



دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

سمینار فرآیندهای انجماد پیشرفته

بررسی ارتباط بین پارامترهای انجمادی و پارامترهای ریز ساختاری در انجماد جهت دار آلیاژهای

آلومینیوم - مس

## فهرست

- چکیده----- ۱
۱. مقدمه----- ۱
- ۱.۱ آلیاژهای آلومینیوم - مس----- ۲
- ۱.۲ مدل های تئوریک برای توصیف پارامترهای انجمادی----- ۳
- ۱.۳ نحوه محاسبه پارامترهای ریزساختاری----- ۶
- ۱.۴ فصل مشترک های مختلف در انجماد آلیاژها----- ۸
۲. روش انجام آزمایش----- ۹
- ۲.۱ روش انجام آزمایش یافتن ارتباط بین پارامترهای ریزساختاری و انجمادی----- ۹
- ۲.۲ روش انجام آزمایش یافتن ارتباط بین پارامترهای انجمادی و فاصله بازوهای دندریت ثالثیه----- ۹
- ۲.۳ روش انجام آزمایش تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک----- ۱۰
۳. نتایج و بحث----- ۱۱
- ۳.۱ بررسی نتایج آزمایش ارتباط بین پارامترهای انجمادی و ریزساختاری----- ۱۱
- ۳.۱.۱ بررسی اثر ترکیب شیمیایی بر پارامترهای انجمادی دیگر----- ۱۲
- ۳.۱.۲ ارتباط فاصله بازوهای دندریت اولیه با سرعت رشد و گرادیان دمایی----- ۱۳
- ۳.۱.۳ مقایسه داده های تجربی با مدل های تئوریک----- ۱۴
- ۳.۱.۴ بررسی پارامترهای ریز ساختاری دیگر----- ۱۵
- ۳.۲ اثر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک در آلیاژ Al-4,5Cu----- ۱۵
- ۳.۳ اثر متغیرهای انجمادی بر فاصله بازوهای دندریت ثالثیه----- ۱۹

۱۹----- ۳.۳.۱ بررسی نمودار  $\lambda_3$  بر حسب  $T^*$

۱۹----- ۳.۳.۲ نمودار  $\lambda_3$  بر حسب  $t_{sl}$

۲۰----- ۳.۳.۳ تاثیر ترکیب شیمیایی بر  $\lambda_3$

۲۱----- ۴. نتیجه گیری

۲۲----- ۵. مراجع

## چکیده

در این تحقیق ابتدا به بررسی ارتباط بین پارامترهای انجمادی مانند ترکیب شیمیایی ، گرادیان دمایی و سرعت رشد بر پارامترهای ریز ساختاری مانند فاصله بین بازوهای دندریت اولیه و ثانویه ، شعاع نک دندریت و عمق منطقه خمیری در انجماد جهت دار آلیاژهای آلومینیوم - مس و سپس به بررسی تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک جامد - مایع پرداخته می شود .

با توجه به نتایج آزمایشات صورت گرفته مشخص گردید با افزایش پارامترهای انجمادی مانند گرادیان دمایی و سرعت رشد پارامترهای ریزساختاری بر طبق یک رابطه توانی با کاهش رو به رو می شوند و با اعمال جریان الکتریکی فصل مشترک دندریتی به سلولی و سلولی به صفحه ای تبدیل می گردد .

در پایان اثر سرعت سرد شدن ، ترکیب شیمیایی و زمان انجماد موضعی بر فاصله بازوهای دندریت ثالثیه بررسی و مشخص گردید که با افزایش سرعت سرد شدن و زمان انجماد موضعی فاصله بازوهای دندریت ثالثیه بر طبق یک رابطه توانی به ترتیب کاهش و افزایش می یابد .

## ۱. مقدمه

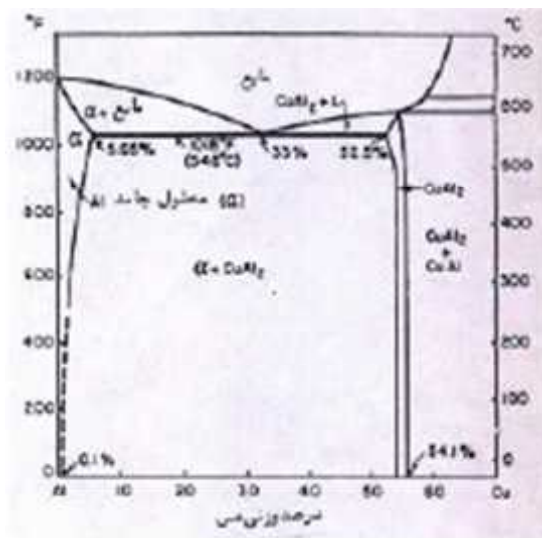
آلومینیوم یکی از انعطاف پذیرترین فلزات می باشد که به صورت ریخته گری و کارپذیر مورد استفاده قرار می گیرد . نقطه ذوب نسبتا پایین آن مشکلات مربوط به ذوب و انتخاب مواد قالب را به حداقل می رساند . به دلیل انقباض نسبتا زیاد آلومینیوم در دامنه انجماد طراحی سیستم تغذیه مناسب ضروری می باشد . خواص مکانیکی مناسب ، دانسیته کم ، قابلیت انعطاف بالا و سهولت ریخته گری مزیت هایی می باشد که سایر مشکلات ریخته گری آلومینیوم را تحت تاثیر قرار می دهد .

## ۱.۱ آلیاژهای آلومینیوم - مس

این آلیاژها گروه 2XXX آلیاژهای آلومینیوم را تشکیل می دهند. مس به علت حلالیت بالایی که در حالت جامد در آلومینیوم دارد و امکان انجام عملیات حرارتی رسوب سختی یا پیرسختی را در این آلیاژ فراهم می کند از مهمترین عناصر آلیاژی آلومینیوم می باشد.

نمودار تعادلی آلومینیوم - مس در شکل ۱ نشان داده شده است. همانطور که از نمودار پیداست مس در دمای ۵۴۸ درجه سانتیگراد بیشترین حلالیت خود را به میزان ۵.۶۵٪ در آلومینیوم دارد. فاز مهم و پایه که باعث افزایش استحکام آلیاژ توسط عملیات حرارتی رسوب سختی می شود  $Cu-Al_2$  می باشد.

آلیاژ آلومینیوم - مس در ۳۳٪ مس دارای یک تحول یوتکتیک می باشد که از این ترکیب یوتکتیکی به عنوان آمیزان استفاده می شود. شایان ذکر است که آمیزان دیگر مورد استفاده دارای ۵۰٪ مس می باشد.



شکل ۱- دیاگرام فازی Al-Cu

آلیاژهای آلومینیوم - مس به صورت دوگانه کاربرد زیادی ندارند و بیشتر آلیاژهای آن که به دونوع ریختگی و کاربرد می باشند به صورت آلیاژهای سه گانه ریخته می شوند.

مهمترین آلیاژ سه گانه که قابلیت عملیات حرارتی، قابلیت ماشینکاری و خواص مکانیکی بالایی دارد آلیاژ آلومینیوم - مس - منیزیم و مهمترین آلیاژ که در ریخته گری استفاده می شود آلومینیوم - مس - سیلیسیم می باشد.

توجه به این نکته ضروری است که آلیاژهای صنعتی آلومینیوم - مس دارای ۲ تا ۵ درصد مس می باشند. همانگونه که اشاره گردید مس باعث افزایش استحکام آلومینیوم می شود ولی انعطاف پذیری و مقاومت به خوردگی را کاهش می دهد. اثر این عنصر به گونه ای است که با اضافه کردن ۰.۱٪ مس به آلومینیوم خالص مقاومت به خوردگی آن را ۱۶۰۰ برابر کاهش می دهد. البته عملیات حرارتی پیرسختی باعث بهبود مقاومت به خوردگی آلیاژ و افزایش استحکام می شود. هم چنین با ایجاد رسوبات ریز  $CuAl_2$  در آلیاژ می توان مقاومت به خوردگی را افزایش داد. هم چنین وجود این ذرات باعث ایجاد قابلیت ماشینکاری بالا و افزایش کیفیت سطحی نیز می گردد.

به علت بالا بودن نقطه ذوب مس نسبت به آلومینیوم، این عنصر به صورت خالص به آلیاژ اضافه نمی گردد و باید از آمیزان ها استفاده نمود. برای ساخت آمیزان مس را ذوب کرده و آلومینیوم را در قطعات کوچک و به تعداد دفعات ۴ الی ۵ مرتبه به آن اضافه می کنند. باید توجه داشت که در تولید آمیزان و نیز آلیاژ آلومینیوم - مس به دلیل سنگین تر بودن مس و ته نشین شدن آن باید بعد از افزودن دو عنصر عمل هم زدن را انجام داد.

## ۱.۲ مدل های تئوریک برای توصیف پارامترهای انجمادی

برای توصیف فاصله بازوهای دندریت اولیه ( $\lambda_1$ ) مدل ارائه شده است که در آنها  $\lambda_1$  تابعی از  $V, G$  و  $C_0$  می باشد.

۱. مدل Hunt

$$\lambda_1 = 2.83[m(k-1)D\Gamma]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

در این معادله

m: شیب لیکوئیدوس

D: ضریب نفوذ

K: ضریب تقسیم

$\Gamma$ : ضریب گیس تاسون

## ۲. مدل Kruz- Fisher

Kruz و Fisher فرض کردند که شکل سلول ها یا دندریت ها بیضوی می باشد و از معیار پایداری مرزی برای ایزوله کردن سلولها و دندریت ها استفاده کردند. آنها روابطشان را برای سرعت های پایین ( $V < V_{CS}/k$ ) و سرعت های بالا ( $V_{CS}/k < V$ ) ساده کردند. در این رابطه  $V_{CS}$  سرعت بحرانی است که در آن فصل مشترک صفحه ای ناپایدار می شود.

$$\lambda_1 = 4.3[m(k-1)D\Gamma/k^2]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

## ۳. مدل Trivedi

Trivedi در مدل خود ثابتی به نام  $L$  که به انحراف هارمونیک بستگی دارد را به معادله Hunt افزود.

$$\lambda_1 = 2.83[m(k-1)D\Gamma L]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

فاصله بازوهای دندریت ثانویه ( $\lambda_2$ )

مدل ارائه شده توسط Trivedi و Somboonsuk بدین صورت می باشد.

$$\lambda_2 = (8\Gamma DL/kV\Delta T_0)^{0.5}$$

که در آن  $\Delta T_0 = mC_0(k-1)/k$  می باشد.

فاصله بازوهای دندریت ثانویه ( که به فاصله بین برآمدگی های ایجاد شده از بازوهای دندریت ثانویه گفته میشود) در سالهای اخیر برای شرح دادن ساختار متالورژیکی مواد ریختگی به کار می رود. قطعاتی که ساختار میکروسکپی ریز دانه دارند خواص کششی و خستگی خوبی از خود نشان می دهند. این خواص به ویژه برای آلیاژهای آلومینیوم وابسته به کاهش فاکتور  $\lambda_2$  می باشد. در واقع با کاهش  $\lambda_2$  عیوبی نظیر جدایش، انقباض میکروسکپی و مک گازی که برای خواص کششی مضر می باشند کاهش می یابند.

شعاع نك دندريت ( R )

مدل های ارایه شده برای توصیف  $\lambda_1$  برای R نیز قابل استفاده می باشند .

۱. مدل Hunt

$$R = [2\Gamma D/m(k-1)]^{0.5} C_0^{-0.5} V^{-0.5}$$

۲. مدل Kruz- Fisher

$$R = 2\pi[\Gamma D/m(k-1)]^{0.5} C_0^{-0.5} V^{-0.5}$$

۳. مدل Trivedi

$$R = [2k\Gamma D/m(k-1)]^{0.5} C_0^{-0.5} V^{-0.5}$$

با مقایسه ۳ معادله مشاهده می شود که آنها شباهت زیادی باهم دارند و تنها تفاوت آنها در یک ثابت می باشد .

عمق منطقه خمیری

عمق منطقه خمیری ( که به فاصله بین نك و ریشه دندريت اطلاق می شود ) با استفاده از معیار مادون انجماد ترکیبی

برای آلیاژ دوتایی و در غیاب جابه جایی در مذاب بدین صورت بیان می شود :

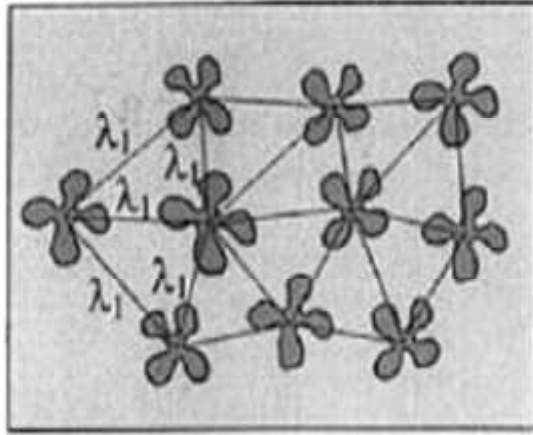
$$d \approx m(C_E - C_0)/G$$

که در آن  $C_E$  ترکیب نقطه یوتکتیک ،  $C_0$  ترکیب اولیه ،  $m$  شیب لیکنویدوس و  $G$  گرادیان دما می باشد .



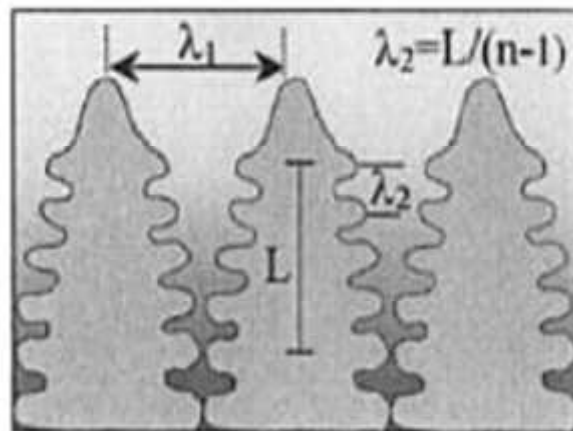
### ۱.۳. نحوه محاسبه پارامترهای ریزساختاری

۱. برای اندازه گیری  $\lambda_1$  به طور معمول از روش مثلث استفاده می شود. در این روش  $\lambda_1$  با وصل کردن مراکز ۳ دندریت مجاور و اندازه گیری اضلاع مثلث محاسبه می شود.



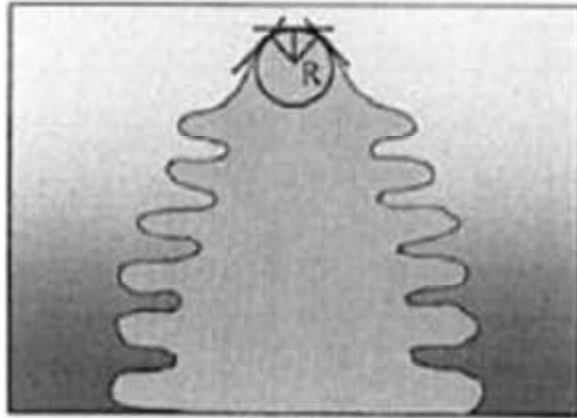
شکل ۲- روش مثلث برای محاسبه  $\lambda_1$

۲.  $\lambda_2$  به وسیله متوسط فاصله بین شاخه های مجاور دندریت اولیه محاسبه می شود. در این شکل  $L$  طول شاخه های ثانویه و  $n$  تعداد آنها می باشد.



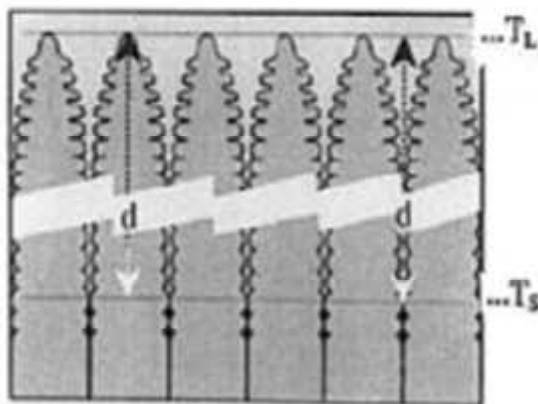
شکل ۳- روش شماتیک نحوه محاسبه  $\lambda_2$

۳.  $R$  با اندازه گیری شعاع دایره قرارداده شده در نك دندريت محاسبه می شود.



شکل ۴- روش شماتیک محاسبه  $R$

۴. عمق منطقه خمیری (d) به عنوان فاصله متوسط بین نك و ریشه دندريت تعريف می گردد.



شکل ۵- روش شماتیک محاسبه عمق منطقه خمیری

#### ۱.۴. فصل مشترک های مختلف در انجماد آلیاژها

تفاوت اصلی انجماد آلیاژها با فلزات خالص در وجود دامنه انجمادی به جای نقطه انجماد می باشد. در انجماد آلیاژها با مادون انجماد ترکیبی مواجه هستیم که با توجه به میزان این مادون انجماد می توان فصل مشترک های مختلف را دسته بندی کرد. مادون انجماد ترکیبی منجر به رابطه زیر می شود:

$$G/R = mC_0 (1-k_0) / k_0 D$$

که در آن  $G$  گرادیان دما،  $R$  سرعت رشد،  $m$  شیب خط لیکوئیدوس،  $C_0$  ترکیب شیمیایی،  $k_0$  ضریب توزیع و  $D$  ضریب نفوذ می باشد.

با توجه به معادله فوق سه نوع فصل مشترک قابل تفکیک است:

۱. اگر  $G/R > mC_0 (1-k_0) / k_0 D$  با توجه به عدم وجود مادون انجماد ترکیبی فصل مشترک صفحه ای است.
۲. اگر  $G/R < mC_0 (1-k_0) / k_0 D$  با توجه به وجود مادون انجماد ترکیبی کم، فصل مشترک سلولی است.
۳. اگر  $G/R \ll mC_0 (1-k_0) / k_0 D$  با توجه به وجود مادون انجماد ترکیبی زیاد، فصل مشترک دندریتی است.

با توجه به مباحث فوق، با کنترل پارامترهای رشد (سمت چپ معادله) و خواص سیستم (سمت راست معادله) می توان فصل مشترک های مختلف را به وجود آورد.

در طی انجماد جهت دار فصل مشترک صفحه ای در مرز دانه ناپایدار شده و زمانی که سرعت حرکت فصل مشترک افزایش یابد، فصل مشترک سلولی تشکیل می شود. با ادامه افزایش سرعت حرکت فصل مشترک، فصل مشترک از سلولی به دندریتی تبدیل می شود.

شروط لازم برای ایجاد یک برآمدگی روی فصل مشترک صفحه ای این است که در مایع ناحیه ای با مادون انجماد تبریدی به وجود آید. در این حالت دمای نک هر برآمدگی از دمای دیگر بخش های فصل مشترک بیشتر خواهد بود و چون دمای نک برآمدگی زیر دمای لیکوئیدوس موضعی است از این رو برآمدگی به وجود آمده پایدار خواهد شد و به رشد خود ادامه می دهد. از سوی دیگر اگر شیب دمایی جلوی فصل مشترک بیشتر از شیب بحرانی باشد، دمای نک برآمدگی بیشتر از دمای لیکوئیدوس می شود و برآمدگی ذوب خواهد شد.

## ۲. روش انجام آزمایش

### ۲.۱. روش انجام آزمایش یافتن ارتباط بین پارامترهای ریزساختاری و انجمادی

در ابتدا آلیاژهای Al-Cu با درصدهای مس ۳، ۶، ۱۵ و ۲۴ برای بررسی انتخاب گردیدند. ذوب آلیاژها در بوتله های گرافیتی و در درون کوره ذوب تحت خلا انجام پذیرفت. پس از مرحله ذوب تا همگن شدن مذاب به آن زمان داده شد و آلیاژهای مذاب در بوتله های گرافیتی ریخته شد.

سپس هر نمونه در کوره نوع Bridgeman قرار داده شد و پس از تثبیت شرایط حرارتی، نمونه ها در کوره تحت اتمسفر گاز خنثی آرگون در شرایط پایا منجمد گردیدند.

محاسبه  $\lambda_1$ ،  $\lambda_2$ ،  $R$  و  $d$  با استفاده از روش های بیان شده صورت پذیرفت. در ادامه به بررسی نحوه اندازه گیری  $V$  و  $G$  می پردازیم.

توزیع دمابه وسیله اندازه گیری دمای نمونه به وسیله ۵ ترموکوپل به دست می آید. از ترموکوپل دوم در فصل مشترک جامد-مذاب و ترموکوپل سوم در مذاب به طور همزمان برای اندازه گیری گرادیان دمایی بر روی فصل مشترک جامد - مذاب استفاده می شود.

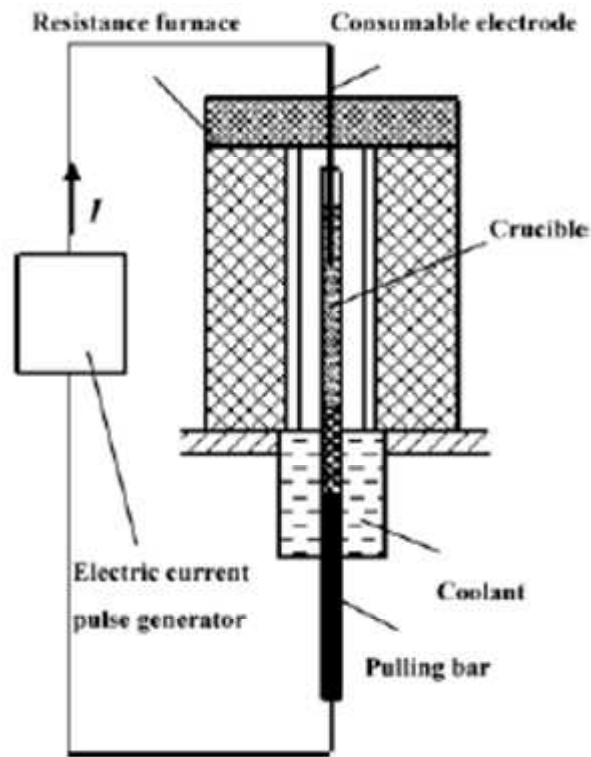
دو روش برای اندازه گیری سرعت رشد وجود دارد که در روش اول سرعت رشد از اندازه گیری زمان لازم برای گذر فصل مشترک جامد - مذاب از ترموکوپل ها در یک فاصله مشخص تعیین می شود و در روش دوم زمان انجماد و فاصله انجماد (بر روی مقطع طولی نمونه پولیش شده) اندازه گرفته می شود. نسبت فاصله به زمان محاسبه شده و به وسیله آن سرعت رشد محاسبه می شود.

### ۲.۲. روش انجام آزمایش یافتن ارتباط بین پارامترهای انجمادی و فاصله بازوهای دندریت ثالثیه

در این آزمایش از ۴ آلیاژ Al-Cu با درصدهای مس ۵، ۸، ۱۰ و ۱۵ استفاده گردید. روش انجام آزمایش تقریباً شبیه روش ۲.۱ می باشد.

### ۲.۳. روش انجام آزمایش تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک

این آزمایش بر روی آلیاژ  $Al-4.5Cu$  انجام پذیرفت. در شکل ۶ طرح انجام آزمایش نشان داده شده است. در قسمت بالا الکترودی قرار دارد که از گروه الکترودهای مصرفی می باشد. در قسمت پایین بوتله از یک مبرد که جنس آن  $Ga-In-Sn$  می باشد استفاده شده است.



شکل ۶- طرح انجام آزمایش تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک

در این آزمایش ذوب نمونه ها در کوره مقاومتی با دمای  $1500$  درجه کلوین انجام شد و نمونه ها پس از اعمال جریان الکتریکی به مدت  $20$  دقیقه، در آب کوئچ گردیدند.

در پایان پس از برش طولی و پولیش، نمونه ها در محلول  $10\%$   $HNO_3$  اچ گردیدند. لازم به ذکر است که سرعت رشد اعمالی در این آزمایش به ترتیب  $3, 8, 14$  و  $96$  میکرومتر بر ثانیه می باشد.

### ۳. نتایج و بحث

#### ۳.۱ بررسی نتایج آزمایش ارتباط بین پارامترهای انجمادی و ریزساختاری

در جدول ۱ نتایج آزمایش ارتباط بین پارامترهای انجمادی و ریزساختاری نشان داده شده است.

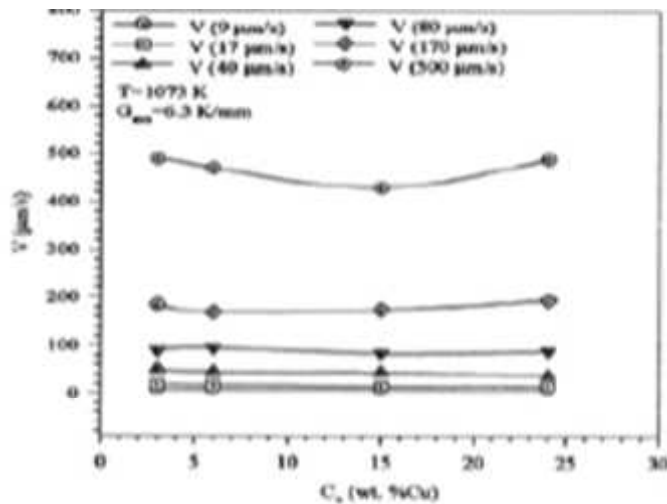
$C_0$ (Al-wt.% Cu)	$G$ (K. mm <sup>-1</sup> )	$V$ (μm. s <sup>-1</sup> )	$\lambda_1$ (μm)	$\lambda_2$ (μm)	$R$ (μm)	$d$ (μm)	Relationships
3	1	8	750 ± 90	77 ± 2	67 ± 3	16,200 ± 750	
	2	8.5	590 ± 20	70 ± 2	51 ± 2	13,200 ± 650	$\lambda_1 = k_1 G^{-0.41}$
	2.7	10	465 ± 25	62 ± 1	44 ± 2	11,800 ± 500	$\lambda_1 = k_2 V^{-0.32}$
	4.1	9.5	410 ± 15	53 ± 4	36 ± 3	9100 ± 450	$\lambda_2 = k_3 G^{-0.39}$
	5.5	9	390 ± 35	38 ± 2	27 ± 3	7200 ± 400	$\lambda_2 = k_4 V^{-0.46}$
	5.5	19	325 ± 35	33 ± 3	21 ± 2	6900 ± 450	$R = k_5 G^{-0.51}$
	5.5	50	250 ± 20	21 ± 2	14 ± 1	6000 ± 400	$R = k_6 V^{-0.69}$
	5.5	90	180 ± 15	17 ± 1	10 ± 1	4900 ± 350	$d = k_7 G^{-0.47}$
	5.5	185	145 ± 15	12 ± 1	5 ± 0.5	3500 ± 300	$d = k_8 V^{-0.30}$
	5.5	490	115 ± 10	6 ± 0.5	2.5 ± 0.2	2200 ± 300	
6	1.6	8.5	820 ± 10	88 ± 6	91 ± 4	29,400 ± 1500	
	2.4	9	650 ± 20	62 ± 6	70 ± 4	25,800 ± 1400	$\lambda_1 = k_9 G^{-0.57}$
	3.6	9	520 ± 20	55 ± 5	61 ± 4	23,400 ± 1400	$\lambda_1 = k_{10} V^{-0.25}$
	4.6	9	450 ± 25	45 ± 3	48 ± 3	18,800 ± 1350	$\lambda_2 = k_{11} G^{-0.62}$
	5.7	9	395 ± 25	38 ± 2	34 ± 2	16,200 ± 1300	$\lambda_2 = k_{12} V^{-0.32}$
	5.7	18	315 ± 25	28 ± 3	19 ± 2	13,800 ± 1200	$R = k_{13} G^{-0.74}$
	5.7	45	245 ± 15	23 ± 2	15 ± 1	11,400 ± 900	$R = k_{14} V^{-0.26}$
	5.7	95	215 ± 20	18 ± 1	9 ± 0.5	9200 ± 700	$d = k_{15} G^{-0.26}$
	5.7	170	165 ± 10	15 ± 1	6 ± 0.5	7200 ± 500	$d = k_{16} V^{-0.25}$
	5.7	470	130 ± 10	10 ± 1	3.5 ± 0.2	3800 ± 200	
15	1.4	8	625 ± 30	66 ± 4	36 ± 3	19,000 ± 1200	
	2.6	11	510 ± 40	59 ± 3	26 ± 2	15,100 ± 1000	$\lambda_1 = k_{17} G^{-0.45}$
	3.4	9.5	421 ± 30	43 ± 4	19 ± 2	12,300 ± 850	$\lambda_1 = k_{18} V^{-0.23}$
	5.1	8	370 ± 20	39 ± 2	16 ± 1	9600 ± 700	$\lambda_2 = k_{19} G^{-0.45}$
	6.4	9	325 ± 30	32 ± 2	13 ± 1	7600 ± 550	$\lambda_2 = k_{20} V^{-0.29}$
	6.4	17	295 ± 25	26 ± 2	9 ± 1	7000 ± 450	$R = k_{21} G^{-0.67}$
	6.4	45	260 ± 20	21 ± 2	7 ± 0.5	6300 ± 400	$R = k_{22} V^{-0.47}$
	6.4	85	210 ± 15	14 ± 0.5	4 ± 0.3	5400 ± 450	$d = k_{23} G^{-0.60}$
	6.4	175	180 ± 15	11 ± 0.5	3.5 ± 0.2	4100 ± 400	$d = k_{24} V^{-0.21}$
	6.4	430	130 ± 10	7 ± 0.5	2.5 ± 0.2	3400 ± 300	
24	1.4	10	640 ± 20	60 ± 6	42 ± 1	11,200 ± 800	
	2.4	11	525 ± 20	47 ± 7	29 ± 1	9500 ± 700	$\lambda_1 = k_{25} G^{-0.20}$
	4.3	12	470 ± 35	28 ± 2	24 ± 2	7700 ± 650	$\lambda_1 = k_{26} V^{-0.20}$
	6.6	10	425 ± 40	22 ± 2	15 ± 1	5400 ± 450	$\lambda_2 = k_{27} G^{-0.70}$
	7.4	10	360 ± 35	19 ± 1	12 ± 1	3800 ± 300	$\lambda_2 = k_{28} V^{-0.27}$
	7.4	18	330 ± 20	15 ± 1	9 ± 0.5	3200 ± 200	$R = k_{29} G^{-0.70}$
	7.4	40	280 ± 20	13 ± 1	7 ± 0.5	2500 ± 150	$R = k_{30} V^{-0.30}$
	7.4	90	220 ± 20	10 ± 1	5 ± 0.2	2100 ± 100	$d = k_{31} G^{-0.58}$
	7.4	195	180 ± 10	8 ± 1	4 ± 0.3	1800 ± 150	$d = k_{32} V^{-0.25}$
	7.4	490	120 ± 10	6 ± 0.5	2.5 ± 0.3	1400 ± 100	

جدول ۱ - تغییرات پارامترهای ریزساختاری با پارامترهای انجمادی در انجماد جهت دار آلیاژهای Al-Cu

### ۳.۱.۱ بررسی اثر ترکیب شیمیایی بر پارامترهای انجمادی دیگر

در این بخش اثر ترکیب شیمیایی بر پارامترهای  $V$  و  $G$  بررسی می‌گردد.

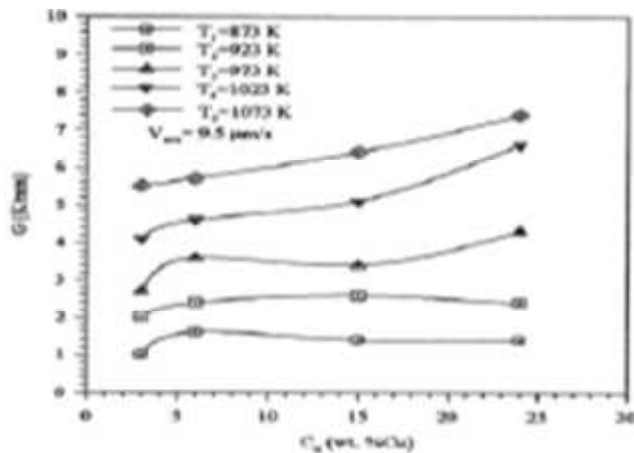
تأثیر ترکیب شیمیایی بر سرعت رشد در شکل ۷ نشان داده شده است.



شکل ۷- تأثیر ترکیب شیمیایی بر سرعت رشد

همانطور که از این نمودار پیداست ترکیب شیمیایی تأثیر چندانی بر سرعت رشد ندارد.

در شکل ۸ تأثیر ترکیب شیمیایی بر گرادیان دمایی نشان داده شده است.

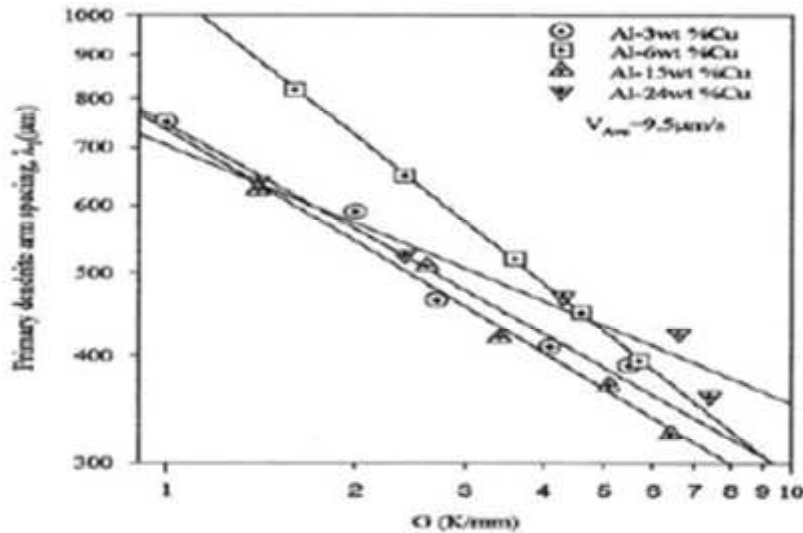


شکل ۸- تأثیر ترکیب شیمیایی بر گرادیان دمایی

همانطور که از نمودار پیداست با افزایش درصد مس در دماهای بالا گرادیان دمایی افزایش می‌یابد.

### ۳.۱.۲ ارتباط فاصله بازوهای دندریت اولیه با سرعت رشد و گرادیان دمایی

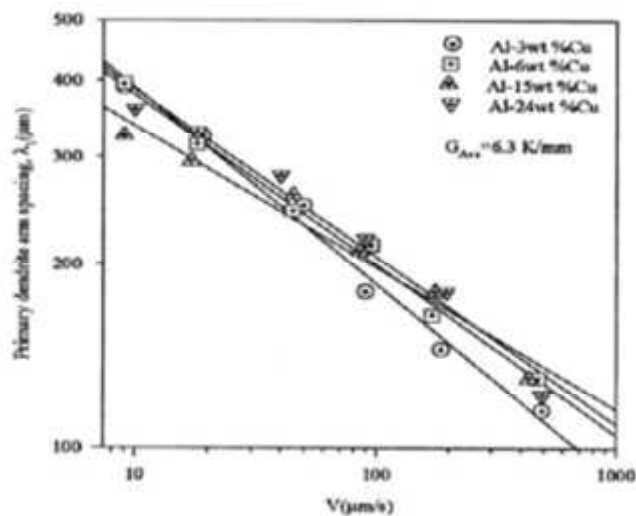
در شکل ۹ تاثیر گرادیان دمایی بر  $\lambda_1$  بررسی شده است.



شکل ۹- تغییرات  $\lambda_1$  بر حسب  $V$  و  $G$  ثابت

ملاحظه میشود با افزایش گرادیان دمایی،  $\lambda_1$  منطبق بر یک خط مستقیم کاهش می یابد. رابطه تجربی بدست آمده برای بیان اثر گرادیان دمایی بر فاصله بازوهای دندریت اولیه به صورت  $\lambda_1 = k_1 G^{-a_1}$  می باشد که در آن  $a_1$  توان گرادیان می باشد که با افزایش درصد مس کاهش می یابد.

هم چنین به منظور بررسی ارتباط بین فاصله بازوهای دندریتی و سرعت رشد، با توجه به داده های آزمایش دیاگرام زیر بدست می آید.



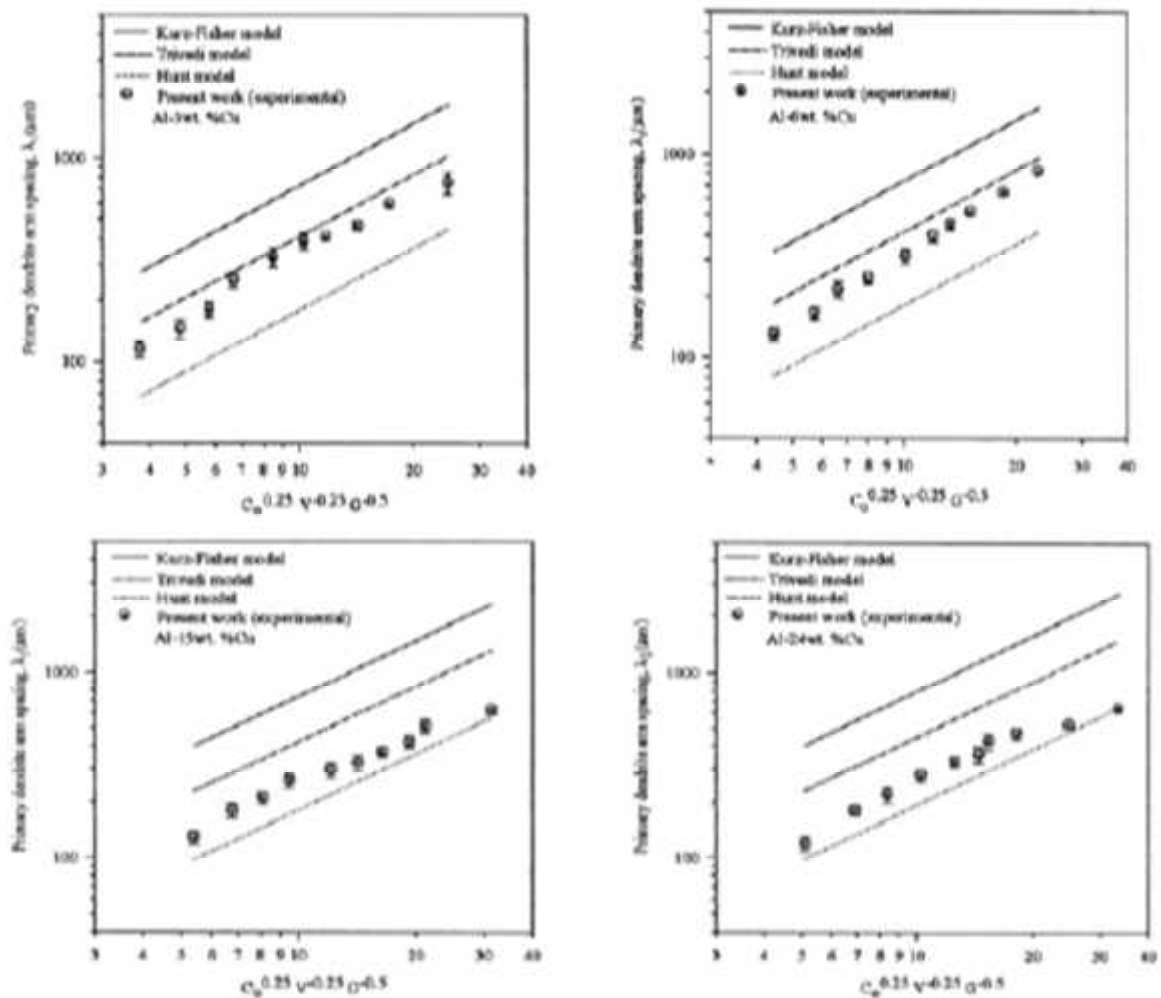
شکل ۱۰- تغییرات  $\lambda_1$  بر حسب  $V$  و  $G$  ثابت



می توان نتیجه گرفت که با افزایش سرعت رشد ، فاصله بازوهای دندریت اولیه کاهش می یابد . در اینجا نیز رابطه بدست آمده برای توصیف ارتباط بین فاصله بازوهای دندریت اولیه و سرعت رشد از یک رابطه توانی به شکل  $\lambda_1 = k'_1 V^{-b_1}$  تبعیت می کند که توان سرعت رشد (  $b_1$  ) به ترکیب شیمیایی وابسته نیست .

### ۳.۱.۳ مقایسه داده های تجربی با مدل های تئوریک

در فصل مقدمه سه مدل تئوریک برای بدست آوردن  $\lambda_1$  مطرح گردید که حال به بررسی میزان تطابق این مدل ها با داده های تجربی می پردازیم . بدین منظور نمودار  $\lambda_1$  بر حسب  $C_0^{0.25} v^{-0.25} G^{-0.5}$  برای آلیاژهای مختلف Al-Cu رسم شد که نتایج آن بدین شرح می باشد .



شکل ۱۱ - مقایسه  $\lambda_1$  به دست آمده از داده های تجربی و  $\lambda_1$  به دست آمده از مدل های تئوریک

۱.  $\lambda_1$  به دست آمده از مدل Kruz- Fisher در بین مدل های تئوریک و تجربی دارای بالاترین میزان است.
۲. خطوط بدست آمده از مدل Trivedi کمی بالاتر از خطوط تجربی است.
۳. خطوط بدست آمده از مدل Hunt کمی پایین تر از خطوط تجربی است.
۴. برای آلیاژ های Al-3,6%wt Cu مدل Trivedi بهترین تطابق را با داده های تجربی دارد.
۵. برای آلیاژ های Al-15,24%wt Cu مدل Hunt بهترین تطابق را با داده های تجربی دارد.

### ۳.۱.۴ بررسی پارامترهای ریز ساختاری دیگر

بررسی ها نشان می دهد که تاثیر  $V$  و  $G$  بر  $\lambda_1$ ،  $R$ ،  $d$  بسیار شبیه تاثیری است که  $V$  و  $G$  بر  $\lambda_1$  می گذارند. به طور خلاصه می توان بیان نمود که:

$$\begin{aligned} \lambda_2 &= k'_2 V^{-b2} \quad \text{و} \quad \lambda_2 = k_2 G^{-a2} && \checkmark \text{ فاصله بازوهای دندريت ثانويه} \\ R &= k'_3 G^{-b3} \quad \text{و} \quad R = k_3 G^{-a3} && \checkmark \text{ شعاع نك دندريت} \\ d &= k'_4 G^{b4} \quad \text{و} \quad d = k_4 G^{a4} && \checkmark \text{ عمق منطقه خميري} \end{aligned}$$

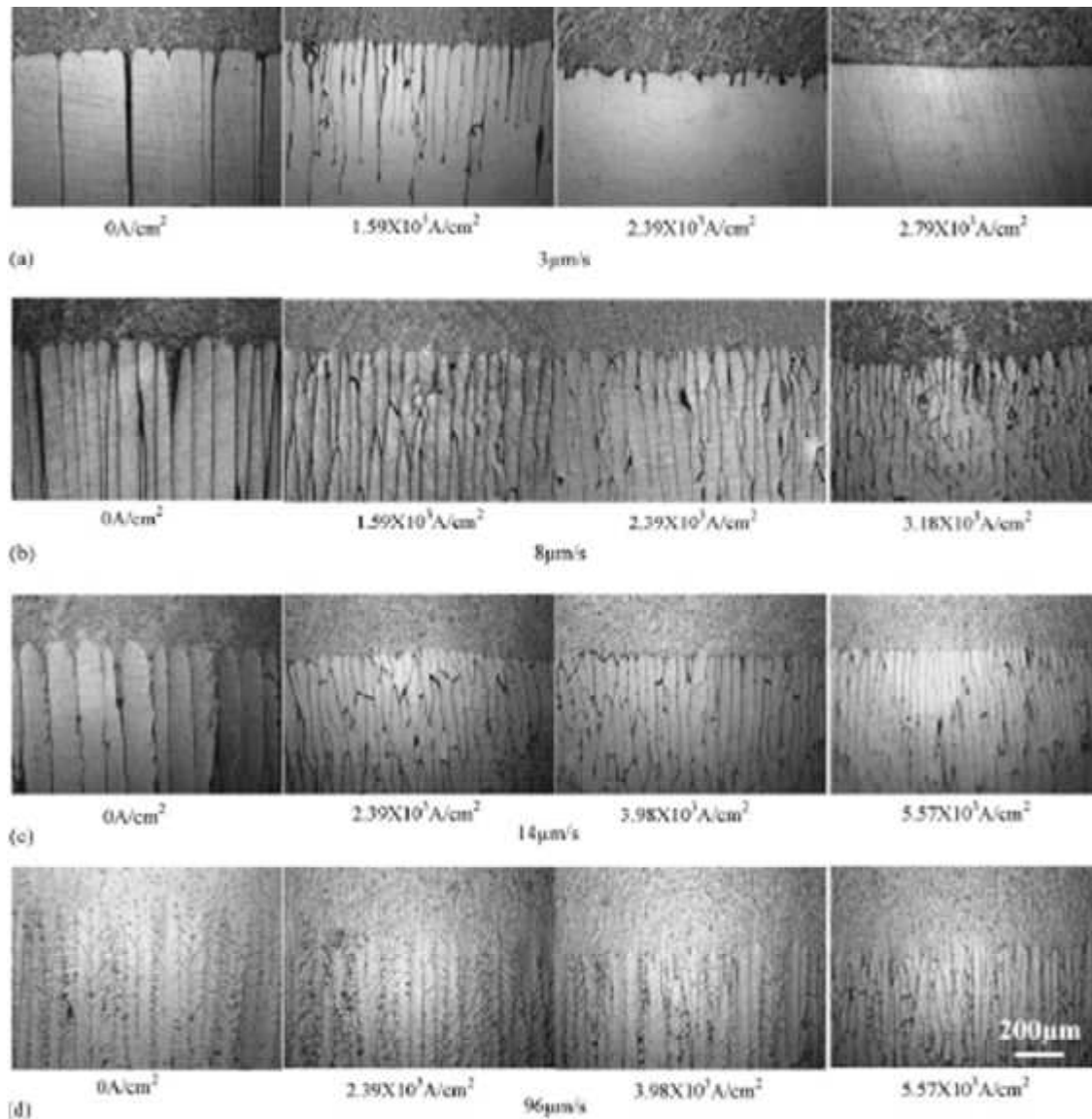
ملاحظه می شود در تمام موارد فوق با افزایش گرادیان دمایی و سرعت رشد، پارامترهای ریز ساختاری مورد نظر کاهش می یابند.

### ۳.۲ اثر اعمال جریان الکتریکی بر پایداری فصل مشترک در آلیاژ Al-4,5%wt Cu

در این بخش اثر اعمال جریان الکتریکی بر فصل مشترک جامد - مایع بررسی می شود. بدین منظور مطابق شکل ۱۲ آزمایش در ۴ سرعت رشد متفاوت (۳،۸،۱۴ و ۹۶ میکرون بر ثانیه) انجام پذیرفت و همچنین در هر سرعت رشد ۴ چگالی جریان مختلف اعمال شد. با دقت در شکل ۱۳ ملاحظه میشود که:

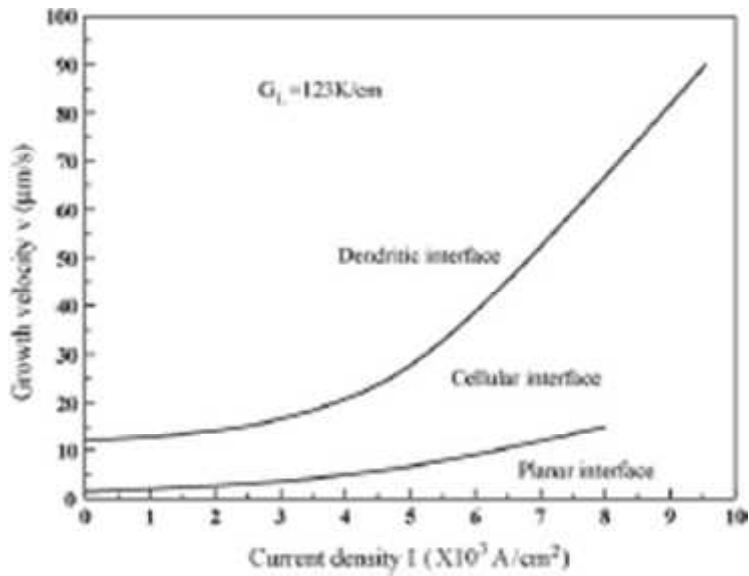
- ✓ در اشکال a و b فصل مشترک در ابتدا سلولی است و با اعمال جریان الکتریکی به فصل مشترک صفحه ای تبدیل می شود. این تبدیل از راه کاهش تدریجی فضای بین سلولی صورت می پذیرد.
- ✓ در شکل c ابتدا ریزساختار سلولی - دندریتی حاکم می باشد ولی با افزایش چگالی جریان اعمالی ریز ساختار دندریتی حاصل می شود.
- ✓ در شکل d ساختار دندریتی اولیه با افزایش چگالی جریان و ناپدید شدن دندریت های ثانویه به ساختار سلولی تبدیل می شود.

تبدیل رشد دندریتی به سلولی و سلولی به صفحه ای در اثر افزایش چگالی جریان الکتریکی در شکل ۱۳ نشان داده شده است.

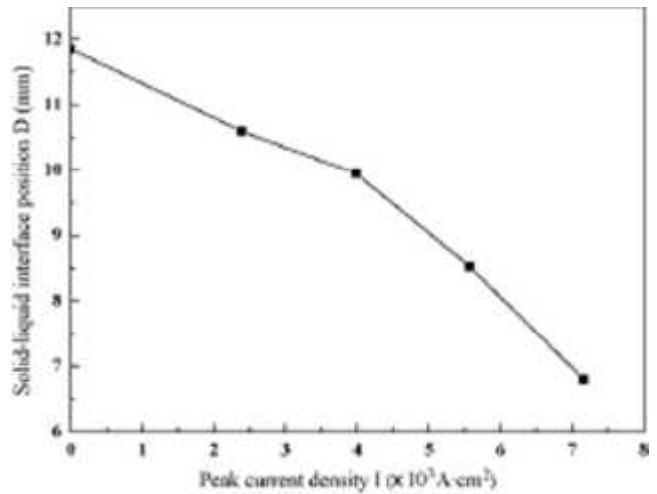
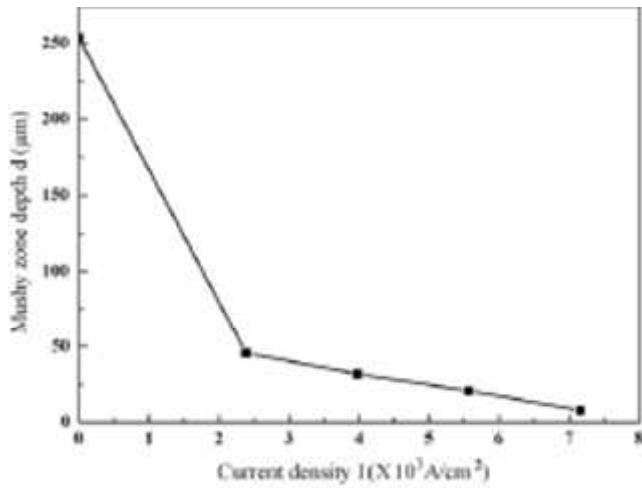


شکل ۱۲ - اثر اعمال جریان الکتریکی بر فصل مشترک جامد - مایع در سرعت های رشد متفاوت

همانطور که بیان شد مکانیزم تبدیل رشد سلولی به صفحه ای به وسیله کاهش فضای بین سلولی می باشد که نتیجه اعمال جریان الکتریکی است. این موضوع در شکل ۱۴ در دو سرعت رشد متفاوت نشان داده شده است.



شکل ۱۳ - تبدیل رشد دندریتی به سلولی و سلولی به صفحه ای در اثر افزایش چگالی جریان الکتریکی



شکل ۱۴ - تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر فضای بین سلولی

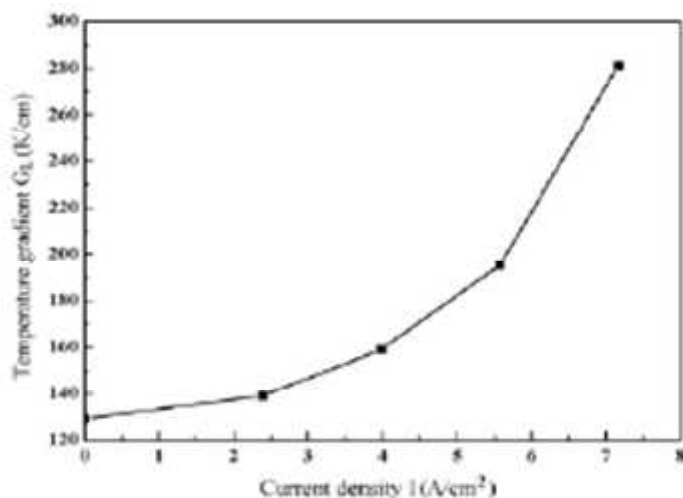
بر پایه مطالعات Kruz- Fisher معیار پایداری فصل مشترک صفحه ای به صورت زیر بیان می شود .

$$G_L \geq mG_c - \frac{k_0 v^2 \Gamma}{D^2}$$

در این معادله  $G_1$  گرادیان دمایی در جلوی فصل مشترک،  $G_0$  گرادیان غلظتی در جلو فصل مشترک،  $m$  شیب لیکوئیدوس،  $k_0$  ضریب تویع تعادلی عنصر حل شونده،  $v$  سرعت رشد،  $D$  ضریب نفوذ عنصر حل شونده و  $\Gamma$  ضریب گیبس تامسون که از معادله  $\Gamma = \sigma/\Delta S_f = \sigma T_m/L$  که در آن  $\sigma$  انرژی فصل مشترک و  $L$  گرمای نهان ذوب می باشد بدست می آید.

با توجه به معادله فوق در  $L$  و  $D$  ثابت، کاهش سرعت رشد و افزایش انرژی فصل مشترک و گرادیان دمایی به پایداری فصل مشترک صفحه ای کمک می کند.

در شکل ۱۵ تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر گرادیان دمایی مذاب نشان داده شده است.



شکل ۱۵ - تاثیر اعمال جریان الکتریکی بر گرادیان دمایی مذاب

بنابراین اعمال جریان الکتریکی با افزایش گرادیان دمایی مذاب پایداری فصل مشترک صفحه ای را تقویت می کند. بر پایه مطالعات دیگر اعمال جریان الکتریکی سرعت رشد را کاهش داده و انرژی فصل مشترک را افزایش می دهد. پس اعمال جریان الکتریکی با کاهش سرعت رشد و افزایش گرادیان دمایی مذاب و انرژی فصل مشترک باعث تبدیل رشد دندریتی به سلولی و سلولی به صفحه ای می شود.

### ۳.۳ اثر متغیرهای انجمادی بر فاصله بازوهای دندریت ثالثیه

متغیرهای انجماد در اینجا سرعت سرد شدن نک دندریت ها  $T^*$  ، زمان انجماد موضعی  $t_{sl}$  و ترکیب شیمیایی  $C_0$  می باشد که برای بررسی موضوع ، فاصله بازوهای دندریت ثالثیه  $\lambda_3$  بر حسب سرعت سرد شدن نک دندریت ها و زمان انجماد موضعی ترسیم گردید. هم چنین اثر عنصر آلیاژی بر فاصله بازوهای دندریت ثالثیه مورد بررسی قرار می گیرد.

#### ۳.۳.۱ بررسی نمودار $\lambda_3$ بر حسب $T^*$

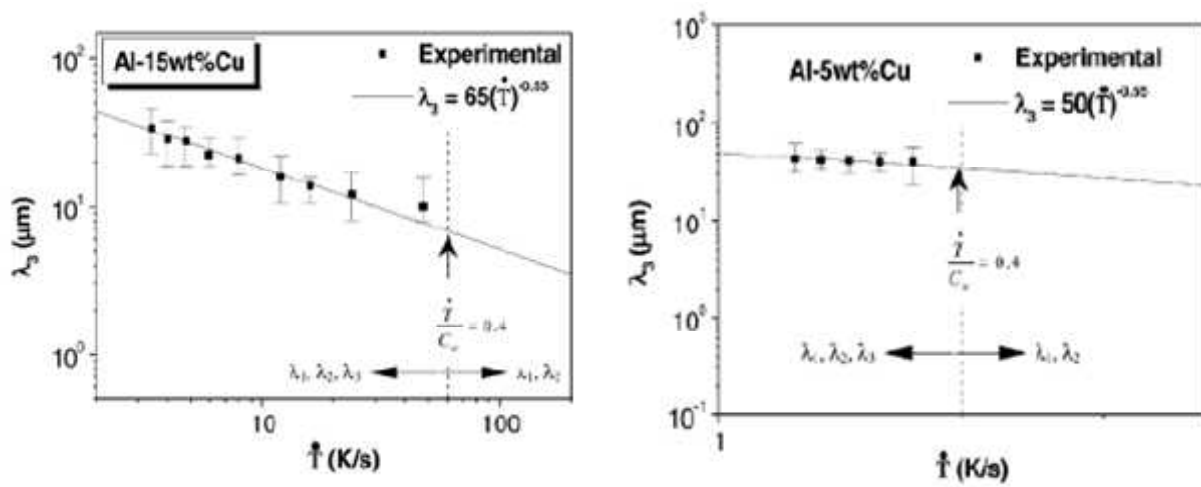
در شکل ۱۶ نمودار  $\lambda_3$  بر حسب  $T^*$  نشان داده شده است. همانطور که از نمودار مشخص است با افزایش سرعت سرد شدن ،  $\lambda_3$  بر اساس رابطه توانی با توان  $-0.55$  کاهش می یابد. این میزان برای فضای بین سلولی و دندریت های اولیه نیز مشاهده گردید. با توجه به این موضوع به نظر می رسد علی رغم اینکه دندریت های ثالثیه بر روی دندریت های ثانویه تشکیل می شوند ، دارای خصوصیات رشد شبیه به رشد دندریت اولیه و سلولی می باشند. برای اینکه دندریت های ثالثیه از دندریت های ثانویه به وجود آیند ، فاکتوری که به  $\delta$  مشهور است بایستی در محدوده مشخصی باشد. این فاکتور به صورت زیر تعیین می گردد.

$$\delta = T^*/C$$

برای آلیاژهای Al-Cu میزان  $\delta < 0.4$  باعث تشکیل دندریتهای ثالثیه می شود.

#### ۳.۳.۲ نمودار $\lambda_3$ بر حسب $t_{sl}$

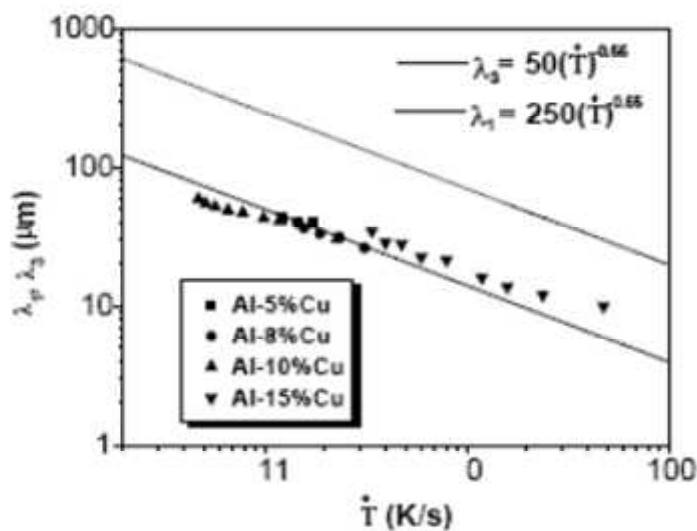
برای بررسی اثر انجماد موضعی نمودارهای زیر با استفاده از داده های تجربی برای دو آلیاژ Al-Cu ترسیم گردید. همانطور که از نمودار پیداست با افزایش زمان انجماد موضعی ،  $\lambda_3$  بر اساس یک رابطه توانی با توان  $0.55$  افزایش می یابد.



شکل ۱۷- فاصله بازوهای دندریت ثالثیه به عنوان تابعی از زمان انجماد موضعی

### ۳.۳.۳ تاثیر ترکیب شیمیایی بر $\lambda_3$

با توجه به نمودار زیر درصد عنصر آلیاژی تاثیر چندانی بر  $\lambda_3$  ندارد و مطابق انتظار فاصله بازوهای دندریت اولیه بیشتر از فاصله بازوهای دندریت ثالثیه است. این موضوع در نمودار ۱۸ نشان داده شده است.



شکل ۱۸- تاثیر عنصر آلیاژی بر فاصله بازوهای دندریت ثالثیه و مقایسه فاصله بازوهای دندریتهای اولیه و ثانویه

#### ۴. نتیجه گیری

نتایج بدست آمده از این پژوهش به شرح زیر می باشند .

- ✓ درصد مس آلیاژ به جز در دمای بالا که گرادیان دمایی را افزایش می دهد تاثیر چندانی بر سرعت رشد ندارد.
- ✓ افزایش دو پارامتر انجمادی  $V$  و  $G$  باعث کاهش پارامترهای ریزساختاری  $\lambda_1$ ،  $\lambda_2$ ،  $R$  و  $d$  به صورت یک تابع توانی می گردد .
- ✓ اعمال جریان الکتریکی باعث تغییر رشد دندریتی به سلولی و سلولی به صفحه ای می شود و علت این تبدیل ، کاهش سرعت رشد و افزایش انرژی فصل مشترک و گرادیان دمایی مذاب در اثر اعمال جریان الکتریکی می باشد .
- ✓ با افزایش سرعت سرد شدن نک دندریت ها فاصله بازوهای دندریت های ثالثیه بر اساس یک رابطه توانی با توان ۰.۵۵- کاهش می یابد .
- ✓ برای آلیاژهای Al-Cu فاکتور  $\delta$  بایستی از ۰.۴ کمتر باشد تا دندریت های ثالثیه تشکیل شوند .
- ✓ با افزایش زمان انجماد موضعی  $\lambda_3$  بر اساس یک رابطه توانی با توان ۰.۵۵ افزایش می یابد .
- ✓ تغییر ترکیب شیمیایی تاثیر چندانی بر  $\lambda_3$  ندارد .



1. M.Gunduz ,E.Cadirli, Directional solidification of aluminum- copper alloys
- 2.Xialiang liao, Effect of electric pulse on stability of solid/liquid interface Al4.5wt.%Cu alloy during directional solidification
3. Fernndo sa, The effect of solidification variable on tertiary dendrite arm spacing in unsteady state directional solidification

- 1.Merton C. Fleming ,solidification processing , Massachusetts institute of technology,1974
- 2.D.A.Porter,K.E.Easterling,Phase transformation in metal and alloys ,Washington DC ,third addition , 2006