

Effect of Si and Fe on thermal modification behavior of Al-4.5Cu-xSi-yFe

Khalil Ganjefard¹, *Reza Taghiabadi², Mohammad Talafi Noghani³

1. M.Sc. graduate, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.
2. Associate Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.
3. Associate Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

Citation: Ganjefard Kh, Taghiabadi R, Talafi Noghani M. Effect of Si and Fe on thermal modification behavior of Al-4.5Cu-xSi-yFe. Metallurgical Engineering 2020; 23(3): 255-269 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.137060.1302>

 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.137060.1302>

ABSTRACT

This study was undertaken to improve the tensile properties of Al-4.5Cu-xSi-yFe alloy through thermal modification (T6 heat treatment). To this end, different amounts of Si (0.1-2.5 wt.%) and Fe (0.05-2.5 wt.%) were added to the alloy composition in order to investigate the effect of Fe/Si ratio on the alloy tensile properties and quality index in as-cast and heat treated conditions. According to the results, adding Si up to 2.5 wt.% improved the base (Fe-free) alloy fluidity. However, the maximum fluidity in Fe-bearing alloys obtained at 1.5 wt.% Si. The optimum Si content for maximum tensile strength and fracture strain in low-Fe alloys was determined as 1.5 and 0.5 wt.%, respectively. However, in Fe-containing alloys the optimum Si was determined based on the Fe/Si ratio. At the $Fe/Si \leq 1$ the compacted α -FeMn compound is the dominant Fe-phase which is not detrimental to the tensile properties. At the $Fe/Si > 1$ the fraction of detrimental β -platelets is increased at the expense of α -FeMn. In as-cast condition, the maximum tensile strength and ductility are obtained in 1.5 wt.% Si containing alloy at the Fe/Si ratio of unity and 0.3, respectively. Applying heat treatment encouraged the precipitation hardening as well as dissolution/fragmentation of hard eutectic Si and Fe-rich platelets. Under this circumstance, the maximum tensile strength belongs to the sample containing 2.5 wt.% Si and Fe/Si ratio of unity where its tensile strength is higher than that of the as-cast and heat treated base alloy by 40 and 15%, respectively.

Keywords: A-4.5Cu, Thermal modification, Tensile properties, Iron, Silicon.

Received: 29 October 2020 | Accepted: 25 May 2021

■ ■
* Corresponding Author:

Reza Taghiabadi, PhD

Address: Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

Tel: +98 (9123710015)

E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

اثر سیلیسیم و آهن بر رفتار بهسازی حرارتی آلیاژهای ریختگی Al-4.5Cu-xSi-yFe

خلیل گنجه فرد^۱، رضا تقی آبادی^۲، محمد تلافی نوغانی^۳

۱- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.

۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.

۳- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران.

چکیده

هدف از انجام این تحقیق بهبود خواص کششی آلیاژ Al-4.5Cu-xSi-yFe به روش بهسازی حرارتی (عملیات حرارتی T6) است. مقادیر مختلف سیلیسیم (۲/۵-۰/۱ درصد وزنی) و آهن (۲/۵-۰/۵ درصد وزنی) به ترکیب شیمیایی آلیاژ افزوده شد تا تاثیر نسبت های مختلف Fe/Si بر خواص کششی و اندیس کیفیت آلیاژ در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی بررسی شود. نتایج نشان داد افزودن سیلیسیم تا ۲/۵ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت آلیاژ پایه (بدون آهن) می شود اما حداکثر سیالیت در آلیاژهای حاوی آهن، در ۱/۵ درصد وزنی سیلیسیم حاصل می شود. در شرایط ریختگی، غلظت بهینه سیلیسیم برای کسب حداکثر استحکام کششی و انعطاف پذیری در آلیاژهای کم آهن به ترتیب حدود ۱/۵ و ۰/۵ درصد وزنی تعیین شد اما در حضور آهن، غلظت بهینه سیلیسیم با توجه به نسبت Fe/Si تعیین می شود. اگر $Fe/Si \leq 1$ باشد، ذرات $\alpha-(FeMn)$ با مورفولوژی فشرده/غیر صفحه ای در ساختار دیده می شوند که در مقادیر کم تاثیر منفی بر خواص کششی ندارند. اگر $Fe/Si > 1$ باشد کسر حجمی ترکیبات صفحه ای و مخرب $\beta-(FeCu)$ در ساختار افزایش می یابد. حداکثر استحکام کششی و کرنش شکست در نمونه ریختگی حاوی ۱/۵ درصد وزنی سیلیسیم به ترتیب در دو نسبت Fe/Si معادل ۱ و ۳/۳ مشاهده شد. عملیات حرارتی به واسطه ترغیب رسوب سختی و انحلال/خردایش ذرات سیلیسیم و ترکیبات غنی از آهن (صفحه ای شکل)، موجب افزایش استحکام کششی می شود. حداکثر استحکام کششی در نمونه حاوی ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم در $Fe/Si = 1$ مشاهده شد. استحکام این نمونه به ترتیب حدود ۴۰ و ۱۵ درصد بیش از استحکام آلیاژ پایه در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده است.

واژه های کلیدی: Al-4.5Cu، بهسازی حرارتی، خواص کششی، آهن، سیلیسیم.

دریافت: ۱۳۹۹/۰۸/۰۸ | پذیرش: ۱۴۰۰/۰۳/۰۴

۱. مقدمه

صنعت خودرو می توان به ساخت قطعات سیستم تعلیق مانند سگ دست^۱ و طبق، شاتون^۲ و کالیپر ترمز^۳ اشاره نمود [۲و۳]. علی رغم مزایای فوق، آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu به دلیل دامنه انجماد نسبتا زیاد، سیالیت و قابلیت ریخته گری ضعیفی دارند و مستعد به پارگی گرم (به ویژه در روش ریخته گری قالب دائمی) و تخلخل انقباضی هستند [۱و۲] لذا تاکنون تحقیقات زیادی در راستای بهبود قابلیت ریخته گری آنها انجام شده است. از جمله مهمترین تحقیقات انجام شده می توان به بهبود قابلیت ریخته گری از طریق کنترل شکل و اندازه دانه ها [۴و۵]، تغییر مشخصات هندسی و جنس قالب

آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu به دلیل قابلیت عملیات حرارتی و کسب نسبت استحکام به وزن بالا، انعطاف پذیری و چقرمگی مناسب و قابلیت ماشینکاری خوب، همواره مورد توجه محققین و صنعتگران به ویژه در صنایع خودروسازی، هوافضا و صنایع نظامی بوده است [۱و۲]. به عنوان مثال، بررسی های انجام شده نشان می دهد که در یک استحکام مشابه استفاده از آلیاژ A206 در مقایسه چدن های داکتیل موجب کاهش ۵۰ درصدی وزن قطعه می شود. علاوه بر این در مقایسه با آلیاژ A356 آلومینیم، این آلیاژ چقرمگی و استحکام خستگی بسیار بالاتری ارائه می کند و خواص آن مشابه با خواص قطعات آهنگری شده از جنس آلیاژهای AA2618 و AA6061 است. از جمله مهمترین کاربردهای آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu در

1. cantilever
2. Connection rod
3. Brake calipers

* نویسنده مسئول:
دکتر رضا تقی آبادی

نشانی: قزوین، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، گروه مهندسی مواد و متالورژی.
تلفن: (۰۱۵) ۹۱۲۳۷۱۰۰ +۹۸

پست الکترونیکی: taghiabadi@ikiu.ac.ir

آلیاژ وجود دارد. مهمترین ترکیب بین فلزی غنی از آهن در ساختار آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu فاز β -(CuFe) با فرمول شیمیایی β -Al₇Cu₂Fe و ساختار بلوری تتراگونال است اما در حضور سیلیسیم این فاز می‌تواند به فاز غنی از آهن آلفا با فرمول شیمیایی Al₁₅(FeMnCu)₃Si₂ مبدل شود. تشکیل این ترکیبات در صورت کنترل مشخصات هندسی، مورفولوژی و کسر حجمی، موجب ارتقاء خواص مکانیکی دمای محیط و دما بالای آلیاژ می‌شود اما شکل‌گیری ترکیبات درشت با مورفولوژی صفحه‌ای شکل می‌تواند تاثیر منفی قابل توجهی بر روی خواص مکانیکی آلیاژ به‌ویژه انعطاف‌پذیری و چقرمگی آن بگذارد [۲۲] و این امر ضرورت بهسازی مورفولوژی این ترکیبات را افزایش می‌دهد.

تاکنون روش‌های مختلفی برای بهسازی تاثیر منفی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن در آلیاژهای آلومینیم توسعه یافته‌اند که از جمله آن‌ها می‌توان به بهسازی شیمیایی توسط افزودن عناصر بهساز، بهسازی تبریدی^{۱۰} از طریق افزایش سرعت انجماد، اعمال فوق ذوب و فرایندهای مبتنی بر تغییر شکل پلاستیک شدید^{۱۱} [۲۳-۲۵] اشاره کرد. با این حال یکی از روش‌های بسیار موثر برای کاهش اثرات منفی حضور ترکیبات غنی از آهن در آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر آلومینیم، بهسازی حرارتی^{۱۲} است [۲۶]. در این روش قطعات مورد نظر تحت سیکل‌های مناسب حرارتی قرار گرفته و همزمان با انجام فرایند رسوب سختی، به‌واسطه افزایش نیروی محرکه نفوذ اتمی، ترکیبات بین‌فلزی مخرب دچار انحلال جزئی شده و به‌دلیل کاهش ابعاد و حذف گوشه‌های تیز/مراکز تمرکز تنش، از اثرات مخرب آنها کاسته می‌شود. بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که تاکنون تحقیقات اندکی در زمینه تاثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و رفتار شکست آلیاژهای Al-Cu-Si حاوی ناخالصی آهن انجام شده است. نتایج تحقیقات ژائو^{۱۳} و همکاران در زمینه تاثیر سیلیسیم بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Cu-Mn-Fe حاکی از آن است که افزودن سیلیسیم تا حدود ۱/۱ درصد وزنی به آلیاژ حاوی ۰/۷ درصد وزنی آهن موجب ارتقای ۲۵ درصدی استحکام کششی و کاهش حدوداً ۶۰ درصدی ازدیاد طول می‌شود [۲۷]. همچنین در تحقیقی دیگر کامگا و همکاران تاثیر مثبت عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی (اندیس کیفیت^{۱۴}) آلیاژ B206 حاوی مقادیر مختلف ناخالصی آهن و سیلیسیم را اثبات نمودند. با این حال حداکثر غلظت آهن و سیلیسیم در آلیاژهای مورد تحقیق ۰/۳۵ درصد وزنی است [۱۳].

با توجه به نقش ترکیبات بین فلزی غنی از آهن در

[۵و۶]، کنترل دمای قالب [۷]، کنترل میزان فوق ذوب اعمال شده به مذاب [۸] و تاثیر افزودن عناصر آلیاژی به مذاب [۹و۱۰] اشاره نمود.

سیلیسیم عنصری است که به‌واسطه بالا بودن گرمای نهان ذوب (حدود ۴/۵ برابر گرمای نهان آلومینیم) [۱۱] به‌طور گسترده‌ای برای بهبود سیالیت و مشخصات تغذیه‌ای آلیاژهای آلومینیم مورد استفاده قرار می‌گیرد. تاثیر سیلیسیم بر سیالیت و مقاومت به پارگی گرم آلیاژ A206 حاوی ناخالصی آهن توسط گنجه‌فرد و همکاران مورد بررسی قرار گرفته است [۱]. بر اساس نتایج به‌دست آمده از تحقیقات ایشان، افزودن سیلیسیم موجب بهبود مشخصات ریخته‌گری آلیاژ شده و بهترین نتیجه در نسبت (Fe/Si) برابر با یک حاصل می‌شود. تاثیر مثبت سیلیسیم بر خواص مکانیکی و مقاومت به پارگی گرم آلیاژ ۲۰۶ آلومینیم توسط کامگا^۴ [۱۲و۱۳]، لیو^۵ [۱۴] و الگالاد^۶ [۱۵] نیز اثبات شده است. نتایج مطالعات لی^۷ و همکاران وی حاکی از آن است که افزودن سیلیسیم تا ۴ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت و کاهش حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-5Cu می‌شود [۱۶]. در تحقیقی دیگر کانگ^۸ و همکاران وی نشان دادند که در یک مقدار مس معین، افزایش غلظت سیلیسیم تا ۱/۵ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت و کاهش حساسیت آلیاژهای Al-Cu-Si به پارگی گرم می‌شود اما افزودن مقادیر بیشتر سیلیسیم به‌دلیل افزایش کسر حجمی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در ساختار، تاثیر منفی بر سیالیت دارد [۱۷]. لمیوکس^۹ و همکاران وی نیز تاثیر مثبت افزودن سیلیسیم تا ۱/۲ درصد وزنی را بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای ۲۰۶ آلومینیم ریخته‌گری شده به روش ریخته‌گری نیمه جامد اثبات نمودند [۱۸].

حضور سیلیسیم در ترکیب شیمیایی آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu تبعات منفی نیز به همراه دارد که از جمله آنها می‌توان به افت استحکام دما بالای آلیاژ اشاره نمود. علاوه بر این در صورت وجود آهن به عنوان رایج‌ترین و مضرترین ناخالصی در آلیاژهای آلومینیم [۱۹] احتمال تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از آهن و سیلیسیم مانند فاز α -Al₈Fe₂Si با ساختار هگزاگونال [۳۱/۶] درصد وزنی آهن و ۷/۸ درصد وزنی سیلیسیم، فاز δ -Al₄FeSi₂ [۲۵/۴] درصد وزنی آهن و ۲۵/۹ درصد وزنی سیلیسیم با ساختار بلوری تتراگونال، فاز γ -Al₃FeSi [۳۳/۹] درصد وزنی آهن و ۱۶/۹ درصد وزنی سیلیسیم با ساختار بلوری منوکلینیک و ترکیب بین فلزی منوکلینیک/رتورومبیک β -Al₅FeSi [۲۵/۶] درصد وزنی آهن و ۱۲/۸ درصد وزنی سیلیسیم [۲۰و۲۱] در ساختار

10. Chill modification

11. Severe plastic deformation

12. Thermal modification

13. Zhao

14. Quality index

4. Kamga

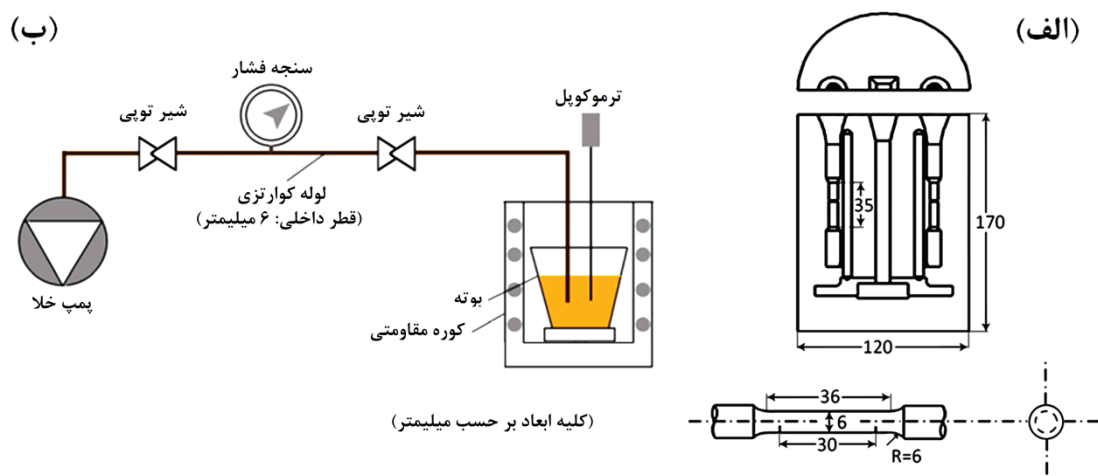
5. Liu

6. Elgallad

7. Li

8. Kang

9. Lemieux



شکل ۱. تصویر طرح‌واره (الف) قالب فولادی و نمونه آزمایش کشش با ابعاد مربوطه و (ب) دستگاه آزمون سیالیت.

مذاب افزوده شد. در ادامه مذاب با استفاده از یک میله از جنس فولاد زنگ نزن پوشش داده شده توسط پوشان قالب، هم زده شد. پس از سرباره‌گیری و رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۲۰ درجه سانتیگراد، آلیاژ مذاب درون یک قالب فولادی ریخته‌گری شد. لازم به ذکر است که میزان تلفات اکسیداسیونی آلومینیم، منگنز و منیزیم به ترتیب ۱۰، ۱۰ و ۱۵ درصد در نظر گرفته شد و در محاسبه شارژ لحاظ گردید. پس از تهیه شمش‌های اولیه، عملیات ذوب مجدد به‌منظور تهیه آلیاژهای مورد نیاز حاوی مقادیر مختلف سیلیسیم و آهن، در یک کوره مقاومته تک فاز ۲/۲ کیلووات (AZAR-VM2L-1200) درون یک بوته رسی-گرافیتی انجام شد. بدین منظور پس از ذوب شمش‌های اولیه و رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۵۰ درجه سانتیگراد، عملیات سرباره‌گیری انجام شد. سپس مقادیر مورد نیاز عناصر سیلیسیم و آهن به‌صورت قرص‌های فشرده حاوی ۷۵ درصد وزنی آهن و ۷۵ درصد وزنی سیلیسیم (مابقی قرص فلاکس بدون سدیم) به مذاب افزوده شده و مذاب به آرامی به مدت ۵ دقیقه هم زده شد. میزان تلفات اکسیداسیونی سیلیسیم و آهن به ترتیب ۱۰ و ۵ درصد در نظر گرفته شد. پس از حدود ۱۰ دقیقه نگهداری، مذاب مجدداً و به آرامی هم زده شد و پس از سرباره‌گیری نهایی عملیات بارریزی درون یک قالب ریخته‌گری نمونه کشش طراحی شده بر اساس استاندارد ASTM B108-03a (شکل ۱-الف) پیش‌گرم شده تا دمای ۲۰۰ °C انجام شد. هندسه و ابعاد نمونه‌های کشش حاصله مطابق با استاندارد ASTM B 557M-02a است (شکل ۱-الف). آنالیز شیمیایی نمونه‌های به‌دست آمده در جدول ۱ ارائه شده است.

سیالیت آلیاژها به روش لوله مکند^{۱۵} (آزمون خلا) (شکل ۱-ب) تعیین شد [۳۰]. بدین منظور پس از رسیدن دمای

به‌یود استحکام دما بالا و ارتقای قابل توجه پایداری حرارتی آلیاژهای آلومینیم، طی سالیان اخیر تلاش‌هایی در راستای توسعه آلیاژهای غنی از آهن Al-Cu-Fe-X و Al-Cu-Fe صورت پذیرفته است [۲۸ و ۲۹]. با این حال، افزایش غلظت آهن موجب افزایش کسر حجمی و ابعاد ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن در ریزساختار آلیاژ شده و توسعه راهکارهای مناسب برای مقابله با اثرات منفی ناشی از حضور این ترکیبات را ضروری می‌سازد. بر این اساس در تحقیق حاضر سعی شده است تأثیر بهسازی حرارتی بر خواص مکانیکی و رفتار شکست یک آلیاژ Al-4.5Cu حاوی سیلیسیم و ناخالصی آهن (تا ۲/۵ درصد وزنی) مورد بررسی قرار گیرد. با توجه به آنکه افزودن سیلیسیم و آهن و انجام بهسازی حرارتی به‌واسطه ایجاد رسوبات جدید، تغییر میزان تخلخل‌های ساختاری و نیز تغییر مشخصات هندسی رسوبات، هم‌زمان موجب تغییر استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود، خواص مکانیکی آلیاژ با بهره‌گیری از اندیس کیفیت نیز مورد بررسی قرار گرفته است زیرا این اندیس معیار مناسب‌تری برای تعیین کیفیت کلی آلیاژهای مهندسی است.

۲. مواد و روش تحقیق

آلیاژ مورد استفاده در تحقیق حاضر با استفاده از آلومینیم خالص (۹۹/۹ درصد)، مس خالص (۹۹/۹ درصد) و منگنز (به‌صورت قرص‌های فشرده حاوی ۸۰ درصد وزنی منگنز و مابقی فلاکس بدون سدیم) به عنوان مواد اولیه تهیه شد. عملیات ذوب در یک بوته کاربید سیلیسیم/کوره الکتریکی مقاومته (سه فاز AZAR-VM60L-1200 با توان خروجی ۱۴ کیلووات) انجام شد. پس از آماده شدن مذاب و رسیدن دمای آن به حدود ۷۵۰ درجه سانتیگراد، بوته از درون کوره خارج شد و منیزیم محاسبه شده به‌صورت شمش خالص (۹۹/۹ درصد) پیش‌گرم شده تا ۳۰۰ درجه سانتیگراد، به

15. Suction tube fluidity test

جدول ۱. کد و ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق حاضر (درصد وزنی)

Al	Fe/Si	Fe	Si	Mn	Mg	Cu	کد آلیاژ
باقیمانده	۰/۵	۰/۵۱±۰/۰۰۱	۰/۱۰۱±۰/۰۰۱	۰/۳۱۱±۰/۰۰۲	۰/۲۴۸±۰/۰۰۲	۴/۵۸۶±۰/۰۰۸	Base
باقیمانده	۰/۱۵	۰/۰۷۶±۰/۰۰۲	۰/۵۱۶±۰/۰۰۴	۰/۳۵۵±۰/۰۰۱	۰/۲۷۴±۰/۰۰۱	۴/۵۷۱±۰/۰۱۰	0.5Si
باقیمانده	۰/۰۶	۰/۰۵۷±۰/۰۰۲	۱/۰۲۴±۰/۰۰۴	۰/۳۳۳±۰/۰۰۲	۰/۲۲۷±۰/۰۰۲	۴/۴۶۰±۰/۰۰۴	1Si
باقیمانده	۰/۰۲	۰/۰۴۲±۰/۰۰۱	۱/۵۵۰±۰/۰۰۶	۰/۲۹۰±۰/۰۱۲	۰/۲۱۱±۰/۰۰۱	۴/۵۷۵±۰/۰۰۶	1.5Si
باقیمانده	۰/۰۳	۰/۰۷۰±۰/۰۰۱	۲/۴۴۲±۰/۰۰۵	۰/۴۰۴±۰/۰۰۲	۰/۲۸۰±۰/۰۰۱	۴/۷۰۲±۰/۰۰۵	2.5Si
باقیمانده	۰/۰۲	۰/۰۵۷±۰/۰۰۱	۳/۶۰۲±۰/۰۰۷	۰/۳۶۰±۰/۰۰۲	۰/۳۰۴±۰/۰۰۲	۴/۶۴۷±۰/۰۰۹	3.5Si
باقیمانده	۰/۳۶	۰/۵۵۱±۰/۰۰۴	۱/۵۲۰±۰/۰۰۶	۰/۳۵۲±۰/۰۰۳	۰/۲۴۴±۰/۰۰۴	۴/۵۵۱±۰/۰۰۶	1.5Si-0.5Fe
باقیمانده	۰/۹۲	۱/۴۵۲±۰/۰۰۹	۱/۵۷۶±۰/۰۰۷	۰/۳۲۲±۰/۰۰۲	۰/۲۲۸±۰/۰۰۱	۴/۴۷۴±۰/۰۰۳	1.5Si-1.5Fe
باقیمانده	۱/۶۵	۲/۵۵۸±۰/۰۱۲	۱/۵۴۵±۰/۰۰۳	۰/۳۸۱±۰/۰۰۳	۰/۲۷۴±۰/۰۰۱	۴/۵۶۲±۰/۰۰۲	1.5Si-2.5Fe
باقیمانده	۰/۲۰	۰/۵۱۴±۰/۰۰۲	۲/۶۰۴±۰/۰۰۸	۰/۳۵۵±۰/۰۰۲	۰/۲۲۲±۰/۰۰۴	۴/۶۰۴±۰/۰۰۳	2.5Si-0.5Fe
باقیمانده	۰/۶۰	۱/۵۴۰±۰/۰۱۱	۲/۵۴۳±۰/۰۰۷	۰/۳۷۰±۰/۰۰۱	۰/۲۶۱±۰/۰۰۳	۴/۵۲۷±۰/۰۰۷	2.5Si-1.5Fe
باقیمانده	۰/۹۸	۲/۴۸۸±۰/۰۲۰	۲/۵۲۷±۰/۰۰۵	۰/۳۴۲±۰/۰۰۳	۰/۲۳۹±۰/۰۰۲	۴/۶۲۰±۰/۰۰۴	2.5Si-2.5Fe

P3000 و سپس صیقل کاری با خمیر الماس ۰/۵ میکرومتر انجام شد و پس از آماده شدن سطوح، عملیات حکاکی توسط محلول HF ۲ درصد وزنی (حاوی ۲ میلی لیتر HF ۴۸ درصد و ۹۸ میلی لیتر آب مقطر) انجام شد. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از یک دستگاه میکروسکپ نوری (Olympus BX-51M) و بررسی سطوح شکست نمونه‌های آزمون کشش و آنالیز عنصری ترکیبات توسط یک دستگاه میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Vega\TESACN مجهز به سیستم آنالیز عنصری (EDS) انجام شد. همچنین برای تعیین درصد تخلخل نمونه‌ها به روش ارشمیدس، ابتدا چگالی واقعی نمونه‌ها به روش غوطه‌وری در سیال و تعیین جرم نمونه در هوا و آب مقطر توسط یک ترازوی دیجیتالی با دقت 10^{-4} gr، با بهره‌گیری از رابطه ۲ تعیین شد:

(۲)

$$\rho_r = \frac{m}{m - m_w} \times \rho_w$$

در این رابطه m جرم نمونه در هوا، m_w جرم نمونه در آب مقطر، ρ_r چگالی واقعی نمونه و ρ_w چگالی آب مقطر است. سپس برای تعیین درصد تخلخل نمونه‌ها از رابطه ۳ استفاده شد:

(۳)

$$\%P = \frac{\rho_{th} - \rho_r}{\rho_{th}}$$

که در آن ρ_r چگالی واقعی و ρ_{th} چگالی تئوری نمونه‌ها است که با بهره‌گیری از آنالیز شیمیایی آلیاژ و چگالی دقیق عناصر مختلف تعیین شد [۳۱].

مذاب به حدود $750^\circ C$ بوته مذاب به زیر لوله مکنده دستگاه (لوله کوارتز با قطر خارجی ۸ mm، قطر داخلی ۶ mm و طول ۹۰ cm) هدایت شد به گونه‌ای که طولی معادل ۵۰ mm از لوله درون مذاب واقع شود. در ادامه شیر خلاء باز شد تا در اثر خلاء موجود در لوله (معادل حدود ۲۰۰ mmHg) پایین‌تر از فشار اتمسفری) مذاب به درون آن مکیده شود. پس از تکمیل انجماد، مسافت طی شده توسط مذاب درون لوله اندازه‌گیری و ثبت شد.

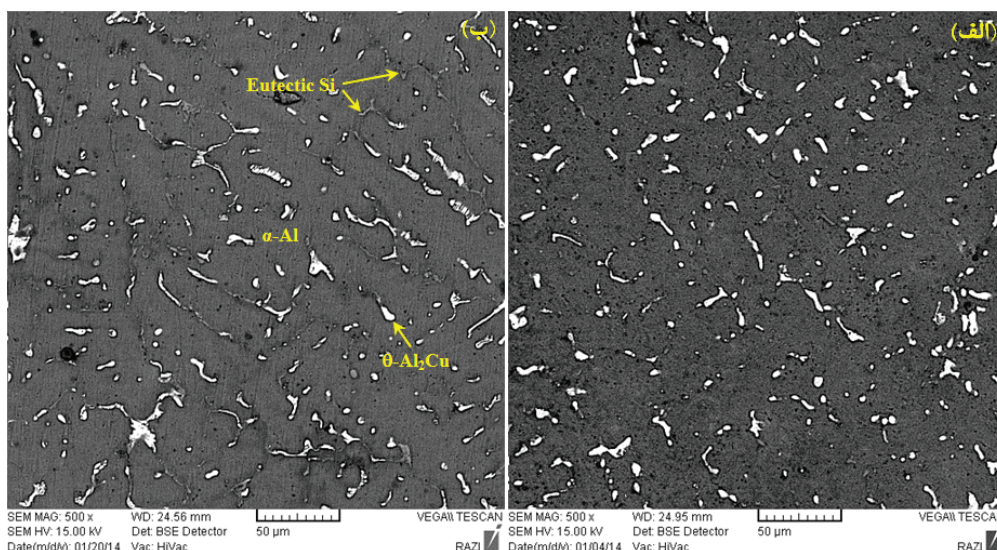
عملیات حرارتی ۶ T شامل عملیات محلول‌سازی در دمای $540^\circ C$ به مدت ۸ ساعت، سرد کردن سریع نمونه‌ها درون آب با دمای محیط و پیرسازی نمونه‌ها در دمای $150^\circ C$ به مدت ۶ ساعت با استفاده از یک کوره مقاوم‌تی تک فاز ۱/۸ کیلووات (AZAR-M2L-1200) با دقت نگهداری دمای $\pm 3^\circ C$ درجه سانتیگراد انجام شد. همچنین آزمون کشش تحت نرخ کرنش ۰/۵ mm/min توسط یک دستگاه کشش یونیورسال Zwick/Roell Z100 انجام شد. پس از تعیین خواص کششی نمونه‌ها، برای محاسبه اندیس کیفیت با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد [۱۳]:

(۱)

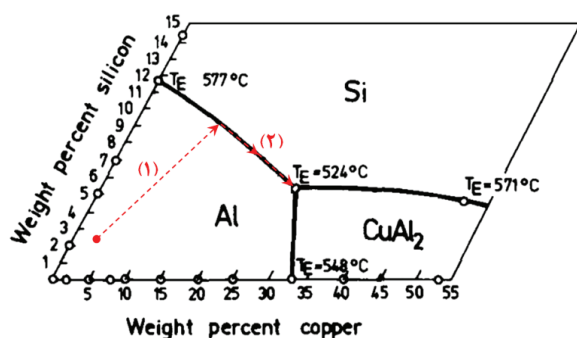
$$Q = UTS + 270 \cdot \log(\%FS)$$

در این رابطه Q اندیس کیفیت (بر حسب MPa)، UTS استحکام کششی (بر حسب MPa) و FS کرنش شکست نمونه (بر حسب درصد) است.

برای رویت ساختار متالورژیکی، فرایند متالوگرافی و آماده‌سازی سطح نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های P240 تا



شکل ۲. تصویر میکروسکوپی نشان‌دهنده ریزساختار (الف) آلیاژ پایه و (ب) آلیاژ ۲.۵Si، ذرات سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات غنی از مس Al_2Cu در زمینه آلومینیومی نمونه ۲.۵Si مشخص شده‌اند.



شکل ۳. تصویر لیکوئیدوس گوشه غنی از آلومینیوم نمودار فازی سه تایی Al-Si-Cu [۳۲]، مسیر انجماد آلیاژ ۲.۵Si بر روی نمودار مشخص شده است.

در آلیاژهای ۱.۵Si و ۲.۵Si ذرات قهوه‌ای رنگ $\theta-Al_2Cu$ و تیغه‌های خاکستری رنگ سیلیسیم با آنالیز شیمیایی ارائه شده در جدول ۲، در فضای مابین بازوهای ثانویه دندریتی هستند. علاوه بر رسوبات مذکور، مقادیر اندک رسوبات سیاه رنگ Mg_2Si و ترکیبات بین فلزی غنی از آهن نیز در ساختار آلیاژهای ریختگی حضور دارند اما با توجه به پایین بودن کسر حجمی این رسوبات به ویژه رسوبات حاوی آهن رویت آنها در ساختار مشکل است.

تصاویر میکروسکوپی نشان‌دهنده ریزساختار آلیاژهای ۱.۵Si-۲.۵Fe و ۲.۵Si-۲.۵Fe قبل و بعد از عملیات حرارتی در شکل ۴ ارائه شده‌اند. آهن دارای ضریب نفوذ بسیار کمی در آلومینیوم مذاب است [۳۳ و ۱۹] و حلالیت حالت جامد آن در آلومینیوم بسیار ناچیز است (ضریب توزیع آهن در آلومینیوم حدود ۰/۰۲ است) [۱۹]. علاوه بر این نشان داده شده است که حضور عنصر مس، تاثیر منفی بر حلالیت آهن در آلومینیوم جامد دارد [۱]. بنابراین حضور آهن موجب

۳. نتایج و بحث

بررسی تاثیر سیلیسیم، آهن و بهسازی حرارتی بر ریزساختار

ریزساختار آلیاژ پایه و آلیاژ حاوی ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم در شکل ۲ نشان داده شده است. با توجه به تصویر لیکوئیدوس^{۱۶} گوشه غنی از آلومینیوم دیاگرام فازی سه تایی Al-Si-Cu (شکل ۳) [۳۲] انجماد آلیاژهای حاوی سیلیسیم با جوانه‌زنی دندریتهای $\alpha-Al$ آغاز می‌شود. در ادامه با جدایش^{۱۷} اتم‌های مس و سیلیسیم به توده مذاب مقابل جبهه انجماد در فضاهای بین‌دندریتی، غلظت این عناصر در مذاب افزایش یافته و انجماد در مسیر ۱ در شکل ۳ (منطبق با خط جدایش شیل^{۱۸}) به سمت یوتکتیک دو تایی پیش می‌رود. مسیر مرتبط با آلیاژ حاوی ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم بر روی شکل مشخص شده است. در این مرحله ذرات سیلیسیم یوتکتیک طی واکنش $\alpha-Al + Si_E \rightarrow L$ در نواحی بین‌دندریتی رسوب می‌نمایند. بدیهی است با افزایش غلظت سیلیسیم، زمان استحاله یوتکتیک افزایش یافته و در تطابق با مشاهدات ساختاری (شکل ۲)، کسر حجمی یوتکتیک Al-Si (ذرات سیلیسیم یوتکتیک) در ساختار افزایش می‌یابد. در ادامه هم‌زمان با مصرف سیلیسیم و ادامه جدایش اتم‌های مس به مذاب باقیمانده، استحاله از مسیر ۲ در شکل ۳ به سمت نقطه یوتکتیک سه‌تایی هدایت می‌شود. طی این مسیر انجماد آلیاژ با استحاله یوتکتیک سه‌تایی $L \rightarrow \alpha-Al + Al_2Cu + Si$ در دمای حدود ۵۲۴ درجه سانتیگراد با تشکیل هم‌زمان سیلیسیم و ذرات $\theta-Al_2Cu$ در نواحی بین دندریتی خاتمه می‌یابد. بر این اساس دو جزء اصلی ساختاری

16. Liquidus projection

17. Segregation

18. Scheil segregation line

جدول ۲. آنالیز شیمیایی EDS رسوبات موجود در ریزساختار آلیاژهای مورد تحقیق

غلظت عناصر (درصد وزنی)					
Cu	Fe	Mn	Si	Al	
۵۶/۴۲	-	-	-	۴۳/۵۸	رسوبات θ - Al_2Cu (شکل ۲-ب)
-	-	-	۷۹/۸۸	۲۰/۱۲	ذرات سیلیسیم (شکل ۲-ب)
۲۴/۳۰	۸/۲۱	-	-	۶۷/۴۹	رسوبات β - $CuFe$ (شکل ۴-الف)
۲/۹۳	۱۴/۵۵	۱۳/۳۰	۱۱/۷۰	۵۷/۵۲	رسوبات α - $FeMn$ (شکل ۴-ج)

(۴)

$$C_a(r) = C_a(\infty) \exp\left(\frac{2\gamma V_m}{RT r}\right)$$

در این معادله $C_a(r)$ و $C_a(\infty)$ به ترتیب غلظت عنصر (مثلاً سیلیسیم) در مناطق با شعاع انحنای کم و شعاع انحنای بی‌نهایت ذرات، r شعاع انحنای γ انرژی سطحی، V_m حجم مولی ذرات، T دما و R ثابت گازها است. با این حال در توافق با نتایج سایر تحقیقات [۳۶ و ۳۷]، احتمالاً به سبب حلالیت کم در زمینه آلومینیم، تاثیر عملیات حرارتی بر رسوبات α -Fe بسیار کمتر است (شکل ۴-د).

بررسی تاثیر افزودن سیلیسیم، آهن و بهسازی حرارتی بر خواص مکانیکی

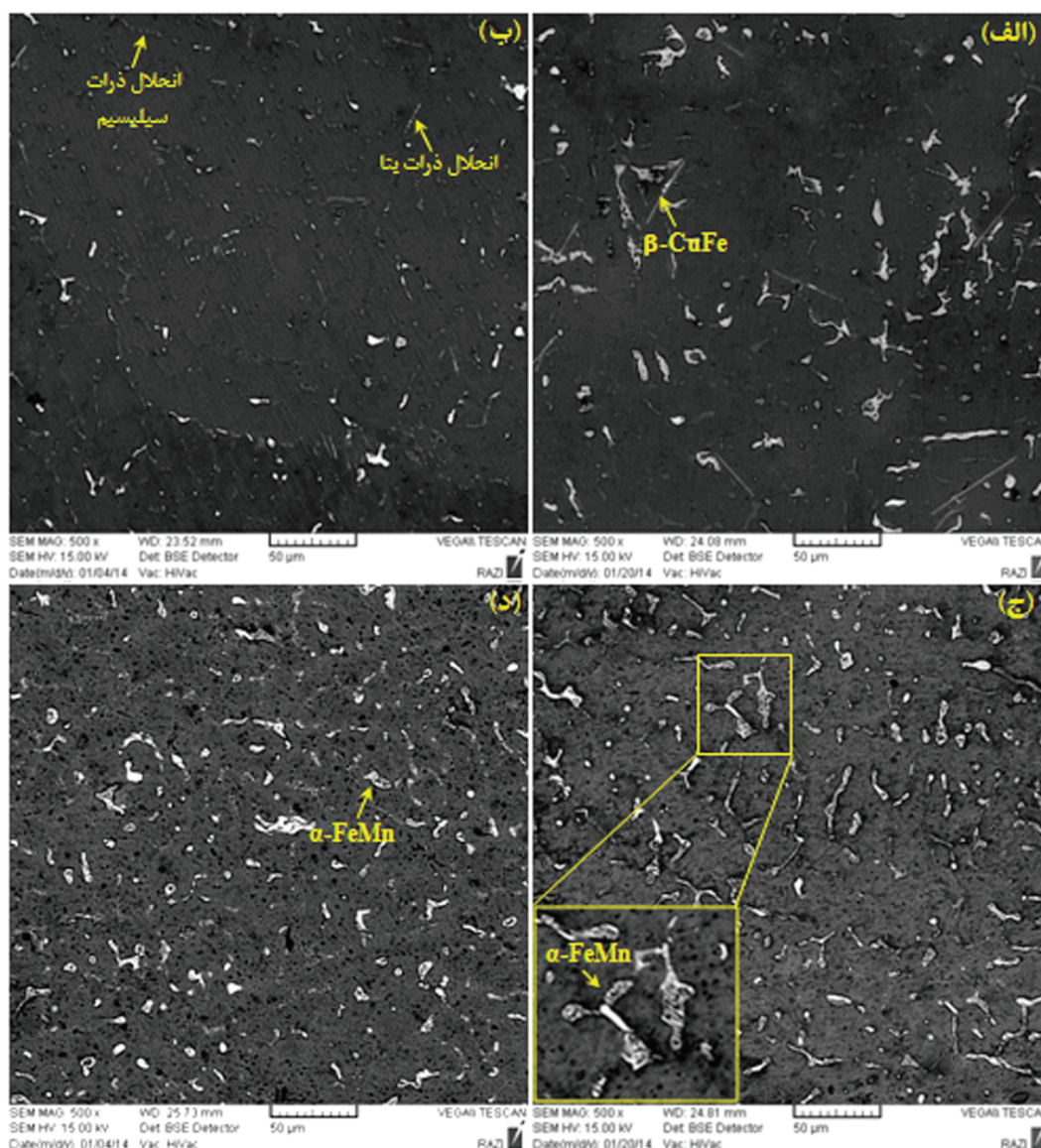
تاثیر افزودن سیلیسیم بر استحکام کششی و کرنش شکست آلیاژ مورد بررسی به ترتیب در شکل‌های ۵-الف و ۵-ب نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود در هر دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده با افزایش سیلیسیم استحکام کششی و کرنش شکست افزایش یافته و بعد از رسیدن به یک مقدار بیشینه مجدداً کاهش می‌یابند. در حالت ریختگی، آلیاژ 1.5Si و در حالت عملیات حرارتی، آلیاژهای 1.5Si و 2.5Si دارای بیشترین استحکام کششی هستند. همچنین حداکثر کرنش شکست در آلیاژهای ریختگی و عملیات حرارتی شده در غلظت سیلیسیم معادل ۰/۵ درصد وزنی به دست می‌آید. با توجه به نتایج بررسی‌های ریزساختاری (شکل ۲) این رفتار را می‌توان با توجه به مورفولوژی، ابعاد و کسر حجمی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در زمینه توجیه نمود. ذرات سیلیسیم به دلیل بالا بودن آنتروپی ذوب، در مقیاس اتمی تمایل به ایجاد فصل مشترک پخ‌دار^{۲۰} با زمینه آلومینیمی دارند [۳۸] لذا استحکام پیوند این ذرات با زمینه بسیار کم بوده و ذرات عموماً به صورت تیغه‌های مجزا در زمینه تشکیل می‌شوند. این تیغه‌ها به واسطه ساختار بلوری مکعبی الماسی و پیوندهای بسیار قوی کوالانت [۳۹] بسیار ترد بوده و مستعد به ایجاد

تشکیل ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن در زمینه آلیاژهای Al-Cu می‌شود. تحقیقات انجام شده حاکی از آن است که نوع و مورفولوژی این ترکیبات متأثر از نسبت Fe/Si در ترکیب آلیاژ است [۱۳ و ۱۲]. در نسبت‌های Fe/Si فراتر از ۱، رسوبات β -(FeCu) با مورفولوژی تیغه‌ای شکل در ساختار مشاهده می‌شوند (شکل ۴-الف) اما اگر غلظت سیلیسیم بیش از ۰/۲ درصد وزنی باشد و نسبت کوچک‌تر یا مساوی با ۱ باشد (مانند آلیاژ 2.5Si-2.5Fe، شکل ۴-ج) ترکیبات بین‌فلزی به صورت رسوبات چند وجهی/حروف چینی α -(FeMn) با فرمول شیمیایی عمومی $(Al,Cu)_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ در زمینه رسوب می‌نمایند. آنالیز شیمیایی رسوبات غنی از آهن در جدول ۲ ارائه شده است.

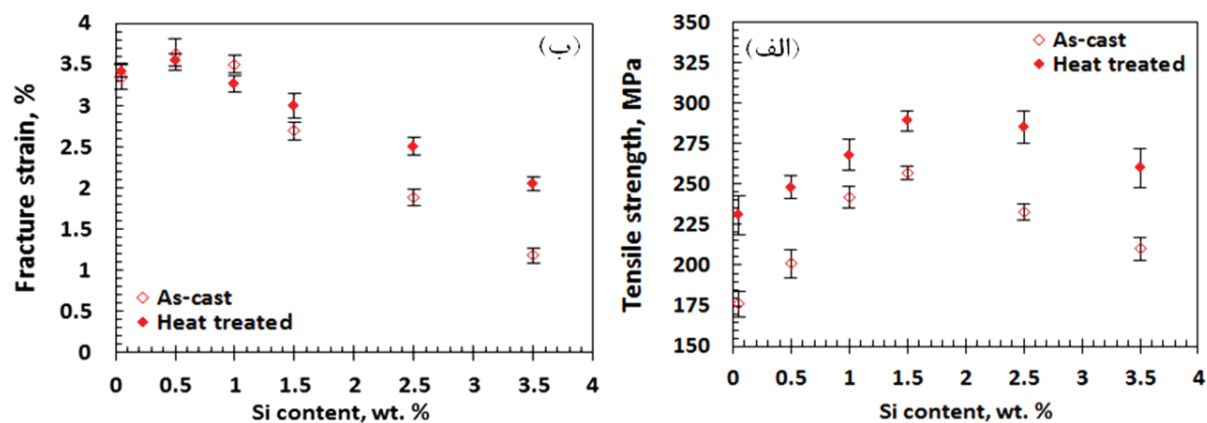
انجام عملیات حرارتی موجب بروز تغییرات اساسی در ریزساختار می‌شود. نخستین تاثیر این فرایند، کاهش قابل توجه کسر حجمی رسوبات غنی از مس θ - Al_2Cu و رسوبات غنی از سیلیسیم و منیزیم Mg_2Si است که در زمینه حل شده و به صورت رسوبات بسیار ریز θ' و θ'' (در مورد ذرات θ - Al_2Cu) و رسوبات β' و β'' (در مورد ذرات β - Mg_2Si) در ساختار تشکیل می‌شوند. با این حال احتمالاً به سبب انحلال ناقص، مقادیر جزئی از رسوبات θ در ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده قابل مشاهده هستند (شکل ۴-ب و ۴-د). انجام عملیات حرارتی همچنین موجب انحلال جزئی و خردایش ذرات سیلیسیم یوتکتیک در ساختار آلیاژهای حاوی سیلیسیم و انحلال جزئی ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن می‌شود (شکل ۴-ب و ۴-د). مکانیزم و عوامل موثر بر انحلال ذرات سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن طی عملیات حرارتی قبلاً توسط سایر محققین مورد بررسی قرار گرفته است [۳۴]. علت وقوع این فرایند که به «بهسازی حرارتی» نیز موسوم است افزایش نیروی محرکه نفوذ و نفوذ اتم‌ها از لبه‌های تیز با شعاع انحنای کم ذرات سیلیسیم یوتکتیک/ترکیبات بین‌فلزی به داخل زمینه/مناطق مسطح ذرات (با شعاع انحنای بی‌نهایت) عنوان شده است. بر اساس نتایج مطالعات چونگ این فرایند نفوذی مطابق با معادله گیبس-تامسون^{۱۹} به شرح زیر به وقوع می‌پیوندد [۳۵]:

20. Faceted interface

19. Gibbs-Thomson



شکل ۴. تصویر میکروسکوپی ریزساختار (الف) آلیاژ 1.5Si-2.5Fe ریختگی ($Fe/Si = 1/67$) (ب) آلیاژ 1.5Si-2.5Fe عملیات حرارتی شده ($Fe/Si = 1/67$)، (ج) آلیاژ 2.5Si-2.5Fe ریختگی ($Fe/Si = 1$) و (د) آلیاژ 2.5Si-2.5Fe عملیات حرارتی شده ($Fe/Si = 1$).



شکل ۵. تغییرات خواص کششی آلیاژهای مورد بررسی با غلظت سیلیسیم قبل و بعد از عملیات حرارتی (الف) استحکام کششی و (ب) کرنش شکست.

افزایش می‌یابد. با توجه به شکل ۵-ب در یک غلظت سیلیسیم معین، کرنش شکست نمونه‌های غنی از سیلیسیم (درصد وزنی سیلیسیم بیش از ۱) عملیات حرارتی شده به طور کلی بیش از نمونه‌های ریختگی است.

حداکثر استحکام کششی آلیاژ در شرایط عملیات حرارتی مربوط به دو آلیاژ حاوی ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم است (شکل ۵-الف) بر این اساس در این تحقیق تاثیر آهن بر خواص کششی این دو آلیاژ بررسی شده است. نمودار تغییرات استحکام کششی و کرنش شکست آلیاژهای 1.5Si-xFe بر حسب نسبت Fe/Si قبل و بعد از عملیات حرارتی T₆ به ترتیب در شکل‌های ۶-الف و ۶-ج نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، استحکام کششی آلیاژهای 1.5Si-xFe در هر دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده ابتدا با افزایش مقدار آهن تا حدود ۱/۵ درصد وزنی (نسبت Fe/Si حدود ۱) افزایش یافته و با افزایش نسبت Fe/Si به بیش از ۱ در غلظت آهن ۲/۵ درصد وزنی (آلیاژ 1.5Si-2.5Fe) به ترتیب حدود ۱۶ و ۷ درصد کاهش می‌یابد. مطابق انتظار، استحکام کششی آلیاژ پس از عملیات حرارتی بهبود یافته است. علاوه بر این می‌توان مشاهده نمود که استحکام کششی دو آلیاژ 1.5Si-0.5Fe (با نسبت Fe/Si برابر ۰/۳۶) و 1.5Si-1.5Fe (با نسبت Fe/Si معادل ۰/۹۲) نسبت به آلیاژ 1.5Si بیشتر است.

با توجه به نتایج مطالعات ساختاری (شکل ۴)، حضور آهن در ترکیب شیمیایی آلیاژ موجب تشکیل ترکیبات بین‌فلزی α -(FeMn) و β -(FeCu) در ساختار می‌شود. در نسبت‌های Fe/Si کوچکتر از ۱ فاز غنی از آهن غالب α -(FeMn) است. با توجه به مورفولوژی فشرده و غیر صفحه‌ای، در یک بار اعمالی معین، میزان تمرکز تنش ایجاد شده بر روی رسوبات آلفا به مراتب کمتر از رسوبات صفحه‌ای شکل بتا است. علاوه بر این تحقیقات نشان داده است که فصل مشترک رسوبات آلفا از نوع نفوذی بوده و استحکام پیوند بالاتری با زمینه دارند [۴۱]. لذا در صورتی که ابعاد و کسر حجمی این رسوبات در حد مناسبی باشد، حضورشان در عین تاثیر منفی کمتر بر روی انعطاف‌پذیری، می‌تواند موجب افزایش استحکام آلیاژ با مکانیزم پراکند سختی شود. بنابراین بهبود استحکام کششی و افت جزئی کرنش شکست آلیاژهای 1.5Si-xFe و 2.5Si-xFe پس از عملیات حرارتی، علاوه بر رسوب سختی ناشی از رسوبات حاصل از پیرسازی، متأثر از کاهش نسبی ابعاد و بهبود کیفیت اتصال ذرات بین فلزی غنی از آهن آلفا و ذرات سیلیسیم یوتکتیک است.

آلیاژ 1.5Si-2.5Fe دارای ۲/۵ درصد آهن است (نسبت Fe/Si= ۱/۶۷) لذا همانگونه که قبلاً عنوان شد ترکیبات بین‌فلزی تیغه‌ای شکل β -(FeCu) در ساختار این آلیاژ مشاهده می‌شوند (شکل ۴-الف). بر این اساس، کاهش استحکام کششی این آلیاژ نسبت به آلیاژهای با سیلیسیم

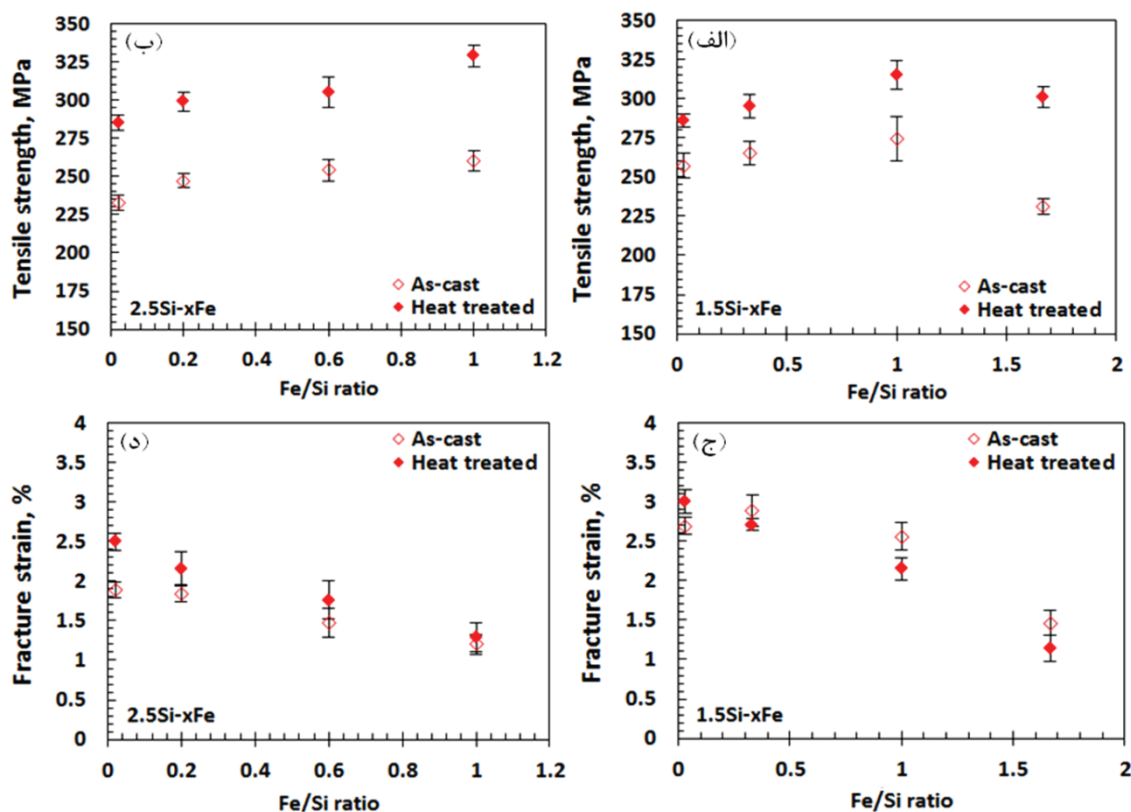
ترک‌های میکروسکوپی از درون خود و/یا فصل مشترک ضعیف‌شان با زمینه هستند. علاوه بر این مورفولوژی تیغه‌ای ذرات سیلیسیم موجب ایجاد تمرکز تنش قابل توجه اطراف آنها شده و لبه‌های تیز ذرات جوانه‌زنی ترک‌های میکروسکوپی را تسهیل می‌کند [۴۰].

بهبود استحکام کششی با افزایش غلظت سیلیسیم تا حدود ۱/۵ درصد وزنی ناشی از ایفای نقش این ذرات به‌عنوان موافق در برابر لغزش نابجایی‌ها است. با این حال، افزایش غلظت سیلیسیم موجب افزایش ابعاد و کسر حجمی ذرات مجزای سیلیسیم در ساختار شده و با توجه به ماهیت ترد و فصل مشترک ضعیف این ذرات با زمینه، احتمال جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی افزایش می‌یابد. بر اساس تحقیقات انجام شده جوانه‌زنی و اشاعه ترک از ذرات سیلیسیم طی سه مرحله انجام می‌شود: شکست ذرات سیلیسیم یا جدایش ذرات از زمینه در کرنش‌های کم، جوانه‌زنی حفرات میکروسکوپی از فصل مشترک ذرات، به هم پیوستن حفرات^{۲۱} و جوانه‌زنی ترک‌های میکروسکوپی اولیه، اتصال بین ترک‌ها و اشاعه تدریجی آن‌ها و نهایتاً وقوع شکست [۴۰]. بر این اساس افت استحکام کششی و کرنش شکست به ترتیب در آلیاژهای حاوی بیش از ۱/۵ و ۰/۵ درصد وزنی سیلیسیم را می‌توان با افزایش ابعاد و کسر حجمی این ذرات مجزا در ساختار آلیاژ توضیح داد.

عملیات حرارتی T₆ علی‌رغم ارتقای قابل توجه (حدود ۳۰ درصد) استحکام کششی آلیاژ پایه با مکانیزم رسوب سختی و تشکیل رسوبات β' و β'' غنی از منیزیم و سیلیسیم و θ' و θ'' غنی از مس در ساختار، تاثیر مثبت کمتری بر روی استحکام کششی آلیاژهای حاوی مقادیر سیلیسیم کمتر از ۱/۵ درصد وزنی دارد (شکل ۵-الف). این امر احتمالاً به علت حضور ذرات مجزای سیلیسیم در زمینه این آلیاژها است. با توجه به تصاویر میکروسکوپی ارائه شده در شکل ۴-ب، انجام عملیات حرارتی (بهسازی حرارتی)، موجب خردایش و حذف لبه‌های تیز (نقاط تمرکز تنش) ذرات سیلیسیم یوتکتیک و تبدیل این ذرات به ذرات کروی‌تر با ابعاد کوچک‌تر می‌شود. علاوه بر این نشان داده شده است که عملیات حرارتی ماهیت فصل مشترک ذرات را از حالت پخ‌دار (یا هموار) در مقیاس اتمی به نفوذی (یا زیر) در مقیاس اتمی تغییر می‌دهد [۴۱ و ۳۱]. بنابراین به دلیل کاهش نسبت طول به عرض^{۲۲} (کروی شدن) و هم‌زمان کاهش تاثیر ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها (کاهش شدت تمرکز تنش ایجاد شده روی ذرات)، میزان افزایش استحکام کششی کمتر خواهد بود لذا نرخ افزایش استحکام آلیاژ کاهش می‌یابد (شکل ۵-الف) اما با توجه به کاهش شانس جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی از ذرات یا فصل مشترک ذرات با زمینه، انعطاف‌پذیری آلیاژ

21. Coalescence

22. Aspect ratio



شکل ۶. تغییرات استحکام کششی و کرنش شکست با نسبت Fe/Si قبل و بعد از عملیات حرارتی (الف) استحکام کششی آلیاژهای 1.5Si-xFe، (ب) استحکام کششی آلیاژهای 2.5Si-xFe، (ج) کرنش شکست آلیاژهای 1.5Si-xFe و (د) کرنش شکست آلیاژهای 2.5Si-xFe.

یکی دیگر از اثرات افزایش غلظت آهن و سیلیسیم در ترکیب شیمیایی، تغییر سیالیت آلیاژ است. نمودار تغییرات سیالیت آلیاژهای مورد بررسی حاوی مقادیر مختلف آهن و سیلیسیم در شکل ۷ ارائه شده است. همان گونه که مشاهده می شود در یک غلظت آهن معین، طول سیالیت آلیاژهای 2.5Si-xFe بیش از آلیاژهای 1.5Si-xFe است. این امر را می توان به بالا بودن گرمای نهان ذوب سیلیسیم نسبت داد که حدوداً ۴/۵ برابر گرمای نهان ذوب آلومینیم است [۱۱]. بالا بودن گرمای نهان موجب تاخیر در انجماد و در نتیجه افزایش مسافت پیموده شده توسط مذاب می شود. با افزایش غلظت آهن در دو دسته آلیاژ مورد بررسی (1.5Si-xFe و 2.5Si-xFe) سیالیت تا حدود ۱/۵ درصد وزنی آهن افزایش یافته و سپس کاهش می یابد. با توجه به نتایج حاصل از تحقیقات فلمینگز^{۲۷} و همکاران، افزودن آهن تا حدود ۱/۵ درصد وزنی به واسطه کاهش دامنه انجماد، موجب بهبود سیالیت آلیاژهای Al-4.5Cu می شود اما افزودن مقادیر بیشتر آهن تاثیر منفی بر سیالیت آلیاژ دارد [۴۴]. کاهش سیالیت موجب کاهش توانایی مذاب در تغذیه نواحی بین دندریتی و در نتیجه افزایش کسر عیوب انجمادی از جمله تخلخل های انقباضی در ساختار می شود. علاوه بر این نشان داده شده

مشابه اما نسبت Fe/Si کوچک تر از ۱ را می توان با تشکیل ترکیبات تیغه ای شکل بتا در ساختار آن مرتبط دانست. مورفولوژی صفحه ای و بالا بودن نسبت طول به عرض در ذرات β باعث می شود این ذرات به عنوان مانعی در برابر حرکت نابجایی ها عمل نموده و با افزایش انباشتگی نابجایی ها و سخت شدن لغزش موجب افزایش سختی و به تبع آن افزایش استحکام آلیاژ شوند. وجود میدان های کرنشی در فصل مشترک ذرات β با زمینه که با بهره گیری از TEM توسط ملازم اقلو^{۲۳} و همکارانش به اثبات رسیده است تاییدی بر نقش این ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی ها است [۴۰]. با این حال رسوبات β همانند سایر ترکیبات فلزی ترد و شکننده هستند لذا احتمال شکست و ایجاد ترک در داخل صفحات β و یا فصل مشترک پخدار و ضعیف ذرات با زمینه در حین بارگذاری بسیار بالا است [۱۹ و ۲۰]. بر اساس تحقیقات لاکر^{۲۴} و سیلینگر^{۲۵} فصل مشترک بین دو فاز بسیار مستعد ایجاد ترک های میکروسکوپی است [۴۲]. همچنین براساس نظر ورن^{۲۶} پس از گسستن ذرات β با زمینه این ذرات به صورت یک نقص دو بعدی در زمینه عمل می کنند [۴۳].

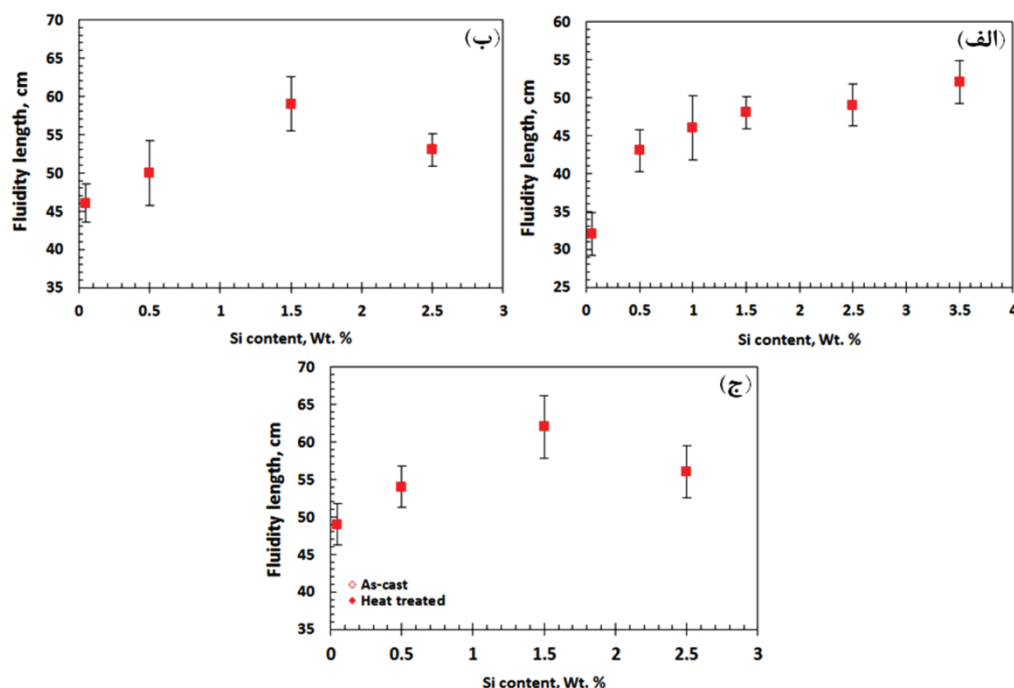
23. Mulazimoglu

24. Lakner

25. Sillinger

26. Vorren

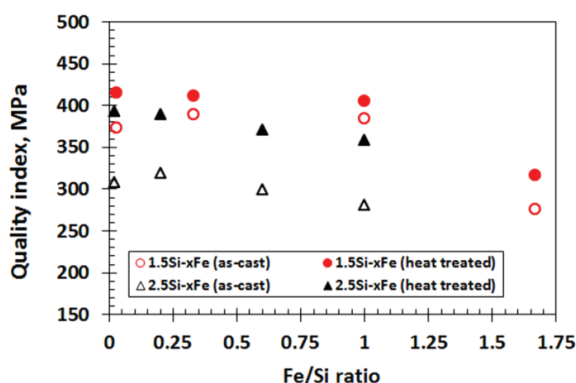
27. Flemings



شکل ۷. تاثیر غلظت سیلیسیم بر سیالیت (الف) آلیاژ پایه، (ب) آلیاژ 1.5Si-2.5Fe (Fe/Si= ۱/۶۵) و (ج) آلیاژ 2.5Si-2.5Fe (Fe/Si= ۰/۹۸).

به نواحی بین دندریتی، حوضچه‌های مذاب کوچک متشکل از یوتکتیک‌های چندتایی نقطه ذوب پایین در بخش‌های مختلف ساختار تشکیل می‌شوند که تغذیه این حوضچه‌ها در زمان خاتمه انجماد به سبب کمبود مذاب و ساختار پیچیده دندریتی، بسیار سخت و بعضاً ناممکن است لذا در توافق با نتایج به دست آمده احتمال شکل‌گیری تخلخل‌های انقباضی در ساختار افزایش می‌یابد.

نسبت Fe/Si در آلیاژ 2.5Si-2.5Fe حدود ۱ است لذا رسوبات β -(FeCu) به حداقل مقدار خود رسیده و رسوبات α -(FeMn) جایگزین آن‌ها می‌شوند. علاوه بر این انتظار می‌رود که کسر حجمی تخلخل در ساختار این آلیاژ کاهش نسبی را تجربه نماید. نتایج آزمون تخلخل سنجی (جدول ۳)

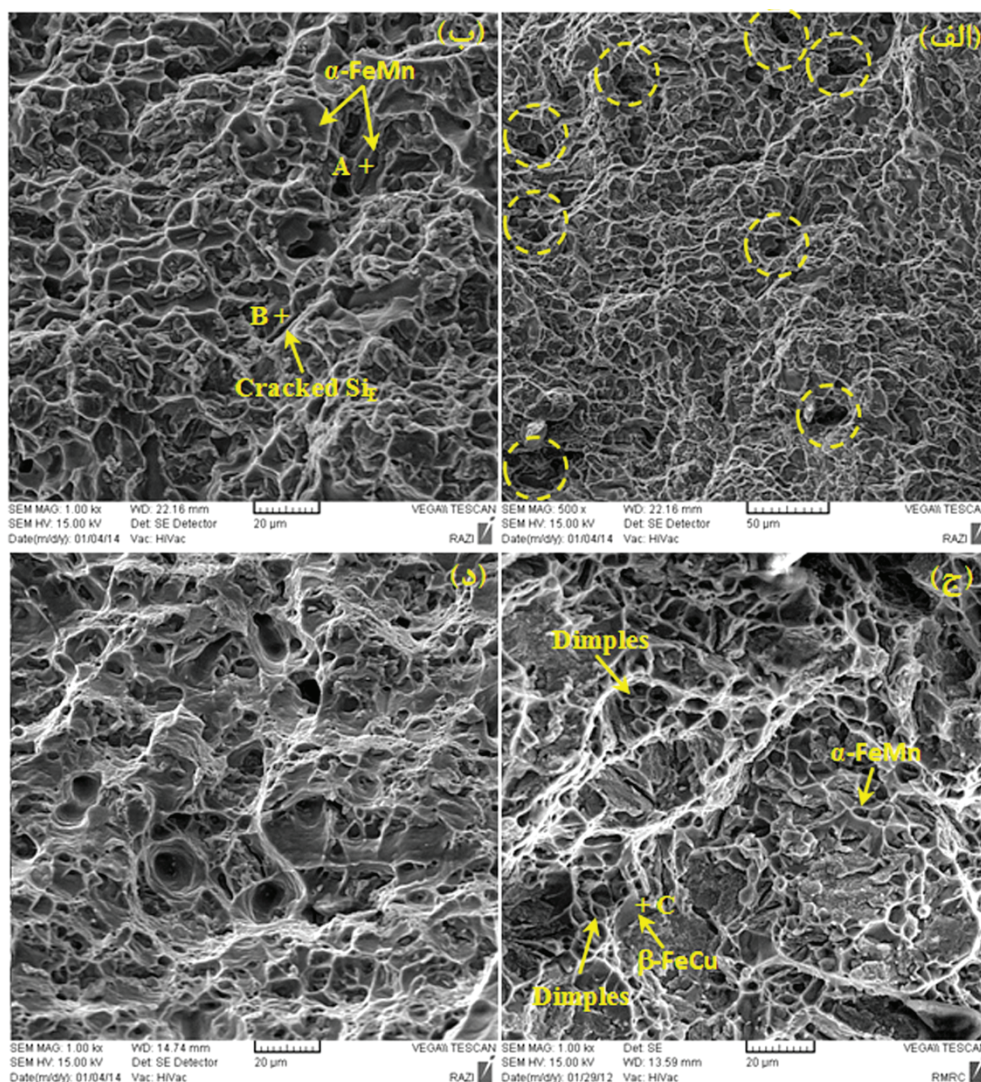


شکل ۸. تغییرات اندیس کیفیت آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف سیلیسیم و آهن در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده.

است که شکل‌گیری ترکیبات صفحه‌ای شکل مانند فازهای غنی از آهن بتا در نواحی بین دندریتی به واسطه مسدود نمودن مسیرهای تغذیه موجب افزایش میزان تخلخل‌های انقباضی در ساختار می‌شود. شکل‌گیری تخلخل علاوه بر کاهش سطح مقطع موثر تحمل بار و تضعیف آلیاژ، موجب تسهیل جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی می‌شود [۱]. نمودار تغییرات استحکام کششی و کرنش شکست آلیاژهای 2.5Si-xFe بر حسب نسبت Fe/Si در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده به ترتیب در شکل‌های ۶-ب و ۶-د ارائه شده است. همان‌گونه که مشخص است بر خلاف آلیاژهای حاوی ۱/۵ درصد وزنی سیلیسیم (شکل ۶-الف)، استحکام کششی آلیاژهای حاوی ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم با افزایش غلظت آهن به‌طور پیوسته افزایش می‌یابد. با توجه به بالا بودن غلظت سیلیسیم در ترکیب شیمیایی آلیاژهای 2.5Si-xFe، نسبت Fe/Si در محدوده آلیاژهای مورد بررسی، کوچک‌تر یا مساوی با ۱ است لذا فاز غنی از آهن غالب در این آلیاژها، رسوب α -(FeMn) است (شکل ۴-ج). با این حال استحکام کششی آلیاژهای 2.5Si-0.5Fe و 2.5Si-1.5Fe نسبت به آلیاژهای 1.5Si-0.5Fe و 1.5Si-1.5Fe با درصد مشابه آهن نسبتاً کمتر است. این امر احتمالاً ناشی از حضور ذرات تیغه‌ای شکل و خشن سیلیسیم یوتکتیک در زمینه این آلیاژها و افزایش کسر حجمی ریزتخلخل‌های انقباضی در ساختار آن‌ها است. تشکیل تخلخل‌های انقباضی در ساختار آلیاژهای Al-Cu-Si قبلاً توسط سایر محققین نیز اثبات شده است [۱]. در واقع با توجه به جدایش اتمی سیلیسیم و مس

جدول ۳. درصد حجمی تخلخل در نمونه‌های حاوی سیلیسیم و آهن

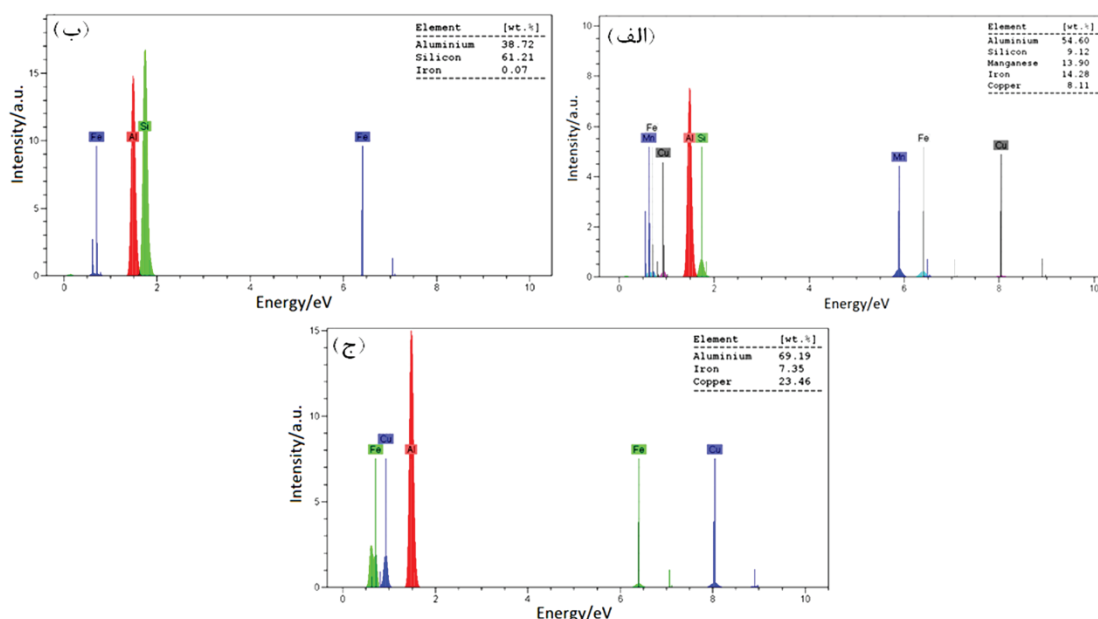
کد آلیاژ	2.5Si-2.5Fe	2.5Si-1.5Fe	2.5Si-0.5Fe	1.5Si-2.5Fe	1.5Si-1.5Fe	1.5Si-0.5Fe
Fe/Si	۰/۹۸	۰/۶۰	۰/۲۰	۱/۶۵	۰/۹۲	۰/۳۵
میزان تخلخل (درصد حجمی)	۰/۱۶	۰/۳۲	۰/۴۱	۰/۲۲	۰/۱۸	۰/۳۷



شکل ۹. (الف و ب) تصویر سطح شکست آلیاژ پایه در دو بزرگنمایی مختلف (حفرات انقباضی توسط دایره روی شکل الف مشخص شده‌اند)، (ج) تصویر سطح شکست آلیاژ ریختگی 1.5Si-2.5Fe و (د) تصویر سطح شکست آلیاژ 2.5Si-2.5Fe پس از عملیات حرارتی.

فرایند عملیات حرارتی، کاهش انعطاف‌پذیری آلیاژ قابل پیش‌بینی است اما به نظر می‌رسد که به دلیل افزایش کسر حجمی رسوبات بین‌فلزی غنی از آهن آلفا در ساختار آلیاژ، این کاهش نسبت به نمونه 1.5Si-xFe بیشتر است. با توجه به روند متفاوت تغییرات استحکام کششی و کرنش شکست آلیاژهای 1.5Si-xFe و 2.5Si-xFe با نسبت Fe/Si (شکل ۶)، به منظور بررسی جامع‌تر تاثیر بهسازی حرارتی بر خواص کششی آلیاژهای مورد تحقیق، نمودار تغییرات اندیس کیفیت آلیاژها در شکل ۸ ارائه شده است.

نیز موید این مطلب است و نشان می‌دهد که میزان تخلخل در آلیاژ 2.5Si-2.5Fe حدود ۲۸ درصد کمتر از آلیاژ 1.5Si-2.5Fe است. بر این اساس در هر دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده، استحکام کششی آلیاژ 2.5Si-2.5Fe نسبت به آلیاژهای 2.5Si-0.5Fe و 2.5Si-1.5Fe و همچنین نسبت به آلیاژ 1.5Si-2.5Fe با درصد مشابه آهن بیشتر است. کرنش شکست آلیاژهای 2.5Si-xFe با افزایش نسبت Fe/Si در هر دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی کاهش قابل ملاحظه‌ای را تجربه می‌کند. با توجه به افزایش استحکام کششی طی



شکل ۱۰. آنالیز شیمیایی EDS نقاط مشخص شده بر روی شکل ۹ (الف) نقطه A، (ب) نقطه B و (ج) نقطه C.

عامل افت نسبی خواص کششی این نمونه در قیاس با نمونه‌های با نسبت Fe/Si کوچک‌تر مساوی ۱ است. انجام عملیات حرارتی مطابق انتظار با انحلال تقریباً کامل ذرات Mg_2Si ، $\theta-Al_2Cu$ ، و ذرات سیلیسیم یوتکتیک و بهبود کیفیت اتصال این ذرات با زمینه، موجب تغییر حالت شکست آلیاژ از شبه ترد به شکست نرم شده است به گونه‌ای که سطح شکست نمونه $2.5Si-2.5Fe$ ($Fe/Si = 0.98$) توسط نواحی گسترده دیپلی پوشیده شده است.

۴. نتیجه‌گیری

۱- افزودن سیلیسیم تا ۲/۵ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت آلیاژ پایه می‌شود اما حداکثر سیالیت در آلیاژهای حاوی آهن، در ۱/۵ درصد وزنی سیلیسیم حاصل می‌شود. همچنین در محدوده غلظت‌های مورد استفاده در پژوهش حاضر، افزودن سیلیسیم موجب افزایش ابعاد و کسر حجمی تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک در ساختار آلیاژ شده و در صورتی که موجب کاهش نسبت Fe/Si به زیر ۱ شود می‌تواند کسر حجمی ریز تخلخل‌های انقباضی در نواحی بین دندریتی را نیز افزایش دهد. بر این اساس حضور سیلیسیم پس از یک غلظت معین، تاثیر منفی بر خواص کششی آلیاژ دارد (حدود ۱/۵ درصد وزنی در مورد استحکام کششی و ۰/۵ درصد در مورد انعطاف‌پذیری).
 ۲- حضور آهن موجب شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن $\alpha-(FeMn)$ و $\beta-(FeCu)$ در ساختار می‌شود. نوع و کسر حجمی این فازها متأثر از نسبت Fe/Si

با توجه به نمودار تغییرات اندیس کیفیت (شکل ۸) می‌توان مشاهده نمود که اندیس کیفیت آلیاژهای $1.5Si-xFe$ به‌طور کلی بیش از آلیاژهای $2.5Si-xFe$ است. ضمن آنکه حداکثر اندیس کیفیت در نمونه‌های $1.5Si-xFe$ و $2.5Si-xFe$ حاوی ناخالصی آهن در شرایط عملیات حرارتی شده و نسبت Fe/Si حدود ۰/۳ به‌دست می‌آید.

تصویر میکروسکپ الکترونی سطح شکست دو آلیاژ $2.5Si-1.5Fe$ ($Fe/Si = 0.6$) و $1.5Si-2.5Fe$ ($Fe/Si = 1/65$) در شرایط ریختگی و آلیاژ $2.5Si-2.5Fe$ ($Fe/Si = 0.98$) پس از عملیات حرارتی به‌ترتیب در شکل‌های ۹-الف، ۹-ب، ۹-ج و ۹-د نشان داده شده است. در توافق با مباحث فوق، حضور تخلخل‌های انقباضی پراکنده در سطح شکست نمونه $2.5Si-1.5Fe$ (شکل ۹-الف) به‌عنوان یکی از عوامل موثر در افت خواص کششی این نمونه، مشهود است. علاوه بر این حضور ذرات شکسته شده $\alpha-(FeMn)$ با آنالیز شیمیایی ارائه شده در شکل ۱۰-الف و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک در شکل ۱۰-ب بر روی سطح شکست (شکل ۹-ب) موید نقش موثر این ترکیبات در شکست آلیاژ $2.5Si-1.5Fe$ است.

تصویر سطح شکست نمونه $1.5Si-2.5Fe$ ($Fe/Si = 1/65$) در شکل ۹-ج نشان داده شده است. حضور هم‌زمان نواحی با شکست نرم (دیپلی) و ذرات شکسته شده به صورت ترد بر روی سطح شکست این نمونه موید این مطلب است که شکست با مکانیزم ترکیبی شکست ترد و نرم (شبه ترد) رخ داده است. با توجه به نتیجه آنالیز شیمیایی نقطه‌ای (شکل ۱۰-ج) و در تایید نتایج مطالعات ریزساختاری (شکل ۴) حضور ترکیبات صفحه‌ای شکل $\beta-(FeCu)$ علاوه بر فازهای -

References

- [1] Ganjefard K, Taghiabadi R, Noghani MT, Ghoncheh MH. Tensile properties and hot tearing susceptibility of cast Al-Cu alloys containing excess Fe and Si, International Journal of Mineral Metallurgy and Material. 2020; <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2039-7>.
- [2] Han N, Bian X, Li Z, Mao T, Wang C. Effect of Si on the microstructure and mechanical properties of the Al-4.5%Cu alloys. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2006;(6):405-10. [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-7191\(06\)62080-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-7191(06)62080-2)
- [3] Seleznev ML, Argon AS, Seleznev IL, Cornie JA, Mason RP. Effect of composition, particle size, and heat treatment on the mechanical properties of Al-4.5 wt.% Cu based alumina particulate reinforced composites. In: SAE Technical Paper Series. SAE International; 1998. <http://dx.doi.org/10.4271/980700>
- [4] Li S, Sadayappan K, Apelian D. Role of grain refinement in the hot tearing of cast Al-Cu alloy. Metallurgical and Materials Transactions B. 2013;44(3):614-23. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-013-9801-4>
- [5] Nabawy AM, Samuel AM, Samuel FH, Doty HW. Effects of grain refiner additions (Zr, Ti-B) and of mould variables on hot tearing susceptibility of recently developed Al-2 wt-% Cu alloy. International Journal of Cast Metals Research. 2013;26(5):308-17. <http://dx.doi.org/10.1179/1743133613Y.0000000068>
- [6] Li S, Sadayappan K, Apelian D. Effects of mold temperature and pouring temperature on the hot tearing of cast Al-Cu alloys. Metallurgical and Materials Transactions B. 2016 Jul 21;47(5):2979-90. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-016-0739-1>
- [7] Spittle JA, Cushway AA. Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings. Metals Technology. 1983;10(1):6-13. <http://dx.doi.org/10.1179/030716983803291226>
- [8] Nasreesfahani MR, Niroumand B. Effect of melt super heat on hot tearing of A206 aluminum alloy. Proceedings of Iran International Aluminum Conference (IIAC2009), Ed. Soltanieh M., Tehran, IRAN. 2009;47-52.
- [9] Li M, Wang H, Wei Z, Zhu Z. The effect of Y on the hot-tearing resistance of Al-5wt.% Cu based alloy. Materials & Design (1980-2015). 2010;31(5):2483-7. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.044>
- [10] Lemieux A, Langlais J, Chen XG. Reduction of hot tearing of cast semi-solid 206 alloys. Solid State Phenomena. 2012;192-193:101-6. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.192-193.101>
- [11] Campbell J. Complete Casting Handbook, Butterworth-Heinemann (Elsevier). 2011. UK.
- [12] Kamguo Kamga H, Larouche D, Bournane M, Rahem A. Hot tearing of aluminum-copper B206 alloys with iron and silicon additions. Materials Science and Engineering: A. 2010;527(27-28):7413-23. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.025>
- [13] Kamga HK, Larouche D, Bournane M, Rahem A. Mechanical properties of aluminium-copper B206 alloys with iron and silicon additions. International Journal of Cast Metals Research. 2012;25(1):15-25. <http://dx.doi.org/10.1179/1743133610Y.0000000012>
- [14] Liu K, Cao X, Chen X-G. Tensile properties of Al-Cu 206 cast alloys with various iron contents. Metallurgical and Materials Transactions A. 2014;45(5):2498-507. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-014-2207-3>

در نسبت‌های Fe/Si کوچک‌تر یا مساوی ۱، فاز غنی از آهن آلفا با مورفولوژی فشرده و غیرصفحه‌ای فاز غالب است اما در مقادیر Fe/Si بیش از ۱، به تدریج کسر حجمی ترکیبات صفحه‌ای شکل و مخرب بتا در ساختار افزایش می‌یابد.

۳- حداکثر استحکام کششی در آلیاژهای ریختگی مربوط به نمونه حاوی ۱/۵ درصد وزنی سیلیسیم در نسبت Fe/Si معادل ۱ و حداکثر کرنش شکست در همان نمونه در نسبت Fe/Si حدود ۰/۳ مشاهده می‌شود.

۴- انجام عملیات حرارتی به‌واسطه ترغیب رسوب سختی و انحلال/خردایش ذرات سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن و بهبود کیفیت اتصال ذرات به زمینه، موجب افزایش قابل ملاحظه استحکام کششی می‌شود. حداکثر استحکام کششی در این شرایط مربوط به نمونه حاوی ۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم در نسبت Fe/Si برابر ۱ است. استحکام این نمونه به ترتیب حدود ۴۰ و ۱۵ درصد بیش از استحکام آلیاژ پایه در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده است. همچنین حداکثر ازدیاد طول در شرایط عملیات حرارتی در نمونه بدون ناخالصی آهن مشاهده می‌شود.

۵- بر اساس بررسی‌های شکست‌نگاری، شکست نمونه 2.5Si-1.5Fe (Fe/Si < ۱) متأثر از حضور تخریفات‌های انقباضی و ذرات شکسته شده α -(FeMn) و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک است اما حضور هم‌زمان نواحی با شکست نرم (دیمپلی) و ذرات شکسته شده به صورت ترد بر روی سطح شکست نمونه 1.5Si-2.5Fe (Fe/Si = ۱/۶۵) موید آن است که شکست آن با مکانیزم شبه ترد رخ داده است. حضور ترکیبات صفحه‌ای شکل β -(FeCu) علاوه بر ذرات α -(FeMn) عامل افت نسبی خواص کششی این نمونه در قیاس با نمونه‌های با نسبت Fe/Si کوچک‌تر یا مساوی ۱ است. انجام عملیات حرارتی موجب تغییر حالت شکست آلیاژ از شبه ترد به شکست نرم و دیمپلی می‌شود.

- [15] Elgallad EM, Chen X-G. On the microstructure and solution treatment of hot tearing resistant semi-solid 206 alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;556:783-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.07.064>
- [16] Li W, Cui S, Han J, Xu C. Effect of Silicon on the casting properties of Al-5.0% Cu alloy. *Rare Metals*. 2006;25(6):133-5. [http://dx.doi.org/10.1016/S1001-0521\(08\)60067-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1001-0521(08)60067-4)
- [17] Kang BK, Sohn I. Effects of Cu and Si Contents on the Fluidity, Hot tearing, and mechanical properties of Al-Cu-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018;49(10):5137-45. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-018-4786-x>
- [18] Lemieux A, Langlais J, Bouchard D, Grant Chen X. Effect of Si, Cu and Fe on mechanical properties of cast semi-solid 206 alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2010;20(9):1555-60. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60338-1](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60338-1)
- [۱۹] تقی آبادی، ر، جراحی، م، نظری، م، بررسی کمی حساسیت به پارگی گرم در آلیاژی Al-9Si-Fe(Mn)، مهندسی متالورژی، ۱۳۹۵، دوره ۱۹، شماره ۳، ۱۹۵-۲۰۵.
- [20] Pouladvand S, Taghiabadi R, Shahriyari F. Investigation of the tribological properties of Al_xSi-1.2Fe(Mn) (x=5-13 wt.%) alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018;27(7):3323-34. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-018-3420-9>
- [21] Belov NA, Aksenov AA, Eskin DG. *Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element*, Taylor and Francis, New York, 2002
- [۲۲] تقی آبادی، ر، امامی، م، "متالورژی ریخته‌گری تحت فشار آلومینیم"، (۱۳۹۵)، سازمان انتشارات جهاد دانشگاهی، قزوین.
- [۲۳] آزاد روی، د، تقفیان، ح، بررسی خواص سایشی کامپوزیت زمینه آلومینیم ۳۱۹ مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی آهن تولید شده به روش درجا از طریق ریخته‌گری هم‌زدنی، مهندسی متالورژی، ۱۳۹۶، دوره ۲۰، شماره ۳، ۱۸۶-۱۹۶.
- [24] Mbuya TO, Odera BO, Ng'ang'a SP. Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review. *International Journal of Cast Metals Research*. 2003;16(5):451-65. <http://dx.doi.org/10.1080/13640461.2003.11819622>
- [25] Bidmeshki C, Abouei V, Saghaian H, Shabestari SG, Noghani MT. Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5%Si alloys. *Journal of Materials Research and Technology*. 2016;5(3):250-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.11.008>
- [26] Asadian Nozari M, Taghiabadi R, Karimzadeh M, Ghoncheh MH. Effect of Be modification on the oxide bifilms and tensile strength reliability of Al-Si-Mg alloys containing excess Fe. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2018;49(3):1236-45. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-018-1224-9>
- [27] Zhao Y, Zhang W, Yang C, Zhang D, Wang Z. Effect of Si on Fe-rich intermetallic formation and mechanical properties of heat-treated Al-Cu-Mn-Fe alloys. *Journal of Materials Research*. 2017;33(8):898-911. <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.2017.441>
- [28] Školáková A, Novák P, Mejzlíková L, Průša F, Salvatr P, Vojtěch D. Structure and mechanical properties of Al-Cu-Fe-X alloys with excellent thermal stability. *Materials*. 2017;10(11):1269, <http://doi.org/10.3390/ma10111269>
- [29] Babilas, R., Bajorek, A., Spilka, M., Radoń, A., & Łoński, W. (2020). Structure and corrosion resistance of Al-Cu-Fe alloys. *Progress in Natural Science: Materials International*, 30(3), 393-401. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2020.06.002>
- [30] Timelli G, Bonollo F. Fluidity of aluminum die casting alloy. *International Journal of Cast Metals Research*. 2007;20(6):304-311. <http://dx.doi.org/10.1179/136404608X286110>
- [۳۱] تقی آبادی، ر، تلافی نوغانی، م، کریمی، ی، ایرانشاهی، م، نظری، م، تاثیر عملیات حرارتی و مس بر خواص کششی و اندیس کیفیت Al-7Si-0.35Mg-xFe، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال ۱۱، شماره اول، ۱۳۹۶، ۶۵-۷۵.
- [32] Garbellini O, Palacio H, Biloni H. Correlation between fluidity and solidification—microstructures at the aluminium-rich corner of the Al-Cu-Si system. *Cast Metals*. 1990;3(2):82-90. <http://dx.doi.org/10.1080/09534962.1990.11819024>
- [33] Wang M, Xu W, Han Q. Effect of heat treatment on controlling the morphology of AlFeSi phase in A380 alloy. *International Journal of Metal casting*. 2016;10(4):516-23. <http://dx.doi.org/10.1007/s40962-016-0068-9>
- [۳۴] اسحاقی، ا، رائی زاده غنی، ج، قاسمی منفرد راد، ح، تقی آبادی، ر، بررسی اثر عملیات محلول سازی بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ آلومینیم ۳۳۲، نشریه دانشکده فنی، دوره ۴۳، شماره ۲، ۱۳۸۸، ۱۴۸-۱۳۹.
- [35] Chong X, Jiang W, Zhao Y, Xu X, Pan D, Wang Y, et al. High performance of T6-treated Al-15Mg₂Si-3Cu composite reinforced with spherical primary Mg₂Si after the Co-modification of Bi + Sr. *Advanced Engineering Materials*. 2019;21(4):1801119. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201801119>
- [36] Wang M, Xu W, Han Q, Effect of heat treatment on controlling the morphology of AlFeSi phase in A380 alloy, *International Journal of Metalcasting*, 2016;10(4): 516-523. <http://dx.doi.org/10.1007/s40962-016-0068-9>
- [37] Moustafa MA, Samuel FH, Doty HW, Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) alloy, *Journal of Materials Science*, 2003; 38: 4507-4522. <https://doi.org/10.1023/A:1027385619114>
- [38] Wang R-Y, Lu W-H, Hogan LM. Faceted growth of silicon crystals in Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1997;28(5):1233-43. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-997-0289-x>
- [39] Warmuzek M, *Aluminium-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs*, Materials Park, OH, USA: ASM Int.; 2004.
- [40] Ma Z, Samuel AM, Doty HW, Samuel FH. On the fractography of impact-tested samples of Al-Si alloys for automotive alloys. In: *Fracture Mechanics - Properties, Patterns and Behaviours*. InTech; 2016. <http://dx.doi.org/10.5772/63409>
- [41] Mulazimoglu MH, Zaluska A, Gruzleski JE, Paray F. Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996;27(4):929-36. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02649760>
- [42] Lakner J, Sillinger N. Effect of Fe on ageing of AlSi8Cu3 alloys. *Key Engineering Materials*. 1991;44-45:365-0. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.44-45.365>
- [43] Vorren O, Evensen JE, Pedersen TB. Microstructure and mechanical properties of Al-Si(Mg) casting alloys. *AFS Transactions*. 1984; 92:459-466.
- [44] M. Di Sabatino, On fluidity of aluminium alloys, *Metallurgia Italiana*, 2008; 100(3): 17-22.