دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

بررسی مکانیزم تبدیل ساختار ستونی به هم محور در فرایند انجماد آلیاژها

سمینار انجماد پیشرفته

پاییز ۹۰

بسم الله الرحمن الرحيم

چکیده

در حین ریخته گری، ساختار نهایی در شمش نتیجه رقابت میان رشد ستونی و دانه های هم محور است. معمولا، ریزساختار بیرونی ستونی(که رشد ترجیحا در جهت عمود بر دیواره قالب) و منطقه داخلی، هم محور(که دانه های هم محور در همه جهات در حال رشدند.)است. انتقال از ستونی به هم محور در نتیه کاهش گرادیان دمایی در فصل مشترک و افزایش نرخ انجمادی(هردو به نرخ حرارت خروجی از دیواره وابسته اند.) است. ساختار هم محور منجر به ماده ای با خواص مکانیکی همسانگرد و ترکیب شیمیایی همگن تر از ستونی می شود.پس در کاربردهای صنعتی فهمیدن دقیق مکانیزم فیزیکی این فرآیند وکنترل آن اهمیت زیادی دارد.به این منظور باید:

۱. کنترل رشد ستونی: ریزساختار در حال تشکیل و الگوهای انجمادی
۲. انتقال از ستونی به هم محور: منبع جوانه های جلوی جبهه ستونی و مکانیزم فیزیکی انتقال
۳. رشد هم محور:چگالی، اندازه، شکل دانه های هم محور و پیشروی موثر جبهه.

بر پایه کارهای آزمایشگاهی مکانیزم های مختلفی برای این تغییر ساختار(CET) بر اساس شواهد آزمایشگاهی پیشنهاد شده‌است.مدل های ریاضی این پدیده به علت نقش عواملی همچون انتقال حرارت و جریان سیال و عوامل میکروسکوپی همچون جوانه زنی و رشد دندریت‌ها پیچیده بوده و موفقیت‌های محدودی داشته است. معمولا فرض می‌شود که دانه‌های هم محور در مادون انجماد در جلوی منطقه هم محور جوانه می‌زند، CET زمانی رخ می‌دهد که حرکت دانه‌های ستونی توسط این دانه‌های هم محور متوقف شود.

فهرست مطالب

مناطق مختلف تشکیل شده در ریختگری ٥
شرایط حرکت گرما ٦
فصل مشترک تخت ٦
فصل مشترک غیر تخت ٨
آنالیز خطی پایداری فصل مشترک ٩
ناپایداری حرارتی ١١
ناپایداری محلولی ١٢
ناپایداری مورفولوژی ناشی ازعناصر محلولی،انرژی سطحی و حرارتی ١٤
مکانیزم تشکیل منطقه هم محور ١٥
مادون انجماد ترکیبی (Constitutional Supercooling Driven Mechanism) ١٥
مکانیزم بیگ بنگ(Big bang) ١٧
مکانیزم جدا شدن و شکستن دندریت ها: ١٧
عوامل تایید کننده سه مکانیزم: ١٨
رشد دانه های هم محور(Growth of equiaxed grains) ١٨
اثر پارامترهای ریخته گری ٢٢
اثر جوانه زا برCET ٢٢
مادون انجماد ٢٤
نرخ سرمایش ٢٤
علت تشکیل ساختار هم محور در مرکز شمش: ٢٨

نتیجه گیری **٢٩**

مراجع **٣٠**

متن سمینار

مناطق مختلف تشکیل شده در ریختگری

معمولا در ریخته گری فلزات سه منطقه با ساختار دانه متفاوت مشاهده می‌شود:

۱. Chill zone: منطقه ای با دانه‌های بسیار کوچک تولید شده با سرد شدن سریع در گوشه‌های قالب

۲. یک منطقه بزرگ با دانه های ستونی، کشیده شده در امتداد انتقال حرارت و شروع شده بعد از Chill zone

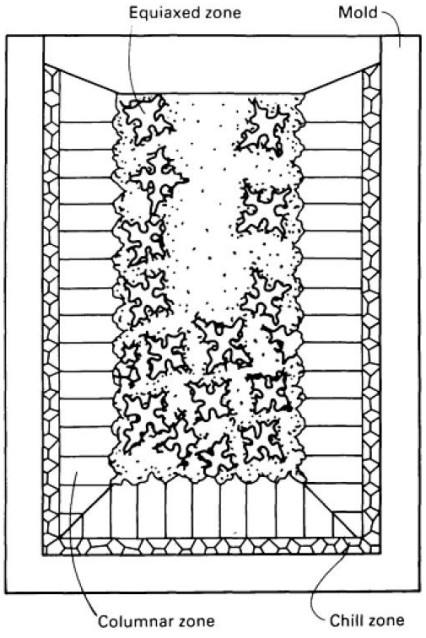
۳. یک منطقه با دانه های کروی هم محور در مرکز ریختگری

ممکن است همه مناطق در یک قطعه ریختگری حضور نداشته باشند. اما هنگامی که یک قطعه دارای مناطق هم محور و ستونی است، یک منطقه گذر بین دو مورفولوژی معمولا نازک تشکیل می‌شود و ساختار ستونی و هم محور از هم کاملا قابل تشخیص است. در حقیقت در غیاب منطقه هم محور، ساختار کاملا ستونی خواهد بود. دانه های هم محور در جلوی دندریت‌های ستونی رشد کرده و انتقال از ستونی به هم محور زمانی رخ می‌دهد که دانه های هم محور در اندازه و تعداد کافی مانع از پیشروی جبهه ستونی شود. وسعت منطقه ستونی نتیجه رقابت میان دانه های ستونی و هم محور است. تشکیل منطقه هم محور نتیجه :

۱. حضور جوانه های کافی

۲. شرایط تشویق کننده به رشد هم محور نسبت به ستونی

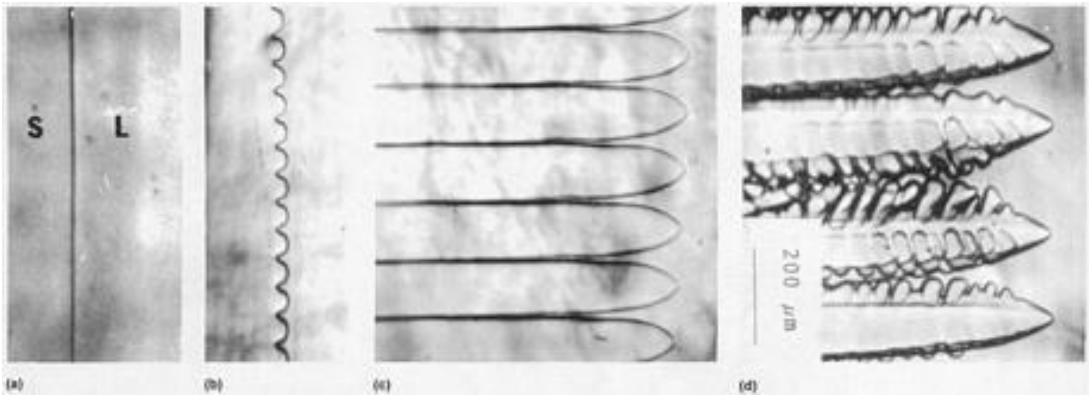
ابتدا فرض می‌شد که حضور جوانه ها در منطقه هم حور باعث تشکیل و پیشروی آن می‌شود،اما توانایی و تمایل برای دانه ها در نظر گرفته نشدند. اگر رشد دانه های هم محور نسبت به ستونی آرام باشد و یا محدود به یک منطقه باریک تحت تبرید نازک جلوی دانه های ستونی محدود باشد پس اگرچه جوانه‌ها حضور دارند، اما رشد ستونی در ریز ساختار غالب است.



شکل۱ -مناطق مختلف تشکیل شده در یک شمش ریختگری

شرایط حرکت گرما

به منظور انجماد فلزات باید مذاب حرارت خود را از دست داده و دمای آن کاهش یابد. شار حرارتی در ریخته گری اهمیت زیادی در نوع ساختارهای انجمادی دارد. ممکن است که دو نوع شرایط حرکت گرمایی متمایز در قالب ایجاد شود. در مورد اول، گرادیان دمایی در جامد و مایع مثبت بوده، و در نتیجه گرمای نهان آزاد شده در فصل مشترک جامد/مایع به سمت جامد حرکت می‌کند.این مورد باعث تشکیل انجماد جهتدار و در نتیجه ایجاد منطقه ستونی در ریخته گری می‌شود. در مورد دوم، درمذاب در نزدیکی جامد مادون انجماد ایجاد می‌شود،برای اینکه گرادیان دمایی در مذاب منفی است. در این حالت گرمای نهان انجماد آزاد شده به سمت مذاب حرکت کرده، و باعث تشکیل منطقه هم محور می‌شود.این شرایط معمولا در مرکز قالب دیده می‌شود. معمولا در فلزات خالص گرادیان دمایی مثبت در مذاب منجر به فصل مشترک صفحه ای جامد/مایع می شود. اگرچه در آلیاژها ،شکل فصل مشترک توسط سرعت نسبی پیشروی فصل مشترک و گرادیان دمایی در جامد و مذاب در فصل مشترک دیکته می‌شود.برای یک گرادیان دمایی و ترکیب مشخص و بسته به سرعت فصل مشترک ،چهار نوع فصل مشترک متفاوت می تواند ایجاد شود. زیر سرعت بحرانی همانطور که مشاهده می کنید فصل مشترک به صورت صفحه ای خواهد بود، در سرعت های بالای سرعت بحرانی فصل مشترک سلولی، سلولی دندریتی و یا دندریتی خواهد شد. در شرایط حرکت گرمایی که جامد در یک مذاب حاوی مادون انجماد رشد می کند ساختار دندریتی خواهد بود.



شکل۲ -اثر افزایش نرخ سرمایش در تغییر شکل فصل مشترک جامد/مایع در یک ماده آلی شفاف **G = 2.98 K/mm**

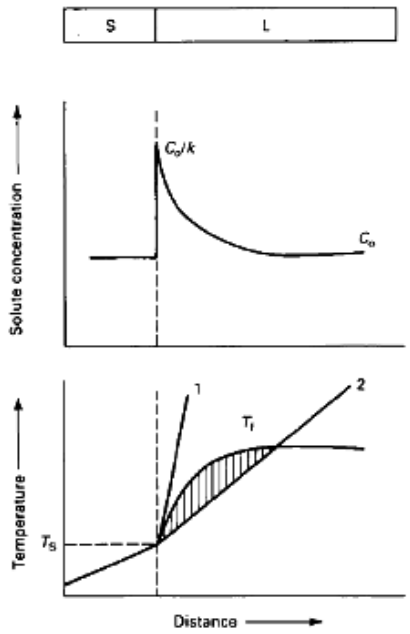
(a) v = 0.2 μm/s n./s). (b) v = 1.0 μm/s (40 μin./s). (c) v = 3.0 μm/s (120 μin./s) (d) v = 7.0 μm/s (280 μin./s

فصل مشترک تخت

تنها در شرایط انجماد جهتدار و یا برای آلیاژها در سرعت انجماد کم و یا گرادیان دماایی بالا

مشاهده می‌شود. برای توصیف مقداری شرایطی که رشد صفحه ای می‌تواند اتفاق بیفتد، فصل مشترکی متحرک با سرعت V فرض کنید، و هدایت حرارتی از مذاب به جامد تحت گرادیان دمایی G_s و G_l گرادیان دمایی جامد و مایع است و دمای فصل مشترک متناظر با دمای خط جامد است. در این دما ترکیب فصل مشترک در مذاب برابر با C_0/k است که از ترکیب مذاب C_0 دور از فصل مشترک بیشتر است ($k<1$). پروفایل ترکیب مذاب منجربه ناپایداری در دمای خط مذاب نسبت به فاصله می شود. اگر دمای واقعی مذاب زیر پروفایل مذاب واقع شود.یک منطقه تحت تبرید مذاب در جلوی فصل مشترک ایجاد می شود.این منطقه تحت تبرید در شکل بالا مشاهده می‌شود.

پایداری فصل مشترک صفحه ای را می توان با ادامه رشد یا توقف رشد هرآشفتگی(برآمدگی) در فصل مشترک تعیین کرد. اگر مادون انجماد در جلوی فصل مشترک با افزایش فاصله از آن افزایش یابد، هر بر آمدگی مادون انجماد بیشتری مشاهده کرده و بیشتر رشد می کند و فصل مشترک صفحه ای ناپایدار خواهد بود. برای پرهیز از مادون انجماد در جلوی فصل مشترک ، گرادیان دمایی واقعی باید مساوی یا بیشتر از پروفایل خط جامد در فصل مشترک باشد (خط ۱ در شکل ۳).



شکل۳ -دیاگران مادون انجماد ترکیبی. پروفایل عناصر محلولی منجر به تغییر دمای انجماد در مذاب(T_1) در نزدیکی فصل مشترک می شود.خط ۱ دمای واقعی مذاب و خط ۲ شیب خط $\mathbf{T_1}$ در فصل مشترک

این شرایط برای پایداری فصل مشترک صفحه ای به نام مادون انجماد ترکیبی شناخته می شود.که برابر است با:

$$G_L \geq \frac{V\partial T}{D} \qquad (۱)$$

D ضریب نفوذ عناصر محلول در مذاب و dT محدوده انجماد آلیاژ در شکل بالا است. $dT=T_l-Ts$ اثر گرادیان دمایی جامد و انرژی فصل مشترک(انرژی تشکیل یک برآمدگی همراه با افزایش سطح فصل مشترک) در معیار مادون انجماد ترکیبی در نظر گرفته نمی‌شود.

فصل مشترک غیر تخت

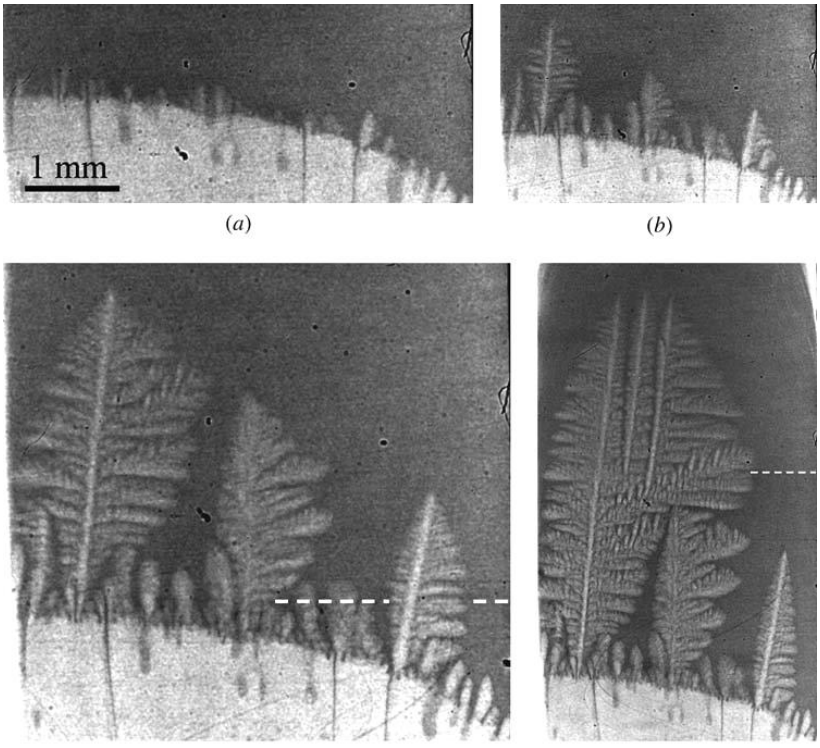
در انجماد جهتدار، فصل مشترک سلولار زمانی مشاهده می‌شود که سرعت انجماد بالاتر از سرعت بحرانی انجماد باشد، سلول ایجاد شده دارای دو ویژگی مهم است:۱) طول سلول کوچک است. ۲)منطقه نوک سلول پهن و دارای شعاع نوک بزرگتر است. در سرعت های بالاتر، ساختار به صورت سلولی دندریتی در می‌آید که نوک تیزتری داشته و اندازه سلول‌ها از فاصله بین آنها بزرگ تر است. تشکیل سلول باعث جدایش فاز جامد در می‌شود. از آنجا که دما در منطقه نوک سلول بالاتر از مرکز سلول است. برای حالتی که $k<1$ جامد تشکیل شده در نوک الکترود غلظت کمتری نسبت به مرکز سلول دارد.

$$C_S = k.C_0(1-f_s)^{k-1} \qquad (۲)$$

در انجمادهای تک فازی نفوذ اهمیت زیادی دارد ، بهتر است که میزان جدایش میکرو محاسبه شود، این نسبت برابر است با نسبت ترکیب ماکزیمم در نوک سلول به ترکیب مینیمم در مرکز سلول، l برابر با طول سلول و Gm میزان میانگین گرادیان دمایی در دو فاز و ΔT مقدار مادون اجماد در نوک دندریت:

$$SR = 1 + \frac{l.G_M}{\Delta T} \qquad (۳)$$

در شکل زیر مراحل اولیه فصل مشترک از صفحه ای به دندریتی را با سرعت 6.5 μm/s نشان می‌دهد. در شکل a اولین آشفتگی ها قابل مشاهده است. در این مرحله می‌توان طول اولیه موج را تعیین کرد(λ=250μm). با پیشرفت انجماد افزایش دامنه و اندازه جانبی دندریت‌ها همراه است. در نرخ‌های پایین سرد کردن ساختار به صورت ستونی است. در همه تصاویر مناطق تاریک و تاریک تر قابل مشاهده است، این کنتراست ناشی از غنی شدن موضعی نیکل در فاز مایع در جلوی فصل مشترک در حین انجماد است (آلومینیم به صورت خاکستری و مذاب غنی از نیکل به صورت تاریک است).

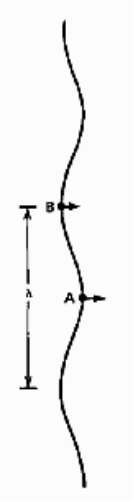


شکل۴ -مراحل انجماد Al-3.5 wt% Ni بدون جوانه زا با استفاده از اشعه ایکس رادیوگرافی با G=20K/cm و V_g=6.5µm/s در زمان های متوالی

(a) $t = t_0$ + 821 s, (b) $t = t_0$ + 982 s, (c) $t = t_0$ + 1248 s, and (d) $t = t_0$ + 1756 s.

آنالیز خطی پایداری فصل مشترک

در این مدل، المان کوچکی از فصل مشترک آشفته فرض می شود، همانند شکل زیر و تغییر دامنه آشفتگی با زمان بررسی می شود. اگر میزان دامنه با زمان کاهش یابد، فصل مشترک صفحه ای پایدار خواهد بود، پس برای پایداری فصل مشترک صفحه‌ای سرعت فصل مشترک در نقطه A باید از سرعت نقطه B کمتر باشد. آنالیز نشان می‌دهد که فصل مشترک در سرعت‌های کمتر از سرعت بحرانی Vcrو بالاتر از یک سرعت مطمئن V_a که به نام سرعت مطلق برای فصل مشترک صفحه ای شناخته می شود، پایدار است.



شکل۵ -شکل آشفتگی با طول موج λ، آنالیز خطی پایداری شرایطی را که سرعت نقطه **A** بیش از نقطه **B** است را تعیین می کند.

$$V_a = \frac{D\Delta T_0}{\Gamma k} \qquad (۴)$$

$$\Gamma = \frac{\gamma}{\Delta S} \qquad (۵)$$

۲ انرژی فصل مشترک، Γ ثابت مویینگی و ΔS آنروپی گداز در واحد حجم است. برای یک سیستم فلزی با ضریب نفوذ D=10^-9 , ΔT=5 K , k=0.2 که در نتیجه سرعت مطلق برابر با ۰,۲۵ متر بر ثانیه خواهد بود که سرعت بالایی است و برای لیزر و یا پرتو الکترونی قابل دست یابی است، در ریختگری سرعت بسیار کمتر از این حد می باشد در نتیجه برای پایداری فصل مشترک معیار V<Va اهمیت می یابد. آنالیز پایداری خطی نشان دادند که :

$$V_{Cr} = \frac{G.D}{\Delta T} + f(\Gamma, G, \Delta T_0, k) \qquad (6)$$

معمولا ترم دوم کمتر از ۱۰% ترم اول است پس تقریبا داریم:

$$V \le \frac{G.D}{\Delta T} \qquad (۷)$$

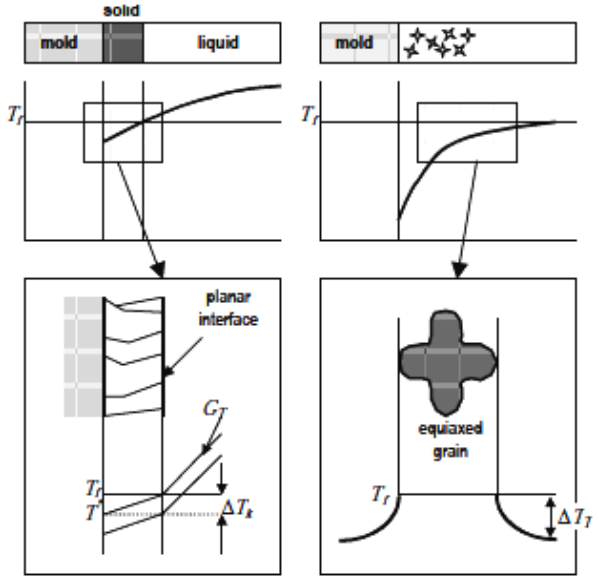
G برابر با میانگین گرادیان دمایی در فصل مشترک است.

$$G = \frac{(k_l G_l + k_l G_S)}{(k_l + k_S)} \qquad (8)$$

برای یک آلیاژ معمولی ضریب نفوذ برابر 10^-9 و G=10^4k/m, ΔT=5k که در نتیجه سرعت بحرانی برابر با 2*10^-6 m/s خواهد بود. از آنجا که در ریخته گری معمولا سرعت انجماد بالاتر از این است به ندرت آلیاژها در قالب با به صورت صفحه ای منجمد می‌شوند.

ناپایداری حرارتی

از آنجا که در ماده خالص مادون انجماد ترکیبی وجود ندارد، فقط ناپایداری ناشی از میدان حرارتی باید منظور شود. در شکل زیر دما به صورت پیوسته از مذاب به جامد کاهش می یابد، گفته می‌شود که گرادیان حرارتی مثبت وجود دارد. انجماد از فصل مشترک جامد و مایع آغاز شده و تعدادی از جوانه های روی دیواره به سمت مذاب پیشروی می‌کنند.اگر دما در فصل مشترک جامد/مایع با دمای انجماد برابر باشد، فصل مشترک در تعادل بوده و نمی‌تواند حرکت کند .یک مادون انجماد سینتیکی به منظور ادامه فرآیند مورد نیاز است. اگر یک ناپایداری حرارتی(یک آشفتگی موضعی) باید تشکیل شده و رشد کند، که خود را در محیطی با دمای بالاتر می از دمای ذوبش می یابد. در نتیجه این آشفتگی نمی تواند رشد کند و ناپدید می-شود که باعث ایجاد فصل شترک تخت می‌شود.در شکل ۶ تعدادی دانه دیده می‌شود.تعداد دانه های تشکیل شده در جامد تابع پتانسیل جوانه زنی در فصل مشترک مذاب/جامد است.



شکل۶ -تشکیل ساختارهای متفاوت در نتیجه ناپایداری در میدان های حرارتی **a**)مادون انجماد کم با گرادیان حرارتی مثبت **b**)مادون انجماد زیاد و گرادیان حرارتی منفی،انجماد هم محور

اگر در مذاب به علت عدم وجود محل های جوانه زنی در دیواره قالب،مادون انجماد بالا باشد،انجماد می تواند از جوانه های تشکیل شده در حجم مذاب، دور از فصل مشترک شروع شود. (شکل بالا b). از آنجا که شرایط رشد در مذاب همسانگرد است در ابتدی انجماد این بلورها داری شکل کروی هستند. این بلورهای در حال رشد در مذاب از جوانه های کروی بلورهای هم محور نامیده می‌شوند. بعد علت آزاد شدن گرمای نهان در سطح دانه، دمای فصل مشترک از دمای مذاب بالاتر است که با این حالت گرادیان حرارتی منفی گفته می‌شود. سطوح بلورها خود را در محیطی تحت مادون انجماد می یابند، که در نتیجه می-توانند به رشد ادامه دهند. ناپایداری‌های موضعی هم در فصل مشترک رشد می‌کنند،شکل نهایی به جای هم محور کروی دندریتی خواهد شد. بنابراین در فلز خالص ، فقط ناپایداری حرارتی رخ داده، که دو نوع

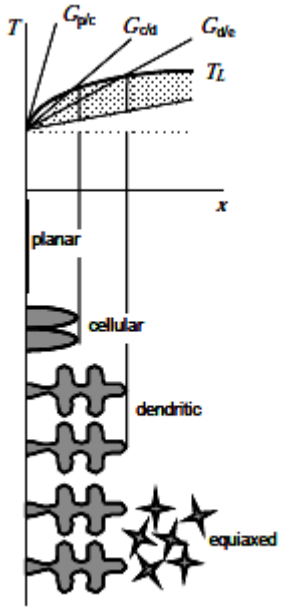
ساختار ایجاد می شود:

- صفحه ای(فصل مشترک پایدار) در گرادیان حرارتی مثبت
- هم محور دندریتی(فصل مشتر ناپایدار)در گرادیان حرارتی منفی

ناپایداری محلولی

ناپایداری فصل مشترک می تواند همچنین با تحول ترکیبی شیمیایی در جلوی فصل مشترک تشدید شود. هنگامی که گرادیان دمایی در مذاب در فصل مشترک جامد/مایع کوچکتر از گرادیان دمایی منطقه خمیری باشد یعنی $G_T<G_L$، مذاب در فصل مشترک دارای دمای کمتری نسبت به منطقه خمیری است. این مذاب دارای مادون انجماد ترکیبی است. ناپایداری در حال رشد پایدار باقی می‌ماند،زیرا خود را در منطقه سردتری می‌یابد.در غیر این صورت فصل مشترک صفحه ای باقی می‌ماند.

برای مادون انجمادهای کم، ناپایداری تنها در جهت انجماد رشد می‌کند، نتیجه فصل مشترک سلولی خواهد بود. هرچند با افزایش مادون انجماد ترکیبی در اثر گرادیان حرارتی کمتر، فاصله میان سلول ها زیاد شده و این مادون انجماد در جهات دیگر هم رخ می‌دهد. که باعث ایجاد فصل مشترک دندریتی می-شود.هر دو رشد دندریتی و سلولی از دیواره در جهت مخالف انقال حرارت رخ داده و به عنوان رشد ستونی نامیده می‌شود.اگر مادون انجماد بیشتر باشد، دانه های هم محور می‌توانند در فاصله دور از فصل مشترک جوانه زده و رشد کنند. که در نتیجه انتقال از دندریتی به هم محور رخ می‌دهد.اگر گرادیان دمایی برابر با صفر باشد، نیروی محرکه برای جبهه ستونی کم بوده و یک ساختار کاملا هم محور انظار می‌رود.



شکل۷ –رابطه میان گرادیان حرارتی در فصل مشترک و مورفولوژی فصل مشترک

معیار ایجاد مادون انجماد ترکیبی:

حالت پایدار (۹)

$$\frac{G_T}{V} \le \frac{-m_l C_0 (1-k)}{k.D_l} = \frac{\Delta T}{D_l}$$

حالت ناپایدار (۱۰)

$$\frac{G_T}{V} \le \frac{-m_l C_l (1-k)}{D_l}$$

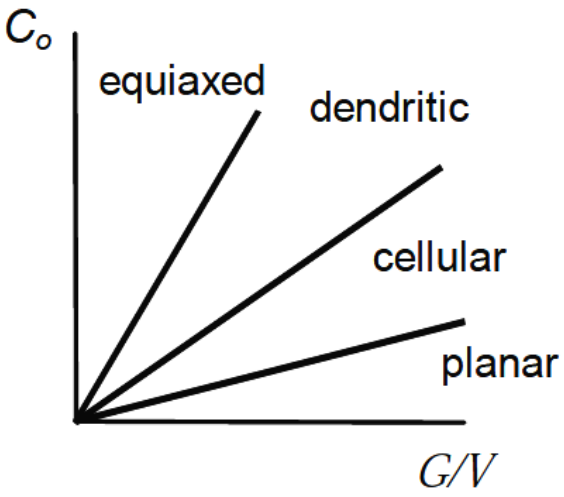
Laxmanan در سال ۱۹۸۷پس معیار انتقال از سلولی به دندریتی:

$$\frac{G_T}{V} \le \frac{\Delta T}{2D_l} \qquad (۱۱)$$

Trivedi در سال ۲۰۰۳ یک معیار متفاوت برای این انتقال پیشنهاد کرد.او استدلال می‌کند که فاصله بحرانی سلولی وجود دارد که بالاتر از آن این انتقال رخ می دهد:

$$\lambda_{cd} = \frac{10.8}{C_0} \frac{\Delta T.D.\Gamma}{G_T V.\Delta T} \qquad (12)$$

در آزمایشات انجماد فلزات ۴ سیتم فصل مشترک جامد/مایع مشاهده شده است،به یاد داشته باشید که برای یک ترکیب شیمیایی ثابت، با تغییر گرادیان دمایی یا سرعت انجمادی، مورفولوژی فصل مشترک تغییر خواهد کرد یا بالعکس.



شکل۸ -اثر ترکیب شیمیایی،گرادیان دمایی و سرعت رشد بر مورفولوژی فصل مشترک

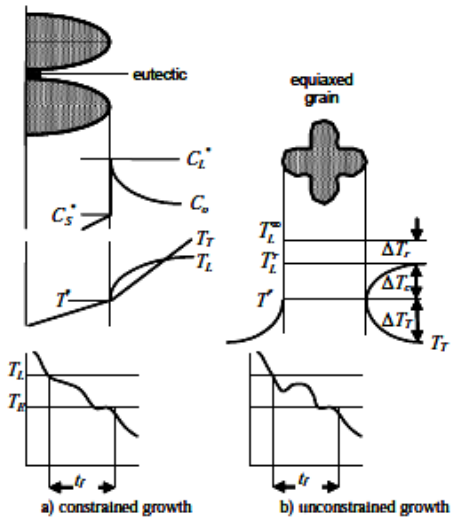
ناپایداری مورفولوژی ناشی ازعناصر محلولی،انرژی سطحی و حرارتی

با ترکیب اثر حرارتی و میدان عناصر محلولی دو نوع رشد قابل تعریف برای هر نوع اشفتگی است.:

تحمیلی(Constrained):نرخ رشد توسط گرادیان دمایی در جلوی فصل مشترک(بدون مادون انجماد حرارتی) و مادون انجماد ترکیبی کنترل می‌شود؛ سیلان حرارت از مذاب به، آشفتگی، به قالب است، که مذاب گرم ترین قسمت است؛ اگر آشفتگی پایدار باشد، نتیجه ستونی شده و در منحنی انجمادی گرمای آزاد شده مشاهده نمی‌شود.

غیرتحمیلی(Constrained):نرخ رشد با مادون انجماد حرارتی و ترکیبی کنترل می‌شود؛گرادیان حرارتی از آشفتگی(دانه)، به مذاب، به قالب است که دانه گرم ترین قسمت بوده؛ اگر مذاب تحت مادون انجماد باشد، دانه ها در مذاب آزادانه رشد کرده؛ ساختار هم محور نتیجه خواهد شد؛ گرمای آزاد شده در منحنی سرد کردن مشاهده می‌شود.

بنابراین در رشد تحمیلی نیروی محرکه، مادون انجماد ترکیبی(ΔT_C) که با مقدار G_L-G_T تعیین می‌شود. در غیر تحمیلی رشد با مادون انجماد حرارتی و عناصر محلولی(ترکیبی)کنترل می-شود(ΔT_C+ΔT_T). به علاوه، در هر دو مورد انحنای آشفتگی باید در تغییر انرژی سطحی موضعی در نظر گرفته شود. که یک مادون انجماد اضافی(ΔT_r) اضافه خواهد شد. باید برای ارزیابی پایداری این آشفتگی به عنوان تابع میدان حرارتی و عناصر محلولی و انرژی سطحی(انحنا) در نظر گرفته شود.



شکل۹ -اثر ترکیبی دما و میدان عناصر محلولی بر روی پایداری فصل مشترک

مکانیزم تشکیل منطقه هم محور

ایجاد منطقه هم محور نیازمند وجود بلورهای ریز (جوانه)در طول انجماد است.سه مکانیزم برای تهیه این جوانه ها پیشنهاد شده و برای ایجاد پایه های بحث در مورد پارامترهای موثر در این انتقال استفاده می شود.که عبارتند از:

مادون انجماد ترکیبی منجر به تولید جوانه های نا همگن می شود.

بیگ بنگ(Big bang)

شکستن دندریت ها(Dendrite detachment))

شواهد تجربی بیانگر اثبات یک مکانیزم نسبت به دو مکانیزم دیگر است ،اگر چه در واقع انجام جوانه زنی با یک مکانیزم محدود است ،زیرا هر دو مکانیزم بیگ بنگ و شکستن دندریت ها با شواهد تجربی مطابقت دارند.

مادون انجماد ترکیبی (Constitutional Supercooling Driven Mechanism)

پیشنهاد شده است که ممکن است در جلوی جبهه انجمادی مادون انجماد ترکیبی کافی برای جوانه زنی دانه های هم محور وجود داشته باشد،محققان پیش بینی کرده اند که مادون انجماد ترکیبی وقتی ایجاد می شود که:

$$\frac{G_T}{V} \le \frac{-m_l C_l (1-k)}{D_l} \qquad (۱۳)$$

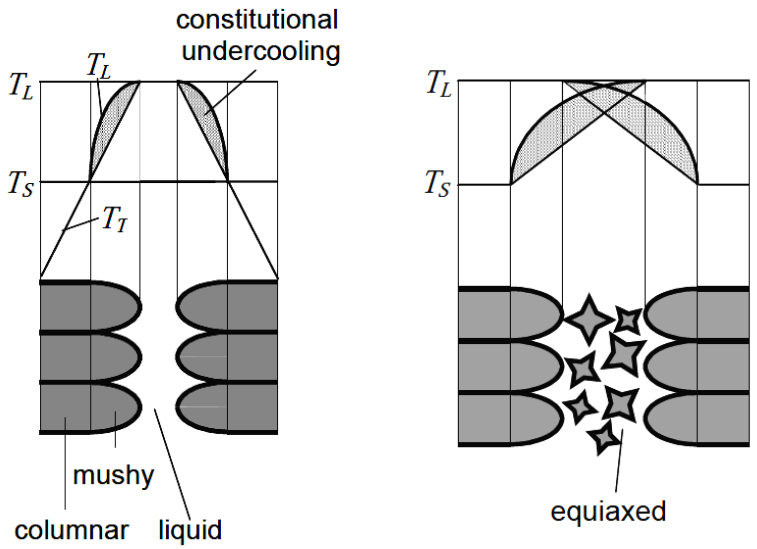
که G_L گرادیان دمایی در مذاب ،V سرعت انجماد، m_L شیب خط مذاب ، C_0 ترکیب اولیه آلیاژ، kثابت توزیع و D ضریب نفوذ مذاب داری جسم حل شده است. قسمت راست معادله بالا مربوط به پارامتر مادون انجماد ترکیبی است.مادون انجماد ترکیبی همچنین در جلوی سلول ها و دندریت ها ایجاد می شود،ا ما کمتر از جلوی فصل مشترک صفحه ای زیرا عناصر حل شده به جلو و کناره ها پس زده می شود.

وجود مادون انجماد ترکیبی در مذاب در حین انجماد غیر قابل انکار است.و برای رشد دانه ها در جلوی دانه های ستونی ضروری است(مواد خالص در شرایط عادی به صورت هم محور منجمد نمی شوند، اگرچه می توان با هم زدن شدید هم باعث شکستن دندریت ها و هم از بین رفتن فوق گداز در مذاب شد.) علاوه براین جوانه زنی ناهمگن تحت مادون انجماد ترکیبی به صورت مشهود زمانی اهمیت دارد که زمینه جوانه زنی مناسب باشد،یعنی ریزدانه کننده و یا استفاده از جوانه زا.اگرچه معمولا تعیین قاطع مکانیزم CET | راحت نیست.و شواهد به دو دسته تقسیم می شوند:

بسیاری از پژوهشگران که رابطه میان C_0 و ترکیبG_L و V (به صورت مثال$G_L/V,G_l/V^{.5}$) گزارش کرده اند.زیرا این مقادیر بر روی مادون انجماد ترکیبی در جلوی جبهه ستونی اثر گذارند.این شواهد نشان دهنده عملکرد مکانیزم جوانه زنی ناهمگن تحت مادون انجماد تریبی است. رابطه میان پارامتر مادون

انجماد ترکیبی و درشت ساختار به صورت تجربی مشاهده شده است.درمقادیر پارامتر کم مادون انجماد، دانه های درشت ستونی مشاهده شده است؛در حالی که مقادیر بالا باعث تشکیل ساختار هم محور می شود.اندازه منطقه هم محور وابسته به پارامتر مادون انجماد است.

اگرچه رابطه میان C_0 وV وG_L در CET و وابستگی منطقه هم محور به پارامتر مادون انجماد ترکیبی را می توان نسبت به ترم رشد دانه ها تفسیر کرد، اما ضرورتا نشان دهنده اثر مادون انجماد ترکیبی بر جوانه زنی ناهمگن نیست.متغیر های G_L وV,C_0 بر روی رشد دانه های هم محور با کنترل میزان و وسعت مادون انجماد ترکیبی در مذاب اثر می گذارند.مکانیزم CSN به این علت مورد نقد واقع است مادون انجماد ترکیبی در یک آلیاژ در جلوی جبهه ستونی در مراحل اولیه انجماد وجود دارد،(زیرا گرادیان دمایی مذاب به سرعت کاهش یافته و لایه غنی از عناصر حل شده تشکیل می شود.) اما CET تا مدتی بعد از آن رخ نمی دهد Chalmers. توسط عایق کردن مکانیکی مرکز قطعه ریختگی با یک استوانه فلزی، نشان داد کهCSN مکانیزم انحصاری برای رشد دانه های هم محور نیست.مرکز قطعه در غیاب استوانه به صورت دانه های ریز هم محور منجمد شد در حالی که وقتی عایق شد این دانه ها با دانه های کمتر و درشتری جایگزین شدند.علاوه براین محققان دیگر نشان دادند که دانه های هم محوردر مذاب می توانند در غیاب جوانه های ناهمگن پیش از انجماد ایجاد شوند.



شکل۱۰ -ایجاد انتقال **CET** ناشی از افزایش مادون انجماد ترکیبی(شکل ۱ عدم وجود مادون انجماد ترکیبی و درنتیجه رشد ستونی،شکل ۲ وجود مادون انجماد ترکیبی در قسمت میانی ریختگری و ایجاد ساختار هم محور در صورت جوانه زنی دانه

مکانیزم بیگ بنگ(**Big bang**)

در این مکانیزم،دانه های هم محور حاصل جوانه های دندریت های اولیه تشکیل شده در دیواره قالب در حین ریختن مذاب در قالب که همراه با جریان مذاب حمل شده و تا زمان از بین رفتن فوق گداز در مذاب باقی می مانند.باقی ماندن جوانه های Chill تا زمان برطرف شدن فوق گداز در فوق گدازهای معمولی بسیار محتمل است،زیرا گرمای نهان گداز فلزات بسیار زیاد است. دانه های دندریت های اولیه در دام افتاده در مناطق ستونی و هم محور مشاهده شده است،این دانه ها اگر در تماس با مذاب برای زمان زیادی باشند انتظار داریم به صورت گرد و دارای سطح صاف و همواریاشند.اگر چه منبع این جوانه ها معلوم نیست اگرچه می توانند در حین ریختن مذاب ایجاد شوند یا در اثر ذوب دوباره دندریت ها تولید شوند.وجود منطقه Chill Zone مدرکی برای برای تایید مکانیزم بیگ بنگ است.

بر خلاف نظریه C_s ، تئوری بیگ بنگ می تواند اثر فوق گداز و جریان همرفت را در مراحل اولیه ریختگری توضیح دهد، زیرا تغییرات فوق گداز و همچنین جریان همرفت آغاز و وسعت مادون انجماد ترکیبی را به طور قابل ملاحظه ای تغییر نمی دهد در نتیجه اثر قابل ملاحظه ای روی ساختار

نمی توان اعمال کرد.اما افزایش دمای مذاب باعث کاهش اندازه منطقه هم محور و درشت تر شدن دانه ها می شود.وکاهش جریان همرفت حاصل از میدان مغناطیسی می تواند منطقه هم محور را کاملا از بین ببرد.مکانیزم بیگ بنگ دو توضیح مناسب برای این پدیده دارد:

افزایش فوق گدز باعث تقلیل یافتن Chilling مذاب در هنگام ریختن مذاب و افزایش دما و زمان برای ذوب شدن جوانه ها می شود.در نتیجه، جوانه های کمتر تولید شده و کمتر تا زمان رشد دانه های هم محور باقی می مانند.کاهش جریان همرفت باعث کاهش تعداد جوانه های تشکیل شده در کوشه های قطعه ریختگری که به مرکز می رسند می شود.

Chalmers پیشنهاد کرد که در مرکز قطعه ریختگی که حضور عایق مکانیکی در مرکز قطعه با تغییر جریان جوانه ها باعث تغییر درشت ساختار می شود. از نقایص این تئوری تشکیل منطقه هم محور در قالب هایی بدون منطقه chill است.اگر قالب سرد باشد بر اساس تئوری بیگ بنگ احتمالا جوانه های زیادی تولید شده و در نتیجه وسعت منطقه هم محور زیاد می شود.

مکانیزم جدا شدن و شکستن دندریت ها:

محققین دریافتند که مخلوط شدن همراه با جریان همرفت یا هم زدن مذاب در انجماد مواد آلی باعث تولید تعداد زیادی جوانه در مذاب می شود.پس فرض شد که نوسانات در نرخ رشد باعث وارد شدن بازوهای دندریت ها به مذاب و شناور شدن در مذاب تا رسیدن به مرکز نمونه می شود.ذوب دوباره نتیجه

انرزی سطحی تحت شرایط هم دما است،اما آزاد شدن حرارت در نتیجه انجماد به صورت موضعی یا در تمام مذاب مکانیزم اصلی شکستن دندریت هاست.ذوب دوباره با تغییرات نقطه ذوب محلول در اثر تغییرات غلظتی تشدید می شودهمچنین جریان همرفت باعث شکستن دندریتها به صورت مکانیکی می شود زیرا نقطه تسلیم در نزدیکی نقطه ذوب بسیارناچیز است.ثابت شده است که ذوب دوباره بازوهای کناری دندریت ها در سرعت های پایین جریان سیال در مناطق بین دندریتی رخ دهد.

دندریت های سطحی در بالای سطح مذاب منبع مهم دانه های هم محور است.دندریت های ریز شده پس زده شده از جلوی جبهه دانه های ستونی در نتیجه نیروی شناوری(اختلاف چگالی)و در نتیجه کانالیزاسیون منبه اضافی برای دانه های هم محور است.مکانیزم جدا شدن و شکستن دندریت ها سازگار با اثر جریان همرفت است.یعنی کاهش جریان همرفت با اعمال جریان مغناطیس یا استفاده از نیروی کریلیس ،کاهش وسعت منطقه هم محور یا حتی حذف کامل منطقه هم محورمی شود.در نتیجه افزایش همرفت با اعمال میدان مغناطیسی باعث شدید شدن منطقه هم محور و ریز شدن ساختار دانه می شود.جریان همرفت مساعد با مکانیزم شکستن دندرت ها بصورت مکانیکی یا ذوب مجدد موضعی عمل کرده و سپس این ریزدندریت ها در جلوی جبهه منتقل می شوند.امروزه بر این باورند که مکانیزم بیگ بنگ و شکستن دندریت ها با هم عمل می کنند.در غیاب تلاطم در هنگام ریختن مذاب وحذف نیروی مغناطیسی وقتی دمای مرکزی به دمای انجماد می رسد منطقه هم محور ایجاد نمی شود، که نشان دهنده عدم عملکرد این مکانیزم است.اما باید توجه داشت که تنها این مکانیزم تشکیل منطقه هم حمور در غیاب جوانه های ناهمگن و قالب بدون cHill را توضیح دهد.

عوامل تایید کننده سه مکانیزم:

مادون انجماد ترکیبی تنها در حضور ریزدانه کننده ها و زمینه مناسب برای جوانه زنی نیروی محرکه جوانه زنی منطقه هم محور است.که در نتیجه تاثیر ترکیب احتمالا ناشی از اثر آن بر رشد دانه نه بر جوانه زنی آنها.

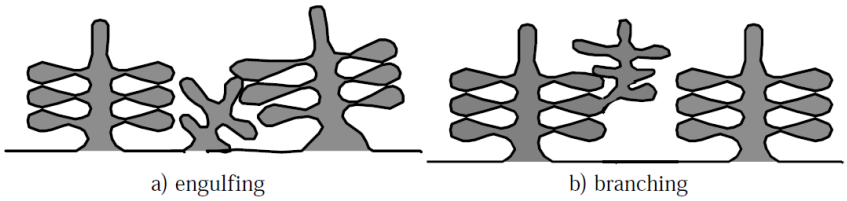
شواهد محکمی برای مکانیزم بیگ بنگ و شکستن دندریت ها وجود دارد اینکه هر دو این مکانیزم ها همساز با مشاهدات باشد ،اما ترکیب این دو با بیشتر مشاهدات سازگار است.به ویژه تئوری بیگ بنگ اثر فوق گداز و شکستن دندریت ها اثر جریان همرفت را بیان می کند.

رشد دانه های هم محور(Growth of equiaxed grains)

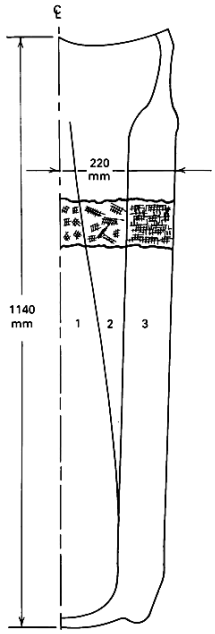
دو روش طریقه برای رشد هم محور مشاهده شده است.

- دانه هایی داخل حجم ماده که رسوب کرده(Sedimentation) و به صورت توده ای در می آیند که رشد دانه های ستونی را سد می کنند.
- دانه های هم محور خود را به جبهه ستونی متصل می کنند و سپس آغاز به توسعه مشخصه های ستونی می کنند.

پس زده شدن و لایه گذاری باعث ایجاد منطقه کاملا هم محور می شود،و اتصال ساختار ستونی شاخه دار(branched columnar) می دهد.ترکیب این دو مکانیزم منجر به درشت ساختاری هماند شکل زیر می شود.



شکل۱۱ -پدیده شاخه دار شدن



شکل۱۲ -دیاگرام ساختاری سطح مقطع شمش فولادی ۲,۷ کیلوگرمی ۱)هم محور ۲)ستونی شاخه ای ۳)ستونی

منطقه ستونی شاخه ای با افزایش ارتفاع افزایش می یلبد زیرا جبهه در زمان های دیرتری با دانه های رسوب کرده در ارتفاع های بالاتر مسدود می شود.رسوب دانه ها(Sedimentation) ناشی از تغییرات چگالی دانه ها در نتیجه انقباض انجمادی رخ می دهد(۶ %) نه به خاطر پس زدن عناصر حل شده در طی انجماد،زیرا بیشتر این عناصر پس زده شده در مکان های بین دندریتی در بین دانه ها به دام افتاده اند.

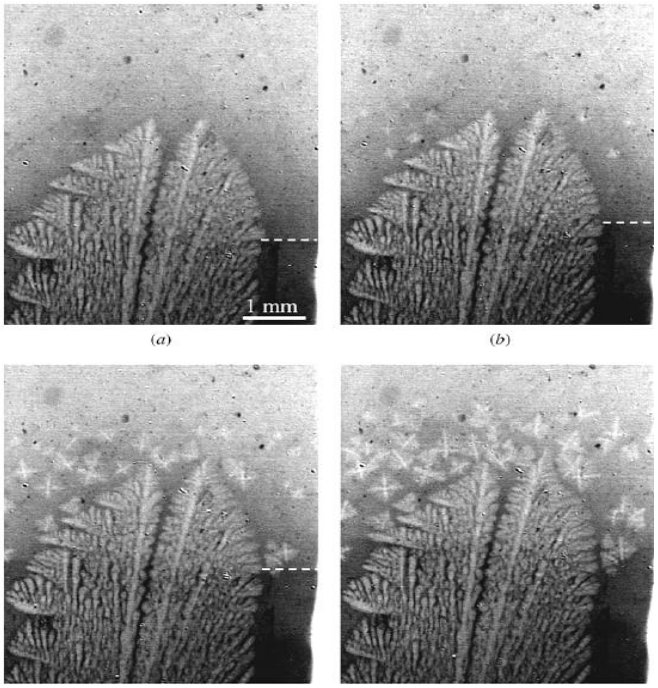
بررسی های مقایسه ای نشان دادند که رشد دانه های هم محور در مراحل اولیه در لایه تحت

تبرید در جلوی نوک دندریت ها و قبل از حذف فوق گداز از مرکز قطعه شروع می شود، محاسبات نتایج بالا را تایید کرده و نشان دادند که دو منطقه می تواند ناشی شود:

ادامه رشد منطقه هم محور به یک لایه باریک تحت تبرید محدود شده و بعد این لایه وسعت منطقه هم محور را تعیین کند.

حذف فوق گداز در مراحل اولیه موجب رشد و ایجاد منطقه هم محور در مرکز قطعه شود.

در مورد اول باید ،رشد هم محور برای مسدد کردن دندریت های ستونی کافی باشد.سپس رشد با حرکت درونسوی جبهه هم محور ادامه می یابد.ادامه رشد با ماهیت هم محور نیازمند نرخ کافی و پیوسته پیوستن بلورهای هم محور به جبهه است.در غیر اینصورت ویژگی های ستونی دانه های هم محور متصل شده به جبهه رشد می کند.منطقه هم محور زمانی تشکیل می شود که تعداد دانه ها کافی بوده و نرخ رشد به حدی بالا باشد که جبهه ستونی رامسدود کند.در حقیقت بین دانه های ستونی و هم محور یک رشد رقابتی وجود دارد.فاکتور اصلی تعیین کننده حاصل این رقابت میران و وسعت مادون انجماد ترکیبی در مذاب و سرعت رشد جبهه ستونی است.ممکن است که جوانه های هم محور در جلوی جبهه ستونی حضور داشته باشند ولی ولی به علت عدم شرایط مناسب رشد نکنند.



شکل ۱۳ -مراحل انجمادی **Al-3.5wt% Cu** با جوانه زا با استفاده از رادیوگرافی **G=30K/cm** در زمان های متوالی

V=14μm/s, (d V=14 μm/s , $t=t_0$+87 s(c V=14μm/s,$t=t_0$+63 s (b V=2 μm/s, $t=t_0$+42 S(a
$t=t_0$+111 S

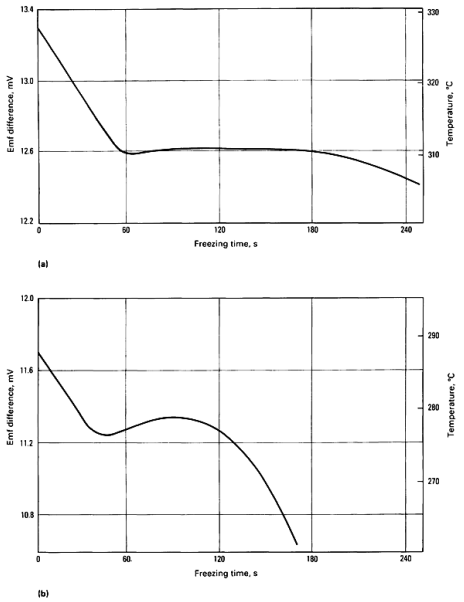
شکل بالا نشان می دهد که دانه های هم محور ایجاد شده با سد کردن رشد دانه های ستونی باعث ایجاد ساختار هم محور می شوند.همچنین این شکل اثبات کننده مکانیزم سد عناصر محلولی است.بع علت جاذبه تعدادی از دانه ها به بین دندریت های ستونی سقوط می کنند.در حین این سقوط، این دانه ها ممکن

است چرخش کنند.با این مکانیزم دو طرف دندریت های ستونی با دانه های هم محور پر می شود.و نمی توان نتیجه گرفت که ریزساختار رشد به صورت مخلوطی از هم محور و ستونی است.

معیارهای تشخیص CET

۳ معیار برای این انتقال وجود دارد:

۱. معیار حرارتی: وگرمای نهان آزاد شده در اثر رشد دانه های هم محور لایه مرزی حرارتی جبهه ستونی را متوقف کرده و باعث بالا رفتن دمای لایه مرزی می شود که همراه با CET است. Lipton , Fredrikson وOlsson معتقد بودند که افزایش دمای مرزی در نتیجه اشترک در میدان های حرارتی دانه های همسایه است.در نتیجه آزاد شدن حرارت یک کنحنی اضافی در منحنی سرد کردن در ساختار هم محور مشاهده می شود.



شکل۱۴ -منحنی سرد کردن **a**)ساختار ستونی **Pb-2.25Sn** با نرخ سرد کردن ۰,۳۶۰ **s/°c** **b**)هم محور **Pb-6.25 Sn** با سرعت سرد کردن ۰,۳۲

۲. از نظر دیگر،CET زمانی رخ می دهد که دمای بالک پیش از آزاد شدن گرما تا یک مقدار مینیمم کاهش یابد،این نظر بر پایه مشاهدات تجربی است.

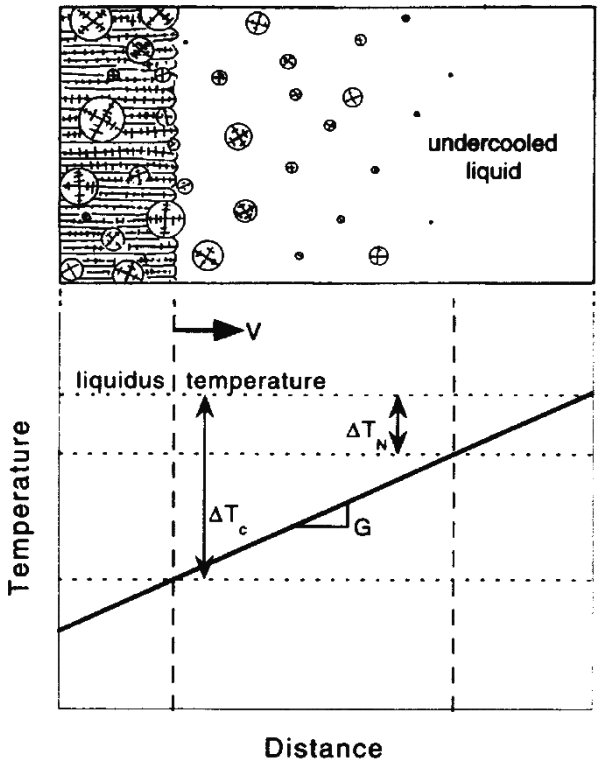
۳. تشکیل کسر حجمی معین از دانه های هم محور در جلوی دانه های ستونی بوجود آید.

اثر پارامترهای ریخته گری

اثر جوانه زا برCET

ریزدانگی آلیاژ های آلومینیم با اضافه کردن ذرات و عناصر محلولی محدود کننده رشد کنترل می شود و منجر تشکیل جوانه ناهمگن و کاهش نرخ رشد هم در جوانه های هم محور و هم در دانه ها های ستونی می گردد.ضرورتا، اضافه کردن ریزدانه کننده باعث اسان شدن انتقال از حالت هم محور به ستونی برای آلیاژی با ترکیب و گرادیان دمایی معین در یک فرآیند ریخته گری خاص می شود.در ریختگری عملی بدست آمده که با افزودن ذرات ریزدانه کننده نظیر TIB_2 یا TiC(نسبتا پایدار در داخل مذاب آلومینیم) ، و ذراتی نظیر تیتانیم آلومیناید(که به راحتی در مذاب آلومینیم حل می شوند)می توان با تیتانیم محلول در مذاب آلومینیم رشد را محدود کرد.همچنین کاربیدها و بورایدها هم تطابق شبکه خوبی با آلومینیم از خود نشان داده، و اعتقاد بر این است که محل های مناسبی برای جوانه زنی هستند.تیتانیم آلومیناید با وجود تطابق شبکه مناسب با آلیاژ های آلومینیم از نظر ترمودینامیکی در غلظت های تیتانیم wt%۰,۰۵-۰,۰۱ ناپایدار است.حل شدن تیتانیم آلومیناید و پایداری کاربیدها و بورایدها وابسته به ترمودینامیک و ملاحظات سینتیکی است که اغلب در ریختگری عملی ناشناخته است.

به منظور داشتن دانه های هم محور ریز باید در جبهه دندریتهای ستونی این دانه ها جوانه زده تا انتقال صورت گیرد.انتقال از ستونی به هم محور با افزایش محل جوانه های ناهمگن، بالا بودن پتانسیل(پایین بودن مادون انجماد فعال سازی ضروری برای جوانه زنی ناهمگن) و پایین بودن سرعت رشد جبهه دندریت های ستونی به علت وجود عناصر محلولی محدود کننده راحت تر صورت می گیرد.برای یک سیستک آلیاژی و فرآیند ریختگری مشخص، انتقال می تواند از طریق افزودن عناصر محلولی بیشتر کنترل شود.این انتقال به شدت به گرادیان دمایی که برای فرآیندهای مختلف متفاوت است وابسته است.بنابراین،برای مثال برای ریختگری Direct Chill به میزان بیش از ریختگری در ماسه یه عناصر محلولی و محدود کننده رشد نیازمندیم.تیناتنیم در آلیاژ های آلومینیم به طور همزمان نقش محدود کننده رشد و جوانه زای ناهمگن را انجام می دهد.



شکل۱۵ -نشان دهنده انجماد جهتدار از سمت چپ به راست است.یک دیدگاه از رقابت بین رشد هم محور و ستونی مشاهده می کنید.جبهه ستونی با سرعت **V** حرکت می کند. و گرادیان دمایی در سرتاسر منطقه در حال انجماد **G** است.$\mathbf{\Delta T_N}$مادون انجماد لازم برا یجوانه زنی ناهمگن روی ذرات ناهمگن در مذاب است.در حالی که $\mathbf{\Delta T_C}$ مادون انجماد لازم برای رشد جبهه ستونی است.

Hunt شرایط لازم برای اینکه دانه های جدید رشد دانه های ستونی را سد کنند را آنالیز کرد،که منجر به تخمین گرادیان دمایی G که می تواند رشد کاملا ستونی شود شد:

$$G \le .617 N_0^{1/3} \{1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3}\} \Delta T_C \qquad (15)$$

که N_0 تعداد ذرات جوانه زا در واحد حجم ، ΔT_N مادون انجماد جوانه زنی ذرات جوانه زا وΔT_C مادون انجماد رشد جبهه انجمادی است.مادون انجماد اخیر مربوط به سرعت انجمادی است:

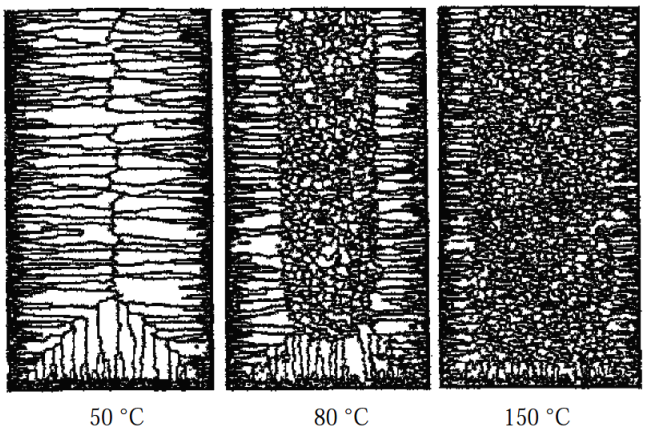
$$\Delta T_C = 2\{\frac{2m(k-1)C_0 V \sigma_{SL}}{D\Delta S_V}\} \qquad (۱۶)$$

که m شیب خط خمیری آلیاژ،k ضریب تفکیک کننده عناصر محلولی،C_0 غنصر آلیاژی،σ_{SL} انرژی فصل مشترک مذاب-جامد،D نفوذ عنسر محلولی در مذاب و ΔS_V آنتروپی مذاب در واحد حجم است.دیده شده است که جوانه زنی دانه های جدید تنها در منطقه مادون انجماد ترکیبی در منطقه جلوی جبهه انجمادی رخ می دهد.کاهش گرادیان دمایی موجب افزایش وسعت این منطقه و راحت شدن رشد هم محور

می شود.افزایش سرعت انجمادی باعث زیاد شدن مادون انجماد در جبهه رشد اصلی می شود، همچنین وسعت منطقه مادون انجماد و هم محور افزایش می یابد.همچنین اگر تعداد جوانه ها زیاد باشد جوانه زنی دانه های جدید راحت تر شده و این محل ها در مادون انجماد کوچکتری عمل می کنند.[3]

مادون انجماد

در شکل زیر به صورت شماتیک این انتقال مشاهده می شود.علاوه بر این شکل نشان می دهد که با افزایش مادون انجماد ساختار شمش از کاملا ستونی به مخلوط ستونی به هم محور تغییر خواهد کرد.پس، انتقال با افزایش مادون انجماد افزایش می یابد. در آغاز انجماد، گرادیان دمایی در مذاب بالا بوده و مادون انجماد ترکیبی محدود است.با ادامه انجماد، قالب گرم می شود. گرادیان دمایی کاهش یافته و ممکن است مادون انجماد ترکیبی به قسمت میانی ریختگری برسد.در صورت حضور دانه ها، محل مناسبی برای رشد در جلوی فصل مشترک ستونی خواهند داشت.



شکل۱۶ -اثر میزان مادون انجماد بر وسعت منطقه هم محور

نرخ سرمایش

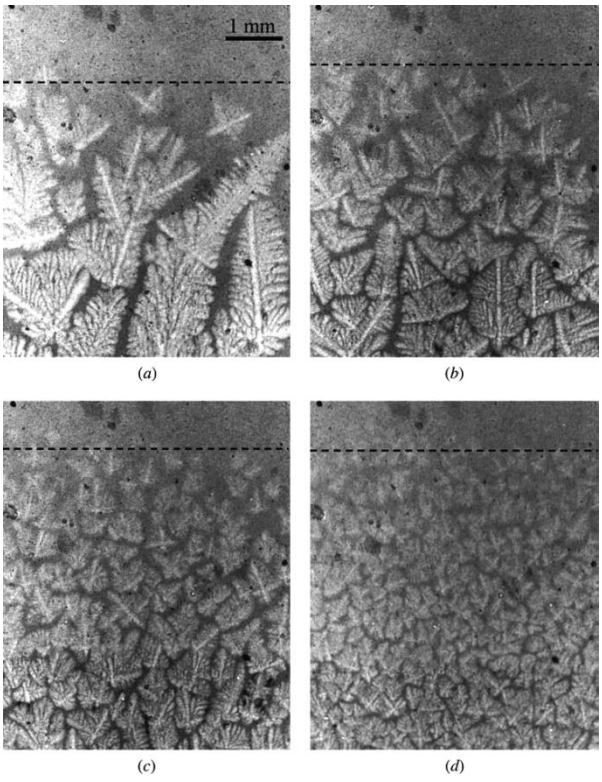
افزایش نرخ سرمایش باعث ریز شدن دانه های هم محور و کمتر کشیده تر می شود.این کاهش باتدا شدید و سپس نرخ کاشه ، کاهش کی یابد.دو عامل برای این بالا بودن نرخ کاهش در ابتدا وجود دارد.اولا، افزایش نرخ رشد و در نتیجه۱) افزایش مادون انجماد که باعث جوانه زنی دانه ها می شود. ۲) کاهش در برد نفوذ در اطراف دانه ها که باعث کاهش فعل و انفعال میان دانه ها می شود.دوما اندازه قطر ذرات جوانه زا. در واقع مادون انجماد جوانه زنی ذرات وابسته به اندازه است.ذرات بزرگتر به مادون

انجماد کمتری نیاز دارندبرای نرخ رشد، فقط ذرات بزرگ نیاز به مادون انجماد کوچکی هستند، با افزایش نرخ رشد، مادون انجماد فصل مشترک ستونی افزایش یافته که اجازه می دهد، رنج وسیع تری از ذرات فعال شوند.قطر دانه ها به صورت تابع اسمبلیک است که نشان دهنده این است که احتمالا برای بازده جوانه زا ها حدی وجود دارد. این پدیده می تواند ناشی از:

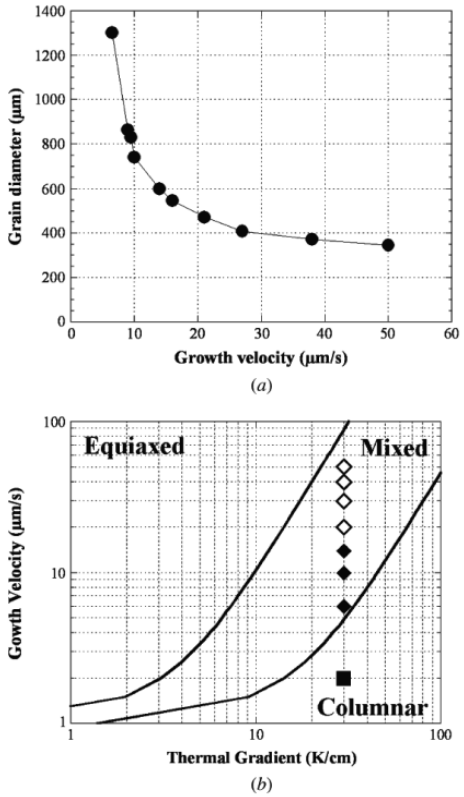
بالای سرعت رشد بحرانی، میزان و وسعت مادون انجماد در جلوی جبهه انجمادی تغییر قابل ملاحظه ای نکرده، پس تعداد ذرات فعال کمتر و بیشتزر ثابت است.

حرارت ناشی از تعداد زیاد دانه هایجوانه زده باعث تمرکز حرارت در اطراف جوانه زا های فعال نشده، و جلوگیری از جوانه زنی آنها می شود.

چگالی دانه در واحد حجم N یکی از پارامترهای کلیدی برای CET و رشد هم محور است. N و هم چنین مادون انجماد پارامترهای قال تنظیم به منظور مطابقت با مشاهدات تجربی است.



مورفولوژی ریز ساختار دانه های هم محورمشاهده شده با در حین انجماد Al-3.5% Ni با جوانه زا با G=30 K/cmو ۴ سرعت رشد متفاوت.(خطوط بریده محل جبهه موثر را نشان می دهد .a 6μm/s(.) b 12 μm/s c(18μm/s d 40 μm/s



شکل ۱۷ -a)اختلاف در اندازه دانه به عنوان تابعی از سرعت رشد **b**)نقشه **CET** با $\Delta T_N=.1\ k, N_{max}=1.25*10^{11}\ m^{-3}$

مشاهدات نشان می دهد که رشد هم محور با تشدید یک استقرار موثر جبهه در دانه های هم محور به هم فشرده است.این تشدید دو مرحله دارد:اول،هر دانه هم محور با سرعتی نزدیک به سرعت سرد کردن به جبهه در حال رشد ملحق می شود؛دوما، در جلوی جبهه موثر یک سری از دانه های جدید در اثر مادون انجماد دانه های هم محور به هم فشرده، جوانه می زند.دوباره تعدادی از دانه ها در اثر جاذبه سقوط کرده و ممکن است دانه های جوانه زده قبل از الحاق سقوط کنند. این مکانیزم به صورت مکرر تکرار می شود تا کل نمونه منجمد شود. در این مرحله به علت نرخ بالای سرد کردن، جریان همرفت اثر چندانی بر دانه های هم محور ندارد.

در شکل زیر مشاهده می شود که با افزایش سرعت رشد، منطقه تحت مادون انجماد کاهش می یابد.همچنین مکان و دمای جوانه زنی دانه های هم محور با تغییر نرخ سرمایش تغییر نمی کند،موفولوژی دانه های هم محور با تغییر نرخ سرمایش تغییر می کند.

جدول۱ - اثر پارامتر های ریخته گری بر منطقه هم محور

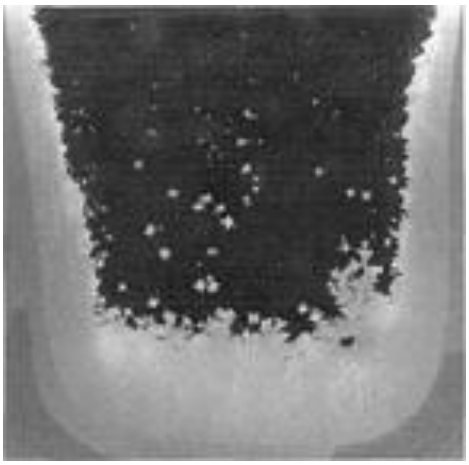
اثر	پارامترهای ریخته گری
افزایش فوق گداز میزان رشد ستونی را افزایش می دهد؛این تمایل در قطعات بزرگ کمتر قابل توجه است.	فوق گداز
مقدار کم $-m_L(1-k)C_0/k$ مساعد برای ساختار ستونی است.و مقدار بالا مناسب برای ساختار هم محور.	سیستم آلیاژی
افزایش عناصر آلیاژی (C_0) افزایش تمایل برای کاهش منطقه ستونی	ترکیب
افزایش جریان سیال کاهش وسعت منطقه ستونی	(طبیعی یا اجباری)جریان سیال
تولید جوانه برای ایجاد منطقه هم محور کافی نیست و و اندازه دانه وابسته به نرخ سرد کردن است. اما اضافه کردن جوانه زا می تواند وسعت منطقه ستونی را کاهش دهد.	اضافه کردن جوانه زا
باعث افزایش ریزدانگی و توسعه منطقه هم محور	نوسان مکانیکی
فوق گداز در قطعات بزرگ اثر کمتری در ساختار دانه دارد، افزایش سطح مقطع باعث افزایش نسبت دانه های هم محور می‌شود.بیشترین حساسیت به ارتفاع قطعات ریختگری بر می‌گردد.	اندازه قطعه

در شکل زیر مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت رشد، منطقه تحت مادون انجماد کاهش می-یابد.همچنین مکان و دمای جوانه زنی دانه‌های هم محور با تغییر نرخ سرمایش تغییر نمی کند، موفولوژی دانه‌های هم محور با تغییر نرخ سرمایش تغییر می‌کند.

علت تشکیل ساختار هم محور در مرکز شمش:

برای انجماد آلیاژ ها ،دندریت‌های هم محور در مرکز قالب مشاهده شده‌است.این پدیده با روش زیر توضیح داده می‌شود؛ به خاطر اثر جابجایی در مذاب، دما در جلوی دندریت‌های ستونی در مراحل بعدی انجماد تقریبا ثابت، در دمای نوک دندریت می‌باشد.به خاطر اینکه نوک دندریت ها مقداری تحت تبرید است، یک مادون انجماد کم در مناطق مرکزی ریخته گری وجود دارد .بنابراین، اگر جوانه‌های کافی حضور داشته باشند، آنها می توانند در این مذاب تحت تبرید رشد کنند یک بلور هم محور ایجاد کنند. در آلیاژ های شفاف مشاهده شده‌است که جوانه‌های منطقه هم محور از جدا شدن بازوهای دندریت‌ها که با جریان هم رفت به مرکز قالب حمل شده‌اند می‌آیند.(شکل زیر)

شکستن دندریت‌ها به راحتی رخ می‌دهد اگر دندریت‌ها نازک و بلند باشند، همانند آلیاژ های دارای رنج انجمادی وسیع، علاوه بر این اگر اندازه دندریت‌ها در منطقه ستونی بلند باشد، مشکل پر کردن قالب بحرانی خواهد شد زیرا مذاب باید از منطقه نوک دندریت به منطقه مرکزی که ساختاری با شاخه‌های ثانویه دارد منتقل شود. در نتیجه ممکن نیست از تشکیل مک های انقباضی یا میکرو تخلخل‌ها در این آلیاژ ها پرهیز کرد.



شکل۱۸ -مدل آزمایشگاهی نشان دهنده تشکیل ریزساختار در حین انجماد سیستم آمونیوم کلراید در یک قالب.شاخه‌های شکسته دندریت‌های با جابجایی به مرکز قالب منتقل شده‌اند.

نتیجه گیری

- افزایش نرخ سرمایش باعث تغییر فصل مشترک از صفحه های به سلولار و دندریتی می‌شود.این افزایش می‌تواند باعث ایجاد یک انتقال از ستونی به هم محور شود.هم چنین افزایش نرخ سرمایش باعث ریز تر شدن دانه ها هم در منطقه ستونی و هم در منطقه هم محور می‌شود.
- به منظور ایجاد منطقه هم محور در قطعه نیاز به مادون انجماد است. اما این مادون انجماد به خودی خود کافی نیست، برای ایجاد انتقال وجود تعدادی جوانه در جلوی فصل مشترک جامد/مایع ضروری است.
- انتقال در حقیقت از طریق سد کردن رشد دانه های ستونی نوسط دانه های هم محوری که سرعت رشد آنها از رشد دانه های ستونی بیشتر است.

مراجع

1. M.A. MARTORANO, C. BECKERMANN, and Ch.-A. GANDIN," A Solutal Interaction Mechanism for the Columnarto-

Equiaxed Transition in Alloy Solidification,"Metallurgial And Materials Transaction A ,VOLUME 34A, August 2003—1657

2. ASM, vol 15 "casting"9th ed. ASM International, 2002. . pp 245

3. B Cantor, M J Goringe,"Solidification and Casting",IOP Publishing Ltd 2003.

4. Doru Michael Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification ,Springer, second edition ,2009

5. H. NGUYEN-THI et al, In-Situ and Real-Time Investigation of Columnar-to-Equiaxed Transition in Metallic Alloy, "Metallurgial And Materials Transaction", A,1458—VOLUME 38A, JULY 2007.

6. MENGHUAI WU and ANDREAS LUDWIG, , "Metallurgial And Materials Transaction"OLUME 37A, MAY 2006—1613.

7. M. H. BURDEN AND J. D. HUNT M., A Mechanism for the Columnar to Ecluiaxed Transition in Castings or Ingots, "Metallurgial And Materials Transaction', 240-VOLUME 6A, JANUARY 1975

8. S.C. FLOOD and J.D. HUNT, COLUMNAR AND EQUIAXED GROWTH, Journal of Crystal Growth 82 (1987) 552—560.

9. Gerhard Zimmermann et al, INVESTIGATION OF THE COLUMNAR-TO-EQUIAXED TRANSITION DURING SOLIDIFICATION OF A TRANSPARENT ALLOY USING A TEXUS MODULE, *ESA, June 2009*