به‌صورت رابطه (۹) ارائه کرده است:

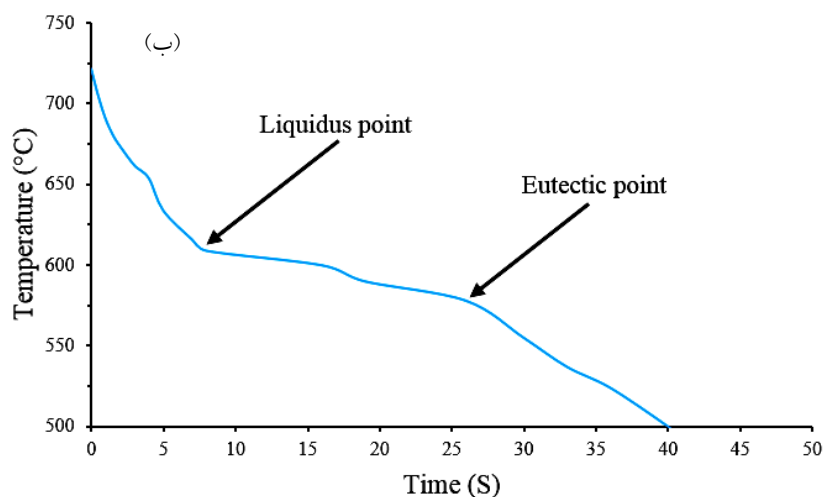
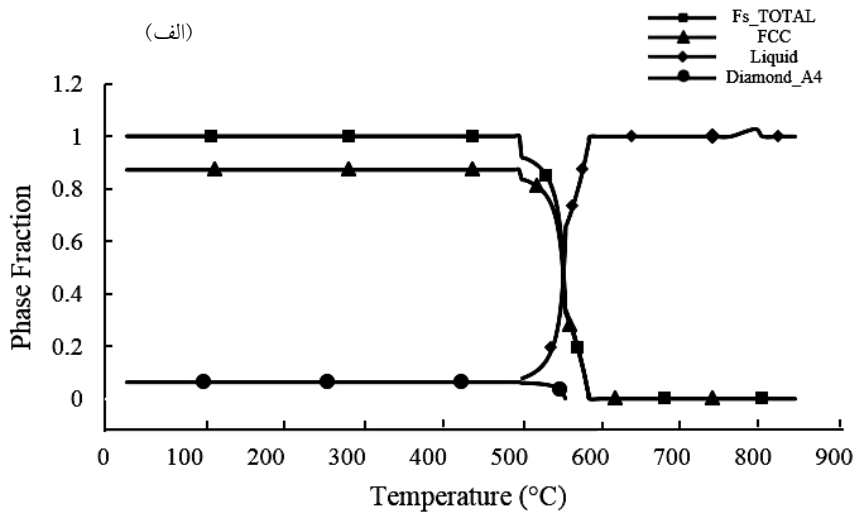
$$SDAS = M(R)^{-n} \quad (9)$$

که در آن  $M$  ضریب ثابت،  $R$  متوسط سرعت سرد شدن دندریت‌های آلومینیوم در هنگام انجماد (بر حسب درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) و  $n$  مقداری ثابت بین ۰/۵ تا ۰/۳۳ است. افزایش سرعت سرد شدن باعث کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندریتی و به‌طور عمومی باعث افزایش خواص مکانیکی مانند استحکام کششی و تسلیم، ازدیاد طول نهایی و مقاومت خستگی خواهد شد [۲۸ و ۲۹]. بر اساس جدول (۲) با افزایش سرعت سرد شدن، فاصله بازوهای ثانویه کاهش یافته و در قالب فلزی آبگرد به حداقل مقدار خود یعنی  $۱۷ \pm ۳$  میکرومتر رسیده است. شکل (۴) تأثیر سرعت سرد شدن آلیاژ AS7U3G در حین انجماد بر فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی و رابطه (۱۰) معادله منطبق شده به این منحنی را نشان می‌دهد:

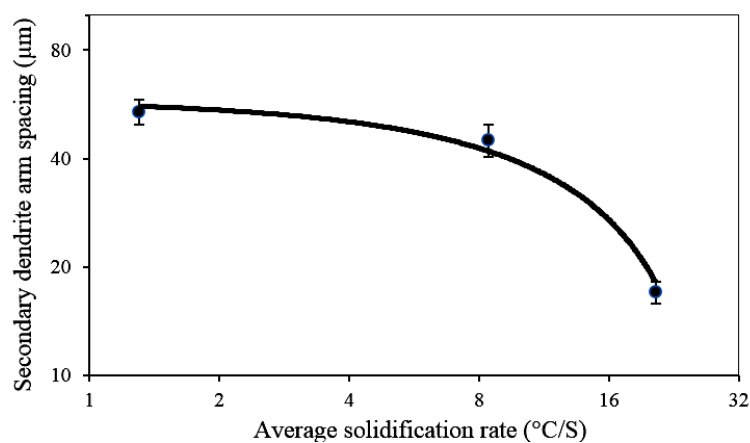
$$SDAS = ۶۶ / \sqrt[۳۷]{R} \quad (10)$$

شدن گرمای نهان در هنگام انجماد است. هدایت حرارتی آلومینیوم و سیلیسیم در حالت خالص به ترتیب ۲۰۵ و ۸۳ وات بر متر درجه کلونین و گرمای نهان ذوب آنها به ترتیب ۳۹۶ و ۱۴۱۱ ژول بر گرم است [۸]. از آنجایی که اختلاف بین مقدار هدایت حرارتی و گرمای نهان‌گداز آلومینیوم خالص و سیلیسیم خالص زیاد است، آلومینیوم بسیار سریع‌تر از سیلیسیم منجمد شده و رشد می‌کند. در سرعت‌های سرد شدن بالا، آلومینیوم یوتکتیکی بسیار سریع‌تر از سیلیسیم یوتکتیکی رشد می‌کند و از جبهه انجماد ساختار یوتکتیکی جلو افتاده، در نتیجه فاز سیلیسیم توسط آلومینیوم محبوس می‌شود. این مسئله باعث کاهش نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم یوتکتیکی می‌شود که در شکل (۲) نشان داده شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیکی منجمد شده در قالب فلزی آبگرد به دلیل سرعت رشد بسیار بالای دندریت‌ها نسبت به قالب‌های فلزی پیش‌گرم شده و قالب ماسه‌ای بسیار ظریف‌تر شده‌اند. نتایج حاصل از بررسی فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی و ضخامت متوسط تیغه‌های سیلیسیم در جدول (۲) ارائه شده است.

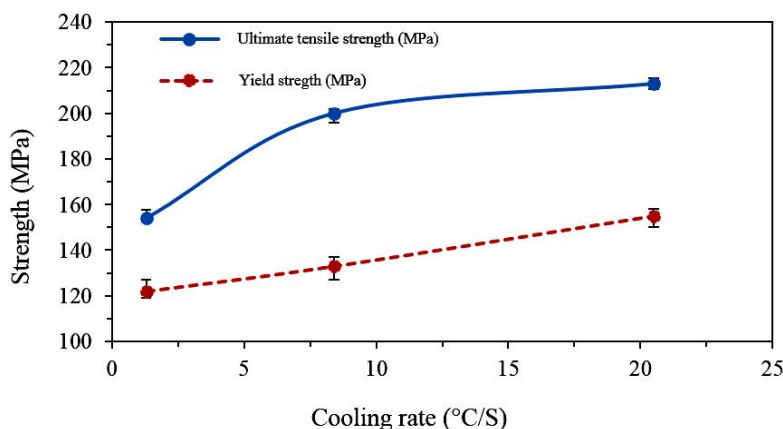
شکل (۳- الف) دمای شروع انجماد و تغییرات کسر فازهای اصلی و مهم آلیاژ با کاهش دما که با استفاده از نرم افزار پروکست تخمین زده شده است را نشان می‌دهد. شکل (۳- ب)، به‌عنوان نمونه، منحنی سرد شدن نمونه منجمد شده در قالب فلزی آبگرد را نشان می‌دهد. نقطه شروع انجماد (دمای لیکوئیدوس) و نقطه شروع استحاله یوتکتیک روی این منحنی مشخص شده است و تطابق خوبی با نتایج شبیه‌سازی



شکل ۳- الف) تغییرات کسر فازهای آلیاژ با کاهش دما و ب) منحنی سرد شدن نمونه منجمد شده در قالب فلزی آبگرد



شکل ۴- فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی به عنوان تابعی از سرعت سرد شدن برای آلیاژ AS7U3G



شکل ۵- وابستگی خواص مکانیکی آلیاژ AS7U3G به سرعت سرد شدن

### ۳-۲- ارتباط بین مشخصات ریزساختاری و خواص مکانیکی

همان‌گونه که قبلاً گفته شد، در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم رابطه هال-پیچ اصلاح شده به صورت رابطه‌های (۶) و (۷) برای ارتباط بین مشخصات ریزساختاری و خواص مکانیکی ارائه شده است [۱۵]. ثابت‌های این رابطه‌ها به صورت تجربی به دست می‌آیند. برای تعیین تجربی این ثابت‌ها نیاز به ایجاد و حل یک سیستم سه معادله و سه مجهول است. به همین دلیل در این پژوهش سعی شد تا با تغییر سرعت سرد شدن، سه نمونه با ساختار و خواص تا حد امکان متفاوت ریخته‌گری شود. نتایج به دست آمده از آزمون کشش نمونه‌ها در جدول (۲) و تغییرات خواص مکانیکی با سرعت سرد شدن در شکل (۵) نشان داده شده است. استحکام کششی و استحکام تسلیم به فاصله بین بازوهای ثانویه دندردیتی و همچنین شکل، اندازه و توزیع سیلیسیم یوتکتیکی و دیگر ترکیبات بین فلزی بستگی دارد. همان‌گونه که مشخص است با افزایش سرعت سرد شدن و سرعت جوانه‌زنی دندردیت‌های اولیه، فاصله بازوهای ثانویه دندردیتی کاهش یافته، مورفولوژی تیغه‌های سیلیسیم اصلاح شده و در نتیجه استحکام کششی و تسلیم هر دو افزایش می‌یابند. مشخص شد که با کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندردیتی از  $45 \pm 4$  میکرومتر به  $17 \pm 3$  میکرومتر استحکام تسلیم و استحکام کششی به ترتیب  $16/5$  و  $6/5$  درصد افزایش می‌یابند. استحکام کششی تا سرعت سرد شدن  $8/4$  درجه

سانتی‌گراد بر ثانیه (فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندردیتی  $45 \pm 4$  میکرومتر) افزایش قابل توجهی دارد ولی بعد از این مقدار شیب خط تقریباً ثابت می‌شود. در مورد استحکام تسلیم با افزایش سرعت سرد شدن، استحکام با شیب ملایمی افزایش می‌یابد. از شکل (۵) می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش سرعت سرد شدن (کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندردیتی) استحکام تسلیم و کششی هر دو افزایش می‌یابند ولی از یک مقدار بحرانی به بعد به دلیل رسیدن تنش به مقدار بحرانی خود در نوک ترکیبات بین فلزی، پارگی از این نقاط شروع شده و استحکام کششی تقریباً ثابت می‌شود. می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش سرعت سرد شدن و به دلیل کاهش عیوب داخلی و اصلاح ساختار (مخصوصاً کوچک شدن ترکیبات بین فلزی)، تسلیم شدن نمونه به سختی رخ داده و پس از تسلیم شدن رشد ترک و پارگی سریع رخ می‌دهد. در نهایت، با استفاده از نتایج اندازه‌گیری‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی ارائه شده در جدول (۲) و حل معادلات (۶) و (۷)، ثابت‌های مربوط به معادلات هال-پیچ اصلاح شده برای آلیاژ AS7U3G به صورت روابط (۱۱) و (۱۲) به دست آمد:

$$R_m = 68/5 + 12\gamma^{-1/2} + 217\lambda^{-1/2} \quad (11)$$

$$R_{o/2} = 78 + 213\gamma^{-1/2} + 399\lambda^{-1/2} \quad (12)$$

از این روابط می‌توان برای پیش‌بینی خواص مکانیکی آلیاژ AS7U3G بر اساس مشخصات ساختاری و یا برای طراحی



ساختار آلیاژ و به دست آوردن خواص مکانیکی مشخص استفاده کرد.

۴۵±۳ میکرومتر به ۱۷±۳ میکرومتر استحکام تسلیم و استحکام کششی به ترتیب ۱۶/۵ و ۶/۵ درصد افزایش می یابند.

#### ۴- نتیجه گیری

- در این پژوهش، آلیاژ AS7U3G در قالب هایی با سرعت سرد کنندگی متفاوت ریخته، و اثر سرعت سرد شدن در حین انجماد بر مشخصات ریزساختاری (فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی و ضخامت متوسط تیغه های سیلیسیم) و خواص مکانیکی (استحکام تسلیم و استحکام کششی) این آلیاژ بررسی شد.

- مشاهده شد که با کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندریتی از

- بر اساس یافته های پژوهش رابطه بین سرعت سرد شدن با فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی و همچنین روابط هال-پیچ اصلاح شده برای آلیاژ AS7U3G به دست آمدند.

با استفاده از روابط به دست آمده می توان با بررسی های ریزساختاری، سرعت سرد شدن، استحکام کششی و استحکام تسلیم آلیاژ AS7U3G را تخمین زد. همچنین می توان از این روابط برای طراحی ساختار جهت حصول خواص مکانیکی مشخص استفاده کرد.

#### واژه نامه

1. Hall-Petch
2. Peierls-Nabarro
3. ProCAST

4. Image J
5. linear intercept method

#### مراجع

1. Kumari, S., Pillai, R. M., Rajan, D., and Pai, B. C., "Effects of Individual and Combined Additions of Be, Mn, Ca and Sr on the Solidification Behaviour, Structure and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3Mg-0.8Fe Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 460, pp. 561-573, 2007.
2. Dahle, A. K., Nogita, K., McDonald, S. D., and Lu, L., "Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys", *Material Science and Engineering A*, Vol. 413-414, pp. 243-248, 2005.
3. Kaufman, J. G., *Aluminum Alloy Casting*, ASM International, 2004.
4. Kaufman, J. G., "Introduction to Aluminum Alloys and Tempers", ASM International, 2000.
5. Mao, F., Chen, Y., G., Wang, T., and Cao, Z., "Effect of Strontium Addition on Silicon Phase and Mechanical Properties of Zn-27Al-3Si Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 622, pp. 871-879, 2015.
6. Zamani, M., "Al-Si Cast Alloys-microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperature", Ph.D. Thesis, Jonkoping University, 2017.
7. Wang, Q. G., "Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356/357", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34, pp. 2887-2899, 2003.
8. Sui, Y., Wang Q., Wang G., and Liu T., "Effects of Sr Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Cast Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg Alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 622, pp. 572-579, 2015.
9. Lu, S. Z., and Hellawell, A., "The Mechanism of Silicon Modification in Aluminum-Silicon Alloys: Impurity Induced Twinning", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 18, pp. 1721-1733, 1987.
10. Yan, G., Mao, J., F., Cao, Z., Li, T., and Wang, T., "Effect of Sr Addition on the Characteristics of As-cast and Rolled 3003/3004 Clad Aluminum", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 678, pp. 201-211, 2016.
11. Dong, X., Zhang, Y., and Ji, Sh., "Enhancement of Mechanical Properties in High Silicon Gravity Cast AlSi9Mg Alloy Refined by Al3Ti3B Master Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 700, pp. 291-300, 2017.
12. Fu, Y., Wang, H., Zhang, Ch., and Hao, H., "Effects of Minor Sr Additions on the As-cast Microstructure, Fluidity and Mechanical Properties of Mg-4.2Zn-1.7RE-0.8Zr-0.2Ca (wt%) Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 723, pp. 118-125, 2018.
13. Hertzberg, R., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, New York: John Wiley, 1989.
14. Wierzbńska, M., and Sieniawski, J., "Effect of Morphology of Eutectic Silicon Crystals on

- Mechanical Properties and Cleavage Fracture Toughness of AlSi5Cu1 Alloy”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 14, pp. 31-36, 2006.
15. Warmuzek, M., *Aluminum-silicon casting alloys (Atlas of microfractographs)*, ASM International, 2004.
  16. Namilae, S., Chandra, N., and Nieh, T., “Atomistic Simulation of Grain Boundary Sliding in Pure and Magnesium Doped Aluminum Bicrystals”, *Scripta Materialia*, Vol. 46, pp. 49-54, 2002.
  17. Paradkar, A. G., Kamat, S. V., Gogia, A. K., and Kashvap, B. P., “On the Validity of Hall-Petch Equation for Single-phase  $\beta$  Ti-Al-Nb Alloys Undergoing Stress-induced Martensitic Transformation”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 520, pp. 168-173, 2009.
  18. Fan, Z., Tsakiroopoulos, P., and Miodownik, A., “A Generalized Law of Mixtures”, *Journal of Materials Science*, Vol. 29, pp. 141-150, 1994.
  19. Fan, Z., Tsakiroopoulos, P., Smith, P. A., and Miodownik, A. P., “Extension of the Hall-petch Relation to Two-ductile-phase Alloys”, *Philosophical Magazine A*, Vol. 67, pp. 515-531, 2006.
  20. Stephen, J., *Light Metals*, WILEY, 2011.
  21. Houria, M. I., Nadot, Y., Fathallah, R., Roy, M., and Maijer, D. M., “Influence of Casting Defect and SDAS on the Multiaxial Fatigue Behaviour of A356-T6 Alloy Including Mean Stress Effect”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 80, pp. 90-102, 2015.
  22. Ceschini, L., Morri, A., Toschi, S., Johansson, S., and Seifeddine, S., “Microstructural and Mechanical Properties Characterization of Heat Treated and Overaged Cast A354 Alloy with Various SDAS at Room and Elevated Temperature”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 648, pp. 340-349, 2015.
  23. Ceschini, L., Morri, A., Morri, A., Toschi, S., Johansson, S., and Seifeddine, S., “Effect of Microstructure and Overaging on the Tensile Behavior at Room and Elevated Temperature of C355-T6 Cast Aluminum Alloy”, *Materials & Design*, Vol. 83, pp. 626-634, 2015.
  24. ASTM, E8, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2015.
  25. Kurz, W., and Fisher, D. J., “*Fundamentals of Solidification*”, Switzerland: Trans Tech Publications LTD, 1992.
  26. Khan, S., and Elliott, R., “Quench Modification of Aluminium-silicon Eutectic Alloys”, *Journal of Materials Science*, Vol. 31, pp. 3731-3737, 1966.
  27. Flemings, M., *Solidification Processing*, McGraw-Hill, 1929.
  28. Shabestari, S., and Shahrani, F., “Influence of Modification, Solidification Conditions and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy”, *Journal of Materials Science*, Vol. 39, pp. 2023-2032, 2004.
  29. Comalco, “*Modification of Foundry Al-Si Alloys*”, Comalco Aluminium Limited, 1997.