



دانشکده مهندسی مواد

عنوان سمینار:

بررسی انجماد جهت دار آلیاژهای آلومینیوم

فهرست مطالب

۳	مقدمه
۴	معرفی تجهیزات سیستم انجماد جهت دار
۶	انواع انجماد جهت دار
۷	روشهای اندازه گیری پارامترهای ریزساختاری λ_1 و λ_2
۸	مدل های تئوری فواصل دندریتی
۱۱	تعیین کمی پارامترهای انجمادی \dot{T} و V
۱۳	مدل های عددی جهت پیش بینی پارامترهای انجمادی \dot{T}, V
۲۰	تجزیه و تحلیل پروفیل تغییرات h با زمان
۲۳	تجزیه و تحلیل منحنی تغییرات V بر حسب P
۲۵	تجزیه و تحلیل منحنی تغییرات \dot{T} بر حسب P
۲۶	بررسی تغییرات λ_1 با V و \dot{T}
۳۰	بررسی تغییرات λ_2 با V و \dot{T}
۳۲	بررسی اثر جابجایی مذاب در انجماد جهت دار رو به پایین بر روی λ_1 و λ_2
۳۴	مقایسه نتایج عملی λ_1 با نتایج حاصل از مدل های تئوری
۳۸	مقایسه نتایج عملی λ_2 با نتایج حاصل از مدل های تئوری
۴۰	بررسی موقعیت CET در انجماد جهت دار آلیاژهای Al-Si
۴۱	تجزیه و تحلیل تصاویر ریزساختاری
۴۳	جمع بندی
۴۵	مراجع

مقدمه

آلیاژهای پایه آلومینیم دارای کاربردهای مهندسی فراوانی هستند اما با این وجود، تحقیقات انجام شده بر روی توسعه ریزساختاری آنها اندک می باشد. شرط اصلی در دستیابی به خواص نهایی مطلوب، رسیدن به ساختار بهینه در طی انجماد می باشد. میزان ریزبودن ساختارهای دندربیتی در قطعات ریختگی، از روی فاصله بازوهای دندربیتی مشخص می شود. ثابت شده است که هرچه ریزساختار ریزتر باشد خواص مکانیکی بهتری (بویژه استحکام کششی و داکتیلیته) را نسبت به ریزساختارهای درشت تر از خود نشان می دهد.

تحقیقات متعددی در مورد شناسایی λ_1 و λ_2 به عنوان تابعی از غلظت عنصر محلول (c_0)، سرعت رشد نوک (V_L) و گرادیان دمایی در جلوی جبهه انجماد ماکروسکوپی (G_L) انجام شده است. [۱ و ۲] موارد بیان شده در ذیل، جزء اهداف اصلی تحقیق پیش رو می باشد.

- بررسی انجماد جهت دار آلیاژهای مختلف آلومینیم و معرفی ریزساختارهای آنها
- بیان روشهای محاسبه λ_1 و λ_2 و تعیین کمی پارامترهای انجمادی (\dot{T}, V)
- بررسی وابستگی λ به متغیرهای حرارتی انجماد و ترکیب شیمیایی آلیاژ

- مقایسه بین نتایج عملی حاصل از آزمایشات با نتایج حاصل از مدل‌ها و شبیه

سازیها.

معرفی تجهیزات سیستم انجماد جهت دار

تجهیزات مربوط به انجماد جهت دار رو به بالا در شکل ۱ مشاهده می‌شود. سیستم

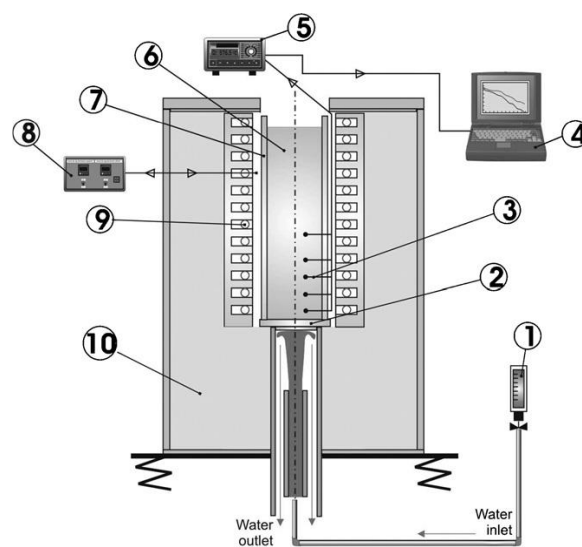
شامل قالب خنک شونده با آب می‌باشد که حرارت فقط از طریق کف آن خارج می‌شود و

بدین صورت باعث تحریک انجماد جهت دار عمودی رو به بالا می‌شود. فصل مشترک فلز /

قالب که حرارت از طریق آن خارج می‌شود از جنس فولاد کم کربن بوده و پولیش شده می

باشد. چنین شرایطی باعث مقادیر بالاتر برای ضریب انتقال حرارت فلز / سرد کن (hg) می

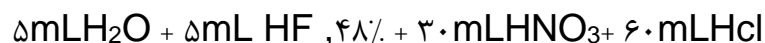
شود. [۲]



شکل ۱. شماتیکی از تجهیزات سیستم انجماد جهت دار: (۱)دستگاه مخصوص اندازه گیری جریان آب (۲)کف خروج دهنده حرارت (۳)ترموکوپل (۴)رایانه و نرم افزار کسب داده ها (۵)ثبت کننده داده ها (۶)نمونه ریختگی (۷)قالب (۸)کنترل کننده درجه حرارت (۹)گرم کننده های الکتریکی (۱۰)محافظ سرامیکی عایق

در حین ریخته گری ، اندازه گیری های مداوم درجه حرارت از طریق ترموکوپل های (از نوع K با قطر سیم ۰/۲ میلیمتر) متعدد که در فواصل گوناگون نسبت به سطح خارج کننده حرارت در درون مذاب قرار گرفته اند صورت می گیرد. ترموکوپل ها در نقطه ذوب آلومینیم کالیبره شده و نوسان حدود ۱ درجه سانتیگراد را نشان دادند. همه ترموکوپل ها از طریق کابل های هم محور به سیستم دریافت داده های رایانه متصل شده و بدین صورت داده های دمایی در هر ۰/۱ ثانیه ثبت می گردند[۲].

هر شمش استوانه ای بعد از انجماد در امتداد محور عمودی خود، برش داده شده و بعد از سنگ زنی جهت آشکار سازی ماکروساختار با یک محلول اسیدی با ترکیب زیر، اچ می شود [۲]:



همچنین مقاطع عرضی و طولی از نمونه های منجمد شده در فاصله های گوناگون از فصل مشترک فلز / قالب انتخاب و الکتروپولیش و سپس جهت متالوگرافی با محلول HF/۵٪ در آب، اچ می شوند. جهت اندازه گیری λ_1 از سیستم های پردازش تصویر

Leica Quantimet ۵۰۰ MC و Neophot32 استفاده شده است. روش مورد

استفاده جهت اندازه گیری λ_1 بر روی مقاطع عرضی، روش مثلثی می باشد [۲].

انواع انجماد جهت دار

از لحاظ شرایط انتقال حرارت، انجماد جهت دار را می توان به دو دسته تقسیم نمود

[۳]:

۱- حالت پایدار : V و G مستقل از یکدیگر و در طول فرایند ثابت می باشد.

۲- حالت ناپایدار : V و G وابسته به یکدیگر بوده و با زمان تغییر می کنند.

همچنین از لحاظ جهت رشد نیز می توان انجماد جهت دار را به دو نوع رو به بالا و

رو به پایین تقسیم نمود. از جمله تفاوت های این دو حالت، وجود جابجایی و همرفت مذاب

در انجماد رو به پایین می باشد. در حقیقت در انجماد رو به بالا، مذاب واقع در جلو و بین

دندریتها غنی از عنصر آلیاژی بوده و لذا نسبت به مذاب های واقع در قسمت های بالاتر

دارای دانستیه بیشتری می باشد بنابراین جابجا نمی شود. در حالیکه در انجماد جهت دار

رو به پایین ، مذاب واقع در جلو و در بین دندریتها که غنی از عنصر آلیاژی و در نتیجه

دارای دانستیه بالاتر می باشد به سمت پایین و به درون توده مذاب سیلان پیدا می کند

[۲]. وجود جابجایی مذاب در انجماد جهت دار رو به پایین باعث تغییراتی در مقدار λ می

شود (نسبت به انجماد رو به بالا) که در ادامه مورد بحث قرار می گیرد.

روشهای اندازه گیری پارامترهای ریزساختاری λ_1 و λ_2

روش متداول جهت اندازه گیری فاصله بین بازوهای دندردیتی اولیه (λ_1) روش مثلثی

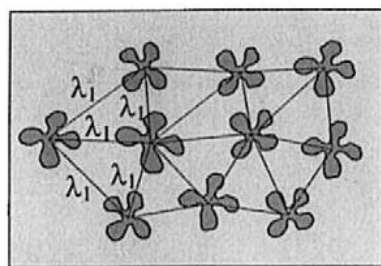
می باشد. در این روش از مقطع عرضی استفاده می شود و روش کار بدین صورت است که با

وصل کردن مراکز سه دندردیت مجاور به یکدیگر مثلثی ایجاد می شود که اضلاع مثلث

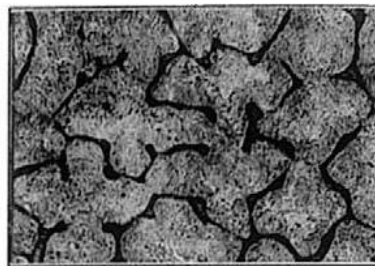
متناظر با λ_1 می باشد. در این روش جهت بدست آوردن مقدار دقیقی برای λ_1 ، حداقل

۵۰ تا ۴۰۰ اندازه گیری صورت گرفته و از آنها میانگین گرفته می شود. اساس کار این روش

در شکل ۲ مشاهده می شود [۳].



(a)



(b)

شکل ۲. تصاویر مربوط به روش اندازه گیری λ_1 (a) نمایش شماتیکی (b) نمایش ریز ساختاری

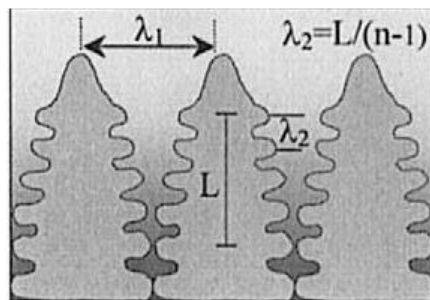
جهت اندازه گیری فاصله بین بازوهای دندردیتی ثانویه (λ_2) ، از مقطع طولی استفاده

می شود. روش بدین صورت است که میانگین فاصله بین شاخه های جانبی مجاور از یک

دندريت اوليه اندازه گيري مي شود. در اين روش نيز براي هر نمونه در حدود ۳۰ تا ۴۰

اندازه گيري صورت گرفته و ميانگين آنها به عنوان مقدار λ_2 گزارش مي شود. شكل ۳

چگونگي اين روش را به طور شماتيكي نشان مي دهد [۳].



شكل ۳. شماتيكي از روش اندازه گيري λ_2

رابطه استفاده شده به صورت زير مي باشد:

$$\lambda_2 = \frac{L}{(n-1)}$$

در رابطه فوق، L طول و n تعداد بازراه‌های ثانويه مي باشد.

مدل های تئوری فواصل دندريتی

جهت تعیین فاصله بازوهای دندریتی یکسری روابط توسط برخی از افراد پیشنهاد شده است که از معروف ترین آنها می توان به رابطه **Hunt** برای فاصله بازوهای دندریتی اولیه و رابطه **kirkaldy & Bauchard** برای فاصله بازوی های دندریتی اولیه و ثانویه در حالت غیرپایدار و روابط **Kurz & Fisher** ، **Hunt & Lu** و **Trivedy** برای فاصله بازوهای دندریتی ثانویه در شرایط حرارتی پایدار اشاره نمود [۵].

این معادلات به شرح زیر می باشند [۵]:

Hunt , cellular/ dendritic (۱)

$$\lambda_1 = 2.83[\Gamma m_L C_o (1 - k_o) D]^{\frac{1}{4}} G_L^{-\frac{1}{2}} V_L^{-\frac{1}{4}}$$

$$\lambda_1 = 4.3 \left(\frac{\Gamma \Delta T D}{k_o} \right)^{\frac{1}{4}} G_L^{-\frac{1}{2}} V_L^{-\frac{1}{4}}$$

(kurzundfisher , cellular/ dendritic) (2)

$$\lambda_1 2.83[L \Gamma m_L C_o (1 - K_o) D]^{\frac{1}{4}} G_L^{-\frac{1}{2}} V_L^{-\frac{1}{4}}$$

(Trivedi / dendritic) (۳)

$$\lambda'_1 = 0.07798 V'^{(\alpha-0.75)} (V' - G')^{0.75} G'^{0.6028}$$

(Hunt-Lu / dendritic) (4)

که در آن

$$\alpha = -1.131 - 0.1555 \log(G') - 0.007589 [\log(G')]^2 \quad (5)$$

$$\lambda'_1 = \frac{\lambda_1 \Delta T}{\Gamma K_o}, G' = \frac{G_L \Gamma K_o}{\Delta T^2}, v' = \frac{V_L \Gamma K_o}{D \Delta T} \quad (6)$$

$$\lambda_1 = \alpha_1 \left(\frac{16C_o^{1/2} G_{og} \Gamma D}{(1 - K_o) M_L G_L V_L} \right)^{1/2}$$

(Bouchard-kirkaldy , primary dendritic) (7)

که در معادلات بالا λ_1 فاصله بین دندریت های اولیه، Γ ضریب گیبس تامسون و M_L شیب خط لیکوئیدوس، C_o

ترکیب آلیاژ، D ضریب نفوذ مواد جامد حل شدنی، ΔT تفاوت دمایی میان لیکوئیدوس و سالیدوس، V_L سرعت

رشد، G_L گرادیان دمایی جلوی فصل مشترک، G_{og} یک پارامتر ساختاری که برابر با ثابت $600 \times 6 \frac{K}{cm}$ و α_1 که

ضریب کالیراسیون دندریت های اولیه است.

معادلات پیشنهاد شده برای λ_2 توسط Kirkaldy & Bauchard که بسیار شبیه معادلات Sekerka

است، به صورت زیر می باشد [۵].

$$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left(\frac{4\Gamma}{C_o(1 - k_o)^2 T_F} \left(\frac{D}{V_L} \right)^2 \right)^{1/3}$$

که در آنها α_2 فاکتور کالیراسیون دندریت های ثانویه است که تابع ترکیب آلیاژ می باشد و T_F دمای فوزیون است.

البته برای λ_2 رابطه ای بر اساس زمان عمومی انجماد نیز بیان شده که بصورت زیر می باشد:

$$\lambda_2 = k(Mt_{SL})^{1/3}$$

$$M = \frac{-\Gamma D}{(1 - K_o) M_L (C_E - C_o)} L_n \left(\frac{C_E}{C_o} \right) \left(\frac{m^3}{S} \right)$$

که در رابطه بالا ضریب K بر اساس نظر 5.00 kirkwood و بر اساس نظر 5.5 moulelin & feurer

لحاظ می شود و C_E ترکیب یوتکتیک می باشد [۵].

تعیین کمی پارامترهای انجمادی V و T

روش محاسبه سرعت رشد (V) بر حسب موقعیت (P) بدین صورت می باشد که سیستم

دریافت کننده داده های حاصل از ترموکوپل ها، نموداری شامل موقعیت نسبت به فصل مشترک فلز /

قالب به عنوان تابعی از زمان متناظر با عبور جبهه لیکوئیدوس از جلوهر ترموکوپل را رسم می کند. در

حقیقت هر نقطه از نمودار $P-t$ متناظر با نقطه ای از منحنی سرد شدن می باشد که در آن نقطه،

منحنی از حالت افقی خارج گردیده است. به عنوان مثال شکل ۴، منحنی های سرد شدن حاصل از

ترموکوپل های واقع در مذاب $Al-1wt.\%Fe$ را نشان می دهد. مثلاً منحنی مربوط به ترموکوپل

با $P=23\text{ mm}$ ، تقریباً در زمان ۱۰ ثانیه از حالت افقی خارج می شود. لذا می توان نتیجه گرفت که

جبهه لیکوئیدوس در زمان ۱۰ ثانیه به موقعیت ۲۳ میلیمتری از فصل مشترک فلز / قالب رسیده

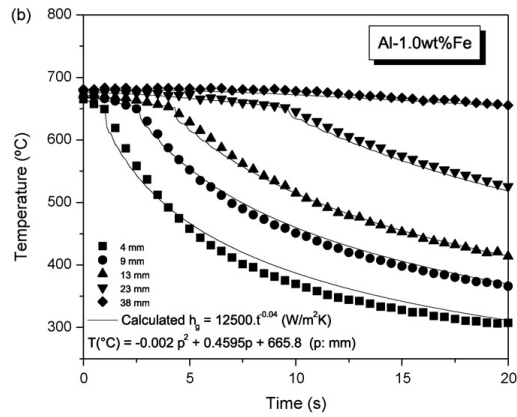
است و بدین ترتیب یک نقطه از منحنی $p-t$ بدست می آید. منحنی $p-t$ مربوط به آلیاژ مذکور در

شکل ۵ مشاهده می شود. با استفاده از تکنیک تطابق منحنی^۱، بهترین منحنی از نقاط عملی عبور

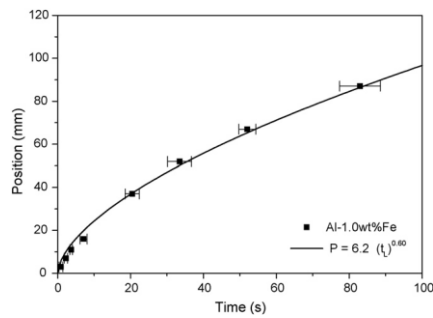
داده شده است که دارای معادله ای توانی می باشد. حال با مشتق گرفتن از این تابع نسبت به زمان

می توان مقادیر سرعت رشد نوک را بدست آورد [۲].

^۱ Curve fitting technique



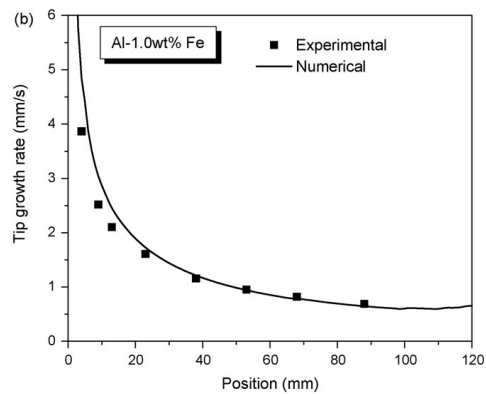
شکل ۴. منحنی های سرد شدن مربوط به آلیاژ Al-1.0wt%Fe



شکل ۵. موقعیت جبهه لیکوئیدوس برحسب زمان برای آلیاژ Al-1.0wt%Fe

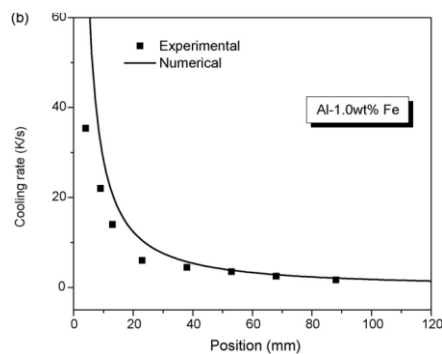
شکل ۶ نشان دهنده مقایسه ای بین نتایج عملی و پیش بینی های عددی V می باشد که

تطابق خوبی مابین آنها مشاهده می شود [۲].



شکل ۶. منحنی تغییرات سرعت رشد نوک بر حسب موقعیت برای آلیاژ Al-1.0wt%Fe

روش محاسبه سرعت سرد شدن (\dot{T}) بر حسب موقعیت (P) بدین صورت می باشد که در منحنی سرد شدن هر ترموکوپل ، در هر نقطه ای که منحنی از حالت افقی خارج شده، شیب (که همان $\frac{\partial T}{\partial t} = \dot{T}$ می باشد) را بدست می آوریم و بدین ترتیب یک نقطه از منحنی $\dot{T} - P$ بدست می آید. در شکل ۷ نتایج عملی با نتایج حاصل از مدل های عددی مورد مقایسه قرار گرفته که تطابق خوبی مابین آنها مشاهده می شود. [۲]



شکل ۷. منحنی تغییرات سرعت سرد شدن نوک بر حسب موقعیت برای آلیاژ Al-1.0wt%Fe

مدل های عددی جهت پیش بینی پارامترهای انجمادی \dot{T}, V

ابتدا مدل عددی به کار گرفته شده جهت شبیه سازی انجماد آلیاژهای دوتایی در یک قالب استوانه ای سرد شونده از کف را بررسی می کنیم. (این شرایط مطابق با انجماد جهت دار رو به بالا می باشد). فرض می شود که در ابتدا ، آلیاژها مذاب، ساکن و به صورت مخلوطی یکنواخت بوده که درجه حرارت آنها بالاتر از دمای لیکوئیدوس می باشد. همچنین فرض بر این است که دیواره های جانبی و بالایی عایق بوده و حرارت از طریق کف و با نرخ \dot{q} که بوسیله ضریب انتقال حرارت فلز/ سردکننده کنترل می شود، خارج می گردد. روابط ریاضی چنین مسئله انجمادی توسط معادله هدایت حرارتی یک بعدی ارائه می شود [۱].

$$PC \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \dot{q} \quad (1)$$

بطوریکه k هدایت حرارتی $[Wm^{-1}K]$ و C گرمای ویژه $[Jkg^{-1}K]$ و P دانسیته $[kgm^{-3}]$ و \dot{q} نرخ تولید انرژی $[wm^{-3}]$ و T درجه حرارت $[K]$ و t زمان $[s]$ و x موقعیت $[m]$ می باشند. آزاد شدن گرمای نهان در محدوده درجه حرارتهای لیکوئیدوس و سالیدوس توسط \dot{q} بیان می شود:

$$\dot{q} = pl \frac{\partial F_s}{\partial t} \quad (2)$$

بطوریکه L گرمای نهان $[Jkg^{-1}]$ و f_s کسر جامد موضعی $[\%]$ می باشند.

کسر جامد در منطقه خمیری توسط معادله Scheil) که با فرض اختلاط کامل در مذاب و

عدم نفوذ در جامد است) تخمین زده می شود. با در نظر گرفتن شیب های ثابت برای لیکوئیدوس و

سالییدوس ، f_s بدین صورت بیان می شود [۱]:

$$F_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{1}{(k_0-1)}} \quad (3)$$

بطوریکه T_f دمای ذوب $[k]$ و T_{liq} دمای لیکوئیدوس $[k]$ و k_0 ضریب توزیع می باشند. با

دیفرانسیل گیری از رابطه (۳) نسبت به دما، می توان آنرا در داخل رابطه (۲) جاگذاری نمود. بنابراین

با استفاده از قاعده زنجیره ای دیفرانسیل گیری داریم [۱]:

$$\frac{\partial f_s}{\partial T} = \frac{1}{(k_0 - 1)(T_f - T_{liq})} \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{1}{(k_0-1)} - 1} = \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

با جاگذاری رابطه (۲) در داخل رابطه (۱) خواهیم داشت:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (5)$$

بطوریکه c' به عنوان گرمای شبه ویژه در نظر گرفته می شود و بدین صورت بیان می شود:

$$c' = c_M - L \frac{\partial F_s}{\partial T} \quad (6)$$

$$C_M = (1 - F_s)c_L + F_s c_s \quad (7)$$

بطوریکه اندیس های M, L, S به ترتیب اشاره به جامد ، مذاب و خمیری دارند.

شکل دیگر معادله (۵) که بیانگر رابطه بین زمان و توزیع دما می باشد بدین صورت بدست

آمده است [۱] :

$$T_i^{n+1} = \frac{\Delta t}{(pc')_i \Delta x^2} [k_{eqi+1}(T_{i+1}^n - T_i^n) + k_{eqi-1}(T_{i-1}^n - T_i^n)] + T_i^n \quad (8)$$

بطوریکه n و n+1 به درجه حرارت های قبل و بعد از بازه زمانی افزایشی Δt اشاره دارند و موقعیت

المان طبق محور X و k_{eq} هدایت حرارتی معادل برحسب هدایت حرارتی یک المان و المان مجاورش

می شود که بدین صورت بیان می شود:

$$K_{eqi+1} = \frac{2K_{i+1}K_i}{K_{i+1} + K_i} \quad (9)$$

$$K_{eqi-1} = \frac{2K_{i-1}K_i}{K_{i-1} + K_i} \quad (10)$$

سپس مدل عددی با پروفیل مناسبی از ضریب انتقال حرارت ناپایدار جهت محاسبه پارامترهای

حرارتی انجماد از قبیل سرعت رشد نوک (V_L) و سرعت سرد شدن نوک (\dot{T}_L) مورد استفاده قرار

گرفت [۱].

اما مدل عددی به کار گرفته شده جهت شبیه سازی انجماد آلیاژهای دوتایی در یک قالب

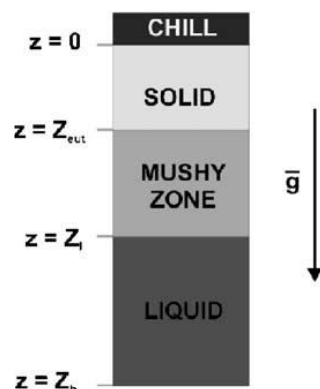
استوانه ای سرد شونده از بالا(یعنی شرایط مطابق با انجماد جهت دار رو به پایین) بدین صورت می

باشد :

در هنگام آماده سازی و انجماد ابتدا یک مذاب همگن از ترکیب مورد نظر را خواهیم داشت بعد از

آنکه مذاب در محفظه ریخته شد تحت شرایط ذکر شده در زمان های $t > 0$ سه منطقه انتقالی

خواهیم داشت که شامل جامد، خمیری و مذاب است. شماتیکی از آن را در شکل زیر می بینیم [۵].



تصویری شماتیکی از مسئله

برای بدست آوردن معادلات عددی مفروضات زیر را در نظر می گیریم:

- در نقطه Z_b جدایش وجود ندارد و دامنه انجماد تک جهت است.

- حرکت در منطقه جامد نداریم.

- در منطقه جدایش تخلخل وجود ندارد.

- در دیاگرام فازی ضریب K_o و شیب مذاب ثابت است و رابطه آن در فصل مشترک جامد به صورت زیر است.

$$T = T_F - M_L C_L, C_s^* = K_o C_L$$

- گرمای ویژه C_s و C_L و K_s و K_L و دانسیته ها ρ_L, ρ_s در تمام فاز ماده ثابت بوده و فقط در منطقه عبوری از جامد به مایع متفاوت می باشد.

- مقاومت میان قالب و قطعه با زمان تغییر می کند و مستقل از ضریب هدایت است.

و معادلات بکار گرفته شده بدین شرح می باشند [۵]:

مومنتوم:

$$\frac{\sigma \rho}{\sigma t} + \nabla(\rho_L V C_L) = \rho_L D_L \nabla(f_L \nabla C_L)$$

Mass:

$$\frac{\sigma \rho}{\sigma t} + \nabla(\rho V) = 0$$

Energy:

$$\frac{\sigma}{\sigma t} (\rho c T + \nabla(\rho_L C_L V T)) = \nabla(K \nabla T) + \dot{q}$$

,

$$\dot{q} = \rho L \frac{\sigma f_s}{\sigma t}, f_s = 1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_{Liq}} \right)^{1/K_o - 1}$$

$$\Rightarrow \frac{\sigma f_s}{\sigma t} = \frac{1}{(K_o - 1)(T_F - T_{Liq})} \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_{Liq}} \right)^{\frac{(2-K_o)}{(K_o-1)}} \frac{\sigma T}{\sigma t}$$

$$\Rightarrow \rho c \frac{\sigma T}{\sigma t} = \frac{\sigma}{\sigma x} (K(x)) \frac{\sigma T}{\sigma x}$$

,

$$C' = C_M - L \frac{\sigma f_s}{\sigma T}$$

- Mixture density

$$\rho = \int_0^{1-f_L} \rho_s d\alpha + f_L \rho_L$$

- Mixture solutedensity

$$\rho C = \int_0^{1-f_L} \rho_s c_s d\alpha + f_L \rho_L c_L$$

در معادلات بالا D ضریب نفوذ و V سرعت سیال که از رابطه زیر بدست می آید.

$$V = f_L V_L$$

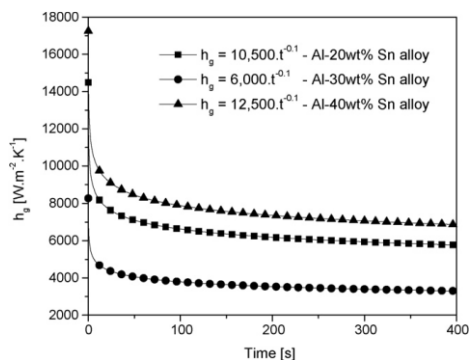
K ثابت هدایت حرارتی و شرایط مرزی بصورت زیر است:

$$V=0, \quad K \frac{\sigma T}{\sigma z} = h(T - T|_{z=0}) \quad \& \quad \frac{\sigma c_L}{\sigma z} = 0 \quad \text{at } z = 0$$

$$@ \quad z=z_b \quad T \rightarrow T_p \quad \& \quad c \rightarrow c_o$$

تجزیه و تحلیل پروفیل تغییرات h با زمان

شکل ۸ نشان دهنده پروفیل های h (ضریب انتقال حرارت فلز / سرد کننده) بر حسب زمان برای سه آلیاژ هیپوپوتکتیک AL-Sn می باشد. همان طوری که از شکل برمی آید بالاترین پروفیل مربوط به آلیاژ AL-40wt%Sn و پایین ترین پروفیل مربوط به آلیاژ AL-30wt%Sn می باشد. روابط h بر حسب زمان برای هر سه آلیاژ در شکل مشخص می باشد و واضح است که توان t در هر سه رابطه یکسان و برابر با $0/1$ - می باشد و تفاوت روابط در مقدار ضرایب آنها می باشد. این ضرایب با قابلیت ترشوندگی لایه مذاب در تماس با سطح داخلی و به عبارتی با سیالیت در ارتباط می باشند. در بحث سیالیت هم خصوصیات قالب و هم خصوصیات فلز مذاب تعیین کننده می باشد. ثابت شده که در دیاگرامهای دوتایی، بهترین سیالت مربوط به اجزاء خالص، فازهای یوتکتیک و فازهایی که به طور مشابه منجمد می شوند، می باشد. هر چه ترشوندگی و سیالیت مذاب بالاتر باشد بهتر و بیشتر با سطح سرد کننده در تماس قرار می گیرد و لذا انتقال حرارت بهتر و بیشتر صورت می گیرد. لذا این طور به نظر می رسد که در آلیاژهای Al-Sn، سیالیت از آلومینیم خالص تا ترکیبی حدود ۳۰ درصد وزنی قلع، کاهش می یابد و سپس با افزایش درصد قلع تا ترکیب یوتکتیک، سیالیت دوباره افزایش می یابد. این مطلب برگرفته از ضرایب معادلات $hg=f(t)$ در شکل ۸ می باشد [۱].



شکل ۸. ارزیابی ضریب انتقال حرارت فصل مشترک فلز/ قالب بر حسب زمان طی انجماد عمودی رو به بالا

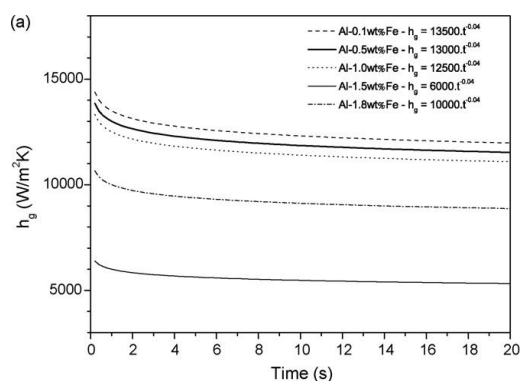
شکل (a) ۹ پروفیل های h بر حسب زمان را برای چند آلیاژ هیپوپوتکتیک Al-Fe و شکل

(b) ۹ مقادیر ضرایب روابط $h_g=f(t)$ مربوط به آلیاژهای مذکور را بر روی دیاگرام فازی Al-Fe

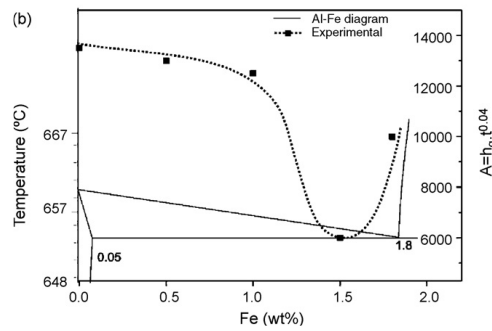
نشان می دهند. به طور مشابه اینطور می توان بیان نمود که در آلیاژهای Al-Fe سیالیت از آلومینیم

خالص تا ترکیبی حدود ۱/۵ درصد وزنی کاهش یافته و سپس با افزایش درصد آهن تا ترکیب

یوتکتیک ، سیالیت دوباره افزایش می یابد [۲].



شکل ۹ (a). ارزیابی ضریب انتقال حرارت فصل مشترک فلز/ قالب بر حسب زمان طی انجماد عمودی رو به بالا

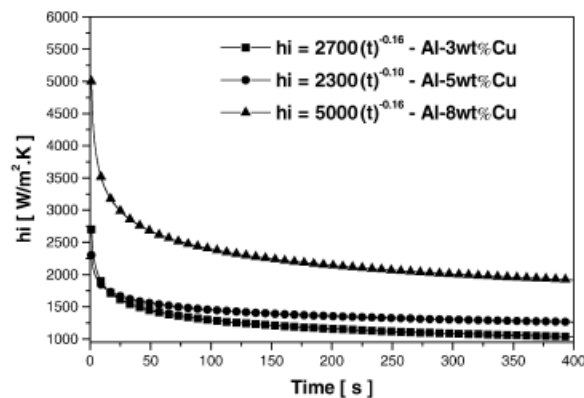


شکل ۹ (b). ارزیابی ضریب A به عنوان تابعی از درصد آهن موجود در آلیاژ

شکل ۱۰ نشان دهنده تغییرات پروفیل های h بر حسب زمان برای سه آلیاژ هیپووتکتیک

Al-Cu می باشد که تحت انجماد دار رو به پایین در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. همانطوریکه از

شکل برمی آید با افزایش درصد مس ، پروفیل h به سمت بالا منتقل می شود [۵].

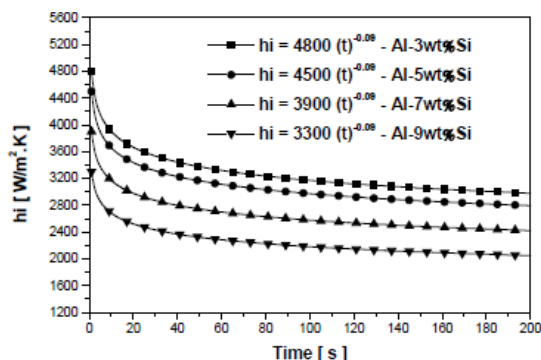


شکل ۱۰. ارزیابی ضریب انتقال حرارت فصل مشترک فلز/ قالب برحسب زمان برای آلیاژهای Al-Cu طی انجماد عمودی رو به پایین

شکل ۱۱ نشاندهنده پروفیل های h بر حسب زمان مربوط به آلیاژهای هیپووتکتیک Al-Si

می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. همانطوریکه از شکل بر

می آید با کاهش درصد سیلیسیم ، پروفیل h به سمت بالا منتقل می شود [۷].



شکل ۱۱. ارزیابی ضریب انتقال حرارت فصل مشترک فلز/ قالب بر حسب زمان برای آلیاژهای Al-Si طی انجماد عمودی رو به بالا

تجزیه و تحلیل منحنی تغییرات V بر حسب P

شکل ۱۲ نشاندهنده تغییرات V بر حسب P برای سه آلیاژ هیپوپوتکتیک Al-Sn می باشد

که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. نقاط مربوط به نتایج عملی و

منحنی ها مربوط به نتایج مدلهای عددی می باشد که تطابق خوبی مابین آنها وجود دارد.

همانطوریکه در هر سه شکل مشاهده می شود با افزایش P (فاصله نسبت به فصل مشترک فلز/ قالب

که حرارت از طریق آن خارج می شود) سرعت رشد به شدت کاهش می یابد. در واقع در P های کم،

ضخامت لایه جامد شده اندک می باشد در حالیکه با افزایش P ، ضخامت لایه منجمد شده زیاد

گشته و مقاومت حرارتی آن افزایش می یابد در نتیجه سرعت رشد کاهش می یابد. از سوی دیگر با

مقایسه سه شکل متوجه میشویم که در P های کم، مقادیر V برای سه آلیاژ تفاوت عمده ای دارد در

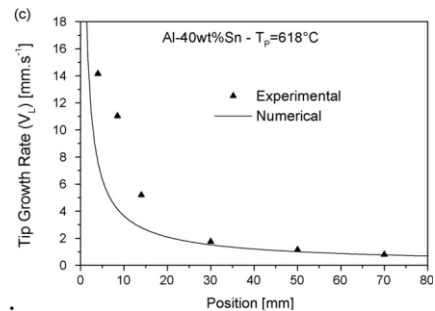
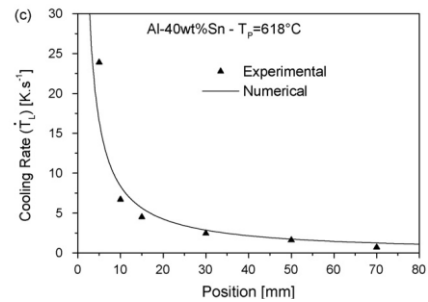
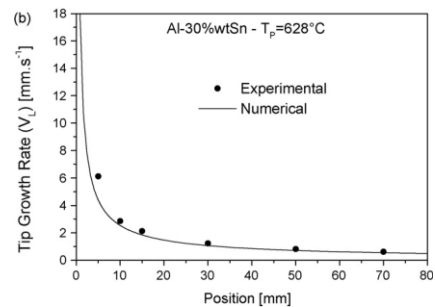
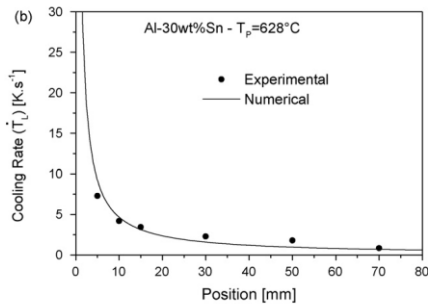
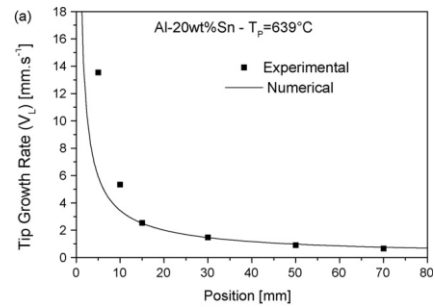
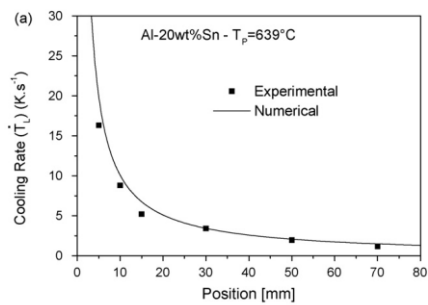
حالیکه در P های زیاد، مقادیر V برای سه آلیاژ تقریباً یکسان می باشد. در حقیقت در P های کم،

انجماد تحت کنترل h می باشد و لذا هر چه پروفیل h بیشتر باشد مقدار V نیز بیشتر می شود.

همانطوریکه قبلاً در شکل ۸ مشاهده شد آلیاژ AL-40wt%Sn دارای بالاترین پروفیل h نسبت به دو آلیاژ دیگر بود در نتیجه مقدار V برای این آلیاژ، در P های کم، بیشتر از دو آلیاژ دیگر می باشد و به دلیل مشابه آلیاژ Al-30wt%Sn دارای کمترین مقدار V ، در P های کم، می باشد. اما در P های زیاد (فاصله های زیاد)، ضخامت لایه جامد و به تبع آن مقاومت حرارتی لایه جامد به قدری افزایش یافته که اثر h اندک و در نتیجه انجماد تحت کنترل لایه منجمد شده می باشد و لذا مقادیر

P در V

های زیاد برای سه آلیاژ تقریباً یکسان است [۱].



شکل ۱۳. سرعت رشد نوک به عنوان تابعی از

شکل ۱۲. سرعت رشد نوک به عنوان تابعی از موقعیت

موقعیت برای آلیاژهای Al-Sn طی انجماد روبه بالا

برای آلیاژهای Al-Sn طی انجماد عمودی رو به بالا

تجزیه و تحلیل منحنی تغییرات \dot{T} بر حسب P

شکل ۱۳ نشاندهنده تغییرات \dot{T} (سرعت سرد شدن نوک) بر حسب P برای سه آلیاژ

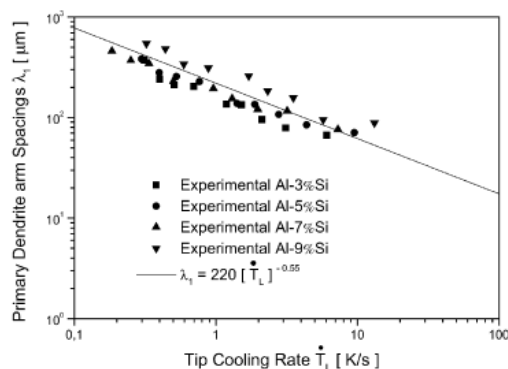
هیپوپوتکتیک Al-Sn می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند.

نقاط ، مربوط به نتایج علمی و منحنی های مربوط به نتایج مدل های عددی می باشد که تطابق

خوبی مابین آنها مشاهده می شود. همانطوریکه در هر سه شکل مشاهده می شود با افزایش p مقدار \dot{T} کاهش می یابد که به علت افزایش ضخامت لایه منجمد شده و افزایش مقاومت حرارتی می باشد. از سوی دیگر تفاوت زیاد مقادیر بر \dot{T} برای سه آلیاژ، در p های کم، و نیز مقادیر تقریباً یکسان \dot{T} برای سه آلیاژ، در p های زیاد، به علت همان مواردی است که در قسمت قبل در مورد V بیان گردید [۱].

بررسی تغییرات λ_1 با V و \dot{T}

شکل ۱۴ نشاندهنده تغییرات λ_1 (فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه) بر حسب \dot{T} برای چهار آلیاژ هیپویوتکتیک Al-Si می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. همانطوری که در شکل مشاهده می شود با افزایش \dot{T} ، مقدار λ_1 کاهش می یابد. از سوی دیگر نقاط مربوط به هر چهار آلیاژ تقریباً بر روی یک خط قرار گرفته اند و لذا می توان برای تمام آنها یک رابطه یکتا از λ_1 بر حسب \dot{T} بیان نمود. این بدین معنی است که λ_1 تقریباً مستقل از ترکیب شیمیایی می باشد. رابطه λ_1 بر حسب \dot{T} که در شکل بیان گردیده یک رابط توانی با توان $-0/55$ می باشد [۷].



شکل ۱۴. تغییرات فاصله بازو های دندریتی اولیه بر حسب سرعت سرد شدن در آلیاژهای Al-Si

شکل ۱۵ نشاندهنده تغییرات λ_1 بر حسب \dot{T} برای سه آلیاژ هیپووتکتیک Al-Sn

می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. به مانند

شکل ۱۴ در اینجا نیز مشاهده می شود که با افزایش \dot{T} مقدار λ_1 کاهش و همچنین نتایج

هر سه آلیاژ بر روی یک خط قرار گرفته اند. از سویی رابط λ_1 بر حسب \dot{T} یک رابطه

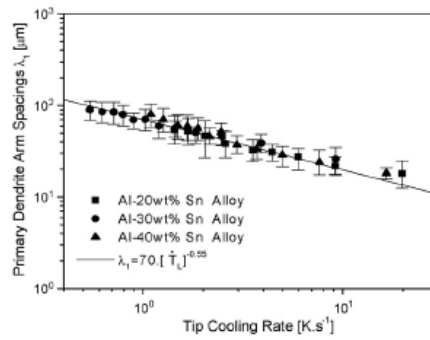
توانی با توان -0.55 می باشد. همچنین تغییرات λ_1 بر حسب V برای سه آلیاژ مذکور در

شکل ۱۶ مشاهده می شود. ملاحظه می شود که با افزایش V مقدار λ_1 کاهش می یابد. از

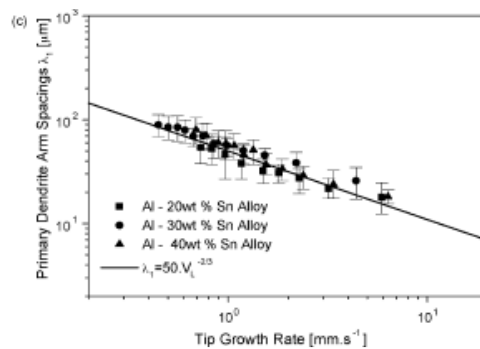
سویی مقادیر مربوط به هر سه آلیاژ تقریباً بر روی یک خط واقع شده است لذا می توان

برای هر سه آلیاژ یک رابطه یکتا از λ_1 بر حسب V بیان نمود که این رابطه همانطور که در

شکل مشاهده می شود یک رابط توانی با توان $-\frac{2}{3}$ می باشد. [۱].



شکل ۱۵. تغییرات فاصله بازو های دندریتی اولیه بر حسب سرعت سرد شدن در آلیاژهای Al-Sn



شکل ۱۶. تغییرات فاصله بازو های دندریتی اولیه بر حسب سرعت رشد نوک در آلیاژهای Al-Sn

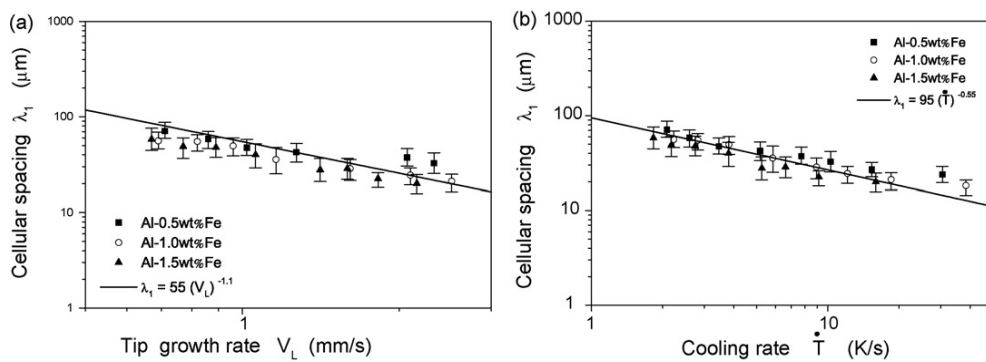
شکل ۱۷ نشان دهنده تغییرات λ_1 بر حسب V و \dot{T} برای سه آلیاژ هیپوتکتیک

Al-Fe که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند می باشد. از

آنجائیکه آلیاژهای هیپوتکتیک Al-Fe دارای ریزساختار سلولی می باشند لذا در اینجا

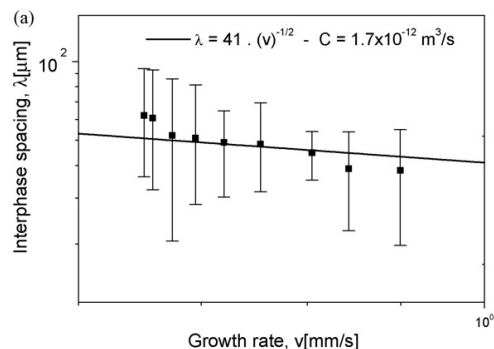
λ_1 فاصله بین سلول ها می باشد. ملاحظه می شود که با افزایش V یا \dot{T} مقدار λ_1 کاهش

می یابد. همچنین مقادیر مربوط به هر سه آلیاژ تقریباً بر روی یک خط واقع شده اند و لذا می توان برای تمام آنها یک رابط یکتا از λ_1 بر حسب V نیز یک رابطه یکتا از λ_1 بر حسب \dot{T} نوشت. این بدین معنی است که λ_1 تقریباً مستقل از ترکیب شیمیایی می باشد. همانطوریکه در اشکال نیز مشخص است رابطه تغییرات λ_1 بر حسب V یک رابط توانی با توان $1/1$ - و رابط λ_1 بر حسب \dot{T} یک رابط توانی با توان $0/55$ - می باشد. [۲].



شکل ۱۷. تغییرات فاصله بین سلولها بر حسب (a) سرعت رشد نوک (b) سرعت سرد شدن نوک

شکل ۱۸ نشاندهنده تغییرات λ_1 بر حسب V برای آلیاژ مونوتکتیک Al-3/2W%Bi می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته است. در اینجا λ_1 بین ذرات غنی از Bi قرار گرفته در زمینه غنی از Al می باشد. رابطه λ_1 بر حسب V یک رابط توانی با توان $0/5$ - می باشد [۶].



شکل ۱۸. تغییرات فاصله بین فازها بر حسب سرعت رشد در آلیاژهای Al-Bi

بررسی تغییرات λ_2 با V و \dot{T}

شکل ۱۹ نشاندهنده تغییرات λ_2 بر حسب V برای سه آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-Sn

می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. همانطوریکه

در شکل ملاحظه می شود با افزایش V مقدار λ_2 کاهش می یابد. از سویی دیگر نتایج

مربوط به سه آلیاژ بر روی سه خط جداگانه قرار گرفته اند و برای هر آلیاژ یک رابط جداگانه

از λ_2 بر حسب V بیان شده است که این روابط به صورت توانی با توان $-\frac{2}{3}$ می باشد.

بنابراین می توان گفت که λ_2 به ترکیب شیمیایی آلیاژ بستگی دارد و همانطوری که در

شکل مشاهده می شود با افزایش درصد عنصر آلیاژی (افزایش C_0)، مقدار λ_2 کاهش

می یابد [۱].

شکل ۲۰ نشان دهنده تغییرات λ_1 و λ_2 بر حسب V برای چهار آلیاژ هیپوپوتکتیک

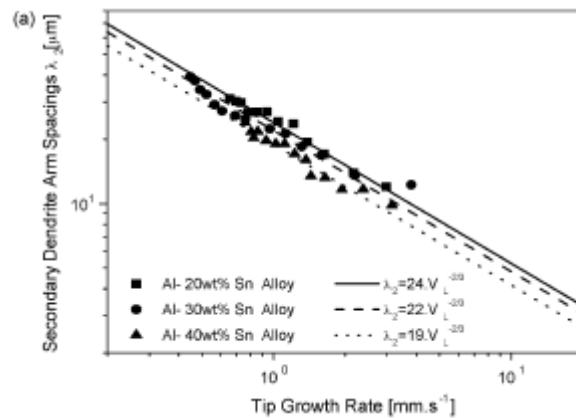
Al-Si می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. به

مانند شکل ۱۹ در اینجا نیز مشاهده می شود که با افزایش V مقدار λ_2 کاهش یافته و از

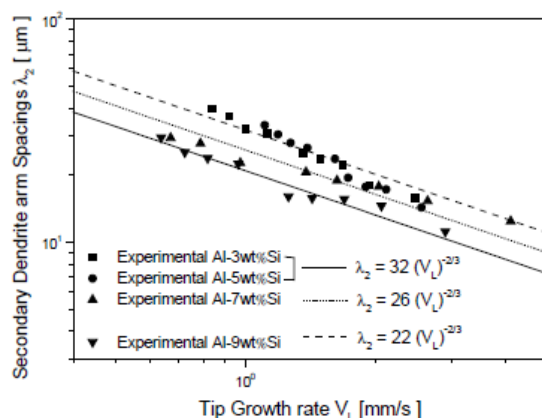
سوئی برای هر آلیاژ یک رابطه جداگانه از λ_2 بر حسب V بیان شده که تمام روابط از نوع

توانی با توان $-\frac{2}{3}$ می باشند. همچنین مشاهده می شود که مقدار λ_2 با مقدار C_0 رابطه

عکس دارد [۷].



شکل ۱۹. تغییرات فاصله بازو های دندریتی ثانویه بر حسب سرعت رشد نوک در آلیاژهای Al-Sn



شکل ۲۰. تغییرات فاصله بازو های دندریتی ثانویه بر حسب سرعت رشد نوک در آلیاژهای Al-Si

بررسی اثر جابجایی مذاب در انجماد جهت دار رو به پایین بر روی λ_1 و λ_2

شکل ۲۱ مقایسه ای را مابین مقادیر λ_1 در چند نمونه از آلیاژهای هیپووتکتیک

Al-Cu در دو حالت رو به بالا و رو به پایین نشان می دهد. همانطوریکه ملاحظه می شود

به ازای یک سرعت سرد شدن ثابت مقادیر λ_1 در انجماد جهت دار رو به پایین کمتر از

مقادیر λ_1 در انجماد رو به بالا می باشد. همانطوریکه قبلاً در قسمت انواع انجماد جهت دار

بیان شد، در انجماد رو به پایین جابجایی و همرفت مذاب رخ می دهد ولی در رو به بالا

خیر. Hunt و Burden این طور پیشنهاد کرده ان که در حالت انجماد جهت دار رو به بالا

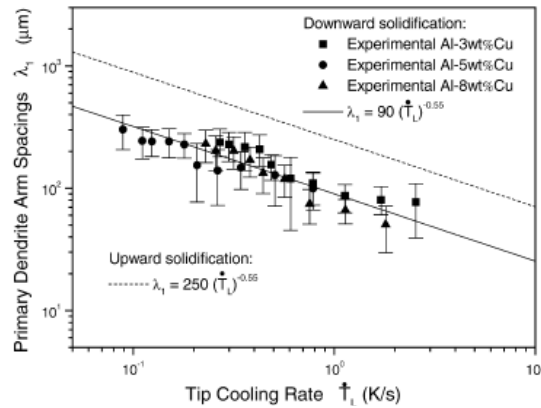
، وضعیت پایدار مذاب در جلو و بین بازوهای دندریتی سبب انتقال شعاعی ماده و منجر به

افزایش فاصله بازوهای دندریتی اولیه می گردد. در حالیکه در حالت انجماد رو به پایین

جابجایی مذاب واقع در جلو و بین دندریت ها به سمت پایین و به درون توده مذاب باعث

تشدید پس زده شدن عنصر آلیاژی و نهایتاً کاهش فاصله بازوهای دندریتی اولیه می شود

[۵].



شکل ۲۱. تغییرات فاصله بازوهای دندریتی اولیه بر حسب سرعت سرد شدن در آلیاژهای Al-Cu

شکل ۲۲ نشاندهنده رفتار λ_2 بر حسب V برای آلیاژهای هیپوبوتکتیک Al-Cu

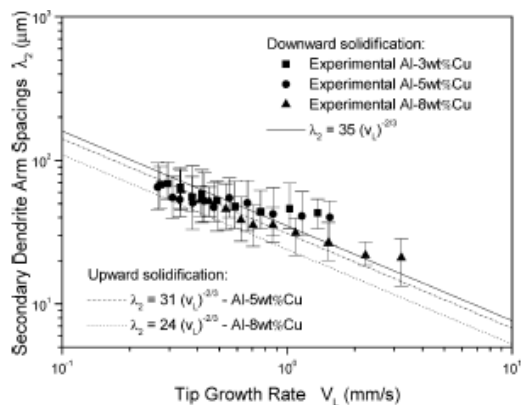
که تحت انجماد جهت دار در دو حالت رو به بالا و رو به پایین و در حالت ناپایدار قرار

گرفته اند می باشد. ملاحظه می شود که به ازای یک سرعت رشد ثابت، مقدار λ_2 در

انجماد رو به بالا تقریباً برابر با مقدار آن در انجماد رو به پایین است و تفاوت چندانی ندارد.

به عبارت دیگر، به نظر می رسد که جابجایی مذاب در ناحیه بین دندریتی در طی انجماد

رو به پایین اثر چندانی بر روی فاصله بازوهای دندریتی ثانویه ندارد [۵].



شکل ۲۲. تغییرات فاصله بازوهای دندریتی ثانویه بر حسب سرعت رشد نوک در آلیاژهای Al-Cu

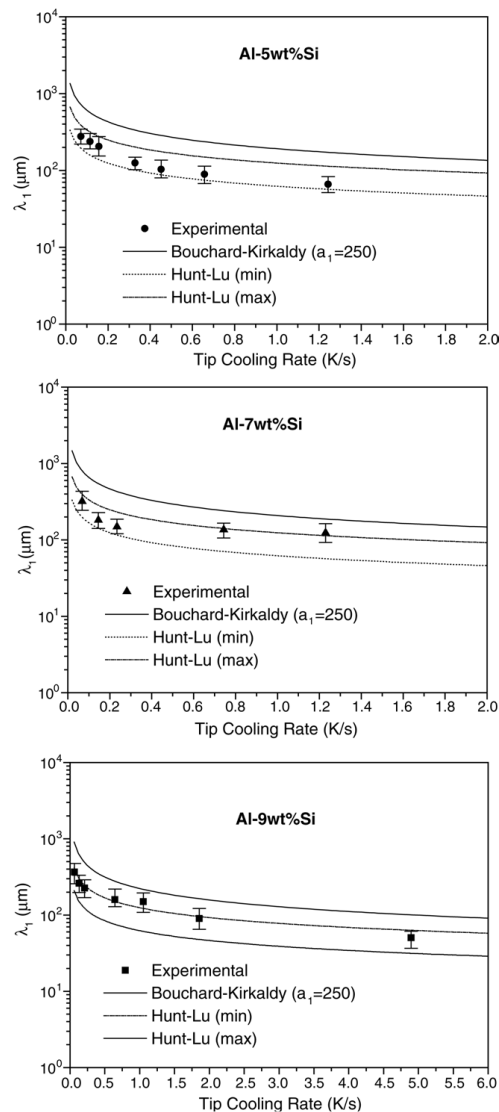
نتایج مشابهی در مورد آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si نیز بدست آمده است. به طوریکه مقدار λ_1 در انجماد جهت دار و رو به بالا تقریباً $2/5$ برابر بزرگتر از مقدار آن در انجماد رو به پایین گزارش شده است. ضمن اینکه مقادیر λ_2 و همچنین λ_3 (فاصله بین بازوهای دندریتی ثالثیه) در هر دو حالت انجماد رو به بالا و رو به پایین تقریباً یکسان بدست آمده است [۴].

مقایسه نتایج عملی λ_1 با نتایج حاصل از مدل‌های تئوری

شکل ۲۳ نشاندهنده مقایسه هایی مابین نتایج عملی فاصله بازو های دندریتی اولیه در آلیاژهای Al-

Si با پیش بینی های حاصل از مدل های تئوری مربوط به حالت ناپایدار می باشد که شامل مدل

Hunt-Lu (HL) و مدل Bouchard-Kirkaldy (BK) با فاکتور کالیبراسیون $a_1=250$ می باشد.



شکل ۲۳. مقایسه نتایج عملی و تئوری فاصله بازوهای دندریتی اولیه برحسب

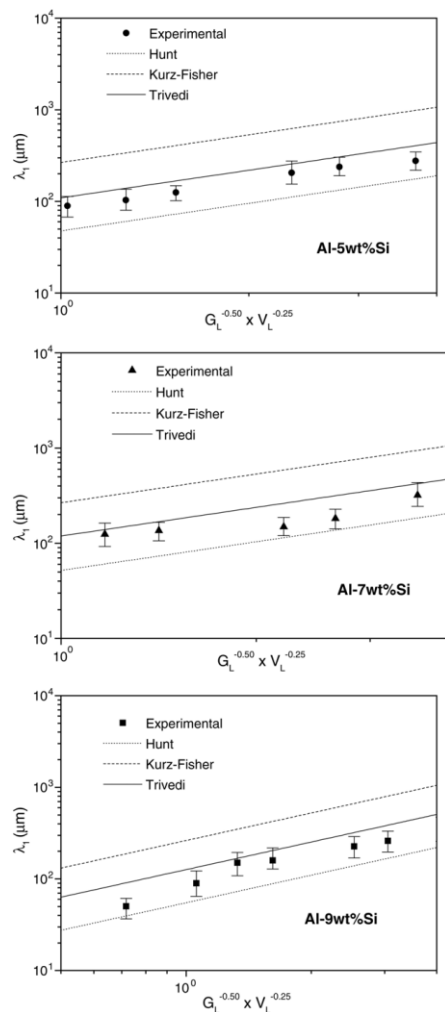
سرعت سرد شدن برای آلیاژهای Al-Si در انجماد جهت دارو به پایین در حالت ناپایدار

شکل ۲۴ نشاندهنده مقایسه هایی ما بین نتایج عملی λ_1 مربوط به آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Si با

پیش بینی های حاصل از مدل های تئوری مربوط به حالت پایدار شامل مدل های Kurz-Hunt.

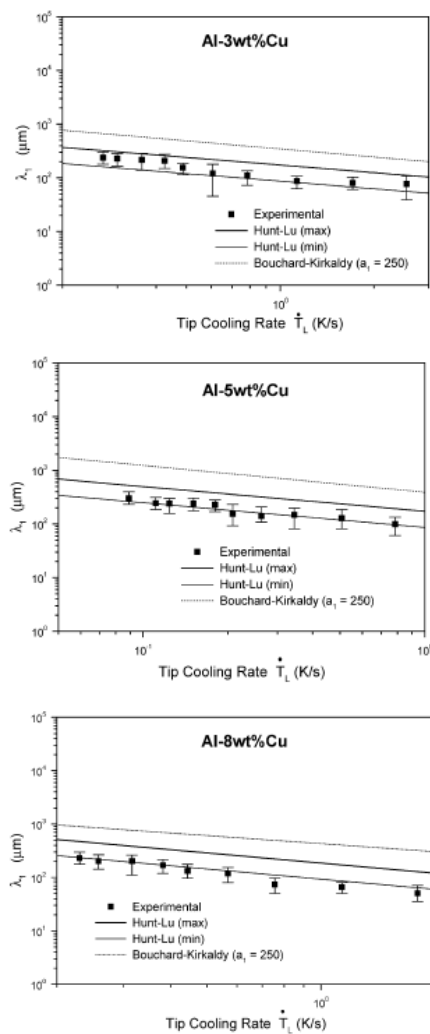
Fisher و Trivedi می باشد. همانطوری که مشاهده می شود در همه آلیاژهای مورد بررسی، خط

مربوط به نتایج عملی ما بین خطوط Trivedi و Hunt قرار گرفته است [۴].



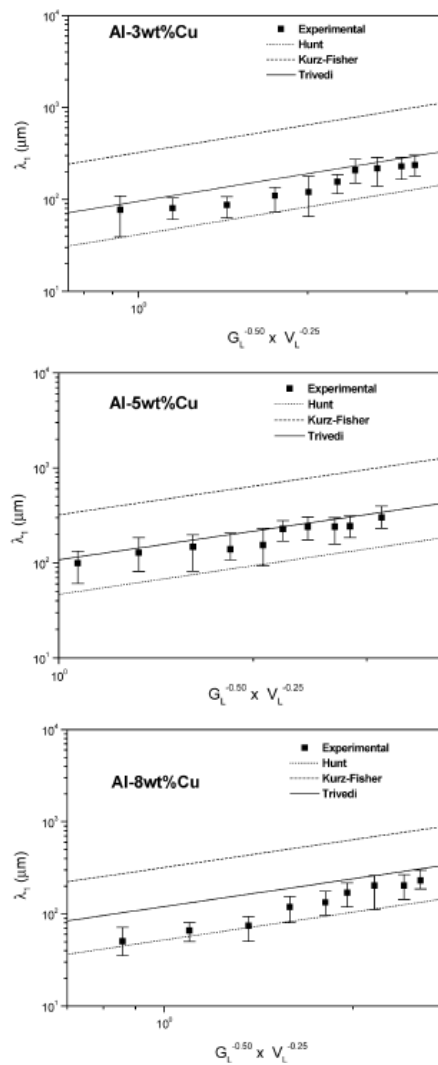
شکل ۲۴. مقایسه نتایج عملی λ_1 (در حالت ناپایدار و رو به پایین) با نتایج تئوری (در حالت پایدار) برای آلیاژهای Al-Si

شکل ۲۵ نیز مقایسه هایی را ما بین نتایج عملی λ_1 مربوط به انجماد جهت دار آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Cu در حالت ناپایدار را با مدل های HL و BK که مربوط به حالت ناپایدار می باشد نشان می دهد. همانطوری که مشاهده می شود نتایج عملی در داخل محدوده ماکزیمم و مینیمم مدل HL و پایین تر از مدل BK قرار گرفته اند [۵].



شکل ۲۵. مقایسه نتایج عملی و تئوری λ_1 برحسب سرعت سرد شدن برای آلیاژهای Al-Cu در انجماد جهت دار رو به پایین و ناپایدار

شکل ۲۶ مقایسه هایی را ما بین نتایج عملی λ_1 مربوط به آلیاژهای Al-Cu مذکور را با مدل های مربوط به حالت پایدار نشان می دهد. همانطوری که مشاهده می شود نتایج عملی، ما بین پیش بینی های Hunt و Trivedi واقع شده اند [۵].



شکل ۲۶. . مقایسه نتایج عملی λ_1 (درحالت ناپایدار و رو به پایین) با نتایج تئوری (در حالت پایدار) برای آلیاژهای Al-Cu

مقایسه نتایج عملی λ_2 با نتایج حاصل از مدل های تئوری

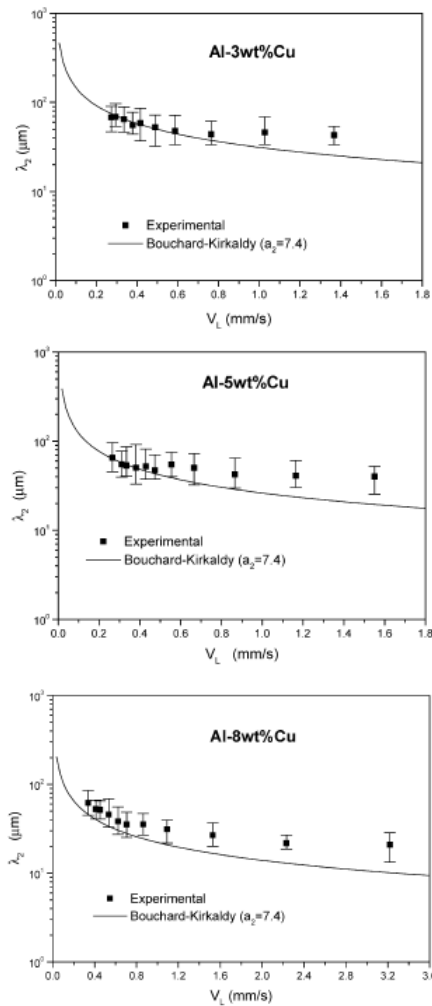
شکل ۲۷ مقایسه هایی را مابین نتایج عملی λ_2 با پیش بینی های تئوری مربوط به مدل BK با فاکتور

کالیبراسیون $a_2=7/4$ در مورد آلیاژهای Al-Cu نشان می دهد که تطابق خوبی بین آنها دیده می شود

[۵].

نتایج مشابهی در مورد آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si با فاکتور کالیبراسیون $a_2=9$ [۴ و ۷] و آلیاژهای

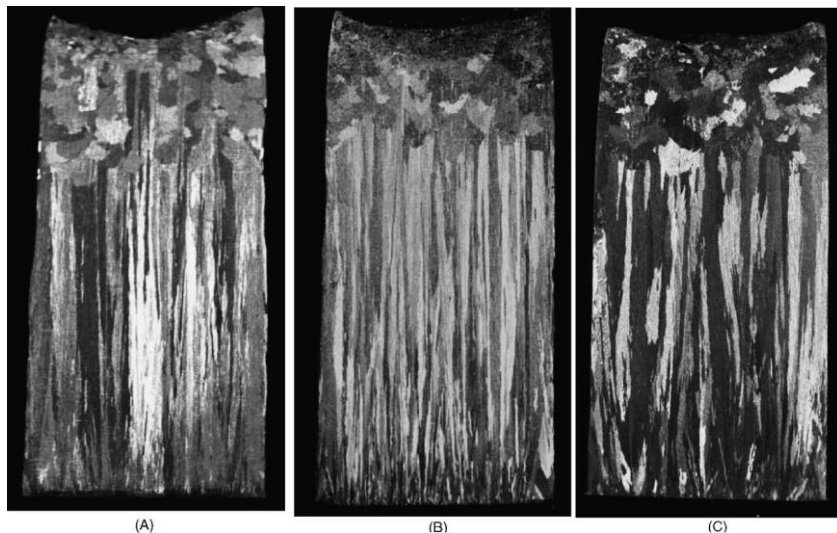
هیپویوتکتیک Al-Sn با $a_2=11$ بدست آمده است [۱].



شکل ۲۷. مقایسه نتایج عملی و تئوری λ_2 برحسب سرعت رشد نوک در آلیاژهای Al-Cu

بررسی موقعیت CET^۲ در انجماد جهت دار آلیاژهای Al-Si

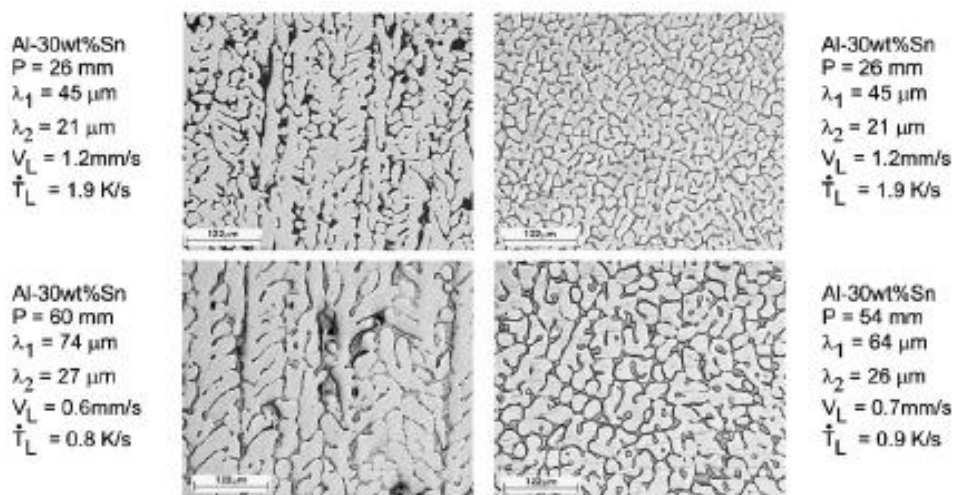
شکل ۲۸ تصاویری از ماکروساختار چند آلیاژ هیپوپوتکتیک Al-Si که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند را نشان می دهد. اولین نکته ای که در شکل به چشم می خورد این است که CET یا همان انتقال از دانه های ستونی به دانه های هم محور کاملاً تیز^۳ و آنی می باشد. به عبارتی یک ناحیه انتقالی تدریجی از ساختار ستونی به هم محور وجود ندارد. نتایج عملی مربوط به موقعیت CET حاکی از آن است که مقادیر V_L ، G_L و T_L در ناحیه انتقالی مربوط به تمام آلیاژهای مورد بررسی بسیار نزدیک به هم می باشد. در حقیقت ناحیه انتقالی در تمام آلیاژهای بررسی شده در موقعیتی یکسان نسبت به سطح نمونه ریختگی رخ می دهد و درصد عنصر آلیاژی سیلیسیم تأثیر چندانی بر روی موقعیت CET ندارد. سرعت سرد شدن در ناحیه انتقالی در نمونه های مورد بررسی به طور میانگین برابر با $0.17K/s$ گزارش شده است [۷].



Columnar to equiaxed transition^۲
sharp^۳

تجزیه و تحلیل تصاویر ریزساختاری

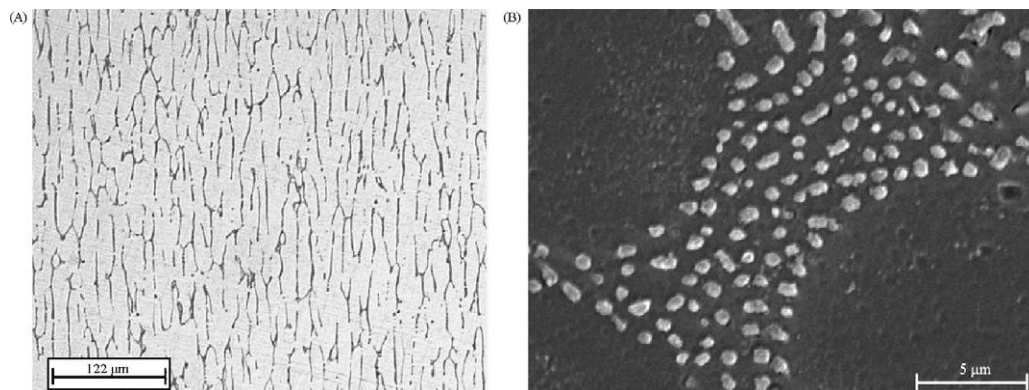
شکل ۲۹ تصاویر ریزساختاری از مقاطع طولی و عرضی آلیاژ هیپوپوتکتیک Al-30wt%Sn که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته است را نشان می دهد. ریز ساختار متشکل از فاز α غنی از آلومینیم دندریتی (فاز روشن) و مخلوط یوتکتیک غنی از قلع (فاز تیره) که در امتداد نواحی بین دندریتی توزیع شده، می باشد. مشاهده می شود که هرچه مقادیر متغیرهای حرارتی انجمادی از قبیل سرعت سرد شدن بیشتر باشد فاصله بین دندریت ها ریزتر و لذا توزیع مخلوط یوتکتیک در بین دندریتها یکنواخت تر می شود [۱].



شکل ۲۹. تصاویر ریز ساختاری از نمونه های Al-Sn: مقاطع طولی (چپ) و مقاطع عرضی (راست)

شکل (a) ۳۰ نشاندهنده ریزساختار طولی آلیاژ Al-0.5wt%Fe می باشد که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته است. همانطوریکه مشاهده می شود ریزساختار کاملاً سلولی می باشد. از آنجایی که ریزساختار دندریتی نیازمند درصدهای بالایی از عنصر آلیاژی می باشد و آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Fe دارای درصد کمی عنصر آلیاژی آهن هستند (زیرا ترکیب شیمیایی آلیاژ یوتکتیک به صورت Al-1/8wt%Fe می باشد) لذا ریزساختار آنها سلولی می باشد [۲].

شکل (b) ۳۰ نشاندهنده ناحیه بین سلولی یوتکتیکی متشکل از ذرات بین فلزی Al-Fe قرار گرفته در فاز غنی از آلومینیوم مربوط به آلیاژ Al-1/5wt%Fe می باشد که توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی با بزرگنمایی ۵۰۰۰ برابر گرفته شده است [۲].

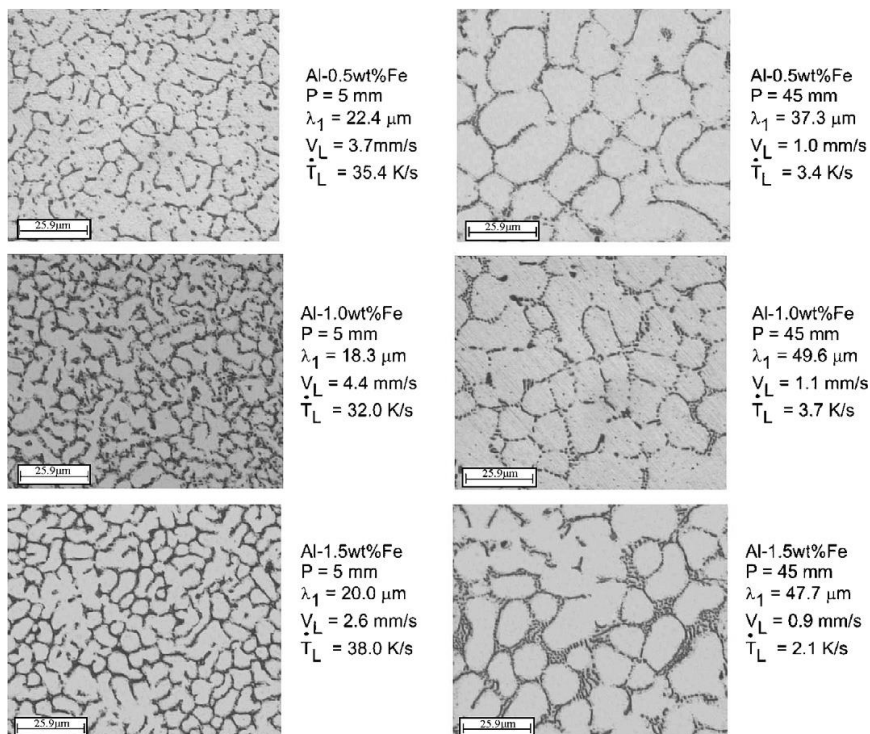


شکل ۳۰. تصاویر ریز ساختاری از آلیاژهای هیپو یوتکتیک Al-Fe (a) مقطع طولی (b) ناحیه بین سلولی

شکل ۳۱ نشاندهنده تصاویر ریزساختاری از مقاطع عرضی آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Fe می باشد

که تحت انجماد جهت دار رو به بالا در حالت ناپایدار قرار گرفته اند. اثر شدید سرعت سرد شدن بر

روی فاصله های سلولی قابل مشاهده می باشد [۲].



شکل ۳۱. ریز ساختار های انجمادی از آلیاژهای Al-Fe منجمد شده به صورت جهت دار

جمع بندی

۱. با افزایش سرعت سرد شدن ، فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه کاهش

می یابد.

۲. با افزایش سرعت رشد نوک ، فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه کاهش می یابد.

۳. در مقالات بررسی شده مشاهده گردید که به طور کلی فاصله بازوهای دندریتی اولیه مستقل از ترکیب شیمیایی آلیاژ (C0) می باشد.

۴. به طور کلی فاصله بازوهای دندریتی ثانویه با افزایش C0 ، کاهش می یابد.

۵. فاصله بازوهای دندریتی اولیه در انجماد جهت دار رو به پایین کمتر از مقادیر آنها در انجماد جهت دار رو به بالا می باشد. در حالیکه فاصله بازوهای دندریتی ثانویه در دو حالت رو به بالا و رو به پایین تقریباً یکسان می باشد.

1. K.S. Cruz, J.E. Spinelli, I.L. Ferreira, N. Cheung, A. Garcia, Microstructural development in Al-Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions, *Materials Chemistry and Physics* 109, (2008), 87-98.
2. P.R. Goulart, K.S. Cruz, J.E. Spinelli, I.L. Ferreira, N. Cheung, A. Garcia, Cellular growth during transient directional solidification of hypoeutectic Al-Fe alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 470, (2009), 589-599.
3. M. Gunduz, E. Cadirli, Directional solidification of aluminium-copper alloys, *Materials Science and Engineering A327*, (2002), 167-185.
4. J.E. Spinelli, M.D. Peres, A. Garcia, Thermosolutal convective effects on dendritic array spacings in downward transient directional solidification of Al-Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 403, (2005), 228-238.
5. J.E. Spinelli, D.M. Rosa, I.L. Ferreira, A. Garcia, Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteady-

- state directionally solidified Al-Cu alloys, *Materials Science and Engineering A383*, (2004), 271-282.
6. A.P. Silva, J.E. Spinelli, A. Garcia, Thermal parameters and microstructure during transient directional solidification of a monotectic Al-Bi alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, (2008).
 7. M.D. Peres, C.A. Siqueira, A. Garcia, Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions, *Journal of Alloys and Compounds* 381, (2004), 168-181.