

بررسی ریزساختار کامپوزیت ریختگی درجا با زمینه آلیاژ آلومینیوم ۳۱۹ مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی حاوی آهن، تولید شده به روش هم زدن در ناحیه نیمه جامد

داود آزادروی و حسن ثقفیان*

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۱۲/۱۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۶/۰۳/۲۲)

چکیده - در تحقیق حاضر، تأثیر فرایند ریخته‌گری هم‌زدنی روی اصلاح مورفولوژی ترکیبات بین‌فلزی حاوی آهن در کامپوزیت ریختگی درجا با زمینه آلیاژ آلومینیوم ۳۱۹، مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. براساس بررسی‌های میکروسکوپی انجام شده توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی، مورفولوژی نامطلوب تیغه‌ای شکل ترکیبات آهن‌دار β و نیز ترکیبات خشن فاز α با مورفولوژی ستاره‌ای شکل، در اثر اعمال نیروهای برشی مذاب، به ذراتی دیسکی و شبه کروی با نسبت طول به عرض کمتر اصلاح شده‌اند. همچنین تأثیر پارامترهایی مانند دمای هم‌زدن، سرعت سرد شدن و میزان آهن اضافه شده بر شکل، اندازه و پخش ترکیبات بین‌فلزی آهن و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان دادند که هم‌زدن مذاب با سرعت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه به مدت پنج دقیقه در دمای نزدیک به دمای جوازنی فاز β و ریخته‌گری آن در قالب فلزی بهترین شرایط را برای بهبود شکل، اندازه و توزیع ترکیبات بین‌فلزی β فراهم نموده است. نتایج حاکی از آن است که شکل مضر ترکیبات آهن توسط نیروی هم‌زدن در ناحیه نیمه‌جامد به خوبی سبب اصلاح شکل و اندازه و پخش این ترکیبات می‌شود.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیوم ۳۱۹، ترکیبات بین‌فلزی آهن، اصلاح ساختار، کامپوزیت آلومینیوم.

The Microstructural Study of in Situ Al Alloy 319 Based Composite Reinforced by Iron-Based Intermetallic Produced by Stir Casting Process

D. Azadrooy and H. Saghafian*

School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology

Abstract: The effect of stir casting process on the modification of the Fe-containing intermetallics formed in a cast in-situ composite based on Al-319 matrix alloy was studied in the present work. Microstructural observations using optical and scanning electron microscopes showed that the undesirable needle-like shape of the Fe-containing intermetallics (β) and also the coarse star-like α compounds were modified into the disc and spheroid shape particles with much less length to width ratio. The effect of parameters such as stirring temperature, cooling rate and Fe contents on the shape, size and distribution of intermetallic particles and eutectic Si blades were also studied. Results showed that the best condition to improve the shape, size and distribution of

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: saghafian@iust.ac.ir

intermetallic particles can be achieved at a stirring speed of 1200 rpm for 5 minutes at the vicinity of β needles nucleation temperature followed by casting into a metallic mold. Based on the results obtained from the current work, it can be concluded that the harmful morphology of the β intermetallic needles can be properly modified by applying a shearing force during stirring the molten alloy in the semi-solid state.

Keywords: Aluminum 319, Fe-intermetallic, modify of structure, Aluminum composite.

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم امروزه به دلیل فراوانی و سهولت تولید و خواص مکانیکی مناسب آنها از جمله فلزات پرکاربرد در صنعت به شمار می آیند. نسبت استحکام به وزن مناسب این آلیاژها به عنوان یک عامل مؤثر در انتخاب آن برای تولید قطعات با وزن کم است. از مهمترین کاربردهای این آلیاژها می توان به استفاده آنها در صنایع خودروسازی و صنایع هوافضا اشاره نمود. به عنوان مثال آلیاژهای ریختگی آلومینیوم-سیلیسیوم در تولید قطعات سرسیلندر گزینه مناسبی محسوب می شوند. با وجود ویژگی های اشاره شده، آلیاژهای آلومینیوم در دماهای بالا رفتار مطلوبی از خود ارائه نمی کنند. علت اصلی این مسأله سختی کم و ناپایداری حرارتی زمینه و فازهای موجود در آن است. این عامل سبب شده است تا از مقاوم سازی با سختی بالا و پایداری حرارتی زیاد در این آلیاژها استفاده شود و بدین ترتیب کامپوزیت های زمینه آلومینیومی مقاوم شده با ترکیبات بین فلزی تولید و مورد استفاده قرار گیرند [۱]. به دلیل حضور عنصر آهن در آلیاژهای آلومینیوم، تشکیل ترکیبات حاوی آهن در این آلیاژها اجتناب ناپذیر است. به دلیل حلالیت پایین آهن در آلومینیوم در دمای محیط، آهن به صورت ترکیبات بین فلزی در زمینه باقی می ماند. ترکیبات بین فلزی آهن در آلومینیوم به دلیل مورفولوژی نامناسب باعث کاهش خواص مکانیکی به ویژه داکتیلیته و همچنین شکل گیری تخلخل های انقباضی زیاد در ریخته گری شود. مضرترین ترکیب بین فلزی آهن، فاز تیغه ای و شکننده β است که سبب تمرکز تنش و شکست قطعات می شود. فاز β با فرمول شیمیایی Al_5FeSi و ساختار مونوکلینیک بسته به میزان آهن دمای جوانه زنی متفاوتی دارد و با افزایش آهن دمای شروع جوانه زنی

آن از دمای یوتکتیک تا بالای دمای جوانه زنی آلومینیوم اولیه ممکن است افزایش یابد. ترکیب بین فلزی دیگری که نسبت به فاز β مطلوب تر است ترکیب بین فلزی α با فرمول شیمیایی $Al_{15}(Fe, Mn)_2Si_7$ و ساختار هگزاگونال و یا BCC می باشد که در روش های اصلاح شیمیایی هدف تبدیل فاز β به فاز α می باشد. با این وجود، با توجه به سختی بالا و پایداری حرارتی این ترکیبات، اصلاح مورفولوژی نامناسب آنها می تواند منجر به مقاوم سازی زمینه های آلومینیومی شود [۲ و ۳]. در تحقیقی که نفیسی و همکاران روی اصلاح ریزساختار و ترکیبات غنی از آهن آلیاژ $Al_7Si_{18}Fe$ به روش همزدن الکترومغناطیس انجام دادند دریافتند که توسط این روش طول ترکیبات مضر β و همچنین نسبت طول به عرض آنها همراه با کاهش به ترتیب ۳۵ درصد و ۴۸ درصد اصلاح شدند [۴]. در تحقیقی دیگر که ژانگ و همکاران روی اصلاح ترکیبات بین فلزی آهن در آلیاژ آلومینیوم سیلیسیوم حاوی دو درصد آهن به روش آلتراسونیک انجام دادند، دریافتند که می توان با رعایت بهینه بودن پارامترهایی مانند زمان و دمای آلتراسونیک سبب کاهش شکل گیری فاز تیغه ای β و افزایش رنج دمای شکل گیری و در نتیجه افزایش رشد فاز $\delta-Al_2(Fe, Mn)Si_2$ -بلوکی شد [۵]. از این رو تلاش هایی صورت گرفته است تا با تبدیل ساختار β مونوکلینیک به α و یا اصلاح آن اثرات نامطلوب آن کاهش داده شود [۶]. با انجام چنین اصلاح ساختاری ترکیبات بین فلزی می تواند به عنوان فاز سخت در زمینه نقش اصلی را در افزایش استحکام و سختی ایفا کنند از این رو می توان از آلیاژهای آلومینیوم حاوی آهن در تولید کامپوزیت های درجا به عنوان جایگزین خوبی برای قطعات سنگین چدنی در صنعت استفاده نمود [۷]. در پایان لازم به ذکر است که هدف از انجام این

جدول ۱- ترکیب آلیاژهای تولید شده با مقادیر مختلف آهن

نوع عنصر	آلومینیوم	سیلیسیوم	آهن	منگنز	منیزیم	مس	روی
ترکیب A319	۸۸/۳	۵/۹	۰/۳	۰/۱۷	۰/۰۰۰۱۲	۳/۴۵	۰/۴۷
ترکیب A319 + ۱/۵ درصد وزنی آهن	۸۷/۴	۵/۸	۱/۵	۰/۱۵	۰/۰۰۰۱۲	۳/۳۲	۰/۴۳
ترکیب A319 + ۲/۵ درصد وزنی آهن	۸۶/۶	۵/۷	۲/۵	۰/۱۵	۰/۰۰۰۰۱	۳/۲۱	۰/۴۳

جدول ۲- خلاصه‌ای از کل نمونه‌ها تولید شده در این پژوهش

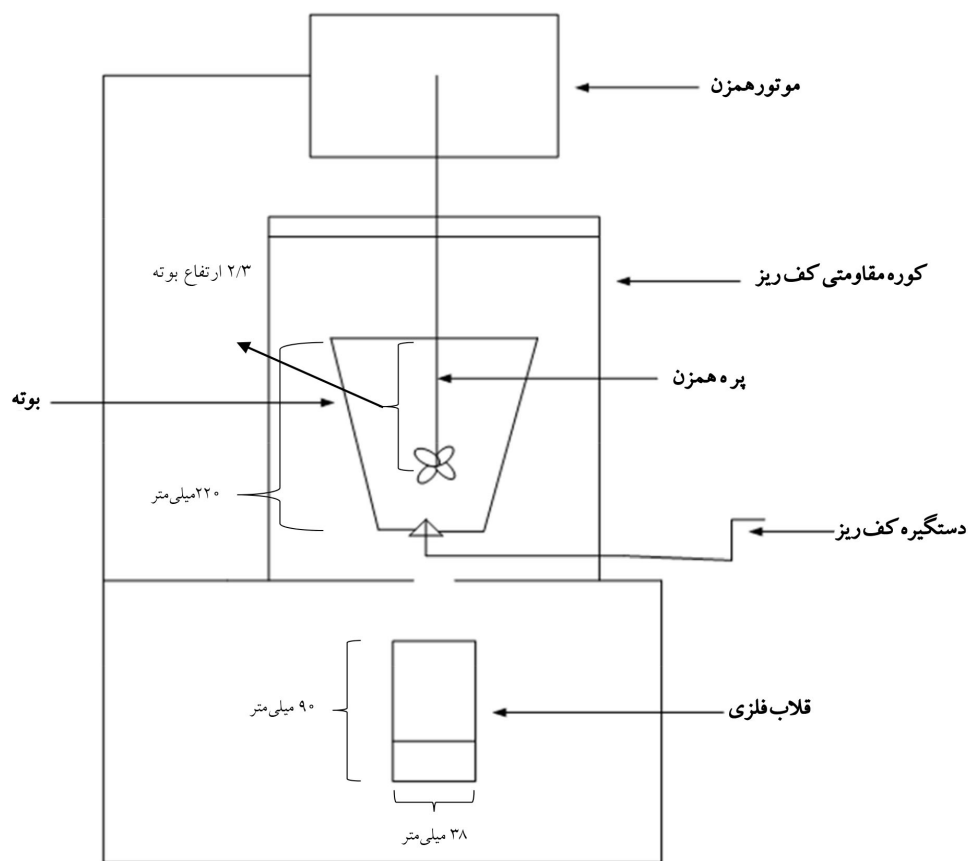
درصد آهن	شرایط ذوب	سرد شده در قالب فلزی	سرد شده در قالب ماسه‌ای
دمای ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد بدون هم زدن	C-۱/۵-۷۲۰	C-۱/۵-۷۲۰	C-۱/۵-۷۲۰
۱/۵ درصد وزنی هم خورده در دما ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد	S-۱/۵-۵۹۰	S-۱/۵-۵۹۰	S-۱/۵-۵۹۰
هم خورده در دمای ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد	S-۱/۵-۵۸۰	S-۱/۵-۵۸۰	S-۱/۵-۵۸۰
دمای ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد بدون هم زدن	C-۲/۵-۷۲۰	C-۲/۵-۷۲۰	C-۲/۵-۷۲۰
۲/۵ درصد وزنی هم خورده در دمای ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد	S-۲/۵-۵۹۵	S-۲/۵-۵۹۵	S-۲/۵-۵۹۵
هم خورده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد	S-۲/۵-۵۸۵	S-۲/۵-۵۸۵	S-۲/۵-۵۸۵

پژوهش اصلاح ترکیبات مضر با مورفولوژی خشن و حذف نشدنی آهن با روشی راحت و مقرون به صرفه در جهت تولید کامپوزیت‌های مستحکم زمینه آلومینیوم با ذرات مقاوم ساز ترکیبات آهن است.

۲- مواد و روش تحقیق

ابتدا مذابی از آلیاژ A319 در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد با استفاده از کوره مقاوم‌تی عمودی تهیه شد. سپس به میزان ۱/۵ درصد وزنی پودر آهن خالص که در داخل فویل آلومینیومی بسته بندی شده بود به مذاب اضافه شد. همین مراحل برای تولید این آلیاژ به همراه ۲/۵ درصد وزنی آهن تکرار شد. به منظور حل شدن پودر آهن در آلیاژ مذاب، از همزن فولادی پوشش داده شده با گرافیت با سرعت هم زدن پایین، استفاده شد. ترکیب آلیاژهای حاصل در جدول (۱) نشان داده شده است. پس از آلیاژسازی با کمک نمودار آنالیز حرارتی دمای شروع جوانه‌زنی فاز β برای هر دو آلیاژ به دست آمد و برای هر آلیاژ با توجه به دمای شروع جوانه‌زنی فاز β ، در دو دما نیروی برشی همزن با سرعت ثابت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه به مدت پنج

دقیقه توسط دستگاه همزن مکانیکی اعمال شد. سپس برای مشاهده تأثیر سرعت سرد شدن بر ترکیبات بین‌فلزی آهن، مذاب در دو قالب فلزی (فولادی) استوانه‌ای شکل با قطر داخلی ۳۰ میلی‌متر و قطر خارجی ۳۸ میلی‌متر و ارتفاع ۹۰ میلی‌متر و قالب ماسه‌ای با قطر داخلی ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۵۰ میلی‌متر سرد شد. نام‌گذاری نمونه‌ها در جدول (۲) آورده شده است. قابل ذکر است که در تمامی مراحل ذوب‌ریزی از فلاکس کاورال ۶۶ و گاززدای مخصوص آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیوم (هگزاکلرید کربن) برای افزایش کیفیت مذاب استفاده شده است. شماتیک تجهیزات دستگاه همزن در شکل (۱) نمایش داده شده است. پس از تولید کامپوزیت‌ها و انجام مراحل متالوگرافی، نمونه‌ها توسط میکروسکوپی نوری HUVITZ و میکروسکوپی الکترونی روبشی^۱ VEGA-TESCAN جهت بررسی ساختار و اصلاح مورفولوژی و قطر معادل (میانگین ضخامت ترکیبات β که از طریق نرم‌افزار کلمکس به دست می‌آید) و آنالیز کیفی مورد ارزیابی قرار گرفتند. همچنین برای بررسی اصلاح ساختار و تغییرات ابعادی به وجود آمده از نرم‌افزار کلمکس^۲ استفاده شد.



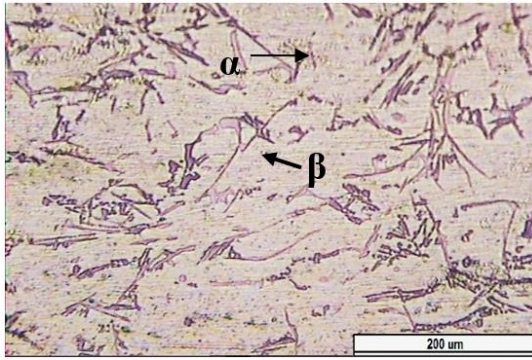
شکل ۱- کوره ریخته‌گری هم‌زدنی با سیستم کف‌ریز

۳- نتایج و تحلیل

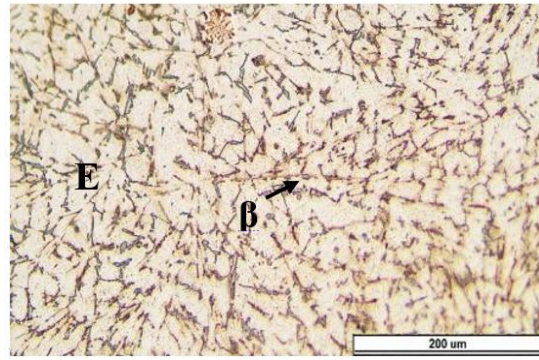
۱-۳- ارزیابی ریز ساختار نمونه‌های ریخته‌گری بدون هم‌زدن

همان‌طور که در شکل (۲) و (۳) مشاهده می‌شود اضافه کردن آهن با مقادیر ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی باعث ایجاد تیغه‌های طولی β با طول متوسط 150° و 300° میکرومتر می‌شود. همچنین به دلیل حضور اندکی منگنز (تقریباً ۰/۱ درصد وزنی) ذرات بین‌فلزی α نیز پدید می‌آیند ولی به دلیل اینکه مقدار منگنز برای تبدیل تقریباً کامل β به α باید نصف مقدار آهن باشد بنابراین اصلاح شیمیایی به‌طور کامل رخ نداده و تیغه‌های β به‌طور قابل توجهی در ریز ساختار مشاهده می‌شود [۸]. با افزایش آهن از ۱/۵ به ۲/۵ درصد وزنی کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی آهنی در قالب ماسه‌ای از ۷/۲ به ۱۰/۱ و قطر معادل ترکیبات بین‌فلزی آهن در قالب ماسه‌ای از ۱۶ به ۲۳ میکرومتر افزایش یافته است.

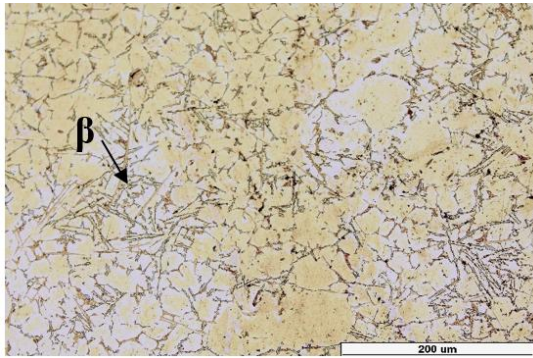
این افزایش برای قطر معادل در قالب فلزی از ۲/۵ به پنج میکرومتر بوده است. در حقیقت می‌توان گفت با افزایش میزان آهن احتمال تشکیل ترکیبات β در دماهای بالاتر وجود دارد و این امر می‌تواند به علت تشدید جدایش وزنی آهن در مذاب باشد [۹]. تشکیل این فاز در دمای بالاتر باعث می‌شود که این فاز دارای ابعاد بزرگ باشد که به آن یوتکتیک گفته می‌شود [۹]. آلیاژهای مورد بررسی در این حالت (بدون هم‌زدن) شامل زمینه‌های دندریتی α -Al اولیه، یوتکتیک Al-Si، ترکیبات Al-Cu، ترکیبات بین‌فلزی آهن و ترکیبات بین‌فلزی حاوی مس است. همان‌طور که مشاهده می‌شود مورفولوژی این ترکیبات بین‌فلزی معمولاً چندوجهی، حروف چینی، سوزنی و گاهی ستاره‌ای شکل است. با کاهش سرعت انجماد در یک آلیاژ با مقدار آهن یکسان، تیغه‌های β و همچنین ترکیبات حروف



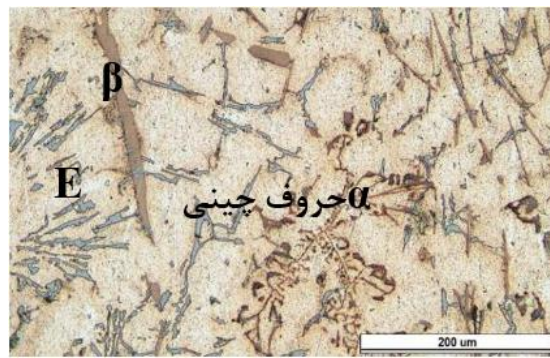
(ب)



(الف)

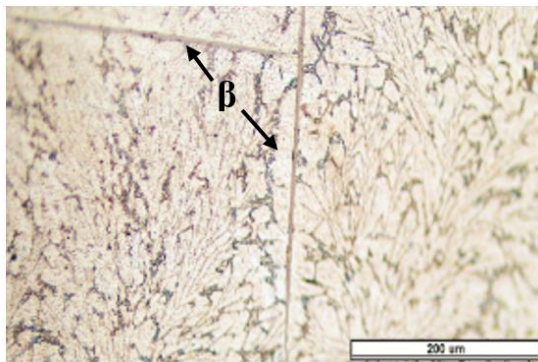


(د)

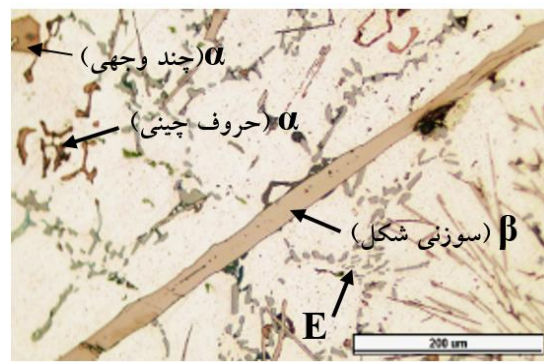


(ج)

شکل ۲- ریزساختار نمونه‌های بدون هم‌زدن، ریخته‌گری شده در: الف) قالب ماسه‌ای بدون آهن، ب) قالب فلزی بدون آهن، ج) قالب ماسه‌ای حاوی ۱/۵ درصد آهن و د) قالب فلزی حاوی ۱/۵ درصد آهن



(ب)

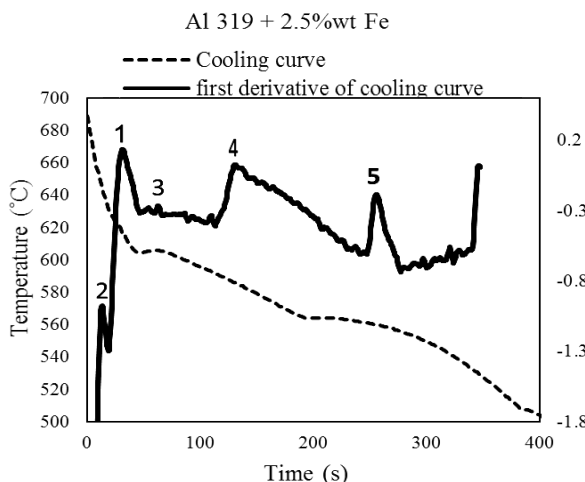


(الف)

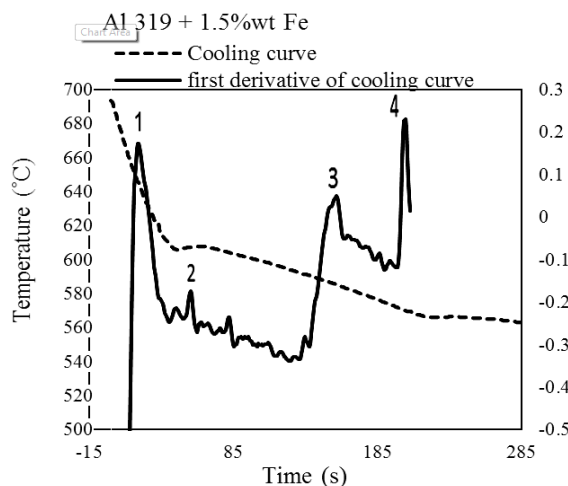
شکل ۳- ریزساختار نمونه‌های حاوی ۲/۵ درصد آهن بدون هم‌زدن، ریخته‌گری شده در: الف) قالب ماسه‌ای و ب) قالب فلزی

بین فلزی کاهش می‌یابد، به‌گونه‌ای که حتی دمای تشکیل β می‌تواند تا دمای یوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیوم کاهش پیدا کند. تحت چنین شرایطی عملاً فرصت چندانی برای رشد این ترکیبات وجود ندارد [۹].

چینی α درشت‌تر ظاهر می‌شوند. علت این امر افزایش فرصت رشد و کاهش سرعت جوانه زنی به دلیل افزایش انرژی بحرانی لازم برای انجماد در ترکیبات بین‌فلزی آهن است. ولی در قالب فلزی به دلیل افزایش سرعت سرد کردن، دمای تشکیل ترکیبات



(ب)



(الف)

شکل ۴- نمودار سرد شدن و مشتق اول آن برای: الف) آلیاژ حاوی ۱/۵ درصد آهن و ب) آلیاژ حاوی ۲/۵ درصد آهن

سنگینی بیشتر در کف بوتله ته نشین می شود. سرعت سرد کردن هم در مورفولوژی این نوع فاز α دخیل است. در سرعت های سرد کردن پایین ۱/۰ درجه سانتی گراد بر ثانیه معمولاً α ستاره ای شکل و خشن و در سرعت سرد کردن بالا ۱۰ درجه سانتی گراد بر ثانیه فاز α حروف چینی ظاهر می شود [۱۰].

با توجه به نمودار شکل (۴) و جدول (۳) دمای یوتکتیک برای آلیاژهای ریخته گری بدون هم زدن با مقادیر مختلف آهن ثابت بوده است و دمای تشکیل ترکیبات بین فلزی با افزایش مقادیر آهن افزایش یافته است. افزایش درصد آهن سبب می شود که ترکیب بین فلزی α بیشتر به شکل چندوجهی ظاهر شود و مقادیر فاز β افزایش یابد و مراحل تشکیل فاز β به دماهای بالا منتقل گردد [۱۱]. افزایش سرعت سرد کردن باعث می شود تا تشکیل فاز β اولیه در دماهای بالا به تعویق افتاده و در نتیجه این فاز در دماهای پایین تر، همراه با واکنش یوتکتیک تشکیل شود در نتیجه، β با ابعاد کوچک تر شکل می گیرد که به آن β ثانویه گفته می شود [۱۲]. چون در کار حاضر هدف خرد کردن و شکستن تیغه های β به منظور تغییر مورفولوژی آنها بوده است، بنابراین لازم بود تا از حداکثر نیروی برشی مذاب استفاده شود. از این رو براساس نتایج به دست آمده از کار محققان دیگر [۱۳] بیشینه سرعت هم زن، یعنی ۱۲۰۰ دور بر دقیقه انتخاب

۲-۳- بررسی چگونگی انتخاب بهترین دما، زمان و سرعت

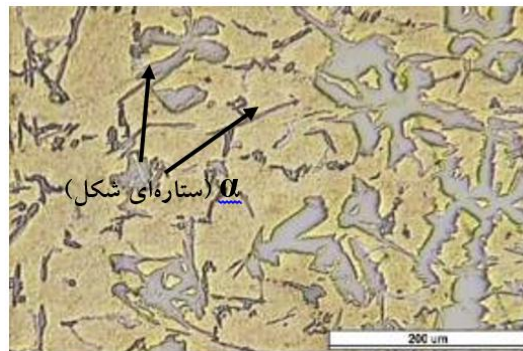
هم زدن برای اعمال نیروی برشی

با توجه به نمودار آنالیز حرارتی دو آلیاژ شکل (۴)، دمای ۷۲۰ درجه سانتی گراد صرفاً برای نگهداری مذاب و انحلال ترکیبات بین فلزی در این پژوهش برای انتخاب شد. نکته قابل توجه این است که دمای فوق گرمایش نباید از ۷۵۰ درجه سانتی گراد تجاوز نماید [۱۰]. دلیل این امر آن است که $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ مکان جوانه زنی ترکیبات α هستند، زمانی که میزان فوق ذوب از ۱۵۰ درجه سانتی گراد، یعنی تقریباً دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد تجاوز نماید $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ذوب شده و به $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تبدیل می شود، به عبارت دیگر جوانه زنی ترکیبات بین فلزی α به شدت افزایش می یابد و پیک β در آنالیز حرارتی ناپدید می شود. همان طور که در شکل (۵-الف) مشاهده می شود، فاز خشن و درشت α ستاره ای شکل به دلیل دمای بالای فوق ذوب تشکیل می شود که می توان با کنترل درجه حرارت فوق ذوب (کمتر از ۷۵۰ درجه سانتی گراد) از تولید این فاز نامطلوب جلوگیری کرد (شکل ۵-ب) [۱۰].

البته این فاز از لحاظ استوکیومتری مشابه α حروف چینی یا چندوجهی است ولی از لحاظ مورفولوژی ستاره ای شکل و بسیار خشن است. این فاز موسوم به لجن^۴ است که به علت



(ب)



(الف)

شکل ۵- الف) نمونه ریخته‌گری شده حاوی ۲/۵ درصد آهن با فوق ذوب ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و
 ب) نمونه ریخته‌گری شده حاوی ۲/۵ درصد آهن با فوق ذوب ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد

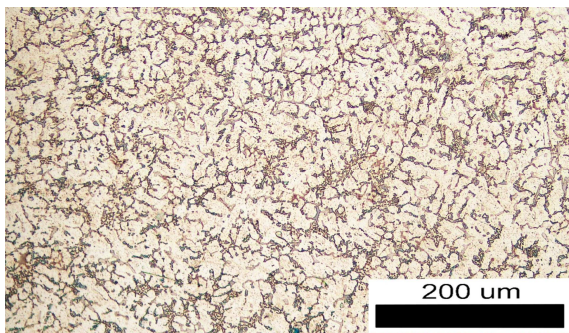
جدول ۳- دمای شروع جوانه زنی ترکیبات در آلیاژ ۸۳۱۹ حاوی آهن

دمای جوانه‌زنی (درجه سانتی‌گراد)		
آلیاژ ۸۳۱۹ + ۱/۵ درصد	آلیاژ ۸۳۱۹ + ۲/۵ درصد	
وزنی آهن	وزنی آهن	
۶۰۷	۶۱۰	دمای جوانه زنی α -Al (سانتی‌گراد)
۶۰۵	۶۳۵	دمای جوانه زنی ترکیب بین فلزی α (سانتی‌گراد)
۵۹۵	۶۰۰	دمای جوانه زنی β (اولیه) (سانتی‌گراد)
۵۶۸	۵۶۸	دمای جوانه زنی یونکتیک سه تایی Al-Si- β (سانتی‌گراد)
۵۱۰	۵۰۵	دمای جوانه زنی یونکتیک Al-Al ₂ Cu (سانتی‌گراد)

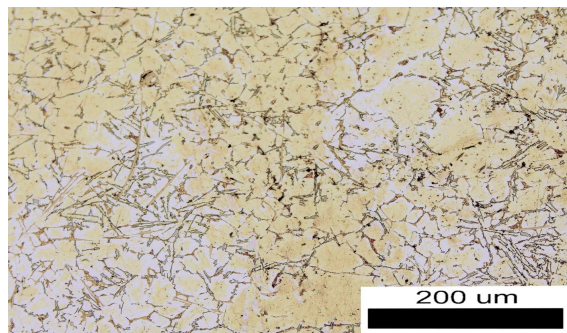
۳-۳- بررسی تأثیر نیروی برشی بر ریزساختار آلیاژ ۸۳۱۹ به همراه ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی آهن

ریزساختار نمونه های حاوی ۱/۵ و ۲/۵ درصد وزنی آهن در شکل های (۶) و (۷) نشان داده شده است. این ریزساختارها شامل α -Al اولیه، ساختار یونکتیک Al-Si و ترکیبات بین فلزی حاوی آهن، منگنز و مس هستند. طول ترکیبات β در نمونه های هم زده شده در مقایسه با نمونه های ریخته‌گری بدون هم زدن به خوبی کاهش یافته است. همان طور که در شکل (۶- و) مشاهده می شود اندازه تیغه های β مذاب هم زده شده که در قالب ماسه ای سرد شده است در مقایسه با تیغه های β نمونه ریخته‌گری بدون هم زدن، کوتاه تر شده و در زمینه به خوبی پخش شده اند. طول تیغه ها نیز از ۲۰۲ میکرومتر به ۳۵ میکرومتر و

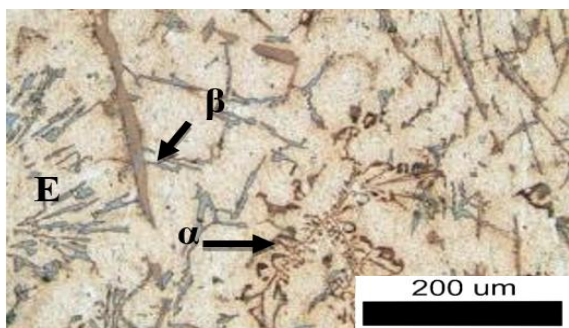
شده است. طبق گزارشات اعلام شده اگر زمان هم زدن از حدی بیشتر باشد نتیجه عکس حاصل می شود. زمان پنج دقیقه در اکثر گزارشات زمان مناسب برای اصلاح مکانیکی این ساختار در نظر گرفته شده است [۱۳] که در این پژوهش نیز زمان ثابت پنج دقیقه انتخاب شده است. برای تعیین دماهای هم زدن با توجه به آنالیز حرارتی و دمای شروع جوانه زنی فازهای مختلف که در جدول (۳) آمده است دو دما برای هر آلیاژ انتخاب شد بدین ترتیب برای تغییر در مورفولوژی ترکیبات بین فلزی و یا شکستن ترکیبات بین فلزی با اعمال نیروی برشی دو دمای ۵۹۰ و ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد برای آلیاژ حاوی ۱/۵ درصد آهن و ۵۹۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد برای آلیاژ حاوی ۲/۵ درصد آهن در نظر گرفته شده است.



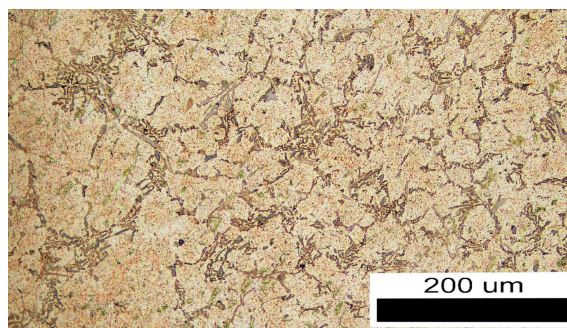
(ب)



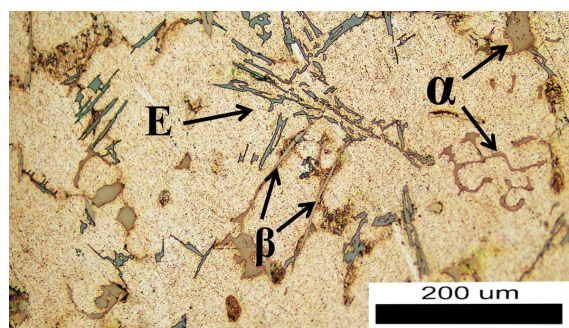
(الف)



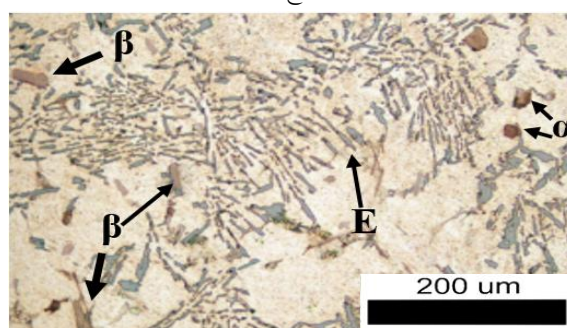
(د)



(ج)



(و)

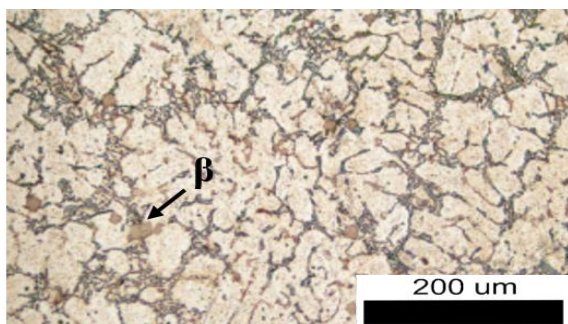


(هـ)

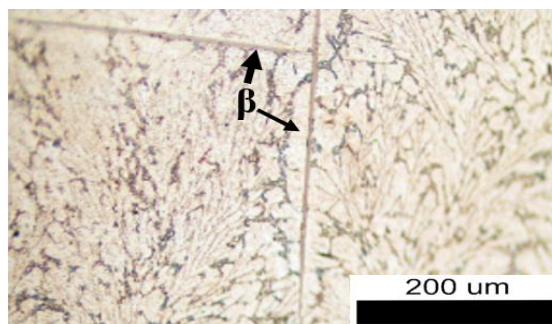
شکل ۶- ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری هم‌زده شده با سرعت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه و ریخته‌گری هم‌زده: الف) ۷۲۰-۱/۵- C، قالب فلزی، ب) ۵۹۰-۱/۵- S، در قالب فلزی، ج) ۵۸۰-۱/۵- S، قالب فلزی، د) ۷۲۰-۱/۵- C، قالب ماسه‌ای، هـ) ۵۹۰-۱/۵- S، قالب ماسه‌ای، و) ۵۸۰-۱/۵- S، قالب ماسه‌ای

تیغه‌های β نسبت به قالب ماسه‌ای هم‌زده شده کاملاً مشخص است که علت آن افزایش نرخ سرد شدن است. در این شکل تیغه‌های β به خوبی ریز و در زمینه پراکنده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود ترکیبات بین فلزی حاوی آهن که غالباً با مورفولوژی‌های چندوجهی بزرگ و حروف چینی هستند، بعد از اعمال نیروی برشی مشاهده نشده است. تیغه‌های سیلیسیوم یوتکتیک در شکل (۶-ب) نسبت به حالت هم‌زده شده در

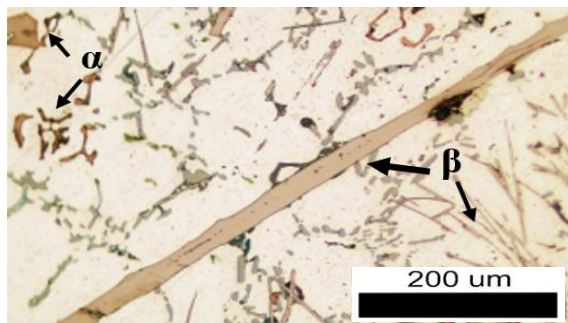
نسبت طول به عرض آنها از ۱۲ به ۲/۲ کاهش یافته است. همچنین مورفولوژی ترکیبات α از حروف چینی به مکعبی و چندوجهی تغییر کرده است. نیروی برشی همچنین باعث خرد شدن تیغه‌های سیلیسیوم یوتکتیک شده که به صورت منظم خرد شده و بین دندریتی قرار گرفته‌اند [۱۴]. در شکل (۶-ب) که در قالب فلزی سرد شده است دو عامل نیروی مکانیکی و سرعت سرد شدن به وضوح مشاهده می‌شود و تفاوت در اندازه



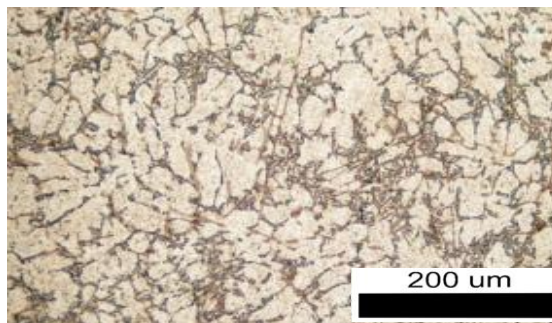
(ب)



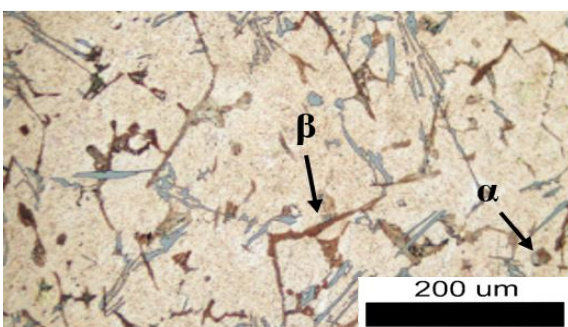
(الف)



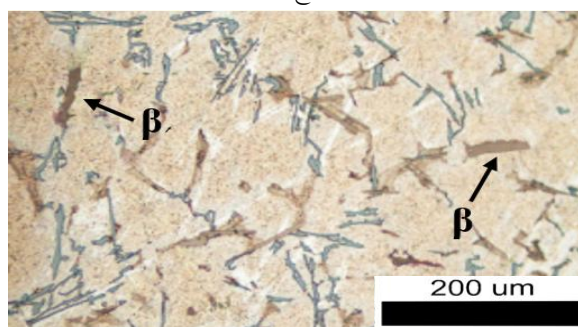
(د)



(ج)



(و)

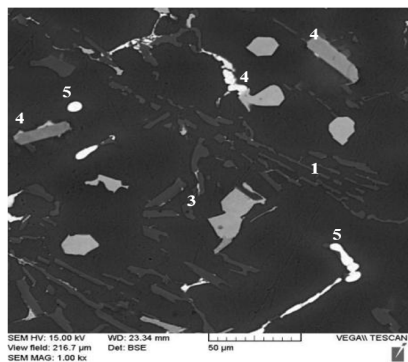


(ه)

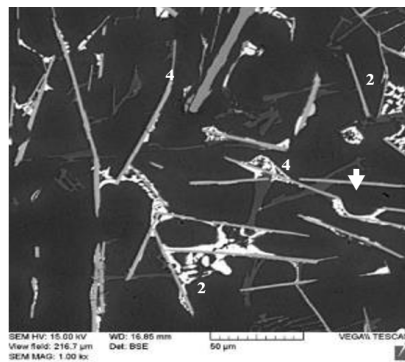
شکل ۷- ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری هم‌زده شده با سرعت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه و ریخته‌گری هم‌زده الف) ۷۲۰-۲/۵- C، قالب فلزی، ب) ۵۹۵-۲/۵- S، در قالب فلزی، ج) ۵۸۵-۲/۵- S، قالب فلزی، د) ۷۲۰-۲/۵- C، قالب ماسه‌ای ه) ۵۹۵-۲/۵- S، قالب ماسه‌ای، و) ۵۸۵-۲/۵- S، قالب ماسه‌ای

بیش از اندازه ترکیبات بین فلزی و سخت‌تر شدن عمل خرد کردن، اصلاح ساختار به‌خوبی صورت نگرفته است و تیغه‌های β و سیلیسیوم یوتکتیک نسبت به حالت هم‌زده شده در دمای بالاتر، طول بیشتری دارند. همچنین دیده می‌شود که اصلاح ساختار فاز آلفا به‌خوبی صورت نگرفته است. تغییرات اشاره شده برای کامپوزیت حاوی ۲/۵ درصد آهن با کسر حجمی بیشتر از ترکیبات آهن نیز به‌خوبی دیده می‌شود.

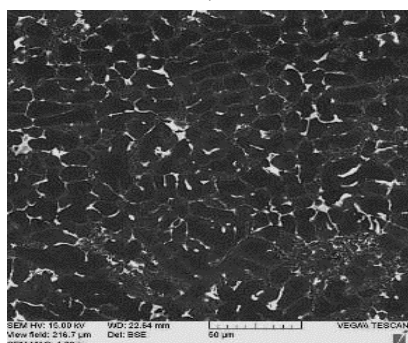
قالب ماسه‌ای کوتاه‌تر شده‌اند که عامل آن بیشتر بودن سرعت سرد شدن است. نکته قابل توجه ریزتر شدن دانه‌های α -Al زمینه است که در اثر هم‌زدن حاصل شده است. ترکیبات بین فلزی با اعمال نیروی برشی از توزیع یکنواخت‌تری نسبت به حالت هم‌زده برخوردار هستند. همان‌طور که در شکل‌های (۶-ج) و (۶-ی) مشاهده می‌شود در دمای پایین‌تر یعنی دمای ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد به‌علت رشد



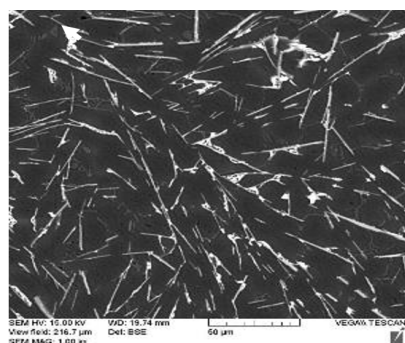
(ب)



(ف)



(د)

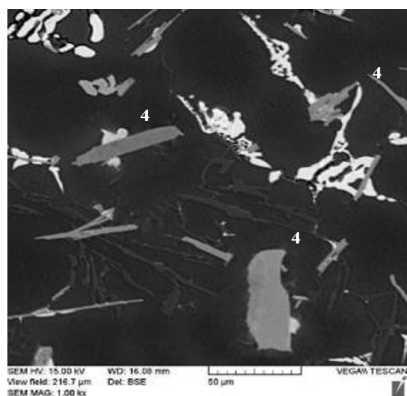


(ج)

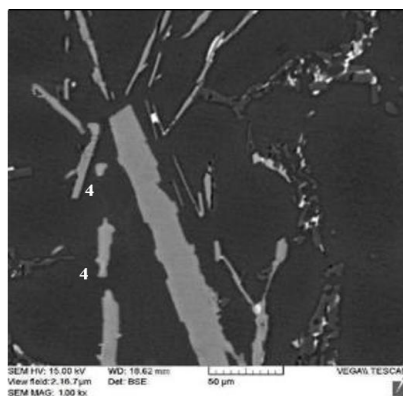
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی در حالت تصویر الکترون‌های برگشتی (BE) در بزرگ‌نمایی ۱۰۰۰ برابر: الف) ۷۲۰-۱/۵- C، قالب ماسه‌ای، ب) ۵۹۰-۱/۵- S، قالب ماسه‌ای، ج) ۷۲۰-۱/۵- C، قالب فلزی و د) ۵۹۰-۱/۵- S، قالب فلزی

شکل (۸) و (۹) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های اصلاح شده در دمای بهینه و اصلاح نشده را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این دو شکل مشاهده می‌شود فاز β -Al₅FeSi با ریزساختار کریستالی یک‌پارچه در مناطق بین دندردیتی و بین دانه‌ای به صورت ورقه‌ای (به صورت سوزنی با نسبت طول به عرض کم) ظاهر شده است. این فاز به میزان زیادی در شکل (۹) وجود دارد و دلیل آن نیز درصد زیاد آهن است. همان‌گونه که انتظار می‌رفت ترکیبات با مورفولوژی سوزنی نیز در ساختار نمونه‌های هم‌زده نشده به وضوح مشاهده می‌شوند که با افزایش مقدار آهن کسر حجمی ترکیبات و همچنین طول و قطر این ترکیبات افزایش یافته است [۷]. آنالیز کیفی فاز (۴) در شکل‌های (۸) و (۹) و همچنین آنالیز نقطه‌ای از این فاز در شکل (۱۰) نشان داده شده است. این فاز عمدتاً حاوی Fe، Si، Al می‌باشد. جهت تعیین

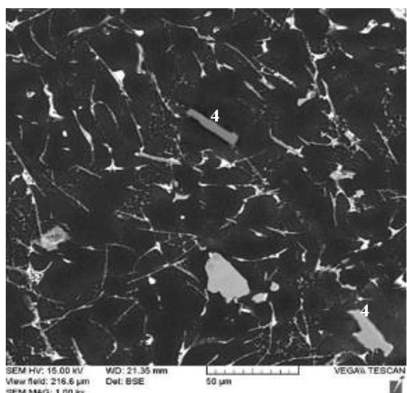
در این آلیاژ نیز تغییرات مشابه آلیاژ حاوی ۱/۵ درصد وزنی آهن است. در این آلیاژ نیز اصلاح ساختار نمونه‌های هم‌زده شده در دمای بالاتر یعنی دمای نزدیک به دمای جوانه‌زنی فاز β نسبت به نمونه‌های هم‌زده شده در دمای پایین‌تر بهتر صورت گرفته است، نتیجه‌ای که عیناً در آلیاژ حاوی ۱/۵ درصد آهن نیز مشاهده شده است. به عبارت دیگر اگر دمای هم‌زدن نزدیک به دمای شروع جوانه‌زنی فاز β باشد تأثیر ریز و اصلاح شدن مورفولوژی β و توزیع یکنواخت آن بیشتر است. به عبارت دیگر اصلاح مورفولوژی تیغه‌های β قبل از رشد آنها به مراتب آسان‌تر خواهد بود. زمانی که دما نزدیک به دمای جوانه‌زنی ترکیبات β یعنی در دمای بالاتر انتخاب شود ترکیبات رشد چندانی نداشته و تیغه‌ها ظریف می‌باشند و با ایجاد نیروی برشی شدید، این ترکیبات به راحتی خرد شده و به خوبی در کل مذاب پخش می‌شوند.



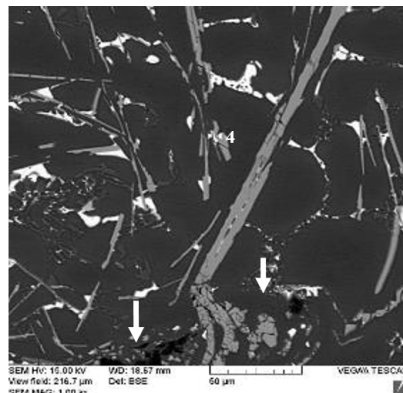
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت تصویر الکترون‌های برگشتی (BE) در بزرگ‌نمایی ۱۰۰۰ (برابر: الف) ۲/۵-۷۲۰ C- قالب ماسه‌ای، ب) ۲/۵-۵۹۵ S- قالب ماسه‌ای، ج) ۲/۵-۷۲۰ C- قالب فلزی و د) ۲/۵-۵۹۵ S- قالب فلزی

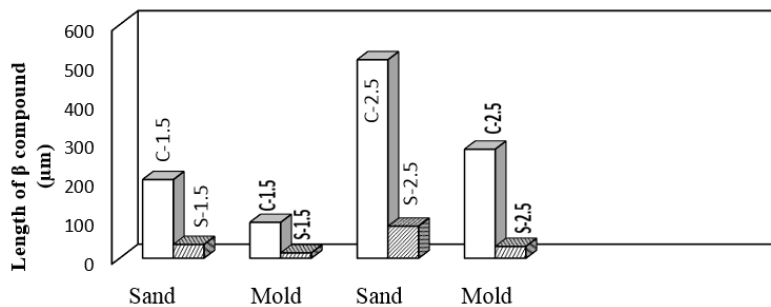


منگنز	مس	آهن	اکسیژن	سیلیسیوم	آلومینیوم
(درصد)	(درصد)	(درصد)	(درصد)	(درصد)	(درصد)
۰	۰	۱۰/۰۴	۰	۲۱/۵۳	۶۸/۶۹

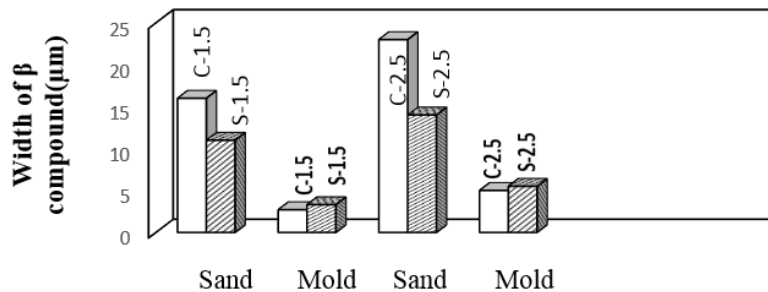
شکل ۱۰- آنالیز کیفی ترکیب شماره (۴) و آنالیز نقطه‌ای از این فاز بر حسب درصد اتمی

جدول ۴- ترکیب شیمیایی (درصد اتمی) ترکیبات بین فلزی مشاهده شده در آلیاژ A۳۱۹ [۱۵]

	eAl	Si	Fe	Mn	Cu	g
Plated β -Fe	۶۷±۸	۱۸±۲/۷	۱۱/۸±۶/۵	۲/۳±۱/۲	۰/۱۷±۰/۳	۰/۴±۰/۴
Script α -Fe	۷۲±۴	۱۱/۲۵±۳	۱۱±۲/۵	۵±۴	۰/۳±۰/۲	۰/۴±۰/۲
Primary α -Fe	۷۰/۲±۰/۶	۹/۶±۰/۵	۷±۱	۱۲±۱	-	۰/۲±۰/۲
Al,Cu	۸۰/۹	۲	۰/۲	۰/۰۵	۱۶/۸	-



شکل ۱۱- نمودار تغییرات طول ترکیبات β (میکرومتر)

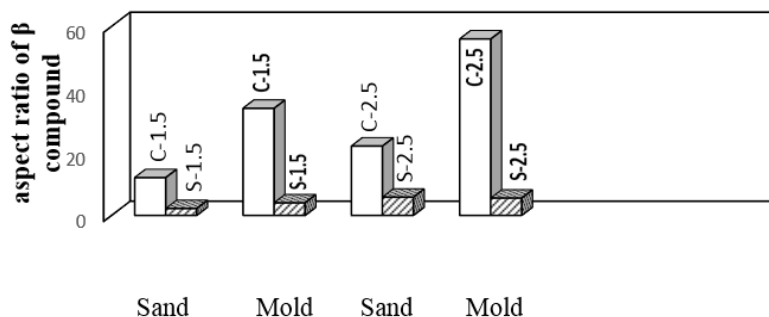


شکل ۱۲- نمودار تغییرات عرض ترکیبات β (میکرومتر)

جایگزین مورفولوژی چندوجهی و گوشه‌دار بزرگ، شده‌اند. همچنین در شکل‌های (۸) و (۹) تخلخل‌ها که با فلش مشخص شده‌اند در نمونه‌های اصلاح شده نسبت به نمونه‌های اصلاح نشده به وضوح کاهش یافته‌اند. در شکل (۸-د) مشاهده می‌شود که بعد از اعمال نیروی برشی همزن، اندازه دانه‌بندی آلومینیوم زمینه کاهش یافته و کروی شکل می‌شود.

نتایج حاصل از بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از آنالیز تصویری که شامل روند تغییرات قطر معادل ترکیبات β ، تغییرات کسر حجمی، تغییرات طول و عرض و نسبت طول به عرض ترکیبات β برای نمونه‌های ریخته شده بدون هم‌زدن و به همراه هم‌زدن مذاب در نمودارهای شکل‌های (۱۱) تا (۱۳)

فرمول شیمیایی، آنالیز نقطه‌ای از این فاز به عمل آمد که نتایج در شکل (۱۰) ارائه شده است. با توجه به اطلاعات جدول (۴) [۱۵] و بر طبق آنالیز آنالیز میکروسکوپی الکترونی روبشی^۴ EDS فاز (۴) دارای استوکیومتری β -Al₅FeSi است. همان‌طور که در شکل‌های (۸) و (۹) مشاهده می‌شود مورفولوژی و اندازه ترکیبات بین فلزی نسبت به نمونه‌هایی که در غیاب هم‌زدن ریخته‌گری شدند، در هر دو آلیاژ بهبود یافته است. همچنین تجمع ترکیبات بین فلزی حاوی آهن در شکل (۸-د) و شکل (۹-د) کاهش یافته است و مورفولوژی حروف چینی در زمینه آلیاژ دیده نمی‌شود. بنابراین با استفاده از نیروی برشی، ترکیبات بین فلزی با کرویت بیشتر و با نسبت طول به عرض کمتر



شکل ۱۳- نمودار تغییرات نسبت طول به عرض ترکیبات β

ترکیبات β در غیاب هم زدن مذاب با افزایش مقدار آهن در هر دو حالت ریخته شده در قالب‌های فلزی و ماسه ای افزایش می یابد. با اعمال نیروی برشی شدید طول β کاهش یافته است (شکل های (۶) و (۷)). براساس نتایج به دست آمده طول ترکیبات β در بهترین حالت به اندازه ۸۵ درصد نسبت به آلیاژ ریخته گری شده در غیاب هم زدن مذاب برای کامپوزیت حاوی ۱/۵ درصد وزنی آهن و سرد شده در قالب فلزی کاهش یافته است که مقدار این کاهش برای کامپوزیت حاوی ۲/۵ درصد آهن، ۸۸ درصد به دست آمده است.

روند تغییرات قطر معادل ترکیبات β با افزایش مقدار آهن برای نمونه‌های ریخته گری شده در غیاب هم زدن مذاب و پس از هم زدن مذاب در شکل (۱۳) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود قطر معادل ترکیبات β در نمونه های ریخته گری شده بدون هم زدن مذاب با افزایش مقدار آهن افزایش می یابد در حالی که قطر معادل ترکیبات β پس از اعمال نیروی برشی در مذاب، حتی در نمونه‌های سرد شده در قالب ماسه ای کاهش پیدا می کند در حالی که در نمونه‌های سرد شده در قالب فلزی قطر معادل ترکیبات β افزایش داشته است.

به طور کلی از نتایج به دست آمده در شکل (۱۴) مشخص است که طول معادل ترکیبات بین فلزی در اثر اعمال تنش های برشی در مذاب کاهش چشم گیری را نشان می دهد [۱۶].

۴-۳- نتایج سختی سنجی

در جدول (۵) تغییرات عدد سختی برینل با تغییرات مقدار آهن برای نمونه‌های ریخته گری شده بدون هم زدن مذاب



شکل ۱۴- ترک‌های ایجاد شده روی ترکیب بین فلزی β در نمونه

۵۵۵-۲/۵-S حین اصلاح مکانیکی

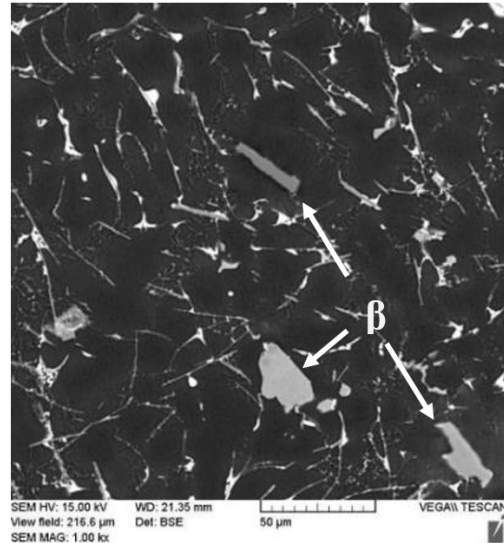
جدول ۵- عدد سختی نمونه‌های هم زده شده و هم نرده

نمونه	سختی (برینل)	نمونه	سختی (برینل)
C-۱/۵	۷۹/۷	S-۱/۵	۸۳/۲
C-۲/۵	۸۸/۵	S-۲/۵	۹۰/۳

توسط نرم افزار کلمکس اندازه گیری و گزارش شده است. روند تغییرات طول و عرض ترکیبات β با افزایش مقدار آهن برای نمونه‌هایی که پس از هم زدن مذاب ریخته گری شدند در دو شکل (۱۲) و (۱۳) نشان داده شده است. تغییرات نسبت طول به عرض ترکیبات β در غیاب هم زدن مذاب براساس میزان آهن و سرعت سرد شدن در نمودار شکل (۱۴) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود طول و عرض

است. همان طور که در این شکل مشاهده می شود، ترک‌های عرضی موجود روی تیغه‌های β می‌تواند دلیل مناسبی برای وقوع چنین مکانیزمی در اصلاح مکانیکی این تیغه باشد. در این تصویر کاملاً مشخص است که تیغه یا صفحه β در حال اصلاح و شکستن کامل بوده است ولی به دلیل پایین بودن درجه حرارت هم‌زدن مذاب و رشد بیش از اندازه β و در نتیجه نیاز بیشتر به نیروی برشی، فرصت اصلاح کامل به این تیغه داده نشده است در مقابل در شکل (۱۵) اصلاح کامل و توزیع یکنواخت ترکیبات β نشان داده شده است که دلیل این امر بالاتر بودن دمای هم‌زدن نسبت به شکل (۱۴) است، در واقع در دمای بالاتر که نزدیک به دمای جوانه‌زنی فاز β است، این ترکیبات رشد زیادی نداشته‌اند لذا خرد کردن و پخش آنها به مراتب راحت‌تر از اصلاح آنها در دمای پایین‌تر است. به هر حال با توجه به تصویر موجود می‌توان مکانیزم شکستن تیغه‌های β را می‌توان به‌عنوان یکی از مکانیزم‌های مؤثر در اصلاح مکانیکی این ترکیبات در نظر گرفت [۱۳، ۱۶ و ۱۷].

مکانیزم دیگر کاهش انرژی فصل مشترک جامد مایع است [۱۳ و ۱۶]. برش مذاب توسط همزن مکانیکی می‌تواند تفاوت انرژی فصل مشترک مذاب- جامد را کاهش دهد تا سرعت رشد ترجیحی در جهت محور طولی کاهش پیدا کند. همچنین با کاهش ضخامت لایه مرزی غلظتی در فصل مشترک مذاب- جامد که در اثر جابه‌جایی مذاب ایجاد می‌شود، انرژی آزاد این محدوده نیز کاهش یافته و در نتیجه سرعت رشد جامد و نسبت ابعاد آن کاهش پیدا می‌کند. کم شدن تفاوت ترکیبی در فصل مشترک مایع- جامد باعث کاهش آنیزوتروپی انرژی فصل مشترک می‌شود و بنابراین باعث کاهش آنیزوتروپی رشد و در نتیجه باعث کاهش نسبت طول به عرض می‌شود. این مکانیزم هم در کاهش اندازه تیغه‌های β و هم در تبدیل α حروف چینی به α فشرده و شبه کروی مؤثر است. در واقع با ایجاد جابه‌جایی اجباری و کاهش انرژی آزاد فصل مشترک، سرعت رشد ترجیحی در



شکل ۱۵- اصلاح کامل و توزیع یکنواخت ترکیبات β در نمونه S-۲/۵-۵۹۵

(C-۱/۵، C-۲/۵) و هم‌زده شده (S-۱/۵، S-۲/۵) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش درصد آهن عدد سختی افزایش یافته است. ترکیبات بین‌فلزی حاوی آهن دارای سختی زیادی هستند بنابراین با افزایش کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی سختی آلیاژ افزایش می‌یابد.

از طرفی دیگر با اصلاح ساختار و ترکیبات، و توزیع مناسب آنها در کل ساختار، این ترکیبات به‌عنوان مقاوم‌ساز عمل کرده و سبب استحکام زمینه در کامپوزیت تولید شده می‌شود و از این‌رو باعث افزایش سختی در نمونه‌های اصلاح شده نیز می‌شود.

۳-۵- مکانیزم اصلاح مورفولوژی

نیروی برشی با دو مکانیزم می‌تواند در این تغییرات مؤثر باشد. با اعمال نیروی برشی و ایجاد تنش برشی درون مذاب ممکن است تیغه‌های سوزنی شکل فاز β پس از جوانه‌زنی و رشد شکسته شوند که در این حالت نیاز به تنش‌های برشی بسیار شدید برای شکستن ترکیبات وجود دارد. شکل (۱۵) که مربوط به نمونه‌ای حاوی ۲/۵ درصد وزنی آهن است که به دلیل دمای پایین هم‌زدن، اصلاح ترکیبات کاملاً انجام نشده

چینی ظاهر شد ولی با افزایش آهن مورفولوژی این فاز بیشتر به شکل چندوجهی تبدیل شد.

۴. با اعمال نیروی برشی شکل و اندازه و توزیع ترکیبات بین فلزی به خوبی بهبود یافت. نسبت طول به عرض ترکیبات بین فلزی β مربوط به کامپوزیت حاوی ۱/۵ درصد وزنی آهن سرد شده در قالب فلزی ۸۱ درصد و سرد شده در قالب ماسه ای ۸۱ درصد کاهش می یابد. که این نتایج برای کامپوزیت حاوی ۲/۵ درصد وزنی آهن سرد شده در قالب فلزی ۸۹ درصد و سرد شده در حالت قالب ماسه ای ۷۳ درصد می باشد. با اعمال تنش برشی در مذاب افزایش سختی، کاهش تخلخل، ریز شدن زمینه آلومینیومی، توزیع بهتر فازهای رسوبی و اصلاح تیغه های سیلیسیوم یوتکتیک نیز حاصل می شود.

یک جهت خاص کاهش می یابد و این عامل سبب فشردگی و کاهش نسبت طول به عرض در ترکیبات بین فلزی آهن می شود [۱۳]. این پدیده با کاهش در ضخامت لایه نفوذ در فصل مشترک مذاب- جامد و به هم زدن تعادل موضعی در جلوی جبهه انجماد رخ می دهد [۱۶].

۴- نتایج

۱. با افزایش دمای فوق گرمایش (بیش از ۱۵۰ درجه) و نگهداری در این دما احتمال تشکیل فازهای ستاره ای شکل و درشت α بیشتر می شود.
۲. در اثر اعمال تنش برشی در مذاب، مورفولوژی فاز α از حالت حروف چینی به حالت چندوجهی تبدیل می شود.
۳. در نمونه های ۱/۵ درصد آهن فاز α بیشتر به شکل حروف

واژه نامه

1. scanning electron microscopy
2. Clemex
3. Sludge
4. energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS)

مراجع

1. Davis, J. R., *Aluminum and Aluminum Alloys*, p. 68, ASM International, 1993.
2. Warmuzek, M., *Aluminum-Silicon Casting Alloys: an Atlas of Microfractographs*, p. 124, ASM International, 2004.
3. Hatch, J. E., *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, p. 424, ASM International, 1984.
4. Nafisi, S., Emadib, D., Shehata b, M. T., and Ghomashchi a, R., "Effects of Electromagnetic Stirring and Superheat on the Microstructural Characteristics of Al-Si-Fe Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 432, pp. 71-83, 2006.
5. Zhang, G., Wu, Sh., Jiang, H., and An, P., "Effects of Ultrasonic Vibration on the Iron-Containing Intermetallic Compounds of High Silicon Aluminum Alloy with 2% Fe", *Journal of Alloys and Compounds* Vol. 492, pp. 482-487, 2010.
6. Zhang, L., Gao, J., Damoah, L. N. W., and Robertson, D. G., "Removal of Iron From Aluminum: A Review", *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, Vol. 33, No. 2, pp. 99-157, 2012.
7. Moustafa, M. A., "Effect of Iron Content on the Formation of B-Al₃FeSi and Porosity in Al-Si Eutectic Alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, No. 1, pp. 605-610, 2009.
8. Sreeja Kumari, S. S., Pillai, R. M., Rajan, T. P. D., and Pai, B. C., "Effects of Individual and Combined Additions of Be, Mn, Ca and Sr on the Solidification Behaviour, Structure and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3Mg-0.8Fe Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 460-461, pp. 561-573, 2009.
9. Dinnis, C. M., Taylor, J. A., and Dahle, A. K., "As-Cast Morphology of Iron-Intermetallics in Al-Si Foundry Alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 53, No. 8, pp. 955-958, 2005.
10. Narayanan, L. A., Samuel, F. H., and Gruzleski, J. E., "Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25, No. 8, pp. 1761-1773, 1994.
11. Shabestari, S. G., and Gruzleski, J. E., "Gravity Segregation of Complex Intermetallic Compounds in Liquid Aluminum-Silicon Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26, No. 4, pp. 999-1006, 1995.
12. Dinnis, C. M., Taylor, J. A., and Dahle, A. K., "Iron-Related Porosity in Al-Si-(Cu) Foundry Alloys",

- Materials Science and Engineering A*, Vol. 425, No. 1-2, pp. 286-296, 2006.
13. Fan, Z., Liu, G., and Hitchcock, M., "Solidification Behaviour under Intensive Forced Convection", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 413-414, pp. 229-235, 2005.
 14. Lu, L., and Dahle, A. K., "Iron-Rich Intermetallic Phases and Their Role in Casting Defect Formation in Hypoeutectic Al-Si Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36, No. 13, pp. 819-835, 2005.
 15. Cao, X., and Campbell, J., "The Solidification Characteristics of Fe-Rich Intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg Cast Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35, No. 5, pp. 1425-1435, 2004.
 16. Fang, X., Shao, G., Liu, Y. Q., and Fan, Z., "Effects of Intensive Forced Melt Convection on the Mechanical Properties of Fe Containing Al-Si Based Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 445-446, pp. 65-72, 2007.
 17. Sable, A. D., and Deshmukh, S. D., "Characterization of AlSiC Metal-Matrix by Stircasting" *International Journal of Advanced Research in Engineering and Technology (IJARET)*, Vol. 3, pp. 226-234, 2012.