

بررسی ریزساختار کامپوزیت ریختگی درجا با زمینه آلیاژ آلمینیوم A319 مقاوم شده با ترکیبات بینفلزی حاوی آهن، تولید شده بهروش همزدن 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 آلمینیوم A319، مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. براساس بررسی‌های میکروسکوپی انجام شده توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی رویشی، مورفولوژی نامطلوب تیغه‌ای شکل ترکیبات آهن دار β و نیز ترکیبات خشن فاز «با مورفولوژی ستاره‌ای شکل، در اثر عوامل نیروهای برشی مذاب، بهدراتی دیسکی و شبکه 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 سیلیسیوم یوتکنیک 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 جوانزی 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 نیمه جامد به خوبی سبب اصلاح شکل و اندازه و پخش این ترکیبات می‌شود.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلمینیوم 319، ترکیبات بینفلزی آهن، اصلاح ساختار، کامپوزیت آلمینیوم.

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 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.

آن از دمای یوتکنیک تا بالای دمای جوانه‌زنی آلومینیوم اولیه ممکن است افزایش یابد. ترکیب بین‌فلزی دیگری که نسبت به فاز β مطلوب‌تر است ترکیب بین‌فلزی α با فرمول شیمیایی $Al_5(Fe,Mn)_{3}Si_2$ و ساختار هگراگونال و یا BCC می‌باشد که در روش‌های اصلاح شیمیایی هدف تبدیل فاز β به فاز آلفا می‌باشد. با این وجود، با توجه به سختی بالا و پایداری حرارتی این ترکیبات، اصلاح مورفولوژی نامناسب آنها می‌تواند منجر به مقاوم‌سازی زمینه‌های آلومینیومی شود [۲ و ۳]. در تحقیقی که نفیسی و همکاران روی اصلاح ریزساختار و ترکیبات غنی از آهن آلیاژ $Al_xSi_{1-x}Fe$ به روش همزدن الکترومغناطیس انجام دادند دریافتند که توسط این روش طول ترکیبات مضر β و همچنین نسبت طول به عرض آنها همراه با کاهشی به ترتیب ۴۸ و ۴۸ درصد اصلاح شدند [۴]. در تحقیقی دیگر که ژانگ و همکاران روی اصلاح ترکیبات بین‌فلزی آهن در آلیاژ آلومینیوم سیلیسیوم حاوی دو درصد آهن به روش آلتراسونیک انجام دادند، دریافتند که می‌توان با رعایت بهینه بودن پارامترهایی مانند زمان و دمای آلتراسونیک سبب کاهش شکل‌گیری فاز تیغه‌ای β و افزایش رنج دمای شکل‌گیری و در نتیجه افزایش رشد فاز $\beta-Al_5(Fe,Mn)_{3}Si_2$ -بلوکی شد [۵]. از این رو تلاش‌هایی 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 بین‌فلزی می‌تواند به عنوان فاز سخت در زمینه نقش اصلی را در افزایش استحکام و سختی ایفا کنند از این‌رو می‌توان از آلیاژ‌های آلومینیوم حاوی آهن در تولید کامپوزیت‌های 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

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم امروزه به دلیل فراوانی و سهولت تولید و خواص مکانیکی مناسب آنها از جمله فلزات پرکاربرد در صنعت به شمار می‌آیند. 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 می‌توان به استفاده آنها در صنایع خودروسازی و صنایع هواپما اشاره نمود. به عنوان مثال آلیاژهای ریختگی آلومینیوم-سیلیسیوم در تولید قطعات سرسیلندر گرینه مناسبی محسوب می‌شوند. با وجود ویژگی‌های اشاره شده، آلیاژهای آلومینیوم در دماهای بالا رفتار مطلوبی از خود ارائه نمی‌کنند. علت اصلی این مسئله سختی کم و ناپایداری حرارتی زمینه و فازهای موجود در آن است. این عامل سبب شده است تا از مقاوم‌سازهایی با سختی بالا و پایداری حرارتی زیاد در این آلیاژها استفاده شود و بدین ترتیب کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی مقاوم شده با ترکیبات بین‌فلزی تولید و مورد استفاده قرار گیرند [۱]. بدلیل حضور عنصر آهن در آلیاژهای آلومینیوم، تشکیل ترکیبات حاوی آهن در این آلیاژها اجتناب‌ناپذیر است. بدلیل حلالیت پایین آهن در آلومینیوم در دمای محیط، آهن به صورت ترکیبات بین‌فلزی در زمینه باقی می‌ماند. ترکیبات بین‌فلزی آهن در آلومینیوم به دلیل مورفولوژی نامناسب باعث کاهش در خواص مکانیکی به ویژه داکتیلیته و همچنین شکل‌گیری تخلخل‌های انقباضی زیاد در ریخته‌گری شود. مضر ترین ترکیب بین‌فلزی آهن، فاز تیغه‌ای و شکننده β است که سبب تمرکز تنش و شکست قطعات می‌شود. فاز β با فرمول شیمیایی Al_5FeSi و ساختار مونوکلینیک بسته به میزان آهن دمای جوانه‌زنی متفاوتی دارد و با افزایش آهن دمای شروع جوانه‌زنی

جدول ۱- ترکیب آلیاژهای تولید شده با مقادیر مختلف آهن

نوع عنصر	آلومینیوم	سیلیسیوم	آهن	منگنز	منیزیم	مس	روی
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 ۲/۵ + A319 درصد وزنی آهن	۸۶/۶	۵/۷	۲/۵	۰/۱۵	۰/۰۰۰۱	۳/۲۱	۰/۴۳

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

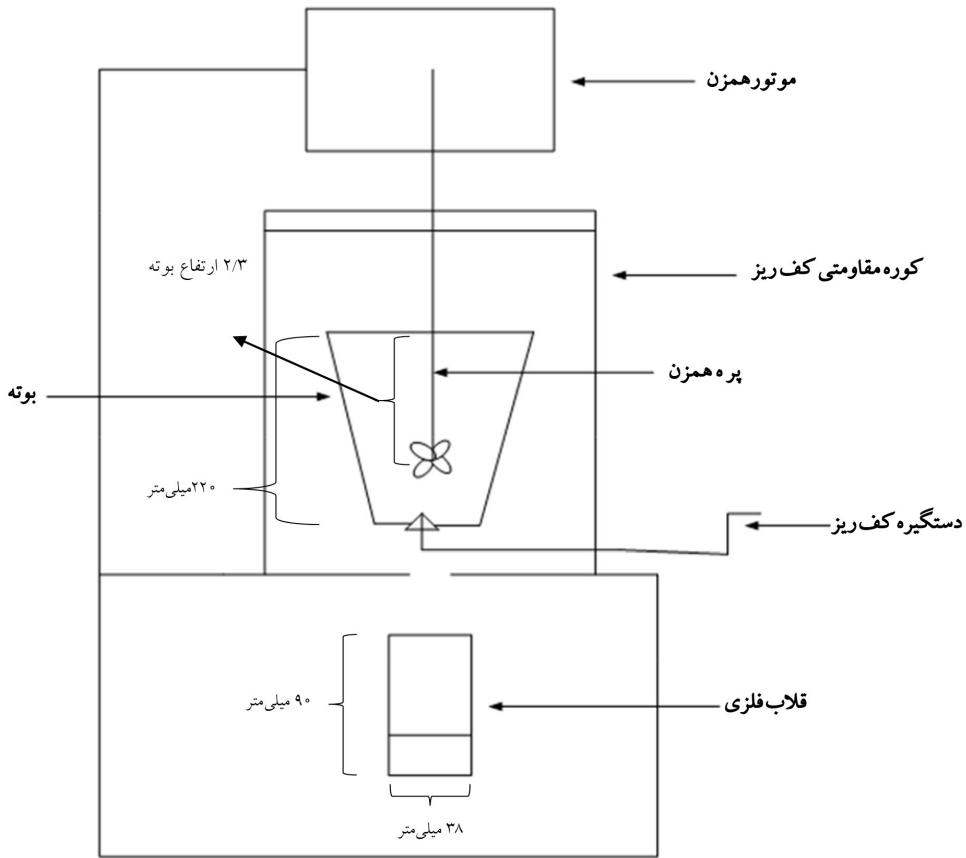
درصد آهن	شرایط ذوب	سرد شده در قالب فلزی	سرد شده در قالب ماسه‌ای
دماهی ۷۲۰ درجه سانتی گراد بدون هم زدن	C-1/۵-۷۲۰	C-1/۵-۷۲۰	C-1/۵-۷۲۰
۱/۵ درصد وزنی هم خورده در دماهی ۵۹۰ درجه سانتی گراد	S-1/۵-۵۹۰	S-1/۵-۵۹۰	S-1/۵-۵۹۰
هم خورده در دماهی ۵۸۰ درجه سانتی گراد	S-1/۵-۵۸۰	S-1/۵-۵۸۰	S-1/۵-۵۸۰
دماهی ۷۲۰ درجه سانتی گراد بدون هم زدن	C-۲/۵-۷۲۰	C-۲/۵-۷۲۰	C-۲/۵-۷۲۰
۲/۵ درصد وزنی هم خورده در دماهی ۵۹۵ درجه سانتی گراد	S-۲/۵-۵۹۵	S-۲/۵-۵۹۵	S-۲/۵-۵۹۵
هم خورده در دماهی ۵۸۵ درجه سانتی گراد	S-۲/۵-۵۸۵	S-۲/۵-۵۸۵	S-۲/۵-۵۸۵

دقیقه توسط دستگاه همزن مکانیکی اعمال شد. سپس برای مشاهده تأثیر سرعت سرد شدن بر ترکیبات بین فلزی 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 کاوارال ۶۶ و گاززدای مخصوص آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیوم (هگرا کلرید 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 رویشی^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.

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 دماهی ۸۵۰ درجه سانتی گراد 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 دماهی شروع جوانه‌زنی فاز β برای هر دو آلیاژ به دست آمد و برای هر آلیاژ با توجه به دماهی شروع جوانه‌زنی فاز β ، در دو دما نیروی برشی همزن با سرعت ثابت ۱۲۰۰ دور بر دقیقه به مدت پنج

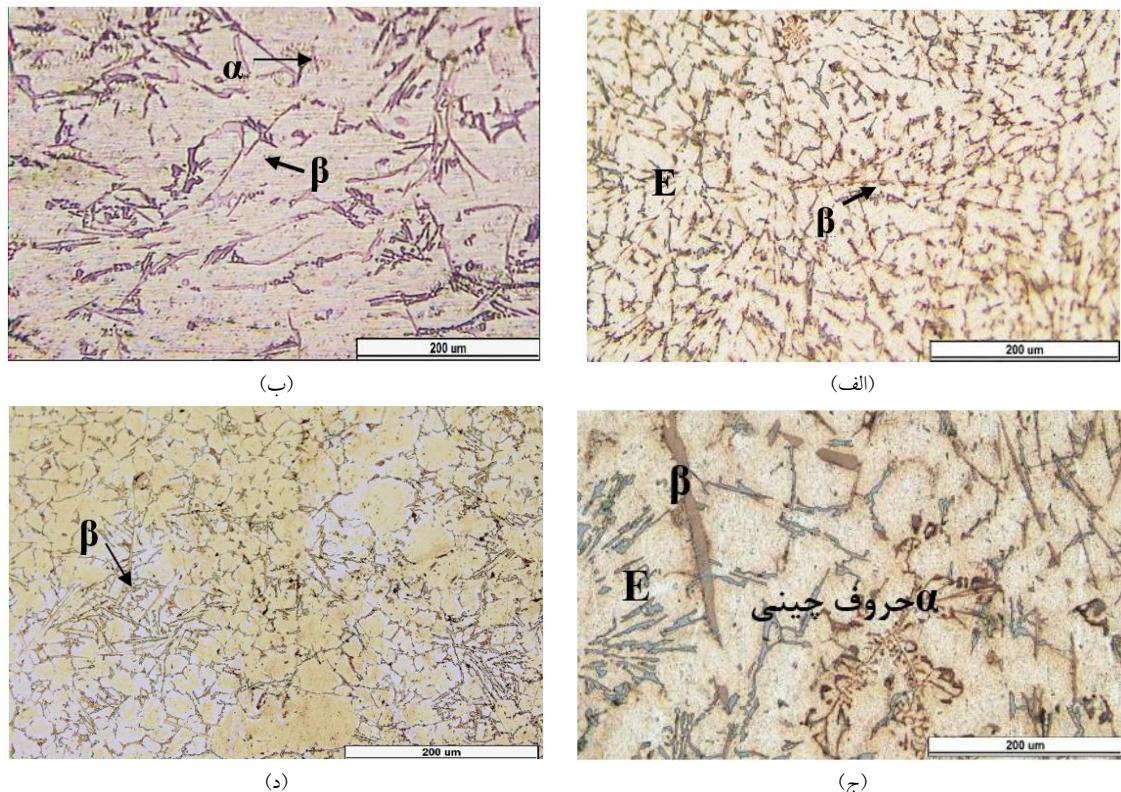


شکل ۱- کوره ریخته‌گری هم‌زدنی با سیستم کفریز

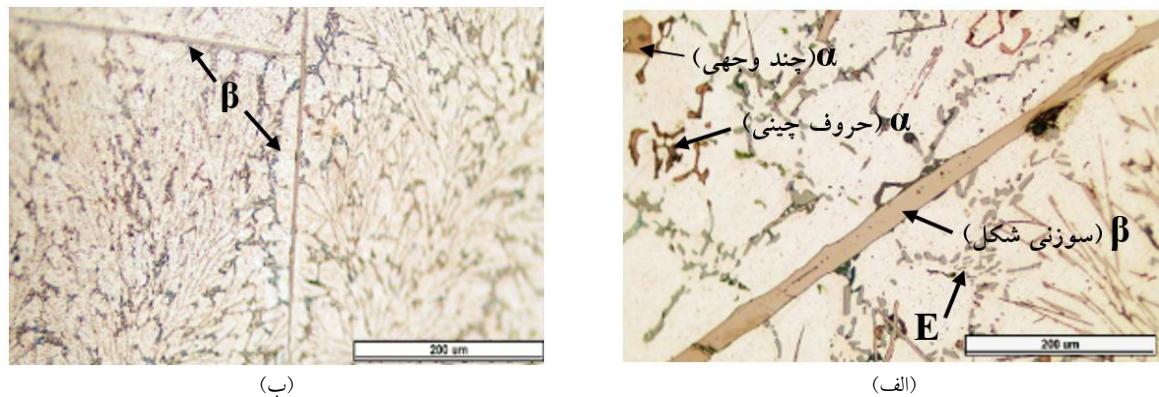
این افزایش برای قطر معادل در قالب فلزی از $2/5$ به پنج میکرومتر بوده است. در حقیقت می‌توان گفت با افزایش میزان آهن احتمال تشکیل ترکیبات β در دماهای بالاتر وجود دارد و این امر می‌تواند به علت تشدید جدایش وزنی آهن در مذاب باشد [۹]. تشکیل این فاز در دماهای بالاتر باعث می‌شود که این فاز دارای ابعاد بزرگ باشد که به آن یوتکتیک گفته می‌شود [۹]. آلیاژهای مورد بررسی در این حالت (بدون هم‌زدن) شامل زمینه‌های دندرتی α -Al اولیه، یوتکتیک Al-Si، ترکیبات- Cu ، ترکیبات بین فلزی آهن و ترکیبات بین فلزی حاوی مس است. همان طور که مشاهده می‌شود مورفوЛОژی این ترکیبات بین فلزی معمولاً چندوجهی، حروف چینی، سوزنی و گاهی ستاره‌ای شکل است. با کاهش سرعت انجام دادن یک آلیاژ با مقدار آهن یکسان، تیغه‌های β و همچنین ترکیبات حروف

۳- نتایج و تحلیل

۱-۳- ارزیابی ریز ساختار نمونه‌های ریختگی بدون هم‌زدن همان‌طور که در شکل (۲) و (۳) مشاهده می‌شود اضافه کردن آهن با مقادیر $1/5$ و $2/5$ درصد وزنی باعث ایجاد تیغه‌های طویل β با طول متوسط 150 و 300 میکرومتر می‌شود. همچنین به دلیل حضور انگشتی منگنز (تقریباً $1/10$ درصد وزنی) ذرات بین فلزی 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 به طور کامل رخ نداده و تیغه‌های β به طور قابل توجهی در ریز ساختار مشاهده می‌شود [۸]. با افزایش آهن از $1/5$ به $2/5$ درصد وزنی کسر حجمی ترکیبات بین فلزی آهن در قالب ماسه‌ای از $7/2$ به $10/1$ و قطر معادل ترکیبات بین فلزی آهن در قالب ماسه‌ای از 16 به 23 میکرومتر افزایش یافته است.



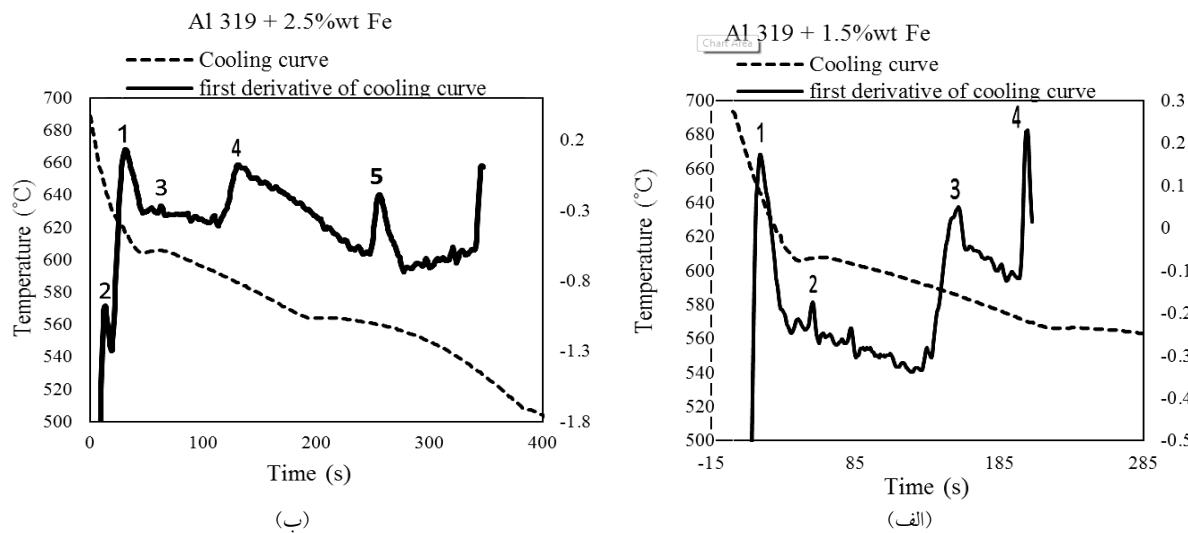
شکل ۲- ریزساختار نمونه‌های بدون هم زدن، ریخته‌گری شده در: (الف) قالب ماسه‌ای بدون آهن، ب) قالب فلزی بدون آهن، ج) قالب ماسه‌ای حاوی ۱/۵ درصد آهن و د) قالب فلزی حاوی ۱/۵ درصد آهن



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

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

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



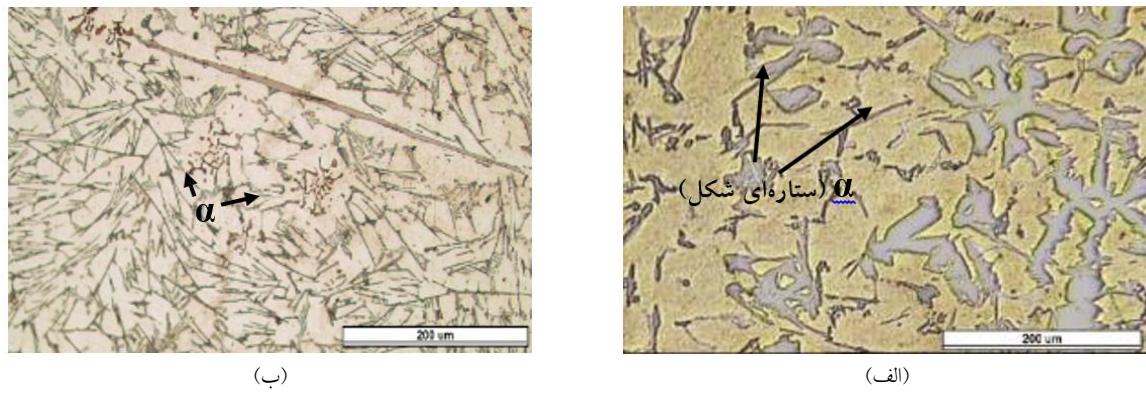
شکل ۴- نمودار سرد شدن و مشتق اول آن برای: (الف) آلیاژ حاوی $1/5$ درصد آهن و (ب) آلیاژ حاوی $2/5$ درصد آهن

سنگینی بیشتر در کف بوته ته‌نشین می‌شود. سرعت سرد کردن هم در مورفلوژی این نوع فاز α دخیل است. در سرعت‌های سرد کردن پایین $1/0$ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه معمولاً α ستاره‌ای شکل و خشن و در سرعت سرد کردن بالا 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه فاز α حروف چینی ظاهر می‌شود [۱۰]. با توجه به نمودار شکل (۴) و جدول (۳) دمای یوتکتیک برای آلیاژهای ریخته‌گری 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 می‌شود 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 متقل گردد [۱۱]. افزایش سرعت سرد کردن باعث می‌شود تا تشکیل فاز β اولیه در دماهای بالا به تعویق افتاده و در نتیجه این فاز در دماهای پایین‌تر، همراه با واکنش یوتکتیک تشکیل شود در نتیجه، β با ابعاد کوچک‌تر شکل می‌گیرد که به آن β ثانویه گفته می‌شود [۱۲]. چون در کار حاضر هدف خرد کردن و شکستن تیغه‌های β به منظور تغییر مورفلوژی آنها بوده است، بنابراین لازم بود تا از حداقل نیروی برشی مذاب استفاده شود. از این‌رو براساس نتایج به دست آمده از کار محققان دیگر [۱۳] بیشینه سرعت هم‌زن، یعنی 1200 دور بر دقیقه انتخاب

۲-۳- بررسی چگونگی انتخاب بهترین دما، زمان و سرعت هم‌زدن برای اعمال نیروی برشی

با توجه به نمودار آنالیز حرارتی دو آلیاژ شکل (۴)، دمای 720 درجه سانتی‌گراد صرفاً برای تگهداری مذاب و انحلال ترکیبات بین فلزی در این پژوهش برای انتخاب شد. نکته قابل توجه این است که دمای فوق گرمایش نباید از 750 درجه سانتی‌گراد تجاوز نماید [۱۰]. دلیل این امر آن است که α - Al_2O_3 مکان جوانه‌زنی ترکیبات α هستند، زمانی که میزان فوق ذوب از 150 درجه سانتی‌گراد، یعنی تقریباً دمای 750 درجه سانتی‌گراد تجاوز نماید Al_2O_3 -ذوب شده و به α - Al_2O_3 تبدیل می‌شود، به عبارت دیگر جوانه‌زنی ترکیبات بین فلزی α به شدت افزایش می‌یابد و پسک β در آنالیز حرارتی ناپدید می‌شود. همان‌طور که در شکل (۵-الف) مشاهده می‌شود، فاز خشن و درشت α ستاره‌ای شکل به دلیل دمای بالای فوق ذوب تشکیل می‌شود که می‌توان با کنترل درجه حرارت فوق ذوب (کمتر از 750 درجه سانتی‌گراد) 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 مورفلوژی ستاره‌ای شکل و بسیار خشن است. این فاز موسوم به لجن^۴ است که به علت



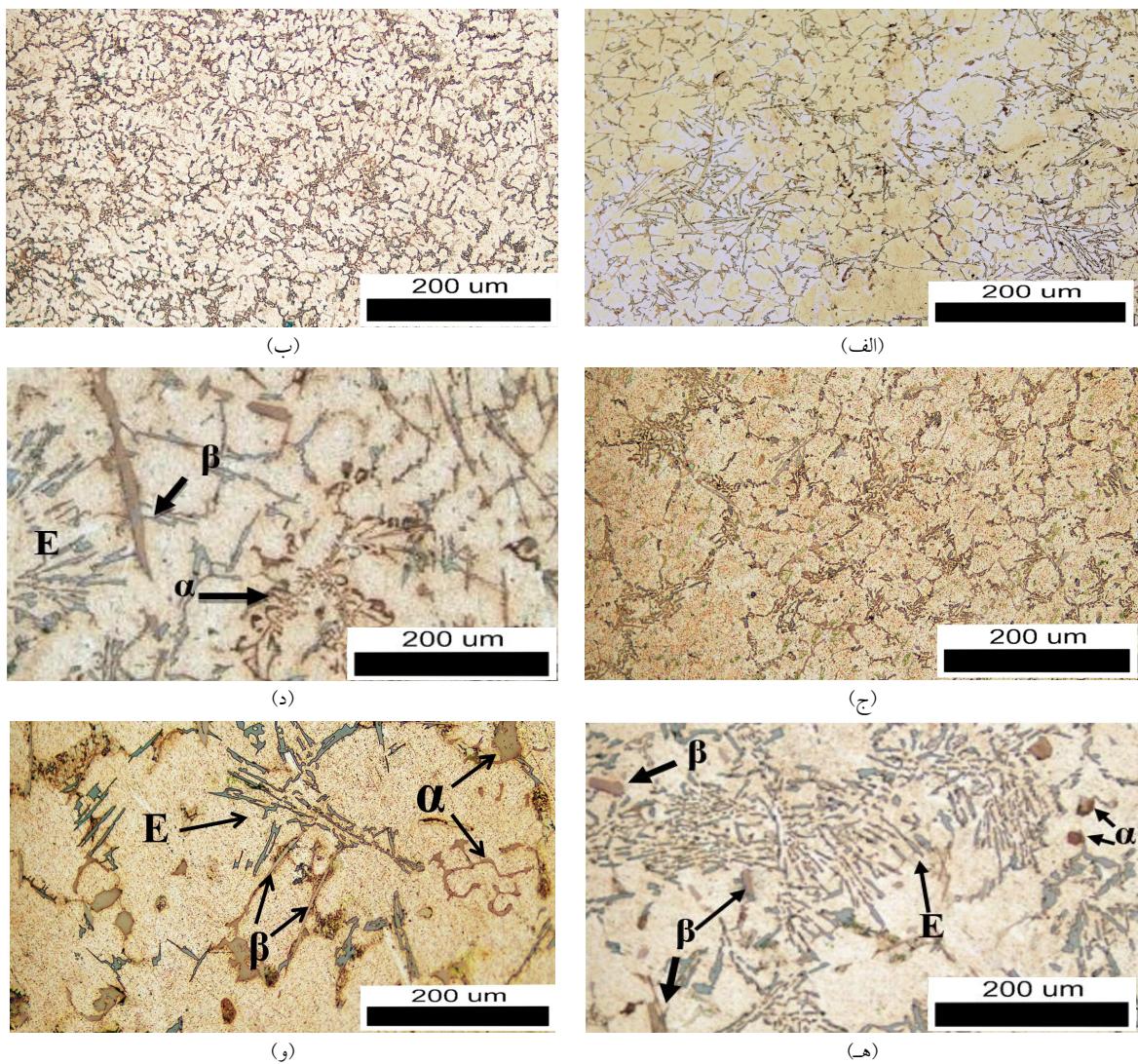
شکل ۵-الف) نمونه ریخته‌گری شده حاوی ۲/۵ درصد آهن با فوق ذوب ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و
ب) نمونه ریخته‌گری شده حاوی ۲/۵ درصد آهن با فوق ذوب ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد

جدول ۳- دمای شروع جوانه زنی ترکیبات در آلیاژ A319 حاوی آهن

دماهی جوانه‌زنی (درجه سانتی‌گراد)		
وزنی آهن	آلیاژ A319 ۱/۵ + A319 ۲/۵ درصد	وزنی آهن
۶۱۰	۶۰۷	دماهی جوانه زنی α-Al (سانتی‌گراد)
۶۳۵	۶۰۵	دماهی جوانه زنی ترکیب بین فلزی α (سانتی‌گراد)
۶۰۰	۵۹۵	دماهی جوانه زنی β (اولیه) (سانتی‌گراد)
۵۶۸	۵۶۸	دماهی جوانه زنی یوتکنیک سه تابی Al-Si-β (سانتی‌گراد)
۵۰۵	۵۱۰	دماهی جوانه زنی یوتکنیک Al-Al ₂ Cu (سانتی‌گراد)

۳-۳- بررسی تأثیر نیروی برشی بر ریزساختار آلیاژ A319 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 Al-α اولیه، ساختار یوتکنیک 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 ریختگی 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 ریختگی 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

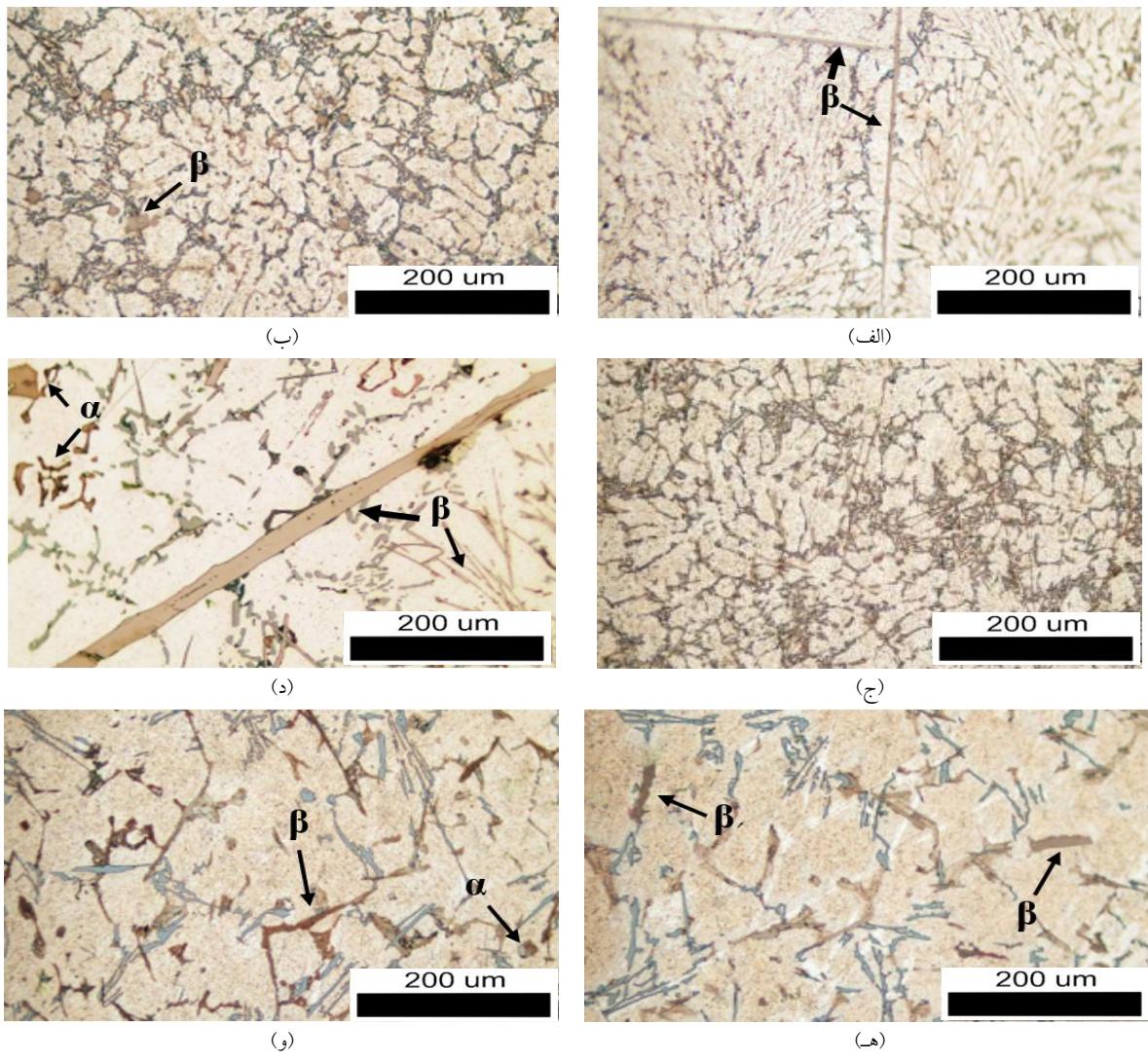
شده است. طبق گزارشات اعلام شده اگر زمان هم زدن از حدی بیشتر باشد نتیجه عکس حاصل می شود. زمان پنج دقیقه در اکثر گزارشات زمان مناسب برای اصلاح مکانیکی این ساختار در نظر گرفته شده است [۱۳] که در این پژوهش نیز زمان ثابت پنج دقیقه انتخاب شده است. برای تعیین دماهای هم زدن با توجه به آنالیز حرارتی و دمای شروع 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 سانتی گراد برای آلیاژ حاوی ۱/۵ درصد آهن و ۵۹۵ و ۵۸۵ درجه سانتی گراد برای آلیاژ حاوی ۲/۵ درصد آهن در نظر گرفته شده است.



شکل ۶- ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری هم‌زده شده با سرعت 1200° دور بر دقيقه و ریخته‌گری هم‌زده: (الف) C- ۱/۵-۷۲°، قالب فلزی، (ب) ۱/۵-۵۹°، در قالب فلزی، (ج) ۱/۵-۵۸°، قالب فلزی، (د) ۱/۵-۷۷°، قالب ماسه‌ای، (ه) ۱/۵-۵۹°، قالب ماسه‌ای، (و) ۱/۵-۵۸°، 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 $12/2$ به $2/2$ 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 دندانهای 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



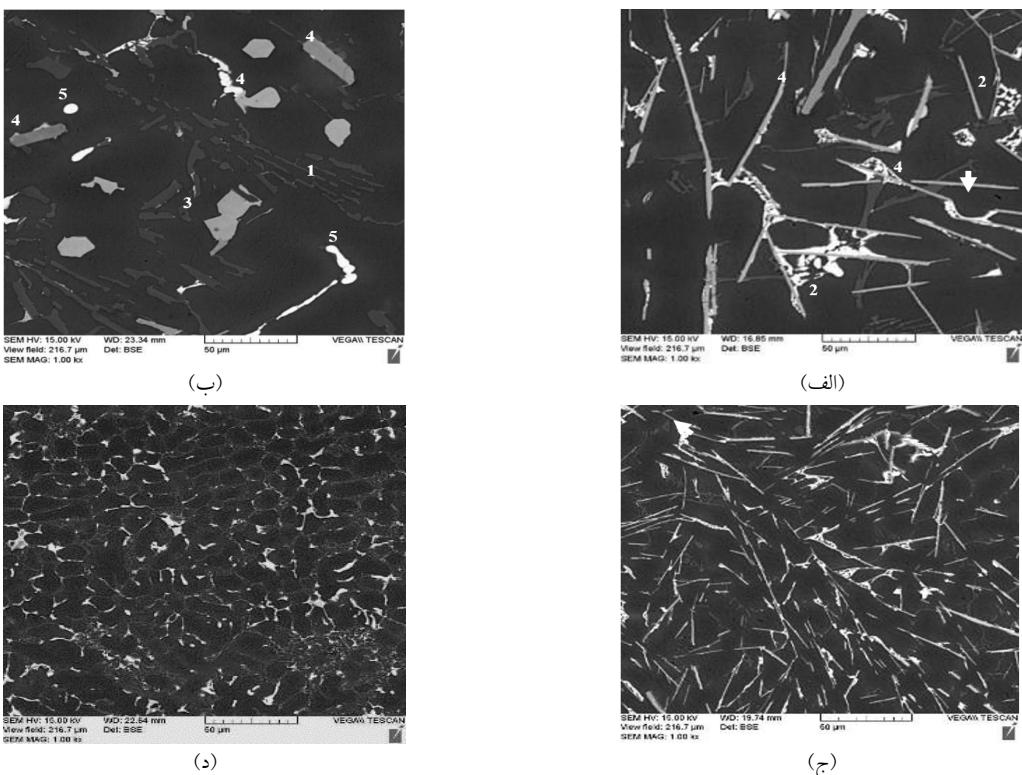
شکل ۷- ریزساختار نمونه های ریخته گری هم زده شده با سرعت 1200° دور بر دقیقه و ریخته گری هم نزدیک (الف) $2/5-720^{\circ}$ ، قالب فلزی، (ب) $2/5-595^{\circ}$ در قالب فلزی، (ج) $2/5-585^{\circ}$ قالب ماسه ای (د) $2/5-720^{\circ}$ قالب فلزی، (ه) $2/5-595^{\circ}$ قالب ماسه ای (و) $2/5-585^{\circ}$ قالب ماسه ای

بیش از اندازه ترکیبات بین فلزی و سخت تر شدن عمل خرد کردن، اصلاح ساختار به خوبی صورت نگرفته است و تیغه های β و سیلیسیوم یوتکنیک نسبت به حالت هم زده شده در دمای بالاتر، طول بیشتری دارند. همچنین دیده می شود که اصلاح ساختار فاز آلفا به خوبی صورت نگرفته است.

تغییرات اشاره شده برای کامپوزیت حاوی $2/5$ درصد آهن با کسر حجمی بیشتر از ترکیبات آهن نیز به خوبی دیده می شود.

قالب ماسه ای کوتاه تر شده اند که عامل آن بیشتر بودن سرعت سرد شدن است. نکته قابل توجه ریزتر شدن دانه های α -Al زمینه است که در اثر هم زدن حاصل شده است. ترکیبات بین فلزی با اعمال نیروی برشی از توزیع یکنواخت تری نسبت به حالت هم نزدیک برحوردار هستند.

همان طور که در شکل های (ج) و (ه) مشاهده می شود در دمای پایین تر یعنی دمای 580° درجه سانتی گراد به علت رشد

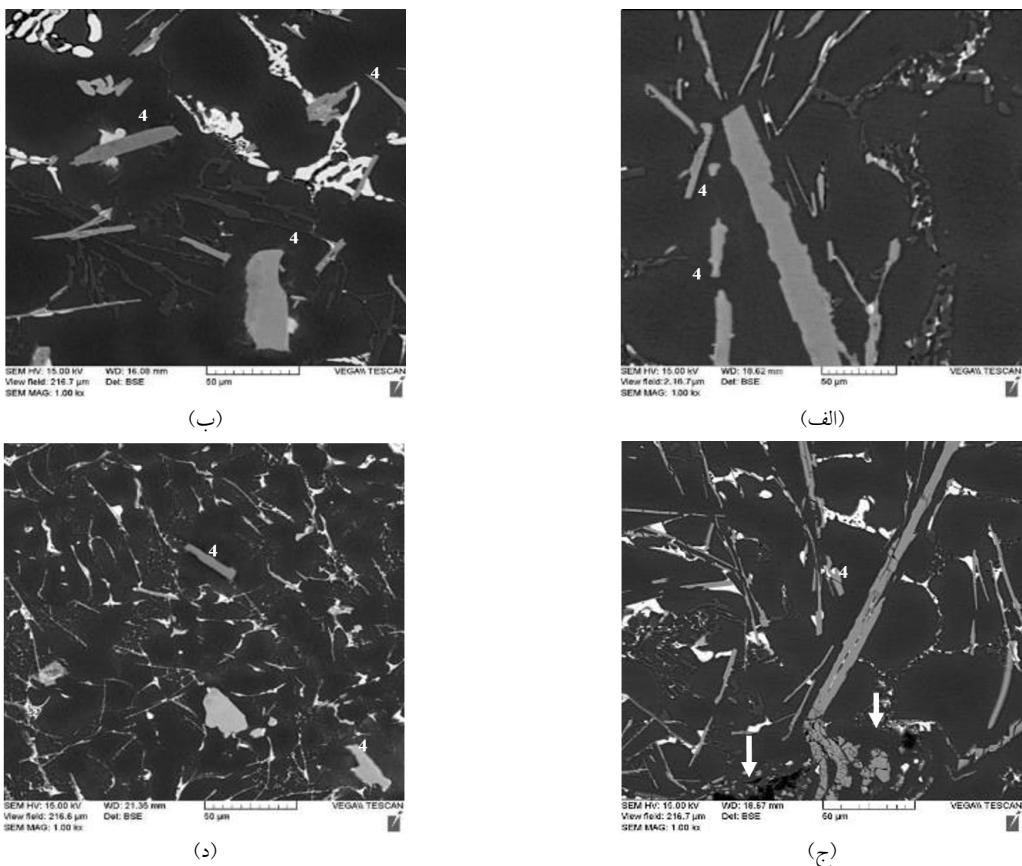


شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی در حالت تصویر الکترونی برگشتی (BE) در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر: (الف) ۱/۵-۷۲°، (ب) ۱/۵-۵۹°، (ج) ۱/۵-۵۹°، (د) ۱/۵-۷۲°، (e) ۱/۵-۵۹°. ۱- قالب فلزی و ۲- قالب ماسه‌ای

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 دندانیتی 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.

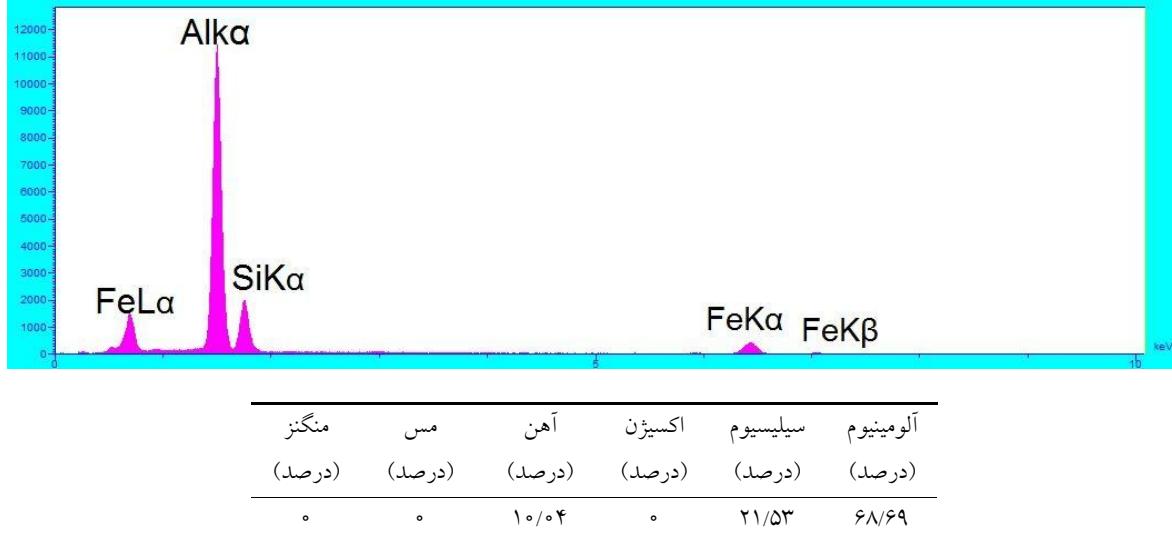
این فاز عمدتاً حاوی Fe, Si, Al می‌باشد. جهت تعیین

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 طریف می‌باشند و با ایجاد نیروی برشی شدید، این ترکیبات به راحتی خرد شده و به خوبی در کل مذاب پخش می‌شوند.



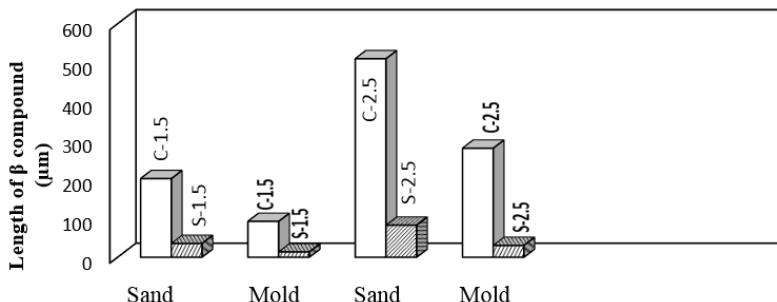
شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت تصویر الکترون‌های برگشتی (BE) در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر: (الف) ۲/۵-۷۲°، (ب) ۲/۵-۵۹۵، (ج) ۲/۵-۷۲°، (د) ۲/۵-۵۹۵، (e) ۲/۵-۷۲°، (f) ۲/۵-۷۲°، (g) ۲/۵-۷۲°

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

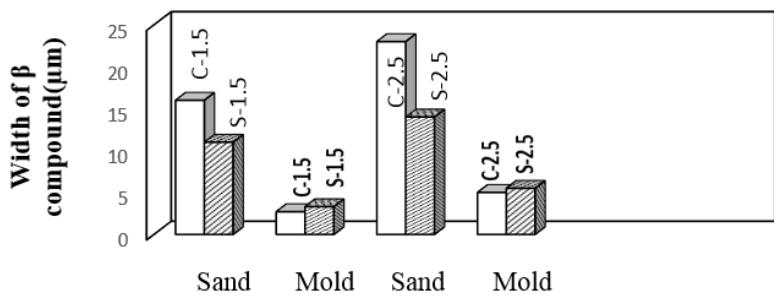


جدول ۴- ترکیب شیمیایی (درصد اتمی) ترکیبات بین فلزی مشاهده شده در آلیاژ A319 [۱۵]

	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	-



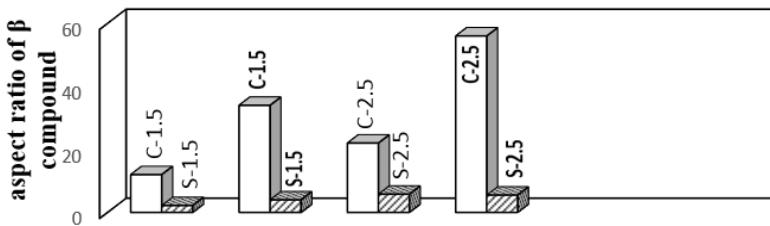
شکل ۱۱- نمودار تغییرات طول ترکیبات β (میکرومتر)



شکل ۱۲- نمودار تغییرات عرض ترکیبات β (میکرومتر)

جایگزین مورفولوژی چندوجهی و گوشیدار بزرگ، شده‌اند. همچنین در شکل‌های (۸) و (۹) تخلخل‌ها که با فلش مشخص شده‌اند در نمونه‌های اصلاح شده نسبت به نمونه‌های اصلاح نشده بهوضوح کاهش یافته‌اند. در شکل (۸-د) مشاهده می‌شود که بعد از اعمال نیروی برشی همزن، اندازه دانه‌بندی آلومنیوم 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 هم زدن و به همراه هم زدن 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 β -Al₅FeSi 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 هم زدن ریخته گردی 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

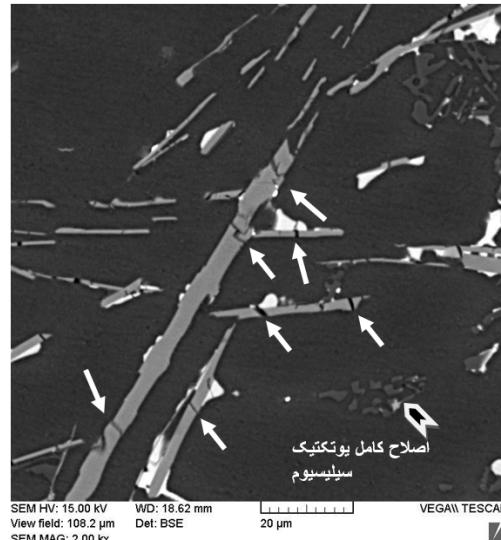
ترکیبات β در غیاب هم زدن مذاب با افزایش مقدار آهن در هر دو حالت ریخته شده در قالب های فلزی و ماسه ای افزایش می یابد. با اعمال نیروی برشی شدید طول β کاهش یافته است (شکل های (۶) و (۷)). براساس نتایج به دست آمده طول ترکیبات β در بهترین حالت به اندازه ۸۵ درصد نسبت به آلیاژ ریخته گری شده در غیاب هم زدن مذاب 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.

روندهای تغییرات قطر معادل ترکیبات β با افزایش مقدار آهن برای نمونه های 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 نمونه های سرد شده در قالب ماسه ای کاهش پیدا می کند در حالی که در نمونه های 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 نمونه های ریخته گری شده بدون هم زدن مذاب



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

۴-۲-۵-۵۸۵- ۵-۲/۵-۵۸۵- حین اصلاح مکانیکی

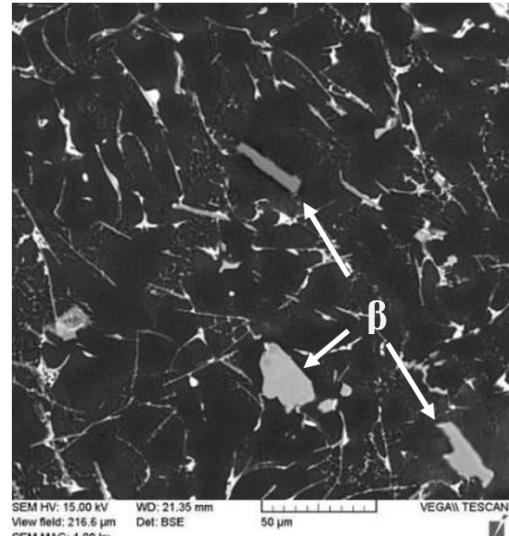
جدول ۵- عدد سختی نمونه های هم زده شده و هم نزدیک

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

توسط نرم افزار کلمکس اندازه گیری و گزارش شده است. روند تغییرات طول و عرض ترکیبات β با افزایش مقدار آهن برای نمونه هایی 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 تیغه های β می تواند 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 هم زدن 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 هم زدن نسبت به شکل (۱۴) است، در واقع در دمای بالاتر که نزدیک به دمای جوانه زنی فاز β است، این ترکیبات رشد زیادی نداشته اند لذا خرد کردن و پخش آنها به مراتب راحت تر از اصلاح آنها در دمای پایین تر است. به هر حال با توجه به تصویر موجود می توان مکانیزم شکستن تیغه های β را می توان به عنوان یکی از مکانیزم های مؤثر در اصلاح مکانیکی این ترکیبات درنظر گرفت [۱۶، ۱۷].

مکانیزم دیگر کاهش انرژی فصل مشترک جامد مایع است [۱۳ و ۱۶]. برش مذاب توسط همزن مکانیکی می تواند 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 جابه جایی مذاب ایجاد می شود، انرژی آزاد این محدوده نیز کاهش یافته و در نتیجه سرعت رشد جامد و نسبت ابعاد آن کاهش پیدا می کند. کم شدن تفاوت ترکیبی در فصل مشترک مایع- جامد باعث کاهش آنیزوتروپی انرژی فصل مشترک می شود و بنابراین باعث کاهش آنیزوتروپی رشد و در نتیجه باعث کاهش نسبت طول به عرض می شود. این مکانیزم هم در کاهش اندازه تیغه های β و هم در تبدیل α حروف چینی به α فشرده و شبکه کروی مؤثر است. در واقع با ایجاد جابه جایی 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-۲/۵، C-۱/۵) و هم زده شده (S-۱/۵، S-۲/۵) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود با افزایش درصد آهن عدد سختی افزایش یافته است. ترکیبات بین فلزی حاوی آهن دارای سختی زیادی هستند بنابراین با افزایش کسر حجمی ترکیبات بین فلزی سختی آلیاژ افزایش می یابد.

از طرفی دیگر با اصلاح ساختار و ترکیبات، و توزیع مناسب آنها در کل ساختار، این ترکیبات به عنوان مقاوم ساز عمل کرده و سبب استحکام زمینه در کامپوزیت تولید شده می شود و از این رو باعث افزایش سختی در نمونه های اصلاح شده نیز می شود.

۳-۵- مکانیزم اصلاح مورفولوژی

نیروی برشی با دو مکانیزم می تواند در این تغییرات مؤثر باشد. با اعمال نیروی برشی و ایجاد تنفس برشی درون مذاب ممکن است تیغه های سوزنی شکل فاز β پس از جوانه زنی و رشد شکسته شوند که در این حالت نیاز به تنفس های برشی بسیار شدید برای شکستن ترکیبات وجود دارد. شکل (۱۵) که مربوط به نمونه ای حاوی ۲/۵ درصد وزنی آهن است که به دلیل دمای پایین هم زدن، 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 $1/5$ درصد وزنی آهن سرد شده در قالب فلزی 88 درصد و سرد شده در قالب ماسه‌ای 81 درصد کاهش می‌یابد. که این نتایج برای کامپوزیت حاوی $2/5$ درصد وزنی آهن سرد شده در قالب فلزی 89 درصد و سرد شده در حالت قالب ماسه‌ای 73 درصد می‌باشد. با اعمال تنش برشی در مذاب افزایش سختی، کاهش تخلخل، ریز شدن زمینه آلومینیومی، توزیع بهتر فازهای رسوبی و اصلاح تیغه‌های سیلیسیوم یوتکنیک نیز حاصل می‌شود.

یک جهت خاص کاهش می‌یابد و این عامل سبب فشردگی و کاهش نسبت طول به عرض در ترکیبات بین فلزی آهن می‌شود [۱۳]. این پدیده با کاهش در ضخامت لایه نفوذ در فصل مشترک مذاب-جامد و به هم‌زدن تعادل موضعی در جلوی جبهه انجام دارد [۱۶].

۴- نتایج

۱. با افزایش دمای فوق گرمایش (بیش از 150 درجه) و نگهداری در این دما احتمال تشکیل فازهای ستاره‌ای شکل و درشت α بیشتر می‌شود.
۲. در اثر اعمال تنش برشی در مذاب، مورفولوژی فاز α از حالت حروف چینی به حالت چندوجهی تبدیل می‌شود.
۳. در نمونه‌های $1/5$ درصد آهن α بیشتر به شکل حروف

واژه‌نامه

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-Al₅FeSi 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.