



Effect of Minor Amount of Scandium on the Microstructure of 7000 Series Aluminium in as Cast, Homogenized and Artificial Age Hardened Conditions

Azam Beigie Kheradmand¹, Shamsedin Mirdamadi^{2*}, Saeid Nategh³

1. PhD Student, 2 & 3. Professor,
Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

Received: 05 January 2019
Accepted: 17 March 2019

Abstract:

Two alloys of Al-Zn-Mg-Cu with the same amount of zirconium and different amount of scandium (0.05 and 0.1 wt.%) were melt in the resistance furnace and cast in the cast iron mold and, after doing the tests of ICP, Spectroscopy and DSC, were put under homogenizing, solubility and T6 treatments operations. Using microscopic observations and DSC analysis, the temperature and time of homogenizing the alloys samples were 500°C and 12h and, 490°C and 12h for Al-Zn-Mg-Cu-0.1Sc-0.09Zr and Al-Zn-Mg-Cu-0.05Sc-0.09Zr, respectively. At the dissolution temperature obtained from the results of hardness test and microscopic observations by FESEM, the alloys were subjected to dissolution and then, were put under T6 thermal operations at 120°C for 12 hours. Microscopic investigations showed that the dominant phases in the microstructure of casting were along with T (Al₂Mg₃Zn₃ and copper solid solution and MgZn₂ phase, and the eutectic phase formed 10% of the microstructure. Also, investigation of the casting and homogenized microstructure revealed that no phase included scandium and zirconium in the microstructure. After the homogenization operation, the eutectic phase decreased to 3%. The dominant phase observed in the homogeneous microstructure was the phases containing iron. After the dissolution, the volume fraction of the eutectic phase remained constant and the MgZn₂ phase. Having performed the T6 thermal operation at 120°C, Al₃(Sc,Zr) and MgZn₂ nanoparticles were observed at the grain boundary and inside the microstructure.

Keywords:

Al-Zn-Mg-Cu,
Scandium,
Zirconium,
Microstructure,
Heat treatment.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Beigie Kheradmand A., Mirdamadi Sh., Nategh S., Effect of minor amount of scandium on the microstructure of 7000 series aluminium in as cast, homogenized and artificial age hardened conditions, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 2(4) 211-226.
DOI: 10.22034/FRJ.2019.165921.1069

* Corresponding Author:

Shamsedin Mirdamadi, Professor

Address: Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran
E-mail: mirdamadi@iust.ac.ir



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

اثر مقادیر جزئی اسکاندیم بر ریزساختار آلیاژ آلومینیم سری ۷۰۰۰ در شرایط ریختگی، همگن‌سازی شده و پیرسختی شده مصنوعی

اعظم بیگی خردمند^۱، شمس‌الدین میردامادی^{۲*}، سعید ناطق^۳

۱- دانشجوی دکتری، ۲- استاد، mirdamadi@iust.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)، ۳- استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات، تهران، ایران

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۷/۱۰/۱۵

پذیرش: ۱۳۹۷/۱۲/۲۶

دو آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu با مقدار زیرکونیم مساوی و اسکاندیم متفاوت (۰/۵ و ۰/۱ درصدوزنی) تحت عملیات ذوب در کوره مقاومتی و ریخته‌گری در قالب چدنی قرار گرفته و پس از انجام آزمایش‌های ICP، کوانتومتری و DSC، تحت عملیات همگن‌کردن، انحلال و عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند. با استفاده از مشاهدات میکروسکوپی و آنالیز DSC، دما و زمان همگن‌کردن نمونه‌های آلیاژ به ترتیب ۵۰۰°C و ۱۲ ساعت برای آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu-0.1Sc-0.09Zr و ۴۹۰°C و ۱۲ ساعت برای آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu-0.05Sc-0.09Zr به دست آمد. آلیاژها در دمای انحلال حاصل از نتایج آزمایش سختی و مشاهدات میکروسکوپی توسط FESEM تحت عملیات انحلال قرار گرفته و سپس در دمای ۱۲۰°C به مدت ۱۲ ساعت تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند. بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد که فازهای غالب در ریزساختار ریختگی (Al₂Mg₃Zn₃) همراه با محلول جامد مس و فاز MgZn₂ است و فاز یوتکتیک ۱۰ درصد ریزساختار را تشکیل می‌دهد. بررسی ریزساختار ریختگی و همگن شده نشان داد که هیچ فاز حاوی اسکاندیم و زیرکونیم در ریزساختار وجود ندارد. پس از انجام عملیات همگن‌کردن مقدار فاز یوتکتیک به ۳ درصد کاهش یافت. فاز غالب مشاهده شده در ریزساختار همگن‌شده، فازهای حاوی آهن است. پس از عملیات انحلال، کسر حجمی فاز یوتکتیک ثابت مانده و فاز MgZn₂ در زمینه حل شد. پس از انجام عملیات حرارتی T6 در دمای ۱۲۰°C، نانو ذرات Al₃(Sc,Zr) و MgZn₂ در مرزهای دانه‌ای و درون ریزساختار مشاهده شد.

واژه‌های کلیدی:

Al-Zn-Mg-Cu

اسکاندیم،

زیرکونیم،

ریزساختار،

عملیات حرارتی

۱- مقدمه

[۱۲-۱۴]. در میان این عناصر اسکاندیم با تشکیل ذرات پراکنده Al₃Sc (L12) اثرات قابل توجهی بر ریزساختار و خواص آلیاژهای آلومینیم دارد. ذرات اولیه Al₃Sc به عنوان بهبود دهنده دانه در فرایند انجماد عمل کرده و در عملیات حرارتی رسوب‌سختی با تشکیل ذرات ثانویه Al₃Sc سبب قفل‌شدن نابجایی‌ها و افزایش استحکام و ممانعت از تبلور مجدد می‌شوند [۱۵، ۱۶]. به دلیل قیمت بالای اسکاندیم، بهتر است از عنصر دیگری در کنار آن استفاده شود تا هم اثرات استحکام‌بخشی آن افزایش یابد و هم قیمت تمام‌شده کاهش یابد. در میان عناصر کمیاب، زیرکونیم بهترین اثر را در ترکیب با اسکاندیم دارد [۱۷].

لی و همکارانش [۱۸] نشان دادند که افزودن اسکاندیم و زیرکونیم به آلیاژهای Al-Zn-Mg-Mn به طور مؤثری سبب

آلیاژهای سری ۷۰۰۰ به مقیاس وسیعی در صنایعی نظیر هوافضا، خودروسازی و نظامی کاربرد دارند [۱-۳]. آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu یکی از پرکاربردترین آلیاژهای این سری، است که به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا و چقرمگی شکست مناسب، مد نظر قرار گرفته‌اند. محققین بسیاری ریزساختار این آلیاژها را تحت عملیات حرارتی مختلف بررسی کرده‌اند [۴-۷]. تا کنون مقالات مختلفی در مورد اثرات عملیات مختلفی نظیر آنیل‌کردن، همگن‌کردن، رسوب‌سختی و T6 روی بهبود خواص این آلیاژها و ریزساختار آنها منتشر شده است [۸-۱۱]. به علاوه نشان داده شده است که افزودن عناصر کمیاب به آلیاژهای آلومینیم سبب اصلاح خواص مکانیکی این آلیاژها می‌شود

عملیات حرارتی همگن‌سازی، انحلال و پیرسختی در یک کوره مقاومتی انجام شد. برای بررسی دمای عملیات همگن‌سازی از دستگاه DSC^۲ استفاده شد و به این منظور، نمونه‌هایی از آلیاژهای ریختگی در دماهای ۴۷۰، ۴۸۰، ۴۹۰ °C و ۵۰۰ °C به مدت ۱۲ ساعت همگن شدند. همچنین برای تعیین دقیق دمای زمان همگن کردن، نمونه‌های ریختگی در زمان‌های ۳، ۵ و ۱۰ ساعت در دمای ۵۰۰ °C همگن شدند. برای تعیین دقیق دمای انحلال نمونه‌هایی از آلیاژهای همگن شده (۵۰۰ °C) برای آلیاژ شماره ۱ (10Sc) و ۴۹۰ °C برای آلیاژ شماره ۲ (5Sc) به مدت ۱۲ ساعت در دماهای ۴۸۰، ۴۹۰ و ۵۰۰ °C به مدت سه ساعت در کوره قرار گرفته و بلافاصله در آب یخ کونچ شدند. بعد از انجام عملیات انحلال، سختی‌سنجی و آزمایش مقاومت الکتریکی انجام شد.

ریزساختار نمونه‌ها پس از ریخته‌گری، همگن‌سازی، عملیات انحلالی و پیرسختی با میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی بررسی شد. به منظور متالوگرافی، نمونه‌ها با استفاده از سنباده ۴۰۰ تا ۲۰۰۰ پوساب‌کاری و سپس پولیش شدند. از محلول کِلر به مدت ۲۰ تا ۳۰ ثانیه برای حکاکی استفاده شده است. برای بررسی ریزساختار و بررسی فازها از دستگاه FESEM مدل MIRA3TESCAN و برای تعیین ترکیب شیمیایی زمینه و آنالیز نقطه‌ای و بالک به صورت عنصری از EDS استفاده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ شماره ۱ (10Sc):
(wt.%) Al-Zn-Mg-Cu-0.09Zr-0.1Sc

Si	Sn	Fe	Be	Ni	Cr	Al
۰/۱۵۳	۰/۰۰۹۳	۰/۲۴	۰/۰۰۷	۰/۰۰۰۹	۰/۱۷	باقی‌مانده
Mn	Ti	Zr	Sc	Cu	Mg	Zn
۰/۰۹۳	۰/۰۷	۰/۰۹	۰/۱	۱/۲۰	۳/۰۱	۶/۱۴

جدول ۲- ترکیب شیمیایی آلیاژ شماره ۲ (5Sc):
(wt.%) Al-Zn-Mg-Cu-0.09Zr-0.05Sc

Ni	Be	Fe	Si	Sn	Cr	Al
۰/۰۱۳	۰/۰۰۰۰۱	۰/۷	۰/۲۳۵	۰/۰۰۹۳	۰/۰۹	باقی‌مانده
Mn	Ti	Zr	Sc	Cu	Mg	Zn
۰/۱۱	۰/۱۲	۰/۰۹	۰/۰۵	۱/۹۰	۲/۴۷	۵/۲۹

اصلاح اندازه دانه شده و با تشکیل ذرات $Al_3(Sc,Zr)$ مانع تبلور مجدد می‌شود. سازوکار استحکام‌بخشی آلیاژ مربوط به رسوب ذرات ریز $Al_3(Sc,Zr)$ است که با رسوب‌سختی ایجاد می‌شوند. بینگ دنگ و همکارانش [۱۹] نشان دادند که بعد از عملیات همگن کردن، فازهای غیرتعدالی غنی از روی و منیزیم در زمینه حل شده و ذرات اولیه $Al_3(Sc,Zr)$ در طی عملیات انحلال در زمینه حل می‌شوند. اگر چه تحقیقات بسیاری در مورد ریزساختار آلیاژهای سری ۷۰۰۰ انجام شده است، اما در مورد اثرات مقادیر جزئی اسکاندیم بر ریزساختار تحقیقات کمتری صورت پذیرفته است. در این مقاله مقادیر جزئی اسکاندیم و زیرکونیم به آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu افزوده شده و پس از بررسی ریزساختار ریختگی آلیاژ، دما و زمان هموزن کردن با استفاده از نتایج متالوگرافی و DSC به دست آمده است و پس از انجام عملیات انحلال و رسوب سختی ریزساختار آلیاژ پیرسخت شده بررسی شده است.

۲- مواد و روش‌ها

برای ریخته‌گری، ابتدا قالب چدنی شامل ۴ محفظه عمودی به ابعاد ۴۰mm×۴۰mm×۲۰۰mm ساخته شد. برای عملیات ذوب و آلیاژسازی از شمش آلیاژ ۷۰۷۵ و آمیزان‌های Al-Mg، Al-Zn، Al-15Zr، Al-2Sc استفاده شد. ابتدا آلیاژ ۷۰۷۵ در بوته گرافیتی در یک کوره مقاومتی تحت گاز آرگن در دمای ۷۵۰ °C ذوب شد. از آنجا که اسکاندیم موجود در آمیزان Al-2Sc به شکل فاز Al_2Sc است و دمای لیکوئیدوس این فاز ۸۰۰ °C است، دمای مذاب به این دما رسانده شد و سپس آمیزان‌های Al-2Sc و Al-15Zr به مذاب اضافه شد و نیم ساعت مذاب به کمک یک لنس گرافیتی تحت گاز آرگن مخلوط شد تا انحلال آمیزان‌ها به طور کامل انجام شود. سپس به منظور تنظیم میزان روی و منیزیم مذاب، مقداری روی و منیزیم به مذاب اضافه شد. در نهایت در قالب چدنی ریخته‌گری انجام شد. به این ترتیب دو آلیاژ با مقدار Zn/Mg مساوی (برابر با ۲) و زیرکونیم مساوی و اسکاندیم متفاوت ریخته‌گری شد. عناصر موجود در آلیاژها با روش ICP^۱ آنالیز شدند. ترکیب شیمیایی آلیاژها در جدول‌های (۱) و (۲) ارائه شده است.

^۲ Differential scanning calorimetry

^۱ Inductively coupled plasma

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ساختار ریختگی

تصاویر میکروسکپ نوری نمونه‌ها در شکل (۱) و تصاویر میکروسکپ FESEM در شکل (۲) و نتایج آنالیز EDS نمونه‌ها در جدول (۱) ارائه شده است. تصاویر میکروسکپ نوری نشان‌دهنده ساختار دندریتی در هر دو آلیاژ است. اگرچه ساختار دندریتی بعد از ریخته‌گری در هر دو آلیاژ وجود دارد، مورفولوژی و اندازه دندریت‌ها متفاوت است. تصاویر میکروسکپی نشان می‌دهد که فاصله بازوهای دندریتی در آلیاژ 10Sc کوچک‌تر از آلیاژ 5Sc است. همچنین با افزایش میزان اسکاندیم ساختار ستونی آنها به تصادفی تبدیل شده است. اما به دلیل کم بودن مقدار اسکاندیم در آلیاژ (کمتر از ۰/۰۴٪)، ریزساختار دندریتی به ساختار دانه‌ای هم محور ریز تغییر نکرده است. امکان تغییر ساختار وقتی وجود دارد که ذرات اولیه‌ای تشکیل شود که مانع نفوذ شده و رشد کریستال را محدود کرده و مکان‌هایی برای جوانه‌زنی غیریکنواخت در زمینه آلومینیم در هنگام انجماد فراهم سازد [۲۰].

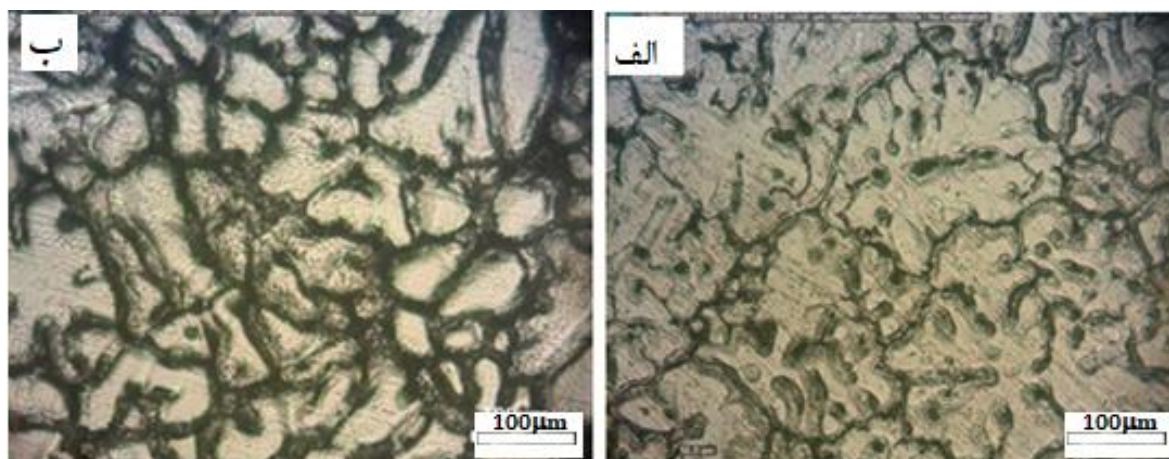
نشان داده شده است که تشکیل ذرات اولیه Al_3Sc به اصلاح ریزساختار کمک می‌کند. البته اصلاح ریزساختار ریختگی و تشکیل دانه‌های هم‌محور وقتی محقق می‌شود که افزایش اسکاندیم در حد ترکیب یوتکتیک باشد [۲۱]. در گزارشی دیگر، حداقل اسکاندیم مورد نیاز برای بهسازی ساختار ریختگی ۰/۰۷٪ ذکر شده است [۲۲]. مطابق با دیگرام دوتایی Al-Sc، ذرات اولیه Al_3Sc وقتی که غلظت اسکاندیم بیش از ۰/۵۵٪ باشد، تشکیل می‌شوند [۲۳]. این فاز عدم تطابق شبکه‌ای کمی با آلومینیم دارد (۰/۱/۳۲٪) و

بنابراین به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی هتروژن برای فاز α است [۲۴]. اسنکووف و همکاران [۲۵] در آلیاژ ۷۰۷۵ حاوی ۰/۱۸٪ $Al_3(Sc,Zr)$ تنها در چند دانه ذرات اولیه $Al_3(Sc,Zr)$ مشاهده کردند. اما با توجه به درصد کم اسکاندیم در آلیاژ و نیز عدم کارایی زیرکونیم، در نمونه‌های ریختگی ساختار دندریتی مشاهده می‌شود. عدم کارایی زیرکونیم در اصلاح دانه‌های ریختگی می‌تواند ناشی از مقدار بالای فوق ذوب مورد نیاز آلیاژ ($800^\circ C$) باشد [۲۶].

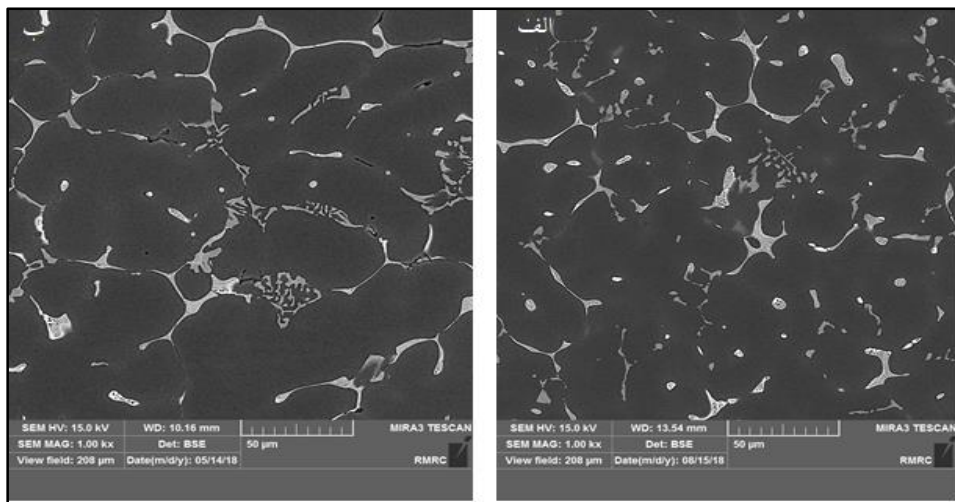
آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu دارای مقادیر زیادی عناصر موجود در محلول و محدوده دمایی وسیع انجماد است که سبب می‌شود مقدار زیادی جدایش عناصر محلول در فصل مشترک دندریتها و مرزهای دانه‌ای در طی فرایند انجماد - اتفاق بیفتد. این فازهای جدایش یافته اغلب ساختاری شبکه‌ای شکل تشکیل می‌دهند [۲۷]. این ساختار شبکه‌ای شکل در تصویر شکل (۲) قابل مشاهده است.

شکل‌های (۳) و (۴) ریزساختار موجود در آلیاژهای ریختگی و آنالیز EDS فازهای نشان داده شده را نشان می‌دهد و در جدول‌های (۳) و (۴) آنالیز EDS مربوط به نواحی نشان داده شده در شکل‌ها ارائه شده است.

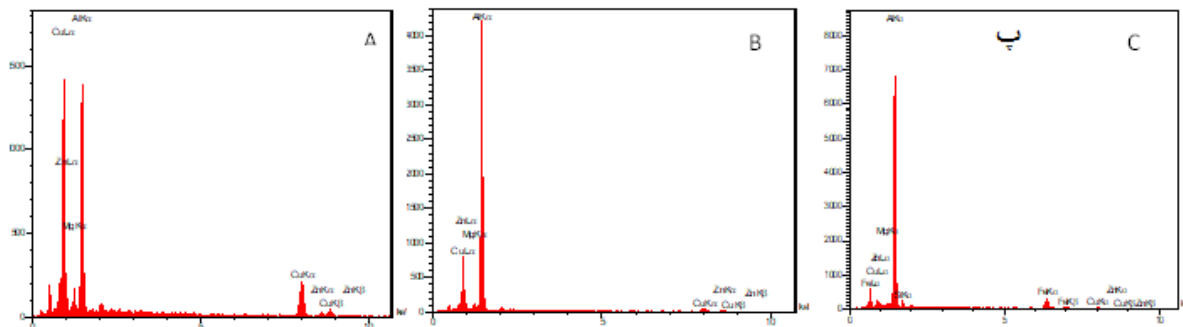
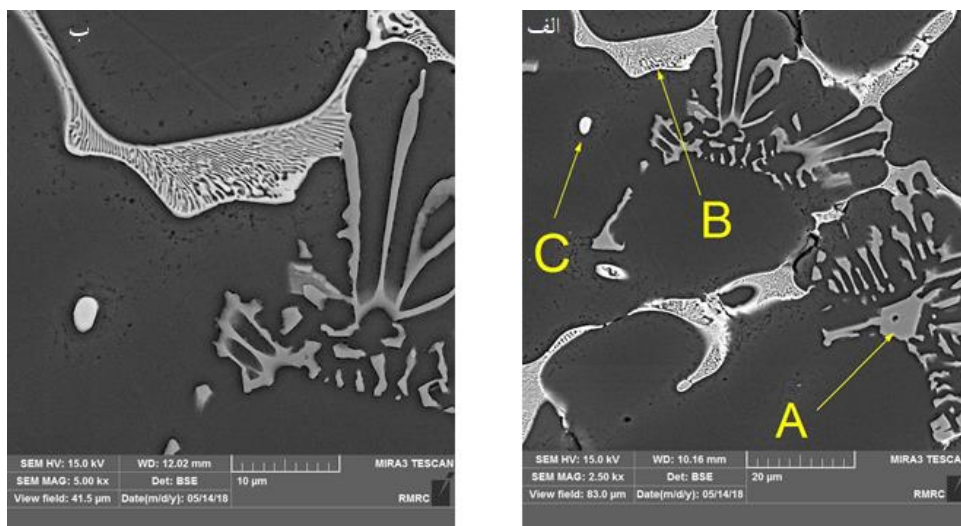
بر طبق نتایج آنالیز EDS، نواحی جدایش‌یافته در ریزساختار ریختگی غنی از عناصر روی، منیزیم یا مس هستند (فازهای موجود در نقاط A و B) و ناخالصی‌هایی نظیر سیلیسیم و آهن نیز جدایش یافته‌اند (فاز C). غلظت روی در نقطه A از ترکیب شیمیایی آلیاژ کمتر است، در حالی که غلظت منیزیم بیشتر از ترکیب شیمیایی اولیه آلیاژ ریختگی است. به این معنی که در این ناحیه، منیزیم بیشتری جدایش یافته است.



شکل ۱- الف - ساختار ریختگی آلیاژ شماره ۱ (10Sc)، ب - ساختار ریختگی آلیاژ شماره ۲ (5Sc)



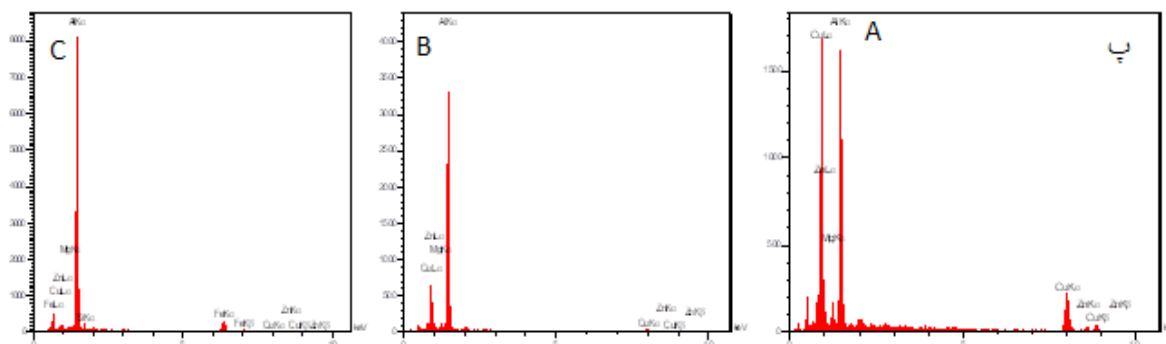
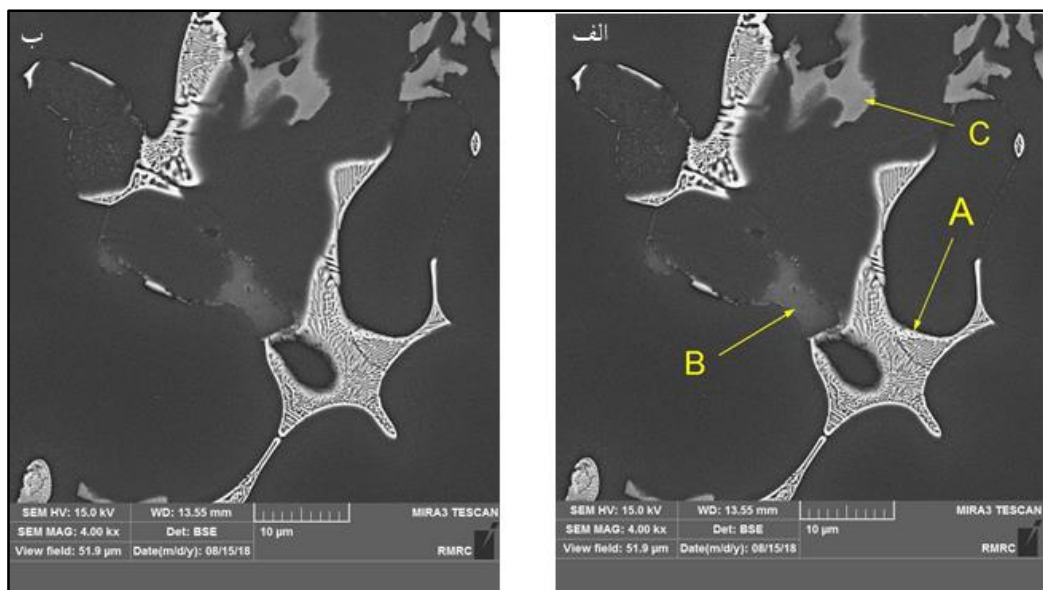
شکل ۲- تصاویر FESEM از ریزساختار ریختگی نمونه‌های: الف- آلیاژ شماره ۱ (10Sc)، ب- آلیاژ شماره ۲ (5Sc) که ساختار شبکه‌ای شکل فازهای جدایش یافته را نشان می‌دهد.



شکل ۳- ریزساختار ریختگی و آنالیز فازها در آلیاژ شماره ۱ (10Sc): الف- فازهای موجود در ریزساختار در بزرگ‌نمایی بالا، ب- ریزساختار در بزرگ‌نمایی بزرگ‌تر نسبت به تصویر الف، پ- آنالیز EDS فازهای نشان داده شده در تصویر الف

جدول ۳- آنالیز EDS فازهای موجود در ریزساختار ریختگی آلیاژ شماره ۱ (10Sc)

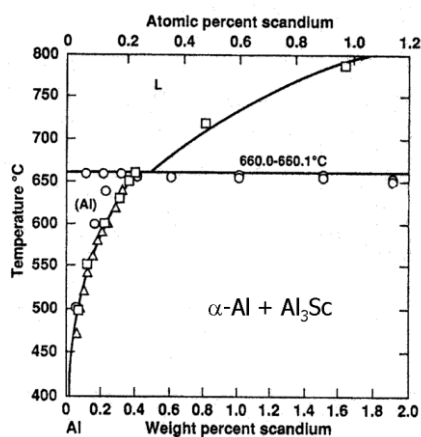
ترکیب شیمیایی ، %at.								نقاط فازی
Cu	Fe	Mn	Cr	Si	Zn	Mg	Al	
32.73	-	-	-	-	3.06	5.22	58.99	A
12.98	-	-	-	-	1.36	1.83	90.75	B
1.30	11.05	-	0.08	2.52	0.66	0.69	83.53	C



شکل ۳- ریزساختار ریختگی و آنالیز فازها در آلیاژ شماره ۲ (Sc): الف- فازهای موجود در ریزساختار در بزرگنمایی بالا، ب- ریزساختار در بزرگنمایی بزرگ‌تر نسبت به تصویر الف، پ- آنالیز EDS فازهای نشان داده شده در تصویر الف

نشان داده شده است که در حین انجماد در آلیاژهای چندین فاز بین فلزی مانند η ($MgZn_2$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$), S (Al_2CuMg), θ (Al_7Cu_2Fe), $Al_{13}Fe$ و Mg_2Si [۲۸،۲۹] و مقدار کمی $Al_2Mg_3Zn_3$ می‌تواند به وجود آید. [۳۰]

دیگرام دوتایی Al-Sc (شکل ۵) [۳۳] و با توجه به اینکه آلیاژ در قالب فلزی سرد شده است و نیز با توجه به ضریب نفوذ کم اسکاندیم در آلومینیم، عدم وجود ذرات اولیه $Al_3(Sc,Zr)$ در نمونه ریختگی قابل توجه است.



شکل ۵- دیگرام فازی Al-Sc [۱]

آنالیز EDS آلیاژ نشان می‌دهد که نواحی بین دندریتی غنی از مس، روی و منیزیم است. این نواحی در تصاویر BSE روشن هستند) و بازوهای دندریتی خاکستری تیره غنی از آلومینیم هستند و مقدار روی، مس و منیزیم در آنها کم شده است. ناحیه A در شکل (۳)، فاز یوتکتیکی $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ همراه با محلول جامد مس است [۳۰-۳۲]. مقدار این فاز در ساختار ریختگی، حدود ۱۰٪ است. این فاز به صورت خشن در ساختار ریختگی دیده می‌شود. از طرف دیگر، در ریزساختار ریختگی (در آنالیزهای EDS شکل ۳) هیچ فاز حاوی اسکاندیم و زیرکونیوم مشاهده نشده است. یعنی ذرات فاز اولیه

۳-۲- همگن کردن آلیاژ

به دلیل سرعت سردکردن بالاتر در قالب چدنی، مقداری غیریکنواختی در ترکیب شیمیایی و ساختار انجمادی وجود دارد که منجر به فازهای پسماند می‌شود، بنابراین ضروری است که برای حذف یا کاهش جدایش‌ها و بهبود خواص، همگن کردن انجام شود. وجود فازهای ثانویه $MgZn_2$ که در بین دندریتهای ریزساختار جدایش یافته‌اند (شکل‌های ۳ و ۴) و در طی انجماد غیرتعادلی تشکیل شده‌اند، سبب حساسیت آلیاژ ریختگی به تغییر شکل می‌شوند [۳۴]. فاز $MgZn_2$ اولیه در آلیاژ ریختگی برای فرایند تغییر شکل بعدی مضر بوده و بهبود خواص مکانیکی آلیاژ را محدود می‌سازد [۳۵]. با توجه به اینکه حدود ۱۰٪ ریزساختار ریختگی را فازهای یوتکتیک و فازهای اولیه درشت تشکیل می‌دهد، باید در طی همگن کردن، کسر حجمی این فازها کاهش یابد. بنابراین همگن کردن برای از بین بردن فازهای غیرتعادلی الزامی است. برای این منظور برای تعیین دمای تقریبی همگن کردن، از آنالیز DSC روی نمونه ریختگی استفاده شد. نتیجه آنالیز DSC نمونه ریختگی در شکل (۶) ارائه شده است.

شکل (۶-الف) نشان می‌دهد که آخرین دمای تحول گرماگیر در آلیاژ ریختگی شماره ۱ (10Sc)، $495^{\circ}C$ است. با توجه به این نتایج، دمای همگن کردن این آلیاژ باید بالای این دما باشد. همچنین شکل (۶-ب) نشان می‌دهد که آخرین تحول گرماگیر در آلیاژ شماره ۲ (5Sc)، $485^{\circ}C$ است، بنابراین دمای همگن کردن این آلیاژ، بالای این دما است.

متغیرهای دما و زمان همگن کردن شمش‌های آلیاژ آلومینیم حاوی اسکاندیم باید طوری باشد که اولاً آخال اضافی تشکیل شده توسط عناصر آلیاژی و آلومینیم حل

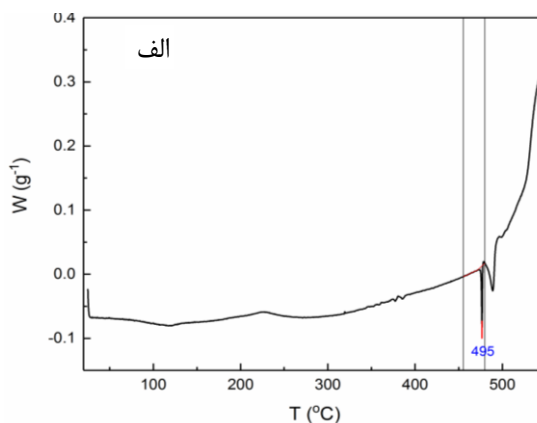
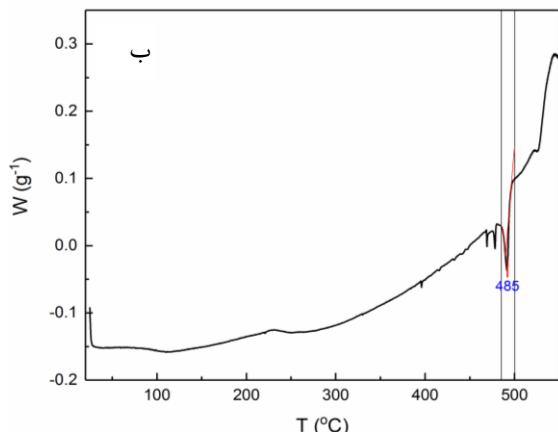
شود و ثانیاً محلول جامد فوق اشباع اسکاندیم و زیرکونیم حل شده و ذرات پراکنده با پراکندگی بهینه ایجاد شود.

تعیین زمان همگن کردن

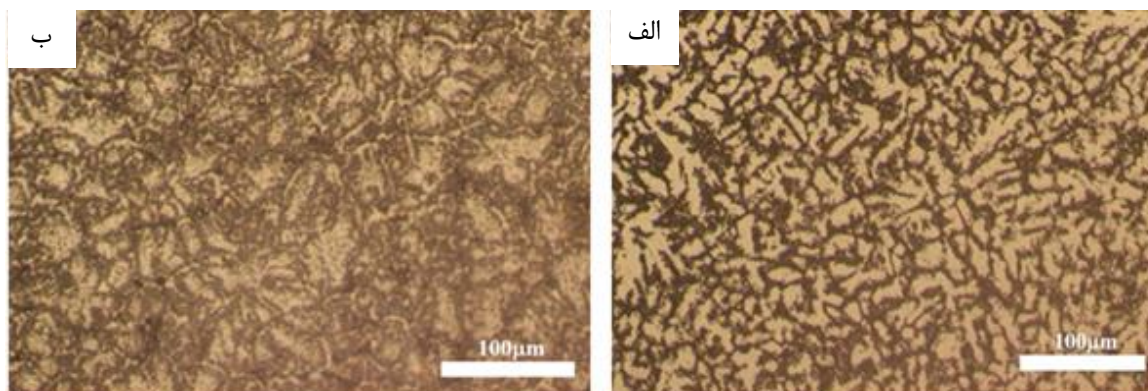
برای تعیین دقیق دمای زمان همگن کردن، نمونه‌های ریختگی در زمان‌های ۳، ۵ و ۱۰ ساعت در دمای حدودی $500^{\circ}C$ همگن شدند. نتایج متالوگرافی نمونه‌های همگن شده در زمان‌های مختلف در شکل‌های (۷) تا (۸) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش زمان همگن کردن، بازوهای دندریتهی ضعیف‌تر شده و ساختار دندریتهی در حال از بین رفتن است. ولی تا زمان ۵ ساعت، ساختار دندریتهی هنوز باقی مانده است. با توجه به تصاویر مشاهده می‌شود که بعد از گذشت ده ساعت قسمت اعظم ساختار دندریتهی به ساختار دانه‌ای تبدیل شده است، اما برای از بین رفتن کامل ساختار دندریتهی، تصمیم گرفته شد که عملیات همگن کردن در زمان ۱۲ ساعت انجام شود.

تعیین دمای همگن کردن

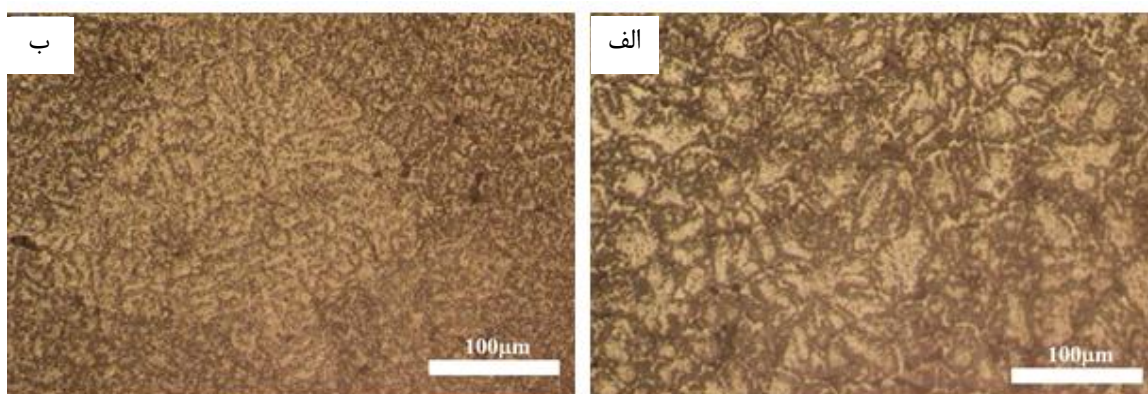
برای تعیین دقیق دمای همگن کردن، نمونه‌هایی از آلیاژهای ریختگی در دماهای $470^{\circ}C$ ، $480^{\circ}C$ ، $490^{\circ}C$ و $500^{\circ}C$ به مدت زمان ۱۲ ساعت همگن شدند. تصاویر متالوگرافی نمونه‌های آلیاژ ریختگی شماره ۱ (10Sc) در دماهای همگن مختلف در شکل (۹) و تصاویر متالوگرافی از ریزساختار نمونه‌های آلیاژ ریختگی شماره ۲ (5Sc) در دماهای مختلف در شکل (۱۰) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش دما، ساختار دندریتهی در حال محو شدن است ولی تا دمای $480^{\circ}C$ ساختار دندریتهی هنوز باقی است. بنابراین نیاز است دمای همگن کردن افزایش یابد.



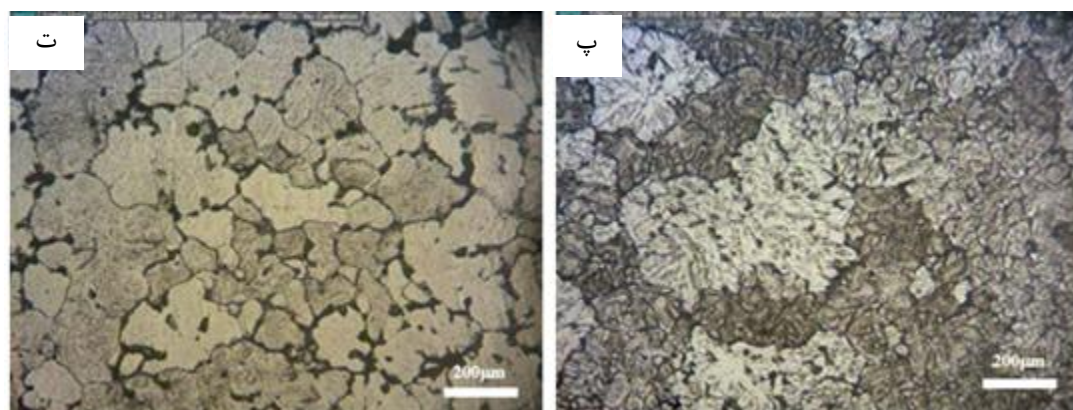
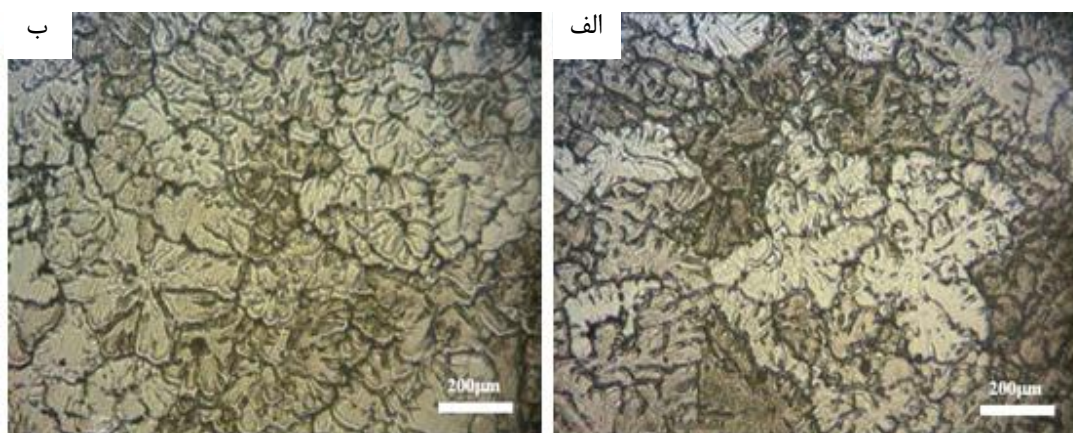
شکل ۶- آنالیز DSC نمونه‌های ریختگی با سرعت گرمایش $5^{\circ}C/min$: الف- آلیاژ شماره ۱ (10Sc)، ب- آلیاژ شماره ۲ (5Sc)



شکل ۷- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های آلیاژ شماره ۱ (10Sc) همگن شده در دمای ۵۰۰°C و زمان: الف- ۳ ساعت، ب- زمان: ۵ ساعت.

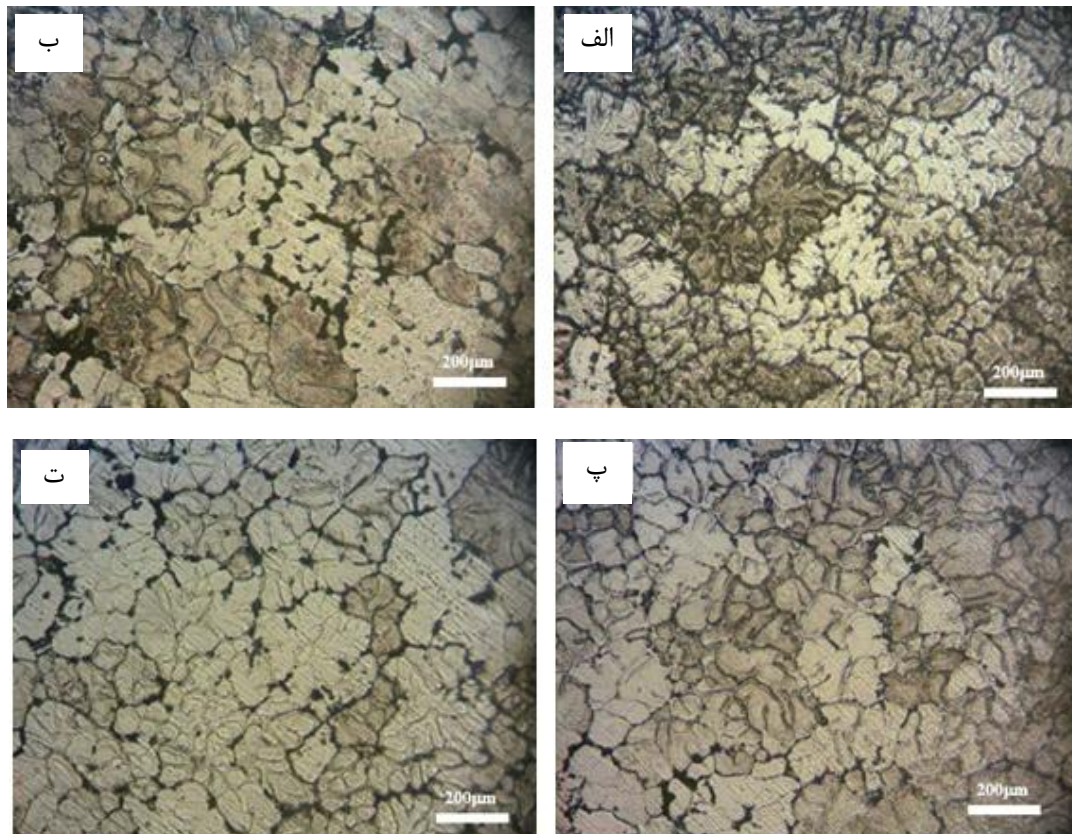


شکل ۸- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های همگن شده در دمای ۵۰۰°C در زمان ۱۰ ساعت: الف- آلیاژ شماره ۱ (10Sc)، ب- آلیاژ شماره ۲ (5Sc)



شکل ۹- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های آلیاژ شماره ۱ (10Sc) همگن شده به مدت ۱۲ ساعت در دماهای:

الف- ۴۷۰°C، ب- ۴۸۰°C، پ- ۴۹۰°C، ت- ۵۰۰°C.



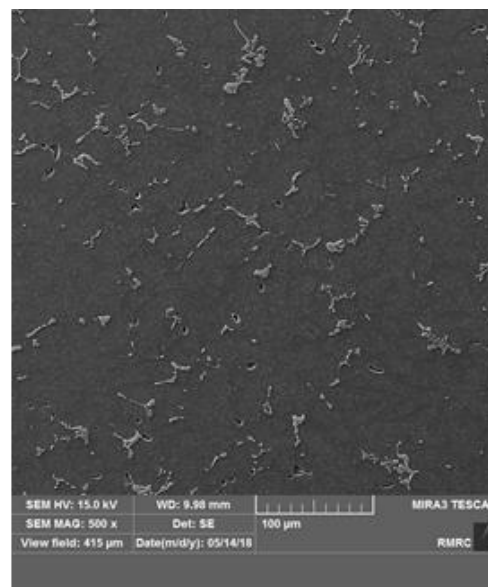
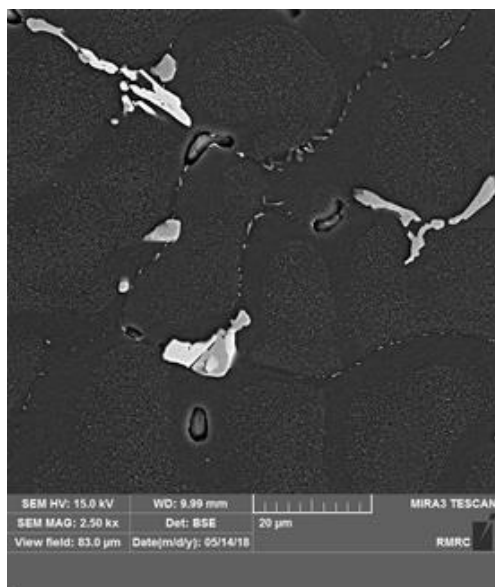
شکل ۱۰- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های آلیاژ شماره ۲ (5Sc) همگن شده به مدت ۱۲ ساعت در دماهای: الف- ۴۷۰°C، ب- ۴۸۰°C، پ- ۴۹۰°C، ت- ۵۰۰°C.

تصاویر FESEM شکل (۱۱) نشان می‌دهد که در نمونه‌های همگن شده (دمای ۵۰۰°C برای نمونه 10Sc و دمای ۴۹۰°C برای نمونه 5Sc) ریزساختار همگن شده است. ولی با همگن کردن، رشد دانه اتفاق نیفتاده است [۲۵]. شکل (۱۲) نشان می‌دهد که پس از همگن کردن، ریزساختار شبکه‌ای ذرات فاز دوم در نمونه ریختگی، از بین رفته است. در شکل (۱۳) ریزساختار ریختگی و همگن شده در نمونه 5Sc مقایسه شده و در جدول‌های (۴) و (۵)، آنالیز EDS فازهای موجود ارائه شده است. همان‌گونه که در تصاویر FESEM شکل (۱۳) و جدول‌های (۴) و (۵) مشاهده می‌شود، در ریزساختار ریختگی فازهای یوتکتیک درشت (فاز $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ همراه با محلول جامد مس در نقطه B [۳۰-۳۲]) و ذرات فاز دوم (مانند Al_3Fe در نقطه A) وجود دارد که با همگن کردن، فازهای یوتکتیک در مرزدانه‌ها به میزان زیادی کاهش یافته‌اند، و تنها مقداری کمی از فازهای یوتکتیک پسماند T، $(Al_2CuMg)S$ ، و Al_7Cu_2Fe (نقطه B) Al_3Fe (نقطه A) هستند. بعد از همگن کردن بیشتر فازهای بین‌فلزی غنی از

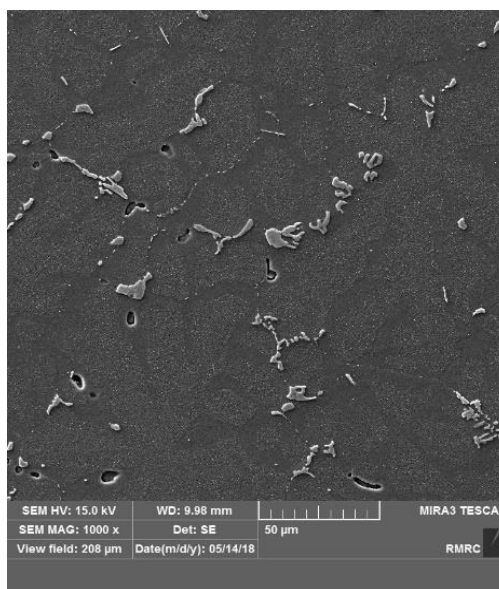
تصاویر میکروسکپ نوری نمونه‌های شماره ۱ (10Sc) که در دمای ۵۰۰°C به مدت ۱۲ ساعت همگن شده، نشان می‌دهد که تمام بازوهای دندریتی بعد از عملیات همگن محو شده، کریستال‌های دندریتی شکسته شده و ساختار دانه‌ای ایجاد شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش دمای همگن کردن، بازوهای دندریتی ضعیف‌تر شده و ساختار دندریتی در حال از بین رفتن است ولی تا دمای ۴۸۰°C ساختار دندریتی هنوز باقی مانده است. بنابراین ضروری است دمای همگن کردن افزایش یابد. تصاویر میکروسکپی نشان می‌دهد که در دمای ۵۰۰°C مقداری ذوب موضعی در مرزهای دانه‌ای اتفاق افتاده است، بنابراین دمای ۵۰۰°C برای همگن کردن نمونه شماره ۲ (5Sc) زیاد است، از طرف دیگر در دمای ۴۹۰°C تمام بازوهای دندریتی بعد از عملیات همگن ضعیف شده‌اند و دانه‌ها هم‌محور شده‌اند. بنابراین در این دما، نمونه به طور کامل همگن شده و دمای مناسب برای همگن کردن نمونه 5Sc، ۴۹۰°C است.

شده‌اند. با همگن کردن کسر حجمی شبکه دندریتی به تدریج کاهش یافته و با افزایش زمان همگن، فازهای پسماند کوچک‌تر و ناپدید شده و بیشتر فازهای غیرتعادلی حل شده‌اند.

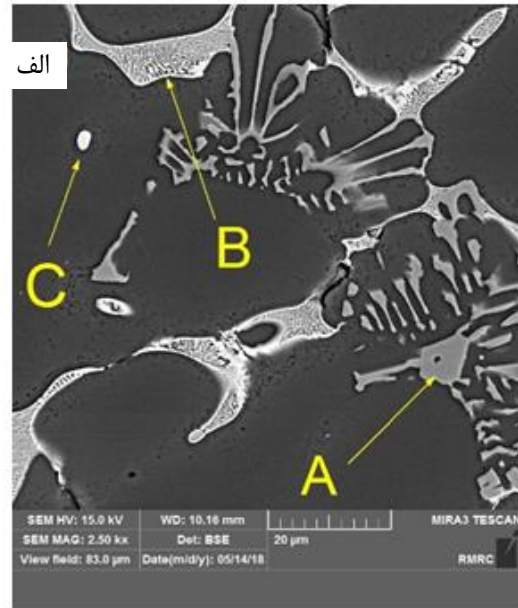
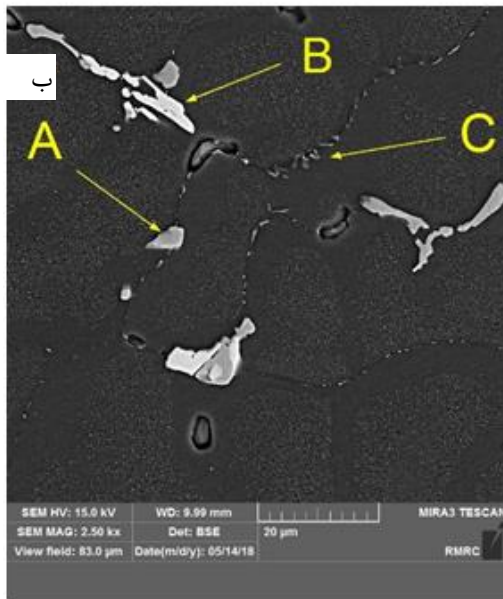
روی، منیزیم و مس حل شده‌اند. بعد از انجام عملیات همگن کردن، نواحی جدایش یافته شبکه‌ای شکل به میزان خیلی زیادی کاهش یافته‌اند (شکل ۱۳) و مقدار کمی از این نواحی باقی مانده‌اند که نشان می‌دهد بیشتر فازهای غیرتعادلی در طی فرایند همگن کردن، در زمینه حل



شکل ۱۱- تصاویر FESEM از نمونه 10Sc همگن شده به مدت ۱۲ ساعت در دمای ۵۰۰°C در دو بزرگنمایی، ساختار دانه‌ای و اندازه دانه‌ها در شکل قابل مشاهده است



شکل ۱۲- تصویر FESEM از آلیاژ شماره ۱ (۱۰Sc) همگن شده، از بین رفتن ساختار شبکه‌ای شکل فازهای جدایش یافته در نمونه ریخته‌گری پس از همگن کردن قابل مشاهده است.



شکل ۱۳- مقایسه ریزساختار ریختگی و همگن شده: الف- ریزساختار ریختگی، ب- ریزساختار همگن شده.

جدول ۴- آنالیز EDS نقاط مختلف نمونه ریختگی 10Sc در تصویر الف شکل (۱۳).

ترکیب شیمیایی، % at.								ریختگی
Cu	Fe	Mn	Cr	Si	Zn	Mg	Al	
0.88	24.04	1.94	0.98	2.65	1.17	0.10	68.24	A
20.19	0.12	-	-	0.05	22.00	13.16	44.48	B
27.60	0.20	-	0.08	0.18	27.96	18.80	25.18	C

جدول ۵- آنالیز EDS نقاط مختلف نمونه شماره ۱ (10Sc) همگن شده در تصویر ب شکل (۱۳).

ترکیب شیمیایی، % at.								همگن شده
Cu	Fe	Mn	Cr	Si	Zn	Mg	Al	
2.77	21.30	0.42	0.29	3.11	1.41	0.74	69.96	A
30.05	12.72	0.14	0.21	0.16	0.92	-	55.80	B
2.43	0.10	0.09	0.07	0.15	6.48	3.45	87.23	C

حالت جامد در آلیاژ همگن شده افزایش یافته است. به طور کلی می‌توان گفت، فازهای یوتکتیک و فاز Al_7Cu_2Fe و Al_3Fe فازهای غالب در حالت ریختگی و فازهای Al_7Cu_2Fe و Al_3Fe فازهای غالب و پسماند در حالت همگن شده هستند. فازهای حاوی آهن، فازهایی هستند که در حین عملیات همگن کردن باقی مانده‌اند.

به طور کلی می‌توان گفت بعد از همگن کردن، بیشتر فازهای پسماند در زمینه حل شده و مرزهای دانه، نازک‌تر شده‌اند. پس از عملیات همگن کردن، کسر حجمی فازهای درشت اولیه کاهش یافته است و در این عملیات از حدود ۱۰٪ اولیه به ۳٪ کاهش یافته است. اگرچه فازهای حاوی آهن و سیلیسیم هم در دانه‌ها و هم در طول مرزهای

مقادیر کمی از فازهای $Al_2Mg_3Zn_3$ که ممکن است در نواحی دندریتی جدیدی یافته باشد در طی عملیات همگن کردن از بین رفته‌اند و Al_3Fe (فاز A) و Al_7Cu_2Fe (فاز B) Al_2CuMg و $MgZn_2$ و $Al_2Mg_3Zn_3$ در طی سرد کردن آهسته بعد از همگن کردن رسوب کرده‌اند [۳۶-۳۸].

ترکیبات اولیه رسوبات در شرایط مختلف ریختگی و همگن کردن متفاوتند، به طوری که مقدار منیزیم از ۱۸/۸٪ و ۱۳/۱۶٪ در نقاط فاز B و C در نمونه ریختگی به صفر و ۳/۴۵٪ در نمونه همگن شده کاهش یافته، اما مقدار مس در برخی نقاط افزایش یافته است و مقدار روی نیز کاهش نشان می‌دهد. یعنی اتم‌ها در حالت همگن شده حل شده و از رسوبات به زمینه α (Al) نفوذ کرده‌اند. بنابراین حلالیت

دمای انحلال باید به دقت انتخاب شود. به منظور تعیین دقیق دمای انحلال نمونه‌هایی از آلیاژهای همگن شده (500°C) برای آلیاژ شماره ۱ (10Sc) و 490°C برای آلیاژ شماره ۲ (5Sc) به مدت ۱۲ ساعت در دماهای ۴۸۰، ۴۹۰ و 500°C به مدت سه ساعت در کوره قرار گرفته و بلافاصله در آب یخ کوئنچ شدند. سپس تحت آزمایش‌های سختی‌سنجی قرار گرفتند. جدول (۶) نتایج سختی‌سنجی دو نمونه آلیاژ را نشان می‌دهد که کمترین سختی در دمای 500°C برای آلیاژ 10Sc و دمای 490°C برای آلیاژ 10Sc حاصل می‌شود. بنابراین این دماها برای انحلال آلیاژها مناسب است.

تصاویر FESEM از ریزساختار آلیاژ 10Sc پس از عملیات انحلال و کوئنچ با بزرگ‌نمایی‌های متفاوت در شکل (۱۴) ارائه و نتایج آزمایش EDS آن پس از عملیات انحلال در جدول (۷) درج شده‌اند.

نتایج آنالیز EDS نمونه‌هایی که تحت عملیات انحلالی قرار گرفته‌اند، نشان می‌دهد که پس از انجام عملیات انحلالی قسمت اعظم فازهای موجود در آلیاژ حل شده‌اند و علیرغم مقدار کم آهن موجود در آلیاژ شماره ۱ (10Sc)، در فازهای باقی‌مانده آهن تجمع کرده است. بعد از عملیات انحلال، اکثر ذرات درشت غنی از روی و منیزیم در زمینه آلومینیم حل شده‌اند و تنها مقدار کمی از این فازها به صورت ذرات کوچک در محلول باقی مانده‌اند [۴۳]. آنالیز نقاط A و B نشان می‌دهد که فازهای بین‌فازی اولیه غنی از آهن و سیلیسیم در این دما هنوز وجود دارند چرا که این فازها نقطه ذوب بالایی داشته و قابلیت انحلال در این شرایط را ندارند. همچنین مشاهده می‌شود که ذرات درشت اولیه فاز MgZn_2 نیز حل شده‌اند.

جدول ۶- نتایج سختی نمونه 10Sc پس از عملیات حرارتی انحلالی به مدت ۳ ساعت در دماهای مختلف

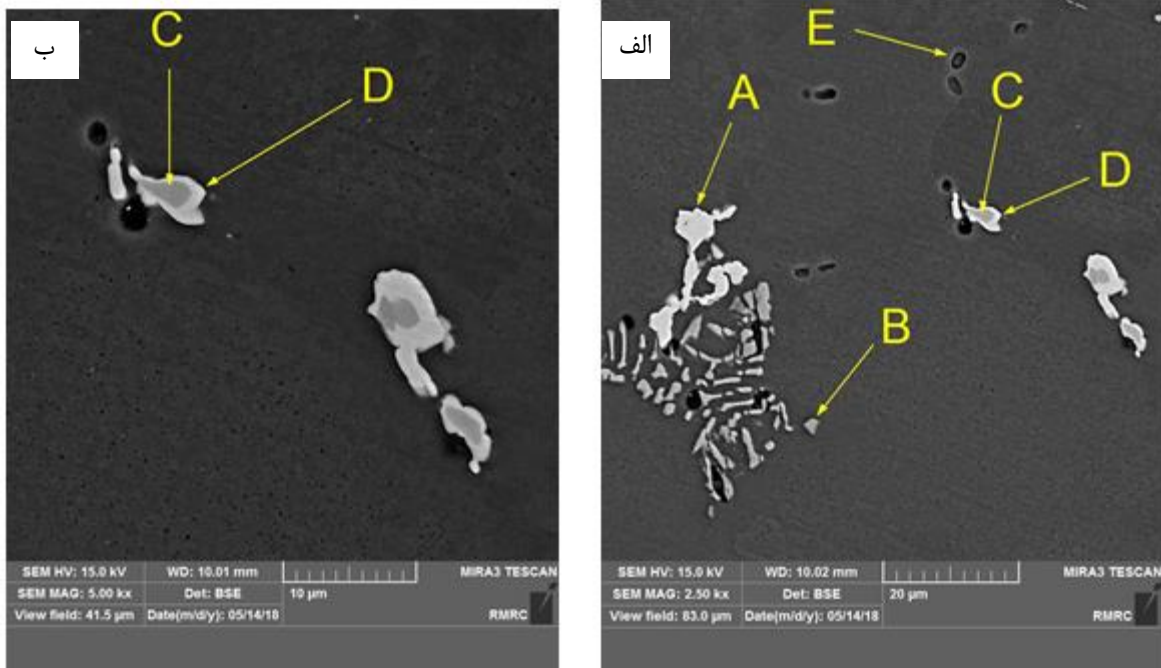
سختی (HV)			همگن شده	آلیاژ
دمای انحلال ($^{\circ}\text{C}$)				
۵۰۰	۴۹۰	۴۷۰	۹۰	شماره ۱ (10Sc)
۷۰/۲۵	۷۷/۷	۷۹/۶		
۷۵/۱۷	۷۱/۶	۷۶/۶	۸۲	شماره ۲ (5Sc)

دانه‌های باقی مانده‌اند. با همگن کردن فازهای پیوسته در طول مرزهای دانه‌ای به فازهای غیرپیوسته و به صورت کروی یا بیضی شکل درآمده‌اند. همچنین اندازه ذرات فاز دوم توزیع شده در زمینه محلول جامد متفاوت است، این ذرات شامل ذرات درشت یا اندازه چند میکرومتری (ذرات C در شکل ۱۳) و ذرات ریزتر (A و B در شکل ۱۳) هستند. این ذرات درشت خواص مکانیکی را تضعیف کرده و باید در حین عملیات بعدی انحلال از بین‌رفته و یا از حجم آنها کاسته شود.

۳-۳- عملیات حرارتی انحلال و کوئنچ

عملیات حرارتی انحلال، شامل عملیات حرارتی ماده در 400°C تا 500°C در طول زمان کم و به دنبال آن کوئنچ است. ذرات درشت رسوب نموده از عملیات قبلی عملکرد مکانیکی ماده را ضعیف می‌کنند. عملیات حرارتی ماده بالای دمای انحلال این رسوبات درشت را حل می‌کند و منجر به توزیع عناصر آلیاژی (Mg, Zn, Cu) همگن در زمینه می‌گردد. حد بالای عملیات حرارتی انحلال دمای انجماد است: ممکن است اگر دمای انحلال بالا رود، ذوب اولیه اتفاق بیفتد که برای خواص مکانیکی بسیار مضر است. در طی این عملیات حرارتی دما بالا چگالی جاهای خالی در زمینه افزایش می‌یابد. جاهای خالی به جوانه‌زنی رسوبات کمک خواهند نمود. معمولاً ذرات پراکنده دما بالا در این دما پدیدارند. عموماً عملیات انحلال، اولین مرحله مورد نیاز برای تعیین خواص نهایی آلیاژ آلومینیم است و نقش اساسی در انحلال فازهای پسماند در زمینه آلومینیم تا حد امکان دارد [۳۹-۴۱]. عملیات انحلال تأثیر زیادی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ دارد. قبل از عملیات انحلال، تعدادی فازهای پسماند در ریزساختار وجود دارد. با قرارگیری در دمای انحلال، این فازهای پسماند در زمینه آلومینیم حل شده و چگالی آنها کاهش می‌یابد. فازهای Mg_2Si و $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ بسیار پایدار هستند و در طی عملیات انحلال غیرقابل حل هستند [۴۱].

به طور کلی، عوامل اصلی در عملیات انحلال، دما و زمان انحلال است. از طرف دیگر دمای انحلال نباید از دمای ذوب یوتکتیک بیشتر شود. در یک محدوده دمایی معین، افزایش دمای انحلال می‌تواند سبب افزایش انحلال جامد اتم‌های محلول در زمینه آلومینیم شود [۴۲]، بنابراین



شکل ۱۴- ریزساختار آلیاژ 10Sc بعد از عملیات انحلال

جدول ۷- نتایج آنالیز EDS آلیاژ 10Sc بعد از عملیات انحلال

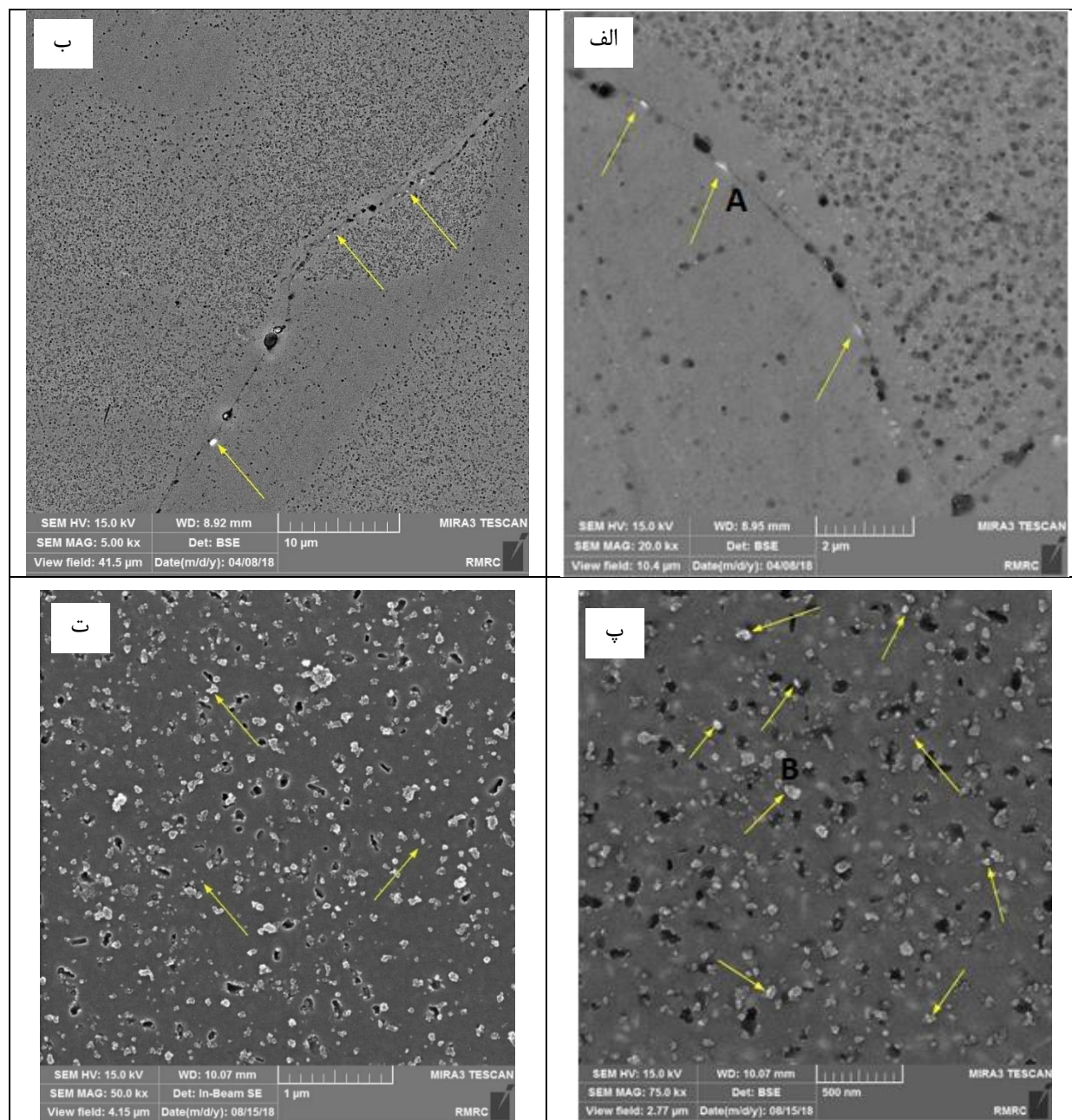
ترکیب شیمیایی، % at.									نقاط فازی
O	Cu	Fe	Mn	Cr	Si	Zn	Mg	Al	
-	30.98	13.05	0.16	0.07	0.06	1.12	-	54.56	A
-	3.34	17.64	1.11	0.30	3.85	1.29	0.81	71.64	B
-	5.88	24.81	0.61	0.24	3.09	0.96	0.05	64.36	C
-	26.41	10.22	0.16	0.15	0.13	1.15	0.31	61.47	D
24.80	0.43	0.12	0.09	0.08	20.32	1.10	1.11	51.95	E

ذرات $Al_3(Sc,Zr)$ در زمینه Al و در طول مرزهای دانه‌ای توزیع شده‌اند. همچنین مشاهده می‌شود این رسوبات به صورت همگن در داخل دانه‌ها توزیع شده‌اند. تصاویر FESEM نشان می‌دهند که تعداد زیادی ذرات ریز به صورت یکنواخت درون دانه و در طول مرز دانه‌ها (GBP) توزیع شده‌اند. تحقیقات قبلی نیز نشان داده است که ذرات $Al_3(Sc,Zr)$ تشکیل شده در طی عملیات حرارتی به صورت کوهیرنت با زمینه هستند [۴۵]. بنابراین، به دلیل اندازه کوچک و توزیع خوب، این رسوبات می‌توانند با اثر قفل‌کنندگی قوی مانع حرکت نابجایی‌ها شوند و سختی را افزایش دهند.

۳-۴- عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی

شکل (۱۵)، ریزساختار آلیاژ شماره ۱ (10Sc) بعد از عملیات حرارتی پیرسازی در دمای $120^\circ C$ به مدت ۱۲ ساعت را نشان می‌دهد. تعداد زیادی از رسوبات ریز درون دانه‌ها و تعداد زیادی از ذرات $Al_3(Sc,Zr)$ در طول مرزهای دانه‌ای در آلیاژهای پیرشده وجود دارد. گزارش شده است که ذرات کروی $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ با زمینه آلومینیم کوهیرنت بوده و این ذرات، نابجایی‌ها و مرزهای دانه‌ای را قفل می‌کنند و منجر به رشد کنترل شده دانه‌های با اندازه چند ده میکرومتری می‌شوند [۴۴].

با توجه به نتایج آنالیز EDS می‌توان به وجود ذرات $MgZn_2$ و $Al_3(Sc,Zr)$ پی برد. با توجه به شکل (۱۵) و جدول (۸) در آلیاژ شماره ۱ (10Sc) مشاهده می‌شود که



شکل ۱۵- تصاویر FESEM از ریزساختار آلیاژ شماره ۱ (10Sc) پیرشده در پیک پیرسختی:
الف و ب- توزیع رسوبات $Al_3(Sc,Zr)$ در مرز دانه، پ و ت: توزیع رسوبات $MgZn_2$ و $Al_3(Sc,Zr)$ در داخل دانه

نتیجه‌گیری

- ۱- به دلیل سرعت انجماد در قالب فلزی و ضریب نفوذ کم اسکاندیم در آلومینیم و نیز مقدار کم اسکاندیم در آلیاژ، در ساختار ریختگی ذرات اولیه $Al_3(Sc,Zr)$ مشاهده نشد.
- ۲- با توجه به نتایج حاصله، دماهای ۴۹۰ و ۵۰۰ °C به ترتیب به عنوان دماهای همگن‌کردن و انحلال دو آلیاژ 10Sc و 5Sc انتخاب شده است.

جدول ۸- آنالیز EDS نقاط نشان داده شده در شکل (۱۵)

ترکیب شیمیایی، % at.			T6-0.1%Sc
Zr	Sc	Al	
0.45	0.45	99.10	A
0.23	3.13	96.65	B

- Nonferrous Metals Society of China, (English Ed.), 2015, 25(4) 1027-1034.
- [10] Pankade S.B., Khedekar D.S., Gogte C.L., The influence of heat treatments on electrical conductivity and corrosion performance of AA 7075-T6 aluminium alloy, *Procedia Manufacturing*, 2018, 20, 53–58.
- [11] Zuo J., Hou L., et al., Enhanced plasticity and corrosion resistance of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by an improved thermomechanical processing, *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 716, 220–230.
- [12] Li B., Wang H., et al., Effects of yttrium and heat treatment on the microstructure and tensile properties of Al-7.5Si-0.5Mg alloy, *Materials and Design*, 2011, 32(3) 1617–1622.
- [13] Li B., Wang H., et al., Microstructure evolution and modification mechanism of the ytterbium modified Al-7.5%Si-0.45%Mg alloys, *Journal of Alloys and Compound*, 2011, 509 (7) 3387–3392.
- [14] Atamanenko T.V., Eskin D.G., et al., Criteria of Grain Refinement Induced by Ultrasonic Melt Treatment of Aluminum Alloys Containing Zr and Ti, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(8) 2056-2066.
- [15] Royset J., Scandium in aluminium alloys overview: Physical Metallurgy, properties and applications, *Metallurgical Science and Technology*, 2007, 25(2) 11–21.
- [16] Røyset J., Ryum N., Scandium in aluminium alloys, *International Materials Reviews - ASM International*, 2005, 50(1) 19–44.
- [17] Li G., Zhao N.Q., et al., Effect of Sc/Zr ratio on the microstructure and mechanical properties of new type of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 617(3) 219-227.
- [18] Li B., Pan Q., et al., Microstructures and properties of Al-Zn-Mg-Mn alloy with trace amounts of Sc and Zr, *Materials Science and Engineering A*, 2014, 616, 219–228.
- [19] Deng Y., Yin Z., et al., Evolution of microstructure and properties in a new type 2 mm Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy sheet, *Journal of Alloys and Compound*, 2012, 517, 118–126.
- [20] Zhi Dang J., Feng Huang Y., Cheng J., Effect of Sc and Zr on microstructures and mechanical properties of as-cast Al-Mg-Si-Mn alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, (English Ed.)*, 2009, 19(3) 540–544.
- [21] Kaiser M.S., Datta S., et al., Effect of scandium on the microstructure and ageing behaviour of cast Al-6Mg alloy, *Materials Characterization*, 2008, 59(11) 1661–1666.
- [22] Costa S., Puga H., et al., The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al-Sc alloys, *Materials & Design*, 2012, 42, 347–352.
- [23] Norman A., Prangnell P., et al., The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys, *Acta Materialia*, 1998, 46(16) 5715–5732.
- [24] Hyde K. B., Norman A. F., et al. The effect of cooling rate on the morphology of primary Al₃Sc intermetallic particles in Al-Sc alloys, *Acta Materialia*, 2001, 49(8) 1327–1337.
- [25] Senkov O.N., Bhat R.B., et al., Microstructure and properties of cast ingots of Al-Zn-Mg-Cu alloys modified with Sc and Zr, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(8) 2115–2126.

- ۳- بعد از همگن کردن آلیاژ، بیشتر فازهای پسماند در زمینه حل شدند و مرزهای دانه‌ای نیز نازک‌تر شدند. با این وجود، فازهای حاوی آهن و سیلیسیم هم در طول مرزهای دانه‌ای و هم در دانه‌ها باقی ماندند. علاوه بر این، در اثر عملیات همگن‌سازی، فازهای پیوسته در طول مرزهای دانه‌ای به فازهای غیرپیوسته تبدیل شدند.
- ۴- با انجام عملیات انحلالی بخش عظیمی از فازهای موجود در آلیاژ حل شدند. با این وجود، فازهای بین‌فلزی ابتدایی غنی از آهن و سیلیسیم در دمای انحلال هنوز موجود بودند، به این دلیل که این فازها نقطه ذوب بالایی داشته و قابلیت انحلال در شرایط حاضر را نداشتند. همچنین مشاهده شد که ذرات درشت اولیه فاز MgZn₂ نیز حل شدند.
- ۵- در ریزساختار آلیاژهای پیرسخت‌شده، رسوبات نانومتری Al₃(Sc,Zr) و MgZn₂ مشاهده شد.

مراجع

- [1] Deng Y., Ye R., et al., Corrosion behaviour and mechanism of new aerospace Al-Zn-Mg alloy friction stir welded joints and the effects of secondary Al₃ScxZr_{1-x} nanoparticles, *Corrosion Science*, 2015, 90, 359–374.
- [2] Hirsch J., Recent development in aluminium for automotive applications, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7) 1995–2002.
- [3] Vijaya Kumar P., Reddy G.M., Microstructure and pitting corrosion of armor grade AA7075 aluminum alloy friction stir weld nugget zone – Effect of post weld heat treatment and addition of boron carbide, *Defence Technology*, 2015, 11(2) 166–173.
- [4] Lu J., Song Y., et al., Thermal deformation behavior and processing maps of 7075 aluminum alloy sheet based on isothermal uniaxial tensile tests, *Journal of Alloys and Compound*, 2018, 767, 856–869.
- [5] Ghosh A., Ghosh M., Microstructure and texture development of 7075 alloy during homogenization, *Philosophical Magazine*, 2018, 6435, 1–21.
- [6] Mo Y. F., et al., Fabrication of 7075-0.25Sc-0.15Zr alloy with excellent damping and mechanical properties by FSP and T6 treatment, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 2–7.
- [7] Peng X., Li Y., et al., Effect of precipitate state on mechanical properties, corrosion behavior, and microstructures of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Metals and Materials International*, 2018, 688, 146-154.
- [8] Peng G., Chen K., Chen S., Fang H., Evolution of the second phase particles during the heating-up process of solution treatment of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 641, 237–241.
- [9] Cong F.G., Zhao G., et al., Effect of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of DC cast 7X50 aluminum alloy, *Transactions of*

- [36] Horita Z., Fujinami T., et al., Improvement of mechanical properties for Al alloys using equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 117(3) 288–292.
- [37] Zhang W.G., He L.J., et al., Dynamic response and numerical simulation of Al-Sc and Al-Ti alloys under high-speed impact, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Ed)*, 2015, 25(2) 559–570.
- [38] Liu Y., Jiang D., et al., Heating aging behavior of Al–8.35Zn–2.5Mg–2.25Cu alloy, *Material Design*, 2014, 60, 116–124.
- [39] Cheng F.L., Chen T.J., et al., Effects of solution treatment on microstructure and mechanical properties of thixoformed Mg₂Sip/AM60B composite, *Journal of Alloys and Compound*, 2015, 636, 48–60.
- [40] Azmah Hanim M. A., Chang Chung S., et al., Effect of a two-step solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 332 aluminium silicon cast alloy, *Materials Design*, 2011, 32 (4) 2334–2338.
- [41] Xu D.K., Rometsch P.A., et al., Improved solution treatment for an as-rolled Al–Zn–Mg–Cu alloy: Part I. Characterisation of constituent particles and overheating, *Material Science and Engineering A*, 2012, 534, 234–243.
- [42] Shekhar S., Sarkar R., et al., Effect of solution treatment and aging on microstructure and tensile properties of high strength β titanium alloy, Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr, *Materials Design*, 2015, 66, 596–610.
- [43] Liu J., et al., Effect of minor Sc and Zr on recrystallization behavior and mechanical properties of novel Al-Zn-Mg-Cu alloys, *Journal of Alloys and Compound*, 2016, 657, 717–725.
- [44] Xu G., Cao X., et al., Achieving high strain rate superplasticity of an Al-Mg-Sc-Zr alloy by a new asymmetrical rolling technology, *Materials Science and Engineering A*, 2016, 672, 98–107.
- [45] Lefebvre W., Danoix F., et al., Precipitation kinetic of Al₃(Sc,Zr) dispersoids in aluminium, *Journal of Alloys and Compound*, 2009, 470(1–2) 107–110.
- [26] Spear R.E., Craig R.T., et al., Influence of metal flow on the grain morphology in continuously cast aluminum, *The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, 1971, 23(10) 42–45
- [27] Nadella R., Eskin D., et al., Role of grain refining in hot cracking and macrosegregation in direct chill cast AA 7075 billets, *Journal of Materials Science and Technology*, 2007, 23(11) 1327–1335.
- [28] Pan F.S., Liu T.T., et al., Effects of scandium addition on microstructure and mechanical properties of ZK60 alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, 2011, 21(1) 59–65.
- [29] Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., et al., Investigation of phase equilibria in alloys of the Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Sc system, *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 367, 10–16.
- [30] Cong F., Zhao G., et al., Effect of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of DC cast 7X50 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(4) 1027–1034.
- [31] Celentano D.J., A thermomechanical model with microstructure evolution for aluminium alloy casting processes, *International Journal of Plasticity*, 2002, 18(10) 1291–1335.
- [32] Deng Y., Yin Z., et al., Intermetallic phase evolution of 7050 aluminum alloy during homogenization, *Intermetallics*, 2012, 26, 114–121.
- [33] Koteswara Rao S.R., Kamsala Devi B., et al., Thermo-mechanical treatments of Sc- and Mg-modified Al-Cu alloy welds, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009, 45(1–2) 16–24.
- [34] Davydov V.G., Rostova T. D., et al., Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 280, 30–36.
- [35] Park S.Y., Kim W.J., Difference in the hot compressive behavior and processing maps between the as-cast and homogenized Al-Zn-Mg-Cu (7075) alloys, *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(7) 660-670.