

Research Paper

Quantitative investigation of hot tearing sensitivity in Al-9Si-Fe(Mn) alloys

*Reza Taghiabadi¹, Mojtaba Jarahi², Maryam Nazari³

- 1- Assistant Professor, Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.
- 2- B.Sc. in Materials Science, Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.
- 3- M.Sc. in Materials Science, Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

Citation: Taghiabadi R, Jarahi M, Nazari M. Quantitative investigation of hot tearing sensitivity in Al-9Si-Fe(Mn) alloys. Metallurgical Engineering 2016; 19(3) 195-205 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.48780.1094>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.48780.1094>

ABSTRACT

The effect of Fe addition (0.5, 1, 1.5 and 2 wt %) and Mn modification (Mn/Fe=0.5) on hot tearing behavior of F332 Al alloys was investigated. The results show that due to the formation of fine interdendritic β -Al₅FeSi platelets, Fe addition up to 0.5 wt% improves high temperature tensile properties and promotes the formation of equiaxed grains thereby increases the hot tearing resistance of the alloy by about 25%. Further addition of Fe up to 2 wt%, however, increases the size and volume fraction of β -platelets, decreases the tensile properties, reduces the fluidity and interdendritic feeding and consequently substantially increases the hot tearing susceptibility (HTS). Mn addition, however, was shown that changes the morphology of β -platelets to less harmful Chinese script, polyhedral or star-like α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ whereby improves the tensile properties and interdendritic feeding characteristic of the alloy. Therefore, the HTS value is decreased to zero for 0.5 and 1 wt% Fe alloys, but increased by 50 and 40 %, respectively in the case of 1.5 and 2 wt% Fe containing alloys.

Keywords: Al-9Si, Hot tearing, Intermetallic, Iron, Manganese

■.....■
* *Corresponding Author:*

Reza Taghiabadi, PhD

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

Tel: +98 (28) 33901143

E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

بررسی کمی حساسیت به پارگی گرم در آلیاژهای Al-9Si-Fe(Mn)

* رضا تقی آبادی^۱، مجتبی جراحی^۲، مریم نظری^۳

- ۱- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، ایران.
 ۲- فارغ التحصیل کارشناسی مهندسی متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، ایران.
 ۳- کارشناس ارشد آزمایشگاه متالوگرافی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، ایران.

چکیده

در این تحقیق تاثیر ناخالصی آهن (۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ wt %) و بهسازی شیمیایی توسط منگنز (Mn/Fe=۰/۵) بر رفتار پارگی گرم آلیاژ F۳۳۲ آلومینیم مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته است. بر اساس نتایج حاصله، با افزایش غلظت آهن تا ۰/۵ درصد وزنی، به دلیل توزیع ظرفیت ترکیبات بین‌فلزی β -Al₅FeSi در نواحی بین‌دندریتی و پیرو آن بهبود استحکام دما بالای آلیاژ و توسعه ساختار دانه‌های ریز و هم محور، مقاومت به پارگی گرم آلیاژ حدود ۲۵ درصد بهبود می‌یابد. افزایش غلظت آهن تا حدود ۲ درصد وزنی موجب افزایش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات صفحه‌ای شکل بتا در زمینه شده و علاوه بر افت استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ، به سبب کاهش سیالیت و انسداد مسیرهای تغذیه بین‌دندریتی مذاب، شرایط را برای ایجاد پارگی گرم مهیا نموده و شاخص حساسیت به پارگی گرم (HTS) به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. با افزودن منگنز، β -Al₅FeSi با α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ با مورفولوژی حروف چینی، چندوجهی یا ستاره‌ای شکل تبدیل شده و با حذف اثرات مخرب فاز بتای صفحه‌ای، موجب بهبود خواص کششی و قابلیت تغذیه بین‌دندریتی مذاب می‌شود. تحت این شرایط، شاخص حساسیت به پارگی گرم در آلیاژهای بهسازی شده حاوی ۰/۵ و ۱ درصد وزنی آهن به صفر رسیده و در مورد دو آلیاژ حاوی ۱/۵ و ۲ درصد وزنی آهن به ترتیب حدود ۵۰ و ۴۰ درصد کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: Al-9Si، پارگی گرم، ترکیب بین‌فلزی، آهن، منگنز

۱. مقدمه

آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si به ویژه آلیاژهای با ترکیب شیمیایی نزدیک یوتکتیک، به سبب دامنه انجماد کم (کاهش زمان ماندگاری قطعه در ناحیه خمیری)، سیالیت بالا و قابلیت تغذیه موثر بین‌دندریتی، حساسیت کمی به پارگی گرم دارند [۶-۵]. با این وجود تحقیقات نشان داده است که حضور برخی ناخالصی‌ها مانند مس و آهن می‌تواند تاثیر منفی قابل توجهی بر قابلیت پارگی گرم در این آلیاژها داشته باشد [۱۴-۱۰]. یکی از رایج‌ترین ناخالصی‌های موجود در آلیاژهای آلومینیم، آهن است که با توجه به افت شدید حلالیت طی انجماد، اغلب به صورت رسوبات بین‌فلزی غنی از آهن، در زمینه آلیاژ پدیدار می‌شود. مهمترین رسوبات غنی از آهن در آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si فاز بتا (β -Al₅FeSi) با مورفولوژی صفحه‌ای/سوزنی شکل^۱ و فاز آلفا (α -Al₁₅Fe₃Si₂) با مورفولوژی حروف چینی^۲ هستند. مورفولوژی این فازها اثر تعیین‌کننده‌ای بر خواص مکانیکی آلیاژ داشته و در صورت

آلیاژهای ریختگی Al-Si به دلیل چگالی کم، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، قابلیت عملیات حرارتی (در حضور مس و/یا منیزیم) و خواص سایشی بسیار مناسب به طور گسترده‌ای جهت تولید قطعات ریختگی به ویژه قطعات با اشکال پیچیده مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳-۱]. یکی از عیوب رایج در قطعات ریختگی، پارگی گرم است که تحت عنوان ترک حرارتی، شکنندگی حرارتی، ترک گرم خط سالیدوس و شکنندگی انقباضی نیز شناخته می‌شود. ترک‌های پارگی گرم در حین انجماد و در محدوده دمایی بین لیکوئیدوس و سالیدوس شکل می‌گیرند [۶-۴]. از جمله مهمترین عوامل موثر بر شکل‌گیری این نوع ترک‌ها می‌توان به تغذیه غیر موثر، کمبود مذاب در نواحی بین‌دندریتی (به منظور جبران انقباضات حجمی) و نیز تنش‌های حرارتی حین انجماد اشاره نمود [۸-۴]. بر این اساس پارامترهای موثر بر سیالیت و قابلیت تغذیه بین‌دندریتی مذاب و استحکام آلیاژ در دماهای بالا، نقش تعیین‌کننده‌ای در شکل‌گیری ترک‌های ناشی از پارگی گرم دارند.

1. Needle-like
2. Chinese-scripts

* نویسنده مسئول:
 دکتر رضا تقی آبادی

نشانی: قزوین، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، دانشکده فنی، گروه مهندسی مواد و متالورژی
 تلفن: ۳۳۹۰۱۱۴۳ (۲۸) ۰۹۸

پست الکترونیکی: taghiabadi@ikiu.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ ۳۳۲۴ (wt%)

عنصر	درصد وزنی
Si	۹/۲۸±۰/۲۱
Mg	۰/۷۱±۰/۰۳
Cu	۲/۳۴±۰/۱۰
Fe	۰/۱۱±۰/۰۲
Other	حداکثر ۰/۱۵
Al	باقیمانده

رسی-گرافیتی/اکوره مقاومتی عمودی VM2L-1200 آذر کوره صورت پذیرفت. پس از تکمیل عملیات ذوب و سرباره‌گیری، جهت بررسی تاثیر ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن بر پارگی گرم، مقادیر مورد نظر از آهن (۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد وزنی) و منگنز (با رعایت نسبت ۱:۲ Mn:Fe) با بهره‌گیری از قرص‌های فشرده حاوی ۷۵٪ آهن و ۸۰٪ منگنز، به مذاب اضافه شد. جهت اطمینان از توزیع یکنواخت عناصر، مذاب به آرامی توسط یک میله فولادی پوشش داده شده توسط پوشان قالب HOLCOTE-110Z هم زده شد و سپس توسط قرص‌های گاززدای پایه نیتروژن (NITRAL-10MG) تحت گاززدایی قرار گرفت. پس از آماده‌سازی مذاب، برای بررسی مقاومت به پارگی گرم، عملیات بارریزی در یک قالب ریخته‌گری میله محدود (CRC) [۵] پیش‌گرم شده تا دمای ۲۵۰ °C (تصویر ۱) انجام شد. دمای بارریزی حدود ۱۲۰ °C بالاتر از خط لیکوئیدوس آلیاژ در نظر گرفته شد.

در ادامه به منظور تجزیه و تحلیل تاثیر آهن و منگنز بر رفتار پارگی گرم آلیاژهای مورد بررسی، مقدار شاخص حساسیت به پارگی گرم هر آلیاژ با بررسی کیفیت و ابعاد ترک‌های ایجاد شده به صورت چشمی، به شرح زیر تعیین شد: [۵]

(الف) بررسی چشمی ترک‌های سطحی شکل گرفته بر روی میله‌ها و تعیین مقدار عددی C_i با استفاده از جدول ۲
 (ب) تعیین مقدار عددی L_i هر میله با توجه به جدول ۳
 (ج) محاسبه HTS با استفاده از رابطه $HTS = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
 آزمون کشش در دمای محیط (۲۵ °C) و دمای بالا (۲۰۰ °C) توسط یک دستگاه کشش یونیورسال Zwick/Roell-Z100 تحت نرخ کرنش ۰/۱ mm/min صورت پذیرفت و میانگین استحکام چهار نمونه تهیه شده توسط قالب استاندارد نمونه کشش (ASTM B 557M-02a) به‌عنوان نتیجه نهایی ثبت شد. همچنین برای بررسی ساختار، پس از آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها بر اساس روش‌های استاندارد متالوگرافی، عملیات حکاکی سطحی برای بررسی‌های ریزساختاری توسط محلول HF ۰/۵ درصد و برای بررسی‌های درشت ساختاری توسط محلول $30HNO_3 + 60HCl + 5HF + 5H_2O$ انجام شد. در ادامه برای تعیین تاثیر افزودن آهن و بهسازی شیمیایی آن توسط منگنز بر مکانیزم‌های حاکم بر پارگی گرم، سطوح شکست ترک‌ها توسط میکروسکپ الکترونی روبشی VEGA-TESCAN مورد بررسی قرار گرفت.

۳. نتایج و بحث

بررسی تاثیر ترکیبات بین فلزی غنی از آهن بر حساسیت

به پارگی گرم آلیاژ F۳۳۲

تاثیر افزودن مقادیر مختلف آهن (۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد

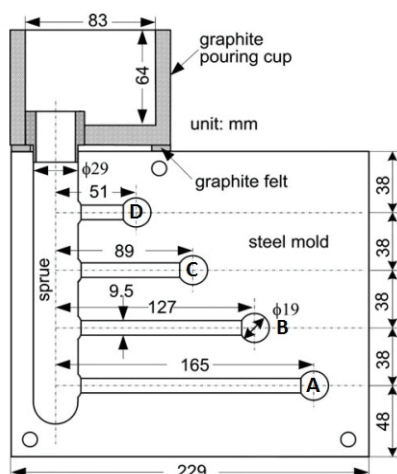
3. Constrained rod casting

شکل‌گیری فاز بتا با مورفولوژی صفحه‌ای، خواص مکانیکی آلیاژ به ویژه انعطاف‌پذیری و چقرمگی آن به میزان قابل توجهی افت می‌نمایند [۱۶-۱۴]. افزایش غلظت ناخالصی آهن علاوه بر خواص مکانیکی، تاثیر قابل توجهی بر مقاومت به پارگی گرم آلیاژهای آلومینیم دارد. بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که با افزایش آهن و پیرو آن افزایش کسر حجمی ترکیبات صفحه‌ای شکل غنی از آهن، علاوه بر افزایش شکنندگی مرزهای دانه [۱۳] به سبب افت سیالیت [۱۷-۱۴]، انسداد مسیرهای تغذیه بین‌دندریتی و اختلال در تغذیه این نواحی توسط مذاب [۱۸] زمینه لازم برای جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های پارگی گرم فراهم می‌شود. بر این اساس تاکنون روش‌های مختلفی جهت خنثی‌سازی تاثیر منفی ناخالصی آهن بر خواص آلیاژهای Al-Si ارائه شده‌اند که از جمله می‌توان به بهسازی شیمیایی، بهسازی حرارتی و بهسازی تبریدی اشاره نمود. بهسازی شیمیایی با بهره‌گیری از عناصر تصحیح‌کننده اثر آهن مانند منگنز یکی از روش‌های رایج جهت کنترل اثرات مخرب آهن است [۲۰-۱۹ و ۱۶-۱۴]. تحقیقات نشان داده است که در حضور مقادیر مناسب از این عنصر (نسبت Mn:Fe به صورت ۱:۲)، رسوبات $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ با مورفولوژی غیرصفحه‌ای جایگزین فاز بتای صفحه‌ای شده و ضمن بهبود استحکام و انعطاف‌پذیری، موجب ارتقاء قابل ملاحظه سیالیت و قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای ریختگی Al-Si می‌شوند [۲۰-۱۹].

بر این اساس نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Si و کاربرد این آلیاژها جهت تولید قطعات ریختگی دارای اشکال پیچیده و مقاطع نازک، در این تحقیق تاثیر بهسازی ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن توسط منگنز بر حساسیت به پارگی گرم آلیاژ هیپوپوتکتیک F۳۳۲ آلومینیم (Al-9Si-CuMg) حاوی مقادیر مختلف ناخالصی آهن، به صورت کمی مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته و سعی شده است که غلظت بهینه آهن در شرایط عدم بهسازی و بهسازی توسط منگنز، تعیین شود.

۲. مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-Si مورد استفاده در این تحقیق در جدول ۱ ارائه شده است. عملیات ذوب نمونه‌ها در یک بوتله



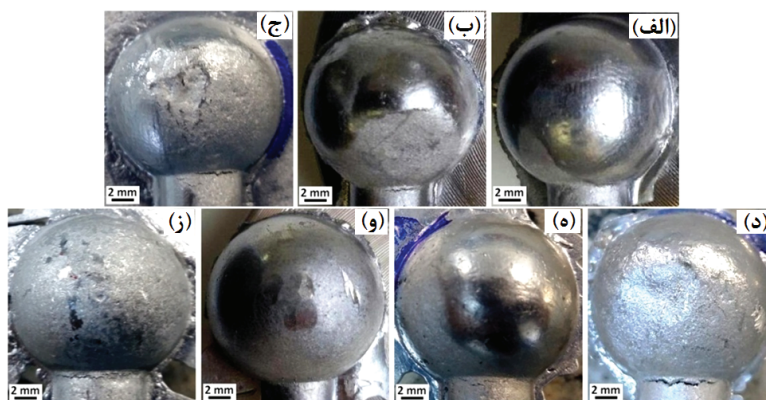
تصویر ۱. تصویر طرح واره قالب آزمون پارگی گرم.

جدول ۲. توصیف انواع ترک [۵]

نوع ترک	C _i	توصیف
بدون ترک	۰	نمونه بدون ترک
ترک مویی	۱	ترک مویی که تقریباً تا نیمی از محیط میله اشاعه یافته باشد
ترک خفیف	۲	ترک مویی که کل محیط میله را احاطه کرده باشد
ترک شدید	۳	ترکی بزرگ که در کل محیط میله اشاعه یافته است
ترک کامل	۴	جدایش تقریباً کامل میله

جدول ۳. ارتباط نوع میله و مقدار عددی Li [۵]

نوع میله	A	B	C	D
مقدار عددی Li	۱	۲	۳	۴

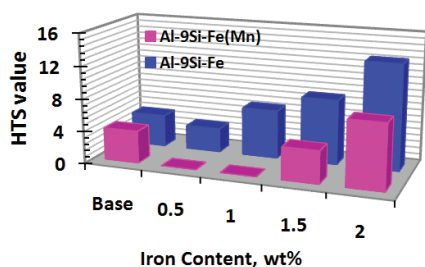


تصویر ۲. تاثیر آهن بر وقوع پارگی گرم در میله A (الف) Al-9Si، (ب) Al-9Si-0.5Fe، (ج) Al-9Si-1Fe، (د) Al-9Si-2Fe، (و) Al-9Si-0.5FeMn، (ز) Al-9Si-2FeMn و (ه) Al-9Si-1FeMn

حرارتی بوده و افزایش مساحت نمودار معادل با کاهش مقاومت به ترک حرارتی است ضمن آنکه وقوع یا عدم وقوع پارگی گرم در هر یک از میله‌های آزمون قابل بررسی است. برای رسم این نمودار مقدار (C_i×L) مربوط به هر میله به صورت جداگانه و با استفاده از اطلاعات جدول ۲ و ۳ محاسبه شده و بر روی محورهای چهارگانه نمودار درج می‌شود. با توجه به تصویر ۳ پیش از بهسازی، با افزایش غلظت

وزنی) بر وقوع پارگی گرم در میله A قالب ریخته‌گری میله محدود آلیاژ Al-9Si در شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده توسط منگنز در تصویر ۲ ارائه شده است. با توجه به دامنه انجماد کوتاه و سیالیت قابل توجه، آلیاژ دوتایی Al-9Si مقاومت نسبتاً خوبی در برابر پارگی گرم از خود نشان می‌دهد. بررسی نمونه پارگی گرم تهیه شده از این آلیاژ موید شکل‌گیری محدود ترک‌های مویی و بسیار خفیف بر روی سطح میله است (تصویر ۲-الف). با این حال پس از افزودن آهن، حضور ترک‌های پارگی گرم در تصاویر تهیه شده مربوط به آلیاژهای Al-9Si-0.5Fe، Al-9Si-1Fe، و Al-9Si-2Fe کاملاً مشهود است.

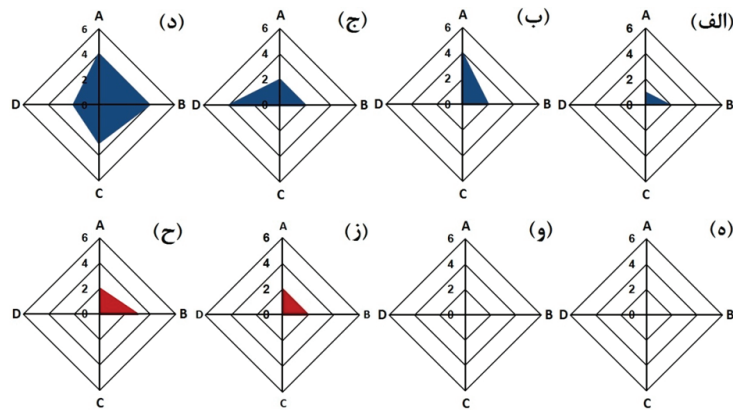
نمودار تغییرات شاخص حساسیت به پارگی گرم (HTS^۴) آلیاژ F۳۳۲ با درصد آهن و نتایج حاصل از بررسی شاخص HTS در قالب نمودار رد پا^۵ به ترتیب در تصویرهای ۳ و ۴ نشان داده شده است. نمودار رد پا [۵] توصیف گرافیکی از مقاومت به ترک



تصویر ۳. تغییرات شاخص HTS آلیاژ F۳۳۲ با غلظت آهن.

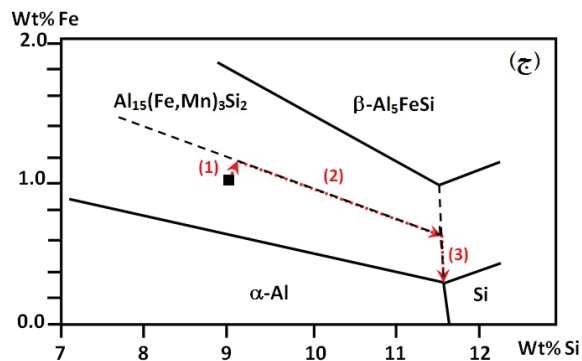
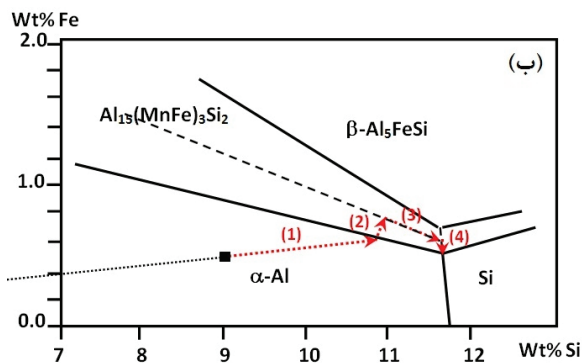
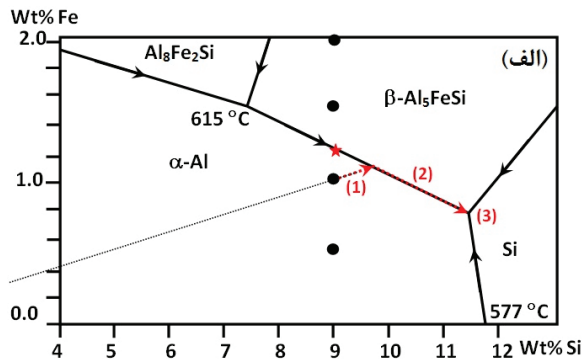
4. Hot tearing sensitivity

5. Foot print



تصویر ۴. نمودار رد پا شاخص HTS.

(الف) Al-9Si-0.5Fe، (ب) Al-9Si-1Fe، (ج) Al-9Si-1.5Fe، (د) Al-9Si-2Fe، (ه) Al-9Si-0.5FeMn، (و) Al-9Si-1FeMn، (ز) Al-9Si-1.5FeMn، (ح) Al-9Si-2FeMn



تصویر ۵. گوشه غنی از آهن نمودار سه تایی Al-Fe-Si [۱۶] (الف) ۰/۰ درصد منگنز، (ب) ۰/۲۵ درصد منگنز و (ج) ۰/۵ درصد منگنز، موقعیت آلیاژهای مورد بررسی بر روی نمودار مشخص شده است.

آهن از حدود ۰/۱ درصد وزنی (در آلیاژ پایه) تا حدود ۰/۵ درصد وزنی (به‌عنوان غلظت بهینه)، شاخص حساسیت به پارگی گرم کاهش ۲۵ درصدی را تجربه می‌نماید اما افزایش بیشتر غلظت آهن (تا حدود ۲ درصد وزنی) تاثیر منفی بر رفتار آلیاژ در قبال پارگی گرم دارد به‌گونه‌ای که مقدار HTS تا بیش از چهار برابر افزایش می‌یابد. بررسی نمودار رد پای مربوط به این نمونه‌ها نیز حاکی از آن است که با افزایش غلظت آهن (از ۰/۵ تا ۲ درصد وزنی)، ضمن افزایش مساحت نمودار و حساسیت آلیاژ به پارگی گرم، گستره‌ی ترک گرم علاوه بر میله‌های A و B، میله‌های C و D را نیز در بر می‌گیرد (تصویر ۴-الف-د).

بر خلاف نمونه‌های بهسازی نشده، روند تغییرات HTS با غلظت آهن در نمونه‌های حاوی منگنز کاملاً متفاوت است. در این نمونه‌ها با افزایش غلظت آهن تا حدود ۱ درصد وزنی، عملاً ترک‌های پارگی گرم شکل نمی‌گیرند اما با افزودن مقادیر بیشتر آهن، مقدار HTS افزایش می‌یابد، هر چند این افزایش به میزان قابل توجهی کمتر از افزایش HTS در نمونه‌های بهسازی نشده است. بررسی نمودار رد پای مربوط به این نمونه‌ها نیز نشان‌دهنده تاثیر مثبت بهسازی توسط منگنز بر بهبود شرایط آلیاژ به لحاظ مقاومت به پارگی گرم است به‌طوری‌که در نمونه‌های بهسازی شده حاوی بیش از ۱/۵ درصد آهن، ترک‌های پارگی گرم منحصرآ میله‌های A و B را در بر گرفته است (تصویر ۴-ه-ح).

به منظور بررسی دقیق‌تر روند تغییرات HTS با تغییر غلظت آهن و منگنز، روند انجماد آلیاژها با استفاده از گوشه غنی از آهن نمودار فازی سه‌تایی Al-Fe-Si [۲۱-۱۶] در حضور منگنز (تصویر ۵)، تعیین موقعیت آلیاژ بر روی نمودار و رسم خط شیل^۶ [۲۲] مربوطه بررسی می‌شود. برای جزئیات بیشتر به [۲۳ و ۱۶] مراجعه شود. موقعیت چهار آلیاژ بهسازی نشده حاوی ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد آهن و موقعیت آلیاژ

6. Scheil

جدول ۴. توالی واکنش‌های انجمادی در آلیاژهای مورد بررسی

Alloys	Reactions sequence
Al-9Si-0.5Fe	Development of α -Al dendritic network
Al-9Si-1Fe	$L = \alpha\text{-Al} + \text{Si}_E$ (Binary eutectic) $L = \alpha\text{-Al} + \text{Si}_E + \beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (Ternary eutectic)
Al-9Si-1.5Fe	Precipitation of primary $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$
Al-9Si-2Fe	$L = \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (Binary eutectic) $L = \alpha\text{-Al} + \text{Si}_E + \beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (Ternary eutectic)
Al-9Si-0.5Fe-0.25Mn	Development of α -Al dendritic network $L = \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (Binary eutectic) $L = \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2 + \beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (Ternary eutectic) $L = \alpha\text{-Al} + \text{Si}_E + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (Ternary eutectic)
Al-9Si-1Fe-0.5Mn	Precipitation of primary $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ particles
Al-9Si-1.5Fe-0.75Mn	$L = \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (Binary eutectic)
Al-9Si-2Fe-1Mn	$L = \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2 + \beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (Ternary eutectic) $L = \alpha\text{-Al} + \text{Si}_E + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (Ternary eutectic)

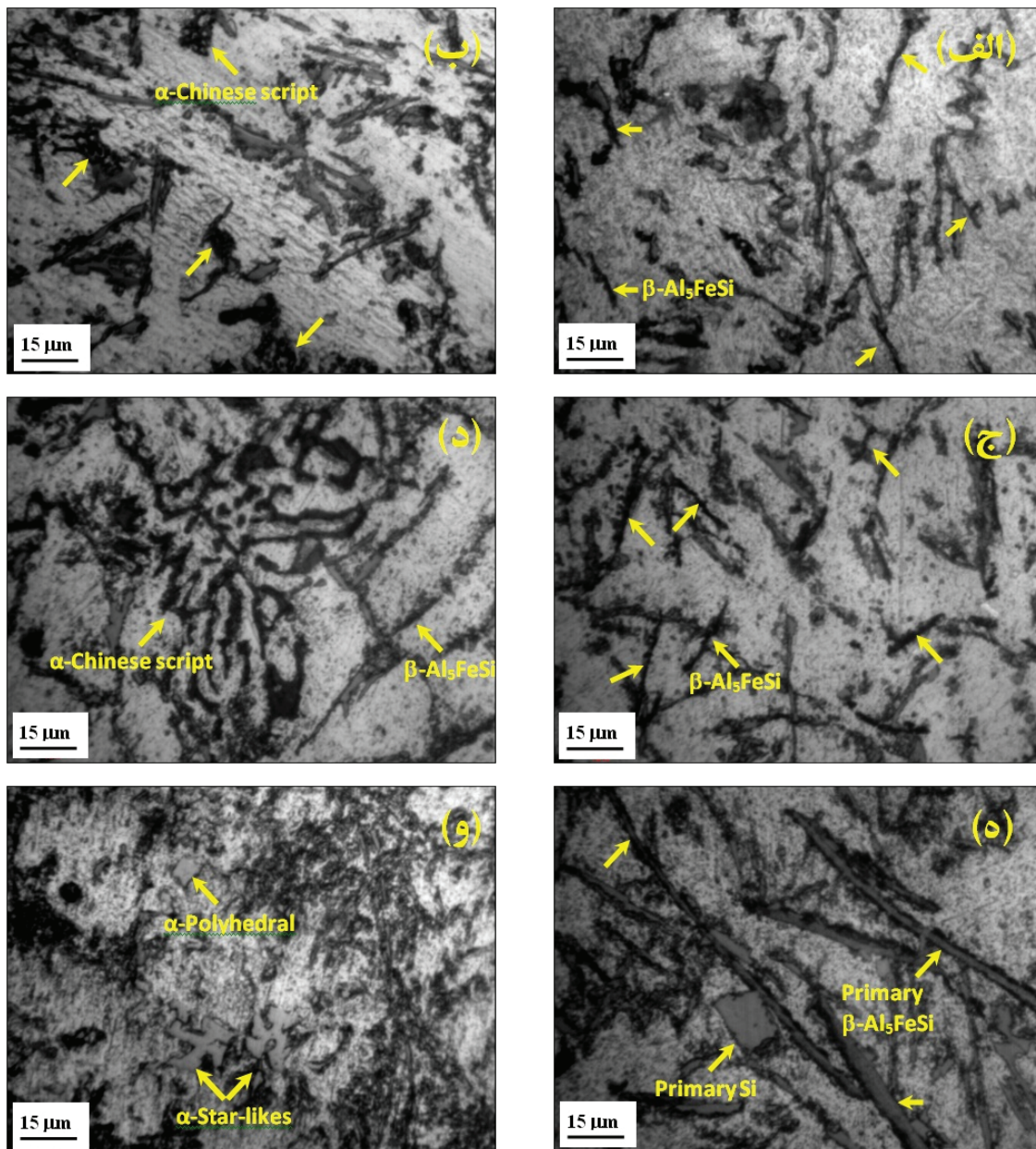
توجهی بر خواص مکانیکی دمای محیط و دما بالای آلیاژهای Al-Si دارد. نتایج حاصل از بررسی تاثیر افزودن ۰/۵، ۱ و ۲ درصد وزنی آهن بر خواص کششی دمای محیط و دما بالای (۲۰۰°C) آلیاژ F۳۳۲ در جدول ۵ ارائه شده است. می‌توان مشاهده نمود که علی‌رغم بهبود نسبی استحکام کششی دمای محیط آلیاژ به واسطه افزودن ۰/۵ درصد آهن، افزودن ۱ درصد آهن موجب کاهش تقریباً ۱۰ درصدی استحکام می‌شود. حضور آهن با این حال تاثیری مثبت بر استحکام آلیاژ در دمای ۲۰۰°C دارد. با توجه به نتایج حاصله، علی‌رغم افت ۲۶ درصدی استحکام کششی آلیاژ پایه در دمای ۲۰۰°C، میزان افت استحکام در دو آلیاژ حاوی ۰/۵ و ۱ درصد آهن به ترتیب حدود ۱۳ و ۲۵ درصد است. تاثیر ترکیبات بین فلزی غنی از آهن (به خصوص صفحات ظرفیت و بین‌دندریتی بتا) بر خواص کششی دما بالای آلیاژهای Al-Si را می‌توان به دمای ذوب بالا و پایداری این ترکیبات در دماهای بالا [۱۹] نسبت داد به گونه‌ای که این ترکیبات کمابیش در نقش مراکز انباشت نابجایی‌ها موجب افزایش استحکام آلیاژ می‌شوند. صرف‌نظر از تاثیر مثبت افزایش دما بر درصد ازدیاد طول و بهبود جزئی انعطاف‌پذیری آلیاژ حاوی ۰/۵ درصد آهن، افزودن آهن به طور کلی موجب کاهش انعطاف‌پذیری آلیاژ در شرایط بهسازی نشده می‌شود.

افزودن آهن درشت ساختار آلیاژ F۳۳۲ را نیز تغییر می‌دهد (تصویر ۷ ب-ج). همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت آهن، دانه‌های نسبتاً درشت و هم‌محور آلیاژ پایه (تصویر ۷-الف) توسط دانه‌های ریز و هم‌محور جایگزین شده‌اند. با توجه به ضریب توزیع بسیار کم آهن در مذاب آلومینیم (حدود ۰/۰۳ [۲۴]) قابل پیش‌بینی است که در هنگام انجماد، اتم‌های آهن به مذاب جلوی جبهه انجماد پس زده شده و با تغلیظ مذاب در این ناحیه، شرایط را برای

با غلظت آهن بحرانی (حدود ۱/۲ درصد) به ترتیب توسط دایره‌های توپر و ستاره در تصویر ۵-الف مشخص شده است. به منظور بررسی انجماد در آلیاژهای بهسازی نشده، روند انجماد در آلیاژ حاوی ۱ درصد آهن بررسی می‌شود. انجماد در این آلیاژ با شکل‌گیری شبکه دندریتی $\alpha\text{-Al}$ آغاز شده و در ادامه با تغلیظ مذاب به سبب جدایش سیلیسیم و آهن در نواحی بین‌دندریتی (مسیر یک در تصویر ۵-الف)، با یوتکتیک دوتایی $\alpha\text{-Al}$ و $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ (مسیر دو در تصویر ۵-الف) و سپس یوتکتیک سه‌تایی $\alpha\text{-Al}$ ، Si_E و $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ در نواحی بین‌دندریتی (موقعیت سه در تصویر ۵-الف) خاتمه می‌یابد. لازم به ذکر است که با افزایش میزان آهن در محدوده آهن کمتر از غلظت بحرانی، ابعاد و کسر حجمی ترکیبات صفحه‌ای شکل بتا در زمینه افزایش می‌یابد. به طور مشابه در آلیاژهای حاوی ۱/۵ و ۲ درصد آهن، انجماد با شکل‌گیری صفحات درشت بتای اولیه آغاز شده و با یوتکتیک دوتایی $\alpha\text{-Al}$ و $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ و سپس یوتکتیک سه‌تایی $\alpha\text{-Al}$ ، Si_E و $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ در نواحی بین‌دندریتی خاتمه می‌یابد. توالی واکنش‌های انجمادی در سایر آلیاژهای در جدول ۴ ارائه شده است.

تصاویر میکروسکوپی تهیه شده از ریزساختار آلیاژ F۳۳۲ حاوی ۰/۵، ۱/۰ و ۲ درصد وزنی آهن در تصویر ۶ ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در توافق با تحلیل انجمادی صورت پذیرفته، ریزساختار دو آلیاژ حاوی ۰/۵ و ۱ درصد وزنی آهن حاوی رسوبات صفحه‌ای شکل بتا در نواحی بین‌دندریتی است. با افزایش غلظت آهن، ابعاد و کسر حجمی رسوبات در زمینه افزایش می‌یابد (تصویرهای ۶-الف، ۶-ج و ۶-ه). همچنین شکل‌گیری رسوبات درشت و صفحه‌ای شکل بتای اولیه در زمینه آلیاژ حاوی ۲ درصد آهن کاملاً مشهود است (تصویر ۶-ه).

شکل‌گیری این ترکیبات صفحه‌ای شکل، تاثیر قابل



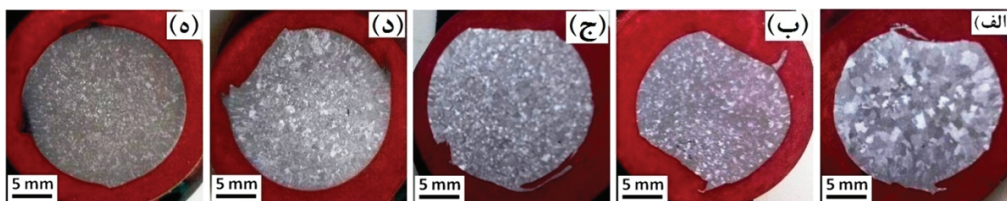
تصویر ۶. تاثیر غلظت آهن بر ریزساختار آلیاژ (الف) Al-9Si-0.5Fe، (ب) Al-9Si-0.5Fe-1Mn، (ج) Al-9Si-1Fe، (د) Al-9Si-1FeMn، (ه) Al-9Si-2Fe و (و) Al-9Si-2FeMn (ترکیبات غنی از آهن (و منگنز) توسط فلش بر روی تصاویر مشخص شده‌اند).

جدول ۵. تاثیر غلظت آهن بر ریزساختار آلیاژهای (الف) بهسازی نشده و (ب) بهسازی شده توسط منگنز (Mn:Fe = 1:2)

	UTS, MPa		Elongation, %	
	R.T.	200 °C	R.T.	200 °C
Base (Al9Si)	188.14±10.12	137.65±18.31	1.08±0.24	1.93±0.17
Al9SiFe0.5	194.03±8.63	169.11±5.08	1.14±0.16	1.97±0.21
Al9SiFe1	171.42±7.24	128.11±13.62	0.81±0.33	1.19±0.20
Al9SiFe1Mn	201.26±11.52	170.83±9.14	1.10±0.09	1.81±0.14

مذاب جلوی جبهه انجماد نسبت داد. کاهش اندازه دانه و مورفولوژی هم محور دانه‌ها منجر به افزایش فشار مویینگی مذاب در نواحی بین‌دندریتی و بهبود شرایط تغذیه شده و می‌تواند تاثیری مثبت بر مقاومت به پارگی گرم داشته

شکل‌گیری و افزایش میزان تحت تبرید غلظتی [۲۵] و تسهیل رشد مستقل یا هم محور دانه‌های ریزتر فراهم آورند. بر این اساس شکل‌گیری دانه‌های ریز و هم محور با افزایش میزان ناخالصی آهن را می‌توان به تحت تبرید غلظتی در



تصویر ۷. ساختار میکروسکوپی آلیاژهای (الف) Al-9Si، (ب) Al-9Si-0.5Fe، (ج) Al-9Si-1Fe، (د) Al-9Si-0.5FeMn و (ه) Al-9Si-1FeMn.

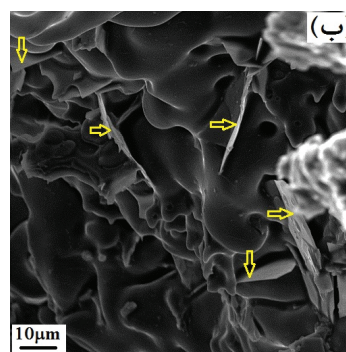
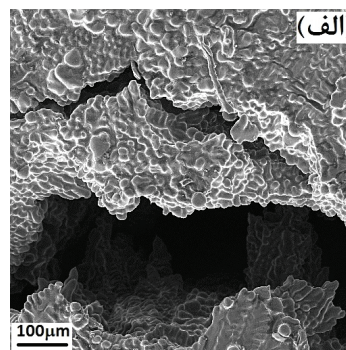
صفحات بتا علاوه بر این موجب افت قابل توجه سیالیت و قابلیت تغذیه بین‌دندریتی مذاب [۱۷] و تسهیل شرایط برای شکل‌گیری ترک‌های گرم می‌شود. در توافق با نتایج به دست آمده، حضور و تاثیر منفی صفحات غنی از آهن بتا در نواحی بین‌دندریتی و انسداد مسیرهای تغذیه در این نواحی کاملا مشهود است (تصویر ۸-ب). انسداد کانال‌های بین‌دندریتی، فرایند ترمیم ترک‌های گرم ناشی از کرنش‌های انقباضی وارده را مختل نموده و پارگی گرم را تسهیل می‌نماید.

بررسی تاثیر بهسازی شیمیایی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن توسط منگنز بر حساسیت به پارگی گرم آلیاژ ۴۳۳۲

تاثیر افزودن منگنز بر ریزساختار آلیاژ در تصویرهای ۶-ب، ۶-د و ۶-و نشان داده شده است. با توجه به این تصویر، جایگزین شدن صفحات غنی از آهن بتا توسط رسوبات آلفا با مورفولوژی حروف چینی (در نمونه‌های حاوی ۰/۵ و ۱ درصد وزنی آهن) و مورفولوژی چندضلعی و/یا ستاره‌ای شکل (نمونه حاوی ۲ درصد آهن) کاملا مشهود است. مشابه قبل، شکل‌گیری ذرات آلفا را می‌توان با بررسی روند انجماد آلیاژها توسط گوشه غنی از آهن نمودار Al-Fe-Si-Mn (تصویر ۵-ب و ج) تحلیل نمود.

در مورد آلیاژهای حاوی ۰/۵ درصد آهن و ۰/۲۵ درصد منگنز (تصویر ۵-ب)، انجماد با شکل‌گیری دندریتهای α -Al آغاز شده و در ادامه مذاب موجود در نواحی بین‌دندریتی به تدریج از آهن، سیلیسیم و منگنز غنی می‌شود (مسیر ۱/خط شیل). پس از رسیدن ترکیب مذاب به سطح $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ، تبلور این فاز به صورت بین‌دندریتی آغاز می‌شود (مسیر ۲). رسوب $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ همراه با آلومینیم آلفا ادامه می‌یابد تا آنکه ترکیب مذاب به مرز Al_5FeSi و $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ برسد. در این لحظه در صورت وجود آهن در ترکیب شیمیایی مذاب، دو فاز آلفا و بتا در مسیر شماره ۳ رسوب می‌نمایند. پس از رسیدن ترکیب مذاب به نقطه یوتکتیک سه‌تایی، سه فاز α -Al، Si_2 و β - Al_5FeSi به صورت هم‌زمان رسوب می‌نمایند. شکل‌گیری یا عدم شکل‌گیری فاز بتا به سرعت انجماد وابسته است. اگر سرعت سرد شدن مذاب به اندازه کافی کم باشد تقریبا تمامی آهن صرف تشکیل فاز آلفا می‌شود (مسیر ۲) اما با

7. - Star-like



تصویر ۸. مورفولوژی سطح شکست ترک‌های پارگی گرم در آلیاژ Al-9Si-1Fe (صفحات بین‌دندریتی بتا در تصویر ب مشخص شده اند).

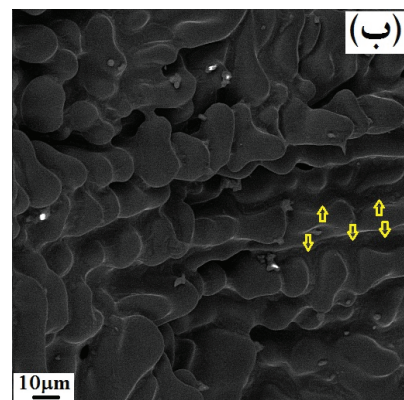
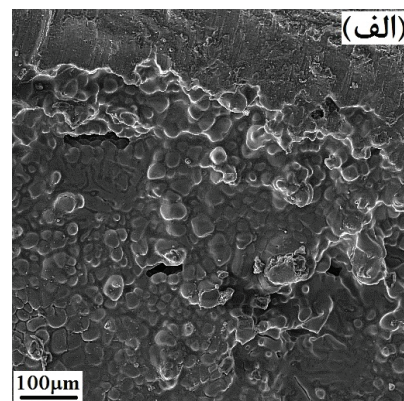
باشد [۲۶]. بر این اساس بهبود نسبی مقاومت به پارگی گرم آلیاژهای بهسازی نشده با افزایش غلظت آهن تا حدود ۰/۵ درصد وزنی را عمدتا می‌توان ناشی از بهبود استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ در دماهای بالا و بهبود شرایط تغذیه مذاب در نواحی بین‌دندریتی دانست.

تصویر میکروسکوپی تهیه شده از سطح شکست پارگی گرم نمونه Al-9Si-1Fe در تصویر ۸ ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود (تصویر ۸-الف) افزودن آهن بیش از ۰/۵ درصد وزنی (تا حدود ۲ درصد وزنی در این تحقیق) علی‌رغم بهبود ساختار دانه‌ای (تصویر ۷-ب-ج) احتمالا به سبب تاثیر منفی بر استحکام کششی و انعطاف‌پذیری آلیاژ، موجب افت قابل ملاحظه استحکام در مقابل پارگی گرم و شکل‌گیری ترک‌های شدید (۴ یا ۳ Ci) می‌شود. تاثیر منفی صفحات ترد و شکننده β - Al_5FeSi به افزایش مراکز تمرکز تنش در زمینه و تسهیل شرایط برای جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی نسبت داده شده است [۱۶-۱۴]. افزایش ابعاد و کسر حجمی

بین‌دندریتی (تصویر ۶-د) و ریزساختار آلیاژ حاوی ۲ درصد آهن متشکل از رسوبات درشت اولیه آلفا با مورفولوژی چند ضلعی/ستاره‌ای شکل است (تصویر ۶-و).

نتایج حاصل از بررسی تاثیر بهسازی توسط منگنز بر رفتار پارگی گرم آلیاژ ۴۳۳۲ حاوی مقادیر مختلف آهن (تصویرهای ۲، ۳ و ۴) موید تاثیر مثبت منگنز در کاهش حساسیت به پارگی گرم است. پس از بهسازی، شاخص حساسیت به پارگی گرم در آلیاژهای حاوی ۰/۵ و ۱ درصد وزنی آهن (به‌عنوان غلظت‌های بهینه) با کاهش ۱۰۰٪ به صفر رسیده و در مورد نمونه‌های حاوی ۱/۵ و ۲٪ آهن این شاخص به ترتیب حدود ۵۰ و ۴۰ درصد کاهش می‌یابد. تصاویر تهیه شده از نحوه وقوع پارگی گرم در نمونه‌های بهسازی شده توسط منگنز (تصویر ۲-ه-ز) و مقایسه آن با تصاویر مربوط به نمونه‌های بهسازی نشده با غلظت آهن مشابه (تصویر ۲-ب-د)، نیز حاکی از تاثیر مثبت بهسازی ترکیبات غنی از آهن توسط منگنز، در کاهش حساسیت آلیاژ Al-9Si به پارگی گرم است. مشابه قبل و با توجه به بررسی‌های درشت‌ساختاری (تصویر ۷-د-ه)، با افزایش غلظت آهن و منگنز و توسعه تحت تبرید غلظتی، ساختار ماکروسکوپی آلیاژ از دانه‌های هم‌محور درشت به ساختاری ریز و هم‌محور مبدل می‌شود. بررسی خواص مکانیکی آلیاژ حاوی ۱ درصد آهن پس از بهسازی توسط منگنز (جدول ۵) در دمای محیط و 200°C نیز موید بهبود قابل توجه استحکام کششی و انعطاف‌پذیری (به ترتیب ۳۰ و ۴۵ درصد) آلیاژ حاوی ۱ درصد آهن پس از بهسازی است. ارتقاء خواص کششی آلیاژهای حاوی آهن پس از بهسازی توسط منگنز به شکل‌گیری ترکیبات حاوی منگنز با مورفولوژی حروف چینی و/یا چند ضلعی به جای رسوبات صفحه‌ای شکل بتا در زمینه (تصویرهای ۶-ب، ۶-د و ۶-ه) نسبت داده شده است. این تغییر مورفولوژی نقش به‌سزایی در کاهش تجمع نابجایی‌ها یا تمرکز تنش بر روی این ترکیبات ایفا می‌کند [۲۸-۲۷ و ۱۹]. بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژهای حاوی آهن در دماهای بالا (به ویژه پس از بهسازی) را نیز می‌توان ناشی از نرم شدن زمینه آلومینیمی و افزایش قابلیت تطابق آن با ذرات فاز دوم دانست [۲۹]. علاوه بر این افزایش تحرک نابجایی‌ها و کاهش تمرکز تنش بر روی ذرات فاز دوم [۳۱-۳۰] به خصوص ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن نیز می‌تواند عاملی جهت ایجاد تاخیر در شکست ذرات و افزایش انعطاف‌پذیری قلمداد شود.

بر این اساس بهبود مشاهده شده در رفتار پارگی گرم آلیاژهای حاوی آهن پس از بهسازی توسط منگنز احتمالاً ناشی از بهبود خواص کششی و انعطاف‌پذیری آلیاژ به ویژه در دماهای بالا (جدول ۵)، ترغیب ساختار هم‌محور (تصویر ۷) و توسعه تغذیه بین‌دندریتی مذاب از طریق ارتقای فشار مویینگی مذاب در نواحی بین‌دانه‌ها و تسهیل حرکت مذاب در نواحی بین‌دندریتی به‌واسطه حذف صفحات بتا در این نواحی، عنوان نمود. با این حال نظر به ماهیت ترد و شکننده



تصویر ۹. مورفولوژی سطح شکست ترک‌های پارگی گرم در آلیاژ Al-9Si-1Fe (فرایند ترمیم بین‌دندریتی ترک‌های پارگی گرم توسط فلش بر روی تصویر ب مشخص شده است)

افزایش سرعت انجماد زمان موجود برای تشکیل فاز آلفا طی مسیر شماره ۲ کاهش یافته و مقداری از آهن صرف رسوب فاز بتا می‌شود.

با افزایش غلظت آهن و به تبع آن غلظت منگنز، وسعت ناحیه پایداری فاز $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ افزایش یافته و در غلظت‌های آهن کمتر، امکان رسوب این فاز به صورت ترکیبات درشت اولیه فراهم می‌شود. در مورد آلیاژ حاوی ۱ درصد آهن (۰/۵ درصد منگنز) با توجه به تصویر ۵-ج، انجماد با جوانه‌زنی رسوبات آلفای اولیه آغاز شده و هم‌زمان با شکل‌گیری ساختار دندریتی، رسوبات آلفا با مورفولوژی حروف چینی در فضای مابین دندریت‌ها تشکیل می‌شوند. مشابه قبل پس از رسیدن به مرز Al_3FeSi و $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ در صورت وجود آهن در ترکیب مذاب، دو فاز آلفا و بتا در مسیر شماره ۲ رسوب نموده و پس از رسیدن ترکیب مذاب به نقطه یوتکتیک سه‌تایی، سه فاز $\alpha\text{-Al}$ ، Si_ϵ و $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ به‌صورت هم‌زمان رسوب می‌نمایند. در توافق با روند انجمادی آلیاژهای بهسازی شده، ریزساختار آلیاژ حاوی ۰/۵ درصد آهن متشکل از رسوبات بسیار ریز و سیاه رنگ آلفای حروف چینی در نواحی بین‌دندریتی (تصویر ۶-ب)، ریزساختار آلیاژ حاوی ۱ درصد آهن متشکل از توزیع پراکنده‌ای از رسوبات حروف چینی و مقادیری از فاز بتای صفحه‌ای شکل در نواحی

References

- [1] J.G. Kaufman, and E.L. Rooy, "Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes and Applications", ASM International, 1st Ed., USA, 2004.
- [2] J.R. Davis, "ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys", ASM International, OH, USA, 1993.
- [3] A.H. Musfirah, and A.G. Jaharah, "Magnesium and Aluminum Alloys in Automotive Industry", Journal of Applied Science Research, Vol. 8, pp. 4865-4875, 2012.
- [4] H.F. Bishop, C.G. Ackerlind, and W.S. Pellini, "Metallurgy and Mechanics of Hot Tearing" AFS Transaction, Vol. 60, pp. 818-833, 1952.
- [5] S. Li, K. Sadayappan, and D. Apelian, "Characterization of Hot Tearing in Al Cast Alloys: Methodology and Procedures", International Journal of Cast Metals Research, Vol. 24, No. 2, pp. 88-95, 2011.
- [6] M.O. Pegguleryuz1, S. Lin, E. Ozbakir, D. Temur, and C. Aliravci, "Hot Tear Susceptibility of Aluminium-Silicon Binary Alloys", International Journal of Cast Metals Research, Vol. 23, No. 5, pp. 310-320, 2010.
- [7] S. Lin, C. Aliravci, and M.O. Pegguleryuz, "Hot Tear Susceptibility of Aluminum Wrought Alloys and the Effect of Grain Refining", Metallurgical and Materials Transaction, Vol. 38A, pp. 1056-1068, 2007.
- [8] J.A. Dantzig, and M. Rappaz, "Solidification", EPFL Press, Italy, 2009.
- [9] J. Campbell, "Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design", Butterworth Heinemann, UK, 2011.
- [10] S. Bozorgi, K. Haberl, C. Kneissl, T. Pabel, and P. Schumacher, "Effect of Alloying Elements (Magnesium and Copper) on Hot Cracking Susceptibility of AlSi7MgCu-Alloys", Shape Casting: The 4th International Symposium, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2011, pp. 113-120.
- [11] Y.F. Guven and J.D. Hunt, "Hot Tearing in Aluminum Copper Alloys", Cast Metals, Vol. 1, pp. 104-111, 1988.
- [12] S. Li, and D. Apelian, "Hot Tearing of Aluminum Alloys-A Critical Literature Review", International Journal of Metal Casting, Vol. 5, pp. 23-40, 2011.
- [13] H. Nagaumi1, S. Suzuki1, T. Okane, and T. Umeda, "Effect of Iron Content on Hot Tearing of High-Strength Al-Mg-Si Alloy", Materials Transactions, Vol. 47, No. 11, pp. 2821-2827, 2006.
- [14] T.O. Mbuya, B.O. Odera, and S.P. Ng'ang'a, "Influence of Iron on Castability and Properties of Aluminium Silicon Alloys: Literature Review", International Journal of Cast Metals Researches, Vol. 16, pp. 451-462, 2003.
- [15] J.A. Taylor, "Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys", Procedia Materials Science, Vol. 1, pp. 19-33, 2012.
- [16] L. Wang, M. Makhlouf, and D. Apelian, "Aluminum Die Casting Alloys", Aluminum Casting Research Laboratory, Worcester, 1993.
- [17] D.N. Wang'ombe, E.E. Maube, S.M. Maranga and J.M. Kihui, "Effect of Iron-Intermetallics on the Fluidity of Recycled Al-Si Cast Alloys", Proceedings of the 2012 Mechanical Engineering Conference on Sustainable Research and Innovation, 2012, pp. 224-227.

ترکیبات غنی از آهن آلفا، در صورت افزایش ابعاد و کسر حجمی این ترکیبات در زمینه، انعطاف پذیری آلیاژ افت می نماید و به نظر می رسد که افت نسبی مقاومت به پارگی گرم با افزایش غلظت آهن در نمونه های بهسازی شده نیز ناشی از این مطلب باشد. تصویر میکروسکوپی تهیه شده از سطح شکست پارگی گرم نمونه Al-9Si-1FeMn در تصویر ۹ ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می شود این آلیاژ در مقایسه با آلیاژ بهسازی نشده (تصویر ۸) مقاومت بسیار خوبی در مقابل پارگی گرم از خود نشان داده و ترک های شکل گرفته بسیار محدود و اغلب بسیار ظریف و کوتاه هستند. علاوه بر این با تغییر مورفولوژی صفحه ای ترکیبات بین فلزی و ساختار دانه ای، شرایط تغذیه بین دندریتی بهبود یافته و ترمیم حداکثری ترک های گرم بین دندریتی در بزرگنمایی بالاتر (تصویر ۹-ب) قابل مشاهده است.

۴. نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر ترکیبات بین فلزی غنی از آهن بر رفتار پارگی گرم آلیاژ هیپوئوتکتیک ۳۳۲۴ مورد بررسی قرار گرفته است. مهمترین نتایج به دست آمده به شرح زیر هستند:

۱. افزودن مقادیر مناسب آهن (و منگنز) ضمن ترغیب شکل گیری ساختار ریز و هم محور، به دلیل افزایش کسر حجمی رسوبات غنی از آهن با نقطه ذوب و پایداری حرارتی بالا، می تواند موجب بهبود استحکام و انعطاف پذیری آلیاژ در دماهای بالا شود.
۲. شکل گیری ترکیبات صفحه ای شکل اولیه بتا در نواحی بین دندریتی آلیاژهای بهسازی نشده، به واسطه ای انسداد مسیرهای تغذیه بین دندریتی، ضمن اخلاص در سیلان مذاب در این نواحی، شرایط را برای شکل گیری ترک های گرم تسهیل می نماید.
۳. در شرایط بهسازی نشده، افزایش غلظت آهن تا حدود ۰/۵ درصد وزنی، به دلیل بهبود خواص کششی و ترغیب شکل گیری ساختار هم محور، موجب ارتقای جزئی مقاومت به پارگی گرم می شود اما افزودن مقادیر بیشتر آهن (تا حدود ۲ درصد وزنی) احتمالاً به دلیل غلبه تاثیر منفی ترکیبات صفحه ای شکل بتا بر تغذیه بین دندریتی مذاب و انعطاف پذیری آلیاژ، تاثیر منفی قابل توجهی بر رفتار پارگی گرم آلیاژ دارد.
۴. افزودن منگنز به آلیاژهای حاوی آهن، به طور کلی موجب بهبود مقاومت به پارگی گرم می شود. جایگزین شدن ترکیبات صفحه ای شکل بتا با رسوبات غنی از آهن آلفا با مورفولوژی حروف چینی یا چند ضلعی، بهبود شرایط تغذیه مذاب در نواحی بین دندریتی، شکل گیری ساختار دانه ای ریز و هم محور و بهبود خواص کششی دما بالای آلیاژ در حضور منگنز را می توان به عنوان مهمترین عوامل موثر در کاهش HTS مطرح نمود.

- [18] S. Oya, T. Fujii, F. Kato, and M. Ohtaki, "Solidified Structure and Hot Tearing of Al-4.5% Cu and Al-4.5%Cu-5%Si Alloys Containing Various Additives", *Journal of Japan Institute of Light Metals*, Vol. 34, No. 9, pp. 511-516, 1984.
- [19] N.A. Belov, and A.A. Aksenov, "Iron in Al alloys: Impurity and Alloying Elements", Taylor & Francis Inc, New York, 2002.
- [20] S.G. Shabestari, "The Effect of Iron and Manganese on the Formation of Intermetallic Compounds in Al-Si Alloys", *Materials Science and Engineering*, Vol. A383, pp. 289-298, 2004.
- [21] C.Y. Sun, and L.F. Mondolfo, "A clarification of the Phases Occurring in Al-rich Al-Fe-Si Alloys", *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, Vol. 95, pp. 384-399, 1967.
- [22] L. Backerud, G. Chai, and J. Tamminen, "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Vol. 2 Foundry Alloys, AFS SCANALUMINUM, USA, 1990.
- [23] J. A. Taylor, G. B. Schaffer, and D. H. Stjohn, "The role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys, part II: Phase diagram approach", *Metallurgical and Materials Transaction*, Vol. 30A, pp. 1651-1655, 1999.
- [24] L. Zhang, and L. Damoah, "Current Technologies for Removal of Iron From Aluminum Alloys", *Essential Readings in Light Metals, Cast Shop for Aluminum Production*, Vol. 3, Edited by John Grandfield and D. G. Eskin, John Wiley and Sons Inc., TMS, Canada, 2013, pp. 101-106.
- [25] D. Stefanescu, "Science and Engineering of Casting Solidification", 3rd. Ed., Springer, Switzerland, 2015.
- [26] M. Easton, H. Wang, J. Grandfield, D. StJohn, and E. Sweet, "An Analysis of the Effect of Grain Refinement on the Hot Tearing of Aluminium Alloys", *Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys*, 2004, pp. 224-229.
- [27] L.A. Narayanan, F.H. Samuel, and J.E. Gruzleski, "Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transaction*, Vol. 25A, pp. 1761-1773, 1994.
- [28] H. Kim, T.Y Park, W. Han, and H.M. Lee, "Effect of Mn on the crystal structure of alpha-Al(Mn,Fe)Si particles in A356 alloy", *Journal of Crystal Growth*, Vol. 291, pp. 207-211, 2006.
- [29] B.K. Prasad, K. Venkateswarlu, O.P. Modi, A.K. Jha, S. Das, R. Dasgupta, and A.H. Yegneswaran, "Sliding Wear Behavior of Some Al-Si Alloys: Role of Shape and Size of Si Particles and Test Conditions", *Metallurgical and Materials Transaction*, Vol. 29A, pp. 2747-2752, 1998.
- [30] E. Rincon, H.F. Lopez, M.M. Cisneros, H. Mancha, and M.A. Cisneros, "Effect of Temperature on the Tensile Properties of an As-Cast Aluminum Alloy A319", *Materials Science and Engineering*, Vol. 452-453A, pp. 682-687, 2007.
- [31] M. Brosnan, and S. Shivkumar, "Elevated-Temperature Tensile Properties and Fracture Behavior of A356 Castings", *AFS Transaction*, Vol. 109, pp. 727-737, 1995.