

Research Paper

The effect of zinc on microstructure and solidification characteristics of Al-Zn-Mg-Cu alloys

Saman Mostafapoor¹, *Mehdi Malekan², Masoud Emamy³

1- MSc, Metallurgy and Materials Engineering, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor, Metallurgy and Materials Engineering, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

3- Professor, Metallurgy and Materials Engineering, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Mostafapoor S, Malekan M, Emamy M. The effect of zinc on microstructure and solidification characteristics of Al-Zn-Mg-Cu alloys. Metallurgical Engineering 2019; 21(4): 252-263 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.83388.1180>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.83388.1180>

ABSTRACT

In this study, the effect of zinc on microstructure and solidification characteristics of super high strength Al-Zn-Mg-Cu has been investigated. The solidification studies were performed using cooling curve thermal analysis. This method represents quick and accurate results of solidification path of an alloy. The microstructure studies showed increment in the amounts of zinc increases the dendrite arm spacing (DAS), fraction of second phases and eutectic structure and results in a coarse dendrite structure. However, the zinc content did not affect the present phases in this alloying system. Thermal analysis evaluations revealed decrease in nucleation temperature with zinc addition. The formation of Al₁₃Fe₄ phase was observed using bycooling curve. The solidification range in the presence of 8wt.% of zinc was 175 °C although the adding of zinc up to 25 wt.% increased it to 190 °C. Cooling curves represented the increase of the fraction of eutectic structure which was in accordance with image analysis results. The addition of zinc resulted in the decrease of the solidified fraction at dendrite coherency point from 0.32 to 0.1 which matched by increment in porosity fraction from 0.09 to 0.32.

Keywords: Al-Zn-Mg-Cu alloy, Solidification, Thermal analysis, Cooling curve, microstructure.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Mehdi Malekan, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 82084610

E-mail: mmalekan@ut.ac.ir

بررسی اثر روی بر ریزساختار و رفتار انجمادی آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu

سامان مصطفی پور^۱، مهدی ملکان^۲، مسعود امامی^۳

- ۱- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
 ۲- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشگاه تهران، تهران، ایران.
 ۳- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش اثر روی بر ریزساختار و رفتار انجمادی آلیاژ فوق مستحکم جدید Al-Zn-Mg-Cu مورد مطالعه قرار گرفت. به منظور مطالعات انجمادی از آنالیز حرارتی منحنی سرمایش استفاده شد. این روش رفتار انجمادی آلیاژ را با دقت مناسب و سرعت بالایی در اختیار قرار می‌دهد. مطالعات ریزساختاری نشان داد که افزایش در میزان روی منجر به افزایش فاصله بازوهای دندریتی، افزایش کسر حجمی فازهای ثانویه و ساختار یوتکتیک و تشکیل دندریت‌های خشن و درشت شده است، با این حال افزایش در میزان روی اثری بر نوع فازهای ثانویه تشکیل شده نداشته است. در مطالعات آنالیز حرارتی، حضور روی منجر به کاهش دمای جوانه‌زنی شد. به کمک منحنی سرمایش، تشکیل یک فاز در مراحل میانی انجماد مشاهده شد که می‌تواند فاز حاوی آهن Al_3Fe باشد. دامنه انجمادی در ۸ درصد وزنی روی ۱۷۵ درجه سلسیوس بود که با افزایش روی تا ۲۵ درصد این دامنه به ۱۹۰ درجه سلسیوس افزایش یافت. با مقایسه نتایج به دست آمده مشاهده شد که افزایش کسر حجمی فازهای ثانویه با افزایش روی در نتایج آنالیز حرارتی و آنالیز تصویری در تطابق بود. همچنین کسر انجماد یافته در نقطه کوه‌پرسی دندریت‌ها از ۰/۳۲ به ۰/۱ درصد کاهش یافت که با افزایش در میزان تخلخل از ۰/۰۹ به ۰/۳۲ در تطابق است.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu، انجماد، آنالیز حرارتی، منحنی سرمایش، ریزساختار.

۱. مقدمه

در مرزخانه‌ها به علت انجماد غیرتعادلی مورد تأیید قرار گرفته است که منجر به پارگی گرم، کاهش شدید استحکام کششی و چقرمگی آلیاژ می‌گردد [۱۰].

آنالیز حرارتی منحنی سرمایش به (CA-CCA) می‌تواند به‌طور وسیعی برای مشخصه‌یابی پارامترهای انجمادی مذاب در حال انجماد مورد استفاده قرار بگیرد تا رفتار انجمادی آلیاژها به‌خوبی شناسایی و ارزیابی گردد [۱۱-۱۴]. این روش کم‌هزینه، سریع و آسان است و امکان استفاده هم‌زمان با خط تولید در محل ریخته‌گری را دارد [۱۵، ۱۶]. این ویژگی‌ها این روش را مناسب برای مطالعه بسیاری از مشخصه‌های انجمادی به‌جای روش آنالیز حرارتی دیفرانسیلی (DTA) کرده است. این روش آنالیز حرارتی برای سال‌ها در مطالعات متالورژیکی و شناسایی سیستم‌های فازی دوتایی استفاده شده است. این کار با تغییر عناصر آلیاژی و ضبط نقاط توقف دمایی در طول سرمایش و سپس رسم نمودارهای دما-ترکیب به‌دست آمده است [۱۷].

مطالعات زیادی نشان دادند که آلیاژهای فوق مستحکم Al-Zn-Mg-Cu به عنوان مواد سازه‌ای در صنایع هوافضا و خودرو استفاده می‌شوند [۱-۳]. رویکرد صنعتی به این آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر ناشی از خواص فوق‌العاده آن‌ها شامل، استحکام ویژه عالی، قیمت پایین، دانسیته کم و چقرمگی بالای آن‌هاست [۴، ۵]. رفتار ترمومکانیکال این آلیاژها به صورت گسترده‌ای بررسی شده است، با این حال در حالت ریختگی تحقیقات اندکی روی آن‌ها صورت گرفته است [۶، ۷]. در آلیاژهای ریختگی، ریزدانه‌گی نقشی حیاتی در سهولت فرایند ریختگی و بهبود کیفیت و خواص دارد [۸، ۹].

افزایش مقدار عناصر آلیاژی یکی از راه‌های افزایش استحکام در این سری از آلیاژها است، اگرچه افزایش این عناصر ممکن است مشکلات دیگری به وجود آورد؛ افزایش مقدار یوتکتیک و فازهای درشت مرزخانه‌ای از جمله این مشکلات هستند که کسر حجمی فازهای ثانویه آلیاژ را افزایش می‌دهند. جدایش شدید یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی موجود در این آلیاژها

1. Computer Aided Cooling Curve Analysis
2. Differential Thermal Analysis

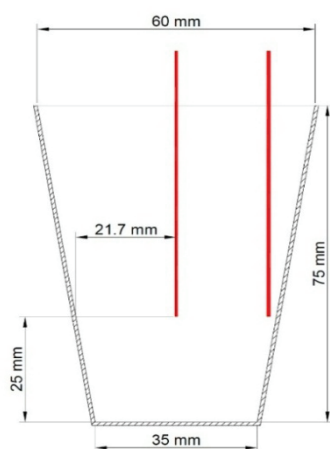
* نویسنده مسئول:
 دکتر مهدی ملکان

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.
 تلفن: ۰۲۱ ۸۲۰۸۴۶۱۰ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: mmalekan@ut.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu با مقادیر مختلف روی

مقدار عنصر آلیاژی (%wt)						آلیاژ
Al	Fe	Si	Cu	Mg	Zn	
باقیمانده	۰٫۲	۰٫۳	۲٫۵	۲٫۷	۸٫۲	A8
باقیمانده	۰٫۱	۰٫۲	۲٫۴	۲٫۳	۹٫۹	A10
باقیمانده	۰٫۲	۰٫۳	۲٫۶	۲٫۷	۱۲٫۳	A12
باقیمانده	۰٫۱	۰٫۴	۲٫۴	۲٫۴	۱۴٫۹	A15
باقیمانده	۰٫۱	۰٫۳	۲٫۴	۲٫۶	۱۶٫۸	A17
باقیمانده	۰٫۲	۰٫۲	۲٫۳	۲٫۴	۲۰٫۵	A20
باقیمانده	۰٫۱	۰٫۳	۲٫۶	۲٫۶	۲۴٫۷	A25



شکل ۱. طرح کلی قالب مورد استفاده جهت آنالیز حرارتی به همراه محل قرارگیری ترموکوپل‌ها.

ترکیب شیمیایی آلیاژها با استفاده از آزمون اسپکتروسکوپی مورد ارزیابی قرار گرفت که نتایج آن در جدول ۱ نشان داده شده است. از این پس این آلیاژها با کدگذاری نشان داده شده در این جدول یاد می‌شوند.

به منظور انجام آزمایش‌های آنالیز حرارتی منحنی سرمایش، مذاب مربوط به نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف روی در یک بوته فلزی جداره نازک با سرعت سرمایش کم (حدود $1/5 \text{ } ^\circ\text{C/s}$) مجهز به دو ترموکوپل، که یکی در جداره و دیگری در مرکز ثابت شده بودند، ریخته‌گری شد. این قالب به صورت نمادین در شکل ۱ نشان داده شده است. ترموکوپل نوع K و از جنس (کروم-آلومل) و با قطر سیم $0/6$ میلی‌متر استفاده شد. جهت اعتماد به نتایج، برای هر نمونه دو آزمون آنالیز حرارتی گرفته شد. داده‌های خروجی با سرعت ۶ داده در ثانیه توسط یک دستگاه مبدل آنالوگ به دیجیتال با دقت تبدیل ۱۶ بیت (رزولوشن 2^{16} یا $0/0015$ درصد) و زمان پاسخگویی $0/2$ ثانیه به داده‌های دیجیتال تبدیل و توسط

این روش برای شناسایی بسیاری از مشخصه‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیم استفاده شده است. تحقیقات زیادی روی مسیر انجماد سیستم‌های آلیاژی Al-Si، [۱۸، ۱۹] Al-Si، [۲۰-۲۲] Mg، [۲۳-۲۵] Al-Cu و [۲۶-۲۹] Al-Si-Cu انجام شده است. هر چند مطالعات اندکی روی مسیر انجمادی آلیاژهای فوق مستحکم Al-Zn-Mg-Cu صورت گرفته است [۳۰، ۳۱].

پارامتر مهم دیگری که در آنالیز حرارتی قابل استخراج است نقطه کوهیرنسی دندریت (DCP) است که اغلب در مشخصات انجمادی آلیاژهای آلومینیم در کنار پارامترهای مهم مانند دمای منحنی جامد و منحنی مایع و تشکیل رسوب ذکر می‌شود و اشاره به لحظه‌ای از فرآیند انجماد یک آلیاژ دارد که اولین برخورد دندریت‌های آزاد با دندریت‌های مجاورشان صورت می‌گیرد. در این مرحله، مورفولوژی جامد در منطقه خمیری (نیمه جامد) می‌تواند به صورت یک طرح اسکلتی بین اتصالی در سرتاسر حجم در حال انجماد تصور شود. به عبارت دیگر نقطه کوهیرنسی دندریت، نقطه‌ای را نشان می‌دهد که یک شبکه پیوسته دندریت جامد در قطعه ریختگی تشکیل می‌شود. پس از این تغذیه دهی با شار مذاب از میان شبکه‌های دندریتی امکان‌پذیر است (که به آن تغذیه بین دندریتی می‌گویند) [۳۱، ۳۲].

در این پژوهش تلاش شده است که رفتار انجمادی و ریزساختار آلیاژهای Al-xZn-2.5Mg-2.5Cu (که در آن x بین ۸ تا ۲۵ تغییر می‌کند) و همچنین ارتباط رفتار انجمادی با ریزساختار مورد مطالعه قرار گیرد و نتایج این مطالعات مورد تحلیل قرار گرفت.

۲. مواد و روش تحقیق

جهت تهیه آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu با مقادیر مختلف روی از آلومینیم با خلوص تجاری (۹۹/۹۹٪)، آمیزان Al-50%Mg، آمیزان Al-50%Cu و روی خالص (۹۹/۹ درصد) استفاده شد.

3. Dendrite Coherency Point

نوری و الکترونی روبشی Vega©Tescan مجهز به میکروآنالیز EDS^۷ استفاده شد.

به منظور انجام آزمون‌های تخلخل‌سنجی، تعدادی از نمونه‌های حاوی درصدهای مختلف روی استفاده شد. چگالی تئوری آلیاژ با استفاده از قانون مخلوط‌ها^۸ محاسبه و از قانون ارشمیدس برای محاسبه تخلخل استفاده شد. چگالی با استفاده از استاندارد ISO 2738 محاسبه گردید. اندازه‌گیری‌ها با ترازوی (Mettler Toledo, Greifensee) با دقت ۰/۰۰۰۱ انجام شد. به منظور افزایش صحت اندازه‌گیری‌ها روی هر نمونه ۲ بار تخلخل‌سنجی انجام شد.

۳. نتایج و بحث

ریزساختار

شکل ۲ تصویر ریزساختار آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu با مقادیر مختلف روی را نشان می‌دهد. افزایش مقدار روی تا ۱۷ درصد تأثیر نامحسوسی بر ریزساختار آلیاژ می‌گذارد و همچنان ریزساختار دندریتی با بازوهای کوتاه است. در حضور ۲۰ درصد عنصر روی ساختار دندریتی به صورت شاخه‌های درشت و کشیده می‌شود. بررسی‌های آنالیز تصویری نشان داد که مقدار عنصر روی بر فاصله بازوهای دندریتی اثرگذار است که نتایج آن در شکل ۳ نشان داده شده است. در حضور ۸ درصد عنصر روی این فاصله به طور میانگین ۲۵/۶ μm است. با افزایش مقدار عنصر روی تا ۱۵ درصد این فاصله تغییر اندکی دارد و به میزان ۲۲/۹ μm می‌رسد که با توجه به خطای استاندارد نشان داده شده در شکل این تغییر بی‌معنی است. پس از آن افزایش مقدار روی باعث افزایش قابل توجهی در فاصله بازوهای دندریتی می‌گردد به طوری که در حضور ۲۰ درصد عنصر روی این فاصله به ۴۱/۲ μm افزایش یافت. در پژوهش جرجویچ [۳۵] اثر مقدار عناصر آلیاژی اصلی بر فاصله بازوهای دندریتی بررسی شد که افزایش در مقادیر مس و سیلیسیم باعث کاهش قابل توجه این فاصله در سیستم آلیاژی Al-Si-Cu شده است. افزایش عناصر آلیاژی غلظت عناصر پس‌زده شده جلوی جبهه‌ی انجماد را افزایش می‌دهد و تحت تبرید غلظتی شدیدتر شده و رشد دندریتی را تشدید می‌کند. همچنین مشاهده شد که در درصدهای بالاتر عنصر روی رشد دندریتی شدیدتر شده است.

تصویر الکترون بازگشتی میکروسکوپ الکترون روبشی از ریزساختار آلیاژهای A8، A15 و A20 در شکل ۴ نشان داده شده است. ساختار دندریتی آلیاژ به همراه فازهای تشکیل‌شده در ساختار یوتکتیکی در فواصل دندریتی و فازهای درون دندریت‌ها مشخص هستند. این ساختار رایج آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu پس از ریخته‌گری است [۳۶].

نرم‌افزار ADAM-4000 ضبط شدند. سپس داده‌ها توسط نرم‌افزار OriginPro (نسخه b9.2.257) مورد تحلیل قرار گرفت. خط مرجع با استفاده از برازش^۴ یک منحنی نمایی بر داده‌های پیش و پس از فرایند انجماد به دست آمد که تطابق خوبی با این داده‌ها ارائه داد. رابطه (۱) فرمول این منحنی را نشان می‌دهد:

معادله ۱.

$$T = a + be^{ct}$$

که در آن T درجه حرارت و t زمان و a ، b و c ثوابتی هستند که برای هر نمونه به صورت تجربی استخراج شده است. کسر جامد شده می‌تواند با این فرض که گرمای نهان همی فازها یکسان است محاسبه شود. یک مدل دقیق که منابع مختلف به عنوان مدل مناسب برای محاسبه کسر جامد شده استفاده کرده‌اند به صورت رابطه (۲) است [۳۲]:

معادله ۲.

$$f_s = \frac{\int_{t_1}^{t_2} \left[\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right] dt}{\int_{t_1}^{t_2} \left[\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right] dt} = \frac{\text{سطح زیرمنحنی تا لحظه } t_1}{\text{سطح کل زیرمنحنی}}$$

بنابراین، کسر جامد یا f_s در زمان t_1 از تقسیم مساحت سطح محصور بین منحنی مشتق و منحنی مرجع، از زمان شروع انجماد تا زمان موردنظر بر مساحت کل بین منحنی مشتق و منحنی مرجع از زمان شروع تا پایان انجماد حاصل می‌شود.

نقطه‌ی کوهی‌رنسی دندریت بر اساس روش بکروود [۳۳]، بیشترین اختلاف در دمای ترموکوپل دیواره و مرکز ($T_w - T_c$) در نظر گرفته شد. منحنی این اختلاف دمایی برحسب زمان رسم شده و اولین کمینه در این منحنی DCP در نظر گرفته شد.

به منظور بررسی‌های ریزساختار در ابتدا نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E3-11 تا سنباده شماره ۲۵۰۰ سنباده‌زنی و سپس صیقل داده شدند با استفاده از محلول کلر حکاکی شیمیایی انجام شد [۳۴]. با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصویری دیجیمایزر^۵ (نسخه 4.1.1.0) کسر سطحی فازهای ثانویه و یوتکتیک محاسبه شد. همچنین از دستگاه پراش اشعه ایکس (XRD^۶) محصول شرکت PHILIPS با طول گام ۰/۰۲ درجه و اشعه ایکس با طول موج مربوط به $K_{\alpha} = 1/5418 \text{ \AA}$ مس برای فازبندی استفاده شد. به منظور بررسی ریزساختاری، شناسایی کمی و کیفی ترکیبات بین فلزی تشکیل‌شده و توزیع آن‌ها و بررسی سطوح شکست در نمونه‌های مختلف، از میکروسکوپ

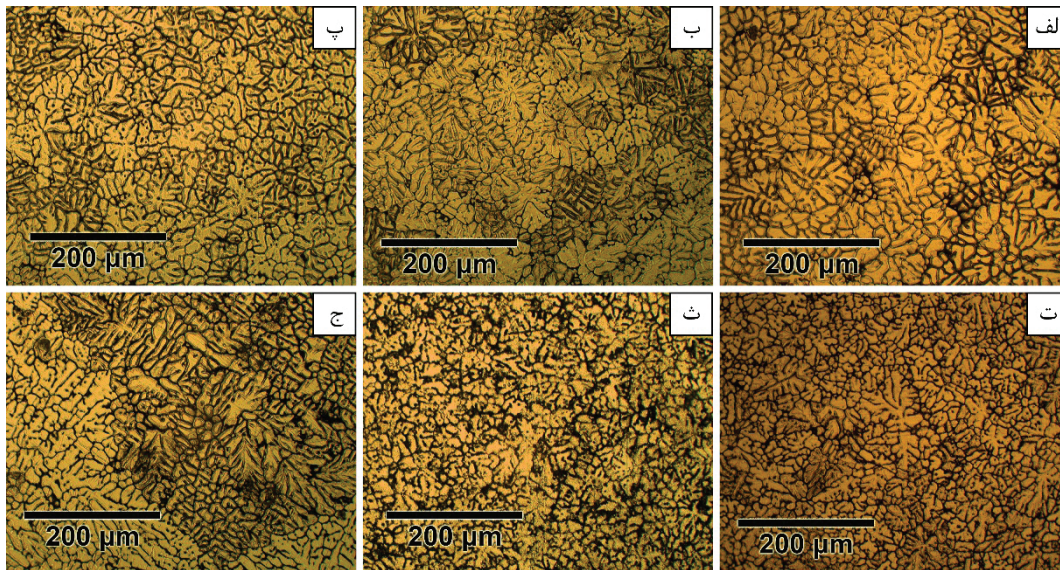
4. Curve Fitting

5. Digimizer

6. X-ray Diffraction

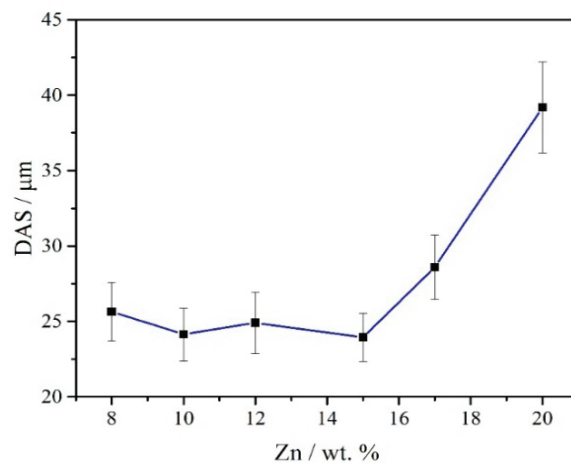
7. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

8. The role of mixtures



شکل ۲. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژهای (الف) A8، (ب) A10، (پ) A12، (ت) A15، (ث) A17 و (ج) A20.

به منظور شناسایی فازهای تشکیل شده در این آلیاژ از میکروآنالیز اشعه‌ی ایکس (EDS) استفاده شد. نتایج این آنالیز برای آلیاژ حاوی ۱۵ درصد وزنی روی در جدول ۲ آورده شده است. فاز α -Al (A) به عنوان فاز زمینه است. ساختار یوتکتیک از فازهای α -Al و η ($MgZn_2$) (B) و به صورت شبه تعادلی ایجاد شده است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که با توجه به دیگرام فازی Al-Zn (شکل ۵) ترکیب شیمیایی آلیاژها از نقطه یوتکتیک خیلی دور است و شرایط غیر تعادلی انجماد منجر به تشکیل ساختار یوتکتیک شده است. در نقطه C فاز S (Al_2MgCu) با مورفولوژی تقریباً کروی و در خارج از ساختار یوتکتیک، فاز T ($Al_2Zn_3Mg_3$) هم در کنار ساختار یوتکتیک (D) و هم خارج از آن (E) تشکیل شده است. همچنین فازی که با F نشان داده شده است به نظر فاز θ (Al_2Cu) است، در نسبت منیزیم به مس کمتر از ۰/۹ این فاز می‌تواند تشکیل شود (شکل ۵). بر اساس آنچه در مراجع



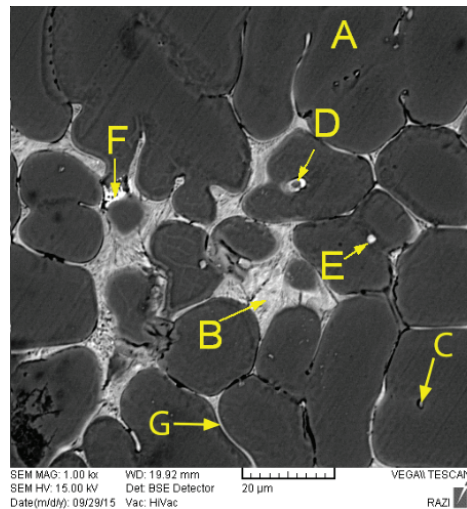
شکل ۳. اثر مقدار عنصر روی بر فاصله بازوهای دندریتی آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu.

جدول ۲. نتایج آنالیز EDS برای آلیاژ A15

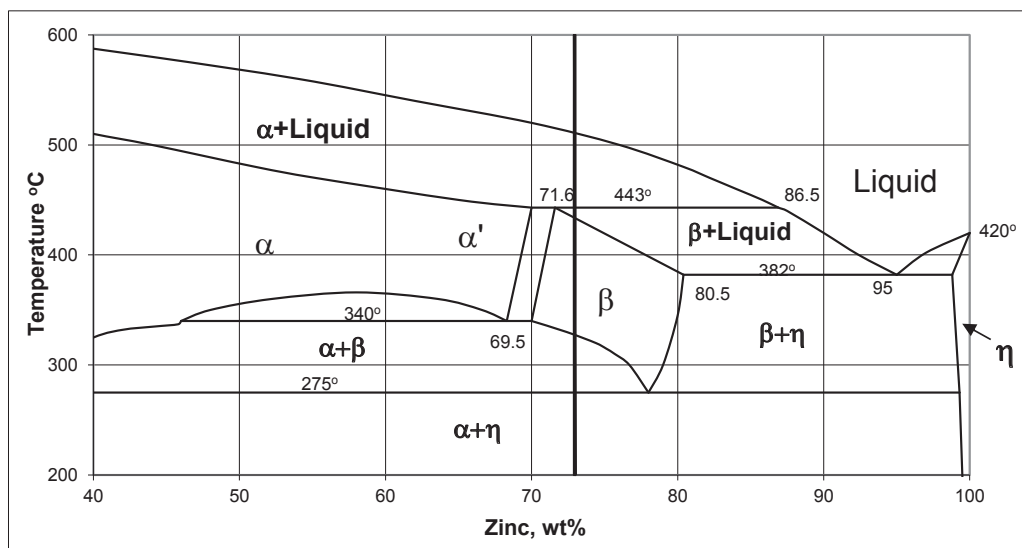
فاز احتمالی	درصد عناصر (درصد اتمی)					نقطه
	Fe	Cu	Mg	Zn	Al	
α -Al	-	۰/۱	۱/۶	۴/۲	باقیمانده	A
یوتکتیک α -Al با η	-	۱/۷	۱۶/۵	۳۴/۱	باقیمانده	B
S(Al_2MgCu)	-	۱۶/۵	۱۷/۱	۲/۱	باقیمانده	C
T($Al_2Mg_3Zn_3$)	-	۴/۰	۲۰/۶	۱۹/۷	باقیمانده	D
T($Al_2Mg_3Zn_3$)	-	۴/۲	۲۰/۷	۲۱/۱	باقیمانده	E
θ (Al_2Cu)	-	۲۵/۹	۰/۱	۰/۴	باقیمانده	F
$Al_{13}Fe_4$	۰/۲۵	۰	۰	۰	باقیمانده	G

اعلام شده است حضور این فازها در آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu رایج است [۶، ۱۴]. همچنین یک فاز پایه آهن در ریزساختار شناسایی شد که ترکیب آن به $Al_{13}Fe_4$ نزدیک است. آنالیز تصویری برای کسر حجمی فاز ثانویه توسط نرم افزار دیجی مایزر نشان داد که این مقدار برای آلیاژهای A15، A8 و A20 به طور میانگین و به ترتیب ۱۳/۸، ۱۷/۰ و ۱۹/۵ درصد است.

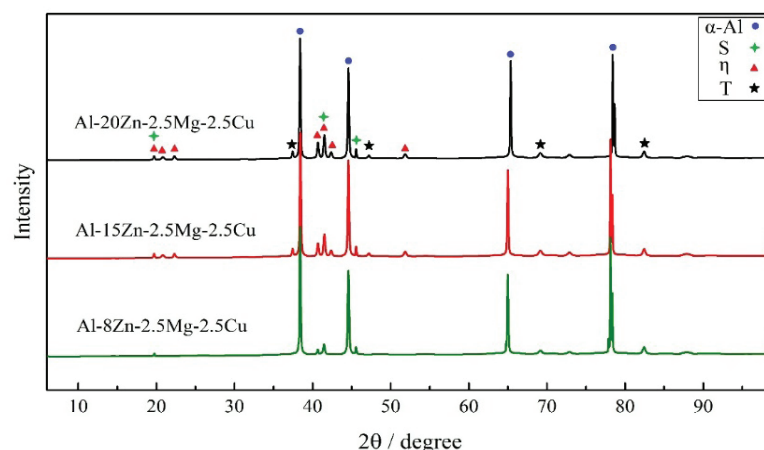
به منظور شناسایی فازهای موجود در این سیستم از آنالیز XRD استفاده شد. شکل ۶ نتایج آزمون XRD را برای نمونه های A20 و A15، A8 بر اساس این شکل پیک های مربوط به فاز α -Al و فازهای η یا $Mg(Zn,Al,Cu)_2$ و T ($Mg_{32}(Al,Cu)_{49}$) شناسایی شدند. باین حال اثری از پیک های مربوط به S یا θ مشاهده نمی شود که می تواند ناشی از کسر حجمی اندک این دو فاز در سیستم باشد.



شکل ۴. تصویر الکترون بازگشتی میکروسکوپ الکترون روبشی از آلیاژ حاوی ۱۵ درصد عنصر روی.



شکل ۵. دیاگرام فازی دوتایی آلومینیم-روی [۳۷].



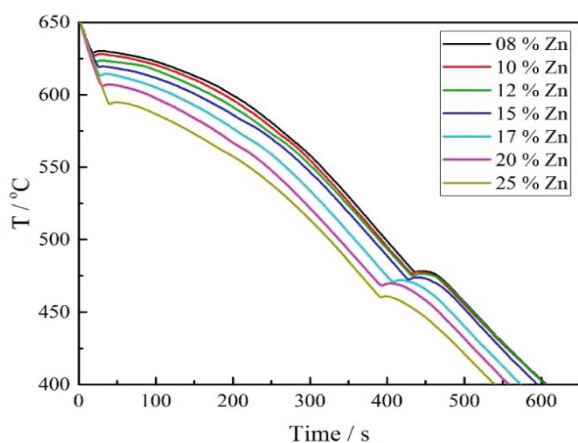
شکل ۶. الگوی XRD برای نمونه های A8، A15 و A20.

آنالیز حرارتی

کافی جوانه زدند دیگر جوانه زنی جدیدی رخ نمی‌دهد؛ در این زمان سیستم در یک بیشینه‌ی (T_E) دمایی قرار دارد. پس از T_E جوانه‌های موجود در سیستم شروع به رشد می‌کنند. در شکل ۱۰ دماهای جوانه‌زنی، کمینه و رشد فاز α در آلیاژها نشان داده شده است. همان‌گونه که مشخص است مقادیر T_{min} و T_E مشابه دمای جوانه‌زنی با افزایش مقدار عنصر روی کاهش می‌یابند. مقدار T_N ، T_{min} و T_E برای آلیاژ A8 به ترتیب 640°C ، $629/2^\circ\text{C}$ و $630/2^\circ\text{C}$ هستند. افزایش در مقدار روی باعث کاهش این دما می‌شود. مطابق شکل ۵ در سیستم دوتایی Al-Zn با افزایش مقدار روی از ۸ تا ۲۵ درصد این دماها به ترتیب به 602°C ، 592°C و 597°C تغییر می‌کند. این تغییر با روند کاهشی مشاهده شده در تطابق است.

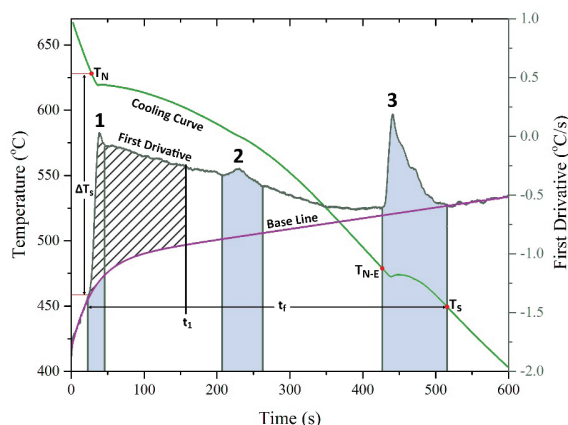
تحت تبرید جوانه‌زنی (تفاضل دمای جوانه‌زنی تعادلی (T_E) و دمای جوانه‌زنی غیرتعادلی (T_N)) در آنالیز حرارتی از اهمیت بالایی برخوردار است. در برخی مراجع ΔT_N که تفاضل دمای جوانه‌زنی و دمای کمینه است به‌عنوان تحت تبرید جوانه‌زنی مطرح می‌گردد [۱۲، ۳۸]. تغییرات تحت تبرید جوانه‌زنی با مقدار روی در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشخص است با افزایش عنصر روی مقدار این تحت تبرید از $10/8^\circ\text{C}$ به $5/7^\circ\text{C}$ کاهش می‌یابد که نشان‌دهنده ۴۶ درصد کاهش است. این کاهش به‌منزله کاهش انرژی فعال‌سازی جوانه‌زنی است [۳۸].

با ادامه رشد دندریته‌های اولیه آلومینیم در آلیاژ A15 و در دمای $578/5^\circ\text{C}$ یک فاز تشکیل شده است. در شکل ۱۲ دمای شروع تشکیل این فاز (T_R) در برحسب مقدار عنصر روی نشان داده شده است. افزایش عنصر روی از ۸ تا ۲۵ درصد T_R را از $582/5^\circ\text{C}$ به $569/9^\circ\text{C}$ کاهش می‌دهد. محاسبات ترمودینامیکی گروه لیو [۳۹] برای آلیاژ Al-9.2Zn-xMg-2.3Cu نشان داد که فاز α -Al تنها فازی است که می‌تواند در محدوده‌ی 630°C تا 500°C تشکیل شود.



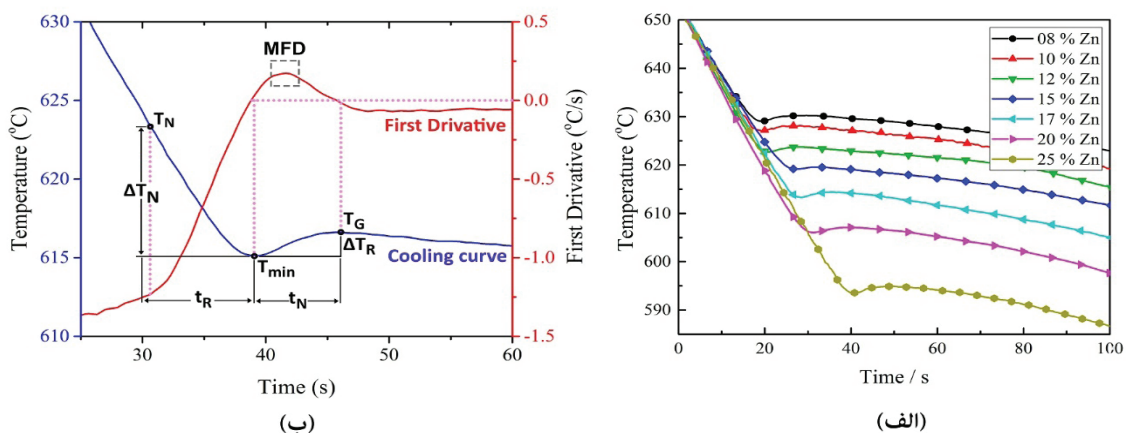
شکل ۸. منحنی سرمایش آلیاژهای حاوی ۸ تا ۲۵ درصد عنصر روی.

منحنی سرمایش آلیاژ A15 در کنار منحنی مشتق اول، منحنی مرجع و کسر انجماد یافته در هر لحظه در شکل ۷ آورده شده است. سه ناحیه ۱، ۲ و ۳ سه واکنش انجمادی را نشان می‌دهد. به منظور درک و مشاهده بهتر تغییرات فازی از منحنی مشتق اول استفاده می‌شود. این منحنی تغییرات منحنی سرمایش را به خوبی به نمایش می‌گذارد [۳۸]. در ناحیه ۱ در منحنی مشتق، تشکیل فاز اولیه (ناحیه منحنی مایع) با یک افزایش ناگهانی از خط مرجع قابل مشاهده است. در ناحیه ۲ یک افزایش در منحنی مشتق مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده تشکیل یک فاز در حین رشد دندریته‌ها است. ناحیه ۳ به تشکیل ساختار یوتکتیکی مربوط است.

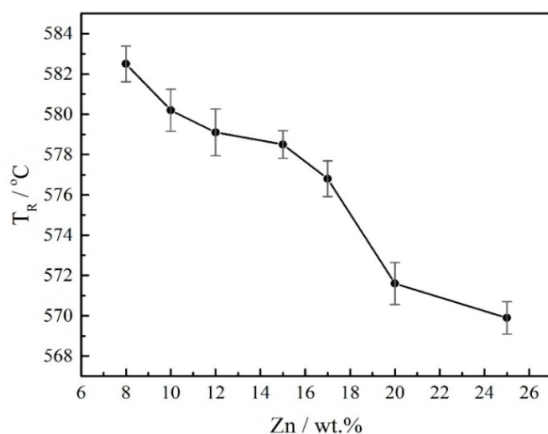


شکل ۷. منحنی سرمایش آلیاژ Al-15Zn-2.5Mg-2.5Cu در کنار منحنی مشتق اول و منحنی مرجع.

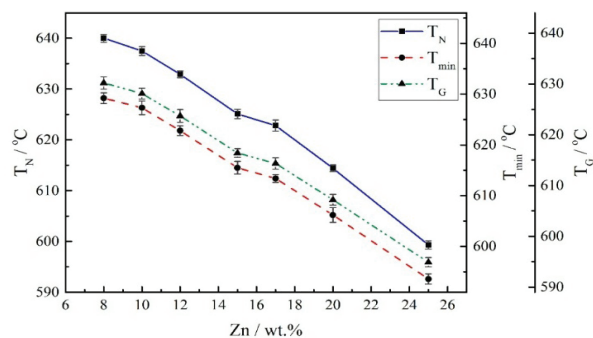
منحنی سرمایش آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu با مقادیر مختلف روی در شکل ۸ نشان داده شده است. با افزایش عنصر روی ناحیه منحنی مایع به دماهای پایین‌تر منتقل شده است. به‌منظور استخراج پارامترهای آنالیز حرارتی منحنی سرمایش هر کدام از این آلیاژها تحلیل شد. منحنی‌های مشتق اول، منحنی مرجع مشتق، کسر انجماد یافته و اختلاف دمایی دیواره و مرکز قالب از منحنی‌های سرمایش به دست آمد و به کمک آن‌ها پارامترهای انجمادی آلیاژها استخراج گردید. منحنی شکل ۹ تصویر بزرگنمایی شده‌ی ناحیه منحنی مایع از منحنی سرمایش آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu با مقادیر مختلف روی به همراه پارامترهای این ناحیه آورده شده است. همان‌گونه که در شکل ۹ نشان داده شد پس از جوانه‌زنی و با آزاد شدن گرمای نهان جوانه‌های اولیه، نرخ سرمایش کاهش می‌یابد و اگر مقدار این گرما زیاد باشد گرمادهی به سیستم باعث افزایش دمای سیستم می‌گردد و یک نقطه کمینه (T_{min}) در منحنی سرمایش داریم. در این زمان همچنان سیستم در حال جوانه‌زنی است. سیستم گرم می‌شود و پس از آن که جوانه‌ها در محل‌های مستعد جوانه‌زنی به تعداد



شکل ۹. (الف) تصویر بزرگنمایی شده از ناحیه منحنی مایع منحنی سرمايش آلیاژها و (ب) معرفی پارامترهای ناحیه منحنی مایع.



شکل ۱۲. دمای شروع تشکیل فاز $Al_{13}Fe_4$ (TR) برحسب مقدار عنصر روی.

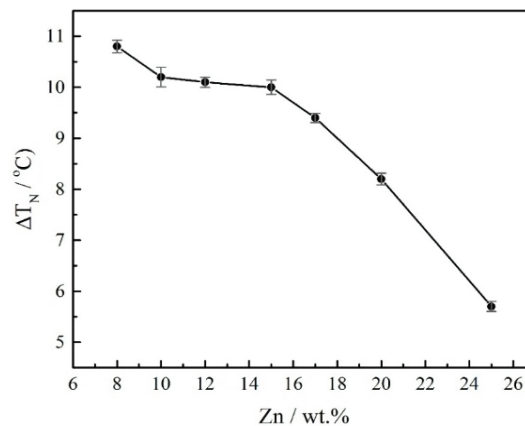


شکل ۱۰. مقادیر دمای جوانه‌زنی، کمینه و رشد آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف عنصر روی.

شرایط ترمودینامیکی سیستم دمای تشکیل این فاز را کاهش می‌دهد.

انجماد آلیاژ با تشکیل ساختار یوتکتیکی ادامه می‌یابد. همان‌طور که بیان شد شرایط غیر تعادلی انجماد تشکیل ساختار یوتکتیک را در پی دارد. اهمیت آنالیز حرارتی اینجا مشخص می‌شود که در رفتارهای غیر تعادلی دی‌گرام فازی جابه‌جا می‌شود.

همان‌طور که بیان شد، این ساختار عمدتاً به فازهای $\alpha-Al$ و η مربوط است. هرچند بر اساس مراجع ساختار یوتکتیکی فازهای $\alpha-Al$ با T و $\alpha-Al$ با S نیز امکان تشکیل دارد [۵،۴۱]. دمای جوانه‌زنی ساختار یوتکتیک ($T_{N,E}$) برای آلیاژها با تغییرات روی در شکل ۱۳ نشان داده شده است. دمای جوانه‌زنی یوتکتیک در آلیاژ حاوی ۸ درصد روی $48.0/9^\circ C$ است و افزودن روی تا ۲۵ درصد وزنی این دما را به $46.3/1^\circ C$ کاهش داده است. شکل ۱۳ همچنین کسر حجمی ساختار یوتکتیک برای مقادیر مختلف عنصر روی



شکل ۱۱. مقادیر تحت تبرید جوانه‌زنی به‌عنوان تابعی از مقدار عنصر روی.

هرچند ژئی^۹ و همکاران [۴۰] گزارش داده‌اند که فاز $Al_{13}Fe_4$ در آلیاژ 7050 آلومینیوم و در دمای $598^\circ C$ تشکیل شده است. بنابراین احتمال می‌رود فاز تشکیل شده $Al_{13}Fe_4$ باشد. بنابراین می‌توان گفت که افزایش مقدار عنصر روی با تغییر

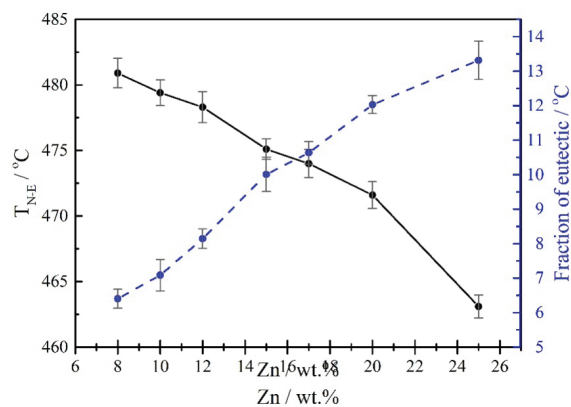
9. Xie

جامد (T_s) و دامنه انجمادی در آلیاژها برحسب مقدار عنصر روی در شکل ۱۴ آورده شده است. با توجه به دیگرام فازی شکل ۵ با افزایش مقدار عنصر روی به دلیل حرکت به سمت نقطه‌ی یوتکتیک، دمای منحنی جامد آلیاژ را از $464/8^\circ\text{C}$ در حضور ۸ درصد عنصر روی به $408/3^\circ\text{C}$ در حضور ۲۵ درصد عنصر روی کاهش داده است. تغییر در دمای منحنی مایع و منحنی جامد می‌تواند منجر به تغییر در دامنه انجمادی شود. دامنه‌ی انجمادی آلیاژ 8°C است و با افزایش عنصر روی به ۲۰ درصد با شیب کمی به مقدار $180/2^\circ\text{C}$ افزایش می‌یابد. پس از آن افزایش عنصر روی از ۲۰ به ۲۵ درصد دامنه انجمادی را به 191°C افزایش می‌یابد. همچنین زمان انجماد (ناحیه بین زمان t_1 و t_f در شکل ۷) آلیاژها در شکل ۱۴ نشان داده شده است که مطابق آن افزایش عنصر روی از ۸ به ۲۵ درصد زمان انجماد را از ۴۴۰ ثانیه به ۴۸۹ ثانیه افزایش داده است. با افزایش در زمان و دامنه انجمادی یک آلیاژ سیالیت آلیاژ دچار مشکل می‌شود [۴۲]. در پژوهش یانگ و همکاران [۴۳] روی سیستم آلیاژ Al-Ni-Si مشاهده شد که افزایش نیکل از ۲ تا ۶ درصد باعث کاهش و پس از آن افزایش دامنه انجمادی شده است. همچنین افزایش سیلیسیم از ۱ تا ۳ درصد دامنه انجمادی را افزایش داده است. آن‌ها بیان داشتند که این افزایش در دامنه انجمادی به‌صورت معکوس با سیالیت رابطه دارد.

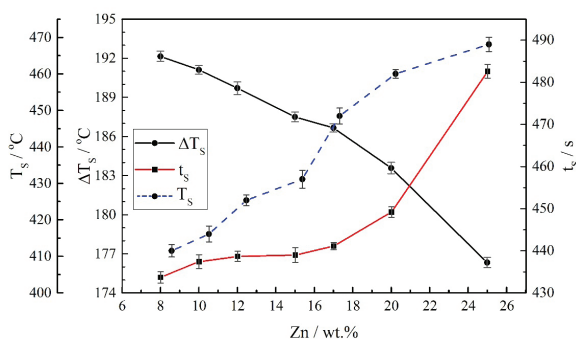
تخلخل سنجی و کوهپرنسی دندریت‌ها

در شکل ۱۵ منحنی سرمایه‌ی آلیاژ A15 برای دیواره و مرکز در کنار منحنی اختلاف دمای دیواره (T_w) با مرکز قالب (T_c) آورده شده است. بیش‌ترین اختلاف در دمای دیواره و مرکز که کمینه منحنی اختلاف دمای این دو ترموکوپل ($T_w - T_c$) می‌شود نقطه‌ی DCP است.

نتایج تخلخل‌سنجی آلیاژها به همراه مقادیر کسر حجمی انجماد یافته در نقطه کوهپرنسی دندریت‌ها (f_{DCP}) در شکل ۱۶ آورده شده است. بر اساس این شکل افزایش در مقدار عنصر روی منجر به افزایش تخلخل شده است. میزان تخلخل در آلیاژ ۱/۹A8 درصد است و با افزایش مقدار روی از ۲۵ تا ۲ درصد این مقدار به ۳/۲ درصد افزایش پیدا می‌کند. طبق آنچه در شکل ۱۴ مشاهده شد، افزایش مقدار عنصر روی از ۸ تا ۲۵ درصد باعث افزایش دامنه انجمادی از ۱۷۵ به ۱۹۱ شده است. با افزایش دامنه انجمادی و بزرگ شدن ناحیه انجماد خمیری، مذاب‌رسانی به نواحی بین دندریتی مشکل‌تر می‌شود. به‌منظور بررسی اثر عنصر روی بر رفتار مذاب‌رسانی آلیاژ از نقطه‌ی کوهپرنسی دندریت‌ها (DCP) استفاده شد. و همان‌گونه که در شکل ۱۶ دیده می‌شود افزایش عنصر روی باعث کاهش کسر انجماد یافته در نقطه‌ی کوهپرنسی می‌شود. در منابع بیان شده است که افزایش در نقطه DCP رابطه معناداری با میزان تخلخل در آلیاژ



شکل ۱۳. تغییرات دمای جوانه‌زنی ساختار یوتکتیک و کسر حجمی ساختار یوتکتیک با مقدار روی.



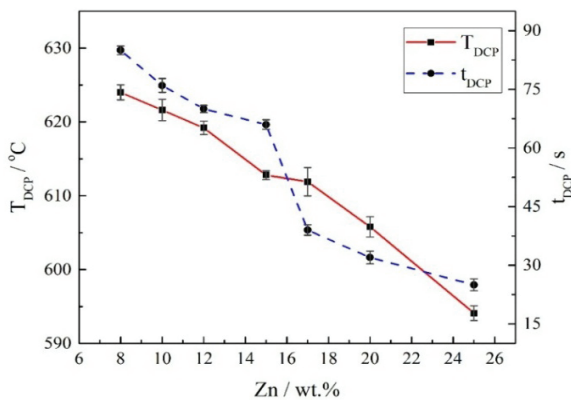
شکل ۱۴. دمای منحنی جامد (T_s)، دامنه انجماد (ΔT_s) و زمان (t_s) در آلیاژها برحسب مقدار عنصر روی.

در آلیاژها آورده شده است. این کسر حجمی با استفاده از منحنی مشتق منحنی سرمایه‌ی و از محاسبه سطح بین منحنی مشتق و منحنی مرجع در ناحیه یوتکتیک نسبت به کل سطح زیر منحنی محاسبه شد. با افزایش مقدار روی از ۸ به ۲۵ درصد کسر حجمی یوتکتیک از ۶/۴ درصد به ۱۳/۳ درصد افزایش پیدا کرده است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش روی ترکیب شیمیایی آلیاژ به سمت نقطه‌ی یوتکتیک حرکت می‌کند. از آنجایی که در واکنش یوتکتیک، نقطه‌ی یوتکتیک کمترین دما را دارد و با حرکت به سمت یوتکتیک دمای منحنی مایع و منحنی جامد کاهش می‌یابد، پس کاهش دمای منحنی مایع و منحنی جامد آلیاژ با افزایش مقدار روی به این شکل قابل توجیه است. در آخرین لحظه انجماد (مطابق شکل ۶) منحنی مشتق به منحنی مرجع نزدیک شده و در نقطه‌ی T_s (دمای منحنی جامد)، در پایان انجماد، منحنی دیواره به خط مرجع برمی‌گردد. یک افت کوچک در نقطه‌ی پایان انجماد مشاهده می‌شود. این افت به دلیل آن است که با پایان انجماد گرمای آزاد شده ناشی از انجماد مذاب ناگهان قطع می‌شود و یک گرادیان دمایی شدید در نمونه ایجاد می‌شود [۳۳].

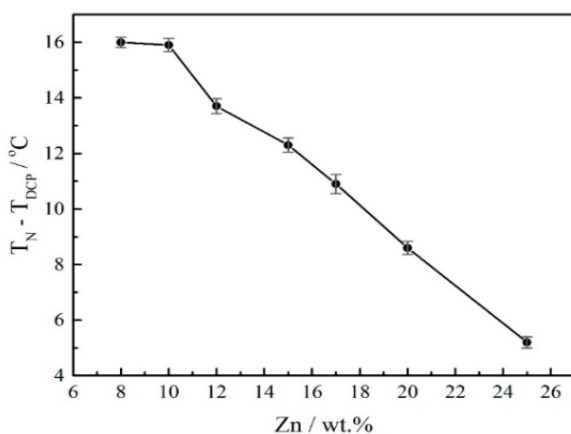
در نهایت فرایند انجماد به پایان می‌رسد. دمای منحنی

در DCP منجر به مذاب‌رسانی دشوارتر به نواحی بین دندریتی شده و افزایش مقدار تخلخل انقباضی در آلیاژ را به دنبال دارد. شکل ۱۷ اثر تغییرات عنصر روی از ۸ تا ۲۵ درصد بر دما (T_{DCP}) و زمان (t_{DCP}) کوهیرنسی دندریت‌ها را در آلیاژها نشان می‌دهد. بر اساس این شکل دما و زمان DCP در حضور ۸ درصد عنصر روی به ترتیب 624°C و ۸۵ ثانیه است و با افزایش مقدار عنصر روی به ۲۵ درصد این مقادیر به ترتیب به 594°C و ۲۵ ثانیه کاهش پیدا می‌کند. کاهش زمان DCP با افزایش مقدار عنصر روی با توجه به کاهش کسر انجماد یافته در DCP قابل انتظار است.

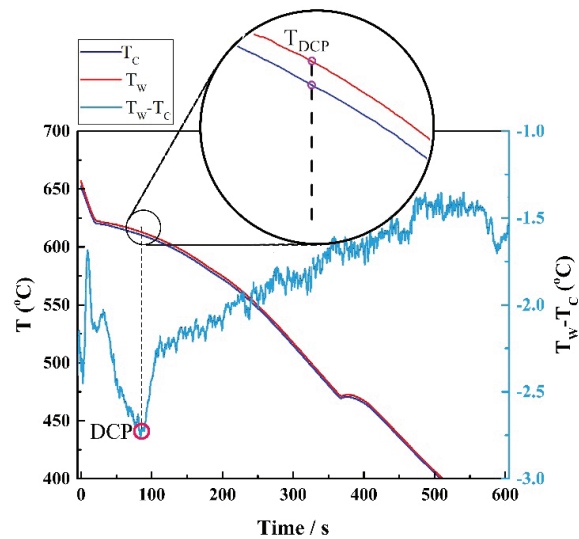
کاهش دمای DCP با توجه به کاهش دمای جوانه‌زنی روند قابل‌انتظاری است و این کاهش نمی‌تواند به‌درستی اثر افزایش مقدار عنصر روی را بر دمای DCP نشان دهد. به همین دلیل اختلاف دمای جوانه‌زنی با دمای DCP ($T_N - T_{DCP}$) به‌عنوان تابعی از مقدار روی در شکل ۱۸ نشان داده شده است. این اختلاف دمایی برای آلیاژ حاوی ۸ درصد عنصر روی 16°C است و افزایش مقدار روی تا ۲۵ درصد این مقدار را به $5/2^{\circ}\text{C}$ کاهش می‌دهد. تغییرات در این اختلاف دمایی با افزایش مقدار عنصر



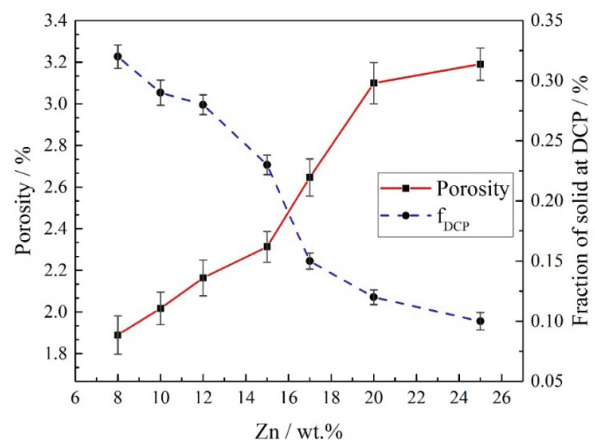
شکل ۱۷. اثر مقدار عنصر روی بر زمان و دمای کوهیرنسی دندریت‌ها.



شکل ۱۸. تغییرات اختلاف دمای جوانه‌زنی با دمای DCP ($T_N - T_{DCP}$) با مقدار عنصر روی.



شکل ۱۵. نحوه محاسبه DCP برای آلیاژ A15.



شکل ۱۶. تغییرات میزان تخلخل و کسر انجماد یافته در DCP برای آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu به‌عنوان تابعی از مقدار عنصر روی.

Al-15Zn-2.5Mg-2.5Cu دارد [۱۴،۳۸]. همچنین بیان شده است که رخداد زود هنگام DCP می‌تواند منجر به پارگی گرم در ماده شود [۴۴].

تا پیش از DCP دندریت‌ها به‌صورت جدا از هم در مذاب قرار دارند و مذاب‌رسانی به‌صورت آزاد به همه نقاط انجام می‌شود. در DCP دندریت‌ها به هم می‌رسند و یک شبکه‌ی پیوسته از جامد تشکیل می‌دهند [۴۵]. پس از این مذاب‌رسانی باید از میان شبکه‌ی پیوسته‌ی جامد انجام شود و مذاب‌رسانی از حالت حجیم به فواصل بین‌دندریتی انتقال می‌یابد و شرایط مذاب‌رسانی سخت می‌شود و امکان بسته شدن مسیرهای مذاب‌رسانی و تشکیل حفرات انقباضی و حتی پارگی گرم افزایش می‌یابد [۴۴]. با افزایش عنصر روی از ۸ درصد به ۲۵ درصد، کسر انجماد یافته در نقطه‌ی کوهیرنسی دندریت‌ها از ۳۲ درصد به ۱۰ درصد کاهش می‌یابد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که افزایش مقدار عنصر روی با کاهش کسر انجماد یافته

References

- Gao T, Zhang Y, Liu X. Influence of trace Ti on the microstructure, age hardening behavior and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy. *Mater Sci Eng A*. 2014;598:293-8.
- Deng Y, Yin Z, Zhao K, Duan J, Hu J, He Z. Effects of Sc and Zr microalloying additions and aging time at 120°C on the corrosion behaviour of an Al-Zn-Mg alloy. *Corros Sci*. 2012;65:288-98.
- Fang HC, Chao H, Chen KH. Effect of Zr, Er and Cr additions on microstructures and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Mater Sci Eng A*. 2014;610:10-6.
- Wu YL, Froes FH, Alvarez A, Li CG, Liu J. Microstructure and properties of a new super-high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy C912. *Mater Des*. 1998;18:211-5.
- Pourkia N, Emamy M, Farhangi H, Ebrahimi SHS. The effect of Ti and Zr elements and cooling rate on the microstructure and tensile properties of a new developed super high-strength aluminum alloy. *Mater Sci Eng A*. 2010;527:5318-25.
- Seyed Ebrahimi SH, Emamy M. Effects of Al-5Ti-1B and Al-5Zr master alloys on the structure, hardness and tensile properties of a highly alloyed aluminum alloy. *Mater Des*. 2010;31:200-9.
- Seyed Ebrahimi SH, Emamy M, Pourkia N, Lashgari HR. The microstructure, hardness and tensile properties of a new super high strength aluminum alloy with Zr addition. *Mater Des*. 2010;31:4450-6.
- Fan Z, Wang Y, Zhang Y, Qin T, Zhou XR, Thompson GE, et al. Grain refining mechanism in the Al/Al-Ti-B system. *Acta Mater*. 2015;84:292-304.
- Easton M, Stjohn D. Grain refinement of aluminum alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms - a review of the literature. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 1999;30:1613-23.
- Chen K, Liu H, Zhang Z, Li S, Todd RI. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments. *J Mater Process Technol*. Elsevier; 2003;142:190-6.
- Stefanescu DM. Science and engineering of casting solidification: Third edition. *Sci. Eng. Cast. Solidif*. Third Ed. 2015.
- Shabestari SG, Malekan M. Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis. *J Alloys Compd*. 2010;492:134-42.
- Naghdali S, Jafari H, Malekan M. Cooling curve thermal analysis and microstructure characterization of Mg-5Zn-1Y-xCa (0-1 wt%) alloys. *Thermochim Acta*. 2018;667:50-8.
- Mostafapoor S, Malekan M, Emamy M. Thermal analysis study on the grain refinement of Al-15Zn-2.5Mg-2.5Cu alloy. *J Therm Anal Calorim* [Internet]. 2017;127:1941-52. Available from: <https://doi.org/10.1007/s10973-016-5737-7>
- Upadhyay KG, Stefanescu DM, Lieu K, Yeager DP. Computer-aided cooling curve analysis: principles and applications in metal casting. *AFS Trans*. 1989. p. 1989.
- Larranaga P, Gutierrez JM, Loizaga a, Sertucha J, Suarez R. A Computer-Aided System for Melt Quality and Shrinkage Propensity Evaluation Based on the Solidification Process of Ductile Iron. *Trans Am Foundry Soc*. 2008;
- Emadi D, Whiting L V, Đurđević MB, Kierkus WT, Sokolowski J. Comparison of newtonian and fourier thermal analysis techniques for calculation of latent heat and solid fraction of aluminum alloys. *Metalurgija*. 2004;10:91-106.

روی با تغییر کسر انجماد یافته در DCP در تطابق است. این اختلاف دمایی را نیز می توان به عنوان معیار سنجش DCP در نظر گرفت.

۴. نتیجه گیری

نتایج این پژوهش نشان داد که:

- در بررسی های ریزساختاری مشخص شد که با افزایش مقدار روی تا ۱۵ درصد وزنی فاصله ی بازوهای دندریتی ثابت و حدود ۲۵ μm است. اما افزایش روی بیش تر از این مقدار تا ۲۰ درصد وزنی این فاصله را به حدود ۴۵ μm افزایش داد.
- افزایش در مقدار روی از ۸ به ۲۵ درصد وزنی منجر به کاهش دمای منحنی مایع از ۶۴۰ °C به ۶۰۰ °C و کاهش دمای منحنی جامد از ۴۶۵ °C به ۴۰۸ °C شده که دامنه انجمادی آلیاژ را از ۱۷۵ °C به ۱۹۱ °C افزایش داده است.
- در نتایج آنالیز حرارتی تشکیل یک فاز مشاهده شد. بررسی ها دقیق تر نشان داد که این فاز می تواند $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ باشد. دمای تشکیل این فاز با افزایش عنصر روی از ۴۸۰/۹ °C به ۴۶۳/۱ °C کاهش می یابد.
- مقدار تخلخل و کسر حجمی در DCP با هم ارتباطی معنادار دارد به طوری که این دو مقدار با تغییر روی از ۸ تا ۲۵ درصد به طور یکسانی به ترتیب از ۱/۹ درصد به ۳/۲ افزایش و از ۳۲ به ۱۰ درصد کاهش می کنند. کاهش DCP را می توان با کاهش حفرات انقباضی همبسته دانست.
- در تصاویر ریزساختاری افزایش کسر حجمی یوتکتیک با افزایش مقدار روی قابل مشاهده است. آنالیز حرارتی کسر حجمی یوتکتیک را به دست آورد به طوری که افزایش روی از ۸ تا ۲۵ درصد وزنی کسر حجمی یوتکتیک را از ۶/۶ به ۱۳/۳ درصد افزایش داده است.
- افزایش در مقدار روی منجر به افزایش دامنه انجمادی و زمان انجماد شده است. به طوری که افزایش عنصر روی از ۸ به ۲۵ درصد دامنه ی انجمادی و زمان انجماد آلیاژ را از ۱۷۵/۲ °C و ۴۴۰ ثانیه به ۱۹۱ °C و ۴۸۹ ثانیه افزایش می دهد. این نتایج در درک بهتر دیاگرام های فازی چهار تایی آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu قابل استفاده است.

۵. سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله از آزمایشگاه ریخته گری دقیق دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران به خاطر تأمین امکانات لازم برای انجام پژوهش تشکر می کنند.

18. Hegde S, Prabhu KN. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys. *J Mater Sci*. 2008;
19. Ludwig TH, Schaffer PL, Arnberg L. Influence of some trace elements on solidification path and microstructure of Al-Si foundry alloys. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2013;
20. Shin J, Lee Z, Ul-Haq I. Computer-Aided Cooling Curve Analysis of A356 Aluminum Alloy. *Met Mater Int*. 2004;10:89-96.
21. Eguskiza S, Niklas A, Fernández-Calvo AI, Santos F, Djurdjević M. Study of strontium fading in Al-Si-Mg and Al-Si-Mg-Cu alloy by thermal analysis. *Int J Met*. 2015;9:43-50.
22. Coniglio N, Cross CE. Characterization of solidification path for aluminium 6060 weld metal with variable 4043 filler dilution. *Weld World*. 2006. p. 14-23.
23. Ghoncheh MH, Shabestari SG, Abbasi MH. Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique. *J Therm Anal Calorim*. 2014;117:1253-61.
24. Kamguo Kamga H, Larouche D, Bournane M, Rahem A. Solidification of aluminum-copper B206 alloys with iron and silicon additions. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2010;
25. Haghdad N, Phillion AB, Majer DM. Microstructure Characterization and Thermal Analysis of Aluminum Alloy B206 During Solidification. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2015;46:2073-81.
26. Farahany S, Ourdjini A, Idris MH, Shabestari SG. Computer-aided cooling curve thermal analysis of near eutectic Al - Si - Cu - Fe alloy. *J Therm Anal Calorim*. 2013;114:1-13.
27. Farahany S, Idris MH, Ourdjini A, Faris F, Ghandvar H. Evaluation of the effect of grain refiners on the solidification characteristics of an Sr-modified ADC12 die-casting alloy by cooling curve thermal analysis. *J Therm Anal Calorim*. 2015;
28. Malekan M, Dayani D, Mir A. Thermal analysis study on the simultaneous grain refinement and modification of 380.3 aluminum alloy. *J Therm Anal Calorim*. 2014;
29. Timelli G, Camicia G, Ferraro S. Effect of grain refinement and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of secondary Al-Si-Cu alloys. *J Mater Eng Perform*. 2014;
30. Gonzalez C, Alvarez O, Genesca J, Juarez-Islas JA. Solidification of chill-cast Al-Zn-Mg alloys to be used as sacrificial anodes. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2003;34:2991-7.
31. Ahmad AH, Naher S, Brabazon D. Thermal profiles and fraction solid of aluminium 7075 at different cooling rate conditions. *Key Eng Mater. Trans Tech Publ*; 2013. p. 582-95.
32. Dahle AK, Arnberg L. Development of strength in solidifying aluminium alloys 10.1016/S1359-6454(96)00203-0: *Acta Materialia* | ScienceDirect.com. *Acta Mater* [Internet]. 1997;45:547-59. Available from: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645496002030>
33. Backerud L, Chai G, Tamminen J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Vol. 2. Foundry Alloys. AFS/SkanAluminum. 1990;266.
34. Alipour M, Emamy M. Effects of Al-5Ti-1B on the structure and hardness of a super high strength aluminum alloy produced by strain-induced melt activation process. *Mater Des*. 2011;32:4485-92.
35. Djurdjević MB, Grzincić MA. The Effect of Major Alloying Elements on the Size of Secondary Dendrite Arm Spacing in the As-Cast Al-Si-Cu Alloys. *Arch Foundry Eng*. 2012;12:19-24.
36. Mishra RR, Sharma AK. Effect of susceptor and mold material on microstructure of in-situ microwave casts of Al-Zn-Mg alloy. *Mater Des*. 2017;131:428-40.
37. Jiang W, Jiang Z, Li G, Wu Y, Fan Z. Microstructure of Al/Al bimetallic composites by lost foam casting with Zn interlayer. *Mater Sci Technol. Taylor & Francis*; 2018;34:487-92.
38. Mostafapoor S, Malekan M, Emamy M. Effects of Zr addition on solidification characteristics of Al-Zn-Mg-Cu alloy using thermal analysis. *J Therm Anal Calorim. Springer*; 2018;134:1457-69.
39. Liu JT, Zhang YA, Li XW, Li ZH, Xiong BQ, Zhang JS. Thermodynamic calculation of high zinc-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Trans Nonferrous Met Soc China (English Ed)*. 2014;
40. Xie F, Yan X, Ding L, Zhang F, Chen S, Chu MG, et al. A study of microstructure and microsegregation of aluminum 7050 alloy. *Mater Sci Eng A*. 2003;
41. Mondal C, Mukhopadhyay AK. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. *Mater Sci Eng A*. 2005;
42. Timelli G, Caliarì D. Effect of Superheat and Oxide Inclusions on the Fluidity of A356 Alloy. *Mater Sci Forum* [Internet]. *Trans Tech Publ*; 2017. p. 71-80. Available from: <http://www.scientific.net/MSF.884.71>
43. Yang L, Li W, Du J, Wang K, Tang P. Effect of Si and Ni contents on the fluidity of Al-Ni-Si alloys evaluated by using thermal analysis. *Thermochim Acta*. 2016;645:7-15.
44. Arnberg L, Chai G, Backerud L. Determination of dendritic coherency in solidifying melts by rheological measurements. *Mater Sci Eng A*. 1993;173:101-3.
45. Malekan M, Shabestari SG. Effect of grain refinement on the dendrite coherency point during solidification of the A319 aluminum alloy. *Metall Mater Trans A*. 2009;40:3196-203.