

تحقیقی بر مکانیزم و عوامل مؤثر بر تشکیل تخلخل در آلیاژهای Al-Si بهسازی شده با استرانسیم

سید مهدی میراسماعیلی* و سعید شبستری**

گروه متالوژی و مواد، دانشکده مهندسی - دانشگاه شهید رجایی

(دریافت مقاله: ۸۳/۹/۱ - دریافت نسخه نهایی: ۸۵/۱/۲۹)

چکیده - در این تحقیق، پدیده تشکیل تخلخل در آلیاژهای Al-Si بهسازی شده و عوامل مؤثر بر آن مورد مرور و بررسی قرار گرفت. عملیات بهسازی آلیاژهای Al-Si، تخلخل را در قطعات ریختگی که به طور نسبی عاری از مکهای انقباضی اند، افزایش می دهد. البته در مذابهای بهسازی شده که به طور نسبی دارای مقدار هیدروژن کمی هستند (کمتر از $Al, 100g/1cc$)، تأثیر عملیات بهسازی بر افزایش تخلخل قابل ملاحظه نیست. در واقع تخلخلهای بوجود آمده در اثر عملیات بهسازی از نوع گازی اند. از طرفی تحقیقات به عمل آمده بیانگر این است که عناصر بهسازی تأثیری بر مقدار هیدروژن محلول در مذاب نداشته و از این رو این عناصر نمی توانند از طریق افزایش هیدروژن در مذاب سبب افزایش تخلخل شوند. همچنین گرچه عملیات بهسازی سبب افزایش دامنه انجماد به میزان $10^{\circ}C - 4$ می شود ولی افزایش جزئی تخلخل ناشی از این افزایش دامنه انجماد در حدی نیست که بتواند افزایش قابل ملاحظه تخلخل در اثر عملیات بهسازی را توجیه کند. از طرفی آخرین بررسی های به عمل آمده نشان دهنده آن است که کاهش تنش سطحی مذاب در اثر عملیات بهسازی با $0.2/0$ درصد وزنی استرانسیم بسیار جزئی (5%) است، از این رو عملیات بهسازی از طریق کاهش تنش سطحی مذاب نیز نمی تواند سبب افزایش تخلخل شود. علاوه بر این گرچه محققان زیادی معتقدند که استرانسیم با افزایش سرعت اکسایش مذاب و بنابر این با افزایش مقدار آخال اکسیدی در مذاب سبب افزایش تخلخل می شود، ولی مشاهدات سیستماتیک به عمل آمده بیانگر عدم مشارکت فیلمها و آخال اکسیدی استرانسیم در تشکیل تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده است. استرانسیم و سایر عناصر بهسازی دیگر که سبب افزایش تخلخل می شوند (سدیم و کلسیم)، تمایل زیادی به تشکیل ترکیبات بین فلزی چند گانه با آلومینیم و سیلیسیم در دامنه انجماد دارند. مطالعات سیستماتیک به عمل آمده نشان دهنده حضور و مشارکت ترکیبات بین فلزی استرانسیم (احتمالاً Al_2Si_2Sr)، در مجاورت بیشتر تخلخلهاست، بنابراین عملیات بهسازی با استرانسیم می تواند با تشکیل این ترکیبات بین فلزی در دامنه انجماد سبب افزایش تخلخل شود.

واژگان کلیدی: آلیاژهای Al-Si، عملیات بهسازی با استرانسیم^۱، تخلخل^۲، ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم^۳

Study of the Mechanism and Causes of Pore Formation in Sr-modified Al-Si Alloys

S. M. Miresmaeili and S. Shabestari

Department of Materials and Metallurgy, Faculty of Engineerin, Shahid Rajaie University
Department of Materials and Metallurgy, Iran University of Science and Technology

Abstract: *The formation of microporosity in modified Al-Si alloys has been reviewed in the present study. A major concern in modification is the increased tendency to form microporosity in the macro-shrinkage free Al-Si alloy castings. It has also been demonstrated that at low hydrogen contents (0.1cc/ 100g, Al), where only shrinkage porosity should occur, the effect of Sr-modification on porosity content is not considerable, indicating that the increase in porosity is due to an increase in gas porosity. Modification treatment, however, does not add hydrogen to the melt, nor does it increase the rate of regassing of the liquid, revealing that it can not enhance pore formation by increasing the melt hydrogen content. Modification treatment raises the freezing range (4-10 °C), but this increased freezing range exerts only a very small effect on microporosity formation, which cannot, by itself, explain the increased tendency to microporosity formation observed in modified alloys. The presence of modifiers slightly decreases the surface tension of the melt (5%), although this decrease in surface tension is not sufficiently high to considerably enhance pore formation in modified alloys. Many researchers have reported that modification treatment might favour the formation of porosity due to its effect on oxide use in the heterogeneous pore formation although the systematic observation of pores has shown that SrO does not take part in pore formation in Sr-modified alloys. Strontium and other modifiers which increase pore formation (Na and Ca) in Al-Si alloys have a high chemical affinity to form complex intermetallic compounds with Si and Al. Systematic observation of pores have shown that Sr-rich intermetallics take part in pore formation. Thus, Sr-modification may increase the porosity content through the formation of Sr-rich compounds during solidification.*

Keywords: Al-Si alloys. Modification treatment with strontium, Porosity, Strontium-rich intermetallic compounds.

۱- مقدمه

شکل بهسازی شده با سدیم و استرانسیم از آلیاژ Al-۷٪Si-۰/۶Mg را مشاهده کرد. ژاکوب در تشریح این پدیده افزایش هیدروژن مذاب ناشی از حضور عناصر بهساز را مطرح کرد. از آن سال تا کنون طی ۲۸ سال گذشته محققان زیادی علاوه بر تأیید این پدیده، نظریه های مختلفی را در این رابطه ارائه داده اند که در ادامه این نظریه ها مورد بررسی قرار می گیرند.

عملیات بهسازی به منظور اصلاح ساختار فاز سیلیسیم یوتکتیکی از حالت درشت و سوزنی به حالت رشته ای شکل ظریف^۴ هم اکنون به عنوان یک فرایند مهم در عملیات کیفی مذاب آلیاژهای Al-Si مورد استفاده قرار می گیرد. یکی از اثرات جانبی این عملیات افزایش تخلخل در قطعات ریختگی است که به طور نسبی عاری از مکهای انقباضی اند [۱-۵]. بر اساس تحقیقات به عمل آمده، عملیات بهسازی با عناصری نظیر استرانسیم، سدیم و کلسیم سبب افزایش نسبتاً شدید تعداد و ابعاد تخلخلهای ریز و پراکنده در قطعات ریخته گری می شود [۱-۱۵] و در این میان اثر سدیم و کلسیم بر افزایش تخلخل به مراتب بیشتر از استرانسیم است [۶-۱۴].

۳- افزایش جذب هیدروژن در اثر عملیات بهسازی

همانطور که ذکر شد ژاکوب [۱۵]، در توجیه افزایش تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده، افزایش مقدار هیدروژن و سهولت در جذب هیدروژن توسط مذاب در اثر عملیات بهسازی را مطرح کرد. در واقع این نظریه به عنوان پذیرفته شده ترین نظریه تا سالها در تشریح افزایش تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده، از طرف محققان مختلف مطرح می شد [۱۶-۱۹]. اسپیتل و دنتون [۱۷] و هانر و یولینگ [۱۸]، ادعا کرده اند که استرانسیم

۲- نظریه های مختلف در تشریح تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده

برای اولین بار ژاکوب [۱۵]، کاهش دانسیته قطعات میله ای

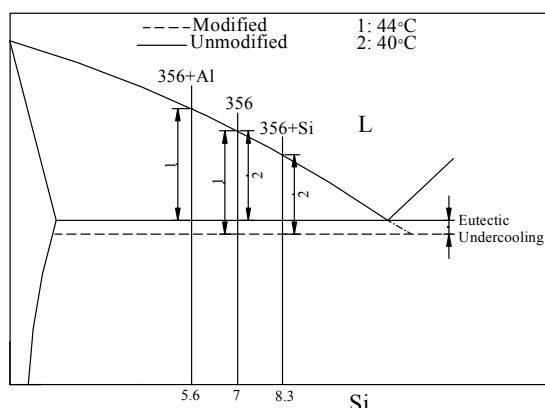
سبب افزایش شدید هیدروژن مذاب می‌شود. آنها در توجیه ادعای خود این طور عنوان کرده‌اند که حضور استرانسیم سبب تشکیل اکسید سطحی غیر محافظ SrO در سطح مذاب می‌شود که وجود چنین اکسید غیر محافظی سبب افزایش جذب هیدروژن می‌شود. کمپل [۷]، نیز بهسازی با استرانسیم را سبب افزایش هیدروژن مذاب دانسته است. بر خلاف نظریات فوق گروزلسکی و همکارانش [۶ و ۲۰-۲۳] و همچنین کته [۲۴]، با اندازه‌گیری هیدروژن مذاب در قبل و بعد از عملیات بهسازی با استرانسیم نشان دادند که این عملیات تأثیری بر مقدار هیدروژن جذب شده توسط مذاب ندارد. همچنین این محققان اظهار کردند که حضور استرانسیم تأثیری بر سرعت جذب هیدروژن در مذابهای نگهداری شده در زمانهای طولانی نیز ندارد. از سوی دیگر گزارش شده است که افزودن استرانسیم نه تنها سبب افزایش هیدروژن مذاب نشده است بلکه تا حدی آن را کاهش نیز داده است [۲۵]. آخرین تحقیقات به عمل آمده در این زمینه نیز بیانگر اختلاف نظر محققان در مورد تأثیر حضور استرانسیم بر هیدروژن مذاب است. در حالی که بیان و همکارانش [۲۶]، با اندازه‌گیری هیدروژن مذاب به روش‌های اسکن^۵، افزایش قابل ملاحظه هیدروژن در اثر عملیات بهسازی با استرانسیم را گزارش کرده‌اند، گوتی و همکارانش [۲۷]، کاهش شدید هیدروژن پس از عملیات بهسازی را گزارش کرده‌اند. بر اساس توضیحات آنها استرانسیم با تشکیل ترکیب SrH_2 سبب هیدروژن زدائی مذاب می‌شود و هر چه مقدار استرانسیم افزوده شده بیشتر باشد کاهش هیدروژن نیز بیشتر خواهد بود.

عده‌ای از محققان اظهار کرده‌اند، استرانسیم مستقیماً سبب افزایش هیدروژن مذاب نمی‌شود بلکه حضور استرانسیم سبب می‌شود که آخال موجود در مذاب قدرت بیشتری در جذب هیدروژن در سطح خود پیدا کنند. هیدروژن جذب شده توسط مذاب بدین صورت، قابل تشخیص توسط روشهای متداول اندازه‌گیری هیدروژن در مذاب نیست [۷ و ۲۸-۳۰]. در تشریح این نظریه گارت و همکارانش [۲۸]، توضیح داده‌اند که عناصر

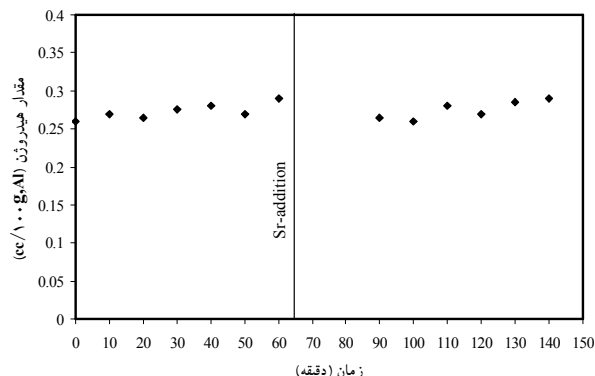
به‌ساز با تشکیل ترکیباتی مانند SrH_2 و NaH در مذاب سبب تشدید جذب هیدروژن می‌شوند. چنین ترکیباتی در دامنه انجماد تجزیه شده و هیدروژن آزاد شده سبب افزایش تخلخل می‌شود. همچنین آیوهوری و همکارانش [۲۹]، گزارش کرده‌اند که سرعت گاز زدائی مذاب آلیاژ ۳۵۶ به روش خلأ در حالت بهسازی شده با استرانسیم به مراتب کمتر از حالت‌های بهسازی نشده و یا حتی بهسازی شده با سدیم است. وی علت این موضوع را جذب هیدروژن توسط ترکیبات اکسیدی استرانسیم دانسته و توضیح داده است که این ترکیبات پایدار، هیدروژن خود را در خلال گاز زدائی تحت خلأ به سختی آزاد می‌کنند.

بر اساس آزمایشات مؤلف، افزایش استرانسیم به مذاب سبب افزایش هیدروژن نمی‌گردد. همچنین حضور استرانسیم تأثیری نیز بر قابلیت مذاب در جذب هیدروژن ندارد [۵ و ۳۱]. این موضوع به خوبی در شکل (۱) نشان داده شده است (مقدار استرانسیم افزوده شده به مذاب در آزمایش مذکور برابر ۰/۰۳ درصد وزنی بوده و استرانسیم با فرو بردن تکه‌ای از آمیژان Al-10\%Sr به سطح مذاب و بدون اعمال هرگونه تلاطم افزوده شده است). همچنین بر اساس مطالعات ترمودینامیکی انجام شده [۵ و ۳۱]، استرانسیم خالص چه در دمای محیط و چه در محدوده دمایی نگهداری مذابهای آلومینیم-سیلیسیم تمایل زیادی به واکنش با رطوبت محیط و تشکیل ترکیبات هیدروژن دار به خصوص Sr(OH)_2 دارد ولی این ترکیبات هیدروژن دار نمی‌توانند در مذاب آلومینیم پایدار بمانند و به محض ورود به مذاب تجزیه خواهند شد [۴ و ۳۱]. در واقع بر اساس مطالعات ترمودینامیکی به عمل آمده [۵ و ۳۱]، هیچ ترکیب هیدروژن داری نمی‌تواند در مذاب آلیاژهای آلومینیم پایدار بماند، از این رو عملیات بهسازی با استرانسیم بر خلاف نظر برخی از محققان [۲۸-۳۰]، نمی‌تواند با تشکیل ترکیبات هیدروژن دار پایدار در مذاب که متعاقباً در دامنه انجماد تجزیه شوند سبب افزایش تخلخل شود.

گرچه نتایج به دست آمده توسط مؤلف [۵ و ۳۱]، و همچنین



شکل ۲- نمودار دوتایی Al-Si نمایشگر تغییرات دامنه انجماد در اثر عملیات بهسازی و تغییر آلیاژ [۳۴]



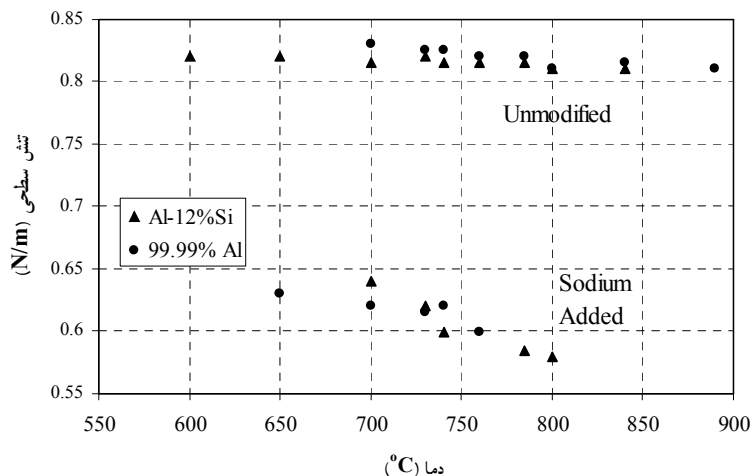
شکل ۱- اثرات زمان نگهداری و عملیات بهسازی با استرانسیم بر مقدار هیدروژن مذاب آلیاژ ۳۱۹ در دمای ۷۳۵°C [۵]

منطقه خمیری و افزایش دامنه انجماد را مطرح کرده‌اند [۶، ۸، ۳۲-۳۳]. بر اساس نظریه این محققان تخلخلهای به وجود آمده ناشی از عملیات بهسازی از نوع تخلخلهای ریز انقباضی است که در اثر بروز مشکل در عملیات مذاب رسانی بین دندرینی بوجود می‌آیند. فوکو و همکارانش [۳۴]، میزان تأثیر افزایش دامنه انجماد در اثر افزایش عناصر بهساز بر تخلخل را مورد ارزیابی قرار داده‌اند. این محققان با افزودن سیلیسیم خالص به آلیاژ بهسازی شده ۳۵۶A، با کاهش دمای لیکوئیدوس به مقدار ۴°C، مجدداً دامنه انجماد را به ۴۰°C رساندند. همچنین با افزودن آلومینیم خالص به آلیاژ ۳۵۶A بهسازی نشده، دامنه انجماد را به ۴۴°C و ۴۸°C، برابر با دامنه انجماد در شرایط بهسازی شده با استرانسیم و سدیم رساندند. در شکل (۲) به طور نموداری، شبیه سازی دامنه انجماد توسط فوکو و همکارانش نشان داده شده است. این محققان سپس آلیاژهای مورد نظر را به منظور اندازه‌گیری درصد تخلخل ریخته‌گری کرده و نتایج حاصله را با نتایج اندازه‌گیری تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده مورد مقایسه قرار دادند. عملیات بهسازی در نمونه مورد نظر آنها سبب افزایش تخلخل تا حدود ۳ برابر شده بود. درحالی که در همان شرایط افزایش دامنه انجماد از ۴۰°C به ۴۴°C و ۴۸°C تنها اثر بسیار کمی بر افزایش تخلخلها داشته است. بنابراین محققان مذکور نتیجه‌گیری کرده‌اند که افزایش دامنه انجماد،

محققان دیگر [۶ و ۲۰-۲۴]، دال بر این است که عملیات بهسازی نمی‌تواند از طریق افزایش جذب هیدروژن توسط مذاب سبب افزایش تخلخل شود ولی نکته مهمی که در این میان می‌تواند مورد توجه قرار گیرد این است که، گرچه حضور استرانسیم در یک مذاب ساکن نگهداری شده در یک بوت، تأثیری بر جذب هیدروژن توسط مذاب ندارد ولی ممکن است در حین پر کردن قالب در یک مذاب نسبتاً متلاطم و در شرایطی که به طور پیوسته فیلم اکسید سطحی محافظ شکسته می‌شود، یک مذاب بهسازی شده تمایل بیشتری برای جذب هیدروژن ساطع شده از مواد قالبگیری داشته باشد.

۴- کاهش دمای انجماد یوتکتیکی در اثر عملیات بهسازی با استرانسیم

عملیات بهسازی سبب کاهش دمای انجماد یوتکتیکی به میزان ۱۰-۴°C می‌شود و این در حالی است که دمای نمودار مایع^۶ بدون تغییر باقی می‌ماند. در واقع عملیات بهسازی سبب افزایش دامنه انجماد به میزان ۱۰-۴°C می‌شود [۶]. بسیاری از محققان در توجیه افزایش تخلخل در قطعات بهسازی شده، افزایش مشکل در عملیات مذاب رسانی بین دندریتی و به عبارتی کاهش قابلیت مذاب رسانی تغذیه ناشی از گسترش



شکل ۳- اثر سدیم بر تنش سطحی آلومینیم خالص و آلیاژ Al-12%Si [۳۶]

۱۹٪ در آلیاژ A۳۵۶ شده است، اعلام کردند که عامل مذکور یکی از عوامل اصلی در تشکیل تخلخل است. لانگ [۳۷]، گزارش کرده است که افزایش ۰/۰۱ درصد سدیم سبب کاهش تنش سطحی آلومینیم خالص به میزان ۳۰٪ می‌شود. همچنین وی ارتباط تغییرات تنش سطحی آلومینیم مذاب را با افزایش عناصر Sr و Mg در دمای ۷۰۰°C به صورت زیر ارائه کرده است [۳۸].

$$\delta_{Al-Sr} = 0.826 - 0.378 \ln(1 + 6.09 \%Sr) \quad (N/m) \quad (2)$$

$$\delta_{Al-Mg} = 0.851 - 0.419 \%Mg \quad (3)$$

بر اساس معادله (۲) مشخص می‌شود که افزایش بهسازی را عامل اصلی در تشکیل تخلخل دانسته‌اند [۵، ۳۲، ۳۳ و ۳۵]. دیویس و وست [۳۶]، اثر افزایش سدیم بر تنش سطحی مذاب آلومینیم خالص و همچنین بر آلیاژهای Al-Si را در دماهای مختلف اندازه‌گیری کرده‌اند. نتایج کار آنها در شکل (۳) نشان داده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌گردد افزایش سدیم اثر قابل توجهی بر کاهش تنش سطحی داشته است که این اثر در دماهای بالاتر به مراتب بیشتر است. البته این محققان مقدار سدیم افزوده شده را ذکر نکرده‌اند. عمادی و گروزلسکی [۳۵]، نیز در تحقیقاتشان با تشریح اینکه بهسازی با ۰/۰۲٪ استرانسیم سبب کاهش تنش سطحی به میزان

خود به تنهایی نمی‌تواند افزایش مقدار تخلخلها در اثر عملیات بهسازی را تشریح کند [۳۴]. این نتایج توسط محققان دیگر نیز مورد تأیید قرار گرفته است [۲۳].

۵- کاهش تنش سطحی مذاب در اثر عملیات بهسازی

تنش سطحی فلز مذاب مانع اصلی در جوانه زنی و تشکیل حباب است و هر چه تنش سطحی در مذاب کمتر باشد فشار لازم برای تشکیل حبابی با اندازه معین می‌تواند کمتر باشد، در چنین شرایطی تشکیل حبابهای بیشتری در خلال انجماد امکانپذیر خواهد بود [۶ و ۷].

بسیاری از محققان کاهش تنش سطحی در اثر عملیات بهسازی را عامل اصلی در تشکیل تخلخل دانسته‌اند [۵، ۳۲، ۳۳ و ۳۵]. دیویس و وست [۳۶]، اثر افزایش سدیم بر تنش سطحی مذاب آلومینیم خالص و همچنین بر آلیاژهای Al-Si را در دماهای مختلف اندازه‌گیری کرده‌اند. نتایج کار آنها در شکل (۳) نشان داده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌گردد افزایش سدیم اثر قابل توجهی بر کاهش تنش سطحی داشته است که این اثر در دماهای بالاتر به مراتب بیشتر است. البته این محققان مقدار سدیم افزوده شده را ذکر نکرده‌اند. عمادی و گروزلسکی [۳۵]، نیز در تحقیقاتشان با تشریح اینکه بهسازی با ۰/۰۲٪ استرانسیم سبب کاهش تنش سطحی به میزان

در این ارتباط لازم به ذکر است در شرایطی که افزودن آنتیموان به آلیاژ A۳۵۶ سبب کاهش تنش سطحی مذاب به میزان قابل ملاحظه ای می‌شود، آزمایشات انجام شده نشان می‌دهد که بر خلاف عناصر بهساز، افزودن آنتیموان سبب کاهش تخلخل در قطعات ریختگی می‌شود [۳۴ و ۳۹]. همچنین محاسبات و شبیه‌سازهای به عمل آمده [۳۳]، نشان می‌دهند که کاهش تنش سطحی مذاب حتی تا نصف مقدار اولیه نیز نمی‌تواند سبب افزایش تخلخل به‌اندازه‌ای شود که در اثر عملیات بهسازی با استرانسیم می‌شود.

۶- کاهش تغذیه رسانی بین دندریتی

انقباضات حجمی در فصل مشترک مذاب/ جامد در خلال پیشرفت انجماد، با حرکت مذاب از مناطق گرم‌تر جبران می‌شوند. جریان مذاب درون منطقه خمیری و در فضاهای بین دندریتی به سادگی اتفاق نمی‌افتد و عوامل زیر تعیین‌کننده چگونگی قابلیت حرکت مذاب در فضاهای بین دندریتی‌اند [۷ و ۴۱-۴۴]:

- دامنه انجماد و طول منطقه خمیری

- اندازه فضاهای بین دندریتی (DAS):^۷

- ویسکوزیته مذاب بین دندریت‌ها

- شکل فصل مشترک مذاب/جامد

در یک نگاه کلی افزایش طول منطقه خمیری، کاهش فواصل بین دندریتی، افزایش ویسکوزیته مذاب و غیر مسطح بودن فصل مشترک مذاب/ جامد جزو عواملی در نظر گرفته شده‌اند که قابلیت مذاب رسانی بین دندریتی را کاهش داده و سبب افزایش تخلخل می‌شوند [۶ و ۴۱-۴۴].

عده ای از محققان در تشریح افزایش تخلخل در اثر عملیات بهسازی، کاهش قابلیت مذاب رسانی بین دندریتی را مطرح کرده‌اند [۴۵ و ۴۶]. از آنجایی که تأثیر عملیات بهسازی بر افزایش دامنه انجماد با توجه به اهمیت بیشتر آن در بخش (۲) جداگانه مورد بررسی قرار گرفت و مشخص شد که تأثیر عملیات بهسازی بر افزایش تخلخل از طریق افزایش دامنه

انجماد غیر قابل توجه است، در ادامه تأثیر عملیات بهسازی بر متغیرهای دیگر مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

۶-۱- کاهش فواصل بین دندریتی در اثر عملیات بهسازی

انجماد در بیشتر قطعات آلومینیومی با جوانه زنی آلومینیم (α -Al) شروع شده و از طریق رشد شبکه دندریتی α -Al ادامه می‌یابد. بر اساس بسیاری از نظریات موجود، هر چه فواصل بین دندریتی (DAS) کوچکتر باشد جریان مذاب بین آنها مشکلتر بوده و در نتیجه، تغذیه رسانی مشکل‌تر سبب تخلخل بیشتر می‌شود [۴۲-۴۶]. اندازه فواصل بین دندریتی به عواملی مانند ترکیب شیمیایی، سرعت انجماد، زمان انجماد موضعی و شیب دمایی در خلال انجماد بستگی دارد. علاوه بر ترکیب شیمیایی اولیه مذاب، بر اساس تحقیقات برخی از محققان، افزودن عناصر بهساز نیز سبب کاهش DAS می‌شوند. این محققان کاهش DAS در اثر افزودن Sr و Na را عامل تشکیل تخلخلها عنوان کرده‌اند [۴۵-۴۶]. از طرفی بر اساس تحقیقات برخی دیگر از محققان افزودن استرانسیم سبب کاهش DAS به میزان خیلی کم می‌شود که این مقدار نیز در محدوده انحراف معیار نتایج به دست آمده قرار می‌گیرد [۴۷-۴۹]، از این رو بهسازی با استرانسیم نمی‌تواند با کاهش DAS سبب افزایش تخلخل شود.

جدا از اینکه عملیات بهسازی تا چه حد می‌تواند بر DAS مؤثر باشد، نظر مؤلف در مورد تأثیر DAS بر تخلخل در توافق با سایر محققان نیست. در واقع گرچه کاهش DAS ممکن است با کاهش قابلیت مذاب رسانی موضعی سبب افزایش تعداد تخلخلها شود، اما از طرف دیگر کاهش DAS سبب کاهش ابعاد تخلخلها شده و در کل ممکن است حتی سبب کاهش مقدار کلی تخلخل نیز شود. در تأیید این نظریه گزارش شده است که افزودن آنتیموان و مواد جوانه زا اثر قابل ملاحظه‌ای بر کاهش DAS داشته‌اند [۴۵، ۵۰-۵۱]، و این در حالی است که بر خلاف عناصر بهساز افزودن این عناصر سبب کاهش تخلخل شده است [۴۵ و ۵۰]. بنابر این گرچه اثر عملیات بهسازی با

استرانسیم بر DAS غیر قابل ملاحظه است، اما حتی کاهش قابل ملاحظه DAS در اثر عملیات بهسازی نیز نمی توانست دلیلی برای افزایش تخلخل باشد.

۶-۲- افزایش ویسکوزیته مذاب

ویسکوزیته فلز مذاب به عواملی نظیر ترکیب شیمیایی، حضور آخال و ترکیبات بین فلزی و دمای مذاب بستگی دارد. هر چه ویسکوزیته مذاب بیشتر باشد یا به بیان دیگر سیالیت مذاب کمتر باشد، حرکت مذاب در فضاها بین دندردیتی مشکلتر بوده و کاهش راندمان مذاب رسانی سبب افزایش تخلخل می شود [۵۲، ۵۳ و ۳۵]. بر اساس تحقیقات به عمل آمده، عملیات بهسازی با سدیم سبب افزایش ویسکوزیته آلومینیم مذاب به میزان ۳۱ درصد شده است و بر این اساس عنوان شده است که استرانسیم و سدیم ممکن است با افزایش ویسکوزیته مذاب بین دندردیتی سبب افزایش تخلخل گردند [۳۵]. سنگ و پان [۵۴]، کاهش سیالیت مذاب آلیاژهای Al-Si به میزان ۱۰ درصد را بر اثر افزایش استرانسیم گزارش نموده اند. شهری، امامی و شبستری [۵۵]، تأثیر استرانسیم بر سیالیت آلیاژ ۳۵۶ را با استفاده از مدل تسمه ای مورد مطالعه قرار داده اند و مشاهده کرده اند که استرانسیم تأثیر قابل توجهی در کاهش سیالیت مذاب در ضخامتهای کمتر از ۵ میلی متر دارد، از طرفی تأثیر آن بر سیالیت مذاب در ضخامتهای بالاتر از ۵ میلی متر ناچیز است. آرگو و گروزلسکی [۵۶]، تأثیر عناصر استرانسیم و سدیم بر سیالیت آلیاژهای ۳۵۶، ۳۱۹ و ۴۱۳ را با استفاده از مدل مارپیچ مورد بررسی قرار داده و اثر قابل ملاحظه ای مشاهده نکردند.

بر خلاف نظریات فوق اخیراً گزارش شده است که استرانسیم سبب افزایش ۳۰-۱۵ درصد در سیالیت مذاب آلیاژهای Al-Si می گردد [۱۱ و ۵۷]. این عنصر با افزایش سیالیت مذاب بین دندردیتی از یک سو و با بهسازی جبهه انجماد سلولی در خلال انجماد یوتکتیکی از سوی دیگر، سبب کاهش تخلخلهای انقباضی می شود [۱۱ و ۵۷-۵۸]. همان طور که

ملاحظه می شود نظریه ای پذیرفته شده در مورد اثر استرانسیم بر ویسکوزیته مذاب وجود ندارد و به نظر نمی رسد که وجود ۰/۰۲-۰/۰۱ درصد وزنی استرانسیم در کل بتواند تأثیری بر ویسکوزیته مذاب داشته باشد.

۶-۳- مورفولوژی فصل مشترک مذاب/ جامد

شکل فصل مشترک مذاب/ جامد یا به عبارتی مورفولوژی جبهه انجماد از عوامل مؤثر بر جریان مذاب در تغذیه تخلخلهای انقباضی است. در واقع در حضور یک فصل مشترک مسطح و منظم حرکت مذاب ساده تر بوده و تخلخل کمتری در قطعه بوجود خواهد آمد. نوگیتا و همکارانش [۵۹]، تغییر مورفولوژی جبهه انجماد یوتکتیکی را در اثر بهسازی با استرانسیم مورد بررسی قرار داده اند. بر اساس اظهارات آنها عملیات بهسازی با استرانسیم گرچه سبب مسطح شدن جبهه انجماد سلولی می شود (تبدیل جبهه انجماد سلولی به رشد صفحه ای) و از این رو شرایط را برای مذاب رسانی تسهیل می کند ولی از طرفی با کاهش فواصل بین سلولی به خصوص در اواخر انجماد یوتکتیکی، سبب کاهش شدید قابلیت مذاب رسانی در مراحل انتهایی و بحرانی انجماد شده و تخلخلهای انقباضی را افزایش می دهد. محققان دیگر نیز مسطح شدن فصل مشترک سلولی در اثر بهسازی با استرانسیم را گزارش کرده اند [۶۰ و ۶۱]. نتایج تحقیقات برخی از محققان در سالهای اخیر بیانگر این مطلب است که تأثیر استرانسیم بر مورفولوژی فصل مشترک مذاب/ جامد (مسطح شدن فصل مشترک سلولی)، سبب بهبود مذاب رسانی بین دندردیتی می شود [۱۱ و ۵۸]. در تأیید این موضوع ذکر شده است در مذابهای حاوی مقادیر خیلی کم هیدروژن که در این شرایط فقط مکهای انقباضی می توانند تشکیل شوند، عملیات بهسازی با استرانسیم سبب کاهش تخلخل می شود. بر این اساس می توان نتیجه گرفت که این عملیات سبب بهبود شرایط مذاب رسانی تغذیه می شود [۱۱ و ۵۸]. آزمایشات مؤلف [۱]، نیز نشان می دهد که اثر عملیات بهسازی بر افزایش تخلخل در

جدول ۱- زمانهای انجماد به دست آمده به روش تحلیل حرارتی مذاب [۶۳]

نوع آلیاژ	دمای یوتکتیک (°C)	زمانهای انجماد (s)		
		انجماد دندریتی	انجماد یوتکتیکی	زمان کلی انجماد
Al-۷ % Si	۵۷۳/۰	۱۵۰	۱۹۵	۳۵۱
Al-۷ % Si + Sr	۵۶۵/۰	۱۸۹	۱۷۲	۳۶۰
Al-۱۲ % Si	۵۷۳/۶	-	۴۱۱	۴۱۱
Al-۱۲ % Si + Sr	۵۶۶/۷	۳۴	۳۶۵	۳۹۹
۳۵۶	۵۷۰/۱	۱۵۹	۱۵۶	۴۶۱
۳۵۶ + Sr	۵۶۳/۸	۱۹۴	۱۵۴	۴۷۹
۳۱۹	۵۶۳/۷	۱۶۹	۱۳۰	۵۱۷
۳۱۹ + Sr	۵۵۵/۸	۱۹۵	۱۲۹	۵۲۹

۱۳، افزایش استرانسیم در مقادیر کم سبب افزایش زمان انجماد یوتکتیکی و در مقادیر زیادتر (۰/۰۵۱ درصد وزنی) سبب کاهش زمان انجماد یوتکتیکی می‌شود. البته این محققان اظهار کرده‌اند که اندازه گیری دقیق زمان انجماد به خصوص در آلیاژهای بهسازی شده بسیار مشکل بوده است. اخیراً ليو [۶۳]، اثر بهسازی را بر زمان انجماد آلیاژهای Al-۷/Si، ۳۵۶ و ۳۱۹ مورد بررسی قرار داده و بر حسب نوع آلیاژ مورد آزمایش نتایج متفاوتی را به دست آورده است. در جدول (۱) نتایج آزمایشات وی نشان داده شده است. همان طور که ملاحظه می‌شود عملیات بهسازی با استرانسیم تأثیر قابل ملاحظه ای بر زمان انجماد نداشته و از این نقطه نظر نمی‌تواند سبب افزایش تخلخل شود.

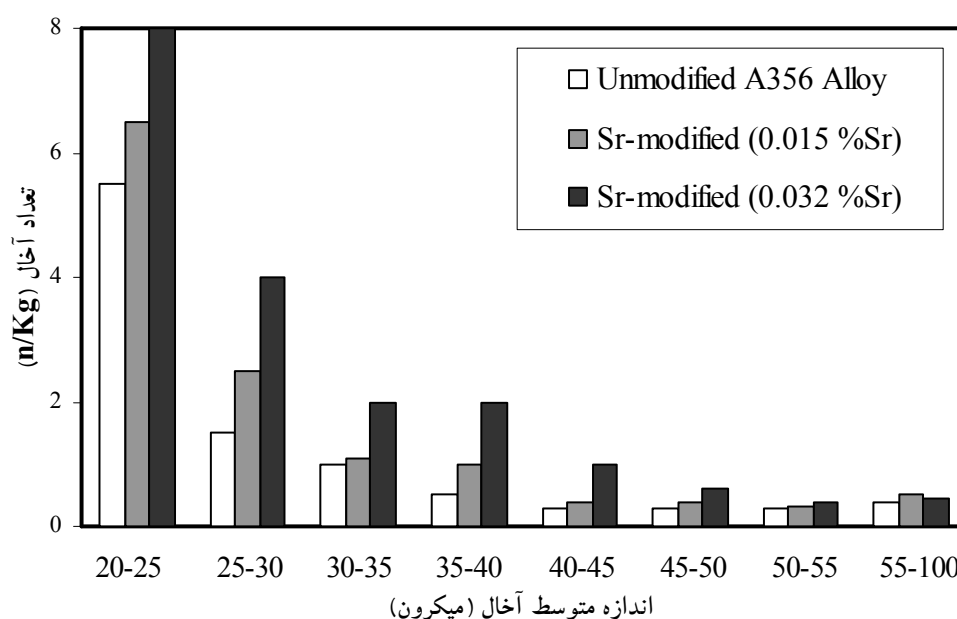
۸- افزایش آخال در آلیاژهای بهسازی شده

محققان زیادی افزایش تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم را ناشی از افزایش آخال اکسیدی در اثر عملیات بهسازی دانسته‌اند [۶-۱۳]، [۲۸-۳۰] و [۶۳-۶۵]. آیوا هوری [۲۹] و سراتوس [۶۵] و همکارانشان در آزمایشات خود نشان دادند که انجام عملیات فلاکس زنی پس از عملیات بهسازی با استرانسیم، سبب کاهش قابل توجه تخلخل در آلیاژ ۳۵۶ شده است. گارت و همکارانش [۲۸]،

قطعاتی که با مذابهای حاوی مقادیر کم هیدروژن (کمتر از ۰/۱ cc/100g, Al ریخته شده‌اند بسیار کم است که این موضوع خود بیانگر این مطلب است که تخلخلهای مذکور منشاء گازی دارند و استرانسیم نمی‌تواند از طریق تأثیر بر قابلیت مذاب رسانی تغذیه سبب افزایش تخلخل شود.

۷- افزایش زمان انجماد

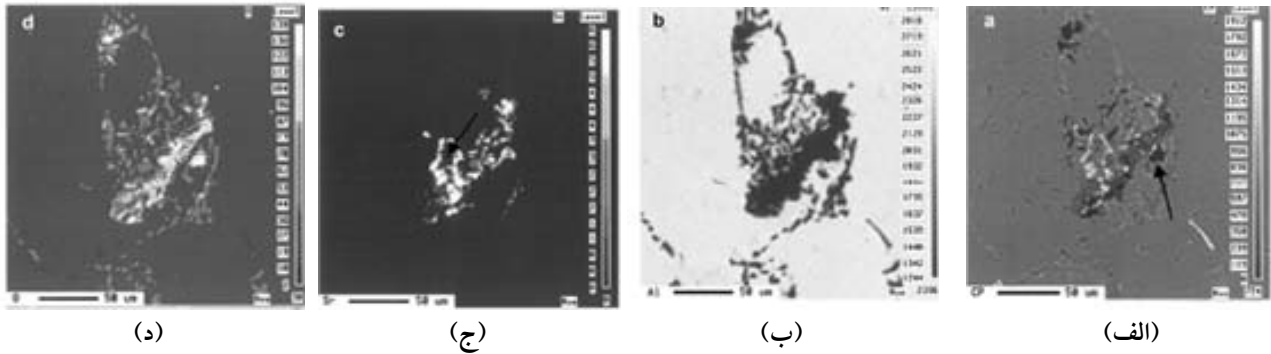
افزایش زمان انجماد از دیگر عواملی است که می‌تواند سبب افزایش تخلخل شود. در چنین شرایطی زمان بیشتری برای خروج هیدروژن از حلالیت و رشد تخلخلها وجود خواهد داشت [۵۲ و ۵۳]. برخی از محققان از طریق تحلیل حرارتی و ترسیم نمودارهای سرد شدن مذاب، تأثیر بهسازی با استرانسیم و سدیم را بر زمان انجماد مورد بررسی قرار داده‌اند و توضیح داده‌اند که عملیات بهسازی با افزایش دامنه انجماد سبب افزایش زمان انجماد و افزایش مقدار تخلخل می‌شود [۶، ۳۲ و ۳۳]. تنکدجیو و گروزلسکی [۶۲]، اثر افزایش مقادیر مختلف استرانسیم (۰/۰۰۲، ۰/۰۱۷ و ۰/۰۵۱ درصد وزنی) بر فاصله زمانی انجماد یوتکتیکی را در آلیاژهای مختلف Al-Si مورد بررسی قرار داده‌اند. بر اساس مشاهدات آنها در آلیاژهای مختلف هیپویوتکتیکی (۱/۲، ۲/۳۵۵، ۳/۳۵۷، ۳۵۶/۳۸۰ و ۳۸۰) و آلیاژ یوتکتیکی



شکل ۴- تغییرات ابعاد و مقدار آخال در مذاب در اثر افزودن استرانسیم [۶۶]

اکسید سطحی مذاب را در شرایط بهسازی شده با استرانسیم مورد بررسی قرار دادند. بر اساس مشاهدات ایشان و همکارانش اکسید سطحی در مذابهایی بهسازی نشده نازک و غیر متخلخل بوده است، در حالی که اکسید سطحی در مذاب بهسازی شده با استرانسیم ضخیم و متخلخل بوده و لایه هایی از SrO به ابعاد ۵۰۰ میکرون در سطح مذاب مشاهده شده‌اند. بر این اساس آنها نتیجه گیری کرده است که در مذابهایی بهسازی شده قابلیت جوانه زنی تخلخلها بایست به مراتب بیشتر از مذاب بهسازی نشده باشد. تنها آزمایش کمی در تعیین اثر عملیات بهسازی با استرانسیم بر افزایش مقدار آخال توسط عمادی و گروزلسکی [۶۶]، انجام شده است. این محققان همان طور که در شکل (۴) نشان داده شده است، به کمک دستگاه آنالیز آخال در مذاب، LIMC^A، گزارش کرده‌اند که عملیات بهسازی با استرانسیم سبب افزایش مقدار و ابعاد آخال در آلیاژ A۳۵۶ شده است. آنها در ادامه تحقیقاتشان به کمک روش اندازه گیری وزنی اکسیدهای تشکیل شده، TGA، نشان دادند که عملیات بهسازی با استرانسیم سبب افزایش سرعت اکسایش به میزان ۳ برابر در آلیاژ دوتایی

Al-7%Si شده است. سطح نمونه‌ها پس از اکسایش متشکل از ترکیبات $SrAl_4O_4$ ، Al_2Si_2Sr ، $SrAl_2O_7$ و $SrAl_2O_7$ بوده است. آنسون و گروزلسکی [۱۱ و ۶۴]، نیز در تحقیقات خود افزایش آخال در اثر افزایش استرانسیم را عامل مهمی در تشکیل تخلخلها دانسته‌اند، گرچه اظهار کرده‌اند از آنجائی که انجام آزمایشات دقیق در تعیین میزان افزایش آخال بسیار مشکل و پیچیده است، اظهار نظر در این مورد می‌تواند در حد تخمین باشد. لیو و همکارانش [۹]، اخیراً در تحقیقاتشان حضور اکسید استرانسیم در مذاب را عامل اصلی در تشکیل تخلخل عنوان کرده‌اند و با نمایش اکسید استرانسیم در داخل تخلخلها توضیح داده‌اند که مقدار و مورفولوژی تخلخلها رابطه مستقیم با مقدار و مورفولوژی اکسید استرانسیم دارد. در شکل (۵) نتایج آزمایشات لیو و همکارانش (۹)، نشان داده شده است. این محققان با نمایش توزیع عناصر در مناطق اطراف یک تخلخل نتیجه گیری کرده‌اند که سطح داخل تخلخل با فیلم اکسیدی حاوی استرانسیم پوشیده شده است، از این رو تشکیل اکسیدهای استرانسیم در مذابهایی بهسازی شده را عامل افزایش تخلخل عنوان کرده‌اند.



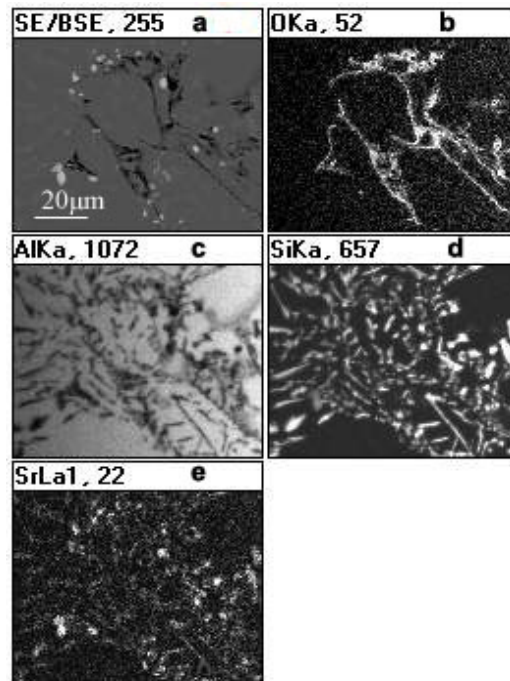
شکل ۵- تصویر الکترون برگشتی از یک تخلخل میکروسکوپی (الف) و نتایج آنالیز توزیع عنصری در تخلخل و اطراف آن (Al) : (ب)، Sr : (ج)، O : (د)، در یک نمونه ریختگی از آلیاژ A۳۵۶ [۹]

مانده از ذرات SrO نیز در دامنه انجماد دندردیتی توسط جبهه انجماد جذب شدند و در جوانه زنی تخلخلها شرکت نکردند. بر این اساس این محققان اظهار کردند که آخالهای اکسیدی استرانسیم نقشی در افزایش تخلخل در آلیاژهای Al-Si ندارند [۶۸].

نتایج مطالعات مؤلف نیز بیانگر این است که عملیات بهسازی با استرانسیم تأثیری بر رفتار اکسایش مذاب ندارد [۲، ۴ و ۳۱]. مؤلف در بررسی اثر استرانسیم بر رفتار اکسایش مذاب، مذابهایی از آلیاژ ۳۱۹ به وزن ۱۰kg و از آلیاژ A۳۵۶ به وزن ۲/۵kg حاوی مقادیر مختلف استرانسیم (۰/۲-۰/۳ درصد وزنی استرانسیم) را به مدت طولانی در دمای ۷۳۵°C درون یک کوره بوتله‌ای حرارت داد. مطالعات سیستماتیک به عمل آمده در تحلیل اکسیدهای سطحی مذابهای فوق‌الذکر به کمک میکروسکوپ الکترونی نشان دادند که در چنین شرایطی اکسید سطحی مذابی حاوی حتی ۰/۲ درصد وزنی استرانسیم که به مدت ۳۰۰ دقیقه در دمای ۷۳۵°C نگهداری شده بود نیز از Al_2O_3 و MgO تشکیل شده است و ترکیب SrO در اکسید سطحی یا وجود نداشت یا در حدی نبود که با استفاده از میکروسکوپ الکترونی قابل شناسایی باشد. عدم حضور و یا حضور بسیار جزئی (کمتر از قدرت شناسایی میکروسکوپ الکترونی)، ترکیب SrO در اکسید سطحی مذاب بیانگر این است که این عنصر به مقدار قابل ملاحظه‌ای اکسید نشده است، بنابر این نمی‌تواند تأثیر

از طرفی بررسی دقیقتر تصویر ارائه شده توسط این محققان و نحوه توزیع عناصر در اطراف تخلخل نمایشگر این مطلب است که بر خلاف نتیجه‌گیری انجام شده، ترکیبات استرانسیم در درون و مجاور تخلخل قرار گرفته‌اند، اکسیدی نیستند زیرا مناطق تمرکز اکسیژن و استرانسیم با یکدیگر همپوشانی ندارند، در واقع ذرات استرانسیم در کنار تخلخل ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم‌اند.

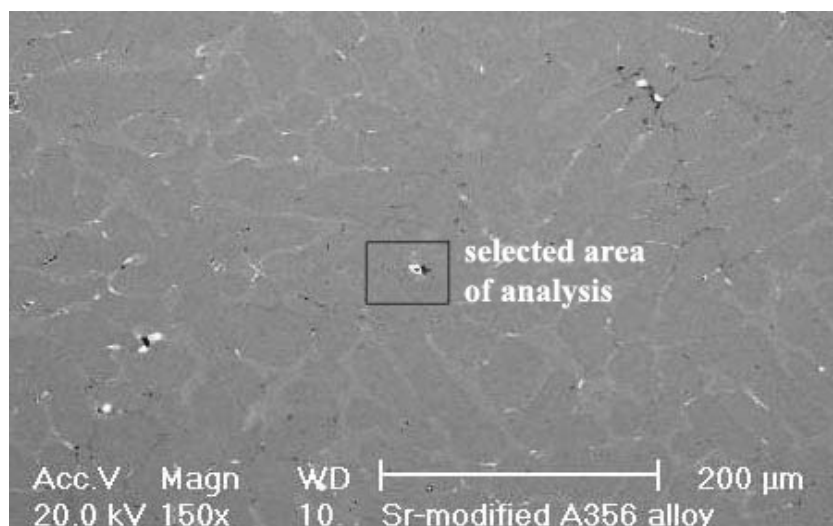
بر خلاف نظریات فوق تحقیقات دیگری وجود دارند که کاهش سرعت اکسایش را در مذابهای بهسازی شده با استرانسیم گزارش کرده‌اند [۶۷-۶۸]. یون و گروزلسکی [۶۷]، اثر بهسازی با استرانسیم را در آلیاژهای آلومینیم حاوی مقادیر معتدله‌ای از منیزیم مورد بررسی قرار داده‌اند. بر اساس آزمایشات آنها عملیات بهسازی با استرانسیم در آلیاژهای A۳۵۶ و A۳۵۷ نه تنها سبب افزایش سرعت اکسایش نشده است بلکه آن را به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش نیز داده است. همچنین موهانتی و گروزلسکی [۶۸]، به منظور مطالعه جوانه زنی تخلخل بر روی اکسید استرانسیم ذرات SrO و $Sr(OH)_2$ را مستقیماً به مذاب آلیاژ A۳۵۶ افزودند. مشاهدات آنها نشان داد که حجم قابل توجهی از ترکیبات فوق توسط مذاب آلومینیم احیاء شده و استرانسیم حاصله خود سبب بهسازی سیلیسیم و همچنین تشکیل Al_2Si_2Sr شده است (این خود نشان دهنده آن است که استرانسیم در آلیاژهای آلومینیم به خصوص در حضور منیزیم تمایل زیادی برای اکسایش ندارد). همچنین مقدار باقی



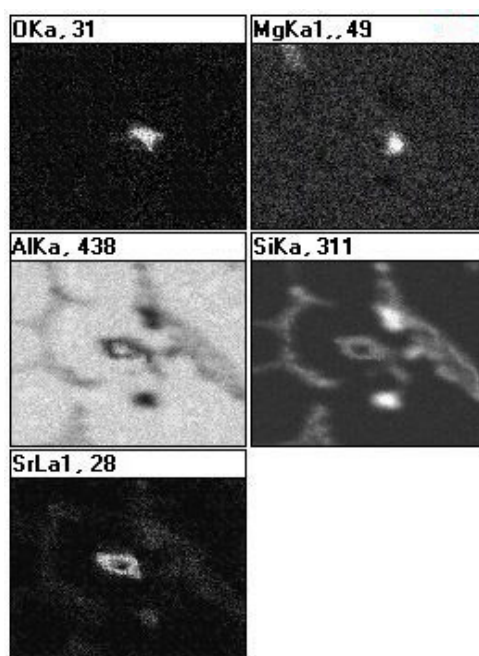
شکل ۶- تصویر الکترون برگشتی از مناطق اطراف یک شکل تخلخل مانند از آلیاژ ۳۵۶A و نحوه توزیع عناصر در آن منطقه به روش نمایش توزیع عنصری به کمک طیف نگاری اشعه X [۲] و [۳۱]

حداقل حاوی ۰/۳-۰/۲ درصد وزنی منیزم‌اند و با در نظر گرفتن اینکه منیزیم یک عنصر مؤثر در تشدید سرعت اکسایش در آلیاژهای آلومینیم است [۵۳]، عدم تأثیر عملیات بهسازی با استرانسیم بر افزایش سرعت اکسایش مذاب بیشتر قابل توجه می‌شود. به منظور بررسی بیشتر این موضوع که آیا عملیات بهسازی می‌تواند با افزایش سرعت اکسایش و یا با افزایش آخال و یا فیلمهای اکسیدی در مذاب سبب افزایش اکسایش شود، مناطق اطراف تخلخلها نیز به طور سیستماتیک با استفاده از میکروسکوپ الکترونی و از طریق تحلیل SEM-EDS مورد مطالعه قرار گرفتند [۳۱ و ۳۰]. در بررسیهای به عمل آمده نیز اثری از اکسیدهای استرانسیم در داخل و یا مجاور تخلخلها در آلیاژهای بهسازی شده مشاهده نشد، تصاویر ۶، ۷ و ۸ را ببینید در واقع این مطالعات نشان دادند که آخال و یا فیلمهای اکسیدی استرانسیم در تشکیل تخلخلها نقشی نداشته‌اند.

قابل ملاحظه‌ای بر رفتار اکسایش مذاب آلیاژهای آلومینیم حداقل در صورتی که حجم مذاب نسبتاً زیاد است داشته باشد (محققانی که حضور اکسیدهای استرانسیم را در اکسید سطحی و اثر قابل ملاحظه استرانسیم را بر افزایش سرعت اکسایش گزارش کرده‌اند [۴، ۲۸ و ۶۶]، در آزمایشاتشان از نمونه‌های بسیار کوچک در حد چند گرم و یا چند دهم گرم استفاده کرده‌اند که به هر حال رفتار اکسایش چنین نمونه‌های کوچک و نازکی با نسبت سطح اکسایش به حجم بسیار بالا نمی‌تواند بیانگر رفتار اکسایش مذابهای با حجم زیاد و در مقیاس صنعتی باشد). در واقع از آنجایی که عنصر آلومینیم به خودی خود تمایل زیادی برای اکسایش دارد، حضور مقادیر جزئی از استرانسیم (۰/۰۰۵-۰/۰۲ درصد وزنی) که تمایل شیمیایی آن به اکسایش تفاوت چندانی با آلومینیم ندارد، نمی‌تواند تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر افزایش سرعت اکسایش مذاب داشته باشد. از طرفی در شرایطی که بیشتر آلیاژهای آلومینیم



الف) تصویر الکترون برگشتی نشاندهنده تخلخلها و فازهای سفید رنگ غنی از استرانسیم



ب) نتایج آنالیز بروش نمایش توزیع عنصری به کمک طیف نگاری اشعه X

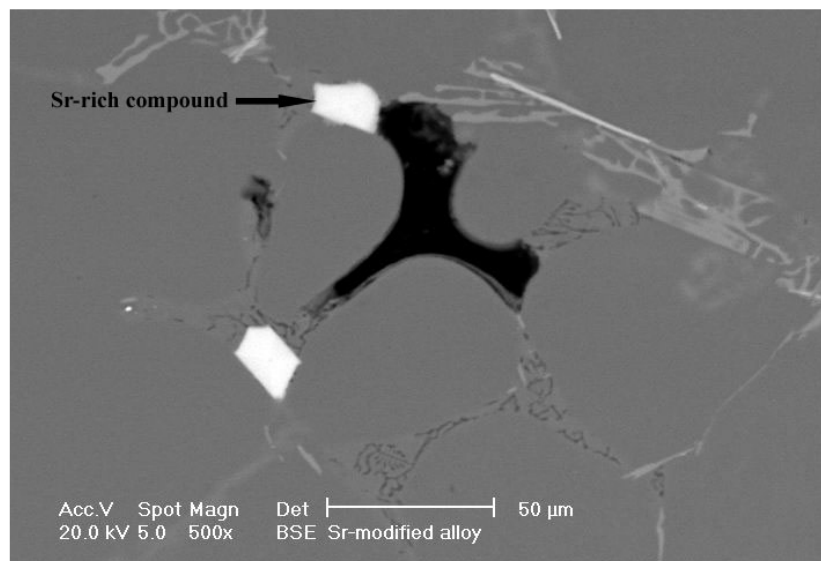
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از آلیاژ A356

الف) تصویر الکترون برگشتی از مقطع پولیش شده در قطعه ب) نتایج تحلیل منطقه مشخص شده توسط کادر مربعی [۳] و [۳۱]

A356 بهسازی شده با استرانسیم که به علت استفاده از سیستم مبرد و تغذیه گذاری مناسب در ریخته گری آنها، به طور نسبی عاری از مکهای انقباضی بودند نشان داد که سطح داخلی بیشتر تخلخلها از فیلمهای اکسیدی حاوی عمدتاً Al_2O_3 و مقداری

۹- تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم در دامنه انجماد

مشاهدات سیستماتیک به عمل آمده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی بر روی نمونه های تهیه شده از آلیاژ



شکل ۸- تصویر الکترون برگشتی از رسوب ترکیبات غنی از استرانسیم بر یک فیلم اکسیدی دولایی رشد یافته در منطقه بین دندریتی [۳۱ و ۳]

مؤید حضور ترکیبات غنی از استرانسیم (به احتمال زیاد Al_2Si_2Sr)، بر سطوح داخلی و لبه بیشتر این تخلخلها بود [۲، ۳ و ۳۱]. این موضوع به خوبی در شکل (۶) نشان داده شده است. تصویر الکترون برگشتی^۱، از مناطق اطراف یک شکل تخلخل مانند در یک نمونه بهسازی شده با استرانسیم از آلیاژ A۳۵۶ و نحوه توزیع عناصر در آن منطقه که به روش EDS- X-Ray microanalysis dot maps تحلیل شده است، بیانگر حضور سیلیسیم و استرانسیم و کاهش آلومینیم در مناطق سفید رنگ مجاور تخلخلهاست. همچنین تمرکز زیاد اکسیژن در سطوح داخلی تخلخلهای ترک مانند بیانگر این است که این تخلخلها همان فیلمهای اکسیدی دولایی اند. از طرفی اثری از اکسیژن در مناطق سفید رنگ دیده نمی شود. در واقع این ذرات سفید رنگ ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم و سیلیسیم اند که در دامنه انجماد بر فیلمهای دولایی مچاله شده، جوانه زنی و رسوب می یابند. شکلهای (۷) و (۸) نیز رسوب ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم بر تخلخلها و یا فیلمهای اکسیدی دولایی را نشان می دهند.

رسوب فازهای بین فلزی غنی از استرانسیم بر روی این

نیز MgO پوشیده شده بودند. در واقع تخلخلهای مذکور فیلمهای دولایی^۹ رشد یافته، بودند که بر اساس تحقیقات کمبل و همکارانش [۷ و ۶۹ و ۷۴]، این فیلمهای دولایی عامل اصلی تشکیل تخلخل در قطعات ریختگی می باشند. این فیلمهای دولایی پس از پر شدن قالب به علت تلاطم داخلی مذاب در مراحل مختلف ذوب و ریخته گری به صورت مچاله شده کوچک و نفعال اند و در صورتی که به همین صورت باقی بمانند بسیاری از آنها پس از انجماد مذاب خود را به صورت ترک و یا تخلخل نشان نمی دهند. هر عاملی که با فعالسازی این فیلمهای مچاله شده و کوچک، شرایط را برای رشد و تبدیل آنها به تخلخلهای درشت فراهم کند سبب افزایش تخلخل می شود [۷، ۶۹ و ۷۰].

از طرفی استرانسیم و سایر عناصر بهسازی که سبب افزایش تخلخل در آلیاژهای Al-Si می شوند تمایل شیمیایی زیادی به تشکیل ترکیبات بین فلزی چند گانه با سیلیسیم و آلومینیم در دامنه انجماد دارند و تشکیل این ترکیبات در دامنه انجماد ممکن است سبب افزایش تخلخل شود [۳۱]. مشاهدات به عمل آمده بر روی تخلخلها (فیلمهای اکسیدی دولایی رشد یافته) همچنین

فیلمهای دولایی که عمدتاً تشکیل شده از Al_2O_3 هستند می‌تواند سبب احیای کامل یا جزئی Al_2O_3 به SrO و $Al_2O_3.SrO$ در فصل مشترک تماس فاز بین فلزی غنی از استرانسیم و فیلم اکسیدی شود. در واقع SrO و $Al_2O_3.SrO$ از لحاظ ترمودینامیکی پایدارتر از Al_2O_3 هستند و بنابر این تماس مستقیم ترکیبات غنی از استرانسیم با Al_2O_3 می‌تواند سبب واکنش بین آنها شود. بنابراین تحول فیلم غیر متخلخل $\gamma-Al_2O_3$ به فیلم متخلخل SrO و $Al_2O_3.SrO$ در اثر رسوب ترکیبات غنی از استرانسیم سبب می‌شود که نفوذ هیدروژن به داخل فیلمهای اکسیدی دولایی با سهولت بیشتری انجام شود، از این رو شرایط برای رشد سریعتر فیلمهای دولایی به تخلخلهای درشت فراهم می‌شود [۳].

علاوه بر این کاهش فشار و خلأهای موضعی ایجاد شده در اثر انقباضات حین انجماد نیز از عوامل مهم رشد و افزایش حجم فیلمهای اکسیدی دولایی و تبدیل آنها به تخلخلهای درشت است [۲ و ۳]. از طرفی خلأهای موضعی حاصل از انقباضات حین انجماد تمایل دارند در مناطق گرمتر قطعه که دیرتر از قسمتهای دیگر منجمد می‌شوند تمرکز یابند، بنابر این هر چه مناطق مجاور فیلمهای اکسیدی دولایی گرمتر از قسمتهای دیگر بوده و دیرتر منجمد شوند شرایط برای افزایش حجم این فیلمهای اکسیدی مساعدتر خواهد بود. ترکیبات بین فلزی استرانسیم مانند دیگر ترکیبات غیر فلزی، دارای خواص فیزیکی و حرارتی متفاوتی با آلومینیم و آلیاژهای آن هستند. این ترکیبات غیر فلزی خواه از قبل در مذاب وجود داشته باشند و یا اینکه در دامنه انجماد تشکیل شوند، در ابتدا دارای دمایی مساوی با دمای مذاب اند. از طرفی این ترکیبات غیر فلزی به علت دارا بودن ضریب هدایت حرارتی بسیار کمتر از آلومینیم و ظرفیت گرمایی ویژه‌ی زیادتر از آلومینیم، گرمای ذخیره شده در خود را با سرعتی کمتر از آلومینیم در دامنه انجماد از دست می‌دهند و در هر مرحله از انجماد قابل پیش بینی است که دمای این ترکیبات از دمای مناطق دیگر قطعه بالاتر باشد [۳۱]. رسوب ترکیبات غنی از استرانسیم بر فیلمهای اکسیدی باعث

می‌شود که این فیلمهای اکسیدی و مناطق مجاور آنها به مناطق گرم موضعی در قطعه تبدیل شوند، که این خود سبب تمرکز بیشتر خلأهای موضعی و هیدروژن رسوب یافته به سمت فیلمهای دولایی می‌شود. گرمای آزاد شده در اثر واکنش تشکیل فازهای بین فلزی استرانسیم بر فیلمهای اکسیدی نیز می‌تواند در این رابطه مؤثر باشد. از این رو رسوب ترکیبات بین فلزی استرانسیم از این طریق نیز ممکن است سبب تسهیل شرایط برای رشد فیلمهای دولایی شود [۳۱].

۱۰- نتیجه گیری

به طور خلاصه نظریه های مطرح شده در تشریح تخلخل در آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم و نظریات مطرح شده در رد آنها به شرح زیر هستند:

- نظریه: عملیات بهسازی سبب افزایش جذب هیدروژن توسط مذاب می‌شود [۱۵-۱۹].
رد نظریه: عملیات بهسازی نه سبب افزایش هیدروژن اولیه در مذاب می‌شود و نه تأثیری بر قابلیت مذاب در جذب هیدروژن در زمانهای نگهداری طولانی دارد [۲۰-۲۵ و ۳۱].
- نظریه: عملیات بهسازی با افزایش دامنه انجماد سبب افزایش تخلخل می‌شود [۶، ۸ و ۳۲-۳۳].
رد نظریه: تأثیر دامنه انجماد افزوده شده بر اثر عملیات بهسازی بر تخلخل، بسیار کمتر از آن است که افزایش تخلخل در اثر عملیات بهسازی را توجیه کند [۲۳ و ۳۴].
- نظریه: عملیات بهسازی سبب کاهش تنش سطحی مذاب می‌شود [۶، ۸، ۳۲-۳۳ و ۳۵].
رد نظریه: کاهش تنش سطحی مذاب در اثر عملیات بهسازی با استرانسیم بسیار جزئی بوده (۵٪) [۴۰]، و اثر کاهش تنش سطحی در مقادیر بسیار بیشتر از آنچه که به واسطه عملیات بهسازی ایجاد شده نیز بسیار کمتر از اثر عملیات بهسازی بر تخلخل است [۳۳].

فیلمهای دولایی به تخلخلهای درشت فراهم می‌کند و عملیات بهسازی با استرانسیم از این طریق می‌تواند سبب افزایش تخلخل در قطعات ریخته‌گری شود [۲، ۳ و ۳۱].

قدردانی

مؤلفان تشکر صمیمانه خود را نسبت به پرسنل محترم کارخانه ریخته‌گری آلومینیم شرکت ایران خودرو به خصوص آقایان مهندس سعدیان مدیر عامل محترم کارخانه و مهندس سعیدی نیا رئیس اداره کل مهندسی آلومینیم و همچنین پرسنل محترم صنایع ریخته‌گری آلومینیم پرس و به خصوص آقای شهبازیان مدیریت عامل محترم کارخانه تقدیم می‌دارند. سید مهدی میراسماعیلی از پرسنل دانشکده متالورژی و مواد دانشگاه بیرمنگام انگلیس به خصوص آقایان پرفسور ج. کمبل و دکتر و. د. گریفیتز به خاطر همکاریها و مساعدتهای صمیمانه‌شان در طول دوره فرصت مطالعاتی در بیرمنگام تشکر و قدردانی می‌کند.

• نظریه: عملیات بهسازی با استرانسیم جریان سیال بین دندریتی و بنابر این مذاب رسانی را مشکل می‌سازد [۴۵ و ۴۶].

رد نظریه: در مذابه‌های بهسازی شده دارای مقادیر خیلی کم هیدروژن که تمایل برای تشکیل مکهای گازی کم است، استرانسیم با تسهیل حرکت مذاب بین دندریتی و بنابراین با کاهش مکهای انقباضی سبب کاهش تخلخل می‌شود [۵۷-۵۸].

• نظریه: استرانسیم سبب افزایش سرعت اکسایش و افزایش مقدار آخال در مذاب می‌شود [۶-۱۳، ۲۸-۳۰ و ۶۳-۶۵].

رد نظریه: عملیات بهسازی با استرانسیم تأثیری بر رفتار اکسایش مذاب ندارد [۲-۴ و ۳۱]. همچنین در مشاهدات سیستماتیک به عمل آمده نیز اثری از اکسیدهای استرانسیم در داخل و یا مجاور تخلخلها در آلیاژهای بهسازی شده مشاهده نشده است، در واقع آخال و یا فیلمهای اکسیدی استرانسیم در تشکیل تخلخلها نقشی نداشته‌اند [۲، ۳ و ۳۱].

• ترکیبات بین فلزی غنی از استرانسیم در دامنه انجماد بر فیلمهای اکسیدی دولایی، رسوب می‌کنند. این فرایند شرایط را برای فعالسازی، رشد و تبدیل سریعتر این

واژه نامه

1. sr-modification
2. porosity
3. sr-rich intermetallic compounds)
4. fine fibrous
5. hyscan
6. liquidus
7. dendrite arm spacing
8. liquid metal cleanliness analyzer
9. bifilm
10. backscattered electron image

مراجع

1. Miresmaeili, S. M., Shabestari, S. G., and Boutorabi, S. M. A., "The Effect of Sr-modification Treatment on Porosity Formation of Reduced Pressure 319 Al-alloy Castings," *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 42, No. 2, pp. 245-252, 2003.
2. Miresmaeili, S. M., Shabestari, S. G., and Boutorabi, S. M. A., "Effect of Melt Filtration on Porosity Formation in Sr-modified A356 Aluminium Alloy," *Int. J. Cast Metals Res*, Vol. 16, No. 6, pp. 541-548, 2003.
3. Miresmaeili, S. M., Campbell, J., Shabestari, S. G., and Boutorabi, S. M. A., "Precipitation of Sr-rich Intermetallic Particles and Pore Formation in A356 Alloy," *Journal of Materials and Metallurgical Transaction. A*, Vol. 36A, No. 9, pp. 2341-2349, 2005.
4. Miresmaeili, S. M., "Oxidation of Liquid Al-7Si Alloys Containing Strontium and Magnesium," *Metal 2005*, Hradec nad Moravici, Czech Republic, session E, pp. 223-231, 24-26th May, 2005.

5. Shabestari, S. G., Miresmaeili, S. M., and Boutorabi, S. M. A., "Effects of Sr-modification and Melt Cleanliness on Melt Hydrogen Absorption of 319 Aluminium Alloy," *Journal of Materials Science*, Vol. 38, pp. 1901-1907, 2003.
6. Gruzleski, J. E., and Closset, B. M., "The treatment of liquid Aluminium-Silicon alloys," *AFS*, Des Olaines, IL, 1990.
7. Campbell, J., "Casting 2nd Edition (Principles)," Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2003.
8. Gruzleski, J. E., "The art and science of modification: 25 years of progress," *AFS Trans*, Vol. 164, pp. 673-683, 1992.
9. Liu, L., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Doty, H. W., and Valtierra, S., "Influence of oxides on porosity formation in Sr-treated Al-Si casting alloys," *Journal of Material Science*, Vol. 38, pp. 1255-1267, 2003.
10. Fuoco, R., Correa, E. R., and Andrade Bastos, M.de., "Microporosity Morphology in A356 Aluminum Alloy in Unmodified and Sr-Modified Conditions," *AFS Trans*, Vol.108, pp. 659-678, 2001.
11. Anson, J., Gruzleski, J. E., and Stucky, M., "Effect of Sr-concentration on microporosity in A356 Al-Alloy," *AFS Trans*, Vol.108, pp. 243-258, 2001.
12. Joseph, M. A., Nagarajan, N. M., and Nair, R. R., "Studies on fatigue strength and Porosity formation in aluminium-silicon eutectic alloy subjected to modification and vibration during solidification," *AFS Trans*, Vol.108, pp. 605-612, 2001.
13. Loper, C. R., and Cho, J. I., "Influence of trace amounts of calcium in aluminum casting alloys-Review of Literature," *AFS Trans*, Vol. 108, pp. 585-592, 2000.
14. Abdollahi, A., and Gruzleski, J. E., "An evaluation of calcium as a eutectic modifier in A357 alloy," *Int. J. Cast Metals*, pp. 145-155, 1998.
15. Jacob, S., "Modification de l' A S7G06 par le sodium, l' Antimoine et le strontium," *Fondrie*, Vol. 363, pp. 13-25, 1977.
16. Charbonnier, J., Perrier, J. J., and Portalier, R., "Recent development in Al- Si alloys having guaranteed structures or properties," *AFS, Int. J. Cast Metal*, Vol. 3, pp. pp. 17-26, 1978.
17. Denton, J. R., and Spittle, J. A., "Solidification and susceptibility to hydrogen absorption of Al-Si alloys containing strontium," *Mat. Sci. Tech*, Vol. 1, pp. 305-311, 1985.
18. Honer, K. E., and Youling, Z., "Influence of Ca and Sr on the hydrogen pick up in aluminum alloy metals, by the example of G-All2," *Giesserei-Forschung*, Vol. 39, pp. 34-48, 1987.
19. Manzano, A., Nava, E., Carrasco, E., and Mendez, J., "Some observations on the effect of strontium as modifier on gas content and solidification process of the AS7U3 Aluminum alloy," *Light Metals*, pp. 839-842, 1993.
20. Mulazimoglu, M. H., Handiak, N., and Gruzleski, J. E., "Some observations on the Reduced Pressure Test and hydrogen concentration of modified A356 alloy," *AFS Trans*, Vol. 97, pp. 225-233, 1989.
21. Gruzleski, J. E., Handiak, N., Campbell, H., and Closset, B., "Hydrogen measurement by Telegas in strontium treated A365 Metals," *AFS Trans*, Vol. 28, pp. 147-154, 1986.
22. Dimayuga, F. C., Handiak, N., and Gruzleski, J. E., "The degassing and re-gassing behavior of Sr-modified A356 melts," *AFS Trans*, Vol. 96, pp. 83-88, 1988.
23. Emadi, D., and Gruzleski, J. E., "Effects of Casting and Melt Variables on Porosity in Directionally Solidified Al-Si Alloys," *AFS Trans*, Vol.102, pp. 307-312, 1994.
24. Kotte, B., "Strontium modification Gives Critical melt control," *Modern Casting*, Vol. 76, pp. 33-35, 1985.
25. Shahani, H., "Effect of hydrogen on the shrinkage porosity of Al-Cu and Al-Si alloys," *Scand. J. Metallurgy*, Vol. 14, pp. 306 -312, 1985.
26. Bian, X., Zhang, Z. and liu, X., "Effect of strontium modification on hydrogen content and porosity shape of Al-Si alloys," *Material Science Forum* Vols, pp. 361-366, 2000.
27. Guthy, V. H., Shankar, S., and Makhlof, M. M., "Variation in hydrogen content of Al-Si hypoeutectic melts with strontium addition," *6th Int. AFS Conf. on Molten aluminum Processing*, Orlando, FL, USA, Nov. 11-13, 2001.
28. Garat, M., Laslaz, G., and Jacob, S., "The state-of-art of the use of antimony, sodium and strontium modified Al-Si casting alloys," *AFS Trans*, Vol. 100, pp. 821-832, 1992.
29. Iwahori, H., Yonekura, K., Yamamoto, Y., and Nakamura, M., "Occurring behavior of porosity and feeding capabilities of sodium and strontium-modified Al-Si alloys," *AFS Trans*, Vol. 98, pp. 167-173, 1990.
30. Pan, E. N., Chiou, H. S., and Liao, G. J., "Effects of modification and solidification conditions on the feeding behavior of 356 Al alloy," *AFS Trans*, Vol. 99, pp. 605-621, 1991.
۳۱. سید مهدی میراسماعیلی، "بررسی مکانیزم تشکیل تخلخل‌های میکروسکوپی در آلیاژهای Al-Si بهسازی شده با استرانسیم،" پایان نامه دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۲.
32. Argo, D., and Gruzleski, J. E., "Porosity in modified aluminium alloy castings," *AFS Trans*, Vol. 96, pp. 65-74, 1988.
33. Fang, Q. T., and Granger, D. A., "Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy casting," *AFS Trans*, Vol. 97, pp. 989-1000, 1989.

34. Fuoco, R., Goldenstein, H., and Gruzleski, J. E., "Evaluation of effect of modification-induced eutectic undercooling on microporosity formation in 356 Al Alloy," *AFS Trans*, Vol. 102, pp. 297-306, 1994.
35. Emadi, D., Gruzleski, J. E., and Toguri, J. M., "The effect of Na and Sr-modification on surface tension and volumetric shrinkage of A356 Alloy and their influence on porosity formation," *Met. Trans. B*, Vol. 24B, pp. 1055-1064, 1993.
36. Davies, V. L., and West, J. M., "Influence of small additions of sodium on the surface tension of aluminum and Al-Si alloys," *J. Inst. Met.*, pp. 208-210, 1963.
37. Lang, G., "Casting properties and surface tension of aluminum and binary aluminum alloys, part III: Surface tension," *Aluminum*, Vol. 49(3), pp. 231-238, 1973.
38. Lang, G., "The influence of alloying elements on the surface tension of liquid super purity aluminum," *Aluminum*, Vol. 50(11), pp. 731-734, 1974.
39. Jacob, S., "Modification de l' A S7GO6 par le sodium, l' Antimoine et le strontium," *Fondrie*, pp. 363, pp. 13-25, 1977.
40. Anson, J. P., Drew, R. A. L., and Gruzleski, J. E., "The surface tension of molten aluminum and Al-Si-Mg alloy under vacuum and hydrogen atmospheres," *Met. Trans. B*, Vol. 30B, pp. 1027-1032, 1999.
41. Campbell, J., "On the origin of porosity in long-Freezing-Range Alloys," *The British Foundryman*, pp. 147-158, 1966, Apr.
42. Poirier, D. R., "Permeability for Flow of Interdendritic liquid in Columnar -Dendritic Alloys," *Met. Trans. B*, Vol. 18B, pp. 245-255, 1987.
43. Backerud, L., Chai, G., and Tamminen, J., "Solidification characteristics of aluminum alloys," *Foundry Alloys (AFS/Skanaluminum)*, Vol. 2, pp. 256-261, 1991.
44. Arnberg, L., Dahle, A. K., Paradies, C. J., and Syversten, F., "Feeding mechanisms in aluminum foundry alloys," *AFS Trans*, Vol. 103, pp. 753-760, 1995.
45. Fuoco, R., Correa, E. R., and Goldenstein, H., "The effect of modification treatment on microporosity formation in 356 Al Alloy, part I: Interdendritic Feeding Evaluation," *AFS Trans*, Vol.104, pp. 1151-1158, 1996.
46. Fuoco, R., and Goldenstein, H., "Effect of modification treatment on microporosity formation in 356 Al Alloy, part II: Dendrite Morphology," *AFS Trans*, Vol. 105, pp. 883-889, 1997.
47. Chai, G., Backerud, L., Roland, T., and Arnberg, L., "Study of dendrite coherency in Al-Si alloys during equiaxed dendritic solidification," *Zeitschrift Fur Metalikunde*, Vol. 86, pp. 54-59, 1995.
48. Hamed, Q. S., and Elliott, R., "The Dependence of Secondary Dendrite Arm Spacing on solidification conditions-I: Untreated Al-7Si-0.5Mg Alloys," *Cast Metals*, Vol. 6, No.1, pp. 36-41, 1993.
49. Hamed, Q. S., and Elliott, R., "The Dependence of Secondary Dendrite Arm Spacing on solidification conditions-II: Al-7Si-0.5Mg Alloys treated with Sr and Sb," *Cast Metals*, Vol. 6, No.1, pp. 42-46, 1993.
50. Fuoco, R., Correa, E. R., and Andrade Bastos, M. de., "Effects of Grain Refinement on Feeding mechanisms in A356 Aluminum Alloy," *AFS Trans*, Vol. 106, pp. 401-409, 1998.
51. Hamed, Q. S., and Elliott, R., "The Dependence of Secondary Dendrite Arm Spacing on solidification conditions-III: Al-7Si-0.5Mg Alloys treated with TiBaI/Sr additions," *Cast Metals*, Vol. 6, No.1, pp.47-53, 1993.
۵۲. حجازی، ج.، "انجماد و اصول متالورژیکی ریخته‌گری،" دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۶۸.
53. Edited by Davis, J. R., "Aluminum and Aluminum alloys," ASM Specialty Handbook, ASM International, 1993.
54. Fang, T., and Granger, D. A., "Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy casting," *AFS Trans*, Vol. 97, pp. 989-1000, 1989.
۵۵. شهری، ر. امامی، م. و شبستری، س، " بررسی تأثیر عناصر استرانسیم و آنتیموان بر ریز ساختار و سیالیت آلیاژ A۳۵۶،" نشریهٔ جامعهٔ ریخته گران ایران، سال بیستم، شمارهٔ ۶۲، ص ۵-۱۱، پائیز و زمستان ۱۳۷۸
56. Argo, D., and Gruzleski, J. E., "Porosity in modified aluminium alloy castings," *AFS Trans*, Vol. 96, pp. 65-74, 1988.
57. Hu, J. F., and Pan, E. N., "A study on the fluidity of Al-Si and Al-Si-Cu alloys," *Chukung (Journal of Chinese Foundryman's Association)*, Vol. 23(1), pp. 48-66, 1997.
58. kim, J. M., Kwon, H. W., Kim, D. G., and Looper, C. R., "Porosity Formation in Relation to the Feeding Behavior of Al-Si Alloys," *AFS Trans*, Vol. 106, pp. 825-831, 1997.
59. Nogita, S. D., Dahle, K., and Taylor, A. K., "Eutectic Solidification and Porosity Formation in Al-Si Alloys: Role of Strontium" *AFS Trans*, Vol. 108, pp. 463-470, 2000.
60. Hanna, M. D., Lu, S., and Hellawell, A., "Modification in Al-Si system," *Met. Trans. A*, Vol. 15A, pp. 459-469, 1984.
61. Chai, G., and Backerud, L., "Factors affecting modification of Al-Si alloys by adding Sr-Containing Master alloys," *AFS Trans*, Vol. 100, pp. 847-854, 1992.
62. Tenekedjiev, N., and Gruzleski, J. E., "Effects of modification practice on aluminium A356 alloys," *AFS Trans*, Vol. 99, pp. 1-6, 1991.

63. Liu, L., Samuel, A. M., Samuel, F. H., and Valtierra, S., "Role of strontium oxide on porosity formation in Al-Si casting alloys," *AFS Trans*, Vol. 110, pp. 449-462, 2002.
64. Anson, J., Stucky, M., and Gruzleski, J. E., "Effect of Sr-modification on the Nucleation and Growth of Micro porosity during the Solidification of Al-7%Si Foundry Alloy Casting," *AFS Trans*, Vol.108, pp. 419-426, 2000.
65. Serratos, M., Poirier, D. R., and Lyman, W. D., "Effect of stirring on oxide skins and porosity in A356 aluminum alloy" *AFS Trans*, Vol. 108, pp.719-723, 2000.
66. Emadi, D., and Gruzleski, J. E., "Melt oxidation behavior and inclusion content in unmodified and Sr-modified A365 Alloy: Their role in pore nucleation" *AFS Trans*, Vol. 104, pp. 763-768, 1996.
67. Yuen, P., Drew, R., Gruzleski, J. E., and Dennis, K., "Effects of strontium on the oxidation behavior of molten aluminum alloys containing silicon and magnesium" *6th International AFS Conference, Molten Aluminum Processing*, 2001, Orlando, FL, USA.
68. Mohanty, P. S., Samuel, F. H., and Gruzleski, J. E., "Experimental Study on Pore Nucleation by Inclusions in Aluminium Castings," *AFS Trans*, Vol. 103, pp. 555-564, 1995.
69. Campbell, J., "The entrainment defect: The new Metallurgy," *ASM, Proceeding of James T. Staley Symposium*, Nov 2001.
70. Fox, S., and Campbell, J., "Visualization of oxide film defects during solidification of aluminum alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 43, pp. 881-886, 2000.
71. Runyoro, J., Boutorabi, S. M. A., and Campbell, J., "Critical gate velocities for film-forming casting alloys: A basis for process specification," *AFS Trans*, Vol. 100, pp. 225-234, 1992.
72. Divandari, M., and Campbell, J., "A new technique for study of aluminum oxide films", *Aluminum Trans*, Vol. 2, No. 2, pp. 233-238, 2000.
73. Campbell, J., "The revolution in casting production," *Foundryman*, Tech Paper, Oct 1999.
74. Mi, J., Harding, R. A., and Campbell, J., "The tilt casting process," *Int. J. Cast Metals Res*, Vol. 14, pp. 325-334, 2002.