



سمینار فرآیندهای انجماد پیشرفته

# انجماد آلیاژهای بر پایه Al-Fe

## فهرست

صفحه

عنوان

---

۱.....	ایجاد ترکیبات بین فلزی.....
۳.....	ویژگیها ترکیبات بین فلزی.....
۴.....	تاثیر ترکیبات بین فلزی.....
۷.....	سیستم سه تایی Fe-Al-Si.....
۱۰.....	سیستم های دوتایی.....
۱۱.....	بررسی کوئنچ سریع.....
۱۴.....	اندازه گیری های آنالیز حرارتی.....
۱۵.....	اثر سرعت سرد کردن بر رفتار انجماد آلیاژهای Al-Fe-Si.....
۱۸.....	مراجع.....

## مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم معمولاً حاوی برخی از فلزات واسط نظیر آهن، کروم و منگنز هستند. این عناصر به صورت ناخالصی و یا به عنوان عناصر آلیاژی، در آلیاژهای آلومینیوم وجود دارند که در اثر واکنش با یکدیگر، فازهای اولیه و یا ترکیبات بین‌فلزی پیچیده‌ای تشکیل می‌دهند [۱]. میزان آهن تأثیر مهمی بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم دارد. به همین علت مطالعات زیادی بر روی ترکیبات بین‌فلزی آهن در این آلیاژها انجام شده است [۲].

در یک مورد در ریخته‌گری آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم وجود آهن ضروری است آن هم در ریخته‌گری-های تحت فشار (pressure die-casting) می‌باشد که از چسبیدن آلیاژ مذاب به قالب جلوگیری می‌کند [۲].

## ایجاد ترکیبات بین‌فلزی

آهن با تشکیل ترکیبات بین‌فلزی  $AlSiFe$  به شکل سوزنی و یا صفحه‌ای نازک تأثیرات مضر بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم می‌گذارد. در برخی موارد این ترکیبات رشد زیادی کرده و طول آنها به چندین میلی‌متر هم می‌رسد [۲]. به‌طور کلی ترکیبات بین‌فلزی آهن شامل  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  یا  $\delta(Al_4FeSi_2)$ ،  $\beta(Al_3FeSi)$ ،  $\alpha(Al_8Fe_2Si)$  و  $\pi(Al_8Mg_3FeSi_6)$  در آلیاژهای ریخته‌گری آلومینیوم-سیلیسیم با مورفولوژی‌های مختلف تشکیل می‌شوند [۳].

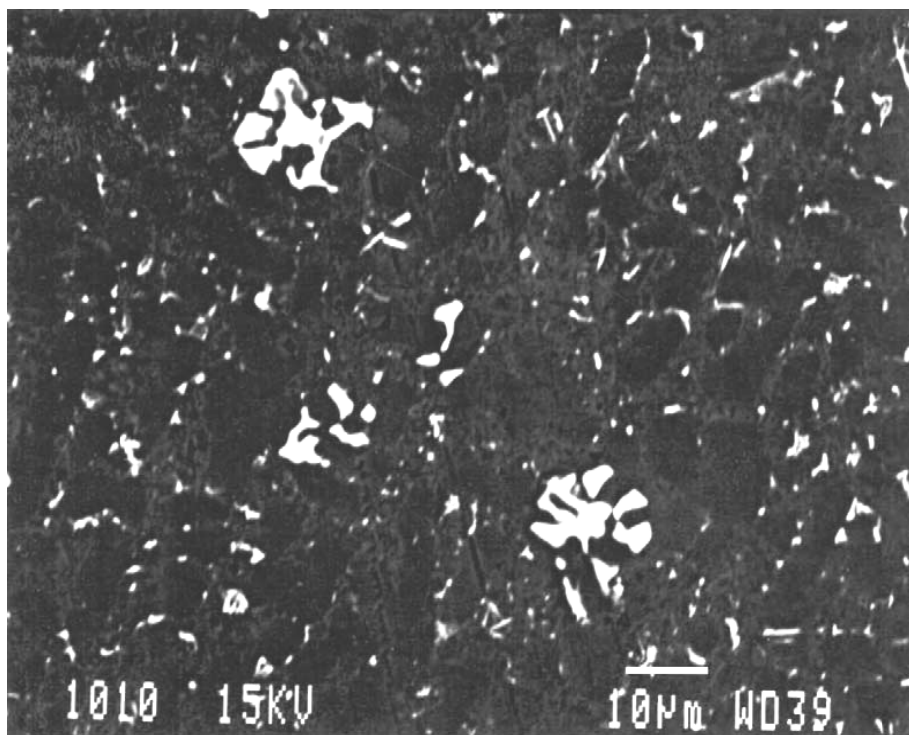
ترکیبات بین‌فلزی حاوی آهن در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم می‌تواند به صورت سه مورفولوژی:

۱- کریستال‌های چندوجهی

۲- حروف چینی

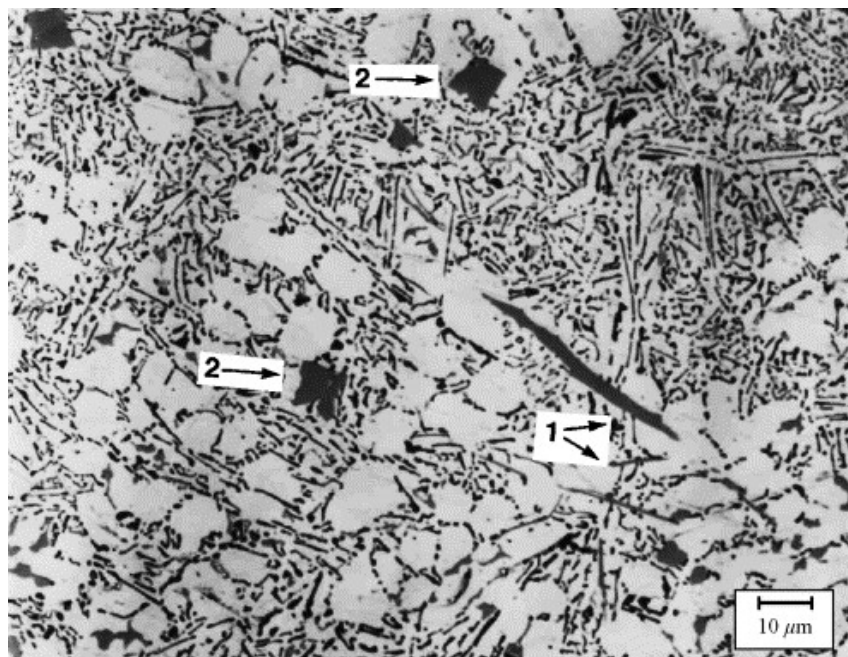
۳- صفحات نازک یا سوزنی

وجود داشته باشند [۲].



شکل ۱- مورفولوژی فاز ستاره مانند

فاز  $\beta$  با شبکه کریستالی مونوکلینیک در ریز ساختار آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم به صورت سوزنی دیده می‌شود اما فاز  $\alpha$  با شبکه کریستالی هگزاگونال می‌تواند به شکل های مختلف مانند حروف چینی، ستاره‌ای و چند وجهی وجود داشته باشد که از بین آنها، مورفولوژی حروف چینی مطلوب‌تر از سایرین است [۴]. در شکل- های ۱ و ۲ مورفولوژی فازهای مختلف ترکیبات حاوی آهن گنجانده شده است [۲].



شکل ۲- مورفولوژی فاز های سوزنی و صفحه‌ای

انحلال پذیری آهن در حالت جامد در آلومینیوم بسیار ناچیز است. بنابراین آهن با عناصر دیگر تشکیل ترکیبات بین‌فلزی می‌دهد که شدیداً به نوع و میزان عناصر آلیاژی و ناخالصی‌ها وابسته است. تحقیقات نشان داده است که این ترکیبات بین‌فلزی زمانی که میزان آهن، کروم و منگنز کم باشد تشکیل نمی‌شود [۲].

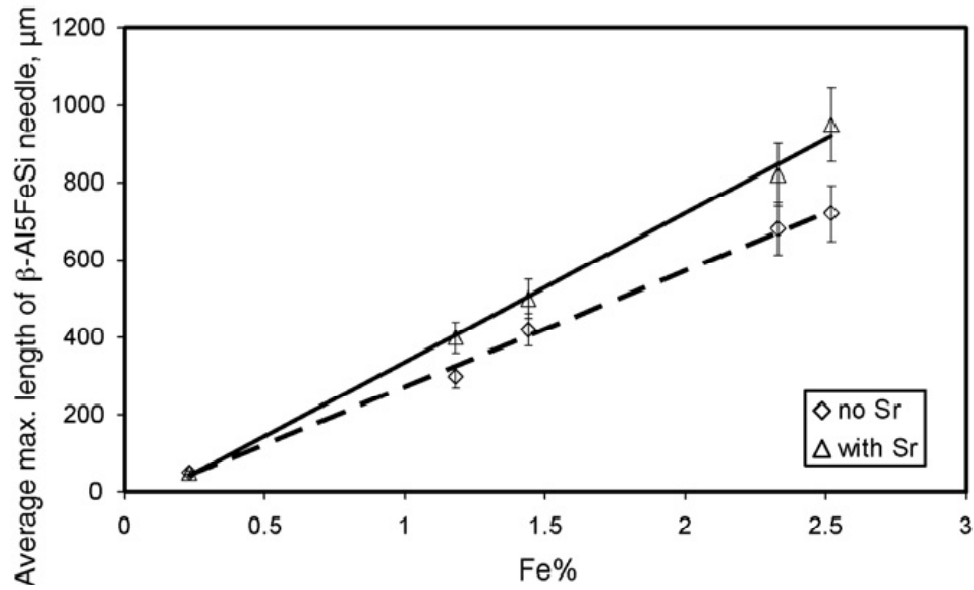
### ویژگی‌ها ترکیبات بین فلزی

این فازها از نقطه ذوب بالا و وزن مخصوص زیاد برخوردارند که باعث رسوب در کف مذاب می‌شود و باعث افت خواص مکانیکی قطعه می‌شود [۱]. در حین ریخته‌گری و ذوب فلزات آهن، کروم و منگنز در ته کوره و بوته‌ها جدایش پیدا کرده و ذرات جامد و ترکیبات بین‌فلزی تشکیل می‌دهند. این فازها از آلومینیوم مایع

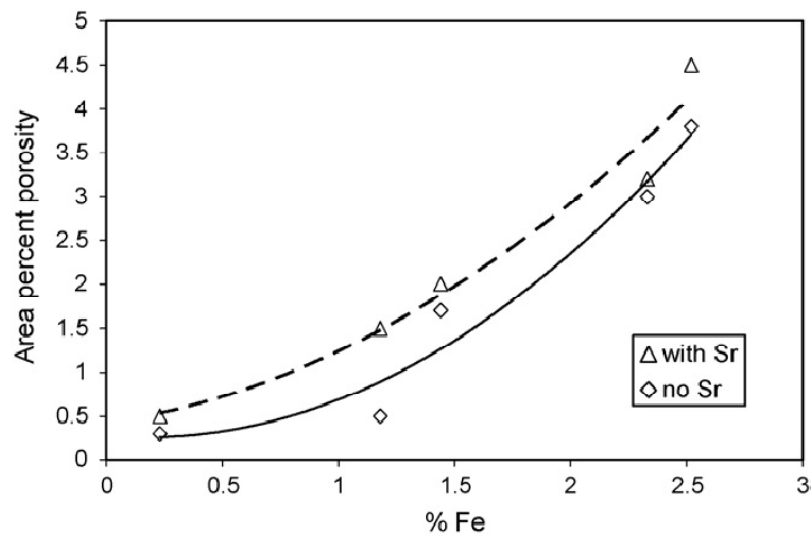
سنگین تر و چگال تر بوده و به صورت پوسته‌ها و ذرات جامد در مذاب وجود خواهد داشت. این ترکیبات سختی و چگالی بالا داشته و دمای ذوب آنها نیز خیلی بالاتر از آلیاژهای آلومینیوم است [۳].

## تأثیر ترکیبات بین فلزی

ترکیبات بین فلزی بر روی خواص مکانیکی مانند داکتیلیته و چقرمگی تأثیر گذار خواهد بود. این ترکیبات در شرایط معمولی انجمادی تشکیل شده و با انقباض انجمادی همراه هستند [۳]. این ترکیبات با انسداد کانال‌های بین دندریته‌ها موجب نرسیدن مذاب و انقباض در حین انجماد آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم می‌شود [۲]. تشکیل ترکیبات بین فلزی در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم سبب کاهش سیالیت مذاب در ریخته‌گری و نیز ایجاد مشکلاتی در حین برش و سایر عملیات ماشین‌کاری خواهند شد [۳ و ۲]. یکی از دلایل افت خواص مکانیکی در حضور این ترکیبات بین فلزی چسبندگی ضعیف این ترکیبات با زمینه آلیاژ است [۲]. با افزایش میزان آهن و افزایش طول و مقدار فاز مخرب  $\beta$  موجب ایجاد تخلل در آلیاژ نیز می‌شود که خواص مکانیکی را شدیداً تحت تأثیر قرار می‌دهد. در شکل‌های ۳ و ۴ تأثیر آهن بر این موارد نشان داده شده است [۵].



شکل ۳- تاثیر میزان آهن بر طول فاز  $\beta$

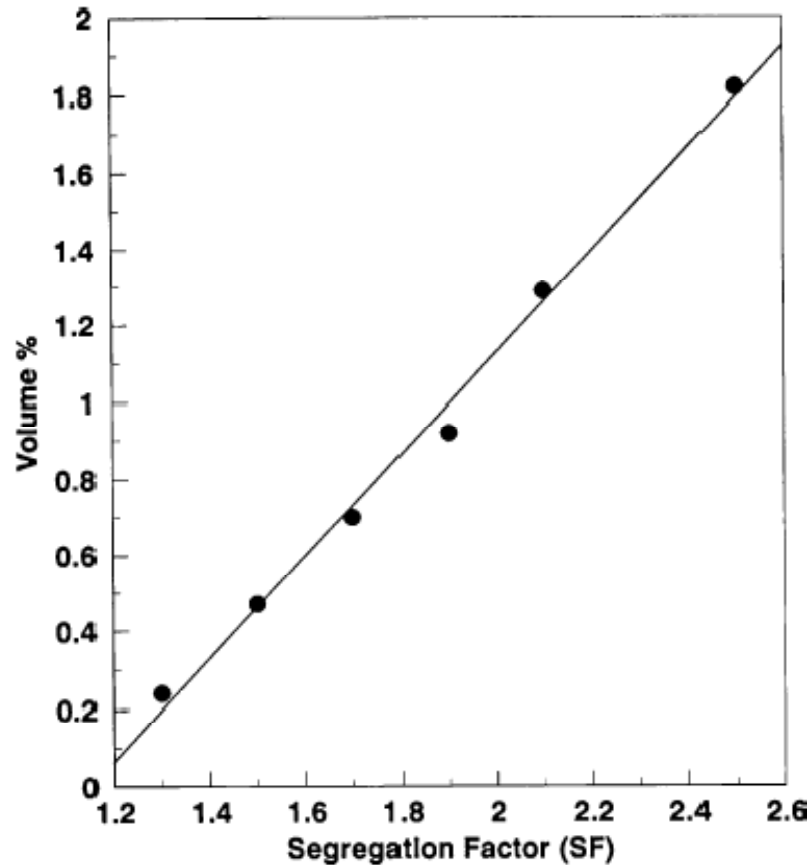


شکل ۴- تاثیر میزان آهن بر میزان تخلل آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم

از دیگر اثرات تشکیل این ترکیبات بین فلزی، ایجاد جدایش‌های انجمادی است که موجب افت خواص در قطعه می‌شوند. این ترکیبات به دلیل اینکه وزن مخصوص بالاتری نسبت به آلیاژ مذاب دارند سبب بروز جدایش



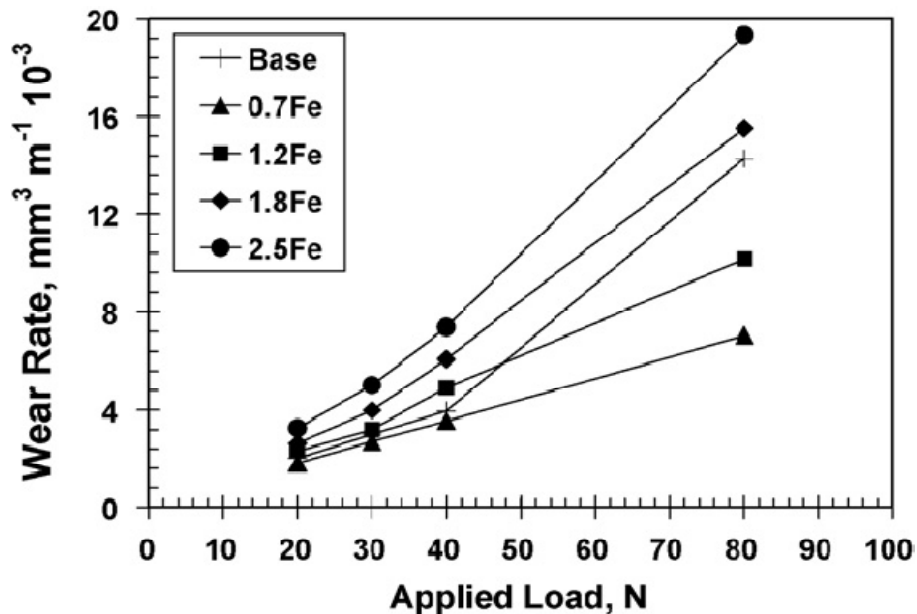
در حین فرآیند انجماد آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم می‌شوند. فاکتور جدایش در شکل ۵ این ویژگی را نشان می‌دهد [۲].



شکل ۵- تاثیر حجم ترکیبات بین‌فلزی بر فاکتور جدایش

وجود ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن بر روی خواصی مانند سختی و مقاومت به سایش آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم نیز تاثیر گذار است که به اندازه و کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی حاوی آهن وابسته است در شکل ۶ تاثیر آهن بر رفتار سایشی آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم آورده شده است. به عنوان مثال طبق تحقیقات صورت گرفته افزودن حدود ۰/۷ درصد وزنی آهن موجب افزایش سختی و بهبود مقاومت به سایش در این آلیاژها می‌شود. در حالی که افزایش مقدار آهن تا حدود ۲/۵ درصد وزنی موجب افزایش سختی و کاهش مقاومت به

سایش می‌شود. کاهش مقاومت به سایش در این آلیاژها در این درصد آهن می‌تواند ناشی از ایجاد ترک‌های بزرگ می‌باشد که به علت وجود ترکیبات بین‌فلزی سوزنی شکل در این آلیاژها ایجاد می‌شود [۶].



شکل ۶- تاثیر میزان آهن بر رفتار سایشی

### سیستم سه تایی Fe-Al-Si

سیستم سه تایی Fe-Al-Si در گذشته به دلایلی موضوع تحقیقات بوده است، که بخشی از آن به دلیل اهمیت تجاری آلیاژهای غنی از Al که حاوی ناخالصی‌های Fe و Si هستند و بخشی دیگر به دلیل یکسری آلیاژهای بر پایه Fe که در مغناطیس‌ها استفاده می‌شوند، است. در گذشته آزمایشاتی بر پایه ترکیب، موفولوژی و ساختار کریستالی شمار زیادی از فازهای دو تایی و سه تایی که در این سیستم سه تایی موجود است، انجام شده است. حضور فازهای دو تایی و سه تایی روی ویژگی‌های مکانیکی، ویژگی‌های مغناطیسی، فرآیندهای مکانیکی و غیره اثر می‌گذارد [۷].

وسیعترین کاری که روی سیستم Fe-Al-Si انجام شده است توسط Mutuzaki و Takeda بوسیله آنالیز های دمایی و آزمایشات ریزساختاری بوده است [۸]. این مطالعه توسط پراش اشعه X انجام شد. پیچیدگی این سیستم باعث شده است که فاز تعادلی Fe-Al-Si بدون هیچ درجه اطمینانی استقرار پیدا کند. حجم بالایی از مطالعات گذشته روی Al تجاری حاوی Fe و Si به عنوان ناخالصی، یا نزدیک Al در گوشه سیستم سه تایی انجام شده است [۹]. فازهای دوتایی و سه تایی که در بالای منطقه دیاگرام فازی وجود دارند به خوبی استقرار یافته اند، با این حال میزان توافق بین نویسندگان مختلف خیلی رضایت بخش نیست. مخالفت ابتدا بر ترکیب و ساختار کریستالی فازها و یافت تعدادی از ترکیبات نادرست است. آنالیز پراش اشعه X بر روی این فازها به دلیل مشاهده فازهای زیادی در نمونه های یکسان مشکل است. به دلیل طبیعت گسترده این کار تعدادی از مقالات مروری بر روی تعادل فازی سیستم Fe-Al-Si دیده شده است، که در فازهای دوتایی و سه تایی، ساختار کریستالی و فرمول شیمیایی شان و واکنشهای ثابت خلاصه می شود [۱۰].

بر طبق مطالعات Mutuzaki و Takeda [۸] در کل ۱۹ واکنش ثابت سه تایی شامل ۶ ترکیب بین فلزی سه تایی و شماری از فازهای دو تایی است (شکل ۷).

فازهای سه تایی  $\tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4, \tau_5$  و  $\tau_6$  به عنوان نتیجه ای از واکنش های سه تایی پریکتیک  $P_1$  تا  $P_6$  گزارش شده است. گرچه تعدادی از این فازها، به عنوان مثال  $\tau_2, \tau_3, \tau_4$  و  $\tau_5$  در حال حاضر کمابیش اثبات شده اند، فاز سه تایی  $\tau_1$  و  $\tau_3$  اثبات سختی دارند. مورفولوژی فاز  $\tau_3$  هنوز اثبات نشده است. Mutuzaki و Takeda همچنین شمار زیادی از بخش های عمودی از دیاگرام سه تایی را در فاصله ۵٪ وزنی Fe ترسیم کردند [۸].

	INVARIANT REACTION	THREE PHASE FIELDS INVOLVING LIQUID AND DESCENDING BELOW THE INVARIANT PLANE	THREE PHASE FIELDS INVOLVING SOLIDS ONLY
U <sub>1</sub>	1120°C L+ε=α(Fe)+ξ	L+α+ξ	ε+α+ξ
U <sub>2</sub>	1115°C L+ξ=α+η	L+α+η	ξ+α+η
P <sub>1</sub>	1050°C L+α+ρ=τ <sub>1</sub>	L+α+τ <sub>1</sub>	L+ρ+τ <sub>1</sub>
U <sub>3</sub>	1030°C L+α=η+τ <sub>1</sub>	L+η+τ <sub>1</sub>	α+η+τ <sub>1</sub>
U <sub>4</sub>	1020°C L+η=θ+τ <sub>1</sub>	L+θ+τ <sub>1</sub>	η+θ+τ <sub>1</sub>
U <sub>5</sub>	1000°C L+ρ=ω+τ <sub>1</sub>	L+ω+τ <sub>1</sub>	ρ+ω+τ <sub>1</sub>
P <sub>2</sub>	940°C L+θ+τ <sub>1</sub> =τ <sub>2</sub>	L+θ+τ <sub>2</sub>	L+τ <sub>1</sub> +τ <sub>2</sub>
P <sub>3</sub>	935°C L+τ <sub>1</sub> +τ <sub>2</sub> =τ <sub>3</sub>	L+τ <sub>1</sub> +τ <sub>3</sub>	L+τ <sub>2</sub> +τ <sub>3</sub>
U <sub>6</sub>	885°C L+τ <sub>1</sub> =ω+τ <sub>3</sub>	L+ω+τ <sub>3</sub>	τ <sub>1</sub> +ω+τ <sub>3</sub>
U <sub>7</sub>	880°C L+ω=τ <sub>3</sub> + (Si)	L+τ <sub>3</sub> + (Si)	ω+τ <sub>3</sub> + (Si)
P <sub>4</sub>	865°C L+τ <sub>3</sub> + (Si) =τ <sub>4</sub>	L+τ <sub>3</sub> +τ <sub>4</sub>	L+(Si)+τ <sub>4</sub>
P <sub>5</sub>	855°C L+θ+τ <sub>2</sub> =τ <sub>5</sub>	L+θ+τ <sub>5</sub>	L+τ <sub>2</sub> +τ <sub>5</sub>
U <sub>8</sub>	835°C L+τ <sub>3</sub> =τ <sub>2</sub> +τ <sub>4</sub>	L+τ <sub>2</sub> +τ <sub>4</sub>	τ <sub>2</sub> +τ <sub>3</sub> +τ <sub>4</sub>
U <sub>9</sub>	790°C L+τ <sub>2</sub> =τ <sub>4</sub> +τ <sub>5</sub>	L+τ <sub>4</sub> +τ <sub>5</sub>	τ <sub>2</sub> +τ <sub>4</sub> +τ <sub>5</sub>
P <sub>6</sub>	700°C L+τ <sub>4</sub> +τ <sub>5</sub> =τ <sub>6</sub>	L+τ <sub>4</sub> +τ <sub>6</sub>	L+τ <sub>5</sub> +τ <sub>6</sub>
U <sub>10</sub>	620°C L+θ=(Al) +τ <sub>5</sub>	L+(Al)+τ <sub>5</sub>	θ+(Al)+τ <sub>5</sub>
U <sub>11</sub>	615°C L+τ <sub>5</sub> =(Al) +τ <sub>6</sub>	L+(Al)+τ <sub>6</sub>	τ <sub>5</sub> +(Al)+τ <sub>6</sub>
U <sub>12</sub>	600°C L+τ <sub>4</sub> =(Si) +τ <sub>6</sub>	L+τ <sub>6</sub> +(Si)	τ <sub>4</sub> +τ <sub>6</sub> +(Si)
E <sub>1</sub>	573°C L=(Al) +τ <sub>6</sub> +(Si)		τ <sub>6</sub> +(Al)+(Si)

θ - FeAl<sub>3</sub>, η - Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, ξ - FeAl<sub>2</sub>, ε - Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, α-FeAl, Fe<sub>3</sub>Al or αδ(Fe), ρ - FeSi, ω - FeSi<sub>2</sub>

شکل ۷ - واکنشهای ثابت سه تایی بر طبق آزمایشات Mutuzaki و Takeda

## سیستم های دوتایی

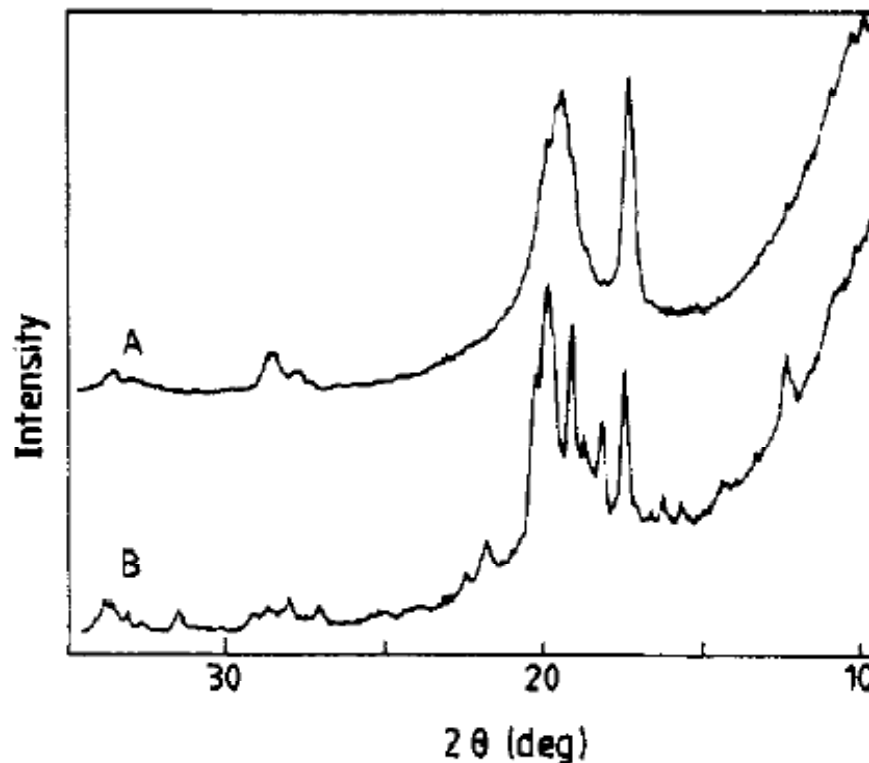
دیاگرام فاز Al-Fe که توسط Kat در سال ۱۹۹۳ مرور شده است [۱۱]، نشان می دهد که انحلال جامد fcc بر پایه Fe توسط حلقه ای از  $\gamma$  احاطه شده است. انحلال جامد bcc ( $\alpha$ Fe) به فرم نامنظم A2 و فرم های منظم B2 و  $DO_3$  وجود دارد. استحاله  $A2 \rightarrow B2$  در طبیعت در دمای زیر  $660^\circ C$  یک نظم ثانویه است. دمای زیر  $660^\circ C$  که یک منطقه دو فازی از  $A2+B2$  به میان می آید، یک تغییر سراسری را از استحاله نظم اولیه نشان می دهد. استحاله  $B2 \rightarrow DO_3$  نظم ثانوی است و در دمای زیر  $550^\circ C$  اتفاق می افتد. به جز فاز دما بالای  $\epsilon$  سه فاز میانه در سیستم احاطه شده با گستره یکنواخت  $FeAl_2$ ،  $Al$ ،  $Fe_2Al$  و  $FeAl_3$  وجود دارد. دیاگرام فازی Al-Si نمونه ساده ای از یوتکتیک با واکنش یوتکتیک در  $572^\circ C$  و  $12/2$  اتمی (wt % 12/6) سیلیسیوم است [۱۲]. دیاگرام فازی Fe-Si که توسط Kub. در سال ۱۹۸۲ مرور شده است [۱۳]، نشان می دهد که انحلال جامد fcc بر پایه Fe توسط حلقه  $\gamma$  محدود شده است. انحلال جامد bcc ( $\alpha$ Fe) در فرم نامنظم A2 و فرم های منظم B2 و  $DO_3$  وجود دارد. استحاله  $A2 \rightarrow B2$  در طبیعت نظم ثانویه است. استحاله  $B2 \rightarrow DO_3$  هم در دمای زیر  $700^\circ C$  نظم ثانویه است و در دمای کمتر، نظم اولیه با یک منطقه دو فازی  $B2+DO_3$  در میان آن است. در این سیستم فازهای میانی  $FeSi$ ،  $Fe_2Si$  و  $FeSi_2$  هستند. دو تا چند شکلی از  $FeSi_2$  وجود دارد، شکل دما پایین  $\alpha FeSi_2$  در ترکیب استوکیومتری یافت می شود؛ شکل دما بالای  $\beta FeSi_2$ ، Fe- ناقص است [۱۲].

## بررسی کوئنچ سریع

برای مطالعه بر روی این موضوع یک سری از آلیاژهای با ترکیب  $Al_{100-x}Fe_x$  با  $x$  برابر با ۲، ۴، ۶، ۸، ۱۰، ۱۲، ۱۴، ۱۶، ۱۸، ۲۰ و ۲۲ از مذاب با سرعت سرد کردن حدود  $2 \times 10^6$  بر روی غلتک مسی تهیه شده است [۱۴].

نتایج بدست آمده از XRD به شرح زیر است.

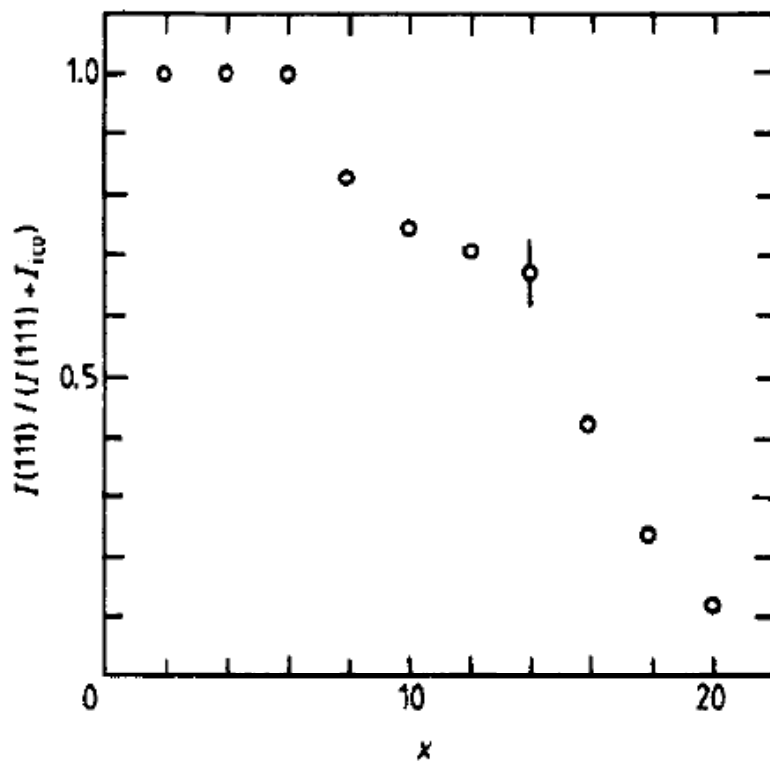
آلیاژهایی با  $2 \leq x \leq 6$  فقط حضور یک فاز FCC را نشان می دهد. آلیاژهای با  $8 \leq x \leq 20$  حضور دو فاز را نشان میدهند: یک فاز FCC و یک فاز شبه پایدار. در شکل زیر یک نمونه از الگوی پراش اشعه X نشان داده شده است.



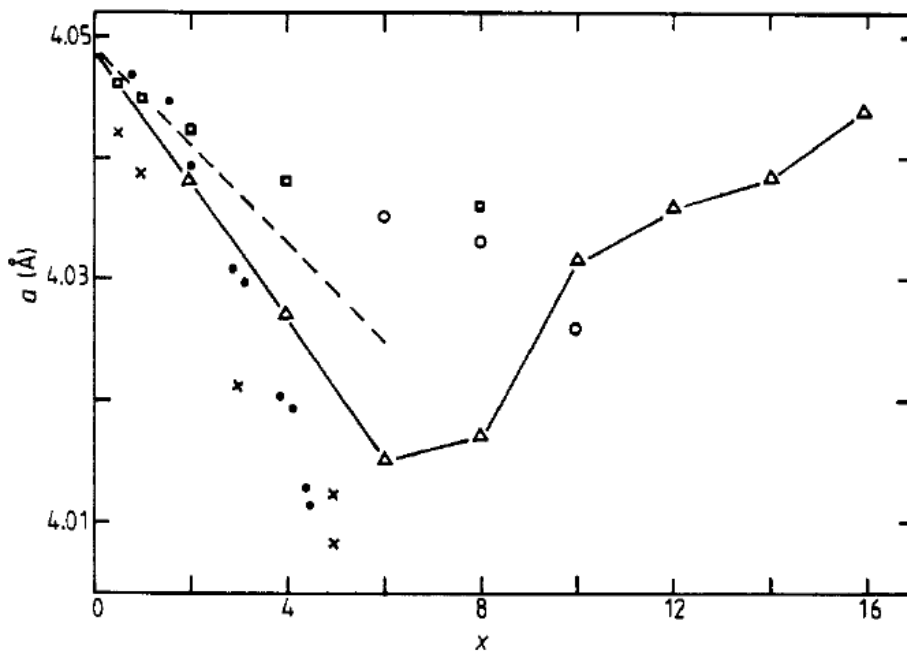
شکل ۸. الگوی پراش اشعه X برای A آلیاژ  $Al_{84}Fe_{16}$  که با پرتو  $Mo K\alpha$  بدست آمده است و B برای آلیاژ مشابه بعد از حرارت

دادن تا دمای ۶۷۵ کلوین است. این عکس حضور فاز  $Al_6Fe$  را نشان میدهد

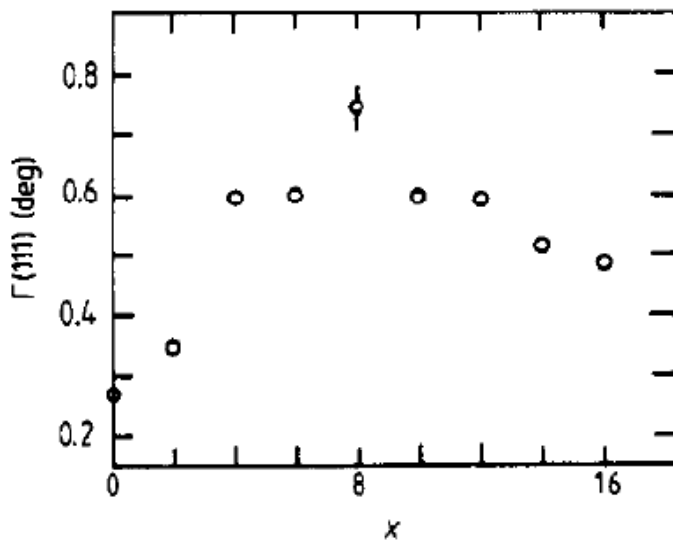
برای آلیاژهای با  $x < 20$  الگوی پراش اشعه X حضور یک فاز شبه کریستالی و  $\text{Al}_6\text{Fe}$  را نشان می دهد. شکل ۹ وابستگی بین شدت پیک  $\text{Al}(111)$  و بزرگترین انعکاس شبه کریستال برای آلیاژ با بیش از ۲۰٪ Fe. نتایج حاصل از اندازه گیری پارامتر شبکه فاز FCC به عنوان تابعی از ترکیب در شکل ۱۰ نشان داده شده است. شکل ۱۱ مقادیر پهنای انعکاس  $\text{Al}(111)$  به عنوان تابعی از ترکیب را نشان می دهد.



شکل ۹. نسبت شدت خط  $\text{Al}(111)$  و بزرگترین پیک شبه کریستال (حدوداً  $q = 30 \text{ nm}^{-1}$ )



شکل ۱۰. پارامتر شبکه فاز FCC به عنوان تابعی از ترکیب برای آلیاژهای Al-Fe که سریع سرد شده است. خطوط فقط برای نشان دادن تغییرات است و دربردارنده همه نیست. ( $\Delta$  این تحقیق،  $\square$  Ichinose & Ino،  $\bullet$  Tonejct & bonefacic،  $\circ$  Shiga،  $\times$  Nasu)

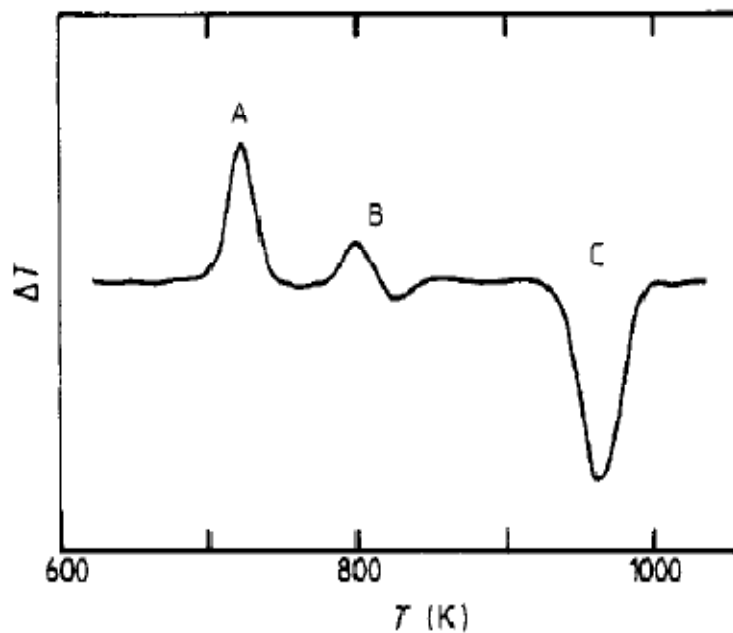


شکل ۱۱. پهنای انعکاس Al(111) در آلیاژهای ( $x < 18$ ).  $\Gamma$  عرض کامل در نصف ماکزیمم در  $2\theta$  است



## اندازه گیری های آنالیز حرارتی

اندازه گیری های سنجش حرارتی یک یا بیشتر واکنش حرارت زا و یک یا بیشتر واکنش گرماگیر در دماهای بالا را نشان می دهد. یک نمونه اسکن آنالیز حرارتی در شکل ۱۲ نشان داده شده است. براساس اندازه گیری های قبلی انجام شده به وسیله Dunlap و Dini پایین ترین دمای واکنش حرارت زا تبلور مجدد فاز شبه پایدار Al-Fe را نشان می دهد. دماهای بالاتر واکنش گرمازا که در آلیاژهای با مشاهده شده است، گذار کریستالوگرافی  $Al_6Fe \rightarrow Al_3Fe + Al$  را نشان می دهد [۱۵].



شکل ۱۲. اسکن آنالیز حرارتی برای  $Al_{x4}Fe_{16}$  سریع کوئچ شده (سرعت =  $20Kmin^{-1}$ ). A کریستالیزاسیون فاز شبه کریستالی  $Al_6Fe$  است. B استتاله  $Al_6Fe \rightarrow Al_3Fe + Al$  و C فرآیند ذوب Al است.

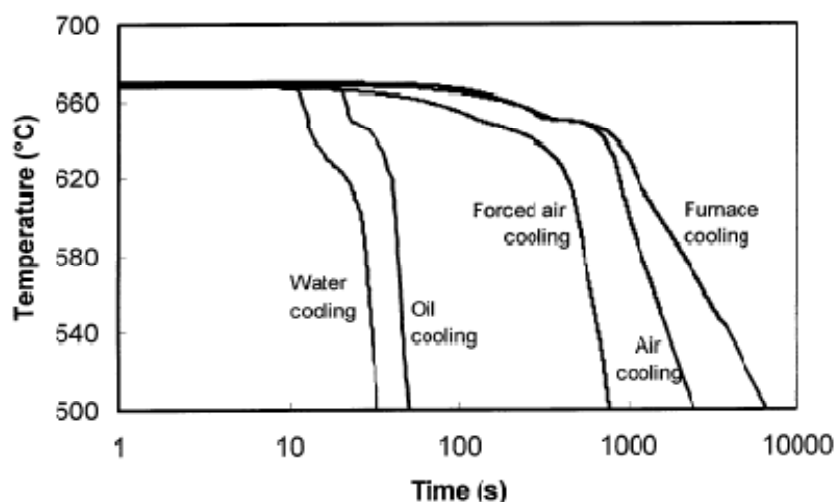
تهیه سازی نقشه های ریز ساختار حاصل از انجماد در هر وضعیت برای شکل دهی یک ساختار مشخص با الگویی از پارامترهای مناسب به دست می آید، مانند سرعت جبهه انجماد  $V$ ، در مقابل ترکیب آلیاژ  $C_0$  یک نیاز

کلیدی برای توسعه دانش مواد به وسیله مسیر انجماد است [۱۶]. الگوی تجربی محاسبه شده از این نوع اخیراً قابل استفاده برای تعداد کمی سیستم های وابسته و برای گستره محدودی از متغیرهای کاربردی است. پیشرفتهای اخیر در مدل سازی های رشد دندریتی و یوتکتیک اکنون اجازه پیشگویی چنین نقشه هایی را بر پایه شناخت یا ثابتهای فیزیکی تخمین زده شده و اصول رشد رقابتی در مقایسه با یافته های تجربی را می دهند [۱۷]. حداقل اهمیت آزمایش پیش بینی های این مدل ها مستقیماً بر روی دماهای رشد و سرعت حالات رشد رقابتی تا حد ممکن متمرکز شده است. این کار قابل تکرار است و موفقیت قابل توجه برای رشد یوتکتیک برای هر یک از گروه های اطلاعات تجربی بر روی فضا و دماهای رشد به عنوان تابعی از  $V$  دارد. با این وجود با چشم پوشی می توان مقادیر دمای رشد به عنوان تابعی از  $V$  برای فازهای اولیه یک پارچه که با رشد یوتکتیک رقابت می کنند را برای محاسبه ریز ساختار انجماد در بیشتر آلیاژها به کار برد [۱۷].

### اثر سرعت سرد کردن بر رفتار انجماد آلیاژهای Al-Fe-Si

آلیاژی از آهن ۰/۸٪ - سیلیسیوم ۰/۸٪ با رگه هایی از مس ۰/۲٪، منگنز ۰/۰۱٪، کروم ۰/۰۱٪، روی ۰/۰۱٪ و تیتانیوم ۰/۰۲٪ (همه در % wt) در این مطالعه مورد استفاده قرار گرفت. آلیاژ مورد نظر ذوب شد و به شکل میله هایی با قطر ۸ میلی متر درآمد. نمونه هایی با طول ۱۵ میلی متر از این میله ها برش داده شد، و با سرامیک چسبنده (که به عنوان یک دربرگیرنده در طول انجماد و ذوب عمل میکند) پوشیده شد و در داخل یک کوره گرادیان عمودی قرار داده شد. نمونه ها ذوب و در درجه حرارت ۶۹ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه نگه داری شد. در ادامه نمونه ها در سرعت های خنک کنندگی مختلف از طریق محیطهای مختلف، سرد شدند. یک ترموکوپل Ni-Ni-Cr در نمونه وارد شد و با یک سیستم کامپیوتری برای کنترل اطلاعات برای ثبت منحنی های خنک کننده همراه شد. منحنی های خنک کننده و محیط های مربوطه در شکل ۱۳ نشان داده

شده است. نمونه های منجمد شده به صورت عمودی برش و پولیش شدند و با میکروسکوپ نوری مشاهده شدند.



شکل ۱۳. منحنی های خنک کنندگی اندازه گیری شده از آزمایشات مختلف

با استفاده از بسته نرم افزاری کمی اندازه گیری درصد حجمی یوتکتیک انجام شد. در ادامه روش توسط Pompe شرح داده شده است. این روش از یک خطای رایج در تعیین درصدهای یوتکتیکهای درشت با صرفه نظر از فاز کریستالیزاسیون درصدبر فاز  $\alpha$  که قبلا وجود داشته، جلوگیری میکند. این خطا بخصوص در یوتکتیک های لایه ای یا نامنظم با فضای وسیع، اهمیت دارد. برای اندازه گیری دقیق فراکسیون یوتکتیک اول میانگین طول وتر ( $L_{\alpha}$ ) فاز  $\alpha$  در یوتکتیک بدست می آید از یک تصویر یوتکتیک با استفاده از رابطه (۱)

که  $A_s$  و  $A$  به ترتیب منطقه عکس کامل و مجموع کل مناطق فازهای ثانویه است و  $P_s$  کل محیط دایره فازهای ثانویه است. در این زمان عکس وسیع شده برای اضافه شدن طول اضافه  $L_\alpha$  به نوارهای فازهای ثانویه برای محاسبه صحیح  $\alpha$ -Al یوتکتیک که در سطح  $\alpha$ -Al اولیه کریستاله شده است. بنابراین کل حجم یوتکتیک بدون استفاده از هیچگونه دانش قبلی از دیاگرام فاز تعیین می شود و اجازه فرض و اندازه گیری صحیح برای دوتایی و همچنین یوتکتیک های رده بالاتر را می دهد. فضای بازوی دندریت و اندازه و شکل ذره های فاز ثانویه هم با استفاده از نرم افزار کمی اندازه گیری شد. یک میکروسکوپ الکترونی روبشی (A Zeiss(DSM962) در 20 kV برای مطالعه مورفولوژی و توزیع اندازه ذرات فاز دوم در بزرگنمایی های بالا استفاده شد. برای هر نمونه، حداقل ۲۵-۳۰ تصویر برای اطمینان از قابلیت اعتماد بودن و ثبات داده ها ثبت و آنالیز شد. خطاها و انحراف های استاندارد هم برای هر اطلاعات نقطه ای محاسبه و نتیجه ارائه شد [۱۸].

## مراجع

۱ سعید شبستری، "اصلاح و بهسازی ترکیبات بین فلزی حاوی آهن در آلیاژهای آلومینیوم"، هشتمین سمینار سالانه جامعه ریخته‌گران.

2 S.G. Shabestari, "The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys", *Materials Science and Engineering* 2004 pp. 289–298.

3 Y. Zedan, F.H. Samuel, A.M. Samuela, H.W. Doty, "Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al–(7–11)% Si alloys", *Materials Processing Technology*, 2010, pp. 245–257.

۴ هیرسا زاهدی، مسعود امامی، "کنترل ریز ساختار ترکیبات بین فلزی حاوی آهن با افزودن منگنز و انجام عملیات حرارتی محلول سازی در آلیاژ ۳۱۹ آلومینیوم"، نشریه دانشکده فنی، جلد ۳۹، اسفند ماه ۱۳۸۴، صفحات ۸۰۱ تا ۸۱۲.

5 S.G. Shabestari, S. Ghodrat, "Assessment of modification and formation of intermetallic compounds in aluminum alloy using thermal analysis", *Materials Science and Engineering*, 2007, pp. 150–158.

6 R. Taghiabadi, H.M. Ghasemi, S.G. Shabestari, "Effect of iron-rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al–Si alloys", *Materials Science and Engineering*, 2008, pp. 162–170.

7 S.P. Gupta, "Intermetallic compound formation in Fe –Al–Si ternary system: Part I", *Materials Characterization* 49, 2003, 269– 291.

---

8 Takeda S, Mutuzaki K. The equilibrium diagram of the Fe –Al –Si system. *Tetsu to Hagane* 1940; 26:335– 61.

9 Gwyer AGC, Phillips HWL. The ternary system Al– Si–Fe in the constitution of alloys with Si and Fe. *J Inst Met* 1927;2(38):44 –83.

10 Rivlin VG, Raynor GV. Phase equilibria in iron ternary alloys and critical evaluation of constitution of Al – Fe–Si system. *Int Metall Rev* 1981;3(38):133– 52.

11 U.R. Kattner and B.P. Burton: “Al-Fe (Aluminum-Iron)” in *Phase Diagrams of Binary Iron Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 1993, pp. 12-28.

12 V. Raghavan, Al-Fe-Si (Aluminum-Iron-Silicon), *Journal of Phase Equilibria*, 2002 Vol. 23 No. 4

13 O. Kubaschewski: “Iron-Silicon” in *Iron-Binary Phase Diagrams*, Springer Verlag, Berlin,1982, pp. 136-39.

14 Dunlap R A and Dini K, 1985 *Can. J. Phys.* **63** 1267 - 1986 *J. Phys. F: Met. Phys.* **16** 11.

15 R A Dunlap, D J Lloyd, I A Christie, G Stroink and Z M Stadnik, Physical properties of rapidly quenched Al-Fe alloys.

16 R Trivedi and W Kurz, in 'Intelligent Processing of Materials', eds H N G Wadley and W E Eckhart Jr, MMMS, Warrendale, Pa, 1990, pp 177-193.

---

17 Liang Dong and Howard Jones, the dependence of growth temperature on growth velocity for primary  $Al_3Fe$  in steady state solidification of hypereutectic Al-Fe alloys, *Scripta Metallurgica* 1991, Vol. 25, pp. 2855-2859.

18 B. Dutta, M. Rettenmayr, Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al-Fe-Si alloys, *Materials Science and Engineering A283*, 2000, 218–224