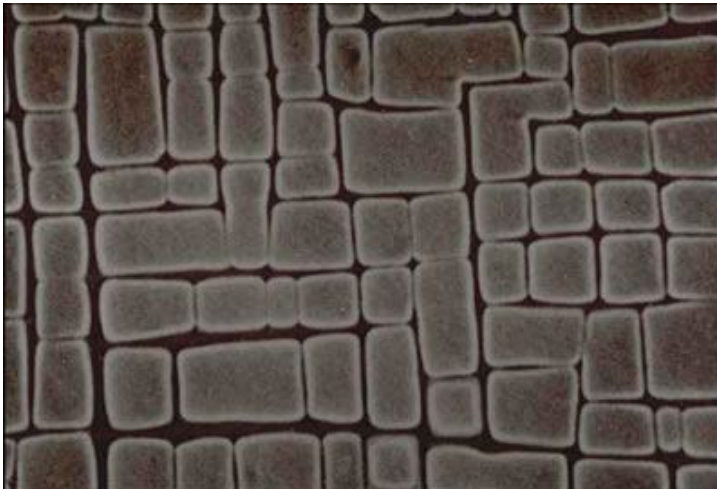




[School of Metallurgy and Materials Engineering](#)

# Grain structure development in directional solidification of nickel-base superalloy

The development of single crystal technology over the past two decades for the production of blades and vanes from nickel-base super alloys has been a critical factor in the progressive development of gas turbine power and efficiency. Directional solidification (DS) has been widely used to produce turbine blades of Ni-base super alloys. A preferred crystallographic orientation is produced in the DS casting due to the anisotropic growth rates of dendrites associated with grains of different orientations. Previous studies on nickel-base super alloys have confirmed the fast-growing dendritic orientation to be  $\langle 001 \rangle$ .



Winter-1390

## فهرست مطالب

1	چکیده
3	مقدمه
3	معرفی سوپرآلیاژها
3	تقسیم‌بندی سوپرآلیاژها
5	شناخت سوپرآلیاژهای پایه نیکل و ساختارهای آن
5	انجماد سوپرآلیاژها
6	انجماد تعادلی
8	مدل انجمادی شیل-گولیور
10	اصل انجماد دندریتی
11	انتقال سطح مشترک از صفحه ای به دندریتی
11	ساختار انجماد دندریتی
12	فاصله بین بازوهای دندریتی
13	ساختار انجمادی سوپرآلیاژ پایه نیکل
22	ابعاد دندریت اولیه
23	ابعاد دندریت ثانویه
24	آزمایش کریستال دو گانه (Bicrystal)
25	نتیجه گیری
	منابع

## چکیده:

توسعه‌ی تکنولوژی تک کریستالی طی 2 دهه گذشته منجر به تولید تیغه‌ها و پره‌ها از سوپرآلیاژهای پایه نیکل برای استفاده و رشد صناعی همچون توربین‌های گاز شده است. در این گزارش در ابتدا به معرفی سوپر آلیاژها و مدل‌های انجمادی آنها پرداخته می‌شود و در ادامه به بررسی خصوصیات ساختارهای دندریتی سه سوپرآلیاژ تجاری می‌پردازیم.

## مقدمه:

آغاز توسعه آلیاژهای مقاوم در برابر خزش و خوردگی به اوایل جنگ جهانی اول برمی‌گردد. در این سال‌ها نیاز به آلیاژهای مناسب جهت ساخت موتور هواپیماهای جنگی احساس شد. با گذشت زمان و روند توسعه آلیاژها به موازات پیشرفت در طراحی و ساخت توربین‌های گازی، موتورهای جت و هواپیماهای مافوق صوت منجر به طراحی و ساخت آلیاژهایی گردید که توانایی کارکردن در شرایط دما بالا در مقایسه با آلیاژهای تجاری معمولی را دارا بودند و لذا این آلیاژها، سوپر آلیاژ نامیده شدند.

## معرفی سوپر آلیاژها:

سوپر آلیاژها، آلیاژهای پایه نیکل، پایه آهن - نیکل و پایه‌ی کبالت هستند که عموماً در دماهای بالاتر از  $540^{\circ}C$  استفاده می‌شوند.

با توجه به این ویژگی کاربردهای زیادی برای سوپرآلیاژها وجود دارد مانند قطعات توربین‌های گازی هواپیمای صنعتی، سیستم‌های نیروگاه‌های هسته‌ای - تیغه‌ها، دیسک‌ها- ابزار طراحی، دندانپزشکی- توربوشارژرها- لوله‌های خروج گاز- محورهای انتقال نیرو - فنرها و...

به طور کلی در بخش‌هایی که نیاز به تحمل دما و تنش بالا باشد سوپر آلیاژ بهترین انتخاب به شمار می‌آیند.

## تقسیم‌بندی سوپر آلیاژها:

سه نوع تقسیم‌بندی مطرح برای سوپر آلیاژها را می‌توان بر پایه خواص مکانیکی، فرآیند تولید و ترکیب شیمیایی آنها متصور شد.

تقسیم‌بندی سوپر آلیاژها براساس خواص مکانیکی به دو گروه تقسیم می‌شود:

- سوپر آلیاژهای مقاوم به خزش
- سوپر آلیاژهای استحکام بالا

**تقسیم‌بندی سوپر آلیاژها براساس ترکیب شیمیایی**

- سوپر آلیاژهای پایه نیکل
- سوپر آلیاژهای پایه کبالت
- سوپر آلیاژهای پایه آهن که به دلیل وجود نیکل زیاد در آن، آلیاژهای پایه آهن- نیکل هم نامیده می‌شوند.

**تقسیم‌بندی سوپر آلیاژها براساس نحوه تولید**

- سوپر آلیاژهای پایه نیکل کار شده

این آلیاژها عموماً 15 تا 20 درصد کرم با مقدار قابل توجهی کبالت دارد. ویژگی و قابلیت دما بالای این سوپر آلیاژها معمولاً مربوط به کسر حجمی  $\gamma'$  حاضر در آنهاست.

- سوپر آلیاژهای پایه نیکل ریختگی

به منظور افزایش دمای کاری سوپر آلیاژها از طریق افزایش کسر حجمی  $\gamma'$ ، بهترین راه ممکن ساخت قطعات بوسیله ریختگری است.

بیشتر این قطعات تولید دارای یک ساختار هم‌محور می‌باشند.

- سوپر آلیاژهای تولید شده با فرآیند متالورژی پودر

به دو گروه اصلی تقسیم می‌شوند:

الف) پودرهای از قبل آلیاژ شده که بوسیله فرآیند اتمیزه کردن مذاب با ترکیب شیمیایی مشخص تولید شده‌اند.

ب) پودرهای به صورت مکانیکی آلیاژ شده با فرآیندهای خردایش و سپس مخلوط‌سازی آنها. به منظور تولید دیسک‌های توربین از پودرهای از قبل آلیاژ شده استفاده می‌شود زیرا امکان دستیابی و کیفیت مورد انتظار با ساختار دانه درشت حاصل از ریخته‌گری امکان پذیر نیست.

### شناخت سوپرآلیاژهای پایه نیکل و ساختارهای آن:

سوپرآلیاژهای پایه نیکل در بین گروه‌های سوپر آلیاژی از پیچیده‌ترین ساختار برخوردار بوده و برای مصارف در دماهای ذبالی  $650^{\circ}C$  و مصارف بیشتری برخوردار است. از این گروه برای ساخت قطعات گازی همچون دیسک‌ها استفاده می‌شود. امروزه بیش از 50٪ وزن موتورهای هواپیمای پیشرفته از این گروه سوپرآلیاژهاست.

دلیل اصلی پرمصرف بودن این‌ها، پایداری خواص مکانیکی مقاومت به خوردگی زیاد در درجه حرارت‌های بالا می‌باشد.

این آلیاژها دارای متالورژی فیزیکی پیچیده‌ای هستند. فاز زمینه آستنیت (با ساختار FCC) دارند. این فاز قابلیت زیادی در حفظ پایداری خواص مکانیکی خود نسبت به فازهای دارای ساختار BCC دارد. بعضی از این آلیاژها می‌توانند در دمای 0-8Tm خود برای مدت کوتاه و در دماهای کمی پائین‌تر برای زمان‌های تا 10000 ساعت مورد استفاده قرار می‌گیرند.

### انجماد سوپرآلیاژها:

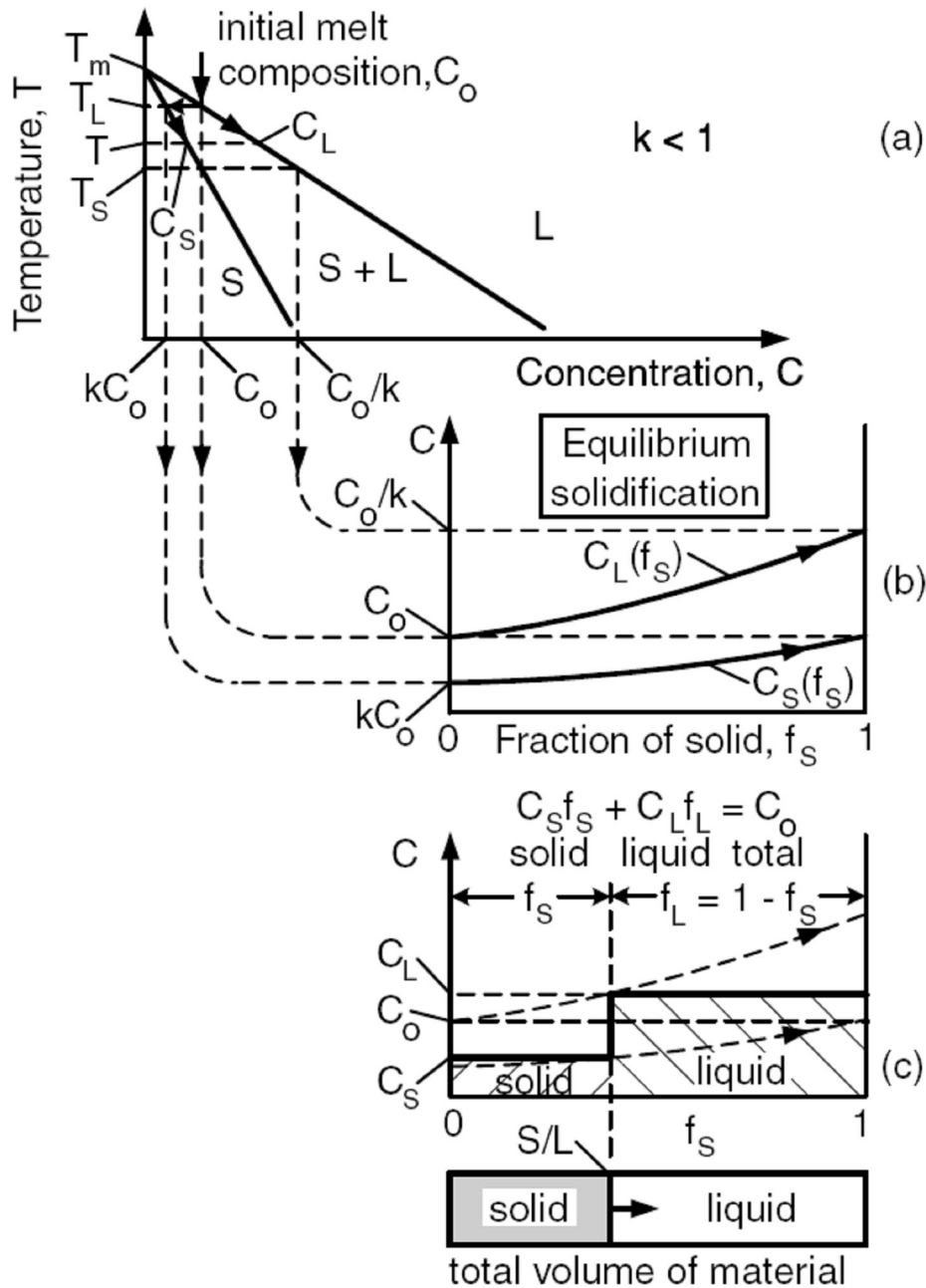
رفتار انجماد سوپرآلیاژهای تک‌کریستال با انجماد آلیاژهای تک فاز تحت شرایط سطح مشترک مسطح قابل مقایسه است. این به این دلیل است که طی سرد شدن دگرگونی فاز جامد به فاز زمینه  $\gamma$  خیلی سریعتر از فرآیندهای رسوب  $\gamma'$  یا TCP رخ می‌دهد.

زمانی شیب دمایی مثبت در مذاب وجود داشته باشد این فصل مشترک ایجاد می‌شود. چندین مدل برای انجماد مسطح آلیاژهای تک فاز وجود دارد که گستره آن از اولین مدل، مدل انجمادی تعادل کامل تا مدل نهایی که خواص نفوذی ناپایدار واقعی در طی فصل مشترک جامد – مایع می‌باشد.

## انجماد تعادلی

به طور کلی، انجماد اکثر فلزات تک فاز می‌تواند به تئوری وجود تعادل در سطح مشترک جامد - مایع در طی رشد نزدیک باشد. فرض اینکه تعادل در سطح مشترک وجود دارد به این موضوع اشاره دارد که هیچ مقاومتی در انتقال اتم بین فاز مایع و جامد وجود ندارد و ترکیب شیمیایی آنها در یک دمای مشخص می‌تواند مستقیماً از دیاگرام فاز تعادلی خوانده شود. از این دیاگرام مشهود است که اگر یک تک کریستال با ترکیب اتمی ( $Co$ ) تا زیر دمای ( $T^*$ ) زیر دمای لیکوئیدوس ( $T_i$ ) سرد شود، بر طبق تئوری انجماد تعادلی، ترکیب جامد و مایع در سطح مشترک باید به ترکیب  $C_S^*$  و  $C_L^*$  باشد. در هر نقطه‌ای در طی

انجماد نرخ جدایش تعادلی می‌تواند با این معادله تعیین شود  $K = \frac{C_S^*}{C_L^*}$ .



از این مثال فوراً مشخص می‌شود که این آلیاژها در یک گستره‌ای از دما منجمد می‌شود که علت آن وابستگی دمای مایع به تغییر ترکیب مایع می‌باشد. اولین جوانه جامد یک ترکیب  $(KC_0)$  متناسب با ترکیب اسمی آلیاژ خواهد داشت. هرچند فاز جامد رشد می‌کند عناصر حل شونده در فاز مایع باقی مانده و در نتیجه ایجاد دمای لیکوئید وس پائین‌تر از مقدار اولیه در ترکیب اسمی می‌شود. این پس زدن عناصر حل شونده زمان زیادی می‌گیرد، که بزرگتر از میزان زمان لازم برای جدایش در ریخته‌گری میله می‌باشد. در

صورتی تئوری انجماد تعادلی می‌باشد که شیب ترکیب باقی مانده و کلیه و جدایش به طور کامل حذف شود. به طور کلی، رفتار ریخته‌گری سوپرآلیاژهای تک کریستالی از شرایط انجماد تعادلی پیروی نمی‌کند و حداقل سرعت انجماد تک کریستال‌ها نسبتاً سریعتر از فرآیند نفوذی تعادل می‌باشد. بنابراین زمان لازم برای کامل شدن نفوذ اتم‌های عناصر حل شونده در فازهای جامد و مایع در طی فرآیند انجماد کافی نیست. اگر شرایط تعادل قابل دسترسی باشد، محصول تک کریستال نهایی بوسیله حذف شدن همه میکروجدایش‌ها کاملاً همگن می‌شود. میزان توزیع مجدد عناصر حل شونده در طی انجماد تعادلی با استفاده از قانون اهرم تعادلی قابل تعیین است.

$$C_S F_S + C_L F_L = C_r$$

این قانون را به شکل زیر نیز می‌توان نوشت که این معادله ترکیب فاز جامد با توجه به اینکه کسری از مذاب منجمد شده است را نشان می‌دهد.

$$C_S = \frac{K C_0}{(1 - F_S) + K F_S}$$

که  $C_S$  : غلظت عناصر حل شونده در جامد (درصد وزنی)  $C_0$  غلظت اولیه عناصر حل شونده (درصد وزنی) SK ضریب جدایش  $F_S$  = کسر جامد

هرچند که معادله بالا تغییراتی را در سطح عناصر حل شونده در طی سطح مشترک را نشان می‌دهد ولی نفوذ کامل معادل تعادلی فرض می‌شود، بنابراین محصول نهایی یک ترکیب همگن خواهد داشت

$$C_S = C_0$$

### مدل انجمادی شیل - گولیور

مدل انجمادی بعدی که توسعه پیدا کرد به این صورت است که همه قوانین تعادلی انجماد به جز نفوذ جامد برقرار است. نفوذ برگشتی اتم‌های عناصر حل شونده از فاز مایع غلیظ به کسر جامد اولیه که شکل گرفته است در این حالت حذف می‌شود. نتیجه نهایی ایجاد یک پله پایدار در سطح عناصر حل شونده پس زده شده در فاز مایع است تا اینکه نواحی مایع نهایی به ترکیب یوتکتیک باشد.



کارهای جدید به وسیله گولیور و شیل ایجاد قانون اهرم غیرتعادلی است که به معادله شیل اشاره

دارد که در زیر آورده شده است:

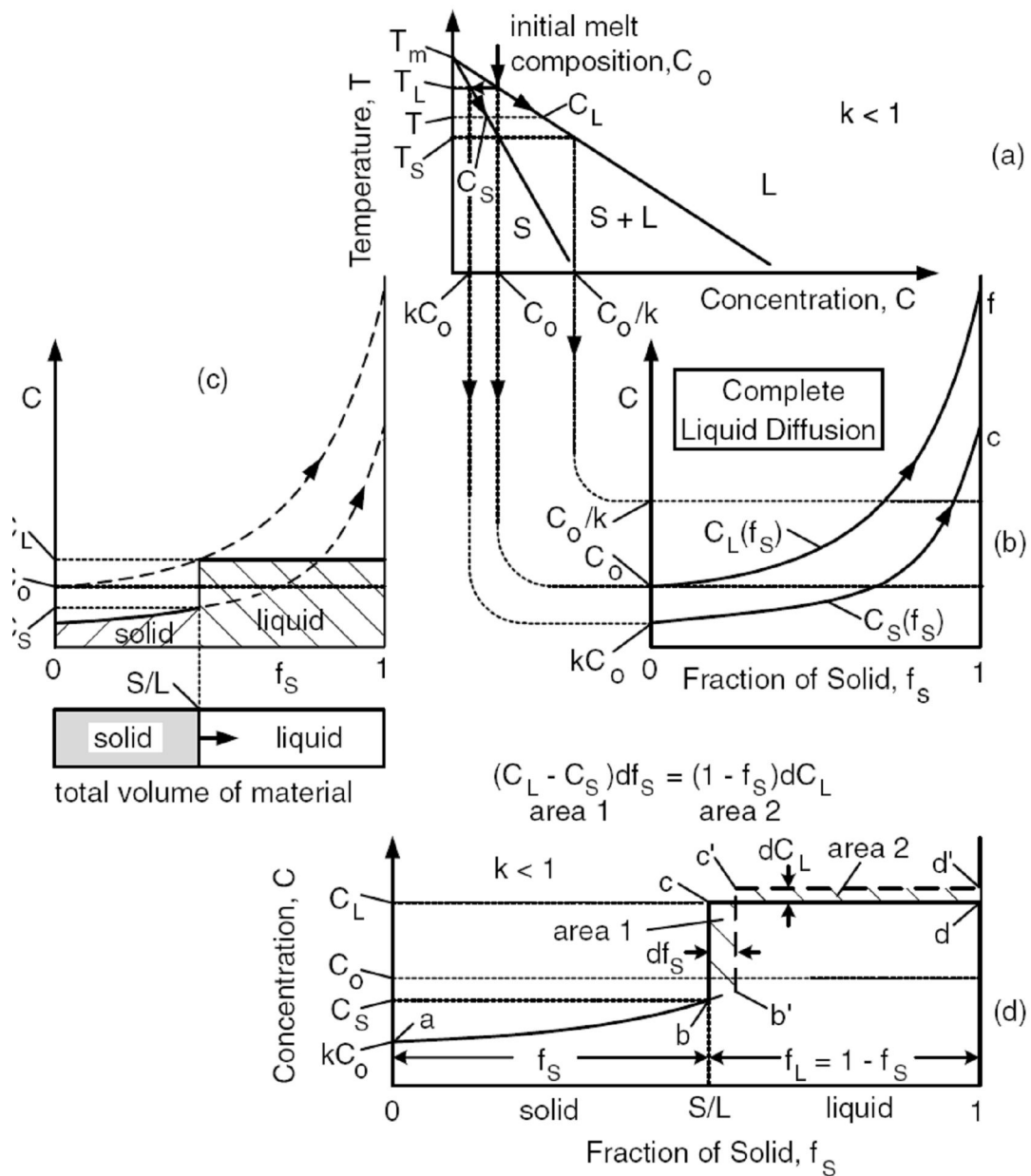
$$C_S = KC_O(1 - F_S)(K - 1)$$

معادله شیل می تواند برای تعیین کسر یوتکتیک تشکیل شده به کار رود.  $F_E$  ، جاگذاری مقدار  $C_S$

و  $K$  اندازه گیری شده به صورت تجربی در سطح مشترک جامد - مایع وقتی که  $T = T_E$  . از سوی دیگر

$F_E = LF_S$  و  $C_E = C_S / K$  وقتی که  $T_L = T_E$  . بسط بیشتر مدل انجمادی شیل جایی که نفوذ در فاز

مایع کامل نباشد محدود می شود.



### اصل انجماد دندریتی

شرایط عملی ریخته‌گری بدلیل حضور مواد جوانه‌زا، عناصر آلیاژی، انتقال حرارت و وجود مادون انجماد، رشد دندریتی را در انجماد آلیاژها موجب می‌شود. شاخه‌ها به دلیل جهات خاص رشد، نوعی خاصیت چند سویی داشته و خواص قطعه جامد را در جهات مختلف تغییر می‌دهد. چگونگی توزیع عناصر آلیاژی در بازرهای اولیه یا ثانویه و مجموعه پدیده‌های ریخته‌گری نظیر مک‌های گازی و یا انقباضی در

درون شاخه‌ها از اهمیت متالورژیکی خاصی برخوردار است. برای طول دندریته‌ها فرمول زیر پیشنهاد شده

$$L = \Delta T / G \quad \text{است}$$

$L$  طول دندریته،  $\Delta T$  محدوده انجماد و  $G$  شیب دمایی مذاب است. شاخه‌های ستونی در آلیاژهای با محدوده انجماد زیاد، نازک و خیلی بلند هستند لذا شکسته شده و در مرکز قطعه بصورت جوانه عمل می‌کنند. بنابراین در آلیاژهای با محدوده انجماد زیاد، نمی‌توان از بوجود آمدن حفره‌های انقباضی بدلیل وجود زیاد شاخه‌ها، پیچیدگی آنها و در نتیجه پر شدن کامل فضای بین شاخه‌ها و محبوس شدن حباب‌های گازی و انقباضی در آن جلوگیری کرد.

### انتقال سطح مشترک از صفحه‌ای به دندریتی

جبهه انجماد مسطح با نفوذ محدود مایع یک لایه‌ای از عناصر حل شونده غلیظ در پیش روی سطح مشترک وجود دارد. وجود این لایه یک ناحیه پایداری که محل شروع رشد دندریتی یا سلولی می‌باشد را باعث می‌شود. این ناپایداری باعث یک اختلاف ناحیه در دمای مایع می‌شوند. انتقال از یک جبهه مسطح پایدار به یک جبهه دندریتی به پروفیل دمای واقعی مایع وابسته است. اگر دمای واقعی در مایع بالای دمای لیکوئیدی باشد جبهه انجماد مسطح پایدار باقی می‌ماند. در این مورد، هر نقطه‌ای بر روی جبهه‌ی انجماد مسطح شکل می‌گیرد. در یک ناحیه فوق‌گداز قرار می‌گیرد و باعث ذوب مجدد می‌شود. در طرف دیگر اگر دمای رایج واقعی زیر دمای لیکوئیدوس موضعی باشد، یک شرایط فوق‌انجماد به وجود می‌آید و اگر نقطه‌ای بر روی سطح مشترک مسطح شکل بگیرد، رشد می‌کند.

بنابراین توانایی کنترل پایداری سطح مشترک به دو پارامتر ریخته‌گری اصلی بستگی دارد، گرادیان

دمایی در مایع،  $G_C$  و سرعت انجماد  $R$ . اگر نسبت  $G_C/R$  پائین‌تر از یک مقدار بحرانی باشد سبب کاهش

گرادیان دمایی یا افزایش سرعت انجماد می‌شود، سپس جبهه انجماد مسطح ناپایدار شده و باعث رشد مورفولوژی سلولی - دندریتی می‌شود.

### ساختار انجمادی دندریتی :

به طور کلی وقتی سرعت انجماد به قدر کافی بالا باشد سطح مشترک مسطح در فرآیند ریخته‌گری ناپایدار می‌شود. هنگامی که نرخ انجماد افزایش می‌یابد، جهت رشد سلولی از جهت رشد کریستالوگرافی مرجع منشعب می‌شود که برای سوپرآلیاژهای مکعبی  $<100>$  است. همزمان سطح مقطع سلول‌ها از شکل‌های ستونی به مورفولوژی ستاره‌ای تغییر پیدا می‌کند. هنگامی که سرعت انجماد این سلول حتی بیشتر افزایش می‌یابد ستاره به بازوهای ثانویه یا بیشتر شکسته می‌شود که در نتیجه ساختار دندریتی سوپرآلیاژ شکل می‌گیرد.

یک شکل اصلی که تقریباً در تمام فرآیندهای ریخته‌گری فرم می‌گیرد ساختار انجمادی دندریتی است.

حال که مکانیزم عمومی انجماد دندریتی شرح داده شد، امکان توضیح بعضی از مدل‌های انجمادی ترکیبی دندریتی که در توزیع موضعی عناصر حل شونده در نواحی سطح مشترک رخ می‌دهند شرح داده می‌شود.

### فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی (DAS)

فاصله بین بازوهای دندریت در ساختار شاخه‌ای اهمیت زیادی در ایجاد مک و خواص نهایی دارد. رشد شاخه‌ای درون مذاب باعث کاهش سیلان و عدم تغذیه کافی مذاب به فضای بین دندریتی جهت جبران انقباض حین انجماد می‌شود.

یکی از بررسی‌های جالب شرایط انجماد، اثر آن بر DAS مربوط به بازوهای اولیه، بازوهای ثانویه یا درجات بالاتر است. فاصله بین بازوهای دندریتی بستگی به شیب دمایی  $G$ ، سرعت رشد  $R$ ، ارتعاش و شتاب ثقل دارد.

تحقیقات زیادی در ارتباط 2 مورد اول انجام گرفته است. اثر این دو مورد را بصورت  $G^*R$  بررسی کرده‌اند.

با توجه دقیق به دیمانسیون  $G^*R$  نشان می‌دهد که این فاکتور همان سرعت سرد شدن هست.

$$G^*R = \frac{^\circ}{cm} \times \frac{cm}{sec}, \frac{^\circ}{sec}$$

عموماً نتایج را برای فاصله بین شاخه‌ها برحسب  $G^*R$  یا توانی از آن رسم نموده‌اند

$$d = aT_f^n = b(G^*R)^{-n}$$

که در آن  $a$  و  $b$  ثابت،  $T_f$  زمان انجماد موضعی،  $D$  فاصله بین بازوها و  $n$  برای بازوهای ثانویه بین 0.33 تا 0.0 و برای شاخه‌های اولیه حدود  $0.\bar{n}$  می‌باشد. اندازه DAS در انجماد قسمت‌های نهایی بیشتر از قسمت‌های انجماد اولیه می‌باشد. در عمل دیده شده که اندازه بازوهای ثانویه دندریتی  $G^*R$  کاهش می‌یابد.

فضای بین دندریت‌های ثانویه، محل مناسب برای جدایش مرکزی یا مغزی شدن می‌باشد. در این فضا به علت پس زده شدن عنصر به داخل مذاب، ترکیب شیمیایی تغییر می‌کند و نوعی جدایش بوجود می‌آید. کاهش سرعت سرد شدن باعث افزایش اندازه دندریت می‌شود و بازوهای ثانویه دندریتی کاهش می‌یابد.

همچنین استفاده از جوانه‌زا اگرچه باعث ریز شدن دانه‌ها شده است ولی اثر چندانی بر DAS نداشته است و به عبارتی DAS مستقل از دانه می‌باشد.

### ساختار انجمادی سوپرآلیاژهای پایه نیکل

انجماد آلیاژها از طریق اندازه‌گیری دمای مذاب حین انجماد، تعیین منحنی سرد شدن و آنالیز دمایی بررسی می‌گردد. در هنگام انجماد فاز  $\gamma$  اولیه از مذاب رسوب می‌کند تا ترکیب شیمیایی و دمای آن به یوتکتیک برسد.

با آزمایش توسعه بافت‌های متفاوت در سوپرآلیاژهای CMSX4 و CM18LC نشان داده شده است که توسعه موثر بافت انجماد sharp بین آلیاژها با ترکیب مرزی متفاوت بصورت قابل ملاحظه‌ای متفاوت است. میزان این تفاوت‌ها نیز حساس به پارامترهای اصلی انجماد در گرادیان دمایی در مایع و سرعت رشد جبهه انجماد است. مکان جبهه انجماد ماکروسکوپی، جهت رشد موضعی و شعاع انحنا جبهه انجماد ماکروسکوپی را با توجه به شرایط جریان حرارت ماکروسکوپی کنترل شده، تعیین می‌کند، به همین دلیل بافت کریستالوگرافی نهایی را به ما نشان می‌دهد. در ادامه نتایج بررسی خصوصیات ساختارهای

دندریتی سوپرآلیاژ تجاری را بررسی می‌کنیم. هدف شناسایی فاکتورهای موثر بر تفاوت توسعه بافت نسل دوم سوپرآلیاژهای پایه نیکل CMSX4 و CM180LC می‌باشد. و نیز اندکی به مشاهدات بر روی نسل سوم سوپرآلیاژهای ساخته شده CMSX10 که بافت پراکنده‌تری دارند، می‌پردازیم.

در اینجا بطور ویژه مورفولوژی رشد تحمیل شده بوسیله سریع سرد کردن انجماد جهت‌دار (QDS) برای سه آلیاژ ذکر شده را به عنوان تابعی از شرایط انجماد داریم. که از جمله آنها کمیت ساختار شاخه‌های دندریتی اولیه و ثانویه می‌باشد. رشد رقابتی در خلال انجماد جهت‌دار هسته‌های کرسطالی 2 گانه CMSXLO همراه با *misorientation* کنترل شده، رشد ماکروسکوپی دانه و توسعه دندریت در مرزخانه‌ها نیز آورده شده است.

مورفولوژی سلولی یا دندریتی مشاهده شده در انجماد جهت‌دار CMSX10 با سرعت‌های انجمادی متفاوت در شکل 1 نشان داده شده است. مورفولوژی دندریتی سرد شده در فصل مشترک جامد مایع در

XML86LC و CMSX10 در سرعت  $180 \frac{mm}{h}$  در شکل 1-c غیر قابل تشخیص است.

شکل 2 مورفولوژی دو فضای بسته‌ی موازی دندریتی در انجماد جهت‌دار در  $4 \times CMS$  با سرعت

$160 \frac{mm}{h}$  و گرادیان دمایی  $5 \frac{^\circ k}{mm}$  را در غیاب دندریتهای ثانویه نشان می‌دهد.

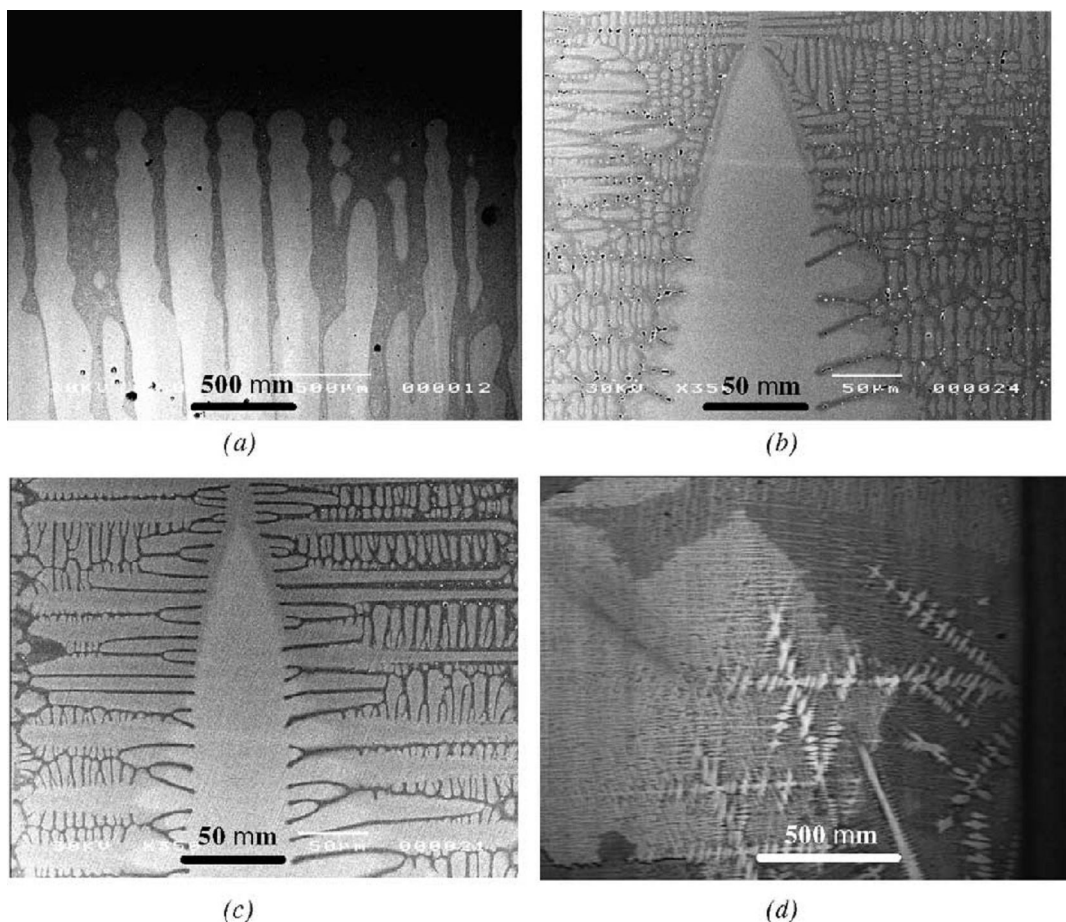


Fig. 1. Dendrite growth morphologies of CMSX4 for different growth rates: (a) 5 mm/h, (b) 50 mm/h, (c) 180 mm/h and (d) 1280 mm/h. (a), (b) and (c) are back-scatter electron micrographs, (d) is an optical micrograph near the sample edge.

جهت‌گیری منحصر به فرد دانه‌های منجمد شده جهت‌دار بیشتر از  $2^\circ$  درجه در امتداد طول

150mm شمش منجمد شده نیست.

توسعه تکنولوژی تک‌کریستالی طی 2 دهه گذشته منجر به تولید تگیه‌ها و پره‌ها از سوپراآلیاژهای پایه نیکل

برای استفاده و رشد صنایعی همچون توربین‌های گاز شده هست.

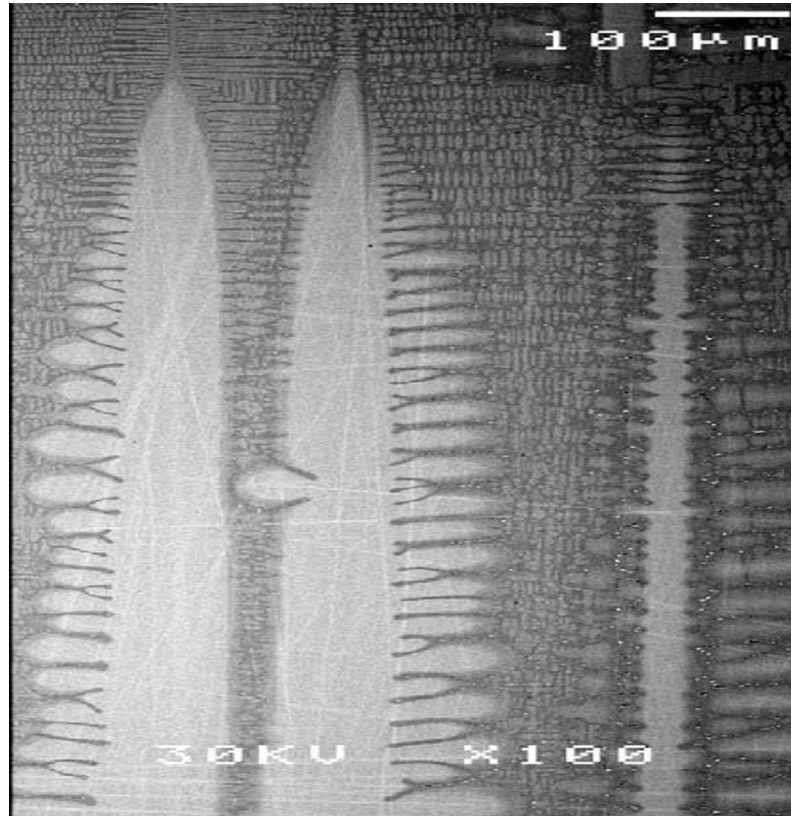


Fig. 2. Electron back-scatter micrograph showing the morphology of closely spaced dendrites in CMSX4 solidified at 180 mm/h with  $G = 5$  K/mm.

مزیت اصلی تک کریستال‌ها در برابر ریخته‌گری و انجماد جهت‌دار سازه‌ها عبارتند از : (1) حذف مرزدانه‌هایی که محور اصلی تنش را قطع می‌کنند که باعث کاهش ترک و حفره‌ها می‌شود، در نتیجه انعطاف‌پذیری خزشی را بهبود می‌یابد.

(2) جهت کریستالوگرافی ترجیحی  $\langle 100 \rangle$  انجماد جهت‌دار هم‌زمان کمترین مدول یانگ و جهت‌گیری موازی با محور بهینه تنش‌های حرارتی را دارد، مقاومت حرارتی شکست در توربین گاز با دمای بالا را بهبود می‌بخشد.

بهره‌برداری کامل از مزایای تکنولوژی تک کریستال به کنترل کیفیت مناسب که نبودن محدودیت انعطاف‌پذیری مرزدانه‌های زاویه زیاد مشترک با دانه‌های سرگردان و محدودیت انحراف از جهت‌گیری محور کریستال تیغه تنها در حد چند درجه را تضمین کند، بستگی دارد. عدم رعایت این مسئله منجر به نادیده گرفتن 2 معیار در طراحی می‌شود، محدود کردن عملکرد موتور با کاهش طول عمر اجزا و یا رد کردن



بخش قابل توجهی از پیامدهای آشکار مالی ریخته‌گری تک بلور. کنترل کیفیت قابل قبول با تولید اولین تک کریستال سوپراآلیاژ بدست آمد که براساس ترکیب متداول سوپراآلیاژهای ریختگی همراه با حذف استحکام دهنده‌های مرزدانه‌ها بوده است. نسل دوم و سوم تک‌کریستال‌های سوپراآلیاژ تولیدی مانند CMSX4 و CMSX10 با بهبود قابلیت‌های حرارتی از طریق افزایش غلظت عناصر استحکام دهنده‌ی حل شونده مانند تنگستن، تانتالیم و رنیوم توسعه داده شدند. مشخصات ریختگی آلیاژهای جدید به طرز قابل توجهی از آلیاژهای قبلی ضعیف‌تر بود. محصول دارای گستره‌ی وسیع‌تری از جهت‌گیری کریستالی بود و بیشتر تمایل به هسته‌گذاری دانه‌های سرگردان است. CM180LC با برخی از اجزا استحکام دهنده مرزدانه ناشی از بازیابی مجدد CMSX4 توسعه داده شد تا اطمینان حاصل شود که مرزدانه‌های ناخواسته فاجعه به بار نخواهد آورد. اما یک نتیجه غیر منتظره بدست آمد و آن بهبود قابل ملاحظه مشخصات ریخته‌گری در حضور کربن و هافنیوم بود.

در فصل مشترک جامد در مایع به دندریتهای ریز زیادی موازی محور شمش برای رشد ادامه دارند. با این حال، برای دانه‌هایی که جهت‌گیری آنها از  $<100>$  خیلی دور باشد، چرخش زیادی در ناحیه سرد شدن مشاهده شده است.

شعاع نوک سلول‌ها و دندریتهای با مقایسه توسط دایره‌های مماسی که روی مورفولوژی قرار می‌گیرند، ارزیابی می‌شوند.

فاصله‌ی دندریتهای اولیه با برش مناسب از ناحیه کاملاً جامد شمش اندازه‌گیری می‌شوند. سطح مقطع این برش کاملاً صاف، پولیش و اچ می‌شود تا سلول‌ها و دندریتهای کاملاً مشاهده شوند. تعداد دندریتهای بر واحد سطح محاسبه می‌شوند. فاصله‌ی بین دندریتهای اولیه ( $\lambda_p$ ) به عنوان عکس مجذور ریشه محاسبه می‌شود.

معمولاً بیشتر از  $10^3$  دندریته روی  $12\text{mm}$  مربع سطح مقطع شمش آنالیز می‌شود و نتایج شعاع نوک سلول دندریته ( $\lambda_s$ ) برای آلیاژهای مختلف از جدول 3 آورده شده است.

Table 3  
Primary dendrite arm spacings and cell/dendrite tip radii

	Alloy				
	CMSX4 (5 mm/h)	CMSX4 (50 mm/h)	CMSX4 (180 mm/h)	CMSX10 (180 mm/h)	CM186LC (180 mm/h)
$\lambda_P$ ( $\mu\text{m}$ )	$234 \pm 10$	$268 \pm 10$	$230 \pm 10$	$230 \pm 10$	$245 \pm 10$
$R_{\text{Tip}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$200 \pm 50$	<5	<5	<5	<5

اندازه‌گیری سیستماتیک موقعیت شاخه‌های دندریتی ثانویه نسبت به نوک دندریت اولیه ( $d_{\text{Tip}}$ ) برای تمامی نمونه‌ها انجام می‌شود. برای هر نمونه 5 نمونه‌گیری انجام می‌شود و نتایج در شکل 3 آورده می‌شود.

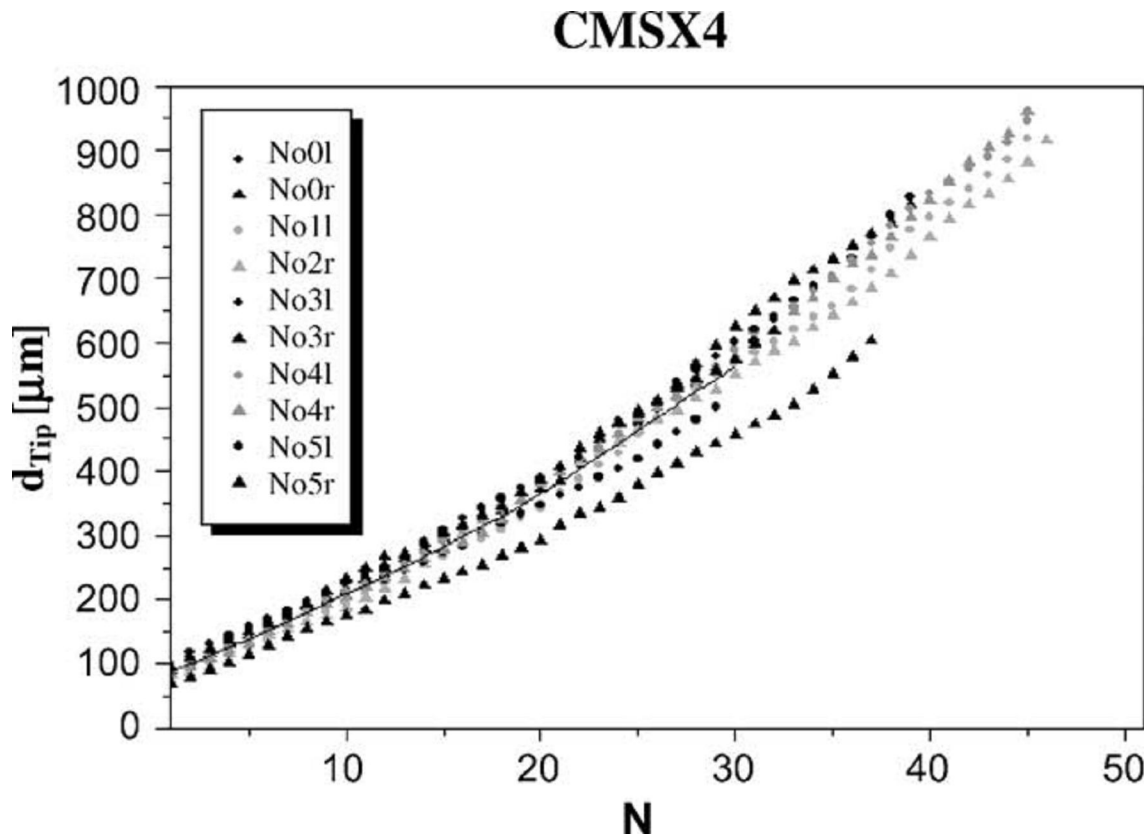


Fig. 3. Position of secondary dendrite arms relative to the dendrite tip for CMSX4 directionally solidified at 180 mm/h with  $G = 5$  K/mm.

نمادها نشان دهنده‌ی دندریتهای مختلف آزمایش شده بر روی یک نمونه هستند. خط سیاه، میانگین مقدار برای تمام شاخه‌های دندریت ثانویه را نمایش می‌دهد.

توسعه مرزدانه‌ها در خلال انجماد جهت‌دار از دانه‌های Biorystal در شکل 4 نشان داده شده است.

این شکل نقشه جهت‌گیری بدست آمده از EBSD همراه با pole Figure  $\langle 100 \rangle$  می‌باشد.

فلش‌ها جهت‌گیری تندی و دندریت اولیه را در دانه مجاور نشان می‌دهد. محور شمش به صورت خط

تیره عمودی نشان داده شده است. عدد Bold انحراف از  $\langle 100 \rangle$  از محور شمش را هنگام رشد دانه نشان

می‌دهد. خط تیره انحراف میکروسکوپی ضخامت مرزدانه از محور شمش را نشان می‌دهد و عدد ایتالیک

تمایل مرزدانه به محور شمش است. در شکل 5، میکروگراف‌های نوری و الکترونی که از نتایج ساختار

دندریتی در مرزدانه‌ها برای دندریت‌های همگرا و واگرا تحت شرایط رشد حاصل شده، نشان داده شده است.

در مورد دندریت‌های واگرا مرزدانه 13 درجه misaligned دارد که به آرامی به سمت 33 درجه

رشد می‌کند. شاخه‌های دندریت ثانویه منحصراً از 33° برای پرکردن شکاف بین دانه‌های واگرا رشد

می‌کنند (شکل 5.A)

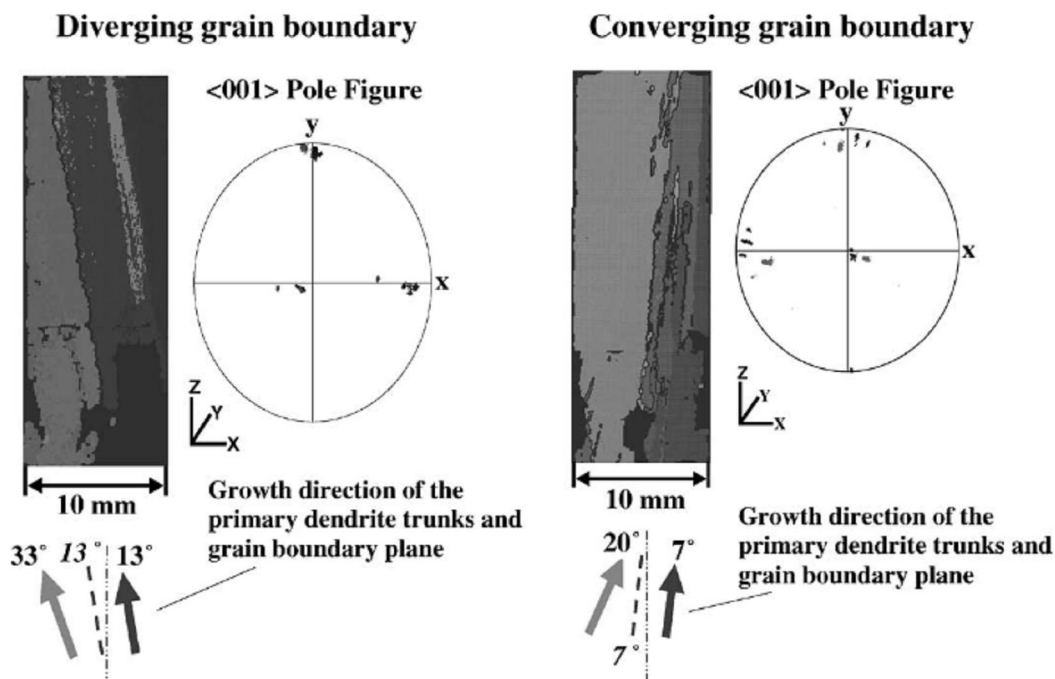


Fig. 4. Orientation maps and  $\langle 001 \rangle$  pole figures for diverging and for converging grains.

در مورد همگرا به جهت  $\langle 100 \rangle$  ، دانه‌های 20 درجه *misalignnel* به سمت جهت 7 درجه رشد می‌کنند. در نتیجه جهت‌گیری مرزدانه موازی دندریته‌های اولیه در دانه با جهت  $\langle 100 \rangle$  و 7 درجه نسبت به محور نمونه نشان می‌دهد که تشکیل شاخه‌های دندریته در مرزدانه در این شرایط رشد ویژه تحت تأثیر قرار گرفته است.

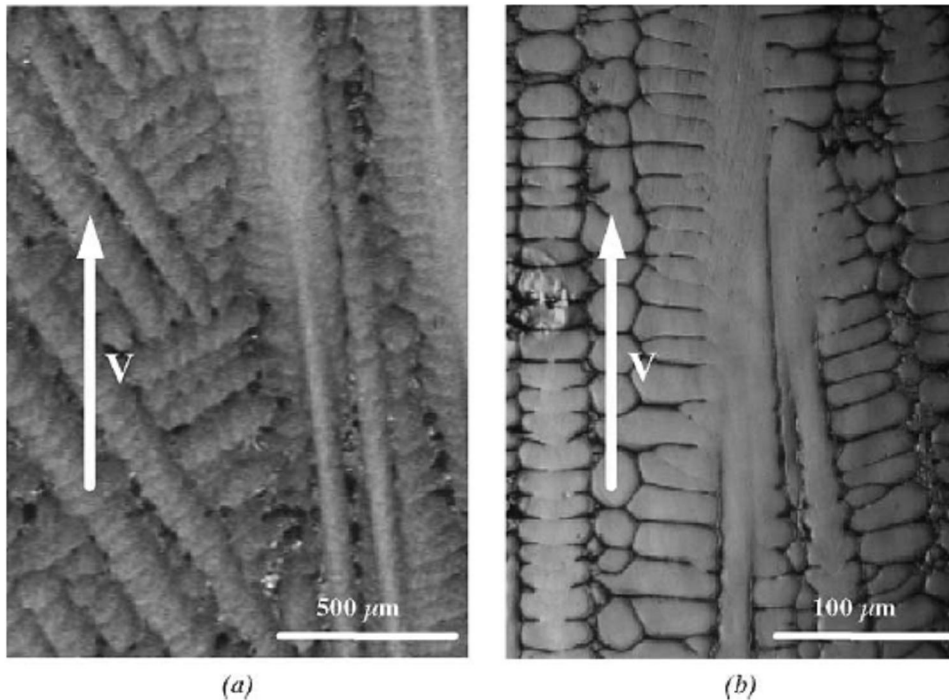


Fig. 5. Secondary dendrite arm formation in CMSX4: (a) diverging grain boundary, (b) converging grain boundary after D'Souza et

در ادامه به توضیح نمودارها و شکل‌ها و مطالب ذکر شده در بالا می‌پردازیم.

شکل 1 پیشرفت مورد انتظار در مورفولوژی انجماد همراه با افزایش سرعت رشد را نشان می‌دهد.

در سرعت‌های کمتر از  $5 \frac{mm}{h}$  ، مورفولوژی سلولی بدست آمده است که منطبق با انجماد در نزدیکی

حد *undercooling* است که در آن فصل مشترک صفحه‌ای خواهد شد.

از ویژگی جالب آزمایش بر روی این سوپراآلیاژها این است که سلول‌ها پشت سر نوک جبهه سلولی

آشفته هستند، اما به هنگام پیشرفت انجماد شاخه‌های ثانویه ایجاد نمی‌کنند. این آشفستگی‌ها فقط در

نزدیکی نوک سلول هستند و فاصله  $\lambda$ ، 140 دارند. دوره تناوب این آشفستگی‌ها بستگی به شعاع سلول (a) دارد. در گستره‌ی  $(\lambda/a = 3)$  پیش‌بینی می‌شود که ناپایدار باشد. نیکول و مولیند مقدار بحرانی  $\lambda/a$  را حدود 9 برای ناپایداری پیش‌بینی کرده‌اند. شکل 1-b و 1-c مورفولوژی دندریتی ستونی معمولی را نشان می‌دهد که همراه با شاخه‌های اولیه و ثانویه می‌باشد. با افزایش نرخ انجماد، فاصله‌ی دندریت‌ها کاهش می‌یابد.

شکل 1-d - مورفولوژی دندریتی هم محور را نشان می‌دهد. این ناشی از این واقعیت است که برای سرعت رشد بالای مناسب، برای منطبق کردن گرمای نهان مذاب، گرادیان دمایی در مایع به اندازه کافی زیاد نیست.

تحت این شرایط، بخش قابل ملاحظه گرما بصورت شعاعی خارج می‌شود و هسته‌های ترجیحی روی دیواره قالب ظاهر می‌شود.

در شکل 2 میکروگراف الکترونی غیر معمولی نشان داده شده است که به 2 دلیل جالب است. توسعه‌ی بازوی ثانویه دندریتی بین 2 دندریت اولیه تحت فشار قرار گرفته است که فاصله‌ی بسته‌تری نسبت به میانگین فاصله دندریت است. احتمالاً یکی به عنوان شاخه سوم از دوم در راستای تعدیل کردن میانگین فاصله‌ی دندریت اولیه توسعه یافته است. این توسعه نامتقارن از دندریت ثانویه از برهم‌کنش تداخل زمینه‌های نفوذ ذرات حل شونده (احتمالاً تنگستن) دو دندریت ناشی شده است.

رقابت برای جدا کردن رسوبات، نیاز به توسعه منطقه‌ی دندریت‌های ثانویه را از بین برده است. از شکل 2، نتیجه گرفته می‌شود که فاصله برهم‌کنش رسوب می‌تواند بیشتر از  $80 \mu m$  باشد اما باید از 0.5 میانگین فاصله دندریتی کمتر باشد. (یعنی کمتر از  $115 \mu m$ ). دندریت در سمت راست شکل 2، توسعه داده شده یک شاخه دندریتی ثانویه است، جایی که توسعه شاخه دندریتی نرمال تحت فشار قرار گرفته است. به عنوان یک نتیجه از افزایش زیاد شعاع انحنا در ریشه‌ی این شاخه دندریتی ثانویه، ذوب موضعی، دوباره اتفاق می‌افتد که منجر به pinching دندریت ثانویه می‌شود. وابستگی مورفولوژی دندریت از سه

آلیاژ بررسی شده، در این مطالعه بر روی پارامترهای انجمادی، گرادیان دمایی و سرعت انجماد به علت محدودیت، اندازه‌گیری غیر قابل تشخیص هستند.

### ابعاد دندریت اولیه:

جدول 3 نشان می‌دهد که فاصله‌ی دندریت اولیه برای سه آلیاژ دیرگداز مورد مطالعه در واریانس

اندازه‌گیری شده در سرعت رشد  $180 \frac{mm}{h}$  یکسان است. زمانی که سرعت رشد از 160 به 50 در

CMSX4 کاهش می‌یابد، فاصله رشته‌ای زیاد می‌شود. با کاهش بیشتر سرعت رشد تا  $5 \frac{mm}{h}$ ، فاصله رشد

کاهش و مورفولوژی دندریتی تبدیل به سلولی می‌شود. این مشاهدات قبلی بر روی سوپرآلیاژها سازگار است.

در مدل عددی Lu و Hunt مقادیر نظری برای نوک دندریت و سلول و فاصله‌ی آرایه برای

CMSX4 محاسبه شده و این اطلاعات  $Q_L = 3.6 \times 10^{-9} \frac{m^2}{s}$  و  $OH = 185 \frac{kJ}{kg}$ ، محدوده ذوب

40k تعیین شده از آزمایش DTA و ثابت ماندن تبرید شعاع انحنا  $\Gamma, 1.76 \times 10^{-2} mk$  فرض شده است.

در جدول 4، داده‌های تجربی و نظری مقایسه شده است. مقدار نظری برای فاصله رشته به طور قابل

ملاحظه‌ای بیشتر از مقدار تجربی است.

Table 4

Dendrite and cell tip radii and array spacings for CMSX4: comparison of theoretically determined values with experimental results

	Cells $V = 5 \text{ mm/h}$	Dendrites $V = 50 \text{ mm/h}$	Dendrites $V = 180 \text{ mm/h}$
Array spacing theoretical ( $\mu\text{m}$ )	355	613	346
Array spacing experimental ( $\mu\text{m}$ )	$234 \pm 10$	$268 \pm 10$	$230 \pm 10$
Tip radius theoretical ( $\mu\text{m}$ )	5.2	1.3	0.7
Tip radius experimental ( $\mu\text{m}$ )	$200 \pm 50$	<5	<5

پیش‌بینی شعاع نوک دندریت (0.7-1.3 میکرومتر) کمتر از پائین‌تر مقدار ( $5 \mu\text{m}$ ) است که می‌تواند

خطای آزمایشی باشد. با این حال مقدار نظری برای شعاع سلول کمتر از مقدار محاسبه شده تجربی است.

این نمی‌تواند ناشی از blunting نوک در خلال پروسه سردشدن باشد. توجه داشته باشیم که رشد سلول‌ها

در یک close-paekoconfiguration بصورت نیمکره است با شعاع نوک سلول  $170 \mu\text{m}$ .

سازگاری کلی بین مقادیر بدست آمده تئوری و نظری کم است. یک دلیل ممکن برای این اختلاف کامل بودن مدل نظری می باشد. این مدل شکست را به حساب تفاوت در رسانایی حرارتی جامد و فاز مایع می گذارد در حالیکه می تواند بیشتر به عنوان یک عامل دوم باشد.

### ابعاد دندریت ثانویه

شکل 3 فاصله‌ی میانگین شاخه‌های دندریتی ثانویه از نوک دندریت که برای 20 دندریت اول تقریباً خطی به نظر می رسد را نشان می دهد. این نتایج با نتایج آزمایش  $Li$  که قبلاً نزدیک به شبه خطی گزارش کرده بود، سازگار است. وجود این روش اولیه، احتمالاً نشان دهنده‌ی این واقعیت است که در این نقطه، بازوهای دندریت ثانویه در حال رشد از یک ناپایداری رشد مناسب از تنددندریت اولیه هستند. این در تضاد با مرحله‌ی بعد توسعه دندریت ثانویه است که با پایان پروسه کنترل می شود، بنابراین یک تابع خطی تجربی از برازش داده ها به دست آمده است:

$$d_{Tip} = \lambda_s \times N + d_0$$

موقعیت اولین بازوی دندریت ثانویه ( $d_1$ ) بدست آمده از مقدار تابع خطی به ازای  $N = 1$  و فاصله‌ی بازوهای ثانویه ( $\lambda$ )، برای 20 بازوی دندریت ثانویه شیب تابع خطی است. پارامتر  $d_1$  و  $\lambda_s$  نزدیک نوک دندریت برای همه‌ی نمونه‌ها در جدول 5 آورده شده است. خطا در اندازه‌گیری موقعیت پشت نوک دندریت جایی که اولین بازوی دندریت ثانویه توسعه می یابد، ناشی از تفاوت در ساختار بازوی ثانویه در دندریت‌های متفاوت است که در شکل 3 می تواند مشاهده کرد.

برای تعیین کمیت وابستگی فاصله و شاخه دندریت در زمان انجماد موضعی دورتر از نوک دندریت فاصله شاخه دندریت در امتداد طول سریع سرد شدن دندریت باید تحلیل شود. زمان انجماد موضعی در امتداد طول سرد شدن دندریت‌ها با تقسیم موقعیت شاخه دندریت ثانویه نسبت به سرعت رشد نوک دندریت محاسبه می شود. زمان انجماد موضعی برای ناحیه کاملاً جامد شده در خلال تخلخل و شاخه‌های دندریتی با تقسیم طول *muchy Zone* به سرعت رشد محاسبه می کنند. فرض می شود که تکامل دندریت زمانی که

ماده کاملاً جامد است متوقف می‌شود. زیرا تغییری در نفوذپذیری رسوب ایجاد نمی‌شود. در شکل 6 فاصله‌ی شاخه‌های دندریت ثانویه در برابر زمان انجماد موضعی رسم شده است.

در شکل 6، ارتباط تقریباً خطی بین نمایش لگاریتمی فاصله‌ی بازوی دندریت ثانویه و زمان انجماد موضعی وجود دارد. با استفاده از روش کمترین مربعات اینگونه بیان می‌شود:

$$\lambda_S = 5.5(MT_F)^{\beta}$$

نقاط موجود مقدار  $\beta = 0.27 \pm 0.05$  و  $M = (11 \pm 2)S^{-1}$  را بدست می‌دهند. این معادله با

این نظریه سازگار است که فاصله‌ی بازوی دندریت‌های اولیه بسیار کمتر از زمانی است که انجماد پیشرفت می‌کند.

*A. Wagner et al. / Materials Science and Engineering A 374 (2004) 270-279*

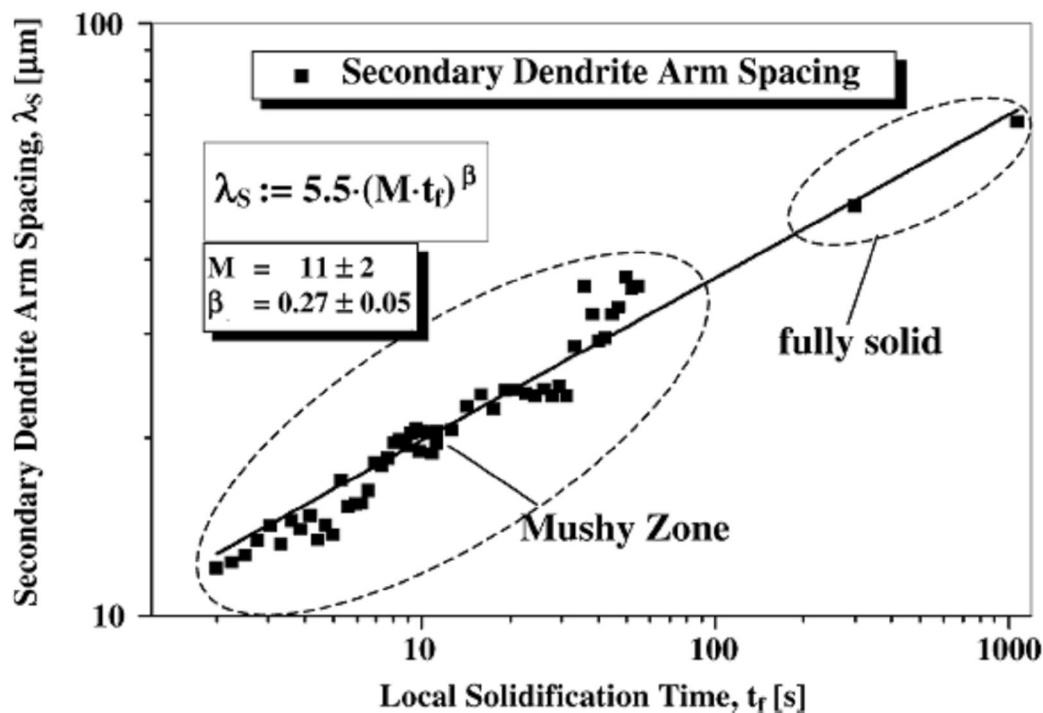


Fig. 6. Secondary dendrite arm spacing in CMSX4 against local solidification time.

### آزمایش Bicrystal

مدل پذیرفته شده برای رشد رقابتی دانه این است که دانه در جهت کریستالوگرافی  $\langle 100 \rangle$  در

راستای گرادیان دمایی بیشتر از باقی جهات رشد می‌کند.



آزمایش کریستال دوگانه، برای دانه‌های CMSX4 با دندریتهای همگرا (شکل 4 و 5) نشان می‌دهد که دانه‌های غیر همراستا می‌توانند موازی با جهت دانه‌های مساعد رشد کنند. نقطه‌ی مهم برای همگرایی دندریتهای، رقابت برای رسوب بین دندریتهای در کریستال‌های مجاور می‌باشد که توسعه ثانویه را تحت تأثیر قرار می‌دهد. در نتیجه رشد نسبی دانه بستگی به تمایل دندریتهای اولیه کریستال همراستا با گرادیان دما دارد. در مثال نشان داده شده، تنه دندریتهای اولیه، 7 درجه غیر همراستاست (هرگز از دست نمی‌رود تا بر لبه نمودار برسد. برای دانه‌ی واکرا رسوب اضافی در مایع بین دندریتهای، واکرا وجود دارد. در نتیجه دندریتهای باید مشکلات بین دانه‌های واکرا را برطرف کند.

آزمایش کریستال‌های دوگانه روی CMSX4 شواهد توسعه بافت موثر توسط مکانیزم‌های پذیرفته شده قفل شدن دندریتهای ثانویه توسط دندریتهای اولیه کریستال‌های غیر همراستا را نشان نداده در عوض، مرزدانه‌ها برای هم همگرا و هم واکرا نشان می‌دهد که دندریتهای اولیه موازی کریستال‌هایی که دارای جهت <100> همراستا با گرادیان دما می‌باشند هستند. این مکانیزم برای سریعترین رشد سودمند نیست و از جهت <100> همراستا با گرادیان دما می‌باشند، هستند. این مکانیزم برای سریعترین رشد سودمند نیست و از جهت <100> دور می‌شود و منجر به انجماد بافت پراکنده که در انجماد جهت‌دار CMSX4 مشاهده شده، می‌شود. مهار رشد دندریتهای ثانویه به دلیل رقابت برای پارتیشن‌بندی رسوب توسط دندریتهای در کریستال‌های مجاور یک فاکتور مهم است.

بُعد منطقه‌ی نفوذ رسوب جلوی نوک دندریتهای با  $D_S/R$  مشخص می‌شود که  $D_S$  سرعت نفوذ رسوب در مذاب است کاهش سایز میدان نفوذ رسوب توسط کاهش  $D_S$  یا افزایش، تمایل به تحت تأثیر قرار دادن دندریتهای ثانویه را کاهش می‌دهد.

نتیجه گیری کلی

فرآیند انجماد جهت دار در ریخته گری سوپر آلیاژهای پایه نیکل برای حصول ساختار یکپارچه و تک کریستال استفاده می‌شود. تک کریستال‌ها مرزدانه ندارند و همانطور که اشاره شد مرزدانه‌ها باعث کاهش خواص مکانیکی از جمله مقاومت به خزش و شکست ماده می‌شوند. پارامترهایی روی ساختار

نهایی فرآیند انجماد جهت دار تاثیرگذار می باشند که برخی از آنها مستقیماً به ما ربط دارند که در زیر به برخی از آنها اشاره می شود.

### 1- انتقال حرارت

همان طور که می دانید جهت انتقال حرارت در انجماد جهت دار موازی با محور قالب های استوانه ای است. یعنی در این حالت انتقال حرارت در جهت شعاع استوانه وجود ندارد. در سوپر آلیاژ های پایه نیکل دندریت ها ترجیحاً در جهت <001> رشد می کنند و جهت انتقال حرارت روی جهت گیری دانه ها تاثیرگذار است. هر چه انتقال حرارت سریعتر باشد تمایل دندریت ها برای قرار گرفتن در جهت <001> بیشتر می شود.

### 2- جوانه زا

در ریخته گری به روش انجماد جهت دار، قبل از اینکه مذاب به داخل قالب ریخته شود تعدادی جوانه زا در کف قالب قرار می گیرد تا بتوان روی جهت گیری دانه ها کنترل داشت. در تحقیقی که توسط Xinbao Zha و همکارانش روی آلیاژ AM 3 انجام دادند مشخص شد که تاثیر جهت جوانه زاها روی جهت دندریت های اولیه بیشتر از اثر جهت انتقال حرارت است.

### 3- سرعت انجماد

سرعت انجماد به میزان گرادیان حرارتی بستگی دارد، هرچه گرادیان حرارتی بیشتر باشد سرعت انجماد بالاتر بوده و جهت گیری دانه ها به سمت جهت <001> بیشتر می شود.

## References

1. Sindo Kou, welding metallurgy, A Wiley-Interscience publication.2003
2. Reed-Hill, physical metallurgy principles, PWS publishing company, 1994
3. D.A. Porter, K.E. Easterling, Phase transformations in metals and alloys,
4. A. Wagner, B.A. Shollock, M. McLean, Grain structure development in directional solidification of nickel-base superalloys, Materials Science and Engineering A 374 (2004) 270– 279
5. Y.Z. Zhou, A. Volek, N.R. Green, Mechanism of competitive grain growth directional solidification of a nickel-base superalloy, Acta Materialia 56 (2008) 2631–2637
6. R.F. Marinis, R.F. Sekerka, Proceedings of the Conference on in situ Composites-III, Ginn Custom Publishing,
7. M.G. Ardakani, N.D'Souza, A. Wagner, B.A. Shollock and M. McLean, Competitive Grain Growth and Texture Evolution during Directional Solidification of Superalloys,
8. N.D'Souza, M.G. Ardakani, A. Wagner, B.A. Shollock, M. Mclean, Morphological Aspects of Competitive Grain Growth during Directional Solidification of a Nickel- base Superalloy, CMSX4, journal of materials science