

Founding Research Journal

Effect of Modifier Elements on Quality Index Improvement of A356 Aluminum Alloy Before and After T6 Heat Treatment

Morteza Mohammadi¹, Reza Taghiabadi^{2*}, Maryam Nazari³

1. M.Sc. in Materials Science, Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

2. Assistant Prof. Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

3. M.Sc. in Materials, Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

	Abstract:
Received: 14 February 2018 Accepted: 28 April 2018	In this study, the effect of Ca, Sr, Mn, and Be on modification and quality index improvement
	of A356 aluminum alloy containing 1.2 wt% Fe impurity was studied in as-cast and heat
	treated conditions. According to the results, Sr and Ca modified the eutectic Si particles and
	decreased the size of detrimental β -Al5FeSi compounds so that their average size reduced by
	23 and 18%, respectively. The addition of Be and Mn did not affect the eutectic Si, but
	converted the brittle β -platelets to the α -Fe Chinese-scripts. Due to this microstructural
	variation, the quality index of the alloys modified by Ca, Sr, Be, and Mn has increased by 58,
	32, 31, and 17%, respectively. T6 heat treatment led to the precipitation hardening of the
	alloy, thermally modified the eutectic Si particles, and fractured the β -particles. Although, it
	did not exert significant effect on the size and volume fraction of α -compounds. The
Keywords: A356, Modification, Intermetallic,	maximum improvement of quality index in heat-treated samples (36 %) was observed in non-
	modified base alloy whilst the amplitudes of the quality index improvement in the Ca, Sr, Be
	and Mn modified samples were 6, 13, 21, and 19 respectively. Increasing of porosity content
Iron,	and the remaining of rather large α -compounds were found to be the most important factors
Modifier elements, Quality index.	responsible for the relative reduction of the quality index in modified and heat treated samples.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Mohammadi M., Taghiabadi R., Nazari M., Investigation of the Effect of Modifier Elements on Quality Index Improvement of A356 Aluminum Alloy Before and After T6 Heat Treatment, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(1) 11-25. DOI: 10.22034/FRJ.2018.118501.1024

* Corresponding Author:

Reza Taghiabadi, Assistant Professor

Address: Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Gazvin, Iran, P.O. Box: 3414896818, Tel.: +98(028)33901156, Fax: +98(028)33780083. E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

فصلنامه علمى پژوهشى

یژوهشنامه ریخته گری

تاثیر عناصر بهسازدر بهبود اندیس کیفیت آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ قبل و بعد از عملیات حرارتی T۶

مرتضی محمدی'، رضا تقیآبادی'*، مریم نظری"

انجمن علمي ريخته گري ايران

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران taghiabadi@ikiu.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده) ۳-کارشناس ارشد آزمایشگاه متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران

چکیدہ:	دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۵
در این تحقیق تاثیر کلسیم، استرانسیم، منگنز و برلیم در بهسازی و بهبود اندیس کیفیت آلیاژ A۳۵۶ آلومینیم حاوی	پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۰۸
۱/۲ درصد وزنی ناخالصی آهن، قبل و بعد از عملیات حرارتی، بررسی شده است. بر اساس نتایج حاصل شده، استرانسیم و	
کلسیم موجب بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و کاهش ابعاد ترکیبات مخرب β-Al5FeSi میشوند به گونهای که اندازه	
متوسط این فازها به ترتیب ۲۳ و ۱۸ درصد کاهش مییابد. افزودن برلیم و منگنز تاثیری بر فاز سیلیسیم یوتکتیک ندارد	
اما موجب جایگزینی صفحات ترد و شکننده بتا توسط ذرات آلفا (α-Fe) با مورفولوژی حروف چینی میشود. در اثر این	
تغییرات ریزساختاری، اندیس کیفیت آلیاژهای بهسازی شده توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز به ترتیب ۵۸، ۳۲،	واژەھاي كلېدى:
۳۱ و ۱۷ درصد افزایش مییابد. انجام عملیات حرارتی T۶ ضمن استحکامدهی رسوبی آلیاژ، موجب بهسازی حرارتی	،۵۳۵۶
سیلیسیم یوتکتیک و خردایش صفحات بتا میشود اما تاثیر آن در کاهش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات آلفا کمتر است.	يوسازي،
بیشترین میزان بهبود اندیس کیفیت در نمونه بهسازی نشده با عملیات حرارتی به میزان ۳۶ درصد است. در حالیکه این	ۍ کېب پېړې ترکيب پېړېفلزې،
میزان در نمونههای بهسازی شده توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز به ترتیب ۶، ۲۱، ۲۱ و ۱۹ درصد است. افزایش	ري آهن،
میزان تخلخل و حضور ترکیبات نسبتا درشت آلفا در ریزساختار از جمله مهمترین عوامل موثر در کاهش نسبی اندیس	عناصر بهساز،
کیفیت نمونههای بهسازی شده پس از عملیات حرارتی به شمار میآیند.	ر به ر اندیس کیفیت.

۱– مقدمه

آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg به دلیل چگالی کم، سیالیت و قابلیت ریخته گری عالی و قابلیت عملیات حرارتی و کسب نسبت استحکام به وزن بالا، به طور گسترده ای در صنایع خودروسازی و هوا-فضا مورد استفاده قرار می گیرند [۲–۱]. قابلیت عملیات حرارتی این آلیاژها ناشی از حضور مقادیر مناسب از دو عنصر سیلیسیم و منیزیم در ترکیب آلیاژ است که در نسبت استوکیومتری Mg:Si=۱/۷۳ با یکدیگر ترکیب شده و رسوبات Mg2Si را در زمینه آلیاژ پدید میآورند [۳]. این رسوبات طی عملیات حرارتی انحلالی مجددا در زمینه حل شده و پس از فرایند آبدهی و پیرسازی، به صورت بسیار ریز در زمینه توزیع شده و با ممانعت از حرکت نابجاییها موجب استحکامدهی رسوبی Al-Si-Mg میشوند. بر این اساس، آلیاژهای ریختگی Ma-Si-Mg به طور معمول در شرایط عملیات حرارتی شده مورد

استفاده قرار می گیرند تا استحکام ویژه و خواص مورد نظر ایجاد شود.

Al-Si-Mg در شرایط ریختگی، خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si-Mg متاثر از ساختار میکروسکپی بهویژه کسر حجمی، ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در زمینه آلیاژ است. فصل مشترک ذرات سیلیسیم یوتکتیک با زمینه آلیاژ است. نوع غیرنفوذی و پخدار است [Δ-۴] لذا در صورت اعمال بار و تمرکز تنش بر روی این ذرات، جوانهزنی و رشد ترکهای میکروسکپی در این مناطق بسیار محتمل است. نتایج حاصل از تحقیقات نیز حاکی از آن است که حضور ذرات صفحهای شکل، ترد و شکننده سیلیسیم یوتکتیک در مفحهای شکل، ترد و شکننده سیلیسیم یوتکتیک در انعطافپذیری آلیاژ میشود [۸-۶]. نوع و میزان ناخالصیها نیز تاثیر منفی بر خواص نهایی آلیاژهای نیز تاثیر منفی بر خواص نهایی آلیاژهای Al-Si-Mg

ترکیبات بینفلزی غنی از آهن است. تحقیقات نشان داده است که به دلیل نفوذ تدریجی اتمهای سیلیسیم در تركيبات غنى از آهن بتا به سمت زمينه آلومينيمي، اين تركيبات طي عمليات حرارتي انحلالي به تدريج حل شده و طول متوسط و كسر حجمي آنها كاهش مي يابد [٢٣،٢٢]. به طور مشابه، ذرات سیلیسیم یوتکتیک انحلال را تجربه نموده و به ذرات ریز با مورفولوژی فیبری/کروی مبدل می شوند [۲۵،۲۴]. همچنین طی این فرایند، استحکام فصل مشترک این فازها با زمینه افزایش یافته و با کاهش شدت تمرکز تنش بر روی آنها، انعطافپذیری آلیاژ بهبود مییابد. همانگونه که قبلا عنوان شد، آلیاژهای Al-Si-Mg غالبا در شرایط عملیات حرارتی شده مورد استفاده قرار می گیرند و از استحکام ویژه بسیار بالا برخوردارند. لذا صرفنظر از انجام یا عدم انجام بهسازی شیمیایی، بخش قابل توجهی از اثرات منفى تيغههاى سيليسيم يوتكتيك و تركيبات بینفلزی بتا بر خواص کششی بهویژه انعطاف پذیری آلیاژ، خنثی میشود. با توجه به آنکه افزودن عناصر بهساز، حتی در مقادیر جزئی، میتواند اثرات جانبی نامطلوب مانند تشديد اكسيداسيون مذاب، افزايش جذب گاز و افزايش میزان ترکیبات بینفلزی نامطلوب به همراه داشته باشد [۲۹–۲۹]، بررسی تاثیر این عناصر از دیدگاه میزان بهبود کیفیت نهایی قطعات پس از عملیات حرارتی میتواند دارای اهمیت زیادی باشد. به عبارت دیگر با اعمال یک سیکل عمليات حرارتي مناسب، علاوه بر رسوب سخت شدن آلياژ، بهسازی موثر ساختار بدون افزودن مواد بهساز، قابل انجام است. بر این اساس، در تحقیق حاضر تاثیر نهایی چهار عنصر بهساز شامل كلسيم، استرانسيم، برليم و منگنز بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ ۳۵۶ در شرایط عملیات حرارتی شده مورد بررسی قرار گرفته و عملکرد هر یک از این عناصر در میزان بهبود اندیس کیفیت آلیاژ مورد مطالعه در دو شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی، مورد بررسی و مقایسه قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

در جدول (۱)، ترکیب شیمیایی آلیاژ A۳۵۶ مورد استفاده در این تحقیق ارائه شده است. عملیات ذوب، تحت فلاکس پوششی فوسیکو در یک بوته رسی-گرافیتی و با بهرهگیری از یک کوره مقاومتی در دمای ۲۰°۷۸ انجام شد. پس از ذوب مواد شارژ و سربارهگیری، مقادیر مورد نظر از دو عنصر

موجود در آلیاژهای آلومینیم است [۱۱-۹]. با توجه به افت شدید حلالیت طی انجماد (%wt ۵ ۰/۰ در دمای C° ۷۲۳)، این عنصر با توجه به غلظت سایر ناخالصی های موجود در ترکیب آلیاژ، به صورت رسوبات بینفلزی غنی از آهن در زمينه آلياژ پديدار مي شود. رايج ترين رسوبات غني از آهن در آلیاژهای بهسازی نشده Al-Si عبارتند از: فاز α-Al₈Fe₂Si با ساختار هگزاگونال (۳۱/۶ wt% آهن و wt%) α -Al₁₂Fe₃Si₂ سیلیسیم) که به صورت V/Λ wt% ۳۵-۳۵ آهن و %tw ۲۲-۶ سیلیسیم) نیز گزارش می شود، فاز تتراگونال δ-Al₄FeSi₂ (% wt آهن و %۲۵/۹ منوکلینیک γ-Al₃FeSi فاز سیلیسیم)، (%۳۲/۹ wt آهن و %۱۶/۹ wt سیلیسیم) و فاز منوكلينيك/ارتورومبيك β-Al₅FeSi (%۳% آهن و ۱۲/۸ wt% سیلیسیم) [۱۲،۱۰]. مشخصات هندسی، مورفولوژی و کسر حجمی این فازها اثر تعیین کنندهای بر خواص مکانیکی آلیاژ دارد. به حنوان مثال در صورت شکل گیری فاز بتا با مورفولوژی صفحهای، خواص مکانیکی آلیاژ بهویژه انعطاف پذیری و چقرمگی آن به میزان قابل توجهی افت مینماید [۱۳].

نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای Al-Si-Mg، تحقیقات زیادی در زمینه بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و تاثیر منفى ناخالصى آهن بر خواص كششى اين آلياژها صورت پذیرفت و روشهای مختلفی به منظور کنترل اثرات مخرب این فازها توسعه یافتهاند. بهسازی شیمیایی با بهرهگیری از عناصر تصحيح كننده اثر آهن مانند منگنز، كروم، برليم، استرانسیم، سدیم، پتاسیم، کبالت و کلسیم از روشهای رايج جهت كنترل اثرات مخرب آهن است [۱۲–۹]. با این حال، عملکرد این عناصر در بهسازی تركيبات غنى از آهن متفاوت است. برخى از آنها مانند کبالت، منگنز، کروم و برلیم مورفولوژی ترکیبات غنی از آهن را تغییر داده و ترکیبات بینفلزی و صفحهای شکل بتا را به ترکیبات بینفلزی آلفا با مورفولوژی غیرصفحهای با خواص مطلوب تر تبدیل مینمایند. اما برخی دیگر مانند سديم، استرانسيم و كلسيم، تنها در كاهش ابعاد صفحات فاز بتا موثر بوده و موجب تغییر مورفولوژی آنها نمیشوند. در ضمن، افزودن این عناصر موجب بهسازی بسیار موثر فاز سیلیسیم یوتکتیک می شود [۱۴-۲۱،۱۰].

یکی از اثرات جانبی فرایند رسوب سختی در آلیاژهای Al-Si-Mg، بهسازی حرارتی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و

Al

باقيمانده

(w	t.%) A۳	ALT (حاوى						
Al	Ti	Zn	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	از سديم و
باقيمان	٠/١٣	•/• ١	۰/۳۵	• / • ١	• /• ١	٠/١٨	٧/١٠	ه شد. غلظت
	16	1		1	Ζ.,			منگنز نصف
	1			1	1			ر استرانسيم،
	1	~		~	1			آمیژانهای
	14		1)-ri		-			مذاب افزوده
		16	∇	A/				ب به ترتيب
	111	HI.	П	IH				۰/۲ درصد
		یتفادہ از یک						
			5	IID	117	70		وشان قالب
		n		In	Ĩ			ان از انحلال
	1	Чμ		цυ	511			میایی، مذاب
	19	- 1	-		2			ی شد. بعد از
	1	-		-	+			ها در دمای
	4	1	120-			1		ده تا دمای
-				ر حسب ا	بعام أفعاد	-		سله مطابق با
- 6	1-1-1	\$6				Ŷ		.(`
			R=	=6				م د د ام

آهن و منگنز با استفاده از قرصهای ABTM ۱۵ wt% آلومینیم، ۱۰ wt% فلاکس عاری %۷۵ wt پودر آهن و/یا منگنز) به مذاب افزوده نهایی آهن در آلیاژ ۱/۲ درصد وزنی و غلظت غلظت آهن در نظر گرفته شد [۳۲-۳۰]. عناصر کلسیم و برلیم نیز به ترتیب با استفاده از Al-8Ca ،Al-10Sr و Al-5Be به اندازهای به ه شدند که مقدار باقیمانده این عناصر در مذار ۰/۰۳ [۳۴،۳۵]، ۵۰/۰ [۳۴،۳۵] و [۳۷،۳۶] شود. در ادامه مذاب به آرامی و با اس میله آهنی پوشش داده شده توسط پر HOLCOTE-110Z هم زده شد. برای اطمینا کامل مواد افزودنی و همگنشدن ترکیب شیم به مدت ۱۰ دقیقه در دمای C°۷۵۰ نگهداری سربارهگیری مجدد، عملیات بارریزی نمونهه ۲۲۰۰C در یک قالب فولادی پیشگرم شد ۲۰۰°C انجام شد. ابعاد نمونههای کششی حام

استاندارد ASTM B 557M-02a است (شکل ۱ فرایند عملیات حرارتی T۶، شامل محلولسازی در دمای ۵۴۰°C به مدت ۸ ساعت، سرد کردن سریع نمونهها در آب با دمای محیط و سپس فرآیند پیرسازی از طریق گرمایش مجدد آلیاژ تا دمای C°۱۸۰ به مدت ۸ ساعت [۳۸] بر روی نمونههای منتخب اعمال شد. برای تعیین خواص کششی، آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش تک محوری مدل Zwick-Roell تحت بار ۱۰ kN و سرعت Zwick-Roell دمای محیط، انجام شد و میانگین مقادیر به دست آمده از چهار نمونه، به عنوان نتیجه نهایی ثبت شد. همچنین مطابق رابطه (۱)، از اندیس کیفیت برای تحلیل خواص کششی به صورت تابعی از استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بهره گرفته شد. این اندیس معیاری برای بررسی کیفیت متالورژیکی آلیاژهای ریختگی است. بر اساس این معیار، کیفیت متالورژیکی قطعات با استفاده از یک اندیس عددی قابل ارزیابی است [۴۰،۳۹]:

 $Q = UTS + 150 \log (\%El)$ (1)

در این رابطه، Q اندیس کیفیت بر حسب MPa، CTS واین استحکام کششی بر حسب MPa و El میزان ازدیاد طول بر حسب درصد است.

شكل ۱- تصوير طرحواره قالب فولادي و نمونه آزمايش كشش

اندیس کیفیت همزمان در برگیرنده دو متغیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول ماده بوده و متاثر از شاخصهای متالورژیکی نمونه مانند فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی، میزان تخلخلهای میکروسکوپی، مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک، حضور یا عدم حضور ذرات آخال و ترکیبات بینفلزی و مورفولوژی و کسر حجمي اين تركيبات است.

برای بررسیهای ریزساختاری، پس از آمادهسازی سطحی نمونهها با استفاده از روشهای استاندارد متالوگرافی، سطح نمونهها توسط محلول HF درصد حکاکی شد. آنالیز کمی شاخصهای هندسی اجزای ریزساختاری مورد نظر شامل اندازه موثر، محیط، مساحت و میزان کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک و طول متوسط و نسبت طول به عرض ذرات فاز بتا، با بهره گیری از نرمافزار UTHSCSA Image Tool-Ver. 1.28 انجام شد. برای هر شاخص، حداقل ۱۰۰ ذره مد نظر قرار گرفت. میزان کرویت ذرات سیلیسیم با بهره گیری از رابطه (۲) تعیین شد [۴۱]:

$$SF = \frac{4\pi A}{P^2} \tag{(7)}$$

$$D_{ave.} = \frac{D_0 + D_{45} + D_{90}}{3} \tag{(7)}$$

در این رابطه $D_{ave.}$ اندازهی متوسط ذره و D_0 و D_{45} و D_{90} به شرح به ترتیب اندازه ذره در سه زاویه ۰۰ ۴۵ و ۹۰° به شرح نشان داده شده در شکل (۲) است.

در ادامه برای تعیین تاثیر بهسازی شیمیایی بر مورفولوژی سطح شکست و تعیین مکانیزم شکست، توسط میکروسکپ الکترونی روبشی Vega-TScan مجهز به آنالیز EDS، سطح شکست نمونهها مورد بررسی قرار گرفت.



شکل ۲- روش اندازه گیری قطر متوسط ذرات بین فلزی با شکل نامنظم.

۳- نتايج و بحث

۳–۱– بررسی بهسازی شیمیایی بر ریزساختار ریختگی تاثیر افزودن آهن بر ریزساختار ریختگی آلیاژ A۳۵۶ در شکل (۳–الف) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده میشود، افزودن آهن موجب شکل گیری ترکیبات بین فلزی صفحهای شکل در زمینه آلیاژ شده است. آنالیز EDS این ترکیبات در شکل (۴–الف) نشان داده شده است. با توجه به آنالیز ارائه شده، ترکیب شیمیایی این ذرات، تطابق بسیار

خوبی با ترکیب شیمیایی ارائه شده برای ترکیبات

آمده توسط سایر محققین دارد [۴۵-۴۴]. با توجه به پایین بودن عدد اتمی برلیم، ارائه آنالیز شیمیایی دقیق رسوبات آلفای حروف چینی در نمونههای بهسازی شده توسط برلیم عملا مقدور نیست، اما رابطه عمومی Al₈Fe₂SiB برای این رسوبات پیشنهاد شده است [۴۷-۴۶].



شکل۳- (الف) ریزساختار میکروسکپی آلیاژ پایه ریختگی، برخی از ذرات B-AlsFeSi بر روی تصویر مشخص شدهاند، (ب) ریزساختار آلیاژ پایه پس از عملیات حرارتی.

Al₅FeSi در سایر مراجع دارد [۴۴–۴۳]. تاثیر افزودن عناصر بهساز بر ریزساختار آلیاژ پایه حاوی آهن در شکل (۵) به تفکیک چهار عنصر نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده میشود، افزودن منگنز و برلیم موجب تغییر مورفولوژی ترکیبات غنی از آهن صفحهای شکل به ذرات با مورفولوژی حروف چینی شده است (شکل ۵-الف و ب). آنالیز شیمیایی رسوبات حروفچینی در نمونه بهسازی شده توسط منگنز (شکل ۴–ب) نیز تطابق بسیار خوبی با آنالیز شیمیایی رسوبات [۴6–۴۴]. با توجه به پایین

^{&#}x27; Sphericity Factor



شکل ۴– (الف) آنالیز EDS ترکیبات صفحهای شکل β-Al₅FeSi و (ب) آنالیز EDS ترکیبات آلفای حروف چینی در نمونه بهسازی شده توسط منگنز (شکل ۵–الف).



شکل ۵- تصاویر میکروسکپی نمونههای ریختگی بهسازی شده توسط (الف) منگنز، (ب) برلیم، (ج) استرانسیم و (د) کلسیم. برخی از ذرات غنی از آهن آلفا و بتا بر روی تصاویر مشخص شدهاند.

افزودن منگنز و برلیم، تاثیری بر روی ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک نداشته است. تصاویر میکروسکپی ریزساختار آلیاژ A۳۵۶–۸۳۵۶ بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم در شکل (۵-ج و د) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود، بهسازی توسط این عناصر موجب خردایش ترکیبات صفحه ای شکل بتا و بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک شده است.

نتایج مربوط به تاثیر عناصر بهساز بر شاخصهای ریزساختاری آلیاژهای ریختگی شامل محیط، مساحت، میزان کروی شدن و قطر متوسط ذرات سیلیسیم و طول

متوسط، کسر حجمی و نسبت طول به عرض ترکیبات غنی از آهن، در جدول (۲) نشان داده شده است. مشاهده میشود که در توافق با مشاهدات ریزساختاری (شکل ۵)، افزودن برلیم و منگنز تاثیر خاصی بر روی مشخصات هندسی ذرات سیلیسیم یوتکتیک نگذاشته است. این در حالی است که قطر متوسط، محیط و مساحت ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونههای بهسازی شده توسط کلسیم و استرانسیم به میزان قابل ملاحظهای کاهش یافته و درصد کروی شدن ذرات افزایش یافته است. بهسازی آلیاژ توسط استرانسیم و کلسیم همچنین موجب کاهش

نسبت طول به عرض ذرات بتا	کسر حجمی فازهای غنی از آهن (٪)	طول متوسط تیغههای بتا (μm)	قطر متوسط ذرات سيليسيم (μm)	كرويت	مساحت (µm) ²	محيط (µm)	تركيب آلياژ
۴/۱۸±۰/۳۴	۵/۳۳	74/99±9/87	۵/۱۲±۱/۰۳	•/۴۶۳۷	۴/۷۴±۱۳/۸۴	19/857/26	۱/۲ Fe
・/ ٣ 1±٢/٣۶	4/17		1/7X±7/94	•/۵·•Y	۴/۴ λ±۱ •/۶V	8/4·±18/88	۱/۲Fe-•/۲Be
・/YY±Y/۶・	۴/۸۸		۱/۸·±۵/۲۲	•/۴۹۳۱	۴/۰۰±۱۳/۵۴	۴/۱۳±۱۸/۵۷	$1/rFe-\cdot/PMn$
・/۶ λ ±۱/۶Y	۴/۲۱	۴/۱۴±۱۷/۸۵	۰/۵۶±۲/۳۵	•/۶٩٧٣	۲/۱۷±۷/۰۹	۱/۵۷±۱۱/۳۰	۱/۲Fe-•/•۵Ca
۰/۵۱±۱/۳۵	۴/۴۱	1./64=19/10	・/ \ \て土て/۶۶	•/9401	$\Delta/\mathcal{F} \cdot \pm 1 T/\Delta$	۴/۵۸±۱۵/۶	$1/rFe-\cdot/rSr$

جدول ۲- مقایسه شاخصهای ریزساختاری آلیاژ ۸۳۵۶ در شرایط ریختگی

میانگین طول و نسبت طول به عرض تیغههای فاز بتا شده و کسر حجمی این ذرات را کاهش داده است. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، طول متوسط، نسبت طول به عرض و کسر حجمی صفحات بتا در نمونههای بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم به ترتیب حدود ۲۳، ۶۷ و ۱۷ درصد و ۲۸، ۶۰ و ۲۱ درصد کمتر از نمونه بهسازی نشده است.

تاثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار آلیاژ بهسازی نشده در شکل (۳-ب) و آلیاژهای بهسازی شده توسط برلیم، منگنز، کلسیم و استرانسیم در شکل (۶) ارائه شده است. همان گونه که مشاهده می شود، عملیات حرارتی موجب بهسازی حرارتی ساختار (خردایش و کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات صفحهای شکل غنی از آهن) می شود اما تاثیر آن بر رسوبات غنی از آهن در نمونههای بهسازی شده توسط منگنز و برلیم کمتر است به گونهای که این ذرات خردایش اندکی را تجربه نمودهاند. هنگام عملیات حرارتی انحلالی، فرایند کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک طی دو مرحله صورت می پذیرد: خرد شدن یا انحلال تیغههای سیلیسیم و کروی شدن ذرات خرد شده [۴۸،۲۰]. انحلال صفحات بتا نيز طي واكنش Al+Al₅FeSi →Al₆Fe+Si از طریق پسزدن تدریجی اتمهای سیلیسیم به زمینه انجام می شود. این انتقال جرم بهصورت ترجيحي از مناطق پرانرژی (عموما لبهها و گوشههای ذرات بتا) انجام میشود. هر چه طول صفحات بتا كوچكتر باشد، سرعت انحلال آنها بيشتر خواهد بود [77.77].

در جدول (۳)، نتایج آنالیز تصویری نمونههای عملیات حرارتی شده نشان داده شده است. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول، طول متوسط و کسر حجمی رسوبات بتا در آلیاژ پایه پس از عملیات حرارتی، به ترتیب ۴۱ و ۶۴ درصد کاهش مییابد این در حالی است که میزان کاهش طول متوسط و کسر حجمی این صفحات در نمونههای بهسازی

شده توسط استرانسیم و کلسیم پس از عملیات حرارتی به ترتیب ۲۷، ۶۱، ۳۲ و ۷۶ درصد است. همچنین کسر حجمی ترکیبات آلفا در نمونههای عملیات حرارتی شده توسط عناصر برلیم و منگنز به ترتیب ۵۸ و ۶۸ درصد در مقایسه با نمونههای ریختگی کاهش یافته است. همچنین قطر متوسط، محیط و مساحت ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونههای عملیات حرارتی شده در بهترین حالت بهسازی نسبت به نمونههای مشابه در حالت ریختگی به ترتیب ۴۵، ۲۲ و ۵۱ درصد کاهش یافته و درصد کروی شدن ذرات ۴۲ درصد افزایش یافته است.

۲-۳- بررسی تاثیر بهسازی شیمیایی بر استحکام کششی و اندیس کیفیت آلیاژهای Al-Si-Mg

در شكل (۷-الف)، نمودار تغييرات استحكام كششى آلياژ A۳۵۶ در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده در دو حالت بهسازی نشده و بهسازی شده توسط عوامل مختلف بهساز نشان داده شده است. مشاهده می شود که افزودن كلسيم، استرانسيم، برليم و منگنز، استحكام كششى آلياژ بهسازی نشده حاوی آهن را به ترتیب ۴، ۷، ۱۱ و ۶ درصد افزایش داده است. ترکیبات غنی از آهن با مورفولوژی صفحهای شکل (شکل ۳-الف)، پتانسیل بسیار خوبی برای ممانعت از حرکت نابجاییها دارند. ممانعت از حرکت نابجاییها می تواند موجب بهبود استحکام آلیاژ شود. با این حال با توجه به ماهیت ترد و شکننده و فصل مشترک پخدار، غیر نفوذی و ضعیف ترکیبات بتا با زمینه آلومینیمی [۵۰،۴۹]، در صورت تجاوز میزان تنشهای تجمعی ایجاد شده بر روی ذرات از استحکام ذرات و/یا استحکام فصل مشترک آنها با زمینه، صفحات خرد شده و/یا در فصل مشترک ضعیف آنها با زمینه ترکهای میکروسکپی شکل می گیرد. شکل گیری و اشاعه این ترک ها تاثیر منفی بر خواص کششی به خصوص انعطاف پذیری آلیاژ دارد. یکی دیگر از آثار منفی ترکیبات غنی از آهن صفحهای شکل، 🧼 انسداد مسیرهای تغذیه بیندندریتی در مراحل آخر انجماد ۔ افزایش کسر حجمی تخلخلهای انقباضی به واسطهی است [۴۵].



شکل۶- تصویر میکروسکپی نمونههای عملیات حرارتی شده پس از بهسازی توسط: (الف) منگنز، (ب) برلیم، (ج) استرانسیم و (د) کلس

ترکيب آلياژ	محيط (µm)	مساحت (µm) ²	كرويت	قطر متوسط ذرات سیلیسیم (μm)	طول متوسط تیغههای بتا (μm)	کسر حجمی فازهای غنی از آهن (٪)	نسبت طول به عرض ذرات بتا
۱/۲Fe	17/Y•±۴/Y•	۱۰/۹۹±۵/۹۸	۰,۷۳۵۴	٣/۵۱±١/٣۵	14/8V±7/1.	1,9٣	1/V&±•/&&
۱/۲Fe-•/۲Be	14/51±0/40	11/+Y±8/14	۰,۷۱۴۸	Υ/Υ٩±•/۶λ	-	١,٧٠	۱/Y۲±۰/۳۱
$1/rFe-\cdot/PMn$	1 F/F1±T/XT	۱۰/۶۸±۳/۲۱	• ,808 •	۲/ <i>λ</i> ۳±۱/۰۲	-	1,84	۱,۴۶±۰/۶۵
$1/rFe-\cdot/\cdot\Delta Ca$	18/08±4/11	۱ • / Y ۱ ± Y/ • ۶	۵۱۵۷, ۰	7/91±1/17	۱۲/۰۶±۹/۸۷	١,٧٨	1/71±•/54
$1/rFe-\cdot/\cdot rSr$	۱۳/۵۰±۲/۹۰	۱۰/۵۷±۳/۵۰	•,٧۴٨۴	٣/١۵±١/٢۶	18/96±0/88	١,٧٢	۱/۲۱±۰/۹۵

ار تی	ت حرا	. عمليا	شرايط	A۳۵۶ در	الياژ	ختارى	ی ریزسا	خصها	مقایسه شا	ں ۳−ر	دوا	٩
-------	-------	---------	-------	---------	-------	-------	---------	------	-----------	-------	-----	---



هیدروژن به توده مذاب فراهم می کند. در مورد استرانسیم نیز ادعا شده است که تشکیل اکسید غیر محافظ SrO در سطح مذاب عامل افزایش میزان جذب هیدروژن است. با اینوجود در مورد چگونگی افزایش میزان تخلخلهای گازی در نمونههای بهسازی شده توسط استرانسیم تئوریهای دیگری نیز ارائه شدهاند. عدهای از محققان معتقدند که استرانسيم بهصورت مستقيم سبب افزايش هيدروژن مذاب نمی شود بلکه حضور این عنصر از طریق آخال های موجود در مذاب به جذب بیشتر هیدروژن کمک میکند. عدهای دیگر بر این عقیدهاند که استرانسیم با تشکیل ترکیبات هیدرایدی مانند SrH₂ در مذاب موجب تشدید جذب هیدروژن می شود. این ترکیب در هنگام انجماد تجزیه شده و با آزاد سازی هیدروژن سبب افزایش تخلخل میشود. برخی دیگر از محققان نیز در توجیه افزایش تخلخل قطعات بهسازی شده، مشکلات همراه با تغذیه نواحی بین دندریتی توسط مذاب را مطرح نمودهاند. افزایش طول ناحیه انجماد خمیری، کاهش فواصل بیندندریتی، افزایش ویسکوزیته مذاب و غیر مسطح بودن فصل مشترک مذاب/جامد از جمله عواملی هستند که قابلیت مذابرسانی بیندندریتی را

كاهش داده و سبب افزایش تخلخل می شوند [۲۹-۲۶]. درصد ازدیاد طول نمونه بهسازی شده توسط برلیم بیش از نمونه بهسازی شده توسط منگنز است. علت این امر احتمالا پتانسیل بالاتر این عنصر در بهسازی شیمیایی و تبدیل کامل ترکیبات غنی از آهن β-Al₅FeSi به ذرات حروف چینی آلفا است (شکل ۵–ب و جدول ۲). علاوه بر این بررسیهای قبلی [۳۷-۳۶] نشان میدهند که برلیم با افزایش استحکام لایههای اکسیدی جوان شکل گرفته بر روی سطح مذاب موجب افزایش مقاومت آنها در برابر تغییر شکل و تا خوردن ناشی از تنشهای وارده و تلاطم سطحی هنگام بارریزی مذاب شده و میزان لایههای اکسیدی دوگانه محبوس درون قطعات آلومینیمی را کاهش میدهد. تاثیر منفی لایههای اکسیدی محبوس بر خواص کششی آلیاژهای Al-Si-Mg قبلا توسط محققین تایید شده است [۵۲-۵۴]. لایه های اکسیدی دوگانه محبوس در اثر تلاطم سطحی مذاب (هنگام فرآوری مذاب و/یا بارریزی) و تا خوردن لایههای اکسیدی جوان شکل گرفته و در اثر اغتشاش ناشی از بارریزی وارد قطعه میشوند. طی این فرایند، دو سطح اکسید در تماس با هم قرار گرفته و با توجه به ماهیت سرامیکی اکسید آلومینیم و ارائه سطوح

افزودن عناصر بهساز به دو روش موجب بهبود خواص کششی می شود. برلیم و منگنز مورفولوژی صفحهای ترکیبات را تغییر داده و موجب شکل گیری ترکیبات غنی از آهن آلفا با مورفولوژی غیرصفحهای و فشرده و فصل مشترک مستحکمتر [۵۱] با زمینه می شوند. با این وجود، این عناصر تاثیری بر روی ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک ندارند (شکل ۵-الف و ب). استرانسیم و كلسيم مورفولوژى صفحات را تغيير نمىدهند اما با توجه به تصاویر ریزساختاری و نتایج آنالیز تصویری جدول (۲) موجب كاهش ابعاد و نسبت طول به عرض این ذرات می شوند. تحت این شرایط میزان تمرکز تنش بر روی ذرات کاهش یافته و این امر تاثیر مثبتی بر خواص کششی خواهد داشت. علاوه بر این، استرانسیم و کلسیم موجب بهسازی شیمیایی ذرات سیلیسیم یوتکتیک میشوند. تيغههاى سيليسيم يوتكتيك مشابه تركيبات صفحهاى شکل بتا، ترد و شکننده بوده و فصل مشترک بسیار ضیفی با زمینه دارند. لذا بهسازی این ذرات و تغییر مورفولوژی این صفحات از حالت صفحهای به فیبری (کروی)، موجب بهبود استحكام كششى مىشود.

نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول نسبی نمونههای ریختگی در شکل (۷-ب) نشان داده شده است. می توان مشاهده نمود که بهسازی شیمیایی آلیاژها در شرایط ریختگی بهطور کلی موجب بهبود درصد ازدیاد طول می شود به گونهای که درصد ازدیاد طول آلیاژ پایه حاوی آهن پس از بهسازی توسط برلیم، منگنز، استرانسیم و کلسیم به ترتیب حدود ۳۱، ۱۶، ۵۸ و ۳۲ درصد افزایش می یابد. میزان بهبود انعطاف پذیری آلیاژ پس از بهسازی توسط استرانسیم و کلسیم بیشتر از میزان بهبود پس از بهسازی توسط منگنز و برلیم است. این موضوع با توجه به تاثیر استرانسیم و کلسیم در بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و همزمان کاهش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات بین فلزی بتا قابل توجیه است. با این حال به نظر می رسد که میزان افزایش كمتر از حد انتظار است و این احتمالا ناشی از افزایش میزان تخلخلهای گازی آلیاژ پس از بهسازی توسط کلسیم و استرانسیم است. تاثیر منفی افزودن کلسیم و استرانسیم در افزایش میزان تخلخلهای گازی در آلیاژهای Al-Si قبلا توسط محققین مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس تئوریهای ارائه شده کلسیم از طریق افزایش قابلیت ترشوندگی اکسید با سطح مذاب شرایط را برای جذب

غیرترشونده، این لایهها به واسطه نحوهی شکل گیری، مانند یک ترک از پیش موجود در ساختار آلیاژ عمل میکنند. بنابراین کاهش چگالی این اکسیدها تاثیر به سزایی در بهبود خواص کششی به خصوص انعطاف پذیری آلیاژ خواهد داشت.

على رغم تاثير مثبت عناصر بهساز بر استحكام كششى قطعات ريختگي، انجام فرايند بهسازي شيميايي موجب کاهش استحکام کششی نمونه حاوی آهن در شرایط پس از عملیات حرارتی شده است. با توجه به شکل (۷)، بهسازی شیمیایی توسط برلیم، منگنز، استرانسیم و کلسیم به ترتیب موجب کاهش ۳، ۴، ۸ و ۶ درصدی استحکام كششى آلياژ پايه حاوى آهن شده است. همان گونه كه قبلا عنوان گردید ترکیبات سخت و صفحهای شکل بتا پتانسیل بسیار خوبی برای ممانعت از حرکت نابجاییها و در نتیجه افزایش سختی و استحکام آلیاژ دارند. منتها با توجه به طبيعت ترد و شكننده اين تركيبات و نيز فصل مشترك بسيار ضعيف آنها با زمينه، حضور اين ذرات موجب افت استحکام کششی و انعطاف پذیری آلیاژ می شود. با توجه به نتایج بررسی های ریزساختاری (شکل ۶-الف) و آنالیز تصویری (جدول ۳) پس از عملیات حرارتی، طول متوسط و كسر حجمى صفحات بتا كاهش مىيابد. تحت اين شرايط میزان تمرکز تنش وارده بر روی هر ذره کاهش یافته و با توجه به وقوع نفوذ اتمی در فصل مشترک و افزایش استحكام پيوند اين ذرات با زمينه [۵۵] توانايي ذرات جهت ممانعت از حرکت نابجاییها بدون شکل گیری ترکهای میکروسکپی از درون و/یا فصل مشترک ذرات با زمینه، به میزان قابل ملاحظهای افزایش مییابد. بر این اساس، به نظر میرسد که تغییر مورفولوژی صفحهای ماهیت ذرات بتا (در نمونه های بهسازی شده توسط منگنز و برلیم) یا کاهش طول موثر این ذرات (در نمونههای بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم) توانایی آنها در ممانعت از حرکت نابجایی ها را کاهش داده و موجب افت نسبی استحکام مىشود.

با این حال، انجام عملیات حرارتی تاثیر متفاوتی بر درصد ازدیاد طول نسبی داشته است. با توجه به افزایش استحکام، انجام عملیات حرارتی موجب کاهش انعطاف پذیری آلیاژها شده است. درصد ازدیاد طول نسبی نمونههای بهسازی شده توسط برلیم، حدود ۱۱ درصد بیش از آلیاژ بهسازی نشده است. همان گونه که قبلا عنوان شد، تاثیر مثبت برلیم

www.SID.ir

بر درصد ازدیاد طول نسبی احتمالا ناشی از نقش موثر این عنصر در تغییر مورفولوژی صفحه ای ترکیبات بتا و همزمان کاهش چگالی فیلمهای اکسیدی دوگانه محبوس در آلیاژ است. با توجه به بهسازی حرارتی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و کاهش کسر حجمی و طول متوسط صفحات فاز بتا در آلیاژ بهسازی نشده، کاهش نسبی درصد ازدیاد طول نمونههای بهسازی شده توسط کلسیم و استرانسیم احتمالا ناشی از افزایش میزان تخلخلهای گازی و تشدید اکسیداسیون آلیاژ و در مورد نمونه بهسازی شده توسط منگنز، احتمالا ناشی از افزایش کسر حجمی ترکیبات بینفلزی آلفا در زمینه است.

با توجه به تاثیر متفاوت عناصر بهساز بر درصد ازدیاد طول نسبی و استحکام کششی آلیاژهای مورد بررسی، قبل و بعد از عملیات حرارتی، اندیس کیفیت کلیه آلیاژها محاسبه شده و نمودار بدست آمده در شکل (۸) ارائه شده است.



با توجه به شکل (۸)، در شرایط ریختگی، بهسازی آلیاژ به طور کلی موجب بهبود اندیس کیفیت شده و بیشترین مقدار مربوط به نمونه حاوی استرانسیم است. این بهبود با توجه به تاثیر مثبت بهسازی شیمیایی بر ریزساختار (شکل ۶)، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ پس از عملیات حرارتی، اندیس کیفیت نمونه پایه حاوی آهن بیش از ۳۵ درصد در مقایسه با حالت قبل از عملیات پس از عملیات حرارتی، اندیس کیفیت نمونه پایه حاوی آهن بیش از ۳۵ درصد در مقایسه با حالت قبل از عملیات شده نیز مقدار بالاتری دارد. بنابراین به نظر می سد که تاثیر بهسازی حرارتی ساختار در اثر عملیات حرارتی در بهبود کیفیت متالورژیکی نهایی آلیاژ ۹۲/۲–۹۵۲۸ بیش از تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی و عملیات حرارتی است. بتا نمایان میشوند. یکی از ویژگیهای لایههای دوگانه محبوس، حبس مقداری هوا در فضای مابین دو لایه آنها است. در هنگام عملیات حرارتی بخشی از هیدروژن اتمی محلول در شبکه نیز به تدریج به فضای مابین دولایه نفوذ میکند. بنابراین علیرغم صرف بخشی از اکسیژن محبوس برای اکسیداسیون آلومینیم، بخش قابل توجهی از گازهای محبوس منبسط شده و فیلم دوگانه را به یک ترک میکروسکوپی مبدل میکنند. بنابراین ترکهای مشاهده شده در سطح شکست این نمونه احتمالا اکسیدهای دوگانه محبوس در میان ذرات بتا هستند که باز شده و در نقش یک ترک مرکزی موجب افت خواص شدهاند.

Archive of SID

تصوير ميكروسكوپى سطح شكست نمونه بهسازى شده توسط منگنز پس از عملیات حرارتی در شکل (۹-ج) ارائه شده است. حذف صفحات بتا در این نمونه کاملا مشهود است. با این حال، همان گونه که قبلا عنوان شد، تاثیر عملیات حرارتی در انحلال و خردایش ترکیبات بین فلزی آلفا به مراتب کمتر از ترکیبات بتا صفحهای است. لذا میزان بهبود خواص نمونههای بهسازی شده توسط منگنز پس از عملیات حرارتی کمتر از میزان بهبود خواص در نمونه بهسازی نشده است (شکل ۷). حضور این ترکیبات به طور قطع، تاثیر منفی بر استحکام کششی و رفتار شکست آلیاژ خواهد داشت. همان گونه که مشاهده می شود، شکست این نمونه على رغم انجام عمليات حرارتي به صورت شبه كليواژ رخ داده و آغاز شکست بیشتر از ترکیبات بینفلزی آلفا بوده است. حضور ذرات خرد شده فاز آلفا در سطح شکست و جوانهزنی و اشاعه ترکهای میکروسکپی از این ذرات و/یا فصل مشترک آنها با زمینه موید این مطلب است. تصویر سطح شکست نمونه بهسازی شده توسط برلیم پس از انجام عملیات حرارتی در شکل (۹–د) نشان داده شده است. حضور دیمپلها بر روی سطح شکست این نمونه حاکی از شکست نسبتا نرم آن است این موضوع در توافق با نتایج خواص کششی و علی رغم بهسازی حرارتی ناقص ترکیبات آلفای غنی از آهن و برلیم است. کاهش قابل توجه میزان اکسیدهای محبوس (که به واسطه شارژ الکترون به صورت نواحی سفید رنگ در سطح شکست رویت می شوند) در این نمونه كاملا مشهود است. تاثیر منفی بهسازی توسط منگنز و برلیم احتمالا ناشی از افزایش کسر حجمی ترکیبات بینفلزی غنی از آهن آلفا با مورفولوژی حروف چینی است که طی عملیات حرارتی خردایش نسبی را تجربه میکنند (شکل ۶). این ترکیبات بینفلزی به واسطهی ماهیت ترد خود طی آزمون کشش به عنوان مراکز تمرکز تنش عمل نموده و موجب شکست پیش از موعد قطعه میشوند. تاثیر منفی استرانسیم و پیش از موعد قطعه میشوند. تاثیر منفی استرانسیم و نیز احتمالا ناشی از نقش این دو عنصر در افزایش میزان تخلخلهای گازی در ساختار نمونه است. این موارد با بررسی سطوح شکست نمونههای آزمون کشش قابل بررسی و تایید هستند.

۳-۳- تاثیر بهسازی شیمیایی و عملیات حرارتی بر مورفولوژی سطح شکست

در شکل (۹)، تصاویر تهیه شده از سطح شکست نمونه پایه قبل و بعد از عملیات حرارتی و نمونه های بهسازی شده بعد از عملیات حرارتی ارائه شده است. همان گونه که مشاهده می شود (شکل ۹-الف)، حضور صفحات بتا در سطح شكست نمونه پايه ريختگي مشهود است. اين صفحات توسط دیمپلها و رخ برگهای ناشی از شکست ترد فاز سيليسيم يوتكتيك احاطه شدهاند. تصوير ميكروسكپي سطح شکست نمونه پایه پس از عملیات حرارتی در شکل (۹-ب) ارائه شده است. با توجه به انجام عملیات حرارتی کسر حجمی نواحی دیمپلی در مقایسه با سطح شکست نمونه عمليات حرارتي نشده به ميزان قابل ملاحظهاي افزایش یافته است با این حال، حضور ترکهای میکروسکوپی نسبتا بزرگ در سطح شکست کاملا مشهود است. با توجه به آنالیز EDS سطح شکست (شکل ۹-ه) شکل گیری این ترکها را میتوان ناشی از بروز شکست در صفحات بتا دانست. تحقيقات نشان داده است كه جوانهزني ترکیبات بتا معمولا به صورت مرجح بر روی اکسیدهای دوگانه محبوس صورت می پذیرد. این اکسیدها معمولا بهصورت تا خورده/مچاله شده در مذاب حضور دارند اما پس از جوانهزنی ترکیبات بتا بر روی آنها و هنگام رشد این ترکیبات، باز شده و به صورت یک ترک مرکزی در صفحات



شکل ۹- تصاویر میکروسکپ الکترونی سطح شکست: (الف) نمونه پایه ریختگی (نشاندهنده تاثیر تیغههای سیلیسیم یوتکتیک و صفحات بتا در شکست نمونه)، (ب) نمونه پایه عملیات حرارتی شده (نشاندهنده حضور گسترده دیمپلها و صفحات شکسته شده بتا)، (ج) نمونه بهسازی شده توسط منگنز عملیات حرارتی شده (تاثیر فاز آلفا در شکست نمونه)، (د) نمونه بهسازی شده توسط برلیم پس از عملیات حرارتی (نشاندهنده کاهش قابل توجه ذرات شکسته شده آلفا و لایههای اکسیدی محبوس و افزایش نواحی شکست دیمپلی) و (ه) آنالیز EDS ذرات بتا در سطح شکست نمونه پایه عملیات حرارتی شده (توزیش

- Archive of SID
 - [6] Hafiz M.F., Kobayashi T., A study on microstructurefracture behavior relations in Al-Si casting alloys, Script. Met. Mater., 1994, 30, 475-480.
 - [7] Dighe M.D., Gokhale A.M., Relationship between microstructural extermum and fracture path in a cast Al-Si-Mg alloy, Script. Mater., 1997, 37, 9, 1435-1440.
 - [8] Voigt R.C., Bye D.R., Microstructural aspect of fracture in A356, AFS Trans., 1991, 99, 33-50.
 - [9] Mbuya T.O., Odera B.O., Nganga S.P., Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: Literature review, Int. J. Cast Met. Res., 2003, 6, 1-15.
 - [10] Belov N.A., Aksenov A.A., Iron in alloys: Impurity and alloying elements, Taylor & Francis Inc., New York, 2003.
 - [11] Crepeau P.N., Effect of iron in Al-Si casting alloys, AFS Trans., 1995, 103, 361-366.
 - [12] Mondolfo L.F., Aluminum alloys: structure and properties, Butterworth, London, 1978.
 - [13] Ma Z., Effect of Fe intermetallics and porosity on tensile and impact properties of Al-Si-Mg-Cu and Al-Si-Mg cast alloys, Ph.D. Thesis, University of Quebec, 2002
 - [14] Wang L., Apelian D., Makhlouf M., Iron-bearing compounds in Al-Si diecasting alloys: their morphology and conditions under which they form, AFS Trans, 1999, 146, 231-238.
 - [15] Kral M.V., A crystallographic identification of intermetallic phases in Al-Si alloys, Mater. Lett., 2005, 59, 2271-2276.
 - [16] Lakshmanan A.N., Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Microstructure control of iron intermetallics in Al-Si casting alloys, Z. Metallkd., 1995, 86, 457-464.
 - [17] Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Modification of iron intermetallics by strontium in 413 aluminium alloys, AFS Trans., 1995, 26, 285-293.
 - [18] Kulunk B., Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Zuliani D.J., Beneficial effects of strontium on A380 alloy, AFS Trans., 1996, 104, 1189-1193.
 - [19] عامریون ع.، امامی م.، عاشوری غ.، بررسی تأثیر آمیژانهای Al-8B و Al-5Ti-1B بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ
 - Al-۵۱۸، ریختهگری، ۱۳۹۴، ۱۰۷، ۴۶-۳۸.
 - Al-5Ti حسینی ه.، امامی م.، عاشوری غ.، بررسی کارایی آمیژان 1B بر ویژگیهای ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ Al-9Mg پس از روزنرانی، ریخته گری، ۱۳۹۴، ۱۹۰۹، ۱۲-۲.
 - [21] تقیآبادی ر.، جراحی م.، نظری م.، بررسی تاثیر ترکیبات بینفلزی غنی از آهن بر استعداد به پارگی گرم آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si، ریختهگری، ۱۳۹۴، ۱۰۹، ۲۲-۱۳.
 - [22] Anantha L., Samuel F.H., Gruzleski J.E., Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium heat treatment, Met. Trans., 1995, 26A, 2161-2174.

۴- نتیجهگیری

- ۱- بهسازی آلیاژ ریختگی A۳۵۶ توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز موجب بهبود نسبی خواص کششی آلیاژ نسبت به شرایط ریختگی می تود. با توجه به بهسازی فاز سیلیسیم یوتکتیک و کاهش طول متوسط صفحات β-AI5FeSi، بیشترین بهبود اندیس کیفیت به میزان ۳۶درصد توسط استرانسیم بهدست میآید.
- ۲- پس از عملیات حرارتی، به دلیل انحلال جزئی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و صفحات بتا، کاهش ابعاد این فازها و حذف مراکز تمرکز تنش، ارتقاء خواص در اثر بهسازی توسط منگنز و به ویژه برلیم بیشتر است. به نظر میرسد که کاهش بیش از حد طول متوسط صفحات بتا بهواسطهی تاثیر همزمان بهسازی شیمیایی و انحلال حرارتی، موجب افت خواص در نمونههای بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم می شود.
- ۳- بیشترین بهبود خواص پس از عملیات حرارتی مربوط به نمونه پایه بهسازی نشده با ۳۵ درصد بهبود در اندیس کیفیت است. این در حالی است که میزان بهبود اندیس کیفیت در نمونه ¬های بهسازی شده توسط اندیس کیفیت در نمونه ¬های بهسازی شده توسط و ۲۱ درصد است. افزایش میزان تخلخل و حضور ترکیبات غنی از آهن آلفا در ساختار از جمله مهمترین عوامل موثر در کاهش نسبی اندیس کیفیت نمونههای بهسازی شده هستند.

مراجع

- [1] Davis J.R., ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys, ASM International, OH, 1993.
- Ye H., An overview of the development of Al-Si alloy based material for engine applications, J. Mater. Eng. Perf., 2003, 12, 288-297.
- [3] Lorimer G.W., Precipitation in aluminum alloys, In K. C. Russell and H. I. Aaronson, Editors, Precipitation Processes in Solids, TMS-AIME, Metals Park, 1978.
- [4] Prasad B.K., Venkateswarlu K., Modi O.P., Jha A.K., Das, S., Dasgupta, R., Yegneswaran A.H., Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: Role of shape and size of Si particles and test conditions, Met. Mater. Trans., 1998, 29A, 2747-2752.
- [5] Warmuzek M., Aluminium-Silicon casting alloys: atlas of microfractographs, ASM Int., Materials Park, OH, USA, 2004.

beryllium on entrained oxide films, mechanical properties and casting reliability of Fe-rich Al–Si cast alloy, Mater. Sci. Tech., 2015, 31(4), 506-512.

- [37] Gopalan R., Prabhu N.K., Oxide bifilms in aluminum alloy castings-A review, Mater. Sci. Tech., 2011, 27, 1757-1769.
- [38] Hernandez Paz J.F., Heat treatment and precipitation in A356 aluminum alloy, Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal, 2001.
- [39] Jacob S., Quality index in predicting of properties of aluminum castings-a review, AFS Trans., 2000, 108, 811–818.
- [40] Ragab K.A., Bournane M., Samuel A.M., Al Ahmari A., Samuel F.H., Doty H.W., Mechanical characterization and quality index of A356-type aluminum castings heat treated using fluidized bed quenching, Mater. Sci. Tech., 2003, 29(4), 412-425.
- [41] Salleh M.S., Omar M.Z., Syarif J., The effects of Mg addition on the microstructure and mechanical properties of thixoformed Al–5%Si–Cu alloys, J. Alloys Comp., 2015, 621(5), 121-130.
- [42] Vander Voort G.F., Applied Metallography, Van Nostrand Reinhold, USA, 1984.
- [43] Samuel F.H., Ouellet P., Samuel A.M., Doty H.W., Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6Si-3.5Cu-0.45 to 0.8 Fe 319type alloys, Met. Mater. Trans., 1998, 29A, 2871-2884
- [44] Cao X., Campbell J., The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys, Met. Mater. Trans., 2004, 35A, 1425-1434.
- [45] Lu L. and Dahle A.K., Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys, Met. Mater. Trans., 2005, 36A, 819-835.
- [46] Ibrahim M.F., Alkahtani S.A., Abuhasel K.A., Samuel F.H., Microstructural characterization of beryllium treated Al-Si alloys, Adv. Mater. Sci. Eng., 2015, 15, 1-10.
- [47] Mahta M., Emami M., Cao X., Campbell J., Overview of beta-Al5FeSi phase in Al-Si alloys, Mater. Sci. Res. Trends, Chapter, 2007, 5, 1-16.
- [48] Anantha L., Samuel F.H., Gruzleski J.E., Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium heat treatment, Met. Mater. Trans. A, 1995, 26A, 2161-2174.
- [49] Mulazimoglu M.H., Zaluska A., Gruzleski J.E., Paray F., Electron microscope study of Al-Fe-Si

- [23] Villeneuve C., Samuel F.H., Fragmentation and dissolution of Al5FeSi phase during solution heat treatment of Al-13Wt%Si-Fe alloys, Int. J. Cast Met. Res., 1999, 12, 145-160.
- [24] Lados D.A., Apelian D., Solution treatment effects on microstructure and mechanical properties of Al-(1 to 13 Pct)Si-Mg, Met. Mater. Trans. B, 2011, 42(1), 171-180.
- [25] Ogris E., Wahlen A., Luchinger H., Uggowitzer P.J., On the silicon spherodization in Al–Si alloys, Journal of Light Metals, 2002, 2, 263–269.
- [26] McDonald S.D., Dahle A.K., Taylor J.A., StJohn D.H., Modification-related porosity formation in hypoeutectic aluminum-silicon alloys, Met. Mater. Trans B, 2004, 35, 1097-1106.
- [27] Ozdemir O., Effect of Strontium on the oxidation behavior of molten aluminum-magnesium alloys, Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal, 2006.
- [28] Al-Helal K., Wang Y., Stone I., Fan Z., Effect of Ca level on the formation of silicon phases during solidification of hypereutectic Al-Si alloys, Mater. Sci. Forum, 2013, 765, 117-122.
- [29] Kumari S.S.S., Pillai R.M., Pai B.C., Structure and properties of calcium and strontium treated Al–7Si– 0.3Mg alloy: A comparison, J. Alloy. Compd., 2008, 460, 472–477.
- [30] Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Gravity segregation of complex intermetallic compounds in liquid Al-Si alloys, Met. Mater. Trans., 1995, 26A, 999-1006.
- [31] Shabestari S.G., The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in Al-Si alloys, Mater. Sci. Eng., 2004, A383, 289-298.
- [32] Gobrecht, J., Segregations par gravite de fer, du manganeseet du chrome dans les alliages Al-Si de fonderie, Fonderie, 1977, 171-173.
- [33] Fatahalla N., Hafiz M., Abdulkhalek M., Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy 265 modified with Na, Sb and Sr, J. Mater. Sci., 1999, 34(14), 3555-3564.
- [34] Abdollahi A., Gruzleski J.E., An evaluation of calcium as a eutectic modifier in A357 alloy, Int. J. Cast Metals Research, 1998, 11, 145–155.
- [35] Knuutinen A., Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K., Porosity formation in aluminum alloy A356 modified with Ba, Ca, Y and Yb, Journal of Light Metals, 2001, 1, 241–249.
- [36] Nozari M.A., Taghiabadi R., Karimzadeh M., Ghoncheh M.H., Investigation on beneficial effects of

intermetallics in 6201 aluminum alloy, Met. Mater. Trans., 27A (1996) 929-936.

- [50] Vorren O., Evensen J.E., Pedersen T.B., Microstructure and mechanical properties of Al-Si (Mg) casting alloys, AFS Trans., 1984, 459-466.
- [51] Bidmeshki C., Abouei V., Saghafian H., Shabestari S.G., Noghani M.T., Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5%Si alloys, J. Mater. Res. Tech., 2016, 5(3), 250-258.
- [52] Cao X., Campbell J., Oxide inclusion defects in Al-Si-Mg cast alloys, Can. Met. Quart. 2005, 44(4), 435-448.
- [53] Campbell J., Cavitation during super plastic forming: A review, Materials, 2011, 4, 1271-1286.
- [54] Raeiszadehghani R., A method to study the behaviour of double oxide film defects in aluminum alloys, Ph.D. Thesis, School of Metallurgy and Materials Faculty of Engineering, University of Birmingham, 2005.
- [55] Eshaghi A., Ghasemi H.M., Rassizadehghani J., Effect of heat treatment on microstructure and wear behavior of Al–Si alloys with various iron contents, Materials Design., 2011, 32, 1520-1525.