IRANIAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY

Founding Research Journal

Semi-Solid Rheocasting of Al-5Cu-1Ag High Strength Alloy

Leila Abadi Marand[1], Seyyed Sadra Yousefi Bonab[2], Hossein Aghajani[3,*], Amir Saeed Safaei[4], Seyyed Reza Damadi[5]

1. M.Sc., Materials Engineering Department, University of Tabriz, Tabriz, Iran.
2. M.Sc., Materials Engineering Department, University of Tabriz, Tabriz, Iran.
3. Associate Professor, Materials Engineering Department, University of Tabriz, Tabriz, Iran.
4. M.Sc., Mohandesi Daghigh Felez Iranian Co., Tehran, Iran.
5. Assistant Professor, Materials Engineering Department, University of Tabriz, Tabriz, Iran.

Received 13 February 2018
Accepted 09 May 2018

Abstract:

The most important defect in casting of Al-5Cu-1Ag alloy is hot tear. To solve this problem, using new casting methods such as semi-solid casting process is in forth. In this research after alloying process, samples were casted via common direct casting (DC) and semisolid casting (SC) methods. These samples were aged for 18 hours at 150 °C. Microstructural studies were performed by optical and scanning electron microscopes equipped by EDS for elemental analysis and image analyzing by CLEMEX software. Mechanical properties were investigated by the use of Brinell hardness and tensile strength measurements results. Study on semi-solid behavior and determination of optimum solid fraction were performed by Thermo Calc Software. Results show that the dendritic structure in DC casted samples has changed to a 78% spherical structure with 48 µm diameter in SC method. Thus, hardness, tensile strength and elongation increased up to 50%, 20 % and 77 %, respectively. According to thermodynamically modelling results the optimum temperature range for rheocasting of Al-5Cu-1Ag alloy is 545-612 °C.

Keywords:
Al-5Cu-1Ag alloy,
Hot tear,
Rheocasting,
Mechanical properties,
Microstructure.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:
Abadi Marand L., Yousefi Bonab S.S., Aghajani H., Safaee A.M., Damadi S.R.e, Semi-Solid Rheocasting of Al-5Cu-1Ag High Strength Aluminum Alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 1(3) 193-200.
DOI: 10.22034/FRJ.2018.119269.1023

*** Corresponding Author:**
Hossein Aghajani, Associate Professor
Address: Materials Engineering Department, University of Tabriz,
P.O. Box 51666-16471, 29th Bahman Blvd., Tabriz, Iran. Tel: +98 41 33392472.
E-mail: h_aghajani@tabrizu.ac.ir

فصل‌نامه علمی پژوهشی

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

ریخته‌گری نیمه جامد رئوکست آلیاژ استحکام بالای Al-5Cu-1Ag

لیلا آبادی مرند[۱]، سیدصدرا یوسفی‌بناب[۲]، حسین آقاجانی[۳،*]، امیرسعید صفائی[۴]، سید رضا دامادی[۵]

۱- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز. l.abadi24@yahoo.com

۲- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز. yousefi.sadra@gmail.com

۳- دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز. h_aghajani@tabrizu.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)

۴- کارشناس ارشد، شرکت مهندسی دقیق فلز ایرانیان، تهران.

۵- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز.

دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۴

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۱۹

چکیده

ترک گرم مهم‌ترین عیب ریختگی آلیاژ Al-5Cu-1Ag است. برای رفع این عیب از روش‌های نوین ریخته‌گری از جمله ریخته‌گری نیمه‌جامد می‌توان استفاده نمود. در این پژوهش بعد از فرآیند آلیاژسازی، نمونه‌هایی به روش متداول و نیمه جامد ریخته‌گری شدند. این نمونه‌ها به مدت ۱۸ ساعت در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد تحت فرآیند پیرسازی قرار گرفتند. مطالعات ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به EDS به منظور آنالیز عنصری و نرم‌افزار CLEMEX برای آنالیز تصویری انجام شد. خواص مکانیکی به وسیله سختی‌سنجی برینل و آزمون کشش مورد مطالعه قرار گرفت. مطالعه رفتار نیمه‌جامد و تعیین کسر جامد بهینه به وسیله نرم‌افزار Thermo Calc انجام گرفت. نتایج نشان داد که ساختار کاملا دندریتی در ریخته‌گری به روش متداول به ساختار ۷۸ درصد کروی با قطر ۴۸ میکرومتر در ریخته‌گری نیمه جامد تبدیل شد. سختی، استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی به ترتیب به میزان‌های ۵۰، ۲۰ و ۷۷ درصد افزایش یافتند. بر اساس نتایج مدل‌سازی ترمودینامیکی، ۵۴۵ تا ۶۱۲ درجه سانتیگراد بازه دمایی مناسب برای فرآیند رئوکستینگ این آلیاژ است.

واژه‌های کلیدی:
آلیاژ Al-5Cu-1Ag، ترک گرم، رئوکستینگ، خواص مکانیکی، ریزساختار.

۱- مقدمه

استفاده از آلومینیم ریختگی در صنایع مختلف به طور روزمره در حال افزایش است [۲،۱]. نیاز به آلیاژهایی با استحکام بالا و در عین حال با چقرمگی خوب، مصرف‌کنندگان را به سمت استفاده از آلیاژهای خانواده آلومینیم-مس سوق داده است [۳]. آلیاژهای آلومینیم-مس مناسب تولید به روش نیمه جامد هستند و این فرآیند از این جهت که محصولات را به شکل نهایی می‌تواند تولید کند مورد توجه بسیاری است [۴]. دو روش عمده ریخته‌گری نیمه جامد، تیکسوکستینگ و رئوکستینگ است. تیکسوکستینگ روشی است که از حالت جامد شروع شده و با حرارت مجدد به حالت نیمه‌جامد می‌رسد. اما رئوکستینگ روشی است که از حالت مذاب شروع شده و با انجماد به حالت نیمه جامد می‌رسد [۵]. روش معمول فرآیند نیمه جامد روش تیکسوکستینگ است اما قیمت بالای مواد اولیه و تجهیزات روش رئوکستینگ را مورد توجه بیشتر قرار می‌دهد [۷،۶]. آلیاژ آلومینیم -۵٪ مس-۱٪ نقره (AA201) به واسطه خواص مکانیکی خوب، قابلیت ماشین‌کاری عالی و قابلیت شکل‌پذیری خوب از جمله آلیاژهای مهم تجاری است که معمولا در قطعات هوافضا استفاده می‌شود. این آلیاژ پاسخ خوبی به فرآیند پیرسازی می‌دهد. نقره به عنوان عنصر آلیاژی در حین فرآیند پیرسازی به صورت فاز θ (Al_2Cu) با ساختار اورتورومبیک رسوب می‌کند. این رسوبات بیشتر بر روی صفحات {۱۱۱} و گاهی بر روی صفحات {۱۰۰} می‌نشینند [۸]. ساختار دندریتی معمولا در تمامی آلیاژهای ریختگی به عنوان یک عیب بر خواص نهایی محصولات اثر می‌گذارد. دندریت‌های ستونی از دیواره‌های قالب

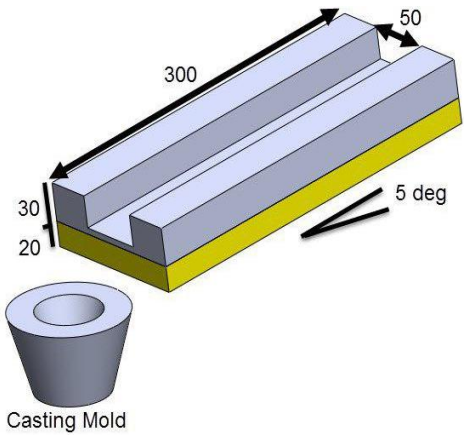
ریخته‌گری که در آن‌جا گرادیان دمایی بالایی وجود دارد، رشد می‌کنند [۹]. در اوایل ۱۹۷۰ اسپنسر و همکارانش دریافتند که هم‌زدن مذاب در طول انجماد باعث تشکیل ذرات کروی بیشتری نسبت به دندریت‌های ستونی می‌شود [۱۱،۱۰]. بعدها ثابت شد که خواص مناسب با شکستن دندریت ها به وسیله همزدن مکانیکی در حالت نیمه جامد (۳۰٪ تا ۵۰٪ مذاب) به دست می‌آید [۱۲]. ترک گرم عمده عیب آلیاژهای ریختگی است و معمولا در ۹۰٪ انجماد مذاب اتفاق می‌افتد. آلیاژ آلومینیم -۵٪ مس-۱٪ نقره به علت گرانروی پایین مستعد عیب ترک گرم است. از این رو هدف از این پژوهش رفع ترک گرم به کمک روش رئوکستینگ و مقایسه خواص فیزیکی و مکانیکی آن با نمونه ریخته‌گری شده به روش متداول است.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ مد نظر، میزان عناصر آلیاژی محاسبه شده برای ریخته‌گری و مقدار تلفات عناصر آلیاژی در حین ریخته‌گری در جدول (۱) ارائه شده است. کد استاندارد آلیاژ آلومینیم -۵٪ مس-۱٪ نقره، AA201 است که بر اساس ترکیب استاندارد آن، ترکیب شیمیایی به دست آمده پس از ریخته‌گری، در بازه مجاز قرار می‌گیرد. منظور از ترکیب محاسبه شده، ترکیبی است که برای استفاده از آمیژان‌ها و مواد اولیه با احتساب تلفات عناصر آلیاژی برای دست‌یابی به ترکیب مجاز آلیاژ محاسبه شده است. درصد اتلاف مقدار تلفات عناصر آلیاژی در حین ریخته‌گری را نشان می‌دهد.

آلومینیم خالص، مس و منیزیم به صورت مستقیم مورد استفاده قرار گرفته و منگنز و تیتانیم به ترتیب به صورت آمیژان Al-80Mn و آمیژان Al-75Ti مورد استفاده قرار گرفتند. نقره نیز به صورت ساچمه‌های کوچک به مذاب اضافه شد. شمش آلومینیم به همراه ۵ گرم پودر کاورال صنعتی تا دمای ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد در کوره مقاومتی گرم شد. سپس ۵ گرم پودر کاورال، مس، آمیژان Al-80Mn، آمیژان Al-75Ti، ساچمه‌های نقره‌ای و منیزیم به ترتیب به مذاب اضافه شدند. قابل ذکر است که بعد از اضافه کردن هر جزء، مذاب به مدت ۱ دقیقه با همزن گرافیتی به خوبی همزده شده و به منظور همگن شدن کامل مدت ۱ ساعت در کوره نگهداری شد. برای ریخته‌گری حالت نیمه جامد از روش رئوکستینگ استفاده و برای این منظور مذاب با دمای ۳۰ درجه سانتی‌گراد بالای دمای ذوب در سطح شیب‌داری که در شکل (۱) مشاهده می‌شود، ریخته شد.

به منظور بررسی و امکان مقایسه نتایج استحکام کششی و سختی‌سنجی و چقرمگی نمونه‌های چهارگانه به صورت ریخته‌گری متداول شده (As Cast)، ریخته‌گری متداول و عملیات حرارتی T6 شده (T6 Cast)، ریخته‌گری نیمه جامد شده (As SC) و ریخته‌گری نیمه جامد و عملیات حرارتی T6 شده (T6 SC) آماده و مورد آزمایش قرار گرفتند. همه نمونه‌های ریخته‌شده به منظور همگن‌سازی تحت استاندارد ASTM E220-86 به مدت ۴۸ ساعت در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت حرارت قرار گرفتند. سپس به منظور پیرسازی به مدت ۲ ساعت در ۵۱۳ درجه سانتی‌گراد و در مرحله بعدی به مدت ۱۷ ساعت در دمای ۵۲۷ درجه سانتی‌گراد تحت حرارت قرار گرفته و در آب کوئنچ شدند. در مرحله آخر پیرسازی به مدت ۱۸ ساعت در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد.



شکل ۱- تصویر شماتیک سطح شیب‌دار و قالب مورد استفاده در روش رئوکستینگ در این تحقیق (اندازه‌ها به میلی‌متر)

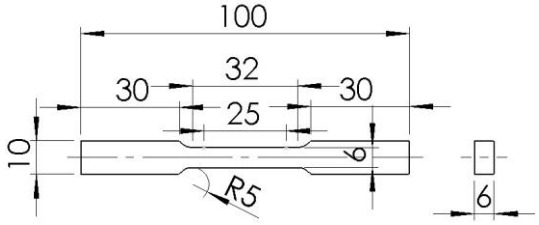
جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم- ۵ ٪ مس-۱٪ نقره مورد نظر و نحوه محاسبه شارژ برای دستیابی به این ترکیب

عنصر	Cu	Mn	Mg	Ag	Ti	Al
ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد نظر (wt%)	۴/۶	۰/۳۵	۰/۳۵	۰/۷	۰/۲۵	باقیمانده
ترکیب شارژ محاسبه شده اولیه (wt%)	۵/۱	۰/۸۵	۳/۳۵	۱/۲	۰/۷۵	باقیمانده
اتلاف عنصر آلیاژی (%)	۱۰	۶۰	۹۰	۴۰	۷۰	۱۰

نمونه‌های کشش طبق استاندارد ASTM B557M تهیه و با دستگاه Instron Corporation Series IX مورد ارزیابی قرار گرفتند. تمامی نمونه‌ها با سرعت ۱ میلی‌متر بر دقیقه کشیده شدند. شکل (۲) طرح شماتیک نمونه‌های کششی را نشان می‌دهد. دستگاه مزبور قابلیت محاسبه چقرمگی نمونه‌های مورد آزمایش را از سطح زیر منحنی تنش کرنش نیز دارا است.

سختی نمونه‌ها به روش برینل با نیروی ۲۵۰ kgf و اندازه ساچمه ۵ میلی‌متر به وسیله دستگاه ESEWAY اندازه گرفته شد. هر نمونه ۵ بار مورد آزمون قرار گرفته و به روش Qtest میانگین سختی آن گزارش شد.

به منظور مطالعات ریزساختاری، نمونه‌ها پولیش شده و با معرف کلر (۲ میلی‌لیتر HF + ۳ میلی‌لیتر HCL + ۵ میلی‌لیتر HNO_3 + ۱۹۰ میلی‌لیتر آب مقطر) حکاکی شدند. میکروسکوپ نوری OLYMPUS و میکروسکوپ الکترونی روبشی CAMSCAN و مجهز به آشکارساز OXFORD EDS مورد استفاده قرار گرفت. از نرم‌افزار CLEMEX برای مطالعات فازی کمک گرفته شد. نرم افزار Thermo Calc. AB نسخه ۱-۱-۲-۲ و پایگاه اطلاعاتی SGTE-V15 Calphad و TCER برای مشخصه‌یابی فازهای همگن مذاب و جامد و TCW SCHEIL برای مطالعه فازهای غیرهمگن مذاب و جامد مورد استفاده قرار گرفت.



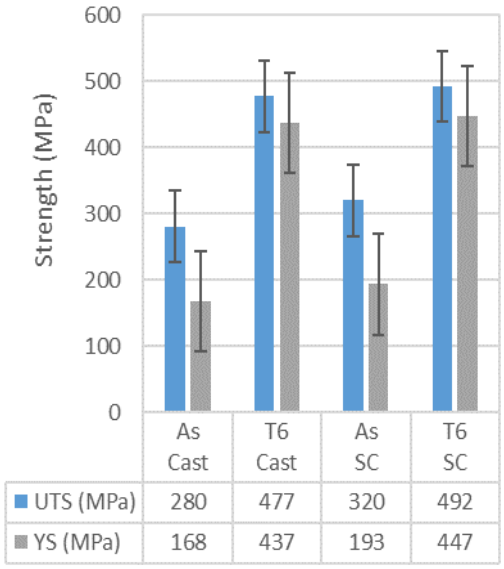
شکل ۲- طرح شماتیک نمونه‌های کششی (اندازه ها به میلی‌متر)

۳- نتایج و بحث

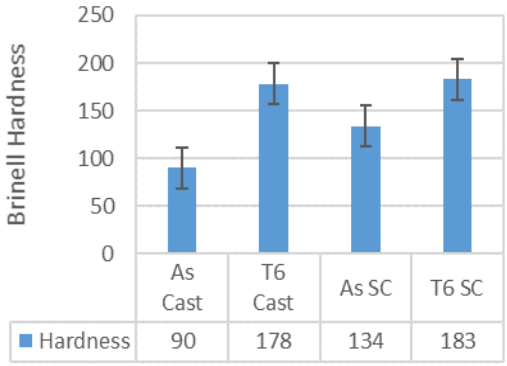
ترکیب شیمیایی نهایی آلیاژ ریخته‌گری شده در جدول (۲) آمده است. مشاهده می‌شود که این آنالیز با آنالیز آلیاژ مورد نظر (جدول ۱) تطابق مناسبی دارد. لذا می‌توان گفت که محاسبات شارژ و تلفات عناصر آلیاژی نسبتا دقیق انجام شده است. هم‌چنین شکل‌های (۳) تا (۶) نتایج آزمون‌های مکانیکی کشش و سختی‌سنجی ارائه شده است.

جدول ۲- ترکیب شیمیایی آلومینیم-۵٪ مس-۱٪ نقره ریخته شده

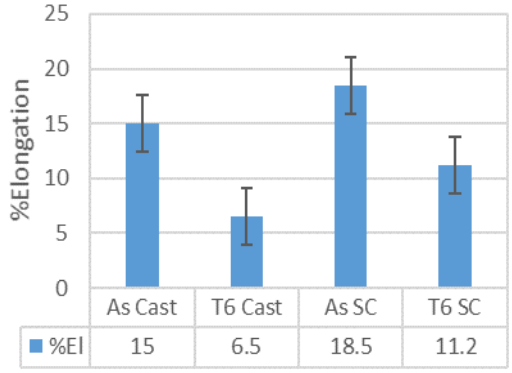
عنصر	Cu	Ag	Mg	Mn	Ti	Al
wt.%	۴/۹	۱/۰۴	۰/۴	۰/۲۳	۰/۱۸	Bal.



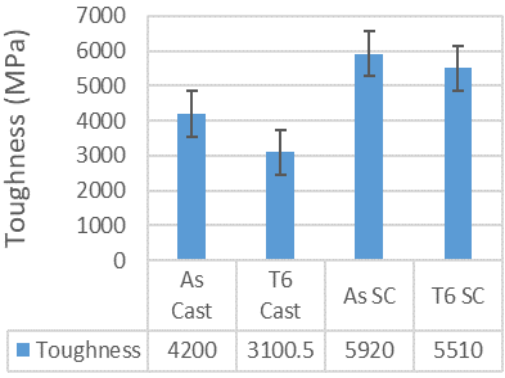
شکل ۳- استحکام نمونه‌های مختلف



شکل ۴- سختی نمونه‌های مختلف



شکل ۵- تغییرات ازدیاد طول نمونه‌ها در آزمایش کشش



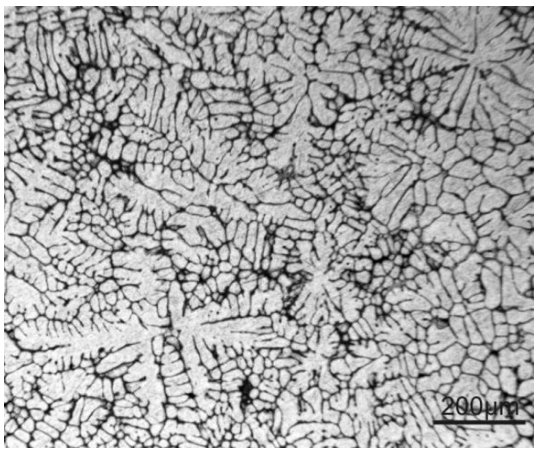
شکل ۶- نتایج چقرمگی نمونه‌های مختلف

در شکل (۳) مشاهده می‌شود که استحکام کششی نهایی از ۲۸۰ MPa برای نمونه ریخته‌شده به روش متداول (As Cast) به ۳۲۰ MPa برای نمونه نیمه جامد رئوکست شده (As SC) افزایش یافته است. استحکام تسلیم نیز از ۱۶۸ به ۱۹۳ MPa به ترتیب برای نمونه ریخته شده (As Cast) و نیمه جامد رئوکست شده (As SC) افزایش یافته است. بعد از فرآیند عملیات حرارتی T6 استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم به ترتیب تا ۴۹۲ (نمونه T6 SC) و ۴۴۷ MPa (نمونه T6 Cast) افزایش یافته است که بر اساس مطالعات ماسوکو و همکارانش [۱۳] این افزایش به دلیل وجود عنصر نقره است که در مرزدانه فاز α رسوب می‌کند و همچنین این مرزدانه‌ها شامل فازهای غنی از مس هستند.

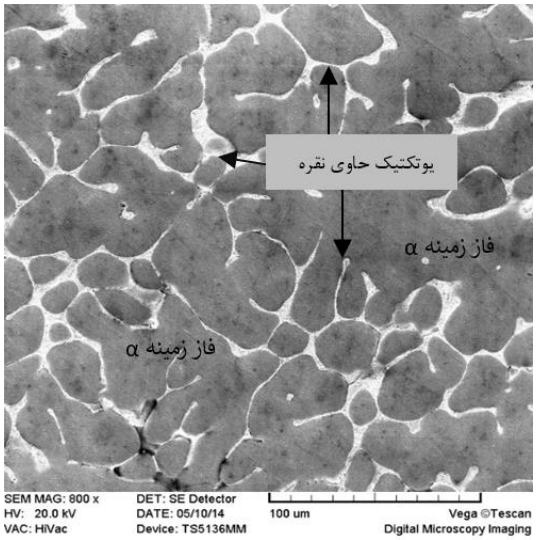
مطابق شکل (۴)، سختی از ۹۰ برینل برای نمونه ریختگی به روش متداول (As Cast) تا ۱۳۴ برینل برای نمونه نیمه جامد رئوکست (As SC) افزایش یافته است. نتایج نشان می‌دهد که افزایش سختی بعد از عملیات حرارتی T6، از ۱۷۸ برای نمونه ریخته شده به روش متداول (T6 Cast) به ۱۸۳ برای نمونه نیمه جامد رئوکست شده (T6 SC) افزایش یافته است. از این رو می‌توان نتیجه گرفت که فرآیند پیرسازی نتوانسته است تاثیر زیادی بر روی سختی بگذارد.

مطابق شکل (۵)، ازدیاد طول نسبی از ۱۵ درصد برای نمونه ریخته‌شده به روش متداول (As Cast) به ۱۸/۵ درصد برای نمونه نیمه‌جامد رئوکست شده (As SC) افزایش یافته است. هم‌چنین بعد از عملیات حرارتی T6، ازدیاد طول نسبی از ۶/۵ درصد (T6 Cast) به ۱۱/۲ درصد (T6 SC) افزایش یافته است. البته کاهش ازدیاد طول نسبی بعد از عملیات حرارتی قابل پیش‌بینی بود، ولی در مجموع می‌توان گفت که فرایند ریخته‌گری نیمه جامد با اصلاح ساختار می‌تواند ازدیاد طول نسبی را افزایش دهد. علی‌رغم افزایش ازدیاد طول نسبی، چقرمگی نیز از ۴۲۰۰ MPa برای نمونه ریخته‌شده به روش متداول (As Cast)، به ۵۹۲۰ MPa برای نمونه نیمه‌جامد رئوکست شده (As SC) افزایش یافته است. همچنین بعد از عملیات حرارتی T6 نیز چقرمگی از ۳۱۰۰ به ۵۵۱۰ MPa به ترتیب برای نمونه ریخته شده به روش متداول (T6 Cast) و نمونه نیمه‌جامد رئوکست شده (T6 SC) افزایش یافته است.

شکل (۷)، ساختار کاملا دندریتی ریزساختار نمونه ریخته شده به روش متداول را نشان می‌دهد که متوسط اندازه دانه‌ها در آن به ۳۱۰ میکرومتر می‌رسد. آنالیز CLEMEX نشان می‌دهد که ۲±۸۸ درصد آلومینیم به صورت دندریتی منجمد شده است. این فاز موسوم به فاز α، ساختار زمینه آلیاژ را تشکیل می‌دهد (شکل ۸). با محاسبات نرم‌افزار، این فاز دارای ۰/۰۵ درصد کرویت است. از این رو نسبت تعداد دندریت‌ها به مساحت سطح آن‌ها بسیار کم بوده و آلیاژ مستعد ترک گرم است. مطالعات جولین و همکارانش [۱۴] در مورد اثر نقره بر رسوب $\theta(Al_2Cu)$ توسط TEM، نشان داد که ابتدا رسوبات $AlAg_2$ در مرزدانه شکل می‌گیرند و سپس حلقه‌های نابجایی در مناطق غنی از نقره قفل می‌شوند. در نهایت رسوبات غنی از مس در محل قفل‌های نابجایی‌ها جوانه زده و رشد می‌کنند. مطالعات نشان می‌دهد که دو لایه اتمی نقره بین رسوبات مس و آلومینیم قرار گرفته که انرژی سطحی را افزایش می‌دهد.



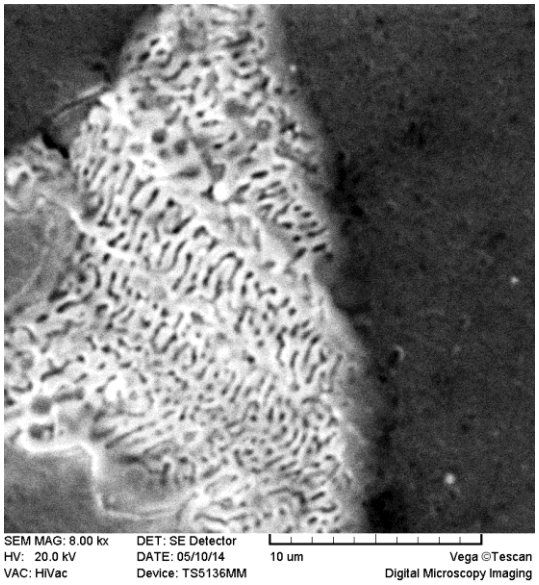
شکل ۷- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ریخته شده به روش متداول (As Cast)



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه ریخته شده به روش متداول (As Cast)

جدول ۳- نتایج آنالیز EDS فازهای یوتکتیک و زمینه در نمونه ریخته شده به روش متداول (As Cast)

عنصر آلیاژی	مقدار در فاز یوتکتیک (wt.%)	مقدار در فاز زمینه (wt.%) α
Mg	۱۱/۷۵	۰/۱۱
Al	۴۷/۱۱	۹۶/۳۶
Ti	۰/۲۵	۰/۲۱
Mn	۰/۰۹	۰/۱۲
Cu	۳۱/۶	۲/۷
Ag	۹/۲	۰/۵



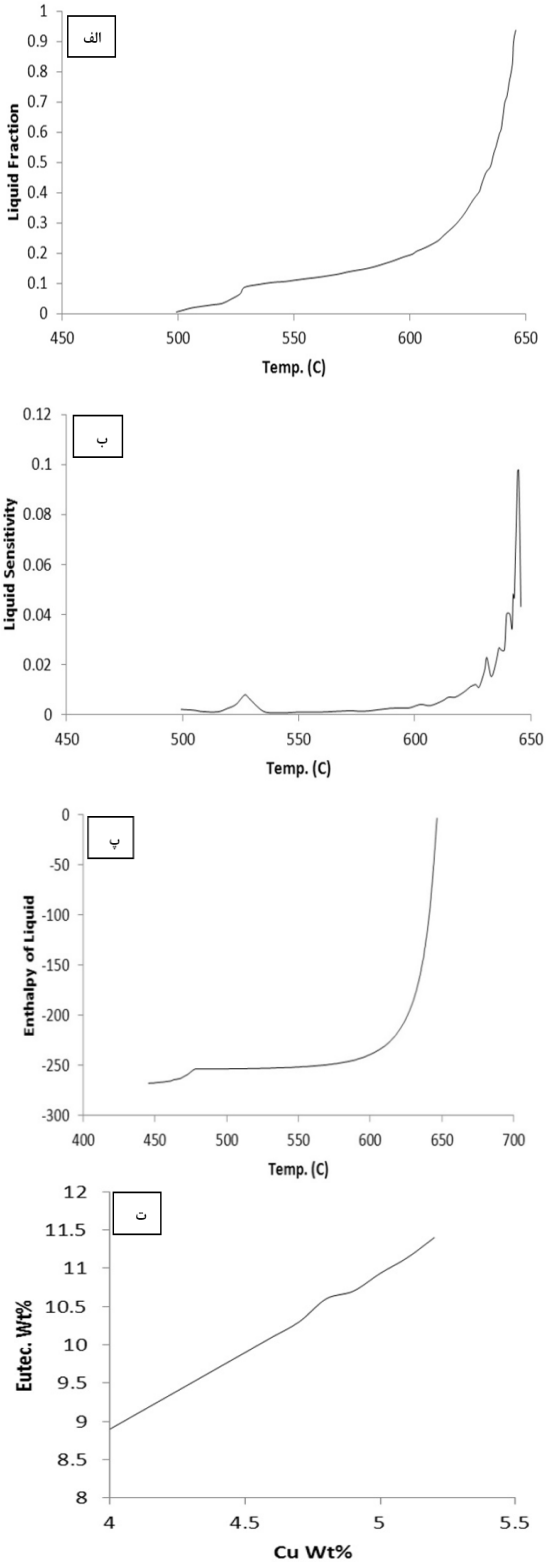
شکل ۹- تصویر اعوجاج لایه‌های یوتکتیک غنی از نقره و منیزیم در نمونه ریخته‌شده به روش متداول (As Cast)

نتایج آنالیز EDS دو فاز یوتکتیک و زمینه در جدول (۳) آمده است. این نتایج نشان می‌دهد که اثر حضور نقره و منیزیم در فاز یوتکتیک قابل توجه است. مقدار نقره در فاز زمینه ۰/۵ درصد و در فاز یوتکتیک ۹/۲ درصد و میزان منیزیم در فاز زمینه ۰/۱۱ درصد و در فاز یوتکتیک ۱۱/۷۵ درصد است. این اختلاف غلظت شدید می‌تواند باعث ایجاد اعوجاج در لایه‌های یوتکتیک شود (شکل ۹).

تغییرات کسر مذاب، حساسیت مذاب و آنتالپی با دما و تغییرات ترکیب شیمیایی نقطه یوتکتیک آلومینیم- نقره با درصد مس توسط نرم‌افزار .Thermo Calc محاسبه و در شکل (۱۰) نشان داده شده‌اند. نرم‌افزار با دریافت اطلاعات ترکیب شیمیایی آلیاژ، اقدام به محاسبه تغییرات کسر مذاب با دما (شکل ۱۰- الف) و تغییرات حساسیت مذاب به کسر مذاب با تغییرات دما (شکل ۱۰-ب) می‌کند. در شکل (۱۰-الف) مشاهده می‌شود که یک تغییر ناگهانی در حدود ۱۰٪ مذاب در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد مشاهده می‌شود که مربوط به استحاله یوتکتیک است. همچنین شکل (۱۰-ب)، حساسیت مذاب به تغییرات دمایی را نشان می‌دهد. این پارامتر از حیث بررسی سرعت انجماد مهم است.

حساسیت مذاب به تغییرات دمایی در واقع تغییرات کسر مذاب بر حسب دما را نشان می‌دهد و از محاسبه شیب منحنی تغییرات کسر مذاب بر حسب دما (شکل ۱۰-الف) و ترسیم آن بر حسب دما (dfL/dT) به دست می‌آید. در ریخته‌گری نیمه‌جامد مقدار حساسیت مذاب باید حداقل باشد تا بتوان ریخته‌گری را در دمای مناسب انجام داد و مذاب پیش از انجماد کامل قالب را پر کند. با توجه به شکل (۱۰-ب) دیده می‌شود که در حدود دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد نیز یک نقطه اوج وجود دارد. با توجه به پیش‌بینی‌های ترمودینامیکی و مقادیر dfL/dT، بهترین بازه دمایی برای فرآیند نیمه جامد رئوکست ۵۴۵ الی ۶۱۰ درجه سانتی‌گراد زمانی که ۷۵٪ الی ۹۰٪ از مذاب منجمد شده باشد، است.

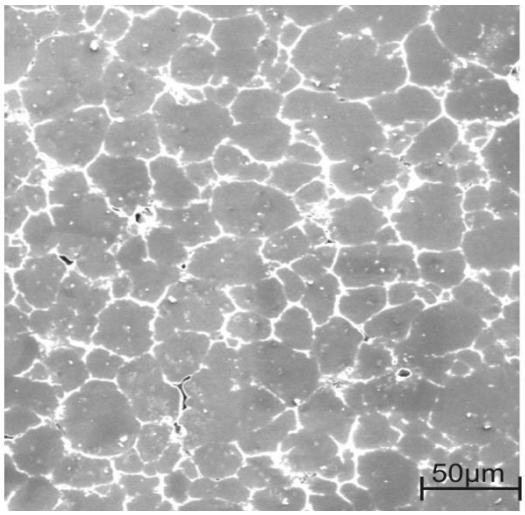
شکل (۱۰-پ)، نشان دهنده نمودار تغییرات آنتالپی مذاب نسبت به دما است. این نمودار دارای یک کمینه نسبتا وسیع در بازه ۵۴۵ الی ۶۱۰ درجه سانتی‌گراد است که این خود تاییدی بر پیش‌بینی‌های ترمودینامیکی مبنی بر بهترین بازه فرآیند نیمه جامد رئوکست است.



شکل ۱۰- نمودار تغییرات کسر مذاب با دما (الف)، حساسیت مذاب با دما (ب)، آنتالپی با دما (پ) و ترکیب شیمیایی نقطه یوتکتیک Al-Ag با درصد مس (ت) محاسبه شده با نرم افزار Thermo Calc

مطالعات بیشتر با استفاده از نرم افزار Thermo Calc نشان داد که حساسیت استحاله یوتکتیک به دما می‌تواند با تغییر درصد مس موجود آلیاژ تغییر کند. شکل (۱۰-ت) به خوبی نشان می‌دهد که به ازای ۱ درصد افزایش مس، فاز یوتکتیک آلومینیم-نقره ۲ درصد وزنی افزایش می‌یابد.

در نهایت شکل (۱۱)، نشان‌دهنده ریزساختار نمونه نیمه‌جامد رئوکست شده است که در دمای ۶۱۲ درجه سانتی‌گراد ریخته شده است. ساختار غالبا کروی است و محاسبات نرم‌افزاری مقدار کرویت را ۷۸ درصد نشان می‌دهد. میانگین اندازه دانه نیز ۴۸±۴ میکرومتر است.



شکل ۱۱- ریزساختار نمونه نیمه جامد رئوکست شده (As SC)

۴- نتیجه‌گیری

۱- ریزساختار ریختگی آلیاژ Al-5Cu-1Ag تولید شده به روش متداول کاملا دندریتی با میانگین اندازه دانه ۳۱۰ میکرومتر است.

۲- روش ریخته‌گری نیمه‌جامد سبب بهبود کرویت ریزساختار به میزان ۷۸ درصد و کاهش میانگین اندازه دانه به اندازه ۴۸±۴ میکرومتر می‌شود.

۳- بهترین بازه دمایی فرآیند نیمه‌جامد برای آلیاژ مورد مطالعه Al-5Cu-1Ag، ۵۴۵ الی ۶۱۲ درجه سانتی‌گراد است.

۴- خواص مکانیکی آلیاژ نیمه جامد رئوکست شده بهبود یافته است. استحکام نهایی کششی و استحکام تسلیم نزدیک به ۲۰ درصد و ازدیاد طول نسبی و سختی به ترتیب حدود ۷۷ و ۵۰ درصد افزایش داشته‌اند.

مراجع

[۱] رنجبرپور ح.، نوروزی س.، حسینی‌پور س. ج.، تاثیر دمای ذوب‌ریزی و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ A390 در ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، پژوهش‌نامه

ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۱) ۴۶-۳۷.

[۲] حمیدی ا.، ثقفیان لاریجانی ح.، بررسی ریزساختار و خواص سایشی نانوکامپوزیت $A356/Al_2O_3$ تولید شده به روش ریخته‌گری همزدنی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۱) ۵۹-۶۸.

[3] Talamantes-Silva M.A., Rodriguez A., Talamantes-Silva J., Valtierra S., Colás R., Characterization of an Al-Cu cast alloy, Materials Characterization, 2008, 59(10) 1434-1439.

[4] Pan Q. Y., Apelian D., Hogan P., The continuous rheo-conversion process (CPR): optimization & industrial application, Metallurgical Science and Technology, 2006.

[5] Pan Q. Y., Arsenault M., Apelian D., Makhlouf M. M., SSM processing of AlB_2 grain refined Al-Si alloys, American Foundry Society, 2004.

[6] Ivanchev L., Wilkins D., Govender G., Method and apparatus for Rheo-processing of semisolid metal alloys, Conference on Semi-Solid Processing of Alloys, 2004.

[7] Langlais J., Lemieux A., Kulunk B., Impact of the SEED processing parameters on the microstructure and resulting mechanical properties of A356 alloy Casting, American Foundry Society, 2006.

[8] Liu D., Atkinson H. V., Kapranos P., Jones H., Effect of heat treatment on properties of thixoformed high performance 2014 and 201 aluminium alloys, Journal of Materials Science, 2004, 39(1) 99−105.

[9] Dong H.B., Simulation of the Columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Cu alloys, Acta Materialia, 2005, 53(3) 659-668.

[10] Spencer B.D., Mehrabani R., Flemings M.C., Rheological behavior of Sn-15pct Pb in the crystallization range, Metallurgical Transactions, 1972, 3 1925-1932.

[11] Blanco A., Azpilgain Z., Lozares J., Kapranos P., Hurtado I., Rheological characterization of A201 aluminum alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(9) 1638-1642.

[12] Flemings M. C., Behavior of metal alloys in the semisolid state, Metallurgical and Materials Transactions A, 1991, 22(5) 957−981.

[13] Masuku E. P., Rheocasting of Al-Cu alloy A201 with different silver contents, Solid State Phenomena, 2008, 141,151-156.

[14] Rosalie J. M., Bourgeois L., Silver segregation to θ′ (Al_2Cu)–Al interfaces in Al–Cu–Ag alloys, Acta Materialia, 2012, 60(17) 6033-6041.