

به نام خدا



# مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

[www.Iran-mavad.com](http://www.Iran-mavad.com)



## انجماد در کامپوزیتهای زمینه فلزی

### ۱-۱) مقدمه:

مطابق تعریف، کامپوزیتهای زمینه فلزی شامل حداقل دو جزء مجزای فیزیکی و شیمیایی بوده، بطوریکه توزیع مناسب آنها خواصی را ایجاد می‌کند که در هر یک از اجزاء به صورت منفرد دیده نخواهد شد و عموماً زمینه یک آلیاژ فلزی است. کامپوزیتهای زمینه فلزی نسبت به فلزات غیر کامپوزیتی دارای مزایایی چون نسبت استحکام به وزن بالاتر، نسبت سفتی به چگالی بالاتر، مقاومت خزشی و سایشی بالاتر، ضریب انبساط حرارتی کمتر و مقاومت بسیار بالاتر نسبت به خستگی چرخه‌ای هستند.

به طور کلی سه نوع کامپوزیت زمینه فلزی وجود دارد. کامپوزیتهای تقویت شده با ذره، کامپوزیتهای تقویت شده با رشته‌های کوتاه یا ویسکر، و کامپوزیتهای تقویت شده با رشته‌های پیوسته یا ورق.

در تولید کامپوزیتهای، علاوه بر بررسی دقیق و صحیح در انتخاب مواد زمینه، باید به مواردی چون سازگاری شیمیایی تقویت کننده و زمینه، توانایی ترشوندگی بالا در سیستم و روش تولید، نیز توجه خاصی صورت گیرد. برای تولید ماده مرکب پر استحکام به یک تقویت کننده مستحکم و یک فصل مشترک قوی بین تقویت کننده و زمینه نیاز می‌باشد. در این رابطه باید به این نکته دقت شود که اگر واکنشهای گسترده‌ای در فصل مشترک زمینه- تقویت کننده در حین فراورش وجود داشته باشد، نمیتوان فصل مشترکی پر استحکام و در نتیجه آن کامپوزیتی مستحکم داشت و عموماً بهترین خواص در یک کامپوزیت هنگامی بدست می‌آید که تقویت کننده و زمینه از نظر فیزیکی و شیمیایی در حالت

همسان باشند. کامپوزیتهای زمینه فلزی در صنایع بسیاری همچون الکترونیک، هوا- فضا، خودرو، راه‌آهن، برق و غیره کاربردهای گسترده‌ای دارند.

کامپوزیتهای زمینه فلزی را می‌توان از طریق فرآیندهای مختلف حالت گاز، جامد و مایع تهیه نمود. اغلب کامپوزیتهای زمینه فلزی از طریق فرآیندهای حالت مایع ساخته می‌شوند. استفاده از روش حالت مایع در فرآیند تولید دارای مزایایی چون سرعت بالاتر تولید، هزینه کمتر و نزدیک به شکل نهایی بودن قطعه تولیدی است.

موانع عمده در برابر فرآیندهای حالت مایع شامل مسائل مربوط به ترشوندگی و واکنشهای نامطلوب بین زمینه و تقویت‌کننده بدلیل دمای کاری نسبتاً بالا است. تکنیک‌های متداول تولید در حالت مایع شامل ریخته‌گری معمولی، ریخته‌گری تلاطمی، ریخته‌گری گریز از مرکز، ریخته‌گری کوبشی (رخنه‌دهی مذاب)، هم رسوبی پاششی و فرآیندهای درجا می‌باشند. [۴]. در ادامه ابتدا هر یک از فرآیندهای بالا و اصول کاری آنها توضیح داده شده و سپس به ارزیابی پارامترهای موجود در سیستم پرداخته می‌شود.

## ۱-۲) ریخته‌گری:

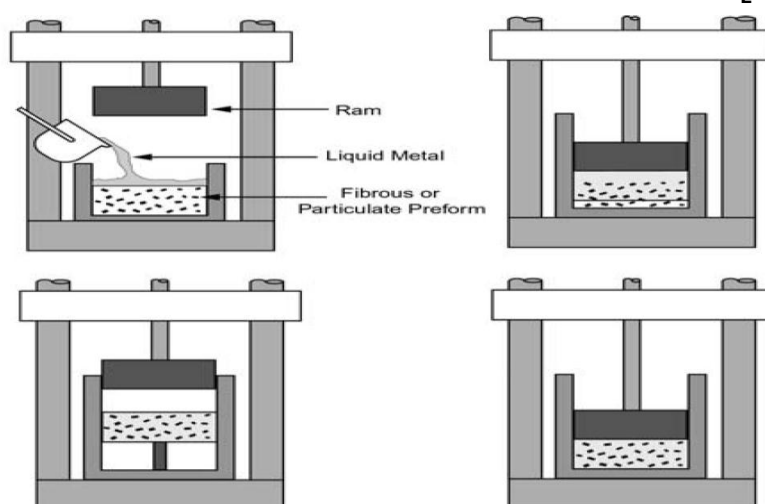
### ۱-۲-۱) ریخته‌گری معمولی، ریخته‌گری تلاطمی و ریخته‌گری گریز از مرکز:

ریخته‌گری کامپوزیتهای زمینه فلزی را می‌توان با تجهیزات معمولی مورد استفاده در ریخته‌گری آلیاژهای فلزی انجام داد. این روش عموماً برای کامپوزیتهای ذره‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد. یکی از مسائل مهم مربوط به تولید کامپوزیتها با این روش، مربوط به مشکلاتی در راه دستیابی به توزیع یکنواختی از ذرات تقویت‌کننده در زمینه بوده که خود بر خواص مکانیکی بسیار تأثیرگذار است. [۴].

بدلایلی که در ادامه عنوان خواهند شد، عموماً در تولید کامپوزیتها، ریخته‌گری معمولی ناکار آمد بوده و از ریخته‌گری تلاطمی استفاده می‌شود.

### ۱-۲-۲) رخنه‌دهی بدون فشار و فشاری مذاب:

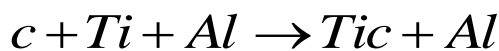
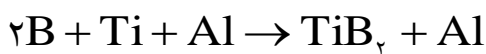
در بین فرآیند تولید کامپوزیتها، فرآیند دیگری از نوع رخنه‌دهی بدون فشار نیز وجود دارد که در آن مذاب فلزی به داخل پیش شکلی از تقویت کننده، نفوذ داده می‌شود. ریخته‌گری فشاری مذاب نیز شامل اعمال نیرو به فلز مذاب جهت ورود آن به درون پیش ساخته‌ای از تقویت کننده است. از مزایای عمده این روش نسبت به روش ریخته‌گری معمولی می‌توان به زمان تولید کوتاهتر، توانایی ساخت اشکال تقریباً پیچیده، حداقل تخلخل باقیمانده بدلیل اعمال فشار و حداقل ساختن محصولات واکنشهای فصل مشترک میان زمینه و تقویت کننده به دلیل زمان تولید کوتاهتر، اشاره کرد. ریخته‌گری کوبشی، برای تولید کامپوزیتهای با کسر حجمی نسبتاً بالایی از تقویت کننده مورد استفاده قرار می‌گیرد. همچنین این روش برای ساخت کامپوزیتهای زمینه فلزی تقویت شده با الیاف پیوسته نیز استفاده می‌شود. [۳].



شکل ۱-۱) شمایی از نوعی فرآیند ریخته‌گری کوبشی. [۳].

### ۱-۲-۳) فرآیندهای درجا:

فرآیندهای درجا را می‌توان به دو گروه عمده فرآیندهای واکنشی و غیرواکنشی تقسیم نمود. در فرآیندهای واکنشی، دو جزء با یکدیگر واکنش کرده و فاز تقویت‌کننده را بوجود می‌آورند. دو مثال از این نوع، ذرات تقویت‌کننده  $TiB$  و  $TiC$  هستند که از طریق واکنشهای زیر تشکیل می‌شوند.

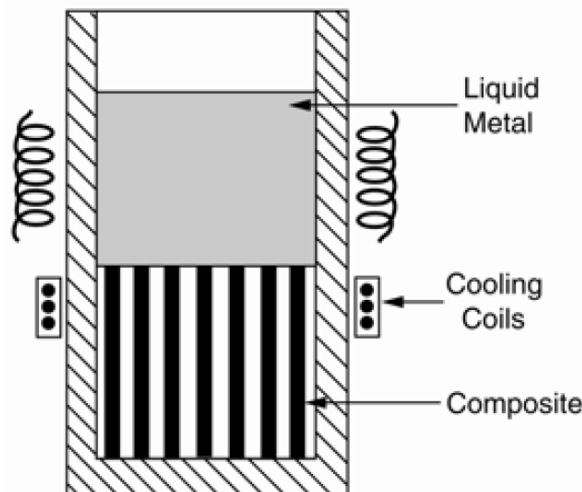


برای دستیابی به اندازه مطلوب ذرات تقویت‌کننده می‌توان از متغیرهای فرآیندی همچون دمای واکنش استفاده نمود. یکی از مزایای اصلی فرآیندهای درجا این است که در آن مشکلات مربوط به ترشوندگی برطرف شده و در نتیجه فصل مشترکی مستحکم بدست خواهد آمد. [۴].

در مورد فرآیندهای غیرواکنشی، انجماد تک جهته‌ی آلیاژهایی با ترکیب یوتکتیک می‌تواند به ریزساختار دوفازی بیانجامد که در آن یکی از فازها به شکل ورقه‌ای یا شبه میله‌ای بوده و تقریباً با جریان حرارت همراه می‌شود. در این نوع انجماد، معمولاً یک جهت رشد ترجیحی وجود داشته و فصل مشترک بین فازها معمولاً کم انرژی است. متغیرهای که در تعیین ریز ساختار از اهمیت بیشتری برخوردارند، شامل شیب حرارتی در فصل مشترک مایع- جامد، و سرعت رشد هستند. می‌توان نشان که فاصله بین میله‌ای یا بین ورقه‌ای ( $\lambda_1$ ) با سرعت رشد، دارای رابطه زیر است.

$$\lambda_1^2 R_G = c \quad \text{(معادله ۱-۱)}$$

که در اینجا C ثابتی است که به سیستم یوتکتیک خاص وابسته است.



شکل ۱-۲) شمایی از فرآیند انجماد جهت دار برای تولید کامپوزیت های در جا.

حال با معرفی اجمالی روشها، به بررسی دقیقتر پارامترها و مسائل مربوط به هر فرآیند می پردازیم و بحث عمده روی پروسه انجماد خواهد بود.

۱-۳) **ذرات و زمینه مذاب:** در کامپوزیتهای زمینه فلزی، توزیع ذرات به طور عمده ای تحت تأثیر پارامترهای فرآیند در مراحل ذوب و انجماد برمی گردد. این مورد توسط عوامل متعددی چون ویسکوزیته مذاب، انتقال حرارت، آگلومراسیون ذرات، شکل و الگوی قالب، واکنشهای فصل مشترک و غیره متأثر می شود. در اینجا به این نکته که تقویت کننده به صورت پیش شکل یا ذره ای باشد نیز باید دقت داشت. عموماً ۲ نوع مانع برای اختلاط تقویت کننده و مذاب وجود دارد و اینها شامل موانع مکانیکی مثل لایه اکسیدی و غیره، و موانع ترمودینامیکی که عموماً در غالب ترشوندگی مطرح می شوند می باشند.

با عملیات ریخته‌گری مناسب می‌توان موانع مکانیکی را بطور عمده‌ای کاهش داد، اما غلبه بر موانع ترمودینامیکی مشکل است. از دیدگاه ترمودینامیک، برای تولید کامپوزیتها، بدلیل ترشوندگی پایین بین فاز تقویت‌کننده و فاز مذاب، نیروی دافعه‌ای بین مذاب و تقویت‌کننده بوجود می‌آید و دلیل این عدم ترشوندگی ضعیف، افزایش انرژی سطحی در هنگام اختلاط دوفاز است. [۲].

### ۱-۳-۱) نفوذ ذرات:

عموماً ذرات سرامیکی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، توسط مذاب فلزی تر نشده و نیاز به یک نیروی محرکه خارجی برای غلبه بر سد انرژی سطحی می‌باشد. این نیرو توسط ایجاد تلاطم در مذاب با استفاده از یک هم‌زدن مکانیکی و یا الکترو مغناطیسی فراهم می‌شود. شیمی آلیاژ، دمای ذرات تقویت‌کننده و سرعت هم‌زدن از مهم‌ترین پارامترهای کنترل‌کننده ترشوندگی ذرات تقویت‌کننده توسط مذاب هستند.

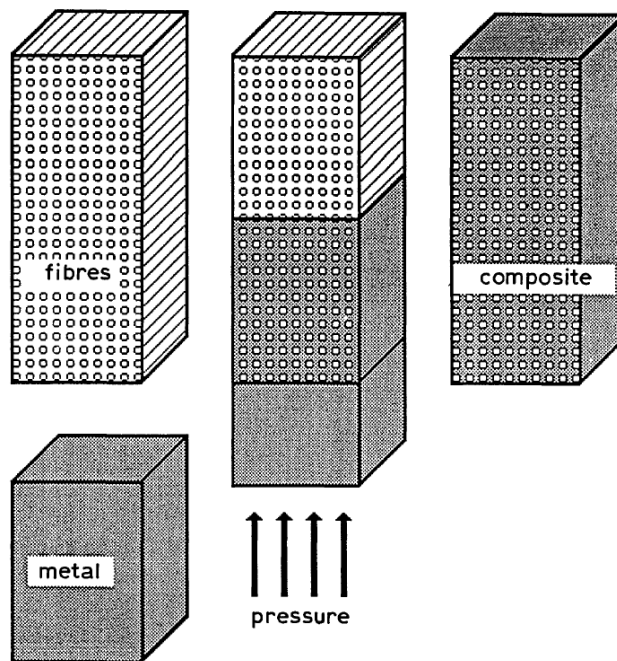
در قسمتهای قبل ذکر شد که یکی از راه‌های مؤثر در مخلوط‌سازی ذرات و مذاب، اعمال نیروی مکانیکی است. ولی طبق مطالعات و نتایج تجربی، مسئله ترشوندگی ضعیف، توسط تلاطم مکانیکی قابل حل شدن نیست. در واقع در صورت استفاده از هم‌زن، بعد از اینکه عملیات ایجاد تلاطم متوقف شد، ذرات به سطح برمی‌گردند. در واقع چون در حین اختلاط ذرات توسط لایه سطحی از گاز محاصره می‌شوند، در مذاب شناور می‌مانند و همین لایه گاز نیز دلیل مهمی برای ترشوندگی ضعیف است. بنابراین، برای رسیدن به ترشوندگی بالا، ضروری است تا لایه گاز اطراف ذرات شکسته شده و مذاب روی سطح ذرات تقویت‌کننده جاری شود که این با اختلاط در حالت نیمه جامد زمینه میسر است. در حالت کاملاً مایع (مذاب)، ذرات منفرد و خوشه‌های ذرات بسادگی در فلزات کاملاً مذاب شناور شده و

بنابراین، در حین اختلاط، نیروهای مکانیکی چندانی به ذرات وارد نمی‌شود و بدین ترتیب، لایه گاز اطراف ذرات تحت تأثیر قرار نمی‌گیرد. البته با تر شدن، ذرات به دلایل وزن مخصوص بالاترشان تمایل به ته‌نشینی پیدا می‌کنند، و اگر چه افزایش ویسکوزیته ظاهری مذاب، از حرکت ذرات کمی جلوگیری می‌کند ولی نمی‌توان از توزیع یکنواخت ذرات در زمینه اطمینان یافت و عملیات هم‌زدن، همراه با کمی افزایش دمای سیستم باید ادامه یابد. [۲]. عموماً بدلیل زبری سطح ذرات، تعیین زاویه  $\theta$  بسادگی امکانپذیر نیست. فاکتورها و عوامل متعددی در این موارد مورد مطالعه قرار گرفته و خواننده برای کسب اطلاعات بیشتر می‌تواند به مراجع شماره (۳ و ۲) مراجعه نماید.

### ۱-۳-۲) رخنه دهی مذاب در پیش شکل:

در فرآیند انجماد کامپوزیتها، ترشوندگی، با اندازه‌گیری کمترین فشار ( $\Delta p$ ) که باید روی مذاب یا به طور معادل روی تقویت‌کننده، بمنظور اختلاط آن دو، اعمال شود، تعیین می‌شود.





شکل (۳-۱) فلز خورانی مذاب در تقویت کننده پیش ساخته

در برخی حالات، طوری است که فلز خورانی بصورت خودبخود انجام شده و نیاز به فشار اضافه‌ای نیست، ولی این موضوع بندرت دیده می‌شود و اغلب ترشوندگی بصورت خودبخود صورت نمی‌گیرد و در نتیجه کار اضافی لازم است تا کامپوزیت ایجاد شود.

اگر فلز خورانی مذاب در پیش شکل، بدون انجام واکنش شیمیایی باشد، کار لازم، بمنظور تولید حجمی از کامپوزیت شامل یک متر مربع سطح مشترک، برابر با جایگزینی سطح مشترک تقویت‌کننده- هوا با انرژی  $\sigma_{SA}$  با سطح مشترک مذاب- تقویت‌کننده با انرژی  $\sigma_{SL}$  است. بنابراین اگر  $\sigma_{SA} > \sigma_{SL}$  باشد، بر طبق اصول ترمودینامیکی، فلز خورانی بصورت خودبخود انجام می‌شود.

از طرف دیگر، اگر  $\sigma_{SA} < \sigma_{SL}$  باشد، فرآیند فلز خورانی بصورت خودبخود صورت نگرفته و برای فلز خورانی نیاز به کار اضافه است.

حداقل فشار لازم برای ترشوندگی خودبخود بصورت زیر تعیین می‌شود:

$$P = \Delta P_{\gamma} = S_f(\sigma_{SL} - \sigma_{SA}) \quad \text{معادله (۲-۱)}$$

که  $S_f$  سطح مشترک در حجم واحد فلز زمینه است.

همچنین معادله انرژی در این مورد، بصورت زیر قابل بیان است.

معادله (۳-۱)

$$\sigma_{SA} - \sigma_{SL} = \sigma_{LA} \cos \theta$$

بنابر رابطه فوق، با افزایش انرژی سطحی تقویت‌کننده - هوا و با کاهش انرژی سطحی مذاب -

تقویت‌کننده، می‌توان ترشوندگی را بهبود بخشید.

حال، حالتی را در نظر می‌گیریم که در آن واکنشهای شیمیایی در سیستم صورت می‌گیرد. واکنشهای

شیمیایی در سطوح مشترک، باعث پیچیدگی روابط مربوط به تعادل انرژی می‌شود. چرا که در این حالت

$\sigma_{SL}$  تابعی از زمان و موقعیت در سیستم بوده و گرمای تولید شده و یا جذب شده در طی واکنشهای

شیمیایی، سینتیک ترشوندگی و فلز خورانی را تغییر می‌دهند و محاسبه فشار لازم در این حالت مشکل

می‌شود. در این صورت باید به تغییرات انرژی آزاد واکنش توجه کرده و در نظر گرفت که مقادیر مؤثر

انرژی سطحی تقویت‌کننده - مذاب، بعنوان تابعی از دما و زمان بوده و حضور لایه واکنشی، از نظر

فیزیکی، باعث تغییر در  $\sigma_{SL}$  می‌شود.

یک نتیجه کاربردی مهم در برگشت ناپذیری مکانیکی، یعنی حالتی که در آن واکنش فصل مشترک

داریم، این است که وجود زاویه تماس کمتر از ۹۰ درجه حتماً دلیلی بر فلز خورانی خودبخود نبوده و

فشار لازم برای هدایت فلز مذاب به داخل پیش شکل تحت تأثیر پدیده‌های مکانیکی میکروسکوپی

پیچیده‌ای قرار می‌گیرد. که مثلاً در طی ترشوندگی محیط متخلخل رخ می‌دهد. [۳].

### ۱-۳-۳) افزایش ترشوندگی:

عموماً ترشوندگی ذرات توسط واکنشهای محدود در فصل مشترک ذره- مذاب و کاهش در چسبندگی لایه اکسیدی روی مذاب، افزایش می‌یابد. فعالیتهای تحقیقاتی زیادی بمنظور توسعه ترشوندگی صورت گرفته‌اند و دسته عمده‌ای از این فعالیتها در ۳ طبقه قرار می‌گیرند: عملیات حرارتی تقویت‌کننده، اضافه کردن عناصر آلیاژی به زمینه و پوشش دادن تقویت‌کننده.

عوامل افزودنی مؤثر در ۲ حوزه عملکردی طبقه‌بندی می‌شوند:

الف) افزودنیهایی که باعث بهبود واکنش تقویت‌کننده و زمینه می‌شوند و ب) افزودنیهای که باعث اصلاح شاخصهای لایه اکسیدی روی مذاب فلز می‌شوند.

این افزودنیها علاوه بر زاویه تماس بر دمای انتقال از ترشوندگی به عدم ترشوندگی نیز تأثیر می‌گذارند و آنرا اصلاح می‌کنند. عملیات حرارتی ذرات تقویت‌کننده قبل از وارد آنها به مذاب، خاصیت ترشوندگی را از طریق دفع گازهای سطحی جذب شده، افزایش می‌دهد. همچنین، پوششهای فلزی روی ذرات سرامیکی، انرژی سطحی جامد را افزایش داده و با تعویض فصل مشترک از فلز- سرامیک به فلز- فلز، باعث بهبود خاصیت ترشوندگی می‌شوند.

پوششها از لحاظ کاری در دو دسته قرار می‌گیرند، دسته اول پوششهایی هستند که جهت واکنش با زمینه طراحی می‌شوند و دسته دوم پوششهایی هستند که جهت واکنش با لایه اکسیدی روی مذاب طراحی می‌شوند. بدین ترتیب گسیختگی لایه اکسیدی راحتتر رخ داده و مقدار فشار اضافی مورد نیاز کاهش می‌یابد. [۳].

### ۱-۴) مذاب فلز و دوغاب کامپوزیت زمینه فلزی:

مذاب فلزات و آلیاژها دارای رفتار نیوتنی بوده و رفتار سیالیت آنها مستقل از سرعت برش است. و عموماً ویسکوزیته‌ای در محدوده  $10^{-2} - 10^{-3} \text{ pa.s}$  دارند.

طبق رابطه آرنیوس، با افزایش دما، ویسکوزیته مذاب کاهش می‌یابد. هنگامی که ذرات تقویت‌کننده به مذاب افزوده شوند، ویسکوزیته مذاب به شدت افزایش پیدا کرده و سیال دارای رفتار غیرنیوتنی می‌شود و در نتیجه رفتار سیالانی مذاب کاهش یافته که این رفتار مربوط به سیال‌های شبه‌پلاستیک است. رفتار سیالانی دوغاب کامپوزیتی، تحت تأثیر عوامل متعددی قرار می‌گیرد. مثلاً واکنش بین تقویت‌کننده‌ها و زمینه خود عامل دیگری است که بر آن تأثیرگذار است. تأثیر دما نیز پیچیده است، در اکثر آلیاژهای متداول ریختگی، سیالیت با افزایش دمای مذاب افزایش می‌یابد و این در حالی است که سیالیت A6061 تقویت‌شده با ذرات Sic (15% Sic) با افزایش دما، کاهش می‌یابد و این بدلیل شکل‌گیری  $\text{Al}_4\text{C}_3$  است که ویسکوزیته دوغاب را افزایش داده و تمایل به آگلومراسیون ذرات را بیشتر می‌کند. همچنین در سیستم‌های دیگر نیز روندهای چندحالتی دیده شده است. [۲].

#### ۵-۱) ریز ساختار انجمادی در حالت تقویت‌کننده ذره‌ای:

هنگامی که دوغاب کامپوزیت، در یک قالب سرد ریخته می‌شود، در مرز قالب، دمای مذاب سریعاً افت می‌کند. در ریخته‌گری کامپوزیته‌ها، یک لایه مرزی وجود دارد که در آن بدلیل اصطکاک در مرزها و مکانیزم رشد دندریتی، مقدار کمی از ذرات به دام افتاده و این باعث می‌شود تا کسر حجمی کمتری از ذرات در لایه مرزی بمانند. [۴].

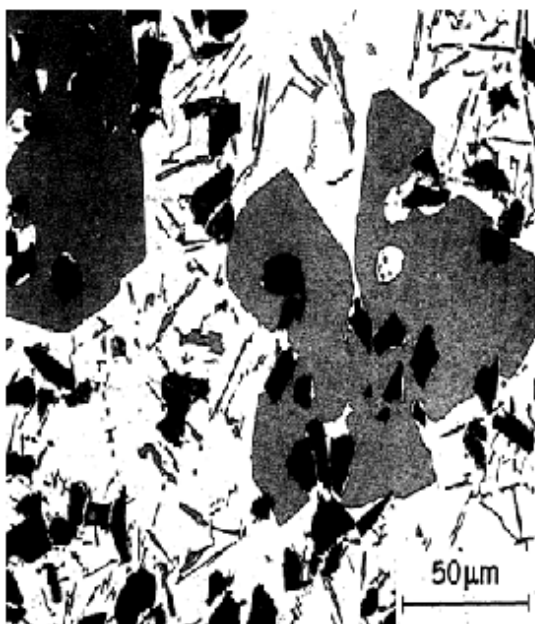
هنگامی که یک فصل مشترک متحرک جامد- مذاب به یک ذره در فاز مذاب برخورد کند، ذره یا به دام می‌افتد و یا توسط جبهه انجماد، پس زده می‌شود. اگر ذره توسط فلز جامد در حال رشد به دام افتد،

توزیع مجدد ذرات در حد بسیار کمی بوده و از این رو توزیع ذره در حالت جامد، مانند یکنواختی آن در حالت مذاب است. اما اگر ذره توسط جبهه انجماد پس زده شود، باز توزیع شده و در نهایت در بخش‌هایی از سیستم موجب جدایش می‌گردد و این خود به فاکتورهای مختلفی وابسته است.

طبق مطالعات انجام شده، عموماً یک سرعت بحرانی انجماد  $VC$  وجود دارد که در کمتر از آن ذره پس زده شده و در بیشتر از آن بدام می‌افتد. این سرعت بحرانی به نوع ذرات در یک زمینه خاص و بسته به نوع زمینه در یک تقویت‌کننده خاص بستگی دارد.

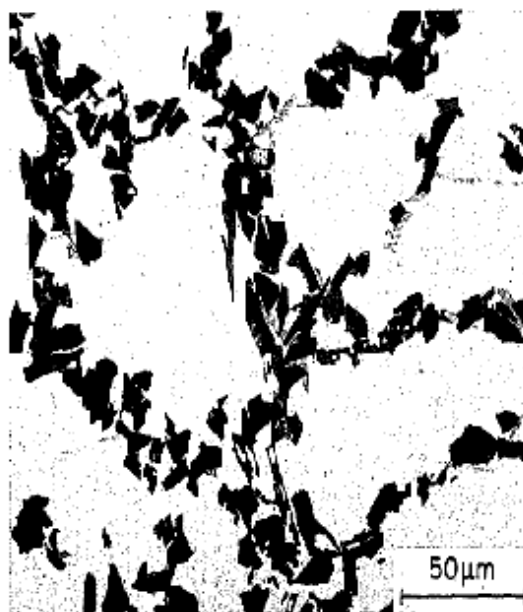
در سیستم‌هایی با انرژی فصل مشترک مشخص، وقتی تغییر انرژی آزاد شبکه در اثر انتقال ذره از مذاب به جامد منفی باشد، حتی اگر نرخ انجماد کم باشد، نیز ذره به دام می‌افتد و اگر این تغییر انرژی مثبت باشد، ذرات در سرعت‌های کم انجماد پس زده شده و در سرعت‌های بالا به دام می‌افتند.

مورد دیگری که در اینجا مطرح می‌شود، مورفولوژی اولیه رشد جامد از زمینه مذاب است. مثلاً اگر ذرات  $SiC$  را در زمینه  $Al-Si$  در نظر بگیریم، دندریته‌های  $Al$  در آلیاژهای هیپوئوتکتیک این سیستم، پس زدن ذرات را تقویت کرده، در حالی که در آلیاژ یوتکتیک، تمایل به دام انداختن ذرات وجود دارد، در واقع مورفولوژی خود بر نحوه سیلان مذاب تأثیرگذار است. [۳]



**Al-16Si-15 vol.-%SiC**

ب



**Al-7Si-15 vol.-%SiC**

الف

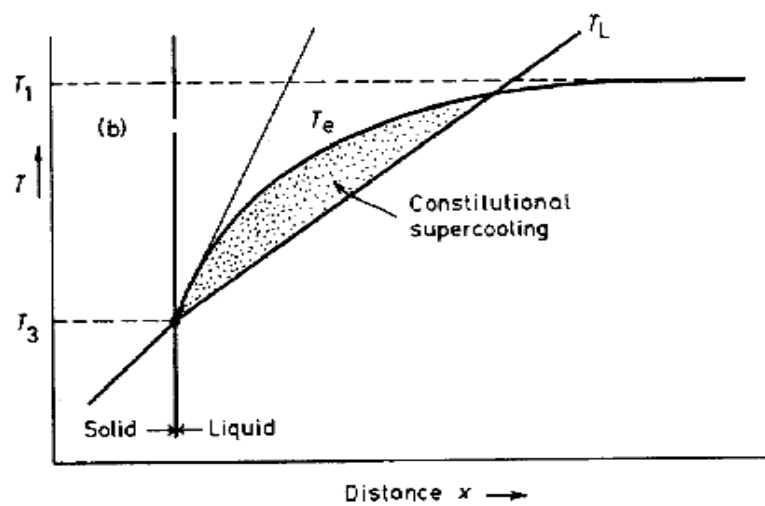
شکل (۴-۱) پس زدن ذرات در شکل (الف) و بدام افتادن ذرات در شکل (ب).

عموماً هنگامی که فصل مشترک جامد/ مایع صفحه‌ای باشد، رابطه  $V_c$  (سرعت انجماد) در برابر قطر ذره بصورت زیر است. که در آن  $C$  ثابتی وابسته به سیستم و  $n$  بین ۳-۵/۰ است.

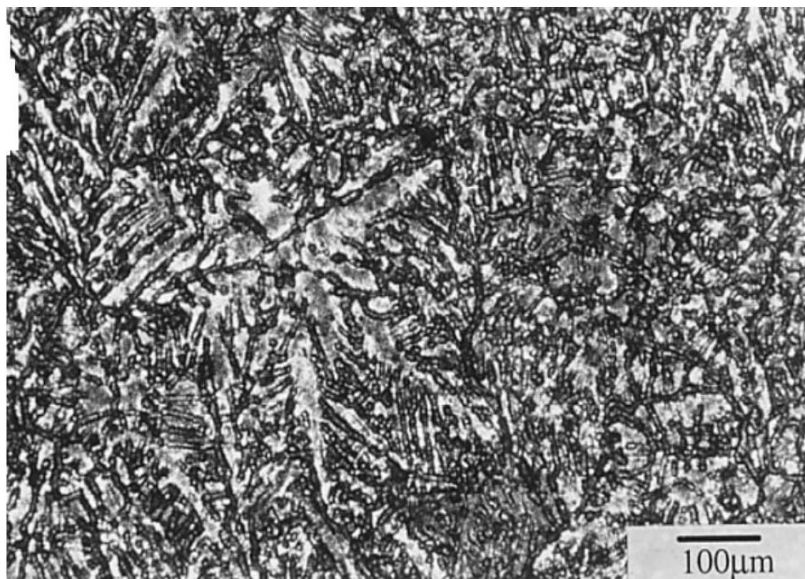
$$V_c d^n = C$$

معادله (۴-۱)

نکته دیگر قابل اشاره در این قسمت به تغییرات مورفولوژیکی جبهه انجماد در اثر تغییرات فوق تبرید ترکیبی بر می‌گردد. پایداری مورفولوژیکی جبهه انجماد مسطح، از نظر تئوری توسط محاسبه سرعت رشد انحرافات سینوسی بی‌نهایت کوچک در جبهه انجماد مسطح، تجزیه و تحلیل می‌شوند. در این مورد در اثر تغییر در گرادیان دمایی و سرعت انجماد ( $\frac{G}{V}$ ) انتقال از حالت دندریتی به سلولی را داریم.

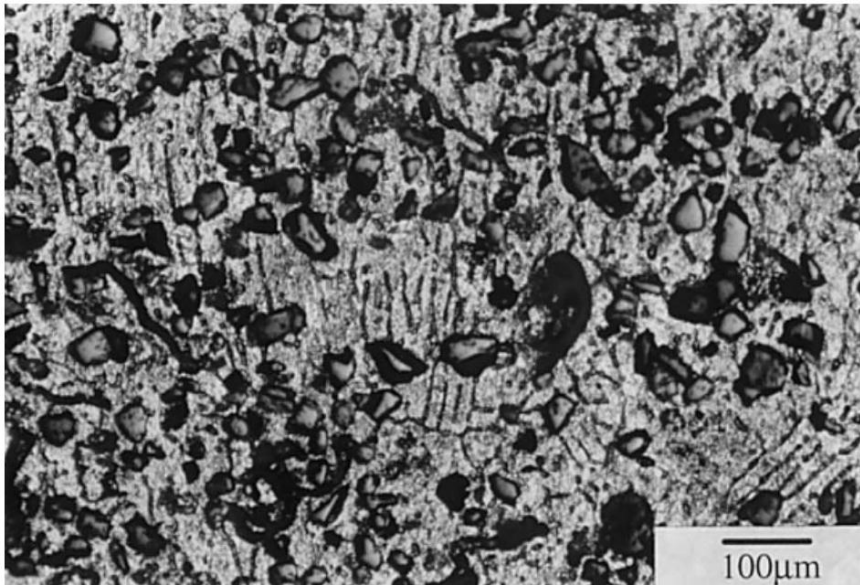


شکل ۱-۵) پدیده فوق تبرید ترکیبی



شکل ۱-۶) ریز ساختار انجمادی منیزیم خالص (دندریتی). [۷].





شکل ۱-۷) ریز ساختار انجمادی منیزیم همراه با تقویت کننده ذره ای سیلیکون کاربید (سلولی). [۷].  
 عموماً برهم کنش‌هایی که بین میدان نفوذی عنصر حل شونده و ذرات تقویت‌کننده صورت می‌گیرد، منجر به رشد سلولی می‌شود و این در صورتی است که در صورت عدم حضور ذرات، رشد دندریتی می‌شود.

#### ۱-۵-۱) برخی مدل‌های مطرح:

با در نظر گرفتن تغییرات انرژی آزاد شبکه در حین انتقال ذره تقویت‌کننده از مذاب به جامد، اگر  $\sigma_{ps} > \sigma_{pl}$  باشد ذرات پس‌زده می‌شوند.  $\sigma_{sp}$  انرژی فصل مشترک جامد- ذره و  $\sigma_{pl}$  انرژی فصل مشترک ذره- مذاب است.

استفاده از مدل‌های بالا، بدلیل این که مقدار انرژی فصل مشترک برای بسیاری از مواد، مخصوصاً آنهایی که شامل عناصر آلیاژی هستند، دقیقاً مشخص نیست، با مشکل روبه‌رو است.

مدل‌های دیگری، شار حرارت را در اطراف ذرات بررسی کرده و بیان شده که اگر  $k_p > k_l$  باشد، (هدایت حرارتی مذاب و ذره)، در جبهه مسطح انجماد، تو رفتگی ایجاد شده و ذره به دام می‌افتند

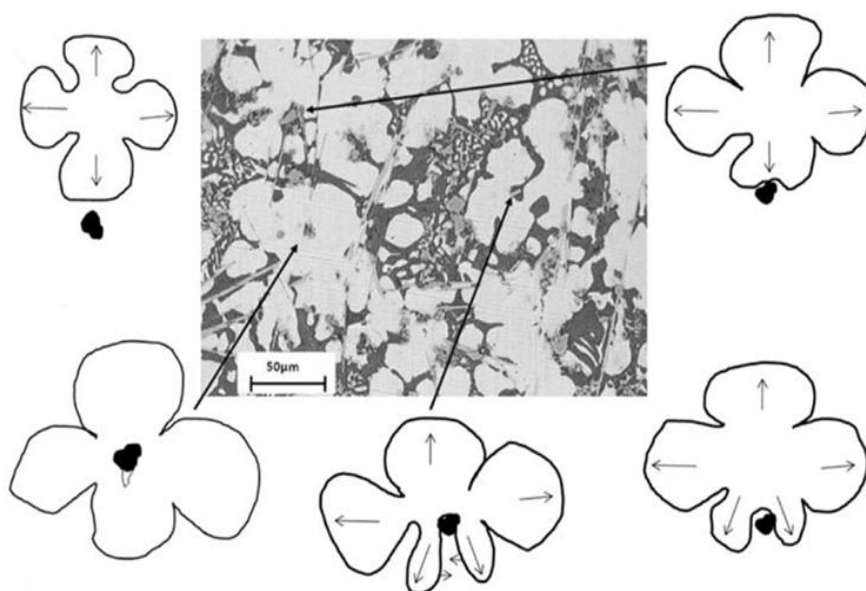


و در غیر اینصورت در جبهه انجماد برآمدگی ایجاد شده و ذرات پس زده می‌شوند.[۳]. در تحقیقات بعدی، مدل کاملتری بصورت زیر ارائه شد. در انجماد دندریتی، سرعت انجماد توسط رابطه زیر با DAS مرتبط می‌شود.

(معادله ۱-۵)

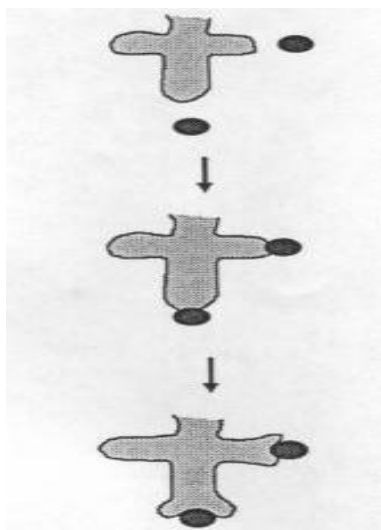
$$\lambda = KR^{-n}$$

که  $\lambda$ ، متوسط فضای بین بازوهای ثانویه برحسب میکرومتر و  $R$ ، سرعت انجماد برحسب درجه سانتیگراد برثانیه است.  $k$  ثابتی است که به گرادیان دمایی بستگی داشته و  $n$  یک توان در محدوده ۰/۳-۰/۴ است. هنگامی که DAS برابر با اندازه ذرات باشد، ذرات به داخل جامد نفوذ کرده و تحت شرایط هندسی ناشی از دندریتهای همگرا به دام می‌افتد. و هنگامی که DAS کمتر و یا خیلی بیشتر از اندازه ذره باشد، ذره دفع می‌شود.[۴].



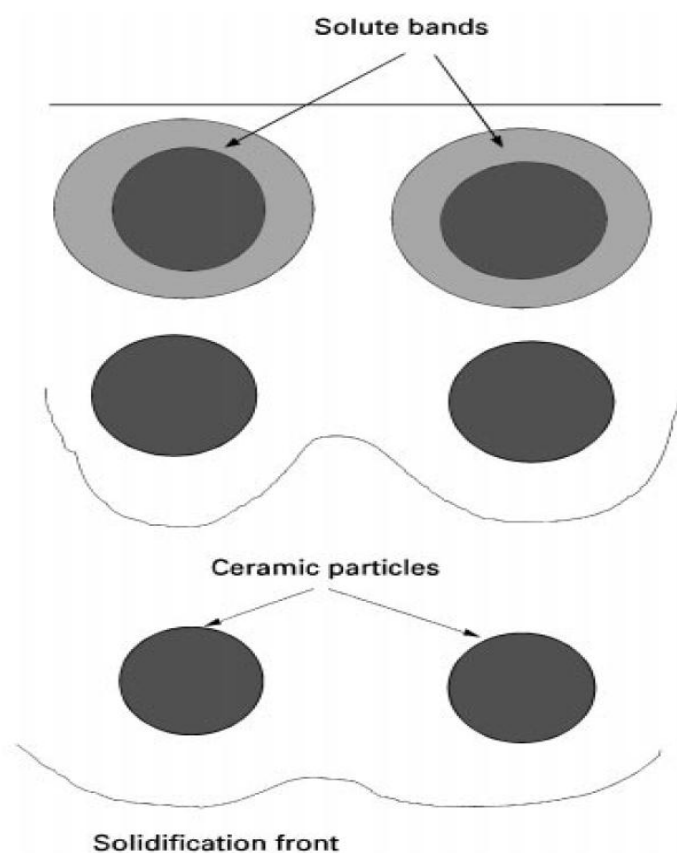
شکل ۱-۸) بدام افتادن ذرات تقویت کننده در حین انجماد. [۵].

وقتی دندریتها در طی رشد به خوشه‌های ذرات برخورد می‌کنند، ذرات به عنوان سدی در برابر رشد عمل می‌کنند. و در نتیجه جبهه انجماد دندریتی شکافته می‌شود. وقوع شکافندگی عمدتاً بدلیل نقش ذرات به عنوان موانع فیزیکی برای نفوذ عنصر محلول در جلوی جبهه رشد است. همچنین ممکن است، بدلیل اعمال نیروهای مکانیکی توسط ذرات، شاخه‌های دندریت شکسته شوند و در نتیجه عوامل فوق به ریزدانه‌گی منجر شده و مشخصه دندریتی ساختار را کاهش می‌دهد.



شکل ۱-۹) شکافته شدن دندریتها توسط ذرات

اثر دیگری که تقویت کننده ذره ای میتواند داشته باشد حالتی است که در آن وقتی تقویت کننده با جبهه انجماد مواجه میشود با جلوگیری از نفوذ عنصر حل شونده سرعت موضعی انجماد را کاهش میدهد. جبهه انجماد برای پیشروی انحنایی ایجاد کرده و عنصر محلول را دفع می کند و پیشروی میکند. در نتیجه لایه غنی از عنصر حل شونده در اطراف ذرات باقی می ماند. [۱].



شکل ۱-۱۰) شماتیک ایجاد لایه غنی از عنصر محلول اطراف ذرات تقویت کننده. [۸].

#### ۱-۶) ریز ساختار انجمادی در حالت تقویت کننده پیش شکل:

ریز ساختار زمینه، نه تنها تابعی از گرادیان دما و ترکیب شیمیایی است، بلکه به سرعت انجماد و فضای بین رشته‌ای نیز بستگی دارد.

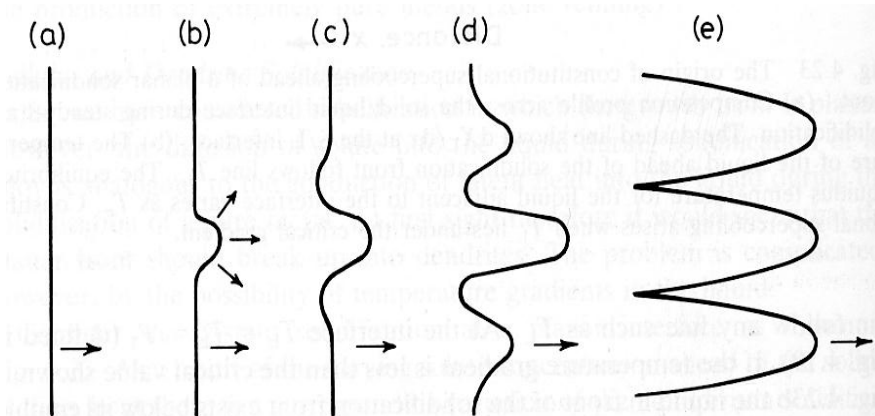
در مورد فواصل بین رشته‌ای خیلی زیاد، مورفولوژی به سرعت مذاب بستگی داشته و با افزایش آن از حالت مسطح به سلولی و پس به دندریتی تبدیل می‌شود. زمانی که فاصله بین رشته‌ای خیلی کم باشد، بخش سلولی در سیستم بزرگتر خواهد شد، چرا که ساختارهای دندریتی و مسطح به ساختار سلولی تبدیل می‌شوند.

ریز ساختار حاصل از انجماد زمینه، تأثیر بسزایی بر خواص کامپوزیت زمینه فلزی دارد. استفاده مستقیم از قوانین و روابط موجود در مورد انجماد فلزات در مورد کامپوزیتهای زمینه فلزی ممکن نیست چرا که تقویت‌کننده‌ها باعث تغییر در فرآیند انجماد می‌شوند. تقویت‌کننده‌ها در اکثر موارد بعنوان عامل جوانه‌زنی غیرهمگن عمل نمی‌کنند و اگر تقویت‌کننده باعث جوانه‌زنی فاز اولیه زمینه توسط انتقال حرارت یا کاتالیزور جوانه‌زنی نشود، بدلیل اینکه تقویت‌کننده در برابر جابه‌جایی فلز مذاب مانع ایجاد می‌کند، معمولا اندازه دانه در کامپوزیت بزرگتر خواهد شد. اکثر مکانیزم‌های مرتبط با شکل‌گیری ذرات، و یا ساختار دندریتی هم‌محور در ریخته به جریان سیال بستگی دارد.

عموما زمان یکسان شدن دمای زمینه و تقویت‌کننده، بسیار کوتاه است و این زمان، اغلب بسیار کمتر از زمان انجماد زمینه در کامپوزیتهای زمینه فلزی است. لذا برای یک زمینه جامد آلیاژی در کامپوزیتهای فاز تقویت‌کننده به عنوان یک منبع تولید یا مصرف حرارت نبوده، بلکه به عنوان سدی در برابر انتقال جرم عمل می‌کند. [۳]. در این قسمت رشد فلز جامد با تقویت‌کننده ساکن (پیش ساخته) را داریم.

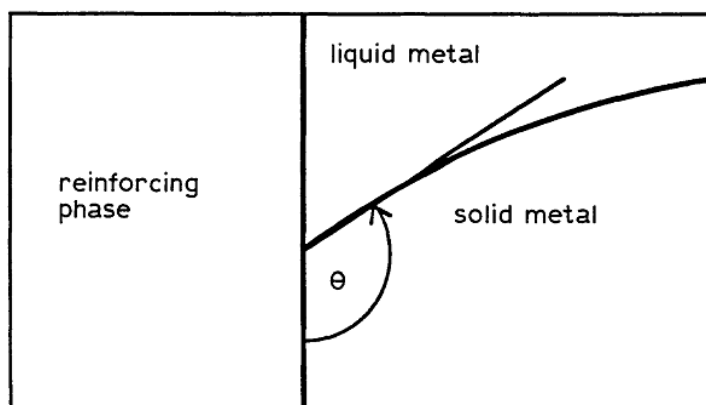
#### ۱-۶-۱) انجماد حالت پایدار :

بدر نظر گرفتن مطالب مربوط به پایداری مورفولوژیکی جبهه انجماد مسطح، در فضای باریک و محدود بین الیاف در این نوع کامپوزیتهای طول موج انحرافات دارای یک حد بالایی بوده، که این حد بالایی برابر عرض فضای بین الیاف است. در مورد جبهه انجماد، یک طول موج بحرانی وجود دارد که در مقادیر کمتر از آن جبهه مسطح پایدار بوده و در مقادیر بیشتر از آن جبهه ناپایدار می‌شود. بنابراین اگر فاصله جدایش الیاف کمتر از  $\lambda$  بحرانی باشد، تمایل به ایجاد جبهه مسطح وجود دارد.



شکل ۱-۱۱) شماتیکی از ایجاد انحراف در جبهه انجماد مسطح

آنالیزهای دقیق‌تر جبهه انجماد، توسط در نظر گرفتن زوایای تماس بین فلز جامد، مایع و فاز تقویت کننده صورت می‌گیرد. عموماً در صورتی که زاویه غیر از  $90^\circ$  درجه باشد، جبهه مسطح تشکیل نخواهد شد، چرا که در این حالت فصل مشترک مذاب- جامد در نزدیکی تقویت‌کننده خم خواهد شد. در مطالعاتی که توسط مدل المان محدود بر روی این قضیه صورت گرفت، محققان زاویه تماس را بزرگتر از  $90^\circ$  درجه فرض کرده و دریافتند که در  $\theta$  بزرگ، با کاهش شیب دمایی در سرعت رشد ثابت، جبهه انجماد از حالت سلولی کم‌عمق به سلولی عمیق تغییر می‌کند. در زوایای کمتر، ولی هنوز بزرگتر از  $90^\circ$  درجه، در شیب دمایی بالا، جبهه انجماد شبه مسطح مشاهده شده که با کاهش شیب دمایی، با افزایش ناگهانی در ارتفاع سلولها از بین می‌رود.



شکل ۱-۱۲) بیان زاویه تماس بین فلز جامد، مایع و فاز تقویت کننده

در فضای بین الیافی بزرگتر، که در آن طول موج بحرانی، خیلی کمتر از فضای بین الیافی می‌شود. انتقال از حالت جبهه انجماد مسطح به سلولی، همانند فلزات تقویت نشده می‌باشد. در نزدیکی الیاف، رفتار همانند رفتار مرزدانه‌ای فلزات تقویت نشده بوده و یعنی در نزدیکی الیاف، ناپایداری با دامنه بیشتری رخ می‌دهد.

در مقادیر  $\frac{G}{V}$  کمی کوچکتر از حدی که در آن پایداری جبهه انجماد مسطح از بین می‌رود، زمینه تقویت نشده با مورفولوژی سلولی رشد می‌کند و در این حالت رشد سلولی که در فضای محدود رخ می‌دهد را تقریباً می‌توان شبیه حالتی در نظر گرفت که سلولها در فضای آزاد بین الیاف رشد می‌کنند. باریک‌تر شدن و کاهش فضای بین الیاف به کمتر از مقدار مربوط به رشد آزاد سلولها، باعث می‌شود قدری که تحت تبرید نوک سلولها افزایش یابد.

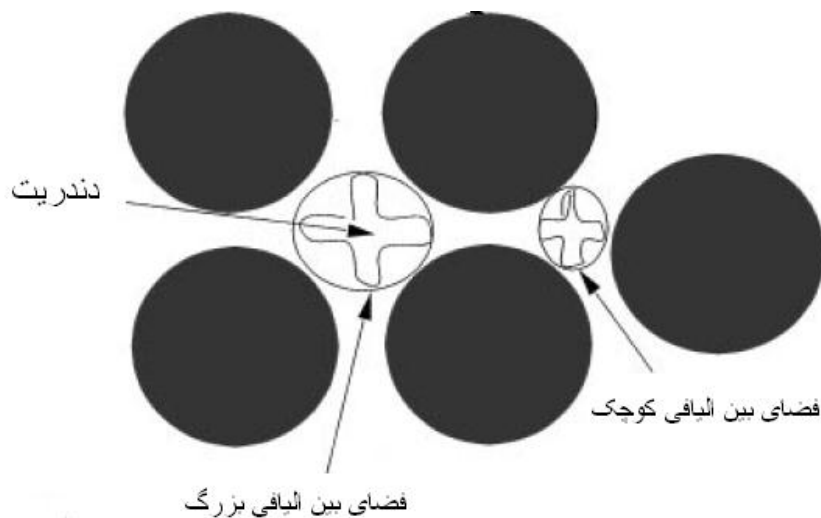
اگر مقدار فضای بین الیافی به نصف، فضای آزاد موجود برای رشد سلولها در حالت تقویت نشده برسد، فوق تبرید ترکیبی کاهش می‌یابد. در هر حال، تحت تبرید نوک سلولها عمدتاً توسط نفوذ عنصر محلول در سلول و شعاع انحنا تعیین می‌شود. در ضمن، طبق اثر گیپس-تامسون، بر اثر انحنایی که در اثر فضای بین لایه‌ای کم بوجود می‌آید، تحت تبرید افزایش می‌یابد و با کاهش خیلی بیشتر در قطر فضا، به

زیر ۱۰ درصد مقدار مرتبط با رشد آزاد سلولی، محاسبات نشان می‌دهد که تحت تبرید بالایی به نوک سلول اعمال می‌شود و البته فضاهای خیلی کوچک اجازه رشد شاخه‌ها را نمیدهند. رشد سلولی حالت پایدار در کامپوزیتها، عموماً پیچیده‌تر از آن است که در روابط در نظر گرفته می‌شود، چرا که سلول همیشه در فضای خالی قرار نمی‌گیرد.

در مقادیر کمتر  $\frac{G}{R}$ ، زمینه تقویت نشده به صورت دندریتی منجمد می‌شود، و اگر قطر فضاهای خالی به مقدار توجهی نسبت به فاصله بازوهای دندریت نشده ( $\lambda_c$ ) کاهش یابد، تمایل به تشکیل بازوی ثانویه کاهش یافته و تمایل به انجماد سلولی افزایش می‌یابد. و هنگامی که قطر فضای خالی کمی بزرگتر از مقدار مربوطه برای رشد آزاد سلولی باشد، تمایل به رشد دندریتی افزایش می‌یابد، چرا که در این حالت مقدار مذاب موجود برای رشد بازوهای ثانویه دندریت فراهم می‌شود. (در واقع کمی بزرگتر از مقدار لازم برای انتقال از حالت سلولی به دندریتی باشد).

در مقادیر به مقدار کافی کم  $\frac{G}{R}$ ، که در آن شرایط برای رشد دندریتی زمینه تقویت نشده فراهم است، ساختارهای دندریتی به صورت پایدار در کامپوزیت‌های در حال انجماد شکل می‌گیرند، حتی هنگامی که اندازه فضای خالی خیلی کمتر از  $\lambda_c$  باشد.

دندریتهایی که در کامپوزیت‌هایی با اندازه فضای خالی خیلی کمتر از  $\lambda_c$  شکل می‌گیرند، نسبت به آنهایی که در فلزات تقویت نشده شکل می‌گیرند، بی‌قاعده‌تر بوده و در این حالت بازوهای ثانویه دندریت کج می‌شود. و بسته به جهت‌گیری‌های نسبی و عرضی کانالها، ممکن است که دندریتها نتوانند در امتداد کانالها رشد کرده و رشد زیگزاگی داشته باشند.



شکل ۱-۱۳) تاثیر اندازه فضای بین الیافی بر تغییر مورفولوژی دندريت

فرآیند رشدی که در آن بازوهای کوچکتر دندريت ذوب شده و به بازوهای بزرگتر دندريت می‌پیوندند (فرآیند استوالد)، بخاطر محدودیت در اندازه فضاهای خالی در کامپوزیتها، محدود شده و درشت شدن بیشتر بازوهای دندريتی با پیوستگی بازوهای دندريتی صورت گرفته و این تدریجاً مشخصه دندريتی ساختار را از بین می‌برد. اگر متوسط زمان پیوستگی بازوهای دندرينی ( $t_c$ ) از زمان کل انجماد ( $t_f$ ) بزرگتر باشد، ریز ساختار فضاهای درون کانالی، دندريتی باقی‌مانده و اگر  $t_c$  از  $t_f$  کوچکتر باشد، پیوستگی بازوهای دندريتی رخ داده و باعث ظاهر سلول می‌شوند.

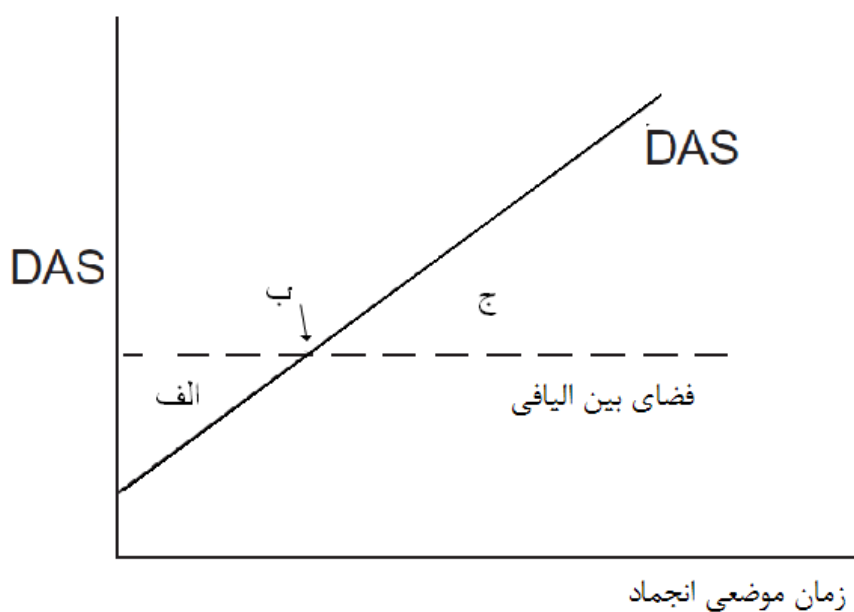
محدودیت در رشد دندريتها مسئله ریز جدایشها را نیز تحت تاثیر قرار می‌دهد، چرا که ساختار فقط تا اندازه‌ای برابر با فضای بین الیافی می‌تواند رشد کند و بعد از آن نفوذ در حالت جامد را خواهیم داشت و



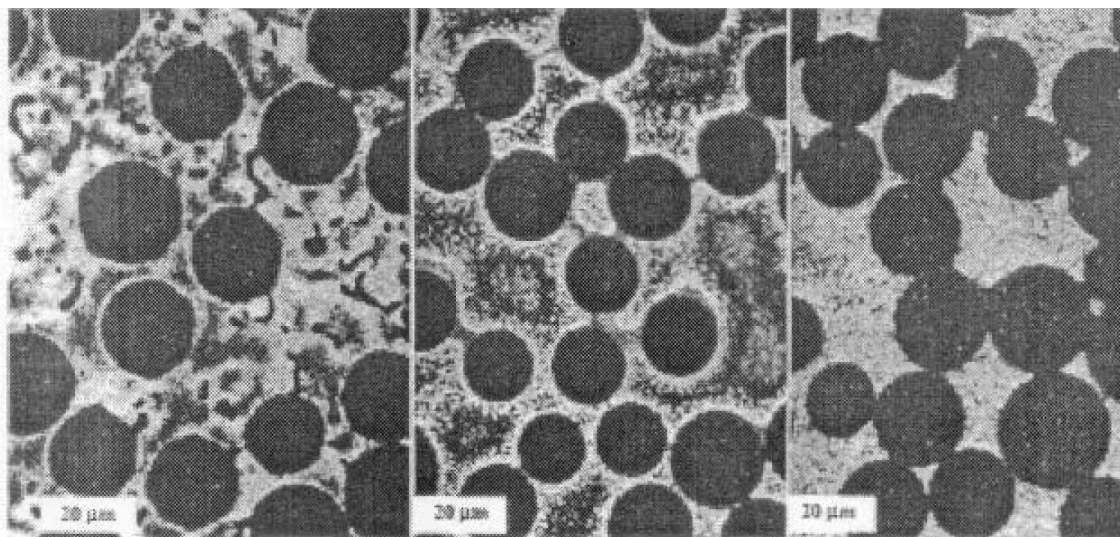
در واقع الیاف به عنوان موانعی در برابر نفوذ عمل می‌کنند و در اثر این عوامل ریز جدایشها کاهش می‌یابند. [۳].

شکل (۱-۱۴) را در نظر بگیرید. در شکل (الف) الیاف تاثیر چندانی بر انجماد زمینه نداشته و در شکل (ب) بر الگوی پس زدن عنصر محلول تاثیر گذاشته و در شکل (ج) با جلوگیری از پس زدن جدایشها را کاهش می‌دهد. [۶].

فضاهای بین الیافی کوچک عموماً مشخصه دندرتی ساختار را از طبق تغییر گرادیان دمایی و محدودیتهای مکانی از بین می‌برند.



شکل (۱-۱۴) رابطه تغییرات فضای بین الیافی و فاصله بازوهای دندریتی با زمان موضعی انجماد.



(الف) (ب) (ج)

شکل ۱-۱۵) تاثیر رابطه فضای بین الیافی و فاصله بازوهای دندریتی بر روی ریز ساختار انجمادی

#### ۱-۶-۲) انجماد ناپایدار:

حتی با انجماد جهت‌دار در مقادیر  $G$  و  $R$  ثابت، اگر تقویت‌کننده‌ها موازی جهت رشد نباشند، حالت پایدار بدست نخواهد آمد. در بررسی‌هایی که برای بررسی اثر شکل هندسی تقویت‌کننده بر روی مورفولوژی انجماد صورت گرفت این نتیجه بدست آمد که تغییر در شکل هندسی، از طریق تغییر سرعت‌های موضعی انجماد و تغییر ترکیب موضعی جامد، مورفولوژی انجماد را تغییر می‌دهند. تمامی نتایج حاصله، با بررسی و آنالیز نحوه تأثیرات اعمال شده توسط تقویت‌کننده‌ها بر نفوذ عنصر حل‌شونده در مذاب قابل توضیح هستند. [۳].

مراجع:

- [1] W.zhou, Z.Mxu, Casting of sic Reinforced metal Matrix composites, Journal of materials processing Technology, 1997, 358-363.
- [۲] J.Hashim, L.looney, M.S.J.hashmi, particle distribusion in cast MMC-part I, 2002, 251-257.
- [۳] A.Mortensen, I.Jin, Solidification processing of Metal matrix composite, 1992.
- [۴] N.chawla, k.chawla, Metal matrix composite, 2006.
- [۵] A.E.carantzalis,a.A.lecaton,E.georgatis,H.mavros,Solidification behaviour ofceramic particle reinforced Al-alloy matrix,2009
- [6] M.K.Surappa,Aluminium matrix composites:challenge and opportunities,vol.28,2003
- [7] R.A.Saravanan,M.K.Surappa,Fabrication and characterisation of pure magnesium-30volume sic particle composite,material science and engineering,108-116,2000
- [8] R.A.Asthana,Reinforced cast metal-part1:Solidification microstructure, Journal of materials science33.1998,1679-1698.