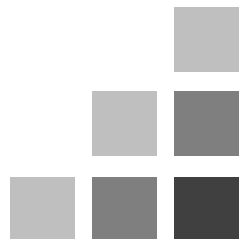


ساختار و روش‌های نوین در مهندسی ورزشی

امید

دانشگاه صنعتی امیرکبیر

واحد مهندسی ورزشی



فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۱.....	مقدمه
۳.....	سیستم دوتایی آلومینیم - سیلیسیم
۴.....	مواد و فرآیندهای مورد آزمایش
۷.....	تئوری پیشنهادی جوانه زنی
۸.....	شکل گیری β -(Al,Si,Fe)
۱۲.....	ارتباط بین α -Al و ذرات β -(Al,Si,Fe)
۱۴.....	ارتباط بین β -(Al,Si,Fe) و Si یوتکتیک
۱۸.....	ارتباط بین Si یوتکتیک و Al یوتکتیک
۲۵.....	مروری بر بهسازی آلیاژهای Al-Si توسط Sr و جوانه زنی یوتکتیک
۳۱.....	تحلیل و بررسی بهسازی
۳۴.....	آنالیز ریزساختار جوانه زنی یوتکتیک در آلیاژهای Al - Si
۳۹.....	جمع بندی و نتیجه گیری
۴۳.....	منابع

مقدمه

آلیاژهای Al-Si از جمله پرکاربردترین ترکیبات در مصارف ریخته گری های خانگی، نظامی، صنایع اتومبیل سازی و هوایی هستند [۱]. تغییر شکل ساختار یوتکتیک در طول سرد شدن این آلیاژها بر روی سیالیت در مراحل پایانی انجماد تاثیر زیادی داشته و در نتیجه اثرگذاری تغذیه را در حفرات کنترل می کند. کارایی تغذیه روی انقباضات و به دنبال آن تشکیل تخلخل و ایجاد جدایش در قسمت هایی از قطعه تاثیر گذار خواهد بود. به همین دلیل مطالعه مکانیزم جوانه زنی یوتکتیک در آلیاژها از نظر علمی و صنعتی حائز اهمیت است [۲].

درک مکانیزم جوانه زنی و رشد فازها در طول فرایند انجماد، پارامتر کلیدی برای تشخیص میکروساختارهای آلیاژهای مهندسی و خواص محصولات تولیدی است. علی الخصوص این امر در طول واکنش یوتکتیک آلیاژهای Al-Si از اهمیت ویژه ای برخوردار است. چراکه مورفولوژی فاز Si وابستگی زیادی به مکانیزم جوانه زنی و رشد آن در طول استحاله یوتکتیک دارد. در واقع مورفولوژی Si یوتکتیک؛ تاثیر بسزایی روی خواص مکانیکی قطعات ریختگی دارد [۳]. علاوه بر این افزودن عناصری مثل Na و Sr به آلیاژهای Al-Si موجب تغییر شکل ساختار فاز یوتکتیک Si از حالت ورقه ای (صفحه ای) به حالت رشته ای باریک و ریز می گردد. این تغییر مورفولوژیک در ساختار، اهمیت بسیاری در بهبود خواص مکانیکی آلیاژی دارد. بنابراین در طی ۸۰ سال گذشته اساس تحقیقات روی آلیاژهای Al-Si در حیطه مکانیزم بهسازی این آلیاژها به کمک افزودن عناصر بهساز بوده است [۲].

Tammann؛ فردی است که پیشگام تلاش برای درک جوانه زنی یوتکتیک بوده است. وی پیشنهاد داد لایه های دو فاز در کنار هم به صورت موازی قرار می گیرد. وی نشان داد، زمانی که یک فاز شکل می گیرد؛ مایع مجاور آن از جزء دیگر غنی می شود و وقتی این میزان غنی شدن به یک حد بحرانی می رسد، فاز دیگر به صورت یک لایه در اولی شکل می گیرد. Vogel گزارش کرد این دو فاز به صورت همزمان رشد کرده و فصل مشترکشان به فصل مشترک جامد - مایع عمود است [۳].

Elliot با انجام تحقیقات گسترده روی جوانه زنی یوتکتیک در سیستم های دوتایی مختلف بیان کرد که عموماً جوانه زنی در دمایی کمتر از دمای یوتکتیک توسط جوانه زنی غیرهمگن یکی از فازهای یوتکتیک روی جوانه ها و در ادامه جوانه زنی غیر همگن فاز یوتکتیک دیگر روی فاز اولی، صورت می گیرد [۴].

در تحقیقات بعدی که توسط محققان انجام شد؛ اثبات گردید جوانه زنی یوتکتیک از ذرات ناپایدار α -Al در فصل مشترک شروع می شود که منجر به شکل گیری فاز Al یوتکتیک شده و در ادامه Si یوتکتیک جوانه زده و رشد می نماید [۳].

اصلی ترین فرضیه که مبنای بسیاری از نظریات مشهور در مورد مکانیزم بهسازی این آلیاژها بوده است؛ آن است که فاز یوتکتیک Si در طول انجماد روی دندریت های اولیه Al جوانه زده و در ادامه عناصر بهساز مانع رشد فاز یوتکتیکی شده و در نتیجه تغییر شکل فاز یوتکتیک Si از ورقه ای به رشته ای حاصل می گردد [۵]. آزمایشات دقیق در مورد این نظریه؛ نشان می دهد این نظریه نمی تواند پدیده های مشاهده شده که مربوط به بهسازی شیمیایی است را بیان کند، علی الخصوص فوق تبرید زیادی که در طول انجماد همراه با جوانه فاز یوتکتیک در حضور عناصر بهساز به وجود می آید را بیان نمی کند و دیگر این که وقوع بهسازی یوتکتیک را بیان نماید، در حالی که می توان بدون عناصر بهساز به کمک افزایش فوق تبرید و یا سرعت انجماد نسبتا زیاد بهسازی را انجام داد. این مشاهدات منجر به این شد که برخی از محققان پیشنهاد دهند که بهسازی موفولوژی یوتکتیک Si به دلیل افزایش زیاد جوانه زنی Si در آلیاژ است [۲].

مطالعه کامل تر بر روی مکانیزم جوانه زنی فاز یوتکتیک در آلیاژهای بهسازی نشده می تواند به درک واکنش هایی که در طول بهسازی رخ می دهد؛ کمک نماید [۲].

سیستم دوتایی آلومینیم - سیلیسیم

پر استفاده ترین سیستم دوتایی Al-Si، سیستمی است که توسط Murray و Mc allister مطرح گردید [۲]. سیستم شامل یوتکتیک دوتایی ساده همراه با حلالیت محدود Al در Si و بالعکس است.

بالاترین حد حلالیت Si در Al در 1.5 at.% در دمای یوتکتیک می باشد و این حلالیت تا 0.05 at.% در دمای 300°C کاهش می یابد. تنها واکنش نامتغیر و ثابت در این سیستم، تغییر حالت یوتکتیک محلول مایع به محلول جامد Al در کنار Si خالص است [۲].



این واکنش یوتکتیک در دمای 577.6°C و 12.6 wt%Si رخ می دهد [۲].

در ضمن همان طور که توسط Cantor و همکارانش نشان داده شده است، درآلیاژهای Al-Si که از Al با خلوص 99.9999% فراهم شده؛ میزان 50 ppm آهن مشاهده گردیده است. اگرچه این میزان آهن به عنوان مقدار کمی ناخالصی است اما در تغییر حالت یوتکتیک Al-Si نقش مهمی دارد. در مقادیر کم آهن ($< 0.0015 \text{ wt\%}$)، فاز $\beta - (Al, Si, Fe)$ شکل خواهد گرفت که در جوانه زنی فاز یوتکتیک نقش تاثیر گذاری را ایفا می کند [۲].

بنابراین بررسی سیستم سه تایی $Al \text{ eut} + Si \text{ eut} + \beta - (Al, Si, Fe)$ در مطالعه استحاله یوتکتیک آلیاژهای Al-Si می تواند از اهمیت بیشتری در مقابل بررسی سیستم دوتایی Al-Si برخوردار باشد [۲].

جدول ۱؛ مقادیر آهن موجود در آلیاژهای مختلف Al-Si را نشان می دهد.

جدول ۱: مقادیر آهن در آلیاژهای Al-Si با خلوص متفاوت [۲].

Purity of Al-Si alloy (%)	Fe (%)
99.99	0.0050
99.999	0.0025-0.0030
99.9999	≤ 0.0015

مواد و فرآیند های مورد آزمایش

دو آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-Si همان طور که در جدول ۲، نمایش داده شده است مورد استفاده گردیده که دو نمونه توسط طیف سنجی نوری بر اساس نشر نور و برانگیختگی به کمک جرقه (ICP) آنالیز شده و نتایج بیان گردیده است [۲].

جدول ۲: آنالیز شیمیایی ترکیب آلیاژهای Al-Si مورد استفاده در آزمایش [۲].

Alloy	Raw materials		Chemical analysis						
	Al	Si	Si	Fe	P	Cu	Mn	Mg	Al
A	99.95	99.9999	7.45	0.0637	0.000857	0.003194	0.003100	0.000340	Bal.
B	99.999	99.9999	4.5-12.5	0.003309- 0.004899	0.000342- 0.000588	0.002430- 0.006533	<0.0005	<0.00001	Bal.
Raw A	99.95	-	0.0661	0.004814	0.000529	0.005640	0.001000	0.002078	99.906
Raw B	99.999	-	<0.0006	0.002679	0.000524	0.001461	<0.0005	<0.00001	99.994

از آن جا که جوانه زنی و سرعت رشد فاز یوتکتیک ممکن است به سرعت سرد شدن بستگی داشته باشد؛ نمونه ها در شرایط مختلف سرد شده اند. این شرایط شامل سرد شدن در کوره (FC)، سرد شدن در هوا (AL) و انجماد جهت دار (DS) در قالب مسی نگهداری شده دردمای اتاق می باشد. در هر حالت، سرعت سرد شدن توسط اندازه گیری دما و زمان در طول انجماد و رسم منحنی دما برحسب زمان، محاسبه گردیده که به طور خلاصه در جدول ۳ آمده است [۲].

جدول ۳: نرخ های سرعت سرد شدن برای نمونه A [۲].

Solidification condition	Cooling rate (°C/min)
Furnace cooling	1
Air cooling	48
Directional solidification	200

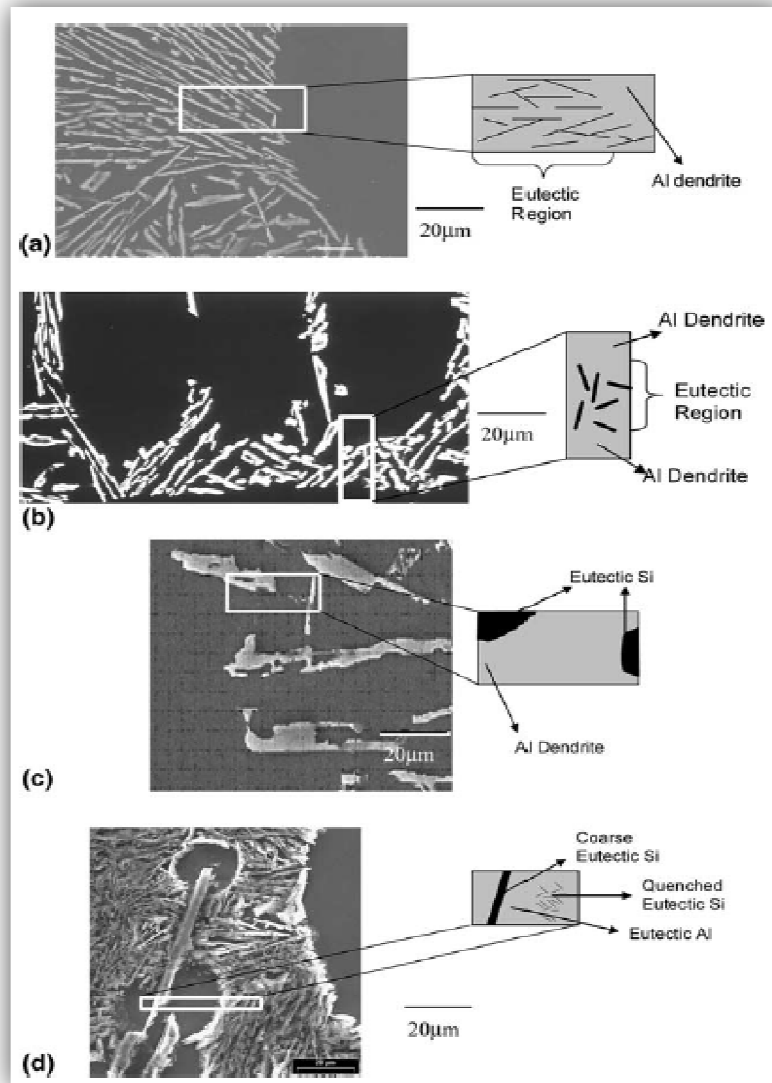
علاوه بر این به منظور دنبال کردن فرایند یوتکتیک در طول انجماد، نمونه های اضافی از آلیاژ A پس از تقریباً 20vol% فاز یوتکتیک در مخلوط یخ خشک با دمای 40 °C - کوئنچ گردیده است (A-IQ) [۲].

هر دسته از آلیاژ A؛ قبل از انجماد در بوتله های خلوص بالای آلومینا در دمای 750 °C به مدت یک ساعت متعادل شده و نمونه های آلیاژ B؛ فقط در هوا با سرعت 48 °C/min سرد شده اند [۲].

آنالیز حرارتی با استفاده از تکنیک دو ترموکوپل انجام گرفته است. در این روش، دو ترموکوپل در بوته جایگذاری شده که یکی در لبه بوته و دیگری در مرکز آن قرار گرفته است. همچنین از میکروسکپ نوری (OP)، میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) به منظور تحلیل و بررسی نمونه ها استفاده گردیده است [۲].

شکل ۱؛ نشان دهنده تصاویر SEM نمونه ها و مکانهایی است که از آنها تصاویر TEM گرفته شده است. هنگامی که بین فاز Al و فاز Si ارتباط کریستالوگرافی یافت شود، الگوهای SAD نیز حاصل می شود. سه الگو یکی از فاز Si، یکی از فاز Al و یکی شامل هر دو فاز Si و Al به منظور مقایسه الگوهای تفرق و روابط کریستالوگرافی آماده سازی شده است. همچنین برای تصدیق اینکه فازها دارای ارتباط کریستالوگرافی با یکدیگر هستند، تصاویر میدان روشن و میدان تیره تهیه گردیده است [۲].

تئوری کلاسیک جوانه زنی ناهمگن بیان کننده این است که وقتی یک فصل مشترک بین یک جامد و یک مایع توسط یک فصل مشترک جامد - جامد با انرژی کمتر جایگزین می شود، جوانه زنی جامد جدید، زمانی که تغییری در اندازه هندسی شعاع بحرانی ایجاد نکند، با موفقیت انجام می شود [۲].



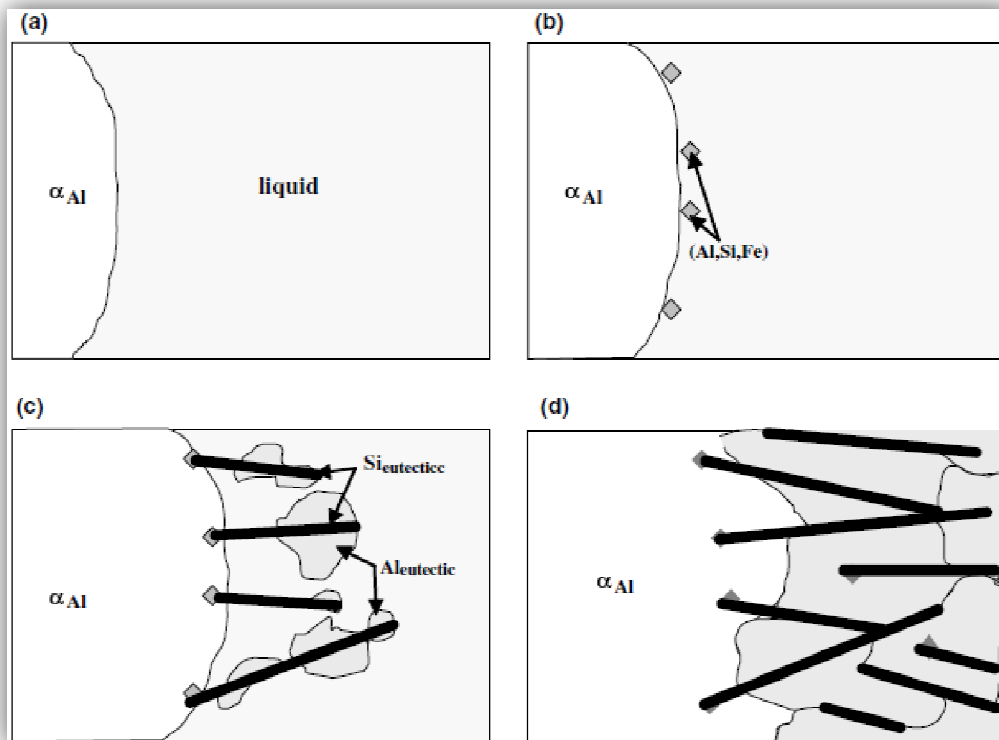
شکل ۱: تصاویر SEM نمونه های مورد استفاده در TEM [۲]. کادر سفید رنگ نشان دهنده منطقه ای است که از آن تصویر TEM گرفته شده است. شماتیک مربوط به هر تصویر بیان گر تصویر TEM مشاهده شده می باشد. (a) A-DS؛ (b) A-AC؛ (c) A-IQ؛ (d) A-FC.

به دلیل این که فصل مشترک دو فاز جامد جهات کریستالی خاصی که دارای انرژی کمتری نسبت به حالتی که آرایش اتمی تصادفی باشد را نشان می دهد، فصل مشترک جهت دار تمایل بیشتری نسبت به فصل مشترک غیر جهت دار به منظور شکل گیری دارد. بنابراین جهت کریستالی مرجحی بین فازهای پدیدار شده در زمان شروع باید وجود داشته باشد که شرایطی با کمترین انرژی برای جوانه زنی را فراهم می آورد. در نتیجه برای تصدیق تئوری پیشنهادی کافی است که این جهات ترجیحی بین فازهای متصل شده نشان داده شوند [۲].

اگرچه حضور رابطه کریستالوگرافی بین جوانه و جامد شکل گرفته از مذاب می تواند بیان گر امکان وقوع این امر باشد که جامد روی جوانه های مخصوصی جوانه زنی کرده است؛ اما شرط کافی نیست. با این حال هنگامی که ترکیبی از نتایج SEM, TEM و آنالیز حرارتی و روابط ترمودینامیکی موجود باشد؛ روابط جهت دار می تواند ابزار ارزشمندی برای تشخیص رسوبات در طول تغییر حالت مایع به جامد؛ مثل واکنش یوتکتیک باشد [۲].

تئوری پیشنهادی جوانه زنی

تئوری پیشنهادی جوانه زنی فازهای یوتکتیک در آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si به صورت شماتیک در شکل ۲، نمایش داده شده است. در طول انجماد، فاز اولیه Al به صورت دندریت در دمای لیکوئیدوس آلیاژ شکل می گیرد [۲].



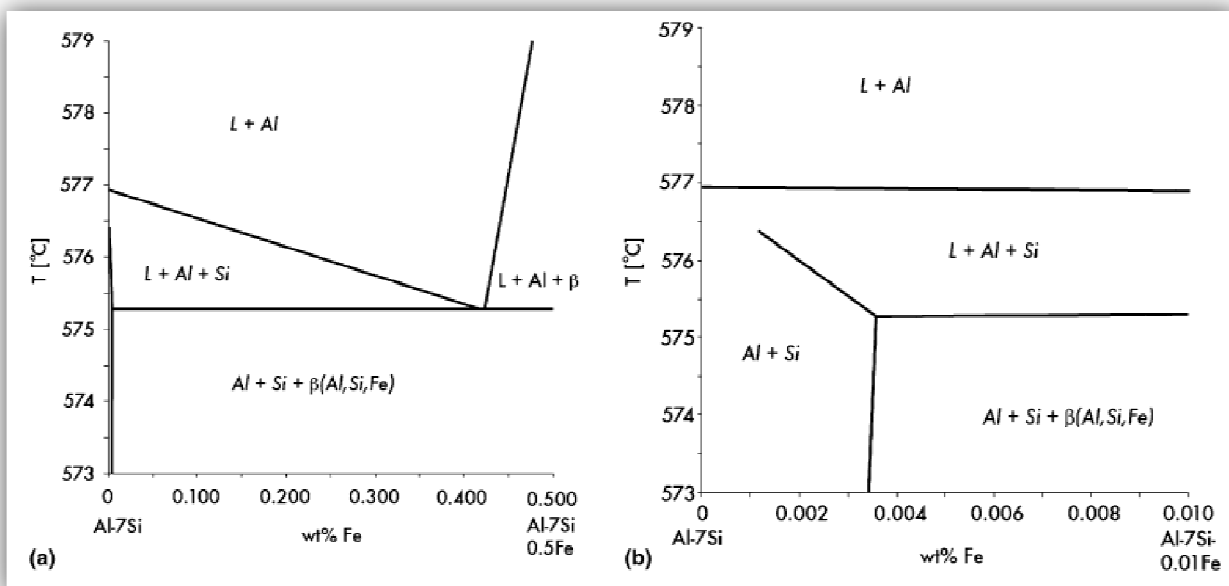
شکل ۲: مراحل جوانه زنی فاز یوتکتیک در آلیاژهای Al-Si [۲]. (a) رشد دندریت های Al؛ (b) جوانه زنی فاز β -(Al, Si, Fe)؛ (c) جوانه زنی Si یوتکتیک روی فاز β -(Al, Si, Fe) در زمینه محلول جلوی Al اولیه، جوانه زنی Al یوتکتیک بر روی Si یوتکتیک و رشد Al یوتکتیک؛ (d) برخورد دندریت ها و دانه های Al یوتکتیک و ادامه جوانه زنی و رشد فازهای یوتکتیک.

این امر با شکل گیری فاز ثانویه β -(Al,Si,Fe) در دماهای بین دمای لیکوئیدوس و دمای یوتکتیک آلیاژ بسته به غلظت آن در آلیاژ ادامه می یابد. در دمای یوتکتیک و در فوق تبرید $0.4-0.8^{\circ}\text{C}$ ، سیلیسیم روی فاز ثانویه β -(Al,Si,Fe) جوانه می زند. Si یوتکتیک به شکل ورقه هایی درون مذاب یوتکتیک رشد می کند. مذاب اطراف ورقه های Si یوتکتیک به دلیل فقدان Si؛ از Al غنی شده و در نتیجه به دنبال آن یوتکتیک Al روی لبه ها و نوک ورقه های Si یوتکتیکی جوانه زده و رشد می نماید [۲].

در نهایت، رشد دندریت های Al با رشد دانه های یوتکتیک Al متوقف می شود. در ادامه این مکانیزم جوانه زنی فازهای یوتکتیک در آلیاژهای Si - Al توسط نتایج آنالیز حرارتی، تصاویر TEM, SEM و میکروسکپ نوری، آنالیز SAD و الگوهای تفرق تحلیل و بررسی می گردد [۲].

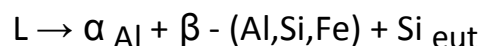
شکل گیری β -(Al,Si,Fe)

شکل ۳؛ نشان دهنده مقاطع همدمما از دیاگرام تعادلی فاز Al-7Si برحسب افزایش میزان آهن (Fe) است. در کمترین مقدار آهن یعنی 0.0038 wt% انتظار می رود فاز سه تایی β -(Al,Si,Fe) در دمای 557°C شکل گیرد [۲].



شکل ۳: مقاطع همدمما از دیاگرام فازی سه تایی Al-Si-Fe [۲].

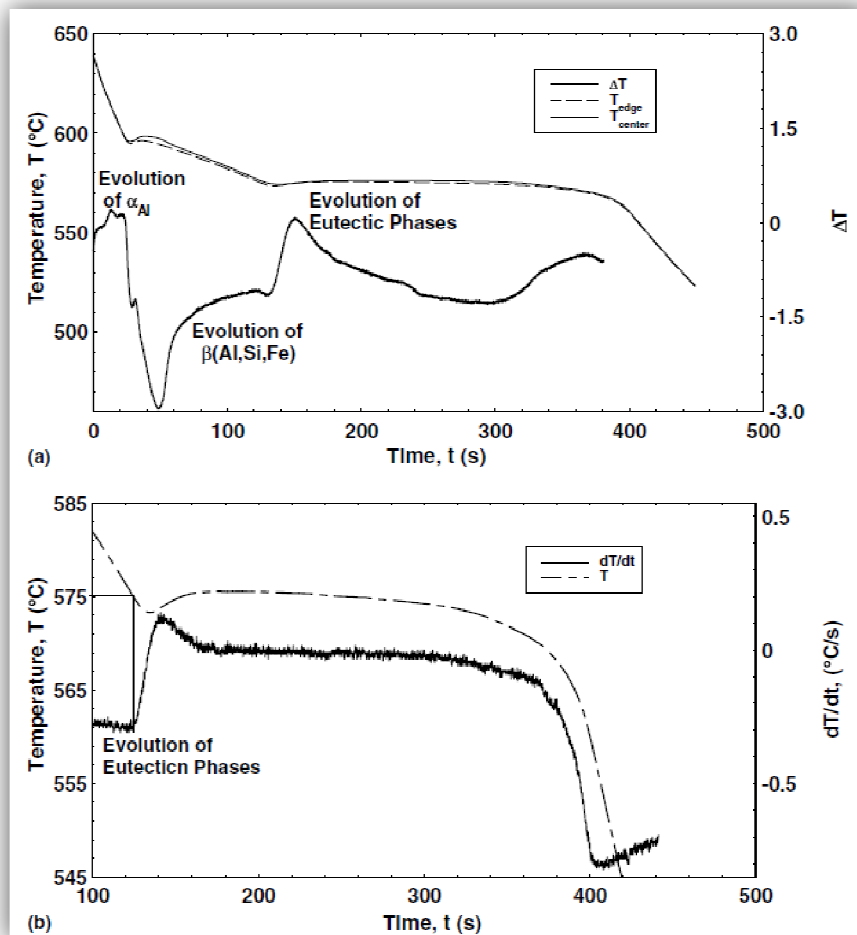
از آن جا که این میزان آهن همان طور که در جدول ۱، نمایش داده شده است به عنوان یک ناخالصی طبیعی است، سیستم مورد بررسی نباید سیستم دوتایی Al-Si باشد بلکه باید سیستم سه تایی Al-Si-Fe مورد بررسی قرار گیرد. علاوه بر آن ضریب تعادلی تفکیک آهن در سیستم، حدود 0.022 از آهن پیشنهادی در محلول آهن، در جلوی فصل مشترک جامد-مایع در طول انجماد است [۲]. بنابراین با وجود این مقادیر کم آهن در آلومینیم، واکنش ثابت زیر مطمئناً رخ می دهد:



Rivlin و Richards نشان دادند که در دامنه های ترکیبی آلیاژهای هیپووتکتیک Al-Si، اگر غلظت موضعی آهن در زمینه محلول جلوی دندریت های Al به 0.05 wt% برسد، رسوب گذاری فاز β -(Al, Si, Fe) رخ خواهد داد. بنابراین فاز β -(Al, Si, Fe) قبل از Si یوتکتیکی و یا همراه با Si یوتکتیک بسته به میزان آهن آلیاژ رسوب گذاری می کند و در ادامه ذرات β -(Al, Si, Fe) امکان جوانه زنی Si یوتکتیک را فراهم می آورند [۲].

شکل (a) ۴؛ منحنی آنالیز حرارتی برای آلیاژ Al- 8.5%Si- 0.0032%Fe را نشان می دهد که بیان گر شکل گیری دندریت های اولیه Al، به دنبال آن رسوب گذاری فاز β -(Al, Si, Fe) و در ادامه فاز یوتکتیک می باشد. اگرچه آنالیز حرارتی برای تشخیص دمایی که رسوب گذاری ها تشکیل فازها در آن رخ می دهد؛ مفید و مناسب است اما برای تشخیص فازهای رسوبی غیرتعادلی ناکارآمد است. این اطلاعات مربوط به آنالیز حرارتی به خوبی با مشاهدات مرتبط شده و به همراه دیاگرام های فازی، مراحل مربوط به رسوب گذاری را بیان می نمایند [۲].

محاسبات با استفاده از نرم افزار تجاری Pandat پیشنهاد کرد که این اتفاقات در آلیاژهای با صرف نظر از مقادیر آهن برای مقادیر بیش از 1.65 wt% رخ می دهد [۲].

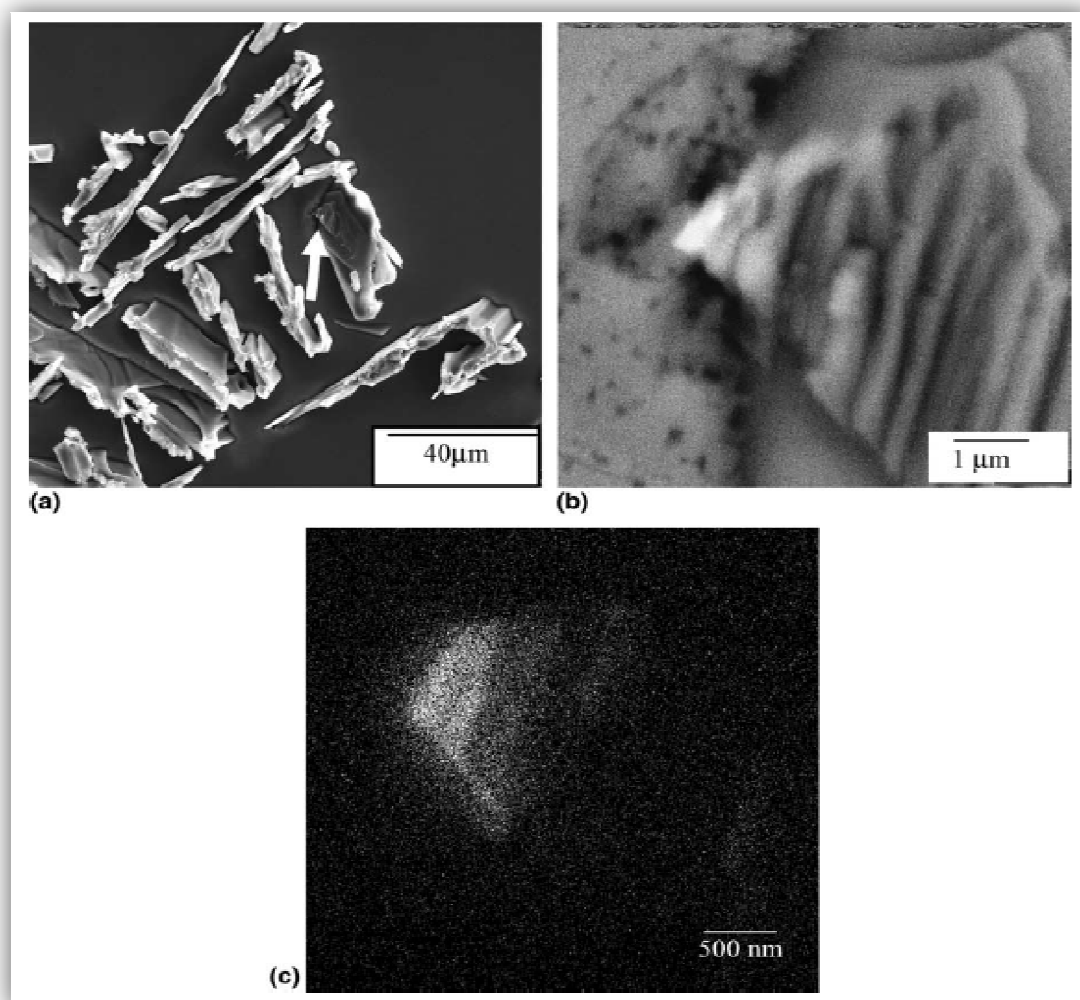


شکل ۴: منحنی انجماد حاصل شده از تکنیک دو ترموکوپل برای آلیاژ Al- 8.5%Si- 0.0032%Fe [۲]. (a) مراحل تغییرات فازی در طول انجماد؛ (b) بزرگنمایی از (a) همراه با dT/dt به منظور نشان دادن واضح تر دمای جوانه زنی فازهای یوتکتیک در این آلیاژ.

شکل (b) ۴؛ بزرگنمایی شکل (a) ۴ می باشد و همچنین تغییرات dT/dt را نشان می دهد. با توجه به دیاگرام فازی استحاله Al-Si، استحاله یوتکتیک باید در 577.6°C رخ دهد، در حالی که این استحاله با تاخیر در دمای 575.1°C اتفاق می افتد [۲].

این تاخیر ممکن است مربوط به کمبود جوانه زنی Si یوتکتیک روی فاز $\beta-(\text{Al,Si,Fe})$ به دلیل میزان بسیار کم آهن این آلیاژ، باشد. شکل ۴؛ صحت نظریه جوانه زنی فاز Si یوتکتیک روی فاز $\beta-(\text{Al,Si,Fe})$ و نقش بحرانی آن در جوانه زنی یوتکتیک را تقویت می کند [۲].

شکل ۵؛ یک ذره (Al,Si,Fe) در نمونه آلیاژ B شامل 4.5 wt%Si را نشان می دهد. شکل های (a) و (b)؛ تصاویر SEM ذره در حالت الکترون ثانویه (SE) و در حالت الکترون برگشتی (BSE) است. شکل (c)؛ نقشه اصلی اشعه X همان ذره است که مقادیر آهن آن را نشان می دهد [۲].



شکل ۵؛ تصاویر SEM نمونه های آلیاژ B [۲]. (a) تصویر الکترون ثانویه؛ (b) تصویر الکترون برگشتی ناحیه نشان داده شده در (a)؛ (c) نقشه عنصری آهن که نشان دهنده رسوب β -Al₉Si₂Fe₂ می باشد.

جدول ۴، ترکیب برخی از ذرات (Al,Si,Fe) که با استفاده از EDS و پرتو با قطر 50nm در TEM حاصل شده است را نشان می دهد. بدیهی است که ترکیب میانگین این ذرات نزدیک به فاز β -(Al,Si,Fe) است که شامل 69.2 at.% Al و 15.4 at.% Fe و 15.4 at.% Si می باشد [۲].

جدول ۴: ترکیب ذرات (Al, Si, Fe) [۲].

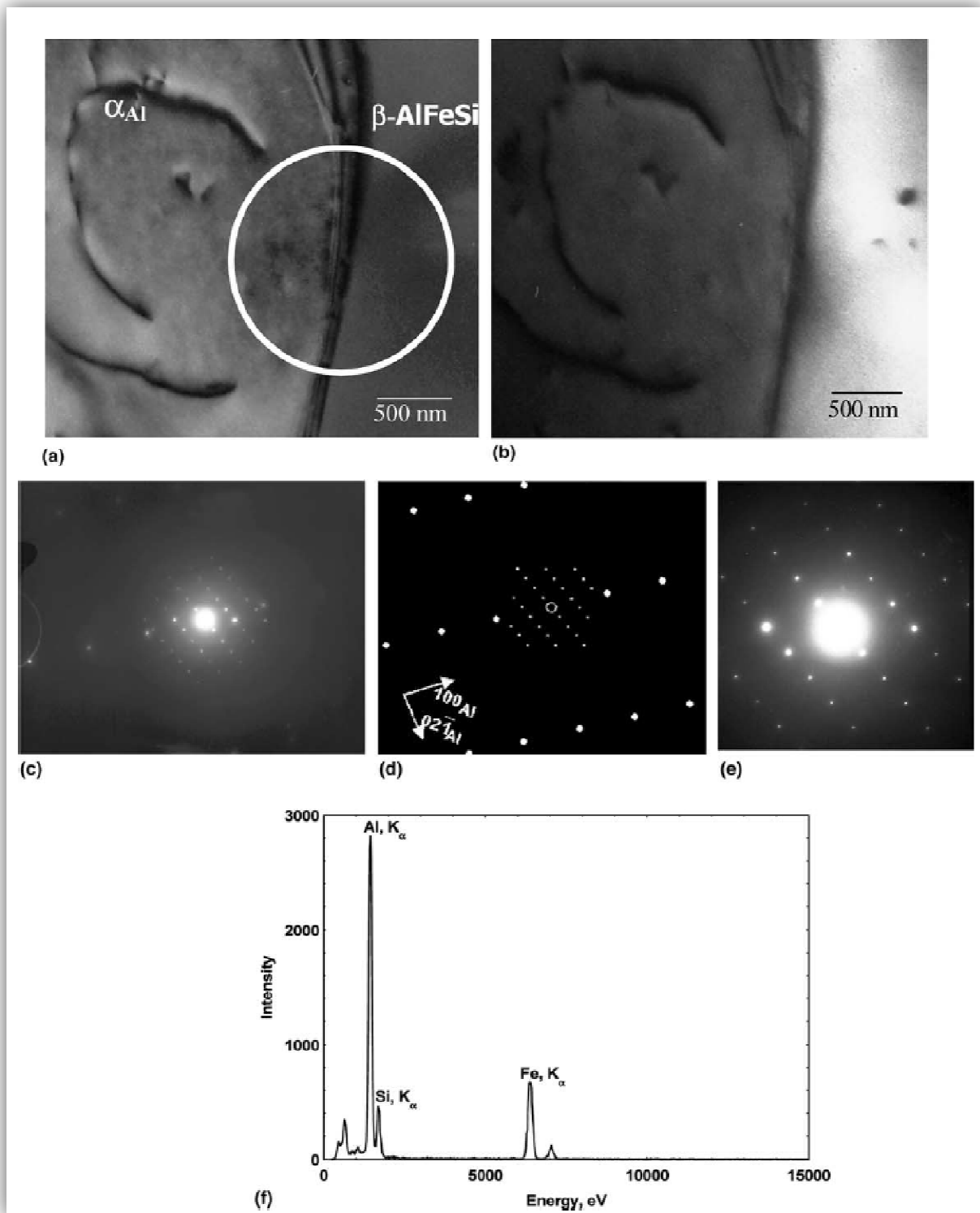
Element	Particle #1		Particle #2		Particle #3		Particle #4		Particle #5	
	wt%	at.%	wt%	at.%	wt%	at.%	wt%	at.%	wt%	at.%
Al	63.64	73.66	62.8	69.2	62.83	72.98	64.59	74.58	61.53	70.95
Si	10.86	12.08	12.43	15.42	11.10	12.39	10.26	11.38	13.82	15.31
Fe	25.49	14.26	24.77	15.38z	26.07	14.63	25.15	14.03	24.65	13.73

ارتباط بین α -Al و ذرات β -(Al,Si,Fe)

محاسبات ترمودینامیکی و آنالیز حرارتی نشان داده شده در شکل های ۳ و ۴؛ بیان گر آن است که دندریت های α -Al اولین جامد شکل گرفته و به دنبال آن ذرات β -(Al,Si,Fe) هستند [۲].

شکل ۶؛ نشان دهنده یک ارتباط کریستالی مرجح بین دندریت های α -Al و ذرات β -(Al,Si,Fe) است. شکل ۶(a)، تصویر TEM میدان روشن از فصل مشترک بین یک دندریت α -Al و یک ذره β -(Al,Si,Fe) است [۲]. شکل ۶(b)، تصویر میدان تیره (تاریک) از فاز β -(Al,Si,Fe) است. شکل ۶(c)، یک الگوی SAD از ناحیه داخل دایره در شکل ۶(a) است و نشان می دهد که یک ارتباط کریستالوگرافی مرجح بین دندریت های α -Al و ذرات β -(Al,Si,Fe) وجود دارد. شکل ۶(d)؛ انعکاس دیجیتالی الگوی تفرق است. شکل ۶(e)؛ یک الگوی SAD از ذره β -(Al,Si,Fe) را نشان می دهد [۲].

الگوی SAD در شکل ۶؛ نشان دهنده آن است که β -(Al,Si,Fe) در ناحیه محوری جهت دار است. شکل ۶(f)؛ یک طیف EDS از فاز β -(Al,Si,Fe) است که در شکل ۶(a) نشان داده شد. ترکیب β -(Al,Si,Fe) به دست آمده از طیف EDS در شکل ۶(f) در ذره شماره چهار در جدول ۴؛ آمده است. تصویر میدان روشن، میدان تاریک، الگوهای تفرق و آنالیزهای EDS به محکمی پیشنهاد کرد که فاز β -(Al,Si,Fe) بر روی دندریت های α -Al جوانه زده است.



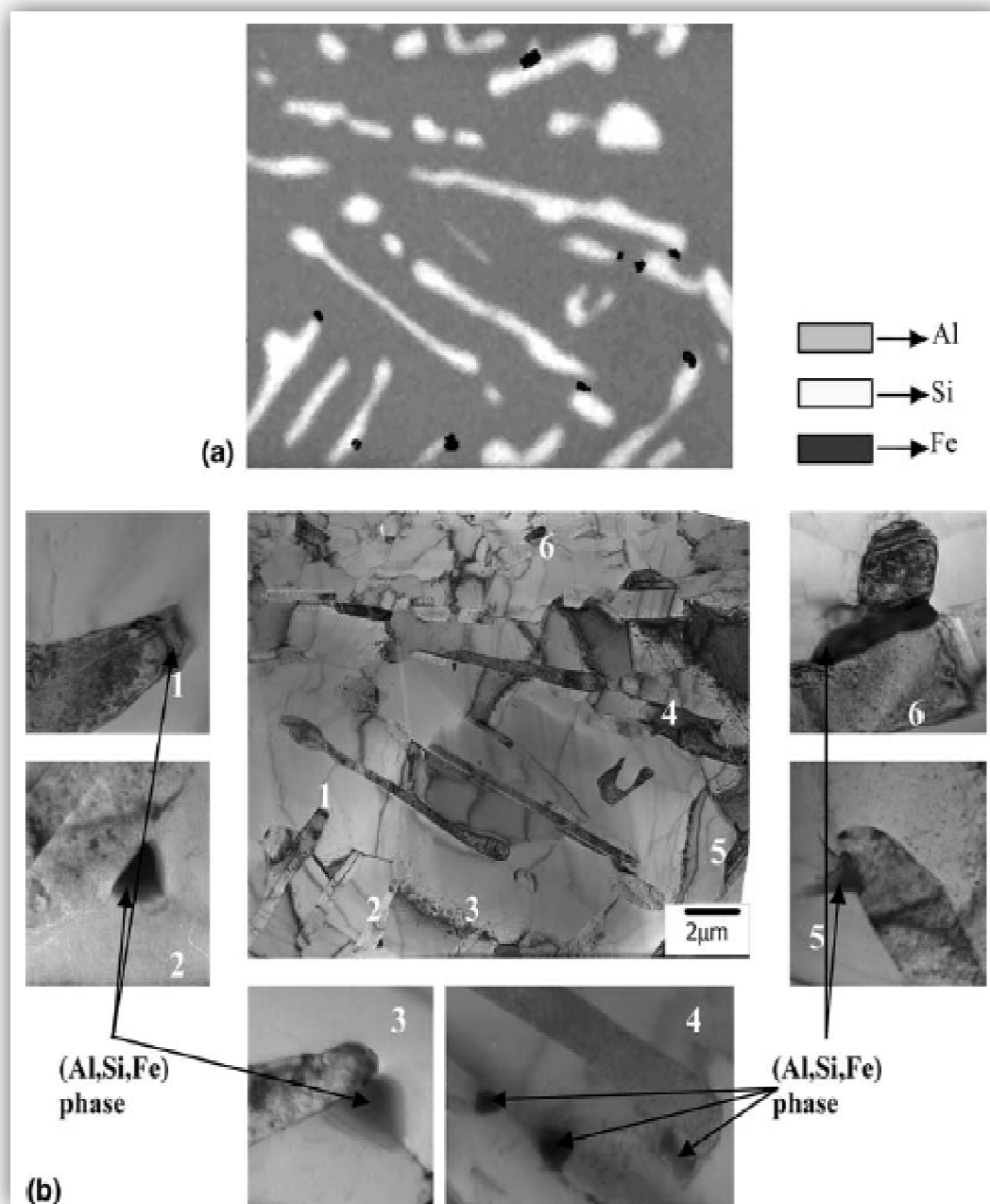
شکل ۶: فصل مشترک بین دندریت α -Al و β -Al₉Si₂Fe₂. (a) تصویر میدان روشن TEM؛ (b) تصویر میدان تاریک نشان دهنده فاز β -Al₉Si₂Fe₂؛ (c) الگوی SAD گرفته شده از ناحیه داخل دایره موجود در (a)؛ (d) انعکاس دیجیتالی از (c) برای تجسم بهتر؛ (e) الگوی SAD از فاز β -Al₉Si₂Fe₂؛ (f) طیف SAD حاصل از ذرات β -Al₉Si₂Fe₂.

ارتباط بین β -(Al,Si,Fe) و Si یوتکتیک

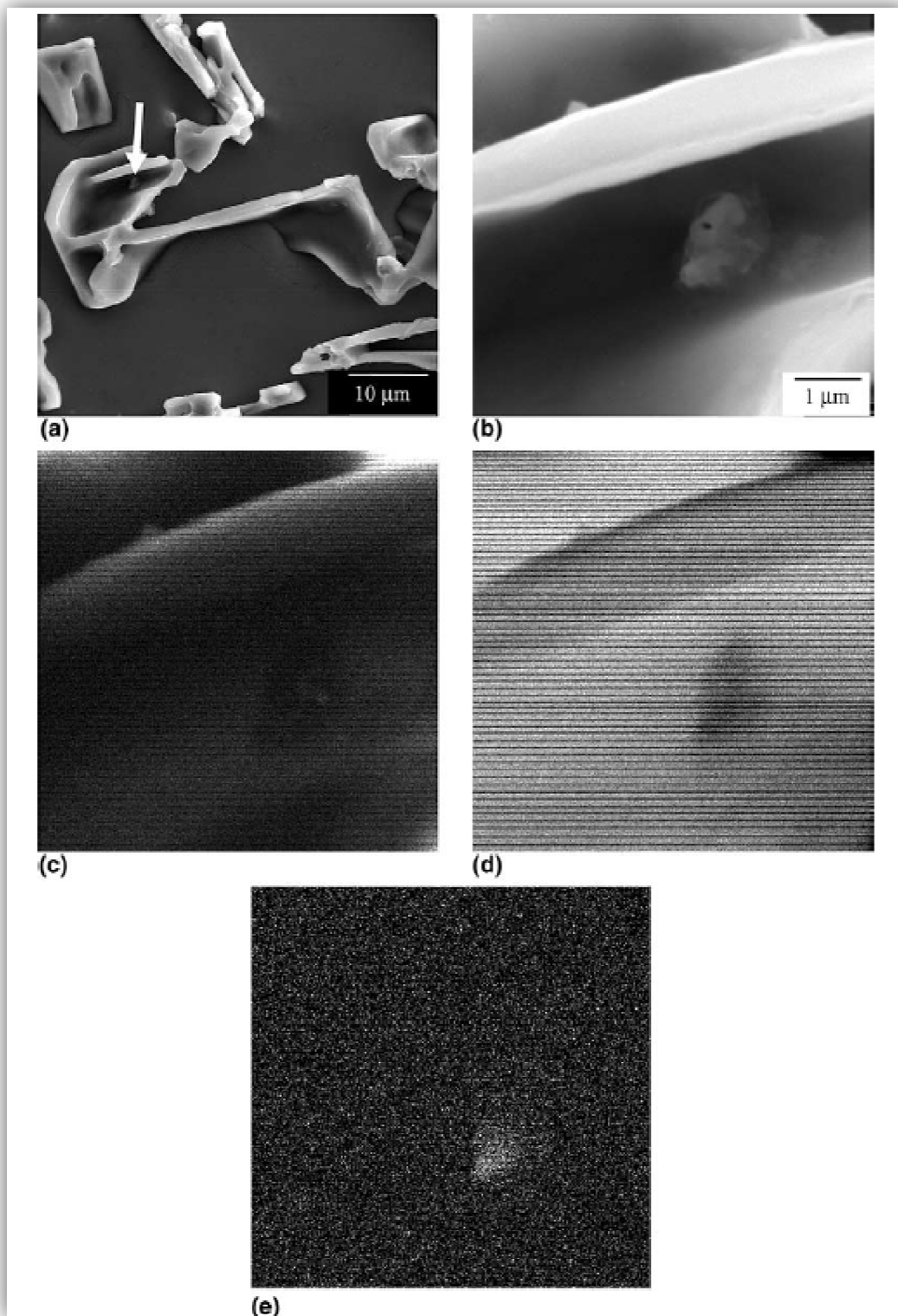
در سال 1963، Chadwick فرض کرد که Si یوتکتیک روی دندریت های α -Al جوانه نمی زند. زمانی که Chadwick صریحا نامی از ذرات β -(Al,Si,Fe) به عنوان آن جوانه ها نبرد، Kalifa و Yang پیشنهاد دادند که β -(Al,Si,Fe) می تواند یک جوانه برای Si یوتکتیک در آلیاژ Al-Si باشد [۲].

شکل ۷، ترکیبی از چند تصویر TEM از Si یوتکتیک با فاز β -(Al,Si,Fe) است. شکل ۷(a)؛ یک تصویر ترکیبی است که از نقشه های اصلی برای Al, Si, Fe از تصویر TEM میدان روشن شکل ۷(b) حاصل شده است [۲].

اغلب ورقه های Si یوتکتیک در میکروساختار دارای ذره β -(Al,Si,Fe) می باشند که به لبه آن چسبیده است. علاوه بر آن، برخی از ذرات β -(Al,Si,Fe) به بیش از یک Si یوتکتیک چسبیده که نشان دهنده جهات متنوع کریستالوگرافی از یکدیگر است. به طور مشابه، شکل ۸؛ نشان دهنده تصاویر SEM همراه با نقشه های اشعه X برای نمونه با آلیاژ B شامل 7 wt%Si می باشد. حضور یک فاز غنی از آهن که به Si یوتکتیک چسبیده، آشکار است [۲].

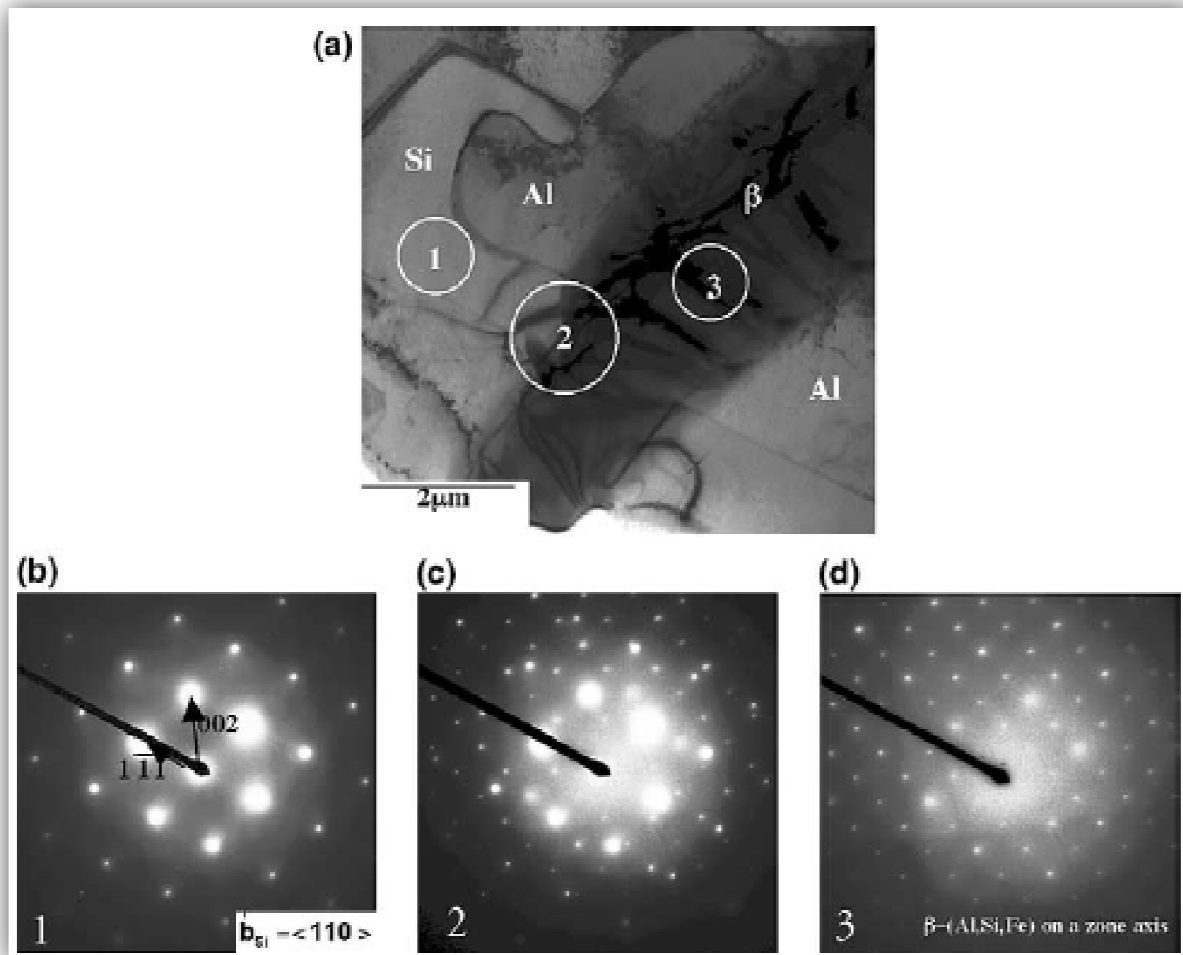


شکل ۷: تصاویر نشان دهنده ارتباط فاز β -(Al,Si,Fe) با Si یوتکتیک [۲]. (a) نقشه عنصری Al, Si و Fe حاصل از تصویر (b)؛ (b) تصویر میدان روشن از نواحی شامل فازهای β -(Al,Si,Fe).



شکل ۸: نقشه عنصری آلیاژ B که نشان دهنده فاز β -(Al, Si, Fe) به عنوان جوانه ای برای Si یوتکتیک است [۲]. (a) تصویر الکترون ثانویه از میکروساختار با بزرگنمایی کم؛ (b) تصویر الکترون ثانویه با بزرگنمایی زیاد از ناحیه نشان داده شده در (a)؛ (c)، (d) و (e) نقشه های عنصری از ناحیه نشان داده شده در (a) که به ترتیب بیان گر توزیع Al، Si و Fe است.

شکل ۹؛ بیان گر تصویر TEM، الگوهای SAD و روابط کریستالوگرافی بین فاز β -(Al,Si,Fe) و Si یوتکتیک است. از این شکل نتیجه می شود که یک ارتباط کریستالوگرافی واضح بین فاز β -(Al,Si,Fe) و Si یوتکتیک وجود دارد [۲].



شکل ۹؛ رابطه کریستالوگرافی بین β -(Al,Si,Fe) و Si [۲]. (a) تصویر TEM میدان روشن؛ (b)، (c) و (d) الگوهای تفرق نواحی مشخص شده ی ۱، ۲ و ۳ در (a). ناحیه ۱ روی Si، ناحیه ۲ روی فصل مشترک بین β -(Al,Si,Fe) و Si، ناحیه ۳ روی β -(Al,Si,Fe) علامت گذاری شده است. الگوهای تفرق نشان دهنده یک رابطه کریستالوگرافی مشخص بین β -(Al,Si,Fe) و Si می باشد.

در نهایت باید به این نکته اشاره کرد، هنگامی که Mondolf و Bercovici نشان دادند فسفید آلومینیم می تواند عامل قدرتمندی برای جوانه زنی Si در آلیاژهای هایپریوتکتیک Al-Si باشد، به طور واضح این که فسفید آلومینیم تنها جوانه گیرهمگن برای Si یوتکتیک در آلیاژهای هیپریوتکتیک Al-Si باشد، مشخص نگردید [۲]. علاوه بر این هیچ ذره فسفید آلومینیم در تصاویر SEM, TEM نمونه های مورد مطالعه مشاهده نشده است.

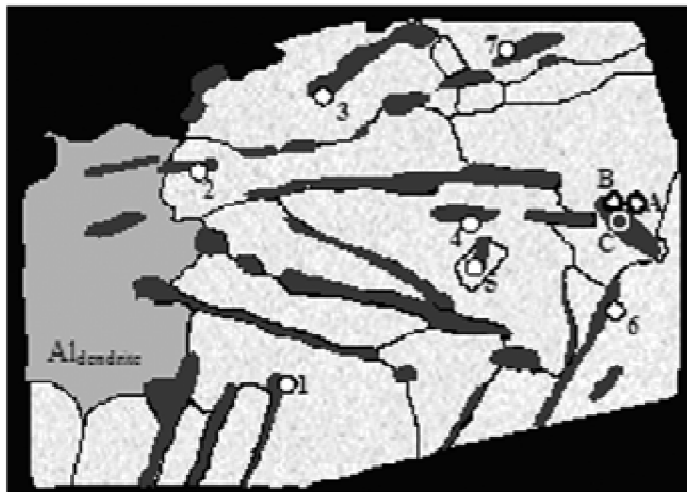
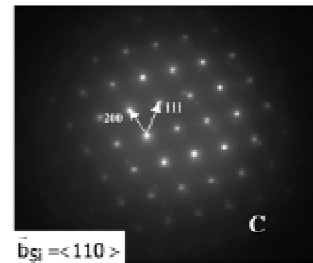
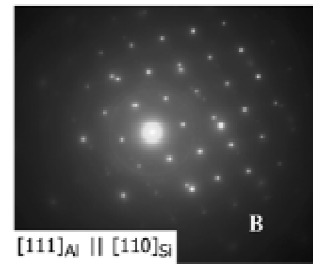
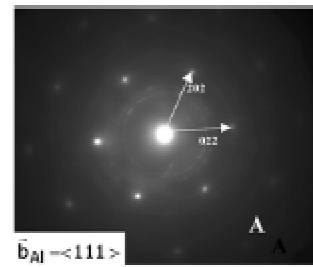
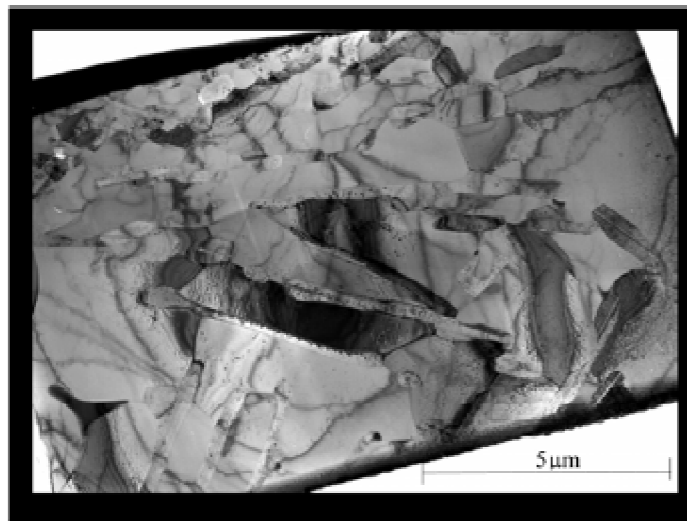
ارتباط بین Si یوتکتیک و Al یوتکتیک

شکل های ۱۰ الی ۱۳؛ به ترتیب نشان دهنده تصاویر TEM و روابط کریستالوگرافی بین فازهای مختلف در میکروساختارهای نمونه های ریختگی جدول ۳ می باشد [۲].

شکل ۱۰؛ بیان گر نتایج حاصل از نمونه های A-DS می باشد. تصویر TEM نمایش گر این آلیاژ و شرایط انجماد آن و شماتیکی از آن برای وضوح بهتر، می باشد. فصل مشترک ها و مرزهای دانه های Al و فاز Si در شکل شماتیکی پس از بررسی تصاویر مشابه TEM در بزرگنمایی ها و جهات مختلف به دقت کشیده شده است [۲].

آزمایش دقیق نمونه های A-DS بیان کرد که ارتباط کریستالوگرافی مرجحی بین دندریت های Al و فازهای یوتکتیک Al و یا Si وجود ندارد. با این وجود همیشه روابط کریستالوگرافی بین Si یوتکتیک و Al یوتکتیک مشاهده می گردد. بسیاری از ورقه های Si اطراف هر کریستال Al یوتکتیک را احاطه کرده است اما فقط یک ورقه Si توسط کریستال Al یوتکتیک به شکل کپسولی درمی آید، در حالی که باقی مانده ورقه های Si در مرزهای یوتکتیک آلومینیم قرار گرفته اند [۲]. روابط کریستالوگرافی همیشه بین کریستال Al یوتکتیک و ورقه های Si یوتکتیک که در اطراف آن است، مشاهده می گردند. درحالی که بین دانه های Al یوتکتیک و یکی از ورقه های Si موجود در مرزها رابطه کریستالوگرافی دیده نمی شود [۲].

هر ورقه Si یوتکتیک که با یک کریستال Al یوتکتیک در ارتباط است دارای یک ارتباط کریستالوگرافی مشترک هستند. این جفت های مشابه Si یوتکتیک و کریستال Al یوتکتیک همیشه دارای ورقه های کپسول شکل Si هستند [۲].



Location 1 :	$[112]_{Al} \parallel [110]_{Si}$
Location 2 :	$[112]_{Al} \parallel [110]_{Si}$
Location 3 :	$[110]_{Al} \parallel [103]_{Si}$
Location 4 :	$[112]_{Al} \parallel [110]_{Si}$
Location 5 :	$[112]_{Al} \parallel [112]_{Si}$
Location 6 :	$[112]_{Al} \parallel [110]_{Si}$
Location 7 :	$[111]_{Al} \parallel [110]_{Si}$

شکل ۱۰: خلاصه ای از آنالیز TEM آلیاژ A-DS. شماتیک تصویر TEM نشان دهنده دندریت α -Al، دانه های Al یوتکتیک و ورقه های Si یوتکتیک است. روابط کریستالوگرافی مشاهده شده بین دانه های Al یوتکتیک مختلف و ورقه های Si یوتکتیک در تصویر نشان داده شده است. یک رابطه کریستالی از الگوهای تفرق حاصل از Al یوتکتیک، فصل مشترک بین Al یوتکتیک و Si و Si یوتکتیک، به ترتیب در تصاویر A، B و C آمده است. روابط کریستالوگرافی دیگر همان طور که در شکل شماتیک مشخص شده از نواحی ۱ الی ۷، بیان شده است [۲].

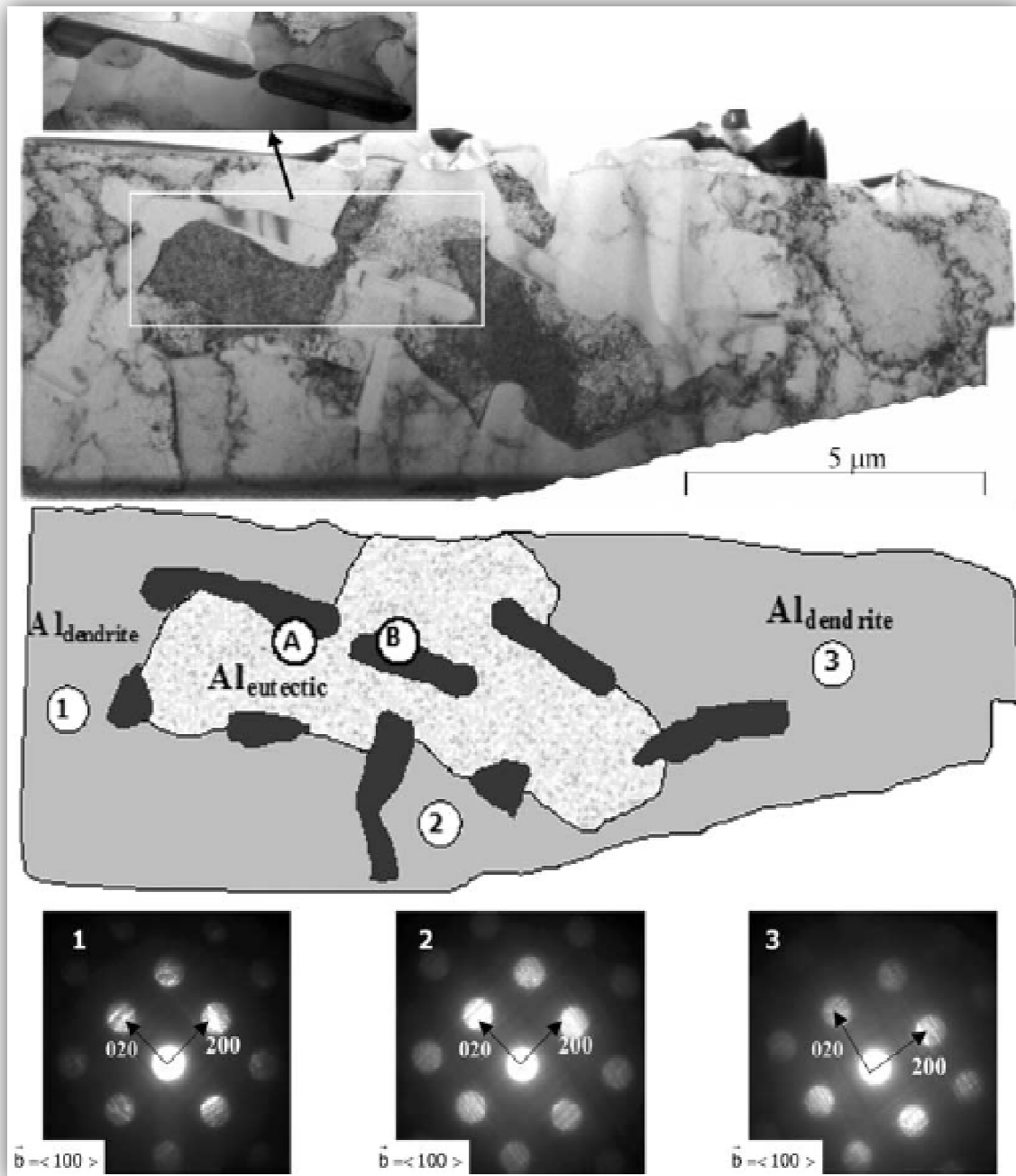
شکل ۱۱؛ نشان دهنده نتایج حاصل از نمونه های A-AC است. مشابه شکل ۱۰؛ تصویر، نمایشگر این آلیاژ و شرایط انجماد آن است. شماتیک این تصویر نیز رسم شده که مشابه شماتیک در شکل ۱۰، می باشد. در این تصویر، دو بازوی دندریتی وجود دارد، در هر طرف ناحیه یوتکتیک یک بازو وجود دارد [۲].

SAD با استفاده از $B = \langle 100 \rangle_{Al}$ اثبات کرد که این بازوهای دندریتی دارای جهت گیری مشابه هستند. ناحیه شامل فازهای یوتکتیک بین این بازوهای دندریت ثانویه است [۲].

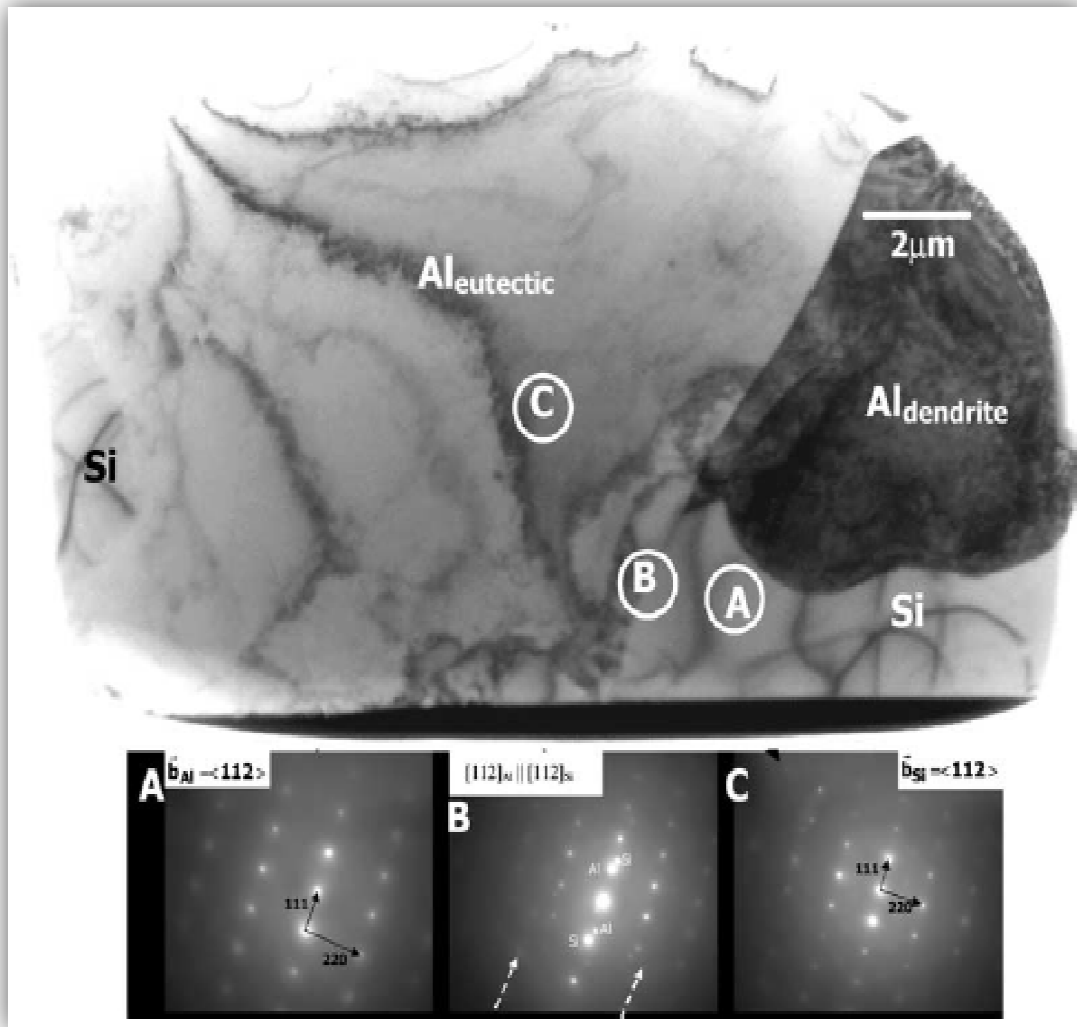
مشابه نمونه های A-DS؛ هیچ گونه رابطه کریستالوگرافی بین دندریت های Al و هر یک از دانه های یوتکتیک فازهای Al یا Si یافت نشد. همچنین مشابه نمونه های A-DS؛ همیشه ارتباط کریستالوگرافی مرجحی بین هر دانه یوتکتیک Al و ورقه های Si اطرافش وجود دارد. باز هم مشابه نمونه های A-DS؛ بین دانه های Al یوتکتیک و هر یک از ورقه های Si که در مرزهای آن قرار دارند، رابطه کریستالوگرافی وجود ندارد [۲].

شکل ۱۲، نتایج نمونه های A-FC را نشان می دهد. مشابه اشکال ۱۰ و ۱۱، تصاویر TEM این آلیاژ و شرایط انجماد آن در شکل ۱۲ آمده است. در این ریزساختار، یک دندریت Al، یک ورقه Si بزرگ، یک ورقه Si کوچکتر و قسمت بزرگی از یک دانه Al یوتکتیک موجود می باشند [۲].

آنالیز این نمونه های مشابه نشان می دهد که مشابه نمونه های A-AC و A-DS؛ هیچ رابطه کریستالوگرافی مرجحی بین دندریت های Al و فاز Si یوتکتیک وجود ندارد، در حالی که بین دانه های Al یوتکتیک و ورقه های خاص Si یوتکتیک که بر روی آن جوانه زده رابطه کریستالوگرافی وجود دارد [۲].

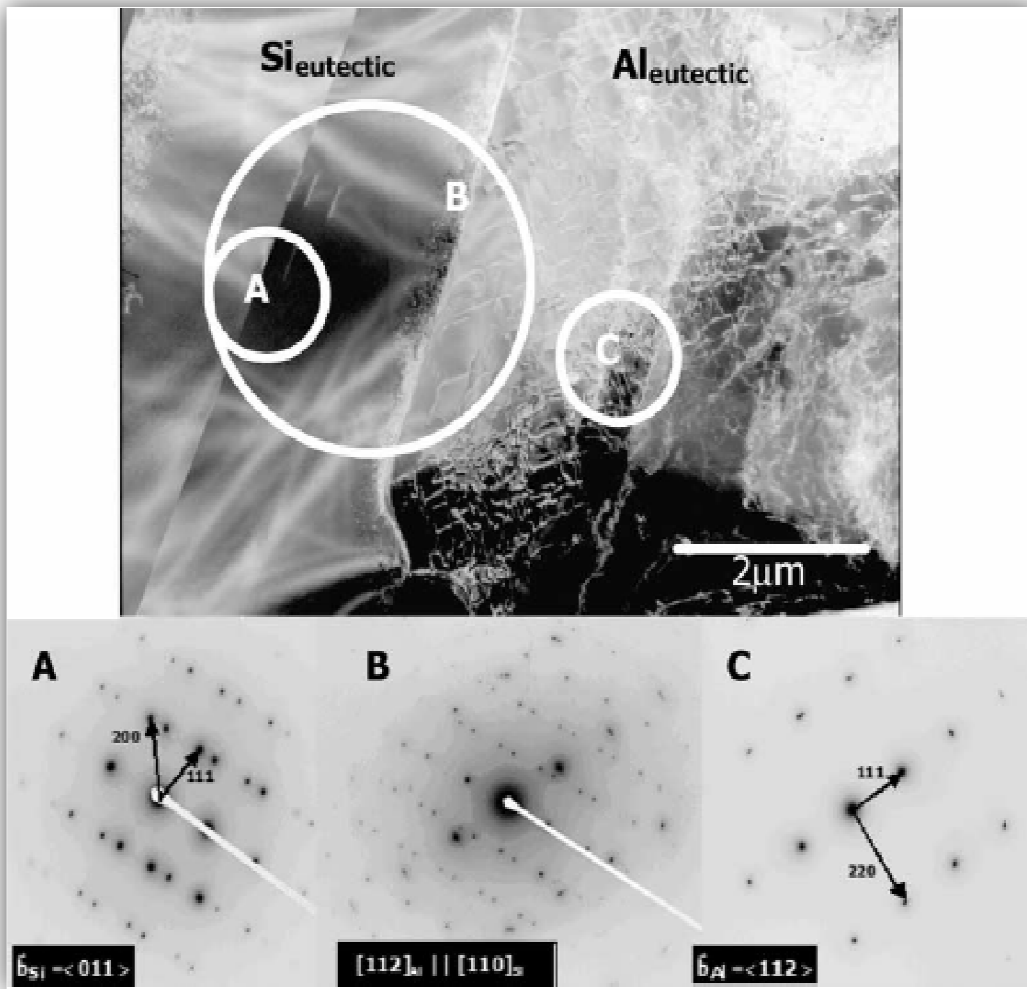


شکل ۱۱: خلاصه ای از آنالیز TEM نمونه A-AC. تصویر TEM از دانه Al یوتکتیک در میان فازهای یوتکتیک گرفته شده است [۲]. همچنین به منظور نشان دادن فازهای مختلف در میکروساختار، تصویر شماتیک رسم شده است. به علاوه، الگوهای CBED از نواحی ۱، ۲ و ۳ نشان داده شده اند. آنالیز دوقلوهای Si بیان کرد که دو ورقه Si (نشان داده شده در قسمت بالا سمت چپ که بزرگ شده تصویر TEM است)، در واقع دو تکه از یک ورقه بزرگ Si هستند. الگوهای SAD از فصل مشترک های بین Al یوتکتیک و Si که با A و B مشخص شده اند، بیان گر یک ارتباط کریستالوگرافی هستند: $[112]_{Si} \parallel [112]_{Al}$.



شکل ۱۲: تصاویر میدان روشن TEM از نمونه A-FC. رابطه کریستالوگرافی $[112]_{Al} \parallel [112]_{Si}$ بین یوتکتیک و Al یوتکتیک متصل به آن، مشاهده گردیده است. نواحی A، B و C نشان داده شده، مناطقی هستند که الگوهای SAD از آن ها گرفته شده است. دو فلش سفید رنگ در الگوی SAD مربوط به فصل مشترک Si-Al، نشان دهنده نقاط کم نور از Al است که این نقاط در تصویر TEM به وضوح قابل مشاهده هستند [۲].

شکل ۱۳، نتایج مربوط به نمونه A-IQ را نشان می دهد. مشابه اشکال ۱۰-۱۲، تصویر TEM نمایش گر این آلیاژ و شرایط انجماد آن است. در این ریزساختار، یک ورقه Si درشت و دانه Al یوتکتیک متصل شده وجود دارد [۲].



شکل ۱۳: تصویر TEM از نمونه A-IQ. رابطه کریستالوگرافی $[112]_{Al} \parallel [112]_{Si}$ بین یوتکتیک Si و یوتکتیک Al متصل به آن، مشاهده گردیده است. نواحی A، B و C نشان داده شده، مناطقی هستند که الگوهای تفرق گرفته شده از Si، فصل مشترک Al-Si و Al را نشان می دهند. مشاهده می گردد که $[112]_{Si}$ و $[110]_{Al}$ به خوبی در الگوی گرفته شده در فصل مشترک Al-Si، هم پوشانی کرده اند [۲].

آنالیز این نمونه و نمونه های مشابه، نشان داد که مشابه نمونه های A-FC و A-AC و A-DS رابطه کریستالوگرافی بین دندریت های Al و فاز Si یوتکتیک وجود ندارد، در حالی که یک رابطه کریستالوگرافی بین دانه های Al یوتکتیک و ورقه های خاص Si یوتکتیک جوانه زده روی آن وجود دارد [۲].

بررسی اشکال ۱۰-۱۳، نشان می دهد هنگامی که سرعت سرد شدن کاهش می یابد، ورقه های Si و دانه های Al یوتکتیک درشت تر می شود و روابط کریستالوگرافی بین فازهای مختلف آلیاژ Al-Si تغییری نمی کنند [۲]. رابطه کریستالوگرافی بین دانه های Al یوتکتیک و ورقه های خاصی از Si که روی آن جوانه زده وجود

دارد. رابطه کریستالوگرافی؛ رابطه $[110]_{Si} \parallel [112]_{Al}$ می باشد. Kobayashi و Shamsuzzoha یک رابطه مشابه بین دانه های Al یوتکتیک و ورقه های Si یوتکتیک در نمونه هایی که سرعت رشد یوتکتیک حدود $100 \mu\text{m/S}$ بوده است، مشاهده نمودند [۲].

مروری بر بهسازی آلیاژهای Al-Si توسط Sr و جوانه زنی یوتکتیک

آنالیز شیمیایی چهار آلیاژ مورد استفاده، در جدول ۵ آمده است. با فرض این که در طول فرآیند ذوب و ریخته گری، فسفری وارد سیستم نشده است، برای آلیاژ با خلوص تجاری میزان فسفر باید کمتر از 10 ppm و برای آلیاژ با خلوص بالا این میزان کمتر از 1ppm است [۶].

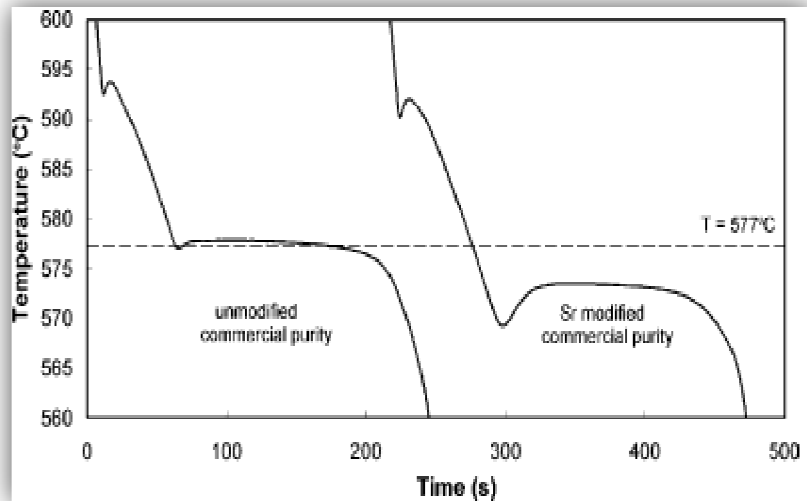
جدول ۵: ترکیب شیمیایی چهار آلیاژ مورد استفاده [۶].

Alloy	Si	Sr	Fe	Cu	Mg	Mn	Ti
Unmodified commercial purity	9.84	<0.01	0.09	<0.01	<0.01	<0.01	0.01
Unmodified high purity	9.57	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.005
Strontium modified commercial purity	9.70	0.019	0.11	<0.01	<0.01	<0.01	0.01
Strontium modified high purity	10.20	0.015	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.005

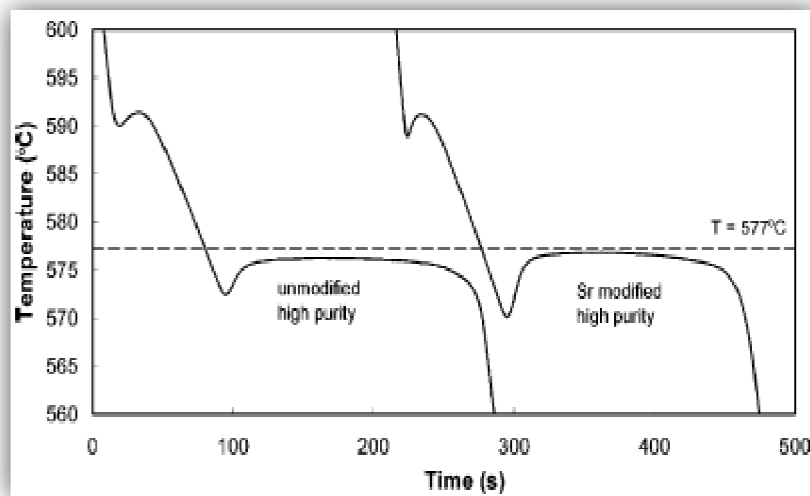
در اشکال ۱۴ و ۱۵؛ منحنی سرد شدن دو آلیاژ آمده است. دمای اولیه و یوتکتیک حاصل از این اشکال در جدول ۶، موجود می باشد. افزودن Sr به آلیاژ با خلوص تجاری موجب افزایش حرارت برگشتی در دمای یوتکتیک شده و همچنین موجب کاهش دمای رشد یوتکتیک می شود [۶]. نسبت به آلیاژ اصلاح نشده با خلوص تجاری، آلیاژ اصلاح نشده با خلوص بالا میزان حرارت برگشتی بیشتری دارد و موجب کاهش دمای رشد می گردد. افزودن Sr به آلیاژ با خلوص بالا نیز موجب افزایش حرارت برگشتی می گردد اما باعث کاهش رشد یوتکتیک می گردد [۶].

جدول ۶: دماهای استحاله های اولیه و یوتکتیک برای چهار آلیاژ مورد آزمایش [۶].

	Reaction	T_N (°C)	T_M (°C)	T_G (°C)
Unmodified commercial purity	Primary Al	593.4	592.5	593.8
	Al-Si eutectic	577.7	576.7	577.8
Unmodified high purity	Primary Al	593.8	590.0	591.4
	Al-Si eutectic	573.1	572.4	576.3
Sr modified commercial purity	Primary Al	592.2	590.3	592.0
	Al-Si eutectic	571.5	569.3	573.4
Sr modified high purity	Primary Al	589.9	588.8	591.2
	Al-Si eutectic	571.1	570.2	576.8



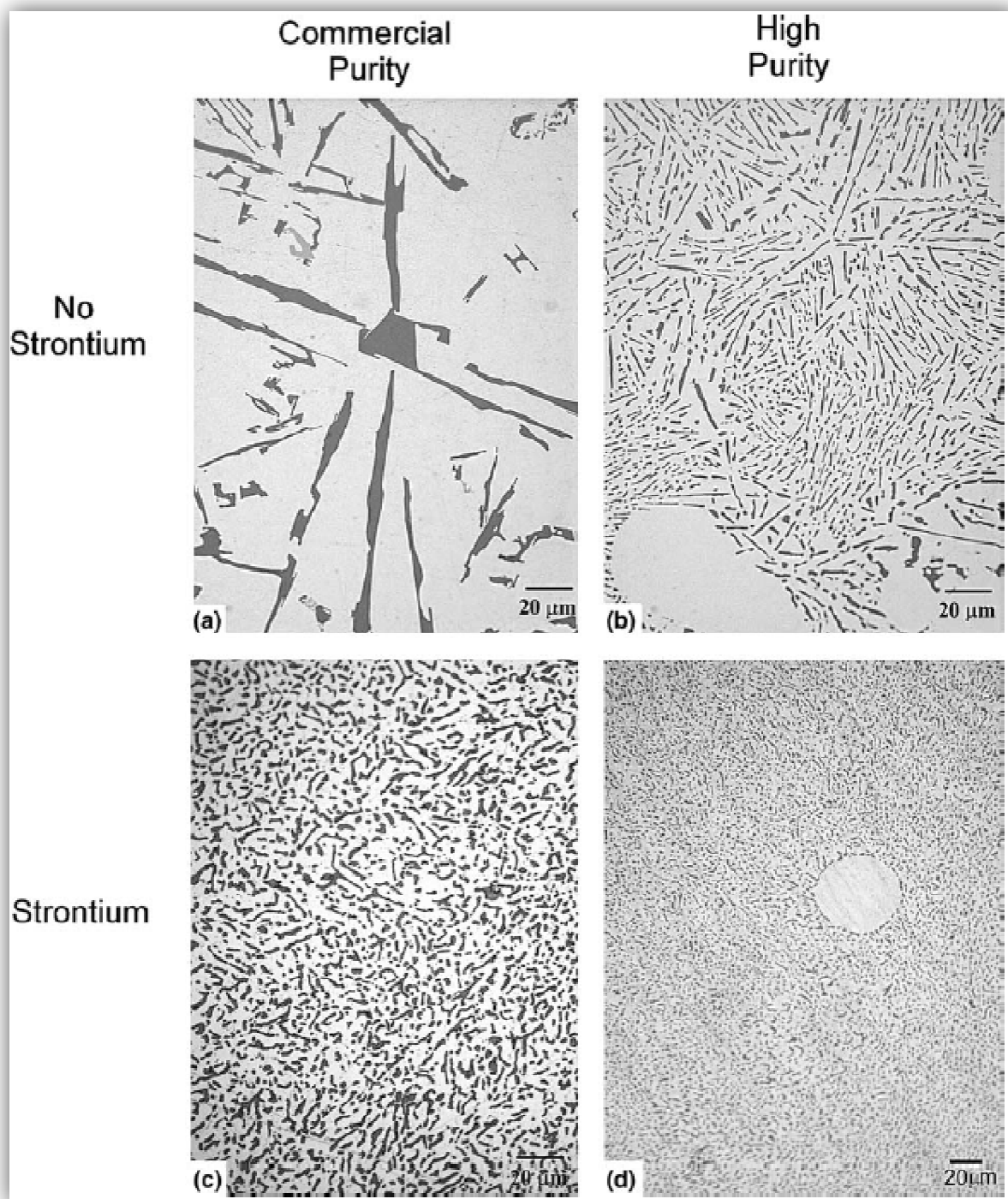
شکل ۱۴: منحنی های سرد شدن برای آلیاژ تجاری در حالات بهسازی نشده و بهسازی شده با Sr. خط چین نشان می دهد که دمای یوتکتیک برابر 577°C است [۶].



شکل ۱۵: منحنی های سرد شدن برای آلیاژ با خلوص بالا در حالات بهسازی نشده و بهسازی شده با Sr. خط چین نشان می دهد که دمای یوتکتیک برابر 577°C است [۶].

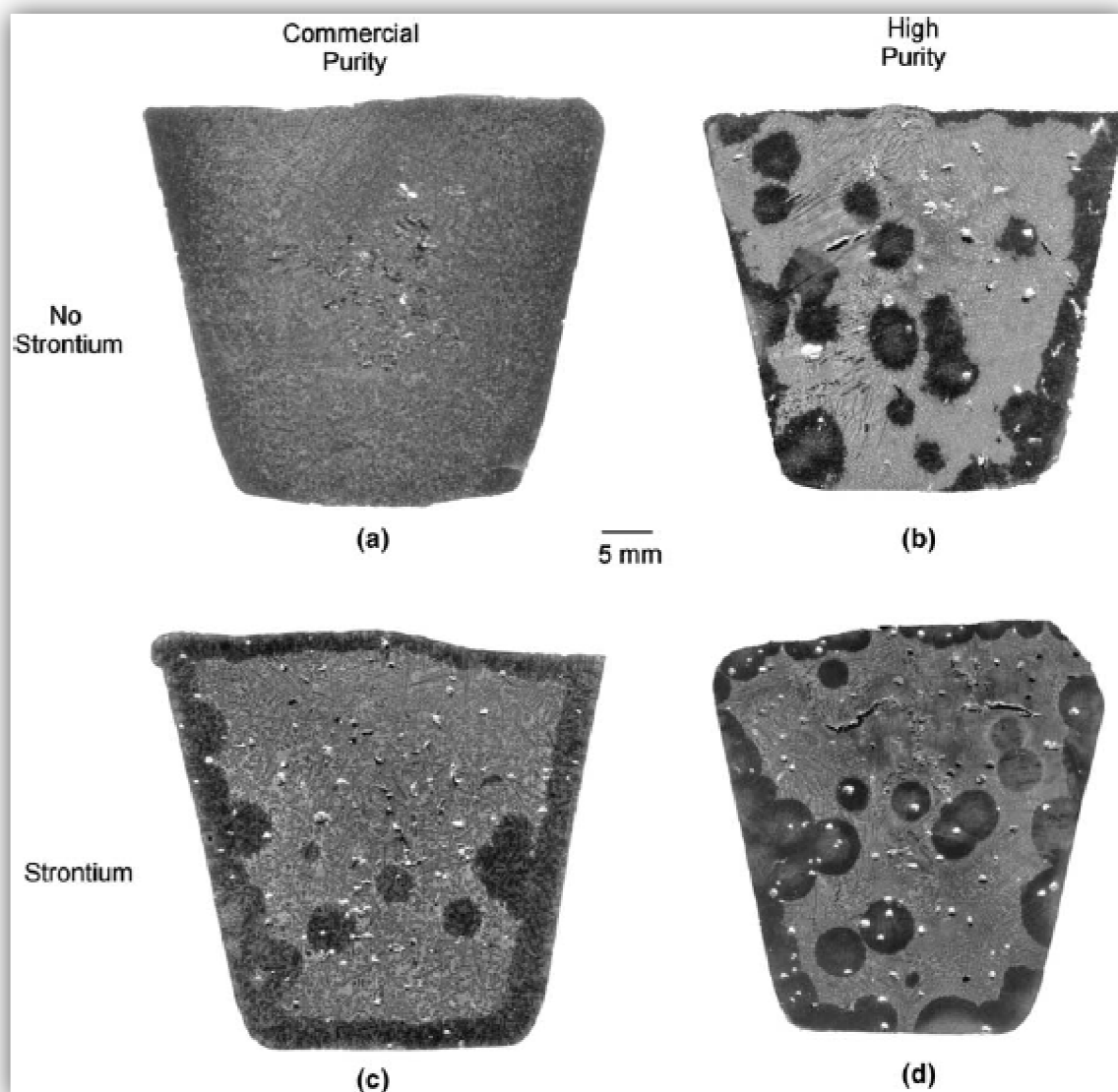
ریزساختار یوتکتیک آلیاژ اصلاح نشده با خلوص تجاری؛ مجموعه ای از ورقه های Si است که معمولاً از کریستال های سیلیکون چند وجهی حاصل می شود (شکل ۱۶(a)). در مقایسه با آن؛ ریزساختار یوتکتیک در آلیاژ با خلوص بالا (شکل ۱۶(b)) شدیداً ریز شده و شامل ورقه های سیلیکون کوتاه و نزدیک به هم می باشد [۶]. افزودن Sr به هر دو آلیاژ تجاری (۱۶(c)) و خلوص بالا (۱۶(d))، ساختار یوتکتیک را ریزتر کرده و سبب

تغییر در مورفولوژی فاز Si می شود. فاز یوتکتیکی آلیاژ خلوص بالای اصلاح شده از آلیاژ تجاری اصلاح شده بسیار ریزتر است [۶].



شکل ۱۶: میکروساختارهای یوتکتیک از آلیاژهای کامل انجماد یافته [۶]. (a) خلوص تجاری بهسازی نشده؛ (b) خلوص بالای بهسازی نشده؛ (c) خلوص تجاری بهسازی شده؛ (d) خلوص بالای بهسازی نشده.

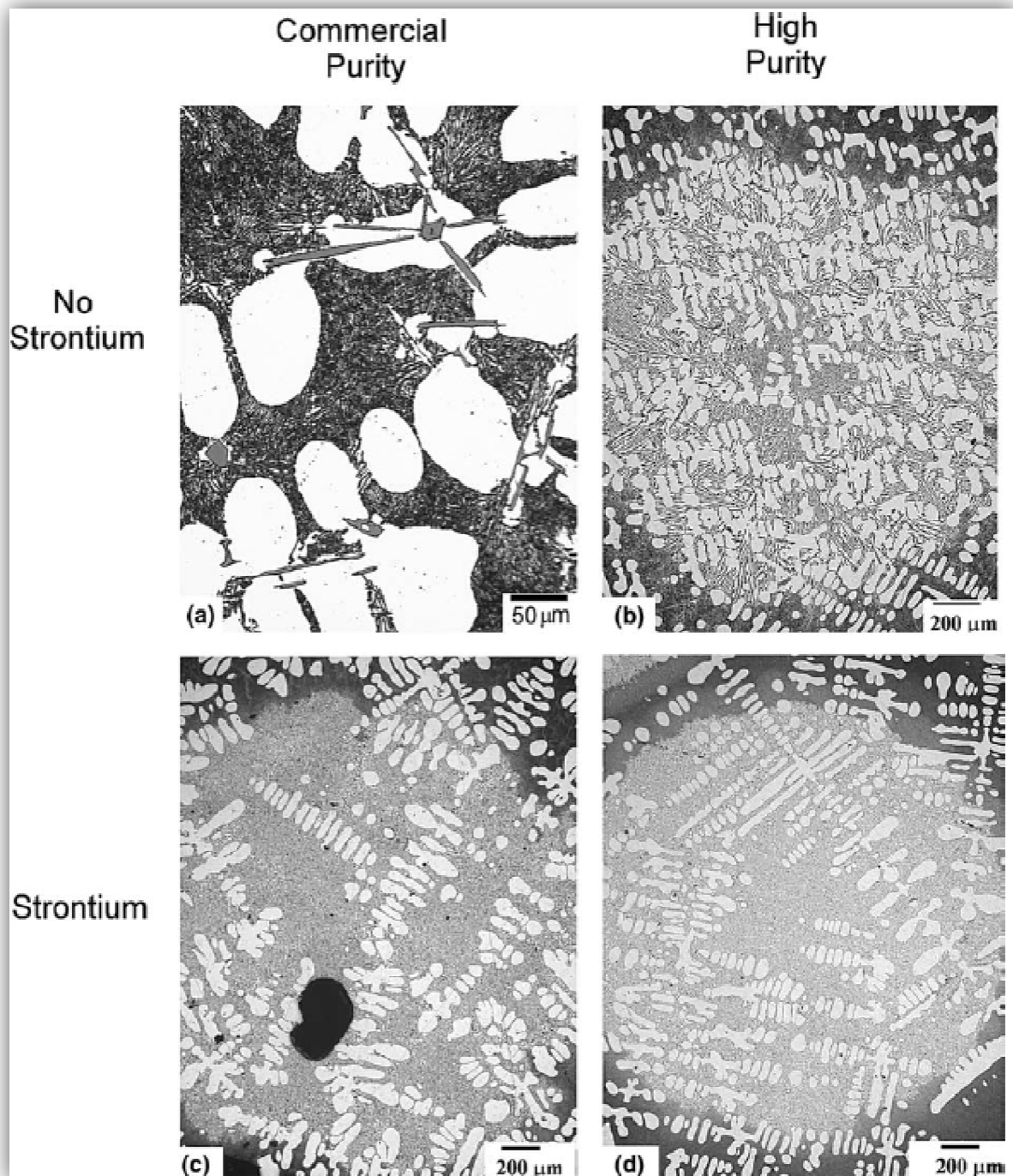
در شکل ۱۷؛ تصاویر نمونه های تجاری و خلوص بالا در حالت های شامل Sr و بدون Sr آمده است. در شکل ۱۷(a)؛ یوتکتیک در آلیاژ تجاری اصلاح نشده قابل مشاهده نیست اما همان طور که در شکل ۱۷(b) ملاحظه می شود؛ این دانه ها در آلیاژ اصلاح نشده خلوص بالا به وضوح قابل مشاهده است [۶].



شکل ۱۷: تصاویر ماکرو از نمونه های کوئنچ و اچ شده [۶]. (a) خلوص تجاری بهسازی نشده؛ (b) خلوص بالای بهسازی نشده؛ (c) خلوص تجاری بهسازی شده؛ (d) خلوص بالای بهسازی نشده.

دانه های یوتکتیک در آلیاژ تجاری اصلاح نشده به این دلیل قابل مشاهده نیستند که این دانه ها کوچکتر از میزانی هستند که میکروسکپ نوری بتواند نمایش دهد، همانطور که در شکل ۱۸(a) نشان داده شده است [۶].

تصویر میکروسکوپی آلیاژ اصلاح نشده خلوص بالا در شکل (b) ۱۸؛ آمده است که دانه های یوتکتیک قابل مشاهده است.



شکل ۱۸: مقایسه دانه های یوتکتیک در نمونه های کوئچ شده [۶]. (a) خلوص تجاری بهسازی نشده؛ (b) خلوص بالای بهسازی نشده؛ (c) خلوص تجاری بهسازی شده؛ (d) خلوص بالای بهسازی نشده. به مقیاس متفاوت در (a) دقت شود.

معمولا دانه های یوتکتیکی که در آلیاژ تجاری اصلاح نشده دیده می شوند، نامتقارن بوده که بزرگترین اندازه آنها حدود صد میکرومتر در زمان کوئنچ می باشد. مقدار زیادی از این دانه ها معمولا در فصل مشترک دندریت- مذاب قرار دارند [۶].

در نمونه اصلاح نشده خلوص بالا دانه های یوتکتیکی کمی جوانه زده و در اثر مقطع برش، به صورت گرد و دایره ای دیده می شوند. سایز نهایی دانه های یوتکتیک قابل اندازه گیری نیست اما در زمان کوئنچ، قطر دانه ها بالا تراز 4mm می باشد [۶].

همان طور که در شکل ۱۷(c) ملاحظه می گردد؛ دانه های یوتکتیک بسیار کمی در آلیاژ اصلاح شده با Sr و کوئنچ شده، مشاهده می گردد. این امر نشان دهنده آن است که افزودن Sr به این آلیاژهای تجاری موجب کاهش جوانه زنی دانه های یوتکتیک می گردد [۶]. در شکل ۱۸(c)؛ تصویر میکروسکوپی دانه های یوتکتیک در آلیاژ تجاری اصلاح شده با Sr آمده است. این دانه ها در مقایسه با شکل ۱۸(a) با بزرگنمایی بیشتری نشان داده شده اند [۶].

با مقایسه شکل های ۱۷(b) و ۱۷(d)؛ نتیجه می شود که افزودن Sr تاثیر مهمی روی مقدار دانه های یوتکتیک جوانه زده شده در آلیاژ خلوص بالا ندارد. چگالی دانه های یوتکتیک که در آلیاژ خلوص بالای اصلاح نشده نسبت به تجاری کمتر است؛ با افزودن Sr کاهش نیافته است. مقایسه دانه های یوتکتیکی در آلیاژ خلوص بالای اصلاح شده با Sr و اصلاح نشده؛ با توجه به شکل های ۱۸(b) و ۱۸(d) قابل بررسی است [۶].

تحلیل و بررسی بهسازی

تغییرات میکروساختار آلیاژهای تجاری Al-Si در حین انجماد شامل دو مرحله است. مرحله اول شامل جوانه زنی و رشد دندریت های آلومینیم و مرحله دوم، جوانه زنی و رشد یوتکتیک Al-Si می باشد. رشد دندریتی هم می تواند روی توزیع غیر همگن جوانه ها و هم روی غلظت مذاب نزدیک فصل مشترک مذاب-یوتکتیک تاثیر گذارد و در نتیجه در جوانه زنی Si اثر می گذارد [۶].

بدیهی است که جوانه زنی یوتکتیک در آلیاژهای تجاری اصلاح نشده در مقایسه با آلیاژهای خلوص بالای اصلاح نشده بیشتر است. از این امر نتیجه می شود که به دلیل درجه های بالاتر ناخالصی در آلیاژهای تجاری جوانه زنی شدیدتر است [۶].

تحقیقات اخیر نشان می دهد که ساختار دانه های اولیه Al به دلیل یک موج جوانه زنی که به دلیل شکل گیری منطقه تحت تبرید می باشد، رشد و توسعه می یابد. اثر عنصر حل شونده در ایجاد ناحیه تحت تبرید توسط فاکتور محدودیت رشد (Q) که به صورت زیر تعریف می شود، بیان می گردد [۶].

$$Q = \sum m_{l,i} c_{0,i} (k_i - 1)$$

درجائیکه m_l ؛ شیب خط لیکوئیدوس، c_0 ؛ غلظت حل شونده و k ؛ ضریب تفکیک پذیری هر عنصر یعنی i می باشد.

اهمیت فیزیکی Q آن است که به سرعت اولیه رشد ناحیه تحت تبرید مربوط می شود. سرعت رشد این ناحیه تحت تبرید یعنی Q تعیین می کند که فصل مشترک چه قدر می تواند قبل از جوانه زنی یک دانه جدید حرکت کند. فاکتور محدودیت رشد بالا (Q) موجب به وجود آمدن دانه های ریز می شود [۶].

در طول انجماد یوتکتیک دوتایی (شامل B, α) هر فاز، عنصر سوم A را پس می زند که این امر با توجه به ضرایب توزیع $k_{\alpha i}, k_{\beta i}$ می باشد. ضریب توزیع متوسط جامد-مایع می تواند توسط $k_{\beta i}, k_{\alpha i}$ و همین طور کسر حجمی فازها یعنی f_{α}, f_{β} بیان گردد [۶].

$$k_{(\alpha\beta)i} = k_{\alpha i} f_{\alpha} + k_{\beta i} f_{\beta}$$

اگر شیب خط یوتکتیک دو تایی یعنی $m_{(\alpha\beta)i}$ به صورت خطی فرض شود؛ به راحتی می توان آن را از معادله زیر محاسبه نمود [۶]:

$$m_{(\alpha\beta)i} = c_{Ti} / (T_T - 577)$$

در جایگه، c_{Ti} ؛ غلظت عنصر i در مذاب ترکیب یوتکتیک سه تایی، T_T ؛ دمای یوتکتیک سه تایی و 577 ؛ دمای یوتکتیک آلیاژ دو تایی $Al-Si$ می باشد [۶].

ضریب توزیع متوسط $(k_{(\alpha\beta)i})$ همراه با شیب یوتکتیک دو تایی در سیستم سه تایی $(m_{(\alpha\beta)i})$ به منظور محاسبه فاکتور محدودیت رشد می تواند مورد استفاده قرار گیرند [۶].

آهن با غلظت $0.09 \text{ wt}\%$ ، عمده ناخالصی موجود در آلیاژ تجاری می باشد. در این حالت؛ آهن تا زمان واکنش سه تایی در 576°C و $0.7 \text{ wt}\%Fe$ ، در محلول باقی می ماند. با فرض قابل صرف نظر بودن حلالیت آهن در سیلیسیم جامد و داشتن مقادیر $f_{Al} = 0.87$ و $f_{Si} = 0.13$ و $k_{\alpha\beta} = 0.017$ میزان Q قابل محاسبه بوده که برابر با 0.00117 می باشد [۶].

به طور متداول، فاکتورهای محدودیت رشد برای مقادیر اسمی حل شونده $1\text{wt}\%$ محاسبه می شوند. بنابراین اثر عناصر مختلف با یکدیگر مقایسه می شوند. برای $1\text{wt}\%$ آهن، فاکتور محدودیت رشد برای واکنش یوتکتیک دو تایی $Al-Si$ برابر 0.013 خواهد بود [۶]. عناصر حل شونده ای که در ریز شدن دانه های اولیه Al موثر هستند، دارای فاکتور محدودیت رشد بیشتری خواهند بود. به عنوان مثال Q برای Ti در Al برابر با 220 می باشد. این امر نشان می دهد که تحت تبرید بر جوانه زنی یوتکتیک $Al-Si$ در مقیاس های وسیع چندان که در آلیاژ های تجاری رخ می دهد، اثر ندارد [۶].

دلیل آن که ناخالصی های آهن اثری بر اندازه دانه های یوتکتیک $Al-Si$ توسط افزایش تحت تبرید ندارد آن است که شیب خط یوتکتیک دو تایی در سیستم سه تایی به شدت کم است، به طور نظری افزودن Sr به آلیاژ تجاری فاکتور محدودیت رشد را افزایش می دهد و در نتیجه جوانه زنی یوتکتیک بیشتر می شود [۶].

در حقیقت این امر که افزودن Sr ، میزان جوانه زنی را کاهش می دهد؛ حمایت کننده این تئوری است که نقش عمده ناخالصی در انجماد یوتکتیک آلیاژهای $Al-Si$ تجاری اصلاح نشده را فعال کردن جوانه ها برای دانه های یوتکتیک می داند. حضور تعداد زیادی جوانه مستعد شده دلیل شدیدتر بودن جوانه زنی یوتکتیک در

آلیاژهای تجاری می باشد. قرارگیری دانه های یوتکتیک در طول فصل مشترک دندریت - مذاب؛ بیان گر این است که جوانه در طول رشد دندریت به وجود می آید. ممکن است که جوانه، ذرات AIP باشد که به عنوان فاز اولیه در اکثر آلیاژهای تجاری Al-Si شناخته می شود [۶].

اگرچه ساختار یوتکتیک آلیاژ خالص اصلاح نشده ریز می شود اما در نمونه صفحات سیلیکون پیدا نمی شوند. این امر نشان دهنده آن است که اغلب، رشد یوتکتیکی در آلیاژهای بهسازی شده با Sr تجاری و خلوص بالا برابر است [۶].

مکانیزم مورد قبول اکثریت برای بهسازی آن است که اتم های ناخالصی جذب شده در جبهه رشد، کریستال های سیلیسیم را وادار به دوقلویی شدن می کند. افزایش انرژی مرزهای دوقلویی همراه با رشد Si در اتم های Sr، دلیل فوق تبرید اضافی است که در اثر بهسازی با Sr به وجود آمده است [۶].

در آزمایشات انجام شده؛ بهسازی آلیاژ با خلوص بالا نتیجه شده، اما رشد یوتکتیک افزایش نیافته است. این امر نشان دهنده آن است که رشد یوتکتیک در اثر فوق تبرید به طور مستقیم به فرآیند بهسازی مربوط نمی شود و فقط در حضور عناصر ناخالصی اضافی اتفاق می افتد [۶]. مکانیزم افزایش فوق تبرید ممکن است به تولید محلولی در جبهه رشد یوتکتیک ارتباط داشته باشد که به دلیل تفاوت در شکل و توزیع دانه های یوتکتیک در آلیاژهای تجاری اصلاح نشده، این حالت رخ می دهد. روشنی این موضوع به دو دلیل مهم است، اول این که ممکن است باعث آشکار شدن مکانیزم درست بهسازی شود و دوم این که رایج ترین روش غیر مخرب مورد استفاده برای ارزیابی بهسازی، دمای رشد یوتکتیک است [۶].

نتیجه گیری نهایی به صورت زیر خواهد بود:

در آلیاژ اصلاح نشده تجاری تعداد زیادی دانه یوتکتیک جوانه زده و در نتیجه ی رشد آن، دانه های با شکل نامتقارن حاصل شده است. در مقابل در آلیاژ خلوص بالای بهسازی نشده دانه های بسیار کمی جوانه زده و با رشد هر دانه، فصل مشترک کروی حاصل گردیده است [۶].

جوانه زنی یوتکتیک در آلیاژهای خلوص بالای اصلاح نشده همانند آلیاژهای تجاری اصلاح شده با Sr است. در هر دو آلیاژ خلوص بالای اصلاح نشده و تجاری اصلاح شده با Sr، چگالی دانه های یوتکتیک در مقایسه با آلیاژهای اصلاح نشده تجاری کاهش یافته است [۶].

آنالیز ریزساختار جوانه زنی یوتکتیک در آلیاژهای Al – Si

مورفولوژی Si یوتکتیک در شکل ۱۹، توسط تصاویر SEM از نمونه های آزمایش نمایش داده شده است، ورقه های Si نمونه های بهسازی نشده به راحتی در شکل (a) ۱۹ و (c) قابل مشاهده هستند. همانطور که از معادله (۱) انتظار می رود با افزایش سرعت سرد شدن فضای بین لایه های Si کاهش یافته است [۳].

$$\lambda^2 = \lambda \quad (1)$$

درجائیکه :

$$\lambda = \text{فضای بین لایه ای}$$

$$V = \text{سرعت حرکت فصل مشترک}$$

$$K = \text{مقدار ثابت}$$

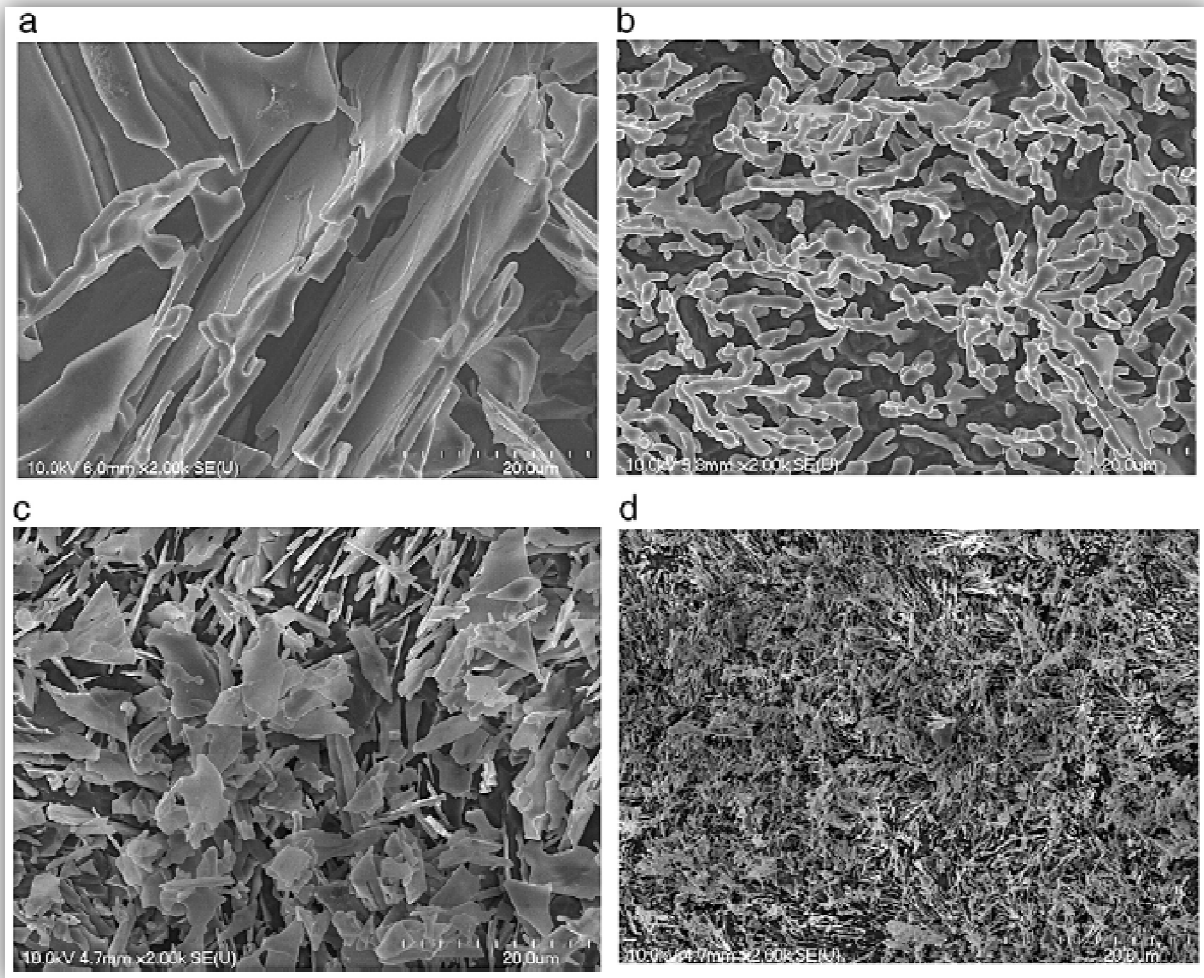
در حقیقت معادله (۱) نتیجه معادله (۲) است [۳]:

$$\lambda = \frac{K}{V} \quad (2)$$

درجائیکه:

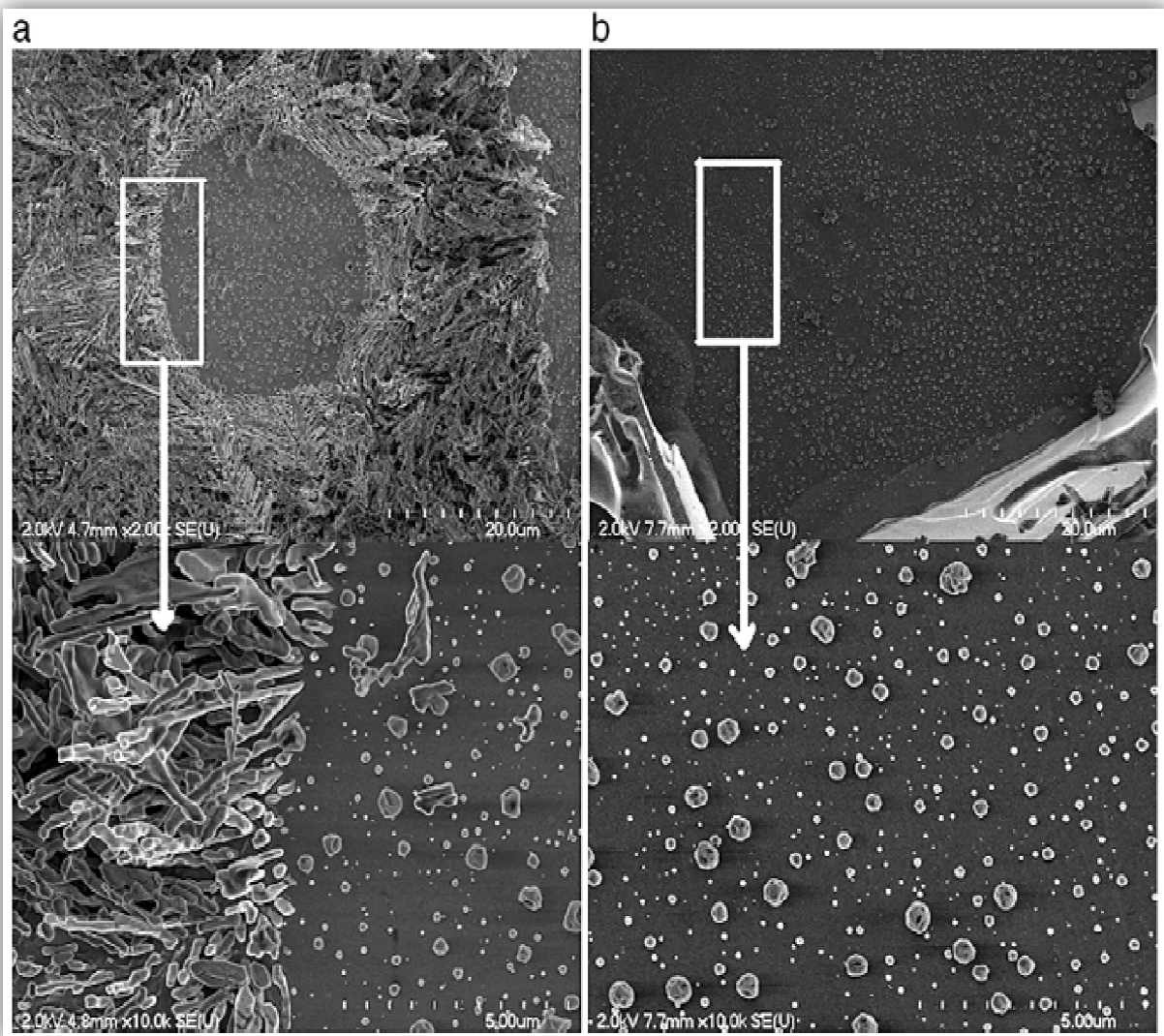
$$G = \text{گرادیان دمایی در مایع}$$

بدون افزودن Sr، کریستال های Si؛ شکل صفحه ای (ورقه ای) داشته و در حضور Sr به عنوان بهساز، این ورقه ها به گروه های رشته ای درون ساختار تغییر شکل می دهند (شکل (b) و (d)) [۳].



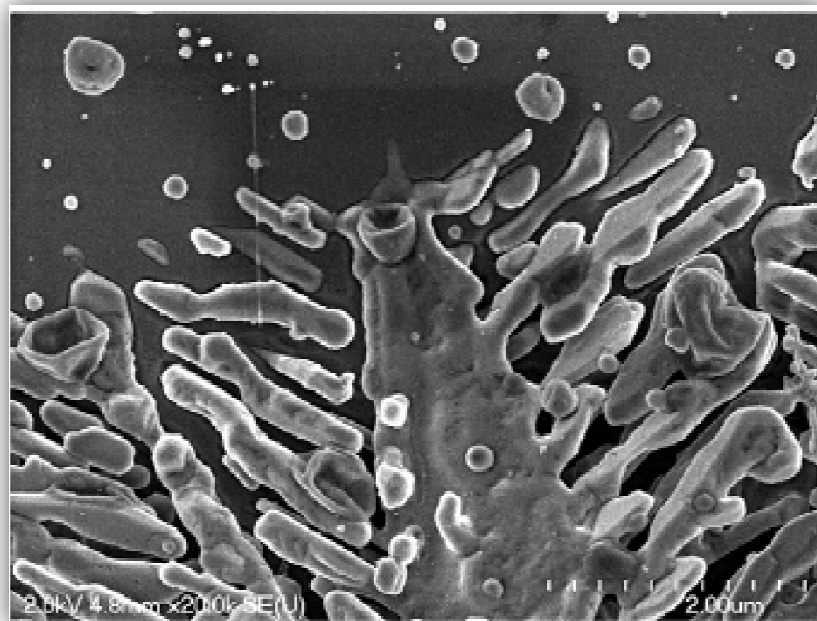
شکل ۱۹: تصاویر SEM آلیاژ با سرعت های سرد شدن متفاوت [۳]. (a) قالب گرافیتی، بدون عملیات بهسازی؛ (b) قالب (c) قالب فولادی، بدون عملیات بهسازی؛ (d) قالب فولادی، با 54 ppm Sr. قالب گرافیتی، با 54 ppm Sr

با استفاده از FEG - SEM (میکروسکپ الکترونی روبشی با وضوح بالا) و پرتو با ولتاژ پائین نواحی بین دندریتی با جزئیات بیشتری قابل مشاهده هستند. تصاویر SEM در شکل ۲۰، ذرات Si ریز تشکیل شده مقابل دندریت های اولیه Al را نشان می دهد. به عبارت دیگر، شکل گیری این ذرات به دلیل غنی شدن موضعی مایع در فصل مشترک α -Al از Si است [۳].



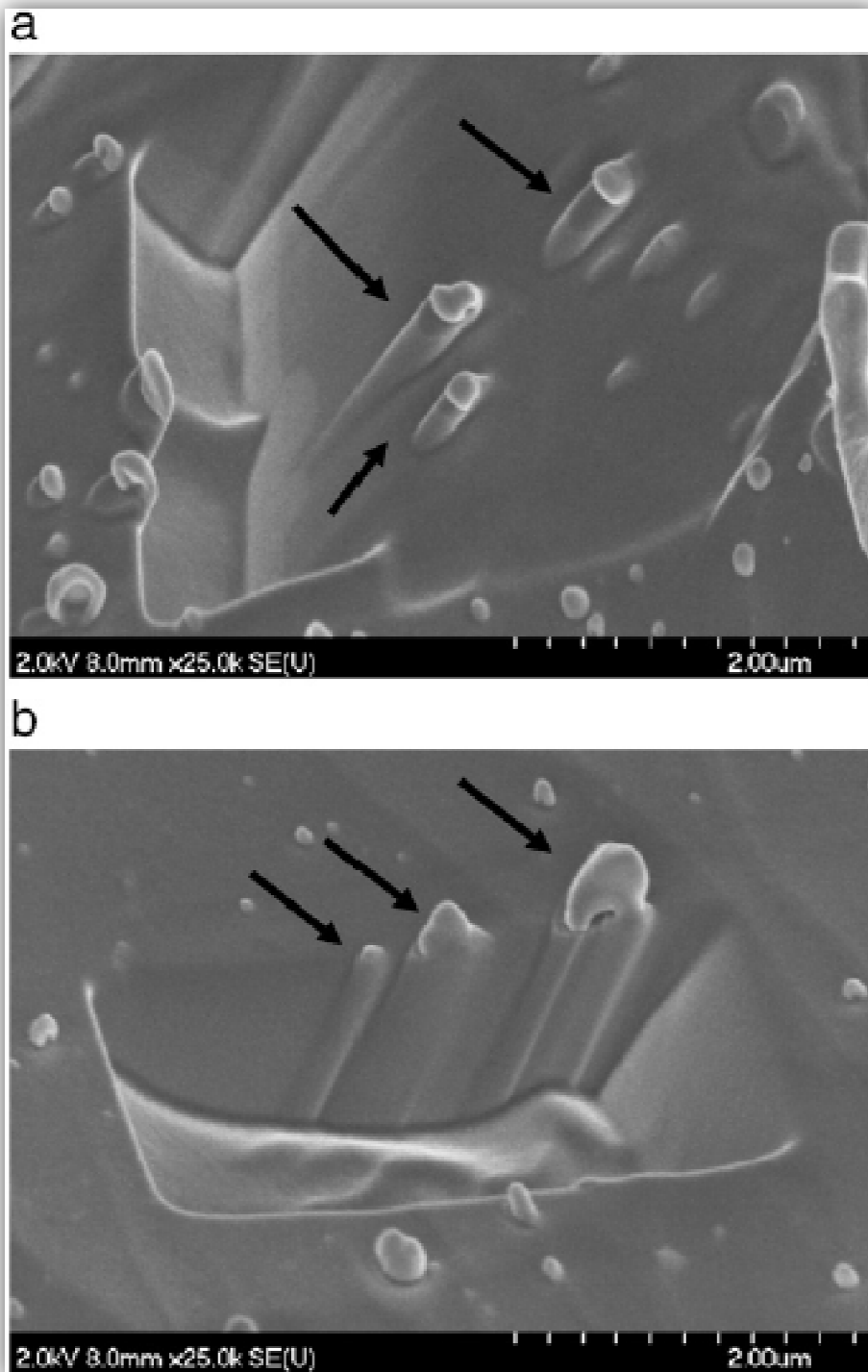
شکل ۲۰: (a) آلیاژ Al-7Si بهسازی شده با Sr (قالب فولادی، کوئنچ شده)؛ (b) آلیاژ A356 بهسازی نشده (قالب گرافیتی، سرد شده در هوا) که نشان دهنده توزیع ذرات بین دندریتی می باشد [۳].

به منظور اثبات این حقیقت که این ذرات به صورت سه بعدی با یکدیگر در ارتباط هستند، فضای اطراف ذرات بزرگ Si یوتکتیک به دقت اسکن شده و ذرات کوچک چسبیده به Si یوتکتیک در شکل ۲۱، به خوبی قابل مشاهده است [۳].



شکل ۲۱: تصویر SEM نشان دهنده ذره Si [۳].

همان گونه که قبلا بیان شده بود، ذرات ناخالصی؛ مکان های جوانه زنی فاز یوتکتیک هستند ولی با توجه به آزمایشات، علاوه بر ذرات ناخالصی؛ شکل گیری این ذرات Si کوچک می تواند نقش مهمی در جوانه زنی Si یوتکتیک ایفا کند. شکل ۲۲، نشان دهنده ذرات کوچک Si چسبیده به زمینه $\alpha - Al$ است که توسط تکنیک FIB با زاویه چرخش نمونه به اندازه 45° گرفته شده است [۳].



شکل ۲۲: تصاویر SEM حاصل از تکنیک FIB از نمونه کوئچ و بهسازی شده، نشان دهنده ی چسبیدن Si به زمینه [۳].

جمع بندی و نتیجه گیری

Chadwick پیشنهاد کرد که به دلیل عدم انطباق زیاد بین ذرات Si و زمینه Al، ذرات جدید Si علاقه ای به جوانه زنی روی Al در حال رشد در فصل مشترک جامد-مایع ندارند [۳]. وی بیان کرد که ذرات Si تمایل بیشتری به جوانه زنی غیرهمگن روی مراکز خاص جوانه زنی در مایع مقابل فصل مشترک دارند و پس از جوانه زنی ذرات Si درون فاز Al شروع به رشد خواهد کرد [۳].

همچنین Elliot نشان داد که عموماً جوانه زنی یوتکتیک توسط جوانه زنی غیرهمگن روی یکی از فازهای یوتکتیک روی جوانه ها انجام می شود [۴].

Dahle با استفاده از میکروسکپ نوری و تفرق الکترون برگشتی (EBSD) نشان داد که سه مکانیزم ممکن برای جوانه زنی و رشد یوتکتیک وجود دارد [۷]:

۱- جوانه زنی در دیواره و رشد در خلاف جهت گرادیان حرارتی

۲- جوانه زنی یوتکتیک روی دندریت های اولیه

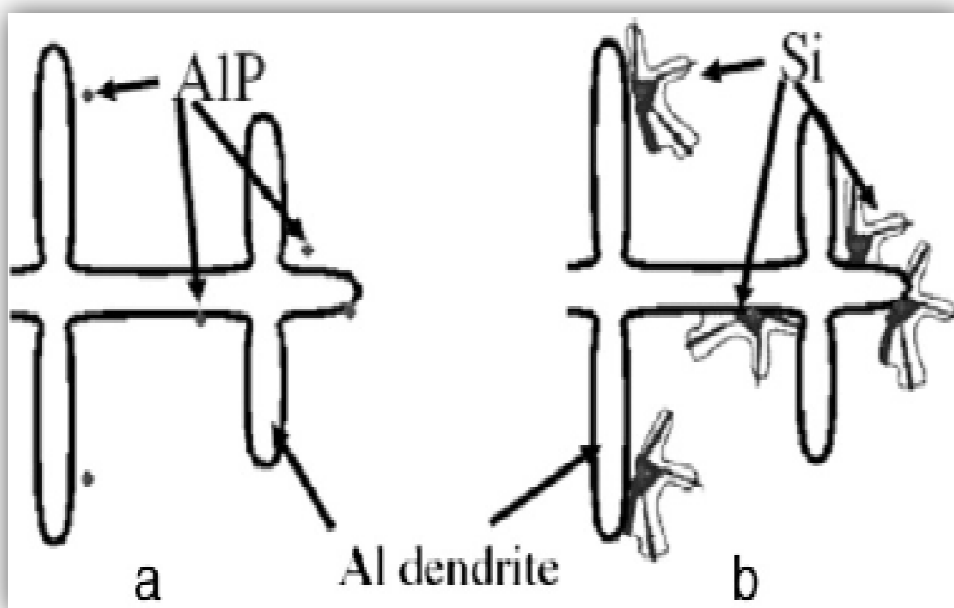
۳- جوانه زنی یوتکتیک روی ذرات جوانه در مایع بین دندریتی

نتیجه گیری شد که بسته به میزان Sr افزوده شده حالات رشد یوتکتیک متفاوتی وجود خواهد داشت. در آلیاژهای بهسازی نشده، بیان شد که فاز یوتکتیک از ذرات اولیه Al- α جوانه زده و رشد می کند و فاز Al در دانه یوتکتیک همان جهت Al اولیه را دارد اما Si برخلاف فاز دیگر دارای جهت متفاوتی است [۳]. در میزان Sr حدود 73 ppm Dahle گزارش کرد که جوانه زنی دانه های مستقل یوتکتیک درون نواحی بین دندریتی، بدون ارتباط با دندریت های اولیه، صورت می گیرد [۷]. اگرچه سه مکانیزم پیشنهاد شد اما این سوال همچنان بی پاسخ مانده است که آیا Si یوتکتیک روی دندریت های Al اولیه جوانه می زند یا Al یوتکتیک و یا درون مایع بین دندریتی جوانه زنی صورت می گیرد؟

پس از آن Khalifa و همکارانش پیشنهاد دادند که آهن β ؛ مکان جوانه زنی Si در آلیاژهای Al-Si است [۸]. Shankar به کمک میکروسکپ نوری و SEM، TEM نظریه Khalifa را حمایت کرد [۲]. آنها نظریه ای بیان کردند که پایه و اساس آن بر مبنای حضور آهن در آلیاژهای Al-Si بوده و این امر موجب شکل گیری ذرات ناخالصی شده و موجب جوانه زنی Si یوتکتیک می شوند [۳].

آنها اظهار داشتند که در طول انجماد آلیاژی Al-Si دندریت های اولیه α -Al در دمای لیکوئیدوس جوانه زده و با شکل گیری فاز ثانویه پایه آهن β در همان دما بین دمای لیکوئیدوس و یوتکتیک، بسته به میزان غلظت آهن ادامه می یابد. با ادامه سرد شدن تا دمای یوتکتیک، Si یوتکتیک روی این ذرات β جوانه زده و به صورت صفحات ورقه ای درون مایع رشد می کند [۳].

به طور همزمان، Nogita و همکاران با استفاده از تکنیک FIB برای آماده سازی نمونه های TEM، مدلی را برای جوانه زنی یوتکتیک بر پایه حضور ناخالصی هایی در مذاب ارائه داد [۹]. این مدل در شکل ۲۳؛ نمایش داده شده است. آنها اظهار داشتند که در طول اولین مرحله انجماد، دندریت های α -Al رشد کرده و فسفر (P) و سیلیسیم (Si) در فصل مشترک دندریت - مایع به دلیل حلالیت کم در Al جامد، دچار جدایش می شوند [۹]. در مقادیر کافی فسفر، ذرات AIP حاصل از فصل مشترک به عنوان جوانه برای کریستال های Si عمل می کنند و انجماد یوتکتیک از هر کریستال در حال رشد شروع می شود [۹].

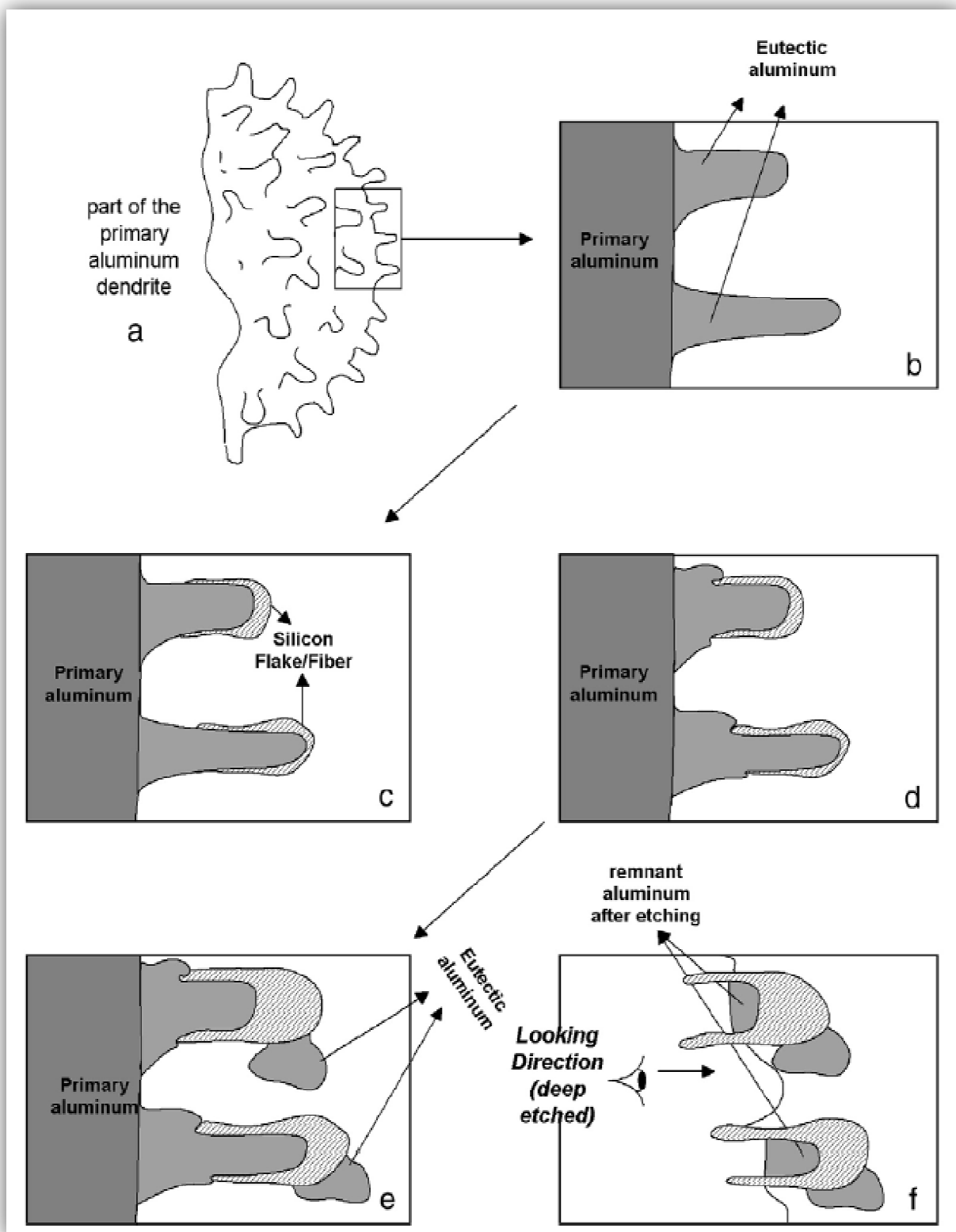


شکل ۲۳: (a) جدایش AIP در طول رشد دندریت های Al؛ (b) ذرات AIP، مکان های جوانه زنی برای کریستال های Si [۹].

انجماد آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si که شامل شکل گیری دانه های یوتکتیک می شود؛ می تواند به صورت زیر بیان گردد [۳]:

اولین مرحله انجماد این آلیاژها با شکل گیری ذرات اولیه α -Al از مذاب شروع می شود. زمانی که دمای مایع بین دندریتی به دمای استحاله یوتکتیک نزدیک می شود، ذرات یوتکتیک غنی از Al روی دندریت اولیه Al جوانه زده و در نتیجه مکان موضعی غنی از Si به وجود می آید. شکل گیری مکان های غنی از Si درون مایع بین دندریتی موجب جدایش ذرات کوچک Si می شود. این ذرات، رفتاری مشابه ذرات ناخالصی مثل β -(Al, Si, Fe) و یا AIP از خود نمایش می دهند و مکان هایی برای جوانه زنی Si یوتکتیک خواهند بود [۳].

دیاگرام شماتیک شکل ۲۴؛ مراحل مکانیزم پیشنهادی را برای شکل گیری Si یوتکتیک در آلیاژهای Al-Si نمایش می دهد.



شکل ۲۴: شماتیک ساده از تئوری پیشنهادی برای جوانه زنی یوتکتیک [۳]. (a) تصویر سه بُعدی از یوتکتیک شکل گرفته روی α -Al اولیه؛ (b) تصویر دو بُعدی از قسمت های نشان داده شده؛ (c) شکل گیری ذرات سیلیسیم؛ (d) رشد ترکیبات یوتکتیک؛ (e) شکل گیری آلومینیم و سیلیسیم های یوتکتیک جدید؛ (f) شماتیک ساختار اچ شده.

- 1- Davis JR, editor. Aluminum and aluminum alloys. Ohio: ASM International; 1993. p. 627.
- 2- Shankar S, Riddle YW, Makhlof MM. Nucleation Mechanism of the Eutectic Phases in Aluminum-Silicon Hypoeutectic Alloys. *Acta Mater* 2004; 52:4447–4460.
- 3- Nafisi S, Ghomashchi R, Vali H. Eutectic Nucleation in Hypoeutectic Al-Si Alloys. *Materials characterization* 2008; 59:1466-1473.
- 4- Elliot R. Eutectic Solidification Process. London: Butterworth 1983.
- 5- Dahle AK, Nogita K, Zindel JW, McDonald SD, Hogan LM. *Metall Mater Trans A* 2001; 32:949.
- 6- McDonald SD, Nogita K, Dahle AK. Eutectic Nucleation in Al-Si Alloys. *Acta Mater* 2004; 52:4273-4280.
- 7- Dahle AK, Nogita K, Zindel JW, McDonald SD, Hogan LM. Eutectic Nucleation and Growth in Hypoeutectic Al-Si Alloys at Different Strontium Levels. *J MetMater Trans A* 2001; 32:949–60.
- 8- Khalifa W, Samuel FH, Grizleski JE. Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System. *J Met Mater Trans A* 2003; 34:807–25.
- 9- Nogita K, McDonald SD, Tsujimoto K, Yasuda K, Dahle AK. Aluminum Phosphide as a Eutectic Nucleus in Hypoeutectic Al-Si Alloys. *J Electron Microsc* 2004; 53:361–9.