

ریخته گری جهت دار (DC) در تولید شمش های آلیاژ ای آلومینیوم یک روش مرسوم می باشد . این شمش ها توسط پروسه های ترمومکانیکی بعدی به محصول نهایی تبدیل می شوند . و برای تعداد زیادی از این محصولات، مقدار کار مکانیکی که روی آلیاژ آلومینیوم انجام می شود کفایت تا باعث ابهام در ساختار انجمادی شمش گردد . برای مثال، ریزتخلخل ها که در شمش های DC حضور دارند ، معمولاً در طی فرآیند نورد گرم ورقه نازک به خاطر کرنش فشاری بالای موجود بهبود می یابند . هر چند که این بهبود به صورت کامل نیست و برای آلیاژهای Al-Mg با استحکام بالا، برای کاربرد هایی که نیاز به تلورانس دقیق دارند، تخلخل در صورت نهایی ممکن است خواص را کاهش دهد . عیوب انجمادی از قبیل ریزتخلخل ها تا حدی در همه محصولات آلومینیومی وجود دارد . به این دلیل تلاشهای گسترده ای جهت شبیه سازی تشکیل تخلخل مخصوصاً در شکل ریزی انجام شده است . اغلب روشهای مدل سازی به کار رفته ، درصد تخلخل را بیان می کند ، اگر چه برخی روش ها در دو بعد یا سه بعد نیز گسترش یافته اند و علاوه بر درصد تخلخل، اندازه و مورفولوژی آن را نیز بیان می کند . تعداد زیادی از مدل های انتقال حرارت و جریان سیال در طی ریخته گری DC برای بهینه کردن رابطه بین شرایط ماکروسکوپی و ریز ساختار نهایی گسترش یافته اند . مدل تخلخلی که مورد بحث قرار می گیرد به نحوی است که علاوه بر درصد تخلخل، اندازه و شکل تخلخل را نیز به دست می دهد . این مدل اجازه می دهد فشارهای خیلی بالارا در حفره ها، به خاطر انحنای کم رشد تشکیل دهد . این نکته نیز مهم است که اندازه بزرگ حفره نقش بیشتری نسبت به درصد تخلخل در خواص مکانیکی دارد . اعتبار این مدل را در سه آلیاژ 2 ، 4 ، 6 درصد از آلیاژ Al-Mg بررسی می کنیم . این شمش ها مقطع زده شده و خصوصیات تخلخل به صورت تابعی از فاصله از سطح نورد شده تعیین می شود . در بخش دیگری ، مدل درشت جدایش در این گروه از شمش ها بررسی می گردد .

2. نمونه های مورد بررسی

تختال های (slab) آزمایشگاهی آلومینیوم از روش DC با 2، 4، و 6 درصد از Mg با سطح مقطع 400mm^2 تهیه شده اند. فلز مذاب در دمای 1003 k اضافه شده و با سرعت 0.97mm/sec ریخته گری شده است. از ریزکننده دانه نیز استفاده شده است و سرعت آب خنک کننده 2.8l/sec بوده است. آلیاژ Al-Mg توسط ترموکوپل نوع k که با یک میله فولادی مستقر در فاصله 5, 20, 40, 60, 80 mm از سطح نورد همراه شده، مجهز گردیده است. ترموکوپل وارد قالب آغازین شده و در فاصله 200 mm بالای سطح آغازین قرار گرفت. برای اطمینان از اینکه ترموکوپل حرکت نکرده یک آزمایش رادیوگرافی بعد از ریخته گری انجام شد. نمونه های متالوگرافی از سطح تا مرکز تختال بریده شده تا مورد پویش و آزمایش قرار گیرد. توسط یک میکروسکوپ نوری درصد و اندازه تخلخل (aspect ratio) اندازه گیری شده است که برای این منظور معمولاً از یک بسته آنالیز تصویری تجاری استفاده می شود. فقط حفره های که قطر معادل بالای $6\ \mu\text{m}$ داشتند اندازه گیری شده و در نسبت اندازه و تخلخل آورده شده اند.

3. تئوری مدل تخلخل

تشکیل تخلخل در طی انجماد آلیاژهای آلومینیوم دارای دو علت اولیه می باشد:

الف - تغذیه ناقص فلز مایع به خاطر انقباض حجمی آلیاژها.

ب - کاهش حلالیت هیدروژن حل شده در آلیاژ در طی انجماد.

در طی ریخته گری DC، فرآیند انجماد تحت تاثیر جریان حرارت و سیال می باشد. با این وجود شبیه سازی ماکروسکوپی انتقال حرارت با جرم و مومنتوم برای محاسبه انقباض یا توزیع (partitioning) هیدروژن کافی نیست. هر دو پدیده به مورفولوژی جامد در حال رشد بستگی دارد.

1. انتقال حرارت

2. انتقال مومنتوم

3. انتقال جرم (برای هر دو عنصر منیزیم و هیدروژن)

4. دمای جوانه زنی و رشد فاز جامد (ساختار دندریتی و دانه)

5. جوانه زنی و رشد حفره ها

6. برخورد حفره ها در جامد در حال رشد.

به صورت ایده آل مدل باید همه این پدیده ها را در حالتی مرتبط به هم شامل شود. در موردی که بررسی می شود فرض بر آن است که برخی از این پارامترها مستقل می باشند. برای اولین تقریب، پدیده انجماد بطور مجزا در مقیاس mesoscopic (بین ماکروسکوپی و میکروسکوپی) محاسبه می شود. در محاسبات مزوسکوپی انجام شده از معادلات انرژی ناویر - استوکس و پیوستگی استفاده می شود. حل این معادلات توسط بسته نرم افزار تجاری انجام شده است. ماکرو مدل، تغییرات حرارتی را به صورت تابعی از فاصله از سطح شمش بیان می کند. درشت جدایش و انقباض در این محاسبات قرار نمی گیرند، زیرا طبق مطالعات انجام شده این عوامل نقش موثری در شرایط ریخته گری DC ندارند. تاریخچه حرارتی از ماکرو مدل به عنوان ورودی mesoscopic مدل مورد استفاده قرار می گیرد که انجماد و تشکیل حفره را در یک حجم بیان کننده خواص نقاط مختلف در بیلت، شبیه سازی می کند. پدیده انجماد که در مدل mesoscopic قرار می گیرد، شامل جوانه زنی و رشد دانه، ریز جدایش Mg و جوانه زنی و رشد تخلخل می باشد. فرضیات، معادلات حاکم و روشهای مورد استفاده به صورت جزئی در زیر آمده است.

3-1. انجماد

ترکیبی از مدل های (cellular automata) و مدل های اختلاف محدود (finite difference) برای محاسبه پیشرفت ساختار دانه هم محور به دندریتی مورد استفاده قرار می گیرد. این تکنیک شامل ترکیبی از مدل cellular automata، که در آن جوانه زنی توسط مدل تصادفی ای که بر مبنای فوق تبرید موضعی است و سرعت رشد جامد که توسط مدل KGT محاسبه می شود، با یک روش حل اختلاف محدود می باشد. ماکزیمم سرعت رشد توسط رابطه KGT به صورت زیر داده می شود:

$$v = G\Delta T^n \quad (1)$$

که V سرعت رشد، ΔT فوق تبرید، G و n ثوابت تجربی می باشد. سرعت رشد حاصل از معادله (1) به منظور تخمین اولیه از ماکزیمم سرعت تغییر کسر جامد، f_s ، در هر سلول استفاده می شود. مقدار (جزء) و نفوذ Mg حل شده با استفاده از حل معادله نفوذ زیر محاسبه می شود:

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_s k_{mg} C_l^{mg} + (1-f_s)C_l^{mg}) = \nabla \cdot D_e \nabla C_l^{mg} \quad (2)$$

که در آن K_{mg} ضریب تفکیک برای حل شونده ذکر شده در زیرنویس ، C_1^{mg} غلظت Mg در مذاب ، De نفوذ پذیری موثر و t زمان می باشد . سرعت رشد در سلول داده شده تا حدی افزایش می یابد که افزایش در حل شونده از غلظت تعادلی در دمای کاربر دی حاصل از دیگرام فازی خطی شده تجاوز نکند. جریان سیال و انقباض در mesomodel در نظر گرفته نمی شود.

3-2 . جوانه زنی و رشد حفره

با فرض کم بودن برهم کنشهای سه گانه بین هیدروژن و منیزیم، توزیع غلظت هیدروژن در آلیاژ مذاب و جامد AL-Mg توسط معادله نفوذ بیان شود که به منظور در بر گرفته شدن توزیع هیدروژن در جامد و مذاب تغییر به صورت معادله زیراصلاح می شود :

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_s k_H C_1^H + (1 - f_s) C_1^H) = \nabla \cdot D_e \nabla C_1^H + S_H \quad (3)$$

که C_1^H غلظت هیدروژن در مذاب و SH، ترم منبع برای ترکیب جابجایی هیدروژن بین فلز و حفره ها می باشد . برای محاسبه زمان جوانه زنی حفره ها ، یک مدل تصادفی (stochastic) در نظر گرفته می شود که موقعیت های تصادفی را برای جوانه های دارای پتانسیل در نظر می گیرد و سپس هر جوانه را با یک پتانسیل یا اکتیویته در نظر می گیرد که بر پایه سطوح فوق اشباع موضعی از هیدروژن می باشد. برای یک تعداد مول داده شده از هیدروژن، حجم حفره محاسبه شده است . با فرض اینکه از قانون گاز های ایده آل پیروی می کند.

$$V = \frac{nRT}{P_H} \quad (4)$$

که n تعداد مولهای هیدروژن ، R ثابت گازها و P_H فشار هیدروژن در حفره می باشد و از رابطه زیر پیروی می کند .

$$P_H = P_{met} + \frac{2\gamma}{r} \quad (5)$$

که در آن P_{met} فشار متالواستاتیکی ، γ انرژی فصل مشترک گاز - مایع و r شعاع حفره می باشد.

در واقع حفره ها به صورت کروی رشد می کنند تا انرژی ناشی از فصل مشترک گاز - مایع را کم کند مگر اینکه اندکی اثر خارجی یا ناهمسانگردی در انرژی فصل مشترک وجود داشته باشد . با این وجود وقتی حفره ها به ریزساختار در حال توسعه جامد می رسند، شکل تغییر پیدا می کند.

3-3. رشد حفره کروی

تا زمانی که حفره از اندازه یک سلول محاسباتی تجاوز کند یا برخورد با جامد پیدا کند رشد حفره بصورت کروی فرض می شود. با فرض اینکه حفره کروی است، معادله زیر حاصل می شود:

$$\frac{4}{3} \pi (P_{\text{met}} r^3 + 2\gamma r^2) = RnT \quad (6)$$

در هر مرحله زمانی، شعاع جدید هر یک از حفره ها با حل ریشه حقیقی این معادله به کمک روش نیوتن به همراه تعدادمولهای جدید H_2 در حفره و دما و تنش موضعی بدست می آید.

3-4. رشد حفره وقتی که با جامد محدود می شود

مدل زیر وقتی استفاده می شود که رشد حفره توسط جامد اطراف آن محدود می شود. وقتی حجم جامد یک سلول حاوی حفره ، از یک مقدار حداقل تجاوز کند ، به نظر می رسد که حفره توسط جامد محدود شده است و دیگر به شکل کروی رشد نمی کند . فرض می شود با افزایش f_s ، شعاع محدود شده برای ریز ساختار انجماد یافته کاهش می یابد :

$$r_1 = \frac{r_1^0 (1 - f_s)}{2 \cos \theta} \quad (7)$$

که r_1 شعاع انحناء محدود شده برای حفره ، θ زاویه تماس در فصل مشترک گاز - مایع - جامد، r_1^0 فاصله اولیه و f_s کسر جامد میانگین در سلولهایی است که حاوی حفره می باشند.

در هر مرحله زمانی، غلظت هیدروژن تعادلی برای حفره ای با شعاع انحناء r_1 ، برای هر سلول حاوی حفره محاسبه می شود . در غلظت بالاتر هیدروژن از این مقدار ، هیدروژن به صورت ملکولی در حفره ها خواهد بود.

3-5. رشد چند سلولی

پیشنهاد شده که مقدار گاز ورودی به تخلخلها با توجه به قید فرضی تحمیل شده توسط ایجاد هر حفره با فقط یک سلول، حتی وقتی که اندازه تخلخل از اندازه سلول تجاوز کند، از قبل قابل پیش بینی است. بمنظور فائق آمدن بر این محدودیت، این مدل بنحوی گسترش یافته است تا یک تخلخل بتواند چندین نقطه سلولی را اشغال نماید. هیدروژن از تمام سلولهای اشغال شده می تواند وارد تخلخل شود. وقتی حجم یک حفره از حجم کل سلول هایی که اشغال کرده است، بیشتر می شود، می تواند به یک سلول جدید گسترش پیدا کند. تلفیق رشد چند سلولی و انحناء محدود کننده بر پایه کسر میانگین جامد مرز سلولهای تخلخل می باشد و این اثر را دارد که به حفره ها اجازه می دهد به صورت ناگهانی در بین موانع افزایش حجم دهد. به عنوان مثال وقتی یک حفره در فشار نسبتاً بالایی رشد می کند و به درون یک سلولی که اغلب مایع است انبساط پیدا می کند، انحنای موثر محدود کننده افزایش می یابد و از اینرو فشار می تواند کاهش پیدا کند و حجم تا وقتی که حفره به یک تعادل جدید در حجم بزرگتر برسد، افزایش می یابد.

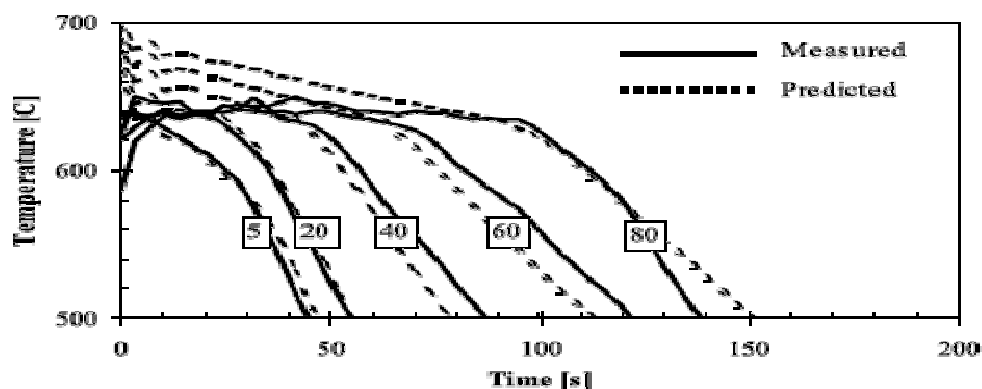
3-6. شرایط اولیه و مرزی

فرض می شود که آلیاژ در ابتدا کاملاً مذاب بوده و حاوی غلظت منیزیم و هیدر وژن معلوم باشد. یک حجم نوعی از فلز از حالت کاملاً مایع به منطقه خمیری و سپس کاملاً جامد می رود. دو پروفیل حرارتی جداگانه استفاده می شود. اول پیش بینی روند تغییرات پارامترهای جداگانه پروسه که از یک سرعت سرد کردن ثابت استفاده می شود. دوم، برای مقایسه مستقیم با مقادیر تجربی سرعت های سرد شدن از ماکرو مدل به دست می آیند.

4. تجربیات

یک پارامتر مهم فر آیند که محاسبات تخلخل را تحت تاثیر قرار می دهد، تاریخچه حرارتی می باشد که فلز در طی سرد شدن از دمای انجماد لیکو ئیدوس تا دمای سالیدوس تحمل می کند. این تاریخچه اغلب به صورت تک مقدار وجود دارد، همچنین زمان انجماد موضعی (t_s) (زمان بین دمای لیکو ئیدوس و سالیدوس)، یا میانگین سرعت سرد کردن بین سالیدوس و لیکو ئیدوس R_{avg} ، که به صورت معکوس متناسب با t_s است، نیز چنین وضعیتی دارند. لازم به ذکر است که زمان t_s از دمایی که در آن کسر جامد برابر یک می شود، محاسبه می شود. برای بدست آوردن تغییر در تاریخچه حرارتی در طول شمش تعدادی ترموکوپلها در

میان شمش جایگذاری می شود و نمودارهای ذوب و سرد شدن ثبت می گردد . منحنی های سرد شدن برای شمش AL-4wt%Mg در شکل (1) نشان داده شده است که برای پنج مکان مختلف از سطح نورد شده رسم شده است.



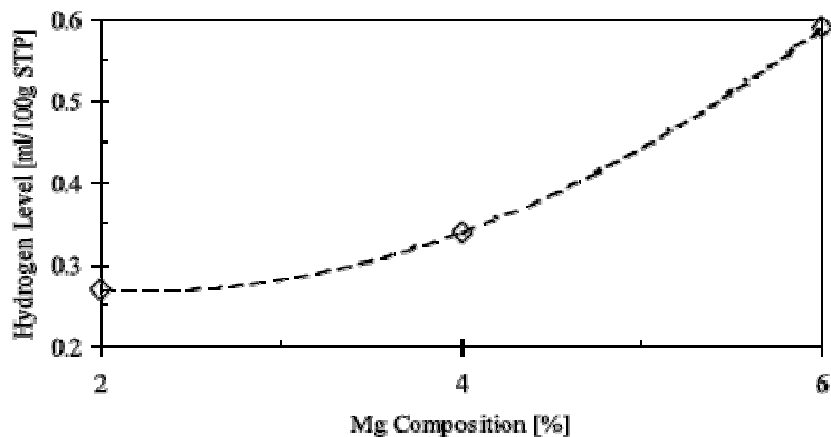
شکل (1): منحنی های اندازه گیری شده و پیش بینی شده برای پنج نقطه از سطح بیلت 5 ، 20 ، 40 و 80 میلی متر

مسیرهای سرد کردن مختلف، مقادیر متفاوتی از تخلخل را ایجاد می کند . زمانهای انجماد موضعی و سرعتهای سرد کردن (بطور میانگین بین $600^{\circ}C$ و $560^{\circ}C$) در جدول (1) آورده شده است و با مقادیر تجربی مقایسه شده است.

جدول (1): زمان ها و سرعت سرد شدن اندازه گیری شده و پیش بینی شده برای آلیاژ Al-4Wt%Mg

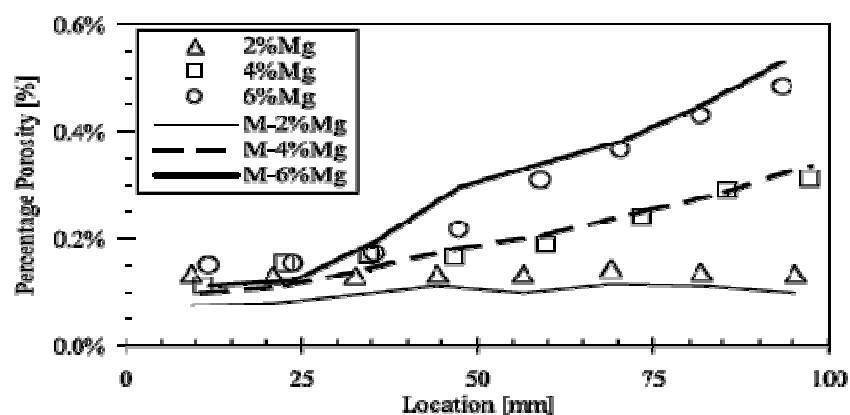
Location (mm)	Local solidification time		Cooling rate	
	Measured (s)	Predicted (s)	Measured ($^{\circ}C s^{-1}$)	Predicted ($^{\circ}C s^{-1}$)
5	26	25	5.5	4.7
20	29	25	5.0	4.8
40	30	27.5	3.2	3.9
60	44	30	2.7	2.8
80	63	42.5	2.3	2.4

شکل (2) اثر مقدار منیزیم را بر روی کل محتوای هیدروژن در ریخته گری نشان می دهد. افزایش مقدار منیزیم دارای اثر خیلی مخربی در جذب هیدروژن می باشد. آلیاژ با 6 wt% منیزیم دارای دو برابر هیدروژن نسبت به حالتی است که آلیاژ دارای 2 wt% منیزیم می باشد. این سطوح هیدروژن بالا علیرغم استفاده از یک دگازور چرخشی خطی ایجاد می شود.



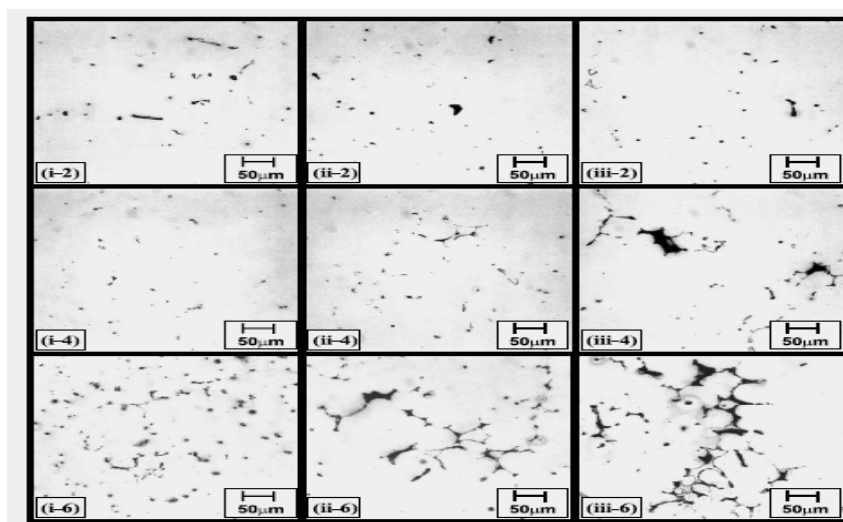
شکل (2) : درصد هیدروژن در مقابل درصد وزنی Mg

در شکل (3) درصد تخلخل در مقابل موقعیت نمونه در شمش محتوی 2 ، 4 ، و 6 wt% منیزیم رسم شده است. اندازه گیری ها اثر افزایش زمان انجماد موضعی (کاهش سرعت سرد کردن) را از سطح نورده تا مرکز شمش و افزایش محتوی هیدروژن با افزایش مقدار منیزیم را نشان می دهد . نزدیک سطح شمش (که در آن زمان انجماد موضعی کوتاه است) مقدار تخلخل برای هر سه آلیاژ مشابه می باشد . با حرکت به سمت مرکز شمش که زمان انجماد موضعی زیاد می شود، اختلاف واضح در رفتار این آلیاژها ایجاد می شود . برای هر دو آلیاژ 4 و 6 wt% منیزیم درصد تخلخل به صورت ثابت به سمت مرکز شمش افزایش می یابد که در آلیاژ با 6 wt% به خاطر محتوی اولیه هیدروژن بالاتر ، این افزایش سریعتر می باشد.



شکل (3) : درصد تخلخل پیش بینی شده (خط) و اندازه گیری شده (علامت) در فواصل مختلف از سطح شمش برای سه آلیاژ 2 ، 4 ، 6 wt% .

رفتار آلیاژ 2 wt% تا حدی متفاوت است و در طول مقطع شمش تغییری در مقدار تخلخل مشاهده نمی شود . اثر تغییر موقعیت در هر شمش (و همچنین زمان انجماد موضعی) با اندازه، شکل و تعداد تخلخل های شکل گرفته در شکل (4) آورده شده که تصاویر در سه فاصله از سطح سرد شده برای هر یک از سه مقدار منیزیم رسم شده است .



شکل (4) : تصاویر تخلخل در ه منطقه از شمش هائی با 2 ، 4 و 6 درصد وزنی Mg ، (i ، 10-20mm (ii ، 60-70mm (iii ، 100mm

با مقایسه اندازه و تعداد تخلخل ها به صورت کیفی نتیجه گیری می شود که :

1. با افزایش زمان انجماد موضعی یا فاصله از سطح سرد شونده، حفره های بزرگ شکل می گیرند ، و درصد تخلخل نیز زیاد می شود.
2. با افزایش درصد منیزیم و به همراه آن افزایش در مقدار هیدروژن ، درصد تخلخل افزایش می یابد . نزدیک سطح سرد شده (در مکانهای با زمان انجماد موضعی کم) تعدادحفره ها افزایش می یابد، اما میانگین اندازه نسبتاً ثابت می ماند . در زمان انجماد موضعی بزرگ (نزدیک مرکز شمش) ، اندازه میانگین حفره افزایش می یابد اما تعداد حفره ها تقریباً ثابت می ماند.

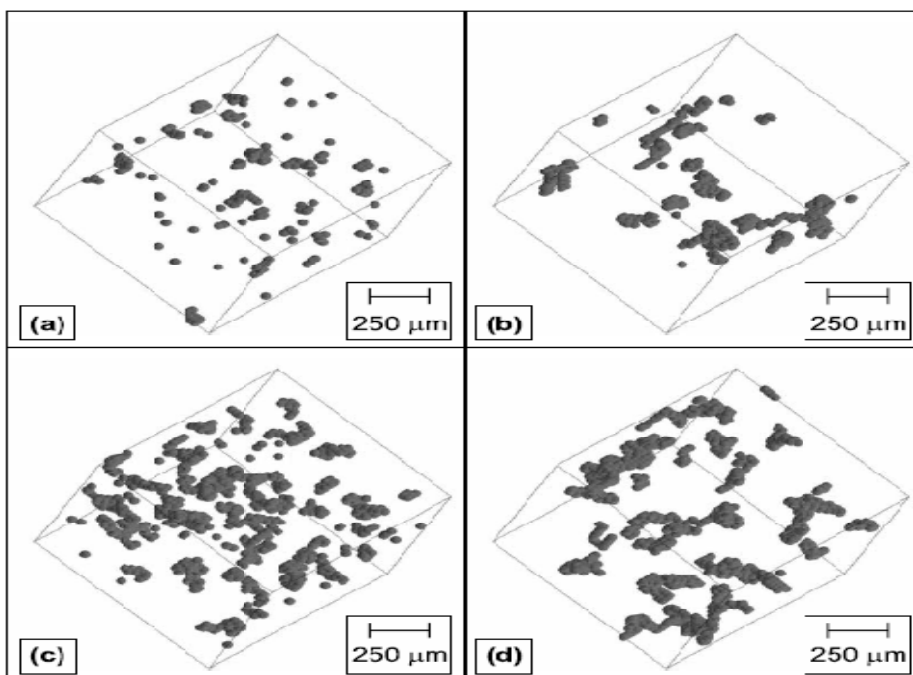
5. معتبر سازی مدل

نتایج مقایسه مستقیم درصد تخلخل در شکل (3) نشان داده شده است . شرایط مورد استفاده در جدول (2) آورده شده است .

جدول (2) : مقادیر مورد استفاده در مدل تشکیل تخلخل

Property	Symbol	Value	Units
Applied cooling rate	Δt	1.5	$^{\circ}\text{C s}^{-1}$
Cube dimension	x	2.5	mm
Initial temperature	T_0	640	$^{\circ}\text{C}$
Grid spacing	Δx	50	μm
Time step	Δt	0.625	ms
Minimum hydrogen supersaturation ratio at nucleation	S_{nuc}	3.5	-
Potential pore nucleus density	ρ_n	400	mm^{-3}
Hydrogen solubility	S_H	as given in [23]	ppm
Effective hydrogen diffusivity	D_e	as given in [24]	$\text{mm}^2 \text{s}^{-1}$
Hydrogen partition coefficient	k	0.1	-
Initial Mg concentration		2, 4 or 6	wt.%
Initial hydrogen content	C_H^0	0.27, 0.39, 0.53 ^a	ppm
Al-H ₂ interfacial energy	γ	0.856	Pa m
Ambient pressure	P_{atm}	101 325	Pa

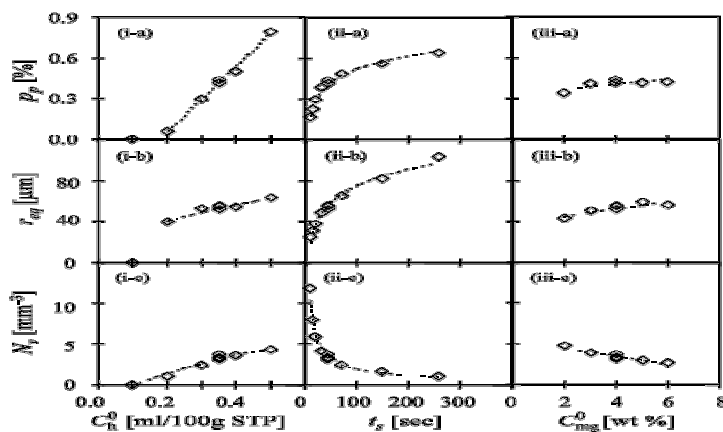
به صورت تجربی درصد تخلخل مشاهده شده با افزایش فاصله از سطح نورد شده (افزایش زمان انجماد موضعی) و افزایش مقدار منیزیم، افزایش یافته است. افزایش بزرگ در درصد تخلخل با افزایش درصد منیزیم در اثر افزایش همزمان هیدروژن می باشد. همانطور که گفته شد افزایش مقدار منیزیم/هیدروژن بر روی عدد دانسیته و مورفولوژی حفره ها، دارای اثر متفاوتی در زمانهای انجماد کوتاه و بلند می باشد { شکل (4) }. مدلی که این مشاهده را بیان می کند در شکل (5) نشان داده شده است. چهار شرط حدی (a) 2 wt% منیزیم و t_s کوتاه، (b) 2 wt% منیزیم و t_s طولانی، (c) 6 wt% منیزیم و t_s کوتاه، (d) 6 wt% منیزیم و t_s طولانی) در شکل (4) نشان داده شده است. شکل (5) نشان می دهد که با افزایش زمان انجماد موضعی یا افزایش فاصله از سطح، حفره های بزرگ شکل می گیرد.



شکل (5) : ساختارهای شبیه سازی شده برای موارد حدی ، a ، (b .ts =20sec و .ts =50sec c ، 6.%Wt و .ts =50sec d .ts =20sec)

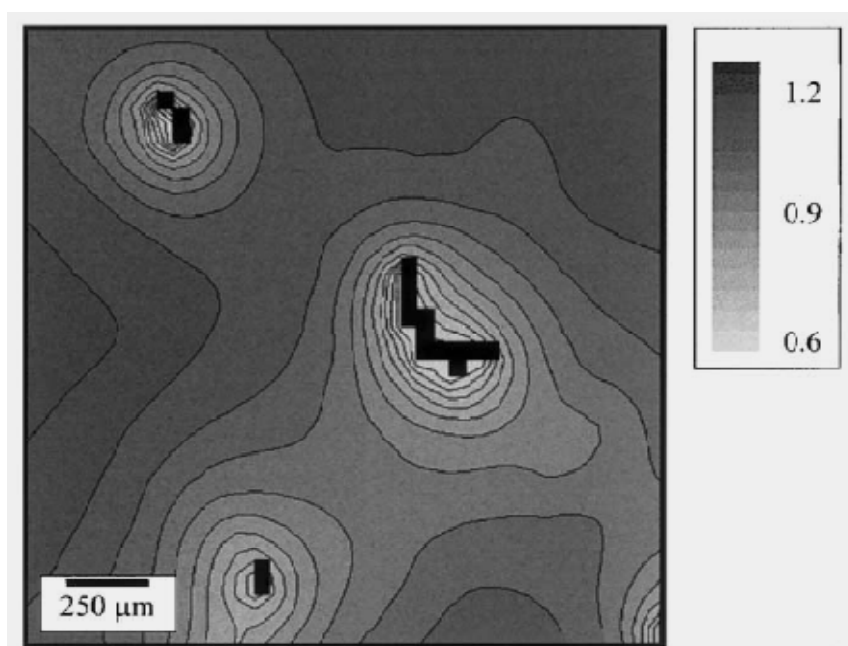
6. اثر پارامترهای فرآیند بر روی نتایج

از پارامترهای فرآیند می توان به غلظت اولیه هیدروژن ، زمان انجماد موضعی و غلظت اولیه منیزیم اشاره نمود . اثرات این پارامترها در شکل (6) آورده شده است . افزایش مقدار هیدروژن باعث افزایش درصد تخلخل ، اندازه حفره و دانسیته حفره می شود. (به ترتیب شکل 6(i-a) ، (i-b) و (i-c)).



شکل (6) : حساسیت مدل تخلخل نمایش دهنده اثر تغییرات (i) غلظت هیدروژن اولیه (ii) زمان انجماد موضعی (iii) غلظت اولیه منیزیم در (a) درصد تخلخل ، (b) میانگین شعاع معادل (c) عدد دانسیته تخلخل

افزایش درصد هیدروژن باعث افزایش خطی درصد تخلخل می شود و اثر آن بر روی دانسیته حفره بسیار پیچیده می باشد . ابتداءً دانسیته حفره به صورت خطی با درصد هیدروژن افزایش می یابد، با این وجود این روند ادامه نمی یابد و در جایی سرعت افزایش دانسیته حفره با زمان کاهش می یابد. افزایش درصد هیدروژن بر روی افزایش نیروی محرکه برای جوانه زنی و در نتیجه سرعتی که در آن حفره جدید شکل می گیرد موثر می باشد . این پدیده باعث می شود که حفره ها در فرآیند انجماد زودتر شکل بگیرند .



شکل (7) : مثالی از چگونگی تاثیر تخلخل چند سلولی بر روی غلظت موضعی هیدروژن . حفره یا تخلخل به صورت سیاه رنگ می باشد و خطوط نشان دهنده غلظت مساوی هیدروژن می باشند.

این پدیده باعث کاهش مسافتی می شود که هیدروژن خارج شده (evolving) نفوذ می کند تا به حفره های در حال رشد برسد . این حالت در خطوط هم غلظت شکل (7) دیده می شود . وقتی که زمان انجماد موضعی افزایش می یابد (بعنوان مثال دماهای سالییدوس و لیکوئیدوس ثابتند و سرعت سرد کردن بین این دو نقطه کاهش می یابد) ، اندازه و درصد تخلخلها افزایش می یابد و این در حالی است که دانسیته تخلخل کاهش می یابد (بترتیب شکلهای 6(ii-a) و 6(ii-b) و 6(ii-c)).

7. جدایش در آلیاژهای Al

بطور کلی حلالیت اغلب عناصر آلیاژی که به آلومینیم افزوده شود در فاز جامد کمتر از فاز مایع است. به عبارت دیگر ضریب توزیع تعادلی برای این عناصر کمتر از یک می باشد. بعلاوه حد نهایی حلالیت جامد اغلب عناصر نیز در آلومینیم، نسبتاً کم می باشد. این مطلب را میتوان به کمک نمودارهای تعادلی Al-Mg و Al-Cu مشاهده نمود.

با توجه به این مطالب، حضور فازهای ثانویه در ساختارهای ریخته گری شده امری طبیعی و قابل انتظار می باشد. به همین دلیل همواره از جدایش به عنوان یک مشخصه مهم در تمام محصولات ریختگی آلومینیم یاد می شود.

با توجه به وسعت ناهمگنی ترکیبی، جدایش را توان به دو نوع تقسیم نمود:

- ریزساختار
- جدایش درشت

1-7. ریز جدایش (جدایش دندریتی)

پدیده جدایش ریز معمولاً در مقیاس کوچک یعنی در حد اندازه دانه ها مورد مطالعه قرار می گیرد. یکی از انواع این نوع جدایش، جدایش دندریتی است که تحت نام مغزه ای شدن مصطلح است. به دلیل وجود انجماد دندریتی در تمام قطعات آلومینیمی، این نوع جدایش بسیار متداول است. با توجه به ضریب توزیع کمتر از یک، بلورهای دندریتی منجمد شده توسط فازهای ثانویه احاطه می شوند. رابطه زیر می تواند نحوه توزیع عناصر حل شده را در جدایش دندریت بیان می کند.

$$C_s = C_0 K_0 (1 - F_s)^{k_0 - 1}$$

که در آن C_0 غلظت عنصر حل شده در آلیاژ، k_0 ضریب توزیع تعادلی و C_s ترکیب شیمیایی جامد به ازای جزء وزنی جامد شده F_s می باشد.

2-7. درشت جدایش (جدایش معکوس)

در این نوع جدایش، تغییرات ترکیب شیمیایی و فازها در مقیاس ضخامت محصول تولید شده، بررسی می شود. یکی از انواع جدایش درشت، جدایش معکوس است که تنها در مورد آلیاژهایی که در حین انجماد دچار انقباض

می شوند، مشاهده می شود. در آلیاژهای Al نیز که در حین انجماد با انقباض قابل ملاحظه ای همراه می باشد، این نوع جدایش متداول است.

8. مکانیسم جدایش معکوس

در اثر وقوع جدایش ریز، عناصر حل شده به طرف فصل مشترک پس زده می شوند و در مذاب جلوی آن متمرکز می شوند. این موضوع با توجه به ضریب توزیع کمتر از یک در این آلیاژها طبیعی است. با تشکیل اولین پوسته های جامد و در نتیجه ایجاد نیروهای انقباضی، مذاب غنی از عناصر حل شده به صورت جریانی روبه عقب (از مرکز شمش به سطح آن) به درون مجرای بین دندریتی رانده می شود، در نتیجه این عمل، غلظت عناصر آلیاژی در مجاورت سطح شمش یا قطعه در مقایسه با مرکز آن، افزایش می یابد.

برای وقوع جدایش معکوس علاوه بر لزوم وقوع انقباض حجمی در حین انجماد، حضور فصل مشترک ناهموار متشکل از دندریت های پیچیده به همراه رشد ستونی، ضروری می باشد. به همین دلیل در آلیاژهای حاوی مقادیر بالا از عناصر آلیاژی که دارای دامنه انجماد طولانی نیز هستند، این نوع جدایش شدیدتر است.

9. فازهای غیر تعادلی در آلیاژهای Al در اثر جدایش

در شرایط غیرتعادلی انجماد (شرایط عملی) علاوه بر ایجاد تغییرات در مقدار و چگونگی توزیع فازهای تعادلی، فازهای دیگر نیز به وجود می آیند که در شرایط تعادلی امکان وجود نداشته اند. در تشکیل این فازها، پدیده جدایش نقش بسیار مهمی دارد، به گونه ای که به ازای مقادیر بسیار کم از عناصر آلیاژی تشکیل فازهایی که در شرایط تعادلی به مقادیر بیشتری از این عناصر نیاز دارند نیز امکان پذیر است. در آلیاژهای Al تحت شرایط مختلف سرد شدن (سرعت های سرد شدن مختلف)، فازهای متنوعی به وجود می آیند. براساس تحقیقات انجام شده، فازهای اصلی موجود در این آلیاژها به غیر از فاز محلول جامد α -Al فازهای Mg_2Si ، Al_2CuMg ، Al_2Cu می باشند که معمولاً تحت شرایط تعادلی نیز وجود دارند. علاوه بر این فازها، فازهای دیگری مانند Al_7Cu_2Fe ، $MnAl_6$ ، $FeAl_3$ و $\alpha Al(Mn, Fe)Si$ نیز در این آلیاژهای Al شناسایی شده اند.

10. تاثیر جدایش روی خواص فیزیکی و مکانیکی

وجود هر گونه غیریکنواختی و ناهمگنی ساختاری می تواند باعث پایین آمدن قابلیت کاربردی محصول و کاهش بازده آن شود. پدیده جدایش ریز و درشت که از عوامل مهم ناهمگنی می باشد نیز در این راستا نقش مهمی

دارد. بطور کلی ریز جدایش قادر است بر تمامی خواص و مشخصات متالورژیکی تاثیر بگذارد. مقدار این تاثیر به شدت آن و نوع آلیاژ وابسته می باشد.

11. کنترل جدایش حین انجماد

با توجه به نقش جدایش در خواص قطعه تولیدی، تهیه محصولات با کیفیت مطلوب مد نظر قرار می گیرد. از طرفی چون جدایش در حین انجماد صورت می گیرد، این امر نیز با کنترل لهای حین انجماد میسر است. همانطور که ذکر شد علت اصلی جدایش، وجود اختلاف غلظتی بین جامد و مایع در فاصله انجمادی می باشد. این مادون انجماد ترکیبی در جلوی فصل مشترک جامد/مایع باعث ایجاد مکانیسم رشد دندریتی می شود. مقدار و چگونگی جدایش به فاصله انجمادی در آلیاژ وابسته می باشد. لذا با کنترل عرض منطقه انجمادی می توان کنترل موثری بر جدایش داشت. فاصله بین نوک دندریت تا ریشه آن بیان کننده دامنه انجمادی است و از این رو هرگونه تغییری در این مقدار، نشانگر تغییر در دامنه انجماد می باشد و با تغییر در فاصله بین بازوهای دندریتی همراه است. در ادامه عوامل موثر را بررسی می کنیم.

12. سرعت سرد شدن در انجماد

سرعت سرد شدن به عواملی همچون ویژگی حرارتی قالب و مذاب، مقاومت حرارتی فصل مشترک، مدول قطعه و ضخامت قالب بستگی دارد. سرعت سرد شدن و ریخته گری از اهمیت بالایی برخوردار است زیرا علاوه بر افزایش تولید، نقش بسیار موثری کیفیت متالورژیکی و خواص مکانیکی محصول دارد. با افزایش سرعت سرد شدن ضمن از بین رفتن یا کاهش ناهمگنی ها، خواص مکانیکی به طور قابل ملاحظه ای بهبود می یابد. نتایج نشان دهد که در اکثر آلیاژها، تنها عوامل موثر بر دامنه جدایش (فاصله میان بازوهای دندریتی) در یک آلیاژ معین، سرعت سرد شدن و یا زمان انجماد موضعی است. دامنه جدایش با سرعت سرد شدن نسبت معکوس دارد و با زمان انجماد موضعی نسبت مستقیم دارد. بر این اساس تنها روش جهت کاهش موثر دامنه جدایش در مقیاس ریز و درشت در قطعات ریختگی، تغییر شرایط جریان حرارتی در فلز در حال انجماد است. روش های موثر در این ارتباط، روش هایی هستند که افزایش سرعت سرد شدن موضعی و کاهش اندازه منطقه خمیری را موجب شوند تا در نتیجه آن دامنه جدایش و یا فاصله بازوهای دندریتی و جدایش درشت، کاهش یابد.

برخی از روشهای مورد استفاده عبارتند از :

1-12. استفاده از ذوب طبیعی

انتخاب ذوب نامناسب به عیوبی همچون مک و حفره های گازی و انقباضی و جدایش شدید منجر می شود.

معمولا با انتخاب ذوب، زمان انجماد نیز زیاد شود. این امر در آلیاژهایی که دارای هدایت حرارتی بالا هستند (مانند آلیاژهای Al) از شدت بیشتری برخوردار است. زیرا افزایش ذوب باعث گرم شدن قالب و کاهش قدرت تبریدی آن می شود (به استثناء قالبهای آب گرد). با توجه به اینکه سرعت نسبی حرکت نوک و ریشه دندریت ها، در هر نقطه عرض منطقه خمیری را تعیین می کند بنابراین حضور ذوب در قسمت نوک دندریت موجب می شود که سرعت پیشروی آن نسبت به ریشه به تاخیر افتد و کاهش عرض منطقه خمیری را سبب می شود. در نتیجه این حالت دندریت های ریز با شاخه های زیاد ایجاد شده و ریزجدایش و درشت جدایش به مقدار قابل ملاحظه ای کاهش می یابد. لازم به ذکر است که این اثر فقط در شرایطی وجود دارد که مذاب بین دندریتی حرکت نداشته باشد و قدرت تبریدی قالب نیر ثابت باشد.

2-12. استفاده از ذوب مصنوعی

در این روش حرارت به صورت کنترل شده در خط مرکزی شمش هدایت شود که این کار می تواند با فرو بردن یک مقاومت حرارتی در مذاب صورت گیرد سپس جابجایی شدیدی به منظور انتقال حرارت به سوی نوک دندریتها در مذاب جلوی آن برقرار می شود. اثر این روش در آن است که مقدار کمی از حرارت در قسمت نوک دندریت، حرکت این قسمت را نسبت به قسمت انتهایی (ریشه) به تاخیر می اندازد و در نتیجه آن با کوتاه شدن منطقه خمیری و کاهش دمای انجماد موضعی، دامنه جدایش کاهش می یابد.

3-12. اتلاف حرارت از سطح جانبی

در صورتی که علاوه بر انتقال حرارت موازی با خط مرکزی شمش، اتلاف حرارتی در امتداد عمود بر آن وجود داشته باشد، عرض منطقه خمیری و زمان انجماد موضعی کاهش می یابد.

4-12. درشت شدن دندریته ها

درشت شدن دندریته به دلیل اثر بر روی فاصله بین بازوهای دندریته، بر روی جدایش اثرگذار است. پدیده درشت شدن دندریته، به ذوب و محو شدن بعضی از شاخه های پایدار دندریته در طول فاصله انجمادی اطلاق می شود. عامل اصلی این پدیده، کاهش مساحت فصل مشترک جامد/مایع و رسیدن به حالت پایدار است.

5-12. فاصله ی بین بازوهای دندریته

فاصله میان بازوهای دندریته همواره به عنوان معیار اصلی در سنجش شدت جدایش مورد استفاده قرار می گیرد. رابطه زمان انجماد موضعی و فاصله بین بازوهای دندریته به صورت معادله زیر می باشد:

$$d = C \cdot \Delta T_{LS}^{1/3}$$

که در آن C مقدار ثابت و به آلیاژ وابسته است. این رابطه برای آلیاژ Al با Cu 4/5% به صورت زیر در می آید:

$$d = 7.5\theta^{0.39}$$

که در آن d فاصله میان بازوهای دندریته بر حسب μm ، θ زمان انجماد موضعی بر حسب ثانیه هستند.

معمولا به دلیل دشوار بودن اندازه گیری فاصله بین بازوهای اولیه دندریته، این اندازه گیری برای بازوهای دندریته ثانویه انجام می شود.

13. تاثیر جابجایی مذاب بر پدیده جدایش

جابجایی در مذاب می تواند به دو صورت طبیعی و مصنوعی باشد. در بسیاری از منابع از جابجایی طبیعی به عنوان عامل بسیار مهم در وقوع جدایش درشت یاد شده است. علت اینست که این نوع جدایش اصولا در اثر انتقال مذاب غنی از عنصر حل شده به نقاطی ویژه حاصل می شود و عامل اصلی این انتقال نیز جابجایی طبیعی مذاب است. اصولا میزان تاثیر جابجایی مصنوعی روی جریان بین دندریته و در نتیجه جدایش درشت، در حضور جابجایی طبیعی بسیار کم است. از طرفی جابجایی مصنوعی از طریق تغییر در شکل و اندازه دانه ها بر روی جدایش اثرگذار است.

معمولا جابجایی درازبین بردن جدایش اثر دارد و برای ریزجدایش باید از عملیات حرارتی استفاده نمود. کنترل درشت جدایش تنها در حین انجماد آلیاژی امکان پذیر است و بهترین روش کنترل آن نیز توسعه انجماد محوری و ساختار ریزدانه می باشد. در اثر ارتعاش، دانه ها ریز می شوند.

روش های مختلف ایجاد حرکت مصنوعی می تواند در ایجاد ساختار دانه ریز موثر باشد. پروفیل غلظتی در شمش های آلومینیوم به ضریب توزیع K ، وابسته است که ممکن است کمتر یا بیشتر از یک باشد. این ضریب به صورت شیب لیکوئیدوس به سالیدوس در دیاگرام دوتایی عناصر خاص در Al تعریف می شود. در این حالت جدایش منفی در مرکز و جدایش مثبت در میانه شعاع یا ضخامت شمش وجود دارد و در سطح شمش نیز تهی شدن از عناصر به همراه جدایش مثبت شدید وجود دارد.

درغیاب درشت جدایش، انحراف شامل خط افقی در نظم صفر می باشد. عناصر خاصی که با Al واکنش پری تکتیک دارند (مثل Cr و Ti با $K > 1$) تمایل به جدایش در آنها متضاد با حالتی است که در آن عنصر آلیاژی تمایل به ترکیب یوتکتیکی دارد (مثلا در مرکز دچار جدایش مثبت می شوند). علاوه بر این مشاهده می شود که گسترش انحراف عناصر آلیاژی مختلف (با $K > 1$) در آلیاژهای تجاری Al ، در ارتباط با مقدار ضریب توزیع می باشد. اگر K نزدیک به یک باشد، بیان کننده فاصله نزدیک جامد و مذاب است و بنابراین تمایل کمی برای جدایش وجود دارد. از طرف دیگر مقادیر خیلی کمی از یک برای K باعث جزء بندی شدید در عناصر آلیاژی می شود.

جدایش درشت به صورت زیر قابل بیان است :

$$1. \text{ انحراف نسبی غلظت از مقدار میانگین (بصورت کسری یا در صدی) } = \frac{C_i - C_0}{C_0}$$

$$2. \text{ مقدار جدایش یا درجه جدایش (بصورت درصد) } = C_i - C_0$$

$$3. \text{ نسبت جدایش یا ضریب } = \frac{C_{max}}{C_{min}} \text{ یا } \frac{C_{max} - C_{min}}{C_0} \text{ (بصورت درصد یا کسری)}$$

که در آن C_i غلظت میانگین در مکان خاص، C_0 ترکیب آلیاژی میانگین یا اسمی می باشد. C_{max} و C_{min} ترکیب ماکزیمم و مینیمم غلظت هستند.

حرکت نسبی بین فازهای جامد و مذاب و زدن عناصر حل شده توسط جامد، دو شرط ضروری برای ایجاد درشت جدایش می باشد. برای بیان وابستگی درشت جدایش به این دو شرط باید المانی در نظر بگیریم. در این حالت، مذاب به صورت مستقیم به سمت پایین حرکت می کند و از منطقه گرم به سمت منطقه گرم حرکت می

کند. از آنجائیکه در سطح بالایی المان حجم کسر جامد کمتر از سطح پایین است، مقدار غنی شده مذاب از عناصر کمتر است. بنابراین مذاب غنی شده از عناصر حل شده که در سطح زیری جریان می یابند با مذابی که کمتر از عناصر آلیاژی غنی شده و از سطح بالایی وارد شده، جایگزین می شود. در نتیجه حجم در نظر گرفته شده رقیق می شود. غنی شدن فاز مذاب به صورت مستقیم در ارتباط با دما می باشد. ممکن است چنین نتیجه گیری شود که وقتی جهت جریان مخالف گرادیان دمایی است، جدایش منفی تمایل به ایجاد دارد. انقباض انجمادی، در حجم مورد نظر درشت جدایش را در جهت دیگر تحت تاثیر قرار می دهد. انقباض فضای خالی را به جای می گذارد که باید توسط جریان پر شود. بنابراین جرم جریان یافته کمتر از مقداری است که برای پر کردن نیاز است.

ساده ترین روش برای توضیح درشت جدایش اینست که فرض کنیم جبهه پیش رونده انجماد، مذاب غنی شده از عناصر حل شونده را ($K < 1$) به سمت بخش گرم تر مثلا مرکز هول می دهد. در واقع نیرو محرکه انتقال فاز مذاب جریان همرفت یا جریان ناشی از انقباض حاصل از انجماد می باشد. این نوع از درشت جدایش به نام جدایش نرمال است.

مدل درشت جدایش که اغلب در شمش ها و بیلت های ریخته گی مشاهده می شود، برخلاف نوع نرمال می باشد. در این حالت محیط قطعه ریخته شده غنی از عناصر حل شونده است در حالی که مرکز آن دچار کمبود عناصر حل شونده می باشد. این نوع از جدایش به جدایش معکوس معروف است و در آلیاژهای غیر آهنی که شامل Al نیز می شود، دیده می شود.

شکل نهایی جدایش معکوس، ذوب شدن یا نشست در سطح قطعه ریخته گی زمانی که مذاب غنی از عناصر حل شونده در میان لایه آخر نفوذ می کند و در سطح منجمد می شود، می باشد. به طور واضح در این حالت مذاب غنی از عناصر حل شونده در خلاف جهت جبهه انجماد حرکت می کند.

از دیدگاه پدیده شناسی می توان چندین نوع از حرکت نسبی که در حوضچه بیلت در طی ریخته گی DC رخ می دهد را جدا کنیم:

- جریان Thermo-Solutal در حوضچه مذاب در اثر گرادیان دما و غلظت و نفوذ جریان همرفت به منطقه خمیری شمش در حال انجماد.
- انتقال دانه ای جامد شده در منطقه دوغابی در اثر نیروی ثقل و نیروهای شناوری، جریا نهی همرفت یا Forced.
- جریان مذاب در منطقه خمیری که انقباضات انجمادی را تغذیه می کند.

- جریان مذاب در منطقه خمیری در اثر فشار متالواستاتیک.
- جریان مذاب در منطقه خمیری در اثر تغییر فرم (مثل انقباض حرارتی) شبکه جامد.
- جریان اجباری (Forced) مذاب در اثر ریختن، خروج گاز، به هم زدن، ارتعاش، حفره زدائی، چرخش و غیره، که به منطقه خمیری و دوغابی نفوذ کرده و یا جهت جریان همرفت را تغییر می دهد.
- جریان ناشی از انقباض.

به خوبی شناخته شده است که یکی از دلایل جدایش معکوس (منفی) خط مرکزی، انقباض حجمی در حین انجماد می باشد (در مورد Al حدود 6-8 درصد حجمی) و جریان مذاب همراه آن سعی در جبران انقباض دارد.

پراکندگی انقباضات ناشی از جریان در منطقه بین شبکه دندریتی مخصوص است. دلیل این پدیده، اختلاف ترکیبی بین ترکیب میانگین (اسمی) و ترکیب مذاب تغذیه می باشد که در منطقه خمیری بزرگتر از منطقه دوغابی است.

14. آماده سازی نمونه برای بررسی جدایش

برای بررسی اثر دانه های درشت در درشت جدایش، دو حالت استفاده از ریز کننده دانه و عدم استفاده از ریز کننده دانه در آلیاژ 2024 مورد بررسی قرار می گیرد. برای این منظور یک بیلت استوانه ای با طول 1500mm با یک تش سر (HOT TOP) با قطر 200mm ریخته شده است. این آلیاژ دارای ترکیب $3.5Cu, 1.041Mg, 0.037Mn, 0.14Fe$ به همراه $0.01Si$ بر حسب درصد وزنی می باشد که در دمای $720^{\circ}C$ ریخته گری می شود. سرعت جریان آب و سرعت ریخته گری $120mm \cdot min^{-1}$ و 80 می باشد. ریخته گری با سرعت $80mm \cdot min^{-1}$ شروع شده و پس از رسیدن به طول مناسب ($\sim 250mm$) و حالت پایدار، ریز کننده دانه که شامل $1\%B$ و $3\%Ti$ می باشد اضافه شد و ریخته گری با سرعت قبل ادامه پیدا کرد. وقتی $150mm$ دیگر از بیلت ریخته شد، سرعت ریخته گری به $120mm \cdot min^{-1}$ افزایش یافت و پس از پیشروی $150mm$ دیگر از طول بیلت ریز کننده دانه دوباره اضافه شد. در جدول (3) ترکیب آلیاژ و جزئیات ریخته گری آورده شده است.

جدول (3): ترکیب آلیاژ و روش ریخته گری آنها

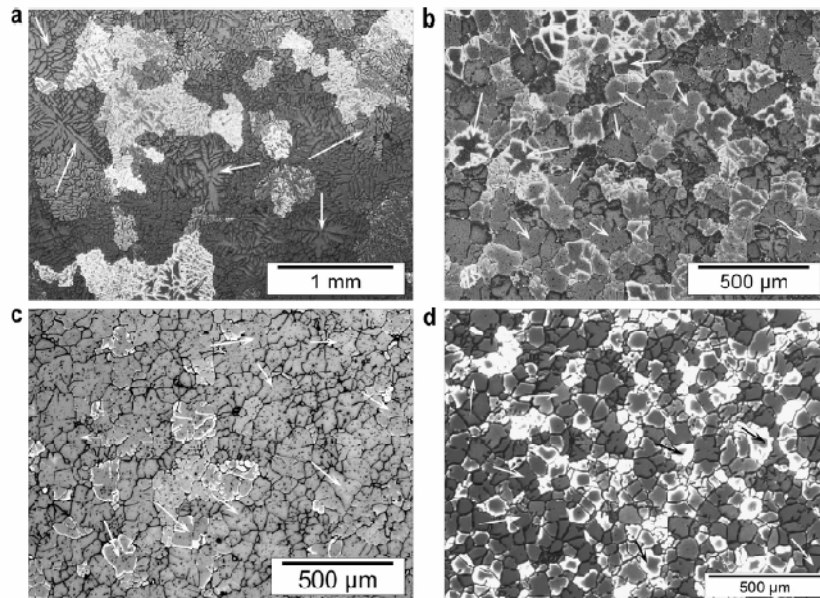
Alloy	Casting speed (mm min ⁻¹)	Ti (wt.%)	Composition (wt.%)
NGR80	80	<0.001	3.5 Cu, 1.41 Mg, 0.37 Mn, 0.14
GR80	80	0.006	Fe, 0.01 Si
GR120L	120	0.008	
GR120H	120	0.04	

شمش ها به صورت طولی از مرکز برش خورده و شمش های (bar) مستطیلی شکل با حدود 20mm عرض و 20mm ارتفاع به صورت افقی و در راستای قطر بریده شدند . برای برقراری شرایط پایدار شمش ها را از سطحی حدود 200mm پایین تر از سطح شروع تغییر سرعت بردند . سایر مشخصات نمونه گیری و آماده سازی در مرجع شماره آورده شده است . درشت جدایش عبارتست از توزیع غیرهمگن عناصر آلیاژی در قطعه ریختگی . دلیل اصلی برای جدایش، جدایش عناصر محلول بین فازهای جامد و مذاب در طی انجماد می باشد . در مورد آلیاژهای هایپووتکتیک آلومینیوم، فاز مذاب غنی و فاز جامد تخلیه شده از عناصر آلیاژی می باشند . در این مورد ضریب توزیع عناصر کمتر از واحد می باشد و بدین معنی است که غلظت عناصر در جامد کمتر از مذاب می باشد . در مورد عناصری با ضریب توزیع بزرگتر از واحد مانند تیتانیوم در آلومینیوم، فاز جامد در طی انجماد از عناصر آلیاژی غنی می شود. توزیع غیرهمگن عناصر در طی انجماد و در مقیاس ابعاد دانه به عنوان ریزجدایش می باشد و در اثر نفوذ غیرکامل رخ می دهد . در عمل این پدیده اثر مهمی نیست و با عملیات همگن سازی نمونه قابل رفع می باشد . آنچه که باعث تبدیل جدایش در مقیاس میکروسکوپی با مقیاس ماکروسکوپی می شود، حرکت نسبی بین فازهای مذاب و جامد در منطقه دوفازی ریخته گری می باشد . مکانیسم چنین حرکتی همان مکانیسم درشت جدایش می باشد . برخی از این مکانیسم ها در قسمت بالایی منطقه دوفازی، بعنوان مثال در منطقه دوغابی که در آن کسر مذاب بالاتر از مقدار کوهرنسی می باشد، رخ می دهند . در این مورد جابجایی حرارتی - ترکیبی باعث حرکت ماکروسکوپی فاز مایع، نفوذ آن به منطقه دوغابی و حرکت عناصر حل شونده در جهت جریانه ای جابجایی می شود.

علاوه بر این جریانه های جابجایی باعث از بین بردن (pick up) فقیر شدن دانه های جامد آزاد شناور از عناصر حل شونده (solute-lean) و انتقال آنها بدرون منطقه دوغابی تا وقتی که حرکت وجود دارد، می شود.

15. نتیجه گیری مدل جدایش

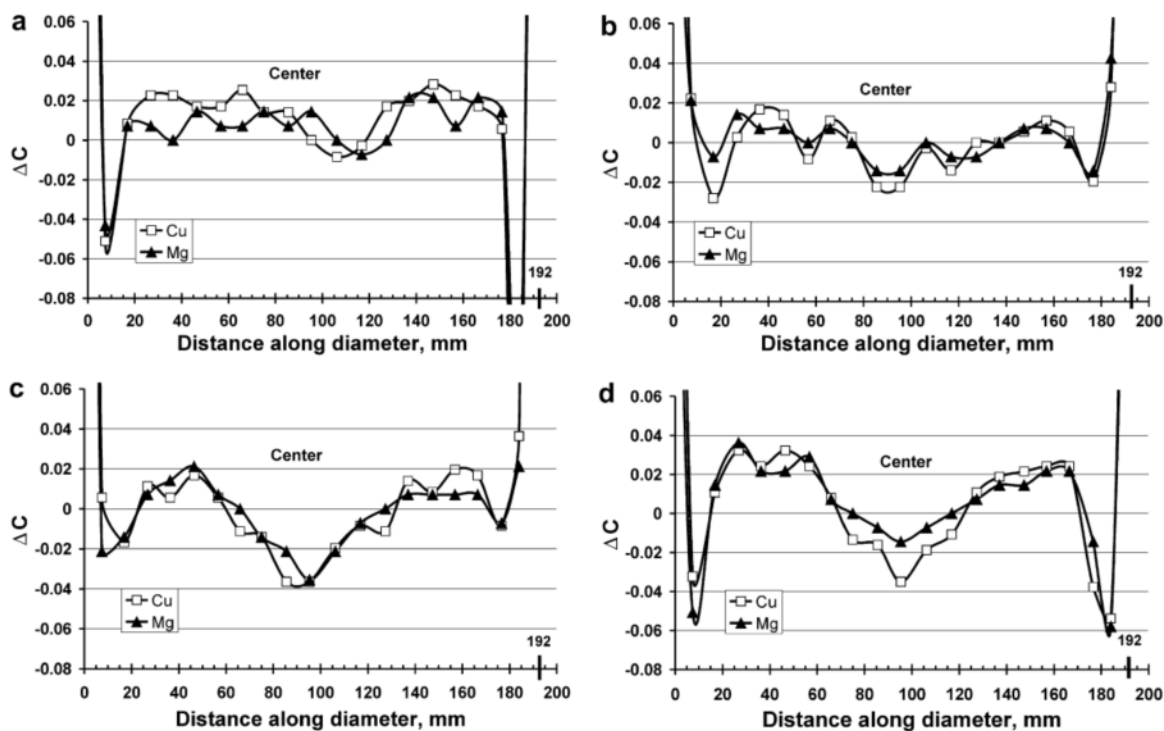
ساختار همه آلیاژها هم محور و دندریتی بوده است. افزودن ریز کننده دانه باعث کاهش محسوسی در اندازه دانه شده است که در شکل (8) آورده شده است. اندازه دانه در موقعیت مرکز بیلت از حدود 275mm در نمونه بدون ریز کننده (NGR80) تا 80mm- در نمونه با ریزکننده دانه (GR80,GR120L,H) تغییر کرده است. برای تمام ترکیبات آلیاژی مطالعه شده، ساختار دوگانه دانه ای مشاهده شده است. اندازه DAS در نمونه دانه درشت 60-70 mm و در نمونه دانه ریز 22-25 mm می باشد. سلولهای دندریتی ریز و درشت به وضوح در ساختار آلیاژ NGR80 با کسر حجمی 35% دانه درشت قابل تشخیص می باشد (شکل 8a).



شکل (8): ساختار دانه های دوگانه در مرکز بیلت 2024 (a) NGR80 (b) GR80 (c) GR120L (d) GR120H سلولهای دانه درشت با فلش نشان داده شده است.

جدایش دانه های درشت و ریز از یکدیگر در آلیاژ با ریزکننده دانه، بدلیل وجود شاخه ای شدن دانه های ریز و دسته ای شدن دانه های درشت، دشوارتر می باشد (شکل 8c و 8b) با این وجود آنالیز ساختار نشان می دهد که مقدار دانه های درشت با ریز کننده دانه، حدود 65% حجمی افزایش می یابد. در مورد آلیاژهای Ti بالا (GR 120H) اختلاف واضحتر شد که در آن DAS در ساختار درشت دانه 50mm و در ساختار ریز دانه 17mm و کسر حجمی دانه های درشت حدود 75% می باشد. (شکل 8d)

افزایش مقدار دانه های شناور با ریزکننده دانه کاملاً منطقی به نظر می رسد، در صورتی که این حقیقت را در نظر بگیریم که کسر جامد همراه با کوهر نسی در مواد ریز دانه افزایش می یابد . این افزایش می تواند از 0.23 تا 0.5-0.45 با افزودن 0.06-0.1% Ti به آلیاژ Al-4%Cu باشد. این نکته قابل توجه است که در آلیاژهایی که دانه های آن ریز شده اند، دانه های درشت بیان کننده ساختار حجم می باشد. بنابراین این دانه های شناور فاکتور تعیین کننده ساختار بیلت می باشند. درشت جدایش اندازه گیری شده در طول قطر بیلت در شکل (9) نمایش داده شده است . ریز کننده های دانه، حالت درشت جدایش و گسترش غیر همگنی شیمیایی را شدیداً تغییر نمی دهد (شکل 9a و 9b).



شکل (9) : تصویر درشت جدایش تجربی در بیلت های ریخته گری (a) 2024 (b) NGR80 (c) GR80 (d) GR120L

افزایش ظاهری در جدایش منفی خط مرکزی در شکل (9a) نسبتاً کوچک است، مخصوصاً زمانی که افزایش چشمگیری در مقدار دانه های درشت (از 35-65vol%) ایجاد می شود و بهسازی ساختار سراسری به حساب آورده می شود.

افزایش سرعت ریخته گری ، درشت جدایش راد ر مرکز شعاع بیلت بیشتر مشخص می کند (شکل 9c و 9d). این اثر به خوبی شناخته شده است و معمولاً توسط عمق حوضچه (sump) تعریف می شود .شیب بیشتر در جبهه انجماد و مطابق آن سهم بیشتر جریان ایجاد شده در اثر انقباض باعث معکوس شدن جدایش می شود . مقدار دانه های درشت در بین نمونه های GR80 و GR120L تغییر نمی کند و در حد 65% حجمی باقی می ماند .بنابراین می توان فرض کرد که دخالت دانه های شناور در هر دو مورد مشابه می باشد که در شکل (9b و 9c) نشان داده شده است.

مقدار بیشتر از ریزکننده دانه سبب ایجاد دانه های درشت بیشتر در مرکز بیلت ، بدون هیچ شاهدهی از درشت جدایش می شود (شکل 9d). در مباحثی که تا کنون انجام شد، فرض بر این بود که دانه های شناور همان دانه های با سلولهای درشت است که از عناصر آلیاژی نیز تهی می باشد.

آنالیزخطی در بین دانه های انتخاب شده با شاخه های دندریتی ریز و درشت انجام شده است . بررسی داده ها نشان می دهد که دانه های درشت ، از عناصرحل شونده تهی می باشد . مینیمم غلظت در مرکز دانه های دندریتی درشت در تمام نمونه های مورد مطالعه بطور مشخص کمتر از سلول های ریز می باشد که در جدول (4) و شکل (10c و 10d) نشان داده شده است . این اختلاف در سرعت های ریخته گری بالاتر و غلظت بالاتر ریزکننده دانه ، اغلب به خاطر افزایش در غلظت اتم حل شونده در سلول های ریز، افزایش می یابد . ممکن است که نفوذ به عقب در ساختار های ریز دانه به خاطر فاصله نفوذ کوتاهتر، موثرتر باشد .علاقه داریم که ریز جدایش Ti در سرعت های ریخته گری بالا در ساختارهای درشت دانه قابل توجه باشد (شکل 10f) در بقیه موارد غلظت تیتانیوم کمتر از حدی است که قابل تشخیص باشد.

جدول (4) : غلظت مینیمم عناصر حل شده در مرکز سلولهای دندریت

Alloy (see Table 1)	Type of cell	Cu (wt.%)	Mg (wt.%)	Ti (wt.%)
NGR80	Coarse	0.71 ± 0.11	0.47 ± 0.06	–
	Fine	1.1 ± 0.17	0.70 ± 0.10	–
GR80	Coarse	0.73 ± 0.09	0.46 ± 0.07	–
	Fine	1.1 ± 0.17	0.70 ± 0.1	–
GR120L	Coarse	0.68 ± 0.1	0.49 ± 0.08	0.04–0.045
	Fine	1.35 ± 0.16	0.97 ± 0.13	–
GR120H	Coarse	0.73 ± 0.13	0.5 ± 0.09	0.09–0.10
	Fine	1.62 ± 0.33	1.2 ± 0.13	–

بنابراین می توان نتیجه گیری نمود که دانه های درشت در مقایسه با دندریتهای دانه ریز، از عناصر تهی می باشند و مینیمم غلظت عناصر حل شونده (Mg , Cu) در این دانه ها با شرایط ریخته گری و بهسازی دانه ها زیاد تغییر نمی کند.

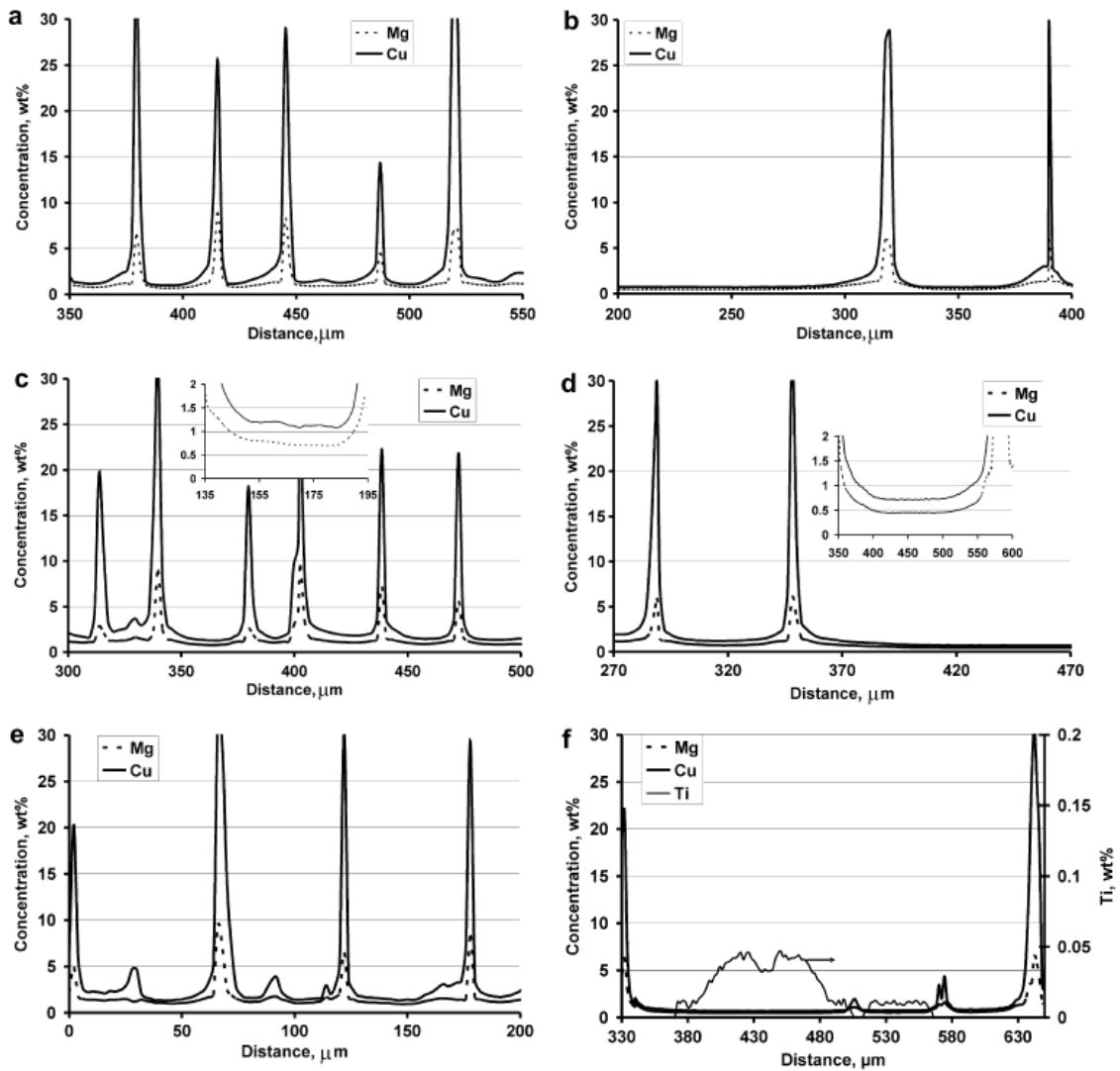
داده های ترکیبی در مورد دانه های درشت و ریز می تواند در فهم پدیده هایی که در تشکیل درشت جدایش نهایی در بخش مرکزی شمش به ماکمک کند . ترکیب حجمی دانه های درشت کمتر از ترکیب اسمی آلیاژ به نظر می رسد . اما ترکیب سطوحی که شامل دانه های ریز می باشند، بالاتر از مقدار اسمی می باشد این پدیده مخصوصاً در نمونه هائی که بهسازی دانه ها در آنها انجام شده و در سرعت کم ریخته گری شده اند دیده می شود (جدول 4 ، GR80). این یافته با نقطه نظر معمول که دانه های ریز، ترکیب اسمی آلیاژ را (در حالت بدون جدایش) دارند، در تناقض می باشد . به نظر می رسد که ترکیب حجمی مناطق با سلول های ریز ، فرصتی برای تخمین سهم مکانیزم های مختلف در درشت جدایش می دهد . با استفاده از داده های جدول (5) و جدول (6) می توان درشت جدایش ناشی از دانه های شناور را از دیگر مکانیزم ها جدا نمود . نتیجه این آنالیز در جدول (7) آورده شده است.

جدول (5) : غلظت میانگین مساحت های اشغال شده توسط سلولهای ریز و درشت در مرکز بیلت ریخته شده در $80\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$

Sample (see Table 1)	Type of cells	Line scan		Area scan	
		Cu (wt.%)	Mg (wt.%)	Cu (wt.%)	Mg (wt.%)
NGR80	Coarse	2.55 ± 0.18	0.96 ± 0.05	2.92	1.08
	Fine	3.9 ± 0.27	1.48 ± 0.12	3.95	1.13
GR80	Coarse	2.19 ± 0.09	0.94 ± 0.08	3.32	1.13
	Fine	4.01 ± 0.28	1.56 ± 0.14	4.38	1.43

جدول (6) : غلظت میانگین مساحت های اشغال شده توسط سلولهای ریز و درشت در مرکز بیلت ریخته شده در $120\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$

Sample	Type of cells	Cu (wt.%)	Mg (wt.%)	Ti (wt.%)
GR120L	Coarse	1.58 ± 0.1	0.8 ± 0.05	0.012
	Fine	3.49 ± 0.29	1.51 ± 0.1	-
GR120H	Coarse	2.37 ± 0.19	1.07 ± 0.08	0.014
	Fine ^a	7.0 ± 3.1	2.4 ± 0.7	-



شکل (10): تصاویر آنالیز خطی EPMA از ساختارهای دانه های مختلف که در مرکز بیلت های ریختگی 2024 یافت شد (a) NGR80 ، سلول های ریز (b) NGR80 ، سلول های درشت (c) GR80 ، سلول های ریز (d) GR80 ، سلول های درشت (e) GR120L ، سلول های ریز (f) GR120L ، سلول های درشت های درشت

جدول (7): نسبت هیپوتکتیک جدایش خط میانی در بیلت های حاوی فقط یک نوع ساختار دانه

Assumption	NGR80		GR80		GR120L	
	ΔCu	ΔMg	ΔCu	ΔMg	ΔCu	ΔMg
100% fine-cells	+0.11	+0.05	+0.15	+0.11	-0.003	+0.07
100% coarse-cells	-0.27	-0.32	-0.37	-0.33	-0.55	-0.43

بطور مسلم دانه های درشت یا شناور قادر به ایجاد جدایش منفی شدید هستند و این اثر وقتی بیشتر محسوس می شود که ریز کننده دانه و سرعت ریخته گری بالاتری مورد استفاده باشد. در واقع ساختاری که شامل دانه های شناور می باشد ممکن است جدایش مرکزی حدود یک برابر بزرگتر از مقادیر مشاهده شده درشت جدایش ایجاد کند (با توجه به داده های شکل 9 و جدول 7) به طور خلاصه ساختاری که شامل فقط دانه های ریز باشد ممکن است جدایش مرکزی مثبتی در سرعت ریخته گری پایین ایجاد کند. در نبود دانه های شناور، مکانیزم اصلی درشت جدایش، مکانیزم جابجایی حرارتی- ترکیبی thermo- solutal convection و جریان ناشی از انقباض خواهد بود. در افزایش سرعت ریخته گری (GR120L)، حوضچه عمیق تر شده و اثر جریان ناشی از انقباض افزایش می یابد. به عنوان یک نتیجه، ساختاری که فقط دانه های ریز را در بر می گیرد که مقادیر کمتری از عناصر حل شونده را نسبت به مایع غنی شامل می شود، توسط جریان انقباضی محو می شود. در همین زمان سهم دانه های درشت قابل ملاحظه می گردد.

می توان نتیجه گرفت که اثر دانه های درشت بر روی درشت جدایش سراسری همیشه منفی است و تاحدی در ساختار دانه ریز شده، بزرگ می باشد.

اثر مناطق دانه ریز غنی شده در ساختارهای دانه ریز شده بیشتر رایج می باشد که می تواند منجر به درشت جدایش مرکزی مثبت، مخصوصاً در سرعت ریخته گری پایین گردد. سهم جریان ناشی از نفوذ شدید جریانهای جابجایی در منطقه دوغابی شمشهای دانه ریز شده به همراه جریان ناشی از انقباض کاهش یافته (hindered) در منطقه خمیری پر دانسیته، جدایش نرمال را تسهیل می کند. [5, 4, 1]

پدیده درشت جدایش در ریخته گری آلیاژهای آلومینیوم بسیار پیچیده می باشد و نمی توان آن را با یک مکانیزم بیان نمود. آنالیز ترکیب شیمیایی دانه های درشت و ریز در بیلت های ریخته گری شده و بدون ریز کننده دانه به ما کمک می کند تا بتوانیم اثر مکانیزم های مختلف را در جدایش مرکزی جدا کنیم. حداقل غلظت های عناصر حل شونده در سلول های دندریتی درشت وابسته به شرایط ریخته گری نیست و ریزکننده های دانه تمایل به افزایش ترکیب با سرعت ریخته گری و ریز کننده ها دارد. دانه های درشت باعث کاهش عناصر حل شونده ای که ضریب جزئی $K < 1$ دارند می شود که ترکیب حجمی این دانه ها با ریزکننده های دانه و افزایش سرعت ریخته گری کاهش می یابد. از طرفی دانه های ریز می توانند غنی از عنصر حل شونده گردند، مخصوصاً در سرعت ریخته گری کم و این حقیقت بیان کننده جریان ناشی از انقباض برای جدایش درشت در سراسر نمونه می باشد.

1. D.G. Eskin, R. Nadella, L. Katgerman, “Effect of different grain structures on centerline macrosegregation during direct-chill casting”, *Acta Material* 56, (2008), 1358–1365
2. P.D. Lee, R.C. Atwood, R.J. Dashwood, H. Nagaumi, “Modeling of porosity formation in direct chill cast aluminum–magnesium alloys”, *Materials Science and Engineering A328*, (2002), 213–222
3. R. Nadella, D.G. Eskin, Q. Du, L. Katgerman, “Macro-segregation in direct-chill casting of aluminium alloys”, *Progress in Materials Science* 53, (2008), 421–480
4. C. J. Vreeman, M.J.M. Krane, F.P. Incropera, “The effect of free floating dendrites and convection on macrosegregation in direct chill cast aluminum alloys Part I: model development”, *International Journal of Heat and Mass Transfer* 43, (2000), 677-686
5. C.J. Vreeman, F.P. Incropera, “The effect of free Floating dendrites and convection on macro segregation in direct chill cast aluminum alloys Part II: predictions for Al±Cu and Al±Mg alloys”, *International Journal of Heat and Mass Transfer* 43, (2000), 687-704
6. H.J. Thevik, A. Mo, T. Rusten “A Mathematical Model for Surface Segregation in Aluminum Direct Chill Casting” *Metallurgical and materials transactions B*, (1999), 135-142