



پروژه درس انجماد پیشرفته

# مطالعه رشد تک بلور سوپرآلیاژهای پایه نیکل به روش بریجمن

پاییز ۹۰

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

## فهرست مطالب

- ۱- مقدمه..... ۱
- ۲- سوپرآلیاژهای پایه نیکل..... ۲
- ۳- فرآیند انجماد جهت‌دار به روش بریجمن..... ۳
- ۴- معادلات حاکم بر فرآیند رشد تک بلور..... ۹
- ۴-۱ معادله انرژی..... ۹
- ۴-۲ معادله توزیع غلظت عنصر آلیاژی..... ۱۲
- ۴-۳ معادله مومنتوم..... ۱۲
- ۵- ناپایداری فصل مشترک مذاب - جامد..... ۱۲
- ۶- انتخاب جهت کریستالی در رشد تک‌بلور سوپرآلیاژ پایه نیکل..... ۱۸
- ۷- تحقیقات انجام شده در زمینه شبیه‌سازی رشد تک‌بلور..... ۲۴
- ۸- منابع و مراجع..... ۳۱

## فهرست شکل‌ها

- شکل ۱: عناصر مهم آلیاژ در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای پایه نیکل و جایگاه آنها در آلیاژ ..... ۲
- شکل ۲: نمودار فازی دوتایی ..... ۳
- شکل ۳: انجماد جهت‌دار به روش بریچمن ..... ۷
- شکل ۴: اجزای یک سیستم رشد تک بلور به روش بریچمن ..... ۹
- شکل ۵: نحوه توزیع گرادیان دمایی در فرآیند انجماد جهت‌دار ..... ۱۰
- شکل ۶: توزیع عنصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد و تغییر در دمای ذوب تعادلی ..... ۱۳
- شکل ۷: توسعه یک فصل مشترک ..... ۱۴
- شکل ۸: تغییرات مورفولوژی در اثر تغییرات گرادیان دمایی و سرعت رشد سوپرآلیاژ ..... ۱۶
- شکل ۹: تغییر مورفولوژی نمونه‌ای از سوپرآلیاژ پایه نیکل در اثر تغییرات گرادیان دمایی و سرعت رشد ..... ۱۷
- شکل ۱۰: ریزساختار نمونه‌ای از آلیاژ CMSX4 با سرعت رشد  $3 \text{ mm/min}$  و در گرادیان دمایی K ..... ۱۸
- شکل ۱۱: جهات مرجح در رشد تک‌بلور سوپرآلیاژ پایه نیکل ..... ۱۹
- شکل ۱۲: شماتیک فرآیند رشد رقابتی در انتخاب جهت کریستالی ..... ۲۰
- شکل ۱۳: رشد رقابتی دو دانه مجاور ..... ۲۱
- شکل ۱۴: انتخاب‌کننده دانه اولیه برای رشد تک‌بلور ..... ۲۱
- شکل ۱۵: نمونه‌ای از پره تک‌بلور از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل به همراه انتخاب‌کننده متصل به آن ..... ۲۲
- شکل ۱۶: استفاده از دانه اولیه با جهت کریستالی مشخص برای رشد تک‌کریستال ..... ۲۳
- شکل ۱۷: خروجی شبیه‌سازی انتخاب جهت کریستالی در انتخاب‌کننده دانه قالب ..... ۲۷
- شکل ۱۸: مشاهده در جای مکانیزم تشکیل دانه‌های هم‌محور در انجماد جهت‌دار آلیاژ Al-20%Cu ..... ۲۸

## فهرست جدول‌ها

- جدول ۱- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل اول.....۴
- جدول ۲- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل دوم.....۴
- جدول ۳- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل سوم.....۴
- جدول ۴- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل چهارم.....۴

## چکیده

ساخت پره‌های تک‌بلور<sup>1</sup> سوپرآلیاژ پایه نیکل به دلیل داشتن بالاترین استحکام خزشی در توربین‌های گازی دارای اهمیت است. حذف مرزخانه‌ها که عامل اصلی ضعف مکانیکی در خزش است، دلیل اصلی مقاومت بالای این ساختار در برابر خزش است. فرآیند ساخت این پره‌ها با فناوری انجماد جهت‌دار (روش بریجمن<sup>2</sup>) انجام می‌گیرد، که به لحاظ تکنولوژی تولید بسیار زمان‌بر و گران‌قیمت است. پارامترهای انجمادی متعددی بر ساختار نهایی تک‌بلور حاصل و به تبع آن بر خواص نهایی از جمله خواص خزشی موثر است. با توجه به پیچیدگی‌های موجود در فرآیند انجماد در توسعه ریزساختار آلیاژها، دستیابی به روش مناسبی برای پیش‌بینی ارتباط میان جنبه‌های ریزساختاری و فاکتورهای انجماد که در نهایت بر خواص مکانیکی نهایی موثر است، همچنان به عنوان یک موضوع تحقیقاتی مورد توجه است.

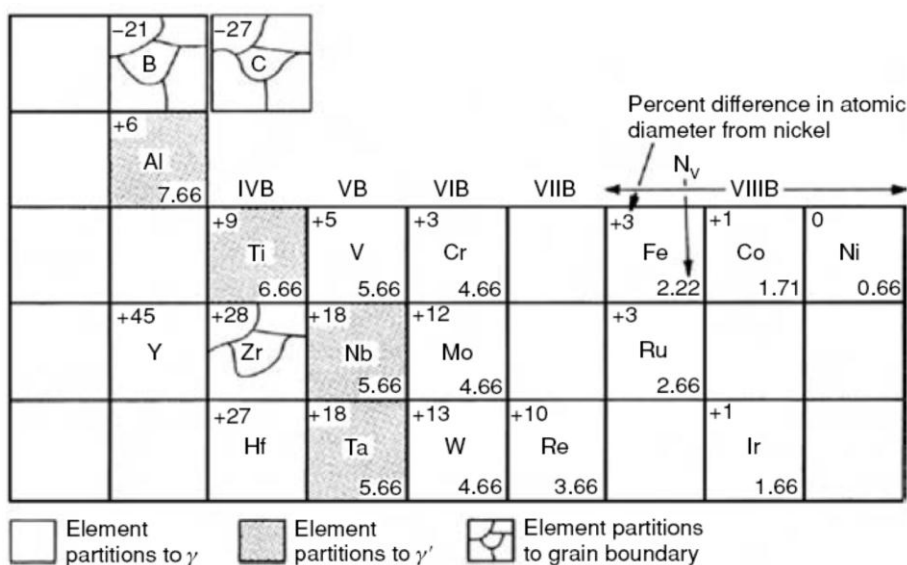
---

<sup>1</sup> Single crystal

<sup>2</sup> Bridgman Method

## ۱. مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل آلیاژهایی با استحکام مکانیکی مناسب (مقاومت خزشی خیلی خوب) و مقاومت در برابر اکسیداسیون دمای بالا می‌باشند و اکثراً در قسمتهای داغ توربین‌های گازی مورد استفاده قرار می‌گیرند. اطلاع از متالورژی فیزیکی آلیاژ به منظور بررسی رفتار انجمادی سوپرآلیاژ پایه نیکل، دارای اهمیت است. در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای پایه نیکل معمولاً عناصر آلیاژی زیادی حضور دارند و از این رو یک سیستم آلیاژی پیچیده محسوب می‌گردد. سوپرآلیاژهای پایه نیکل معمولاً دارای کروم، کبالت، آلومینیوم و تیتانیوم به عنوان عناصر آلیاژی اصلی می‌باشند. برخی دیگر از عناصر واسطه مثل رنیوم، تنگستن و هافنیوم نیز در بعضی از سوپر آلیاژها حضور دارند. عناصری مانند کربن، بور و زیرکنیوم در اکثر سوپرآلیاژهای پایه نیکل به میزان بسیار اندک وجود دارند و اغلب به صورت کاربید و یا بوراید در مرزخانه‌ها رسوب می‌کنند. برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل نظیر IN706 و IN718 دارای مقادیر قابل توجهی از آهن می‌باشند و در خانواده سوپرآلیاژهای پایه نیکل-آهن به شمار می‌روند. مهمترین عناصر آلیاژی مورد استفاده در سوپرآلیاژهای پایه نیکل و محل توزیع آنها در ریزساختار نهایی آلیاژی در شکل ۱ ارائه شده است.



شکل ۱- عناصر مهم آلیاژ در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای پایه نیکل و جایگاه آنها در آلیاژ [۱]

## ۲- سوپر آلیاژهای پایه نیکل

ریزساختار سوپر آلیاژهای پایه نیکل از یک زمینه محلول جامد نیکل با ساختار آستنیت (FCC) تحت عنوان  $\gamma$  تشکیل شده است. عناصری نظیر کبالت، کروم، مولیبدن، تنگستن، رنیوم و رتنیوم تمایل دارند تا به سبب اختلاف اندازه اتمی کم با نیکل در فاز آستنیت،  $\gamma$ ، حل شده و سبب پایداری آن شوند. در صورت حضور عناصر آلیاژی آلومینیوم، تیتانیوم و تانتالوم ترکیبات  $\gamma'$ - Ni<sub>3</sub> (Al, Ti, Ta) در زمینه فاز  $\gamma$  تشکیل می‌گردد که با زمینه هم‌سیما می‌باشند و سبب افزایش استحکام در دماهای بالا می‌شود. این فاز اغلب تحت یک استحاله در فاز جامد در زیر خط منحنی جامد از فاز  $\gamma$  رسوب می‌کند. بنابراین رفتار انجمادی یک سوپر آلیاژ پایه نیکل همانند انجماد یک آلیاژ تک فاز ( $\gamma$ ) انجام می‌گیرد. [۱]

اصلاح ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژهای پایه نیکل تک کریستال به سمت بهبود خواص آن، سبب بوجود آمدن ۴ نسل مختلف از این آلیاژهای پایه نیکل شده است. در جدول‌های ۱ تا ۴، چهار نسل مختلف سوپر آلیاژهای پایه نیکل ارائه شده است [۱]. نکته مهم در این روند افزایش میزان رنیوم و کاهش میزان تیتانیوم و مولیبدن است. عوامل مهم در تعیین ترکیب شیمیایی آلیاژها شامل تشکیل کسر حجمی بالای فاز  $\gamma'$  با افزایش درصد آلومینیوم و تیتانیوم، کاهش انرژی فصل مشترک رسوبات  $\gamma'$  و زمینه، حضور مقادیر کافی رنیوم، مولیبدن، تنگستن، و تالیوم برای افزایش مقاومت خزشی و در نهایت مقاومت به خوردگی مناسب است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی برخی از سوپر آلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل اول [۱]

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	V	Hf	Ni	Density (g/cm <sup>3</sup> )
Nasair 100	9	—	1	10.5	5.75	1.2	3.3	—	—	—	Bal	8.54
CMSX-2	8	4.6	0.6	8	5.6	1	6	—	—	—	Bal	8.60
CMSX-6	9.8	5	3	—	4.8	4.7	2	—	—	0.1	Bal	7.98
PWA 1480	10	5	—	4	5	1.5	12	—	—	—	Bal	8.70
SRR99	8	5	—	10	5.5	2.2	3	—	—	—	Bal	8.56
RR2000	10	15	3	—	5.5	4	—	—	1	—	Bal	7.87
Rene N4	9	8	2	6	3.7	4.2	4	0.5	—	—	Bal	8.56
AM1	7.8	6.5	2	5.7	5.2	1.1	7.9	—	—	—	Bal	8.60
AM3	8	5.5	2.25	5	6	2	3.5	—	—	—	Bal	8.25
TMS-6	9.2	—	—	8.7	5.3	—	10.4	—	—	—	Bal	8.90
TMS-12	6.6	—	—	12.8	5.2	—	7.7	—	—	—	Bal	9.07



جدول ۲- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل دوم [۱]

Alloy	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	Ni	Density (g/cm <sup>3</sup> )
CMSX-4	6.5	9	0.6	3	6	5.6	1	6.5	—	0.1	Bal	8.70
PWA1484	5	10	2	3	6	5.6	—	8.7	—	0.1	Bal	8.95
Rene N5	7	8	2	3	5	6.2	—	7	—	0.2	Bal	8.70
MC2	8	5	2	—	8	5	1.5	6	—	—	Bal	8.63
TMS-82+	4.9	7.8	1.9	2.4	8.7	5.3	0.5	6	—	0.1	Bal	8.93

جدول ۳- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل سوم [۱]

Alloy	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	Others	Ni	Density (g/cm <sup>3</sup> )
CMSX-10	2	3	0.4	6	5	5.7	0.2	8	0.1	0.03	—	Bal	9.05
Rene N6	4.2	12.5	1.4	5.4	6	5.75	—	7.2	—	0.15	0.05C 0.004B 0.01Y	Bal	8.97
TMS-75	3	12	2	5	6	6	—	6	—	0.1	—	Bal	8.89

جدول ۴- ترکیب شیمیایی برخی از سوپرآلیاژهای تک کریستال پایه نیکل نسل چهارم [۱]

Alloy	Cr	Co	Mo	Re	Ru	W	Al	Ti	Ta	Hf	Others	Ni	Density (g/cm <sup>3</sup> )
MC-NG	4	<0.2	1	4	4	5	6.0	0.5	5	0.10	—	Bal	8.75
MX4 / PW1497	2	16.5	2.0	5.95	3	6.0	5.55	—	8.25	0.15	0.03C 0.004B	Bal	9.20
TMS-138	2.8	5.8	2.9	5.1	1.9	6.1	5.8	—	5.6	0.05	—	Bal	8.95
TMS-162	2.9	5.8	3.9	4.9	6	5.8	5.8	—	5.6	0.09	—	Bal	9.04

سوپرآلیاژهای تک کریستال نسل اول ، همان سوپرآلیاژهای رایج ریختگی می باشند که عناصر آلیاژی مقاوم ساز در مرزدهانه ها از ترکیب حذف شده اند. سوپر آلیاژهای تک کریستال نسل دوم و سوم نظیر CMSX4 و CMSX10 با افزایش غلظت عناصر آلیاژی با قابلیت سخت گردانی محلولی نظیر تنگستن، تانتالوم و رنیوم به منظور افزایش دمای کارکرد گسترش یافتند. لیکن خواص ریختگی آلیاژهای مذکور نسبت به نسل قبل از آن ضعیف تر شده و ایجاد دانه های سرگردان و عیب فرکل در آنها سبب انحراف ساختار انجمادی از حالت تک-کریستال می گردد. بنابراین در این قبیل آلیاژها با ورود کربن و هافنیوم استحکام مرزدهانه های ناخواسته افزایش یافت. بنابراین می توان نوشت که تغییر در ترکیب شیمیایی آلیاژ منجر به تغییرات عمده ای در ساختار انجمادی

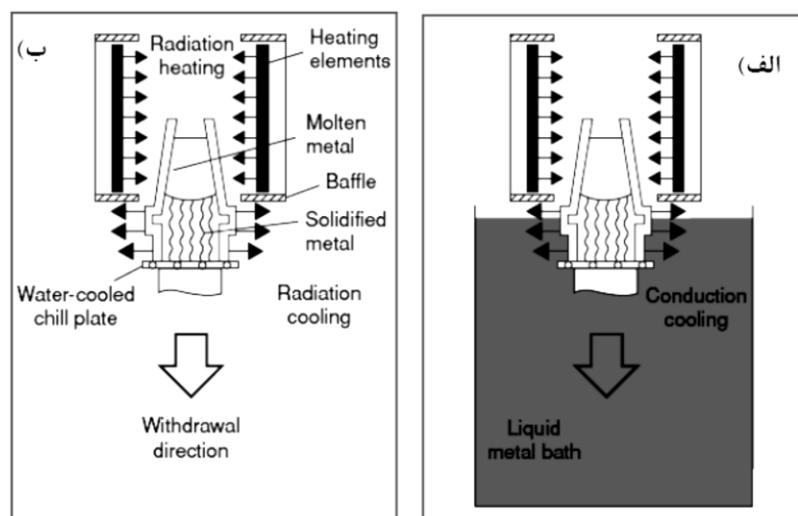
خواهد شد. از سویی فاکتورهای انجمادی از جمله گرادیان دمایی در مذاب و سرعت پیشروی فصل مشترک بر ساختار انجمادی موثر است [۳].

### ۳- انجماد جهت‌دار به روش بریجمن-استوک برگر<sup>۱</sup>

انجماد جهت‌دار به روش بریجمن-استوک برگر روشی مهم در مطالعه انجماد جهت‌دار و رشد تک‌بلور است و به صورت گسترده‌ای جهت تولید پره‌های تک‌بلور سوپراآلیاژ پایه نیکل استفاده می‌شود [۱، ۴]. در این روش جهت رسیدن به ساختار جهت‌دار انجمادی، یک شیب دمایی مناسب در مذاب ایجاد شده و در جهت مشخص به صورت ثابت نگه داشته می‌شود و از طرفی جانب مذاب (فصل مشترک مذاب-جامد) با سرعتی مشخص در شیب حرارتی بوجود آمده جابجا می‌شود. در این حالت حرارت از قسمت انتهایی منجمد شده نمونه خارج می‌گردد. شیب دمایی باید به گونه‌ای ایجاد شود که از جوانه‌زنی در دیواره قالب جلوگیری شود. دو فاکتور گرادیان دمایی در مذاب (G) و سرعت حرکت فصل مشترک (R) تعیین‌کننده مورفولوژی نهایی نمونه خواهند بود. دو روش عمده جهت حرکت دادن جبهه انجماد و یا به عبارتی جابجایی شیب حرارتی وجود دارد: در روش نخست شیب دمایی مناسبی در قالب ایجاد می‌گردد و سپس تغییر در شیب دمایی با استفاده از خاموش کردن کوره و کاهش یکنواخت حرارت در کل کوره صورت می‌گیرد. در روش دوم با ایجاد حرکت نسبی کوره و قالب این خواسته تامین می‌گردد. [۵ و ۴] ریخته‌گری سوپراآلیاژهای پایه نیکل با استفاده از فرآیند ریخته‌گری دقیق و قالبهای سرامیکی متشکل از سیلیکات زیرکونیا، آلومینا و سیلیکا انجام می‌گیرد. به دلیل انتقال حرارت از دیواره قالب، اطلاع از خواص فیزیکی مواد قالب ضروری است. خروج حرارت از نمونه به ضریب هدایت حرارتی قسمت منجمد شده آلیاژ و انتقال حرارت از دیواره قالب وابسته خواهد بود. بنابراین با افزایش طول ناحیه منجمد شده نرخ خروج حرارت کاهش می‌یابد. خروج حرارت از قسمت انتهایی نمونه با استفاده از سیستم آبگرد در کف نمونه و همچنین به روش تابشی از جداره قالب در خارج کوره تشدید می‌گردد. این روش به عنوان روش انجمادی با نرخ

<sup>1</sup> Bridgeman-Stockbarger Method

بالا<sup>۱</sup> شناخته می‌شود. در روش دیگر برای حفظ ساختار انجمادی جهت مطالعه آن و یا خروج بیشتر حرارت، نمونه پس از خروج از کوره وارد حمام مذاب فلزی نظیر قلع و یا آلومینیوم مذاب می‌گردد. این روش که در آن نرخ خروج حرارت از انتقال حرارت تابشی در روش HRS بیشتر است تحت عنوان سرد کردن با استفاده از فلز مذاب<sup>۲</sup> شناخته می‌شود. [۱، ۶] این فرآیندها در شکل ۳ به صورت ترسیمی ارائه شده است.



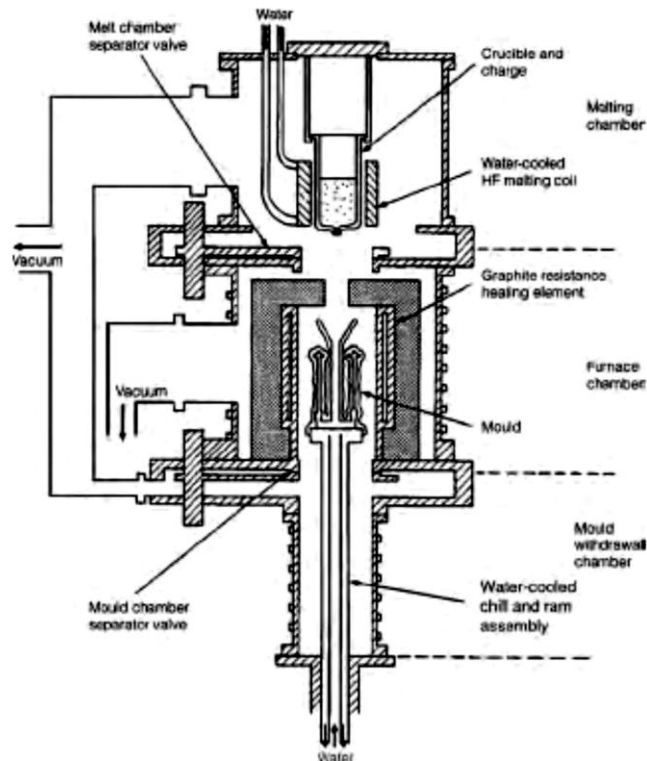
شکل ۳: انجماد جهت‌دار به روش بریجمن (الف) روش سرد کردن با فلز مذاب (LMC) (ب) روش انجماد با نرخ بالا (HRS) [۱]

دستیابی به یک سرعت انجماد یکنواخت تنها با ثابت نگه داشتن نرخ خروج حرارت ممکن خواهد بود. به همین سبب کنترل فرآیند انجماد جهت‌دار معمولاً با استفاده از تجهیزات کنترلی سرعت بیرون کشی نمونه از کوره و همچنین استفاده از کوره‌های دارای چندین ناحیه حرارتی برای کنترل شیب حرارتی ممکن می‌گردد. حتی در صورتی که تمام شرایط اشاره شده در بالا برای رشد فراهم باشد، این فرآیند بسیار کند صورت می‌پذیرد که بدین جهت منجر به بروز جدایش‌های شدید و نواقص ساختاری می‌شود که در نهایت باعث افت خواص مکانیکی می‌گردد. امروزه با کنترل گرادیان دمایی در مذاب این امکان بوجود می‌آید تا خروج حرارت نه تنها از قسمت انتهایی نمونه بلکه از تمام سطح قالب صورت گرفته و رشد با سرعت بیشتری انجام شود. این امر نیازمند

<sup>1</sup> High-Rate Solidification

<sup>2</sup> Liquid Metal Cooling

محاسبات پیچیده و کنترل دقیق سرعت بیرون کشی خواهد بود و ضرورت بررسی شرایط انجمادی و اثر آن بر نحوه توسعه ریزساختار نهایی را آشکار می‌سازد. [۷] نمونه‌ای از سیستم رشد تک کریستال پایه نیکل به روش بریجمن به همراه متعلقات آن در شکل ۴ ارائه شده است.



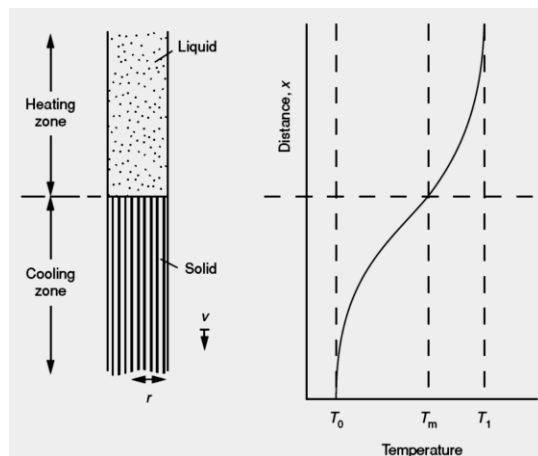
شکل ۴: اجزای یک سیستم رشد تک بلور به روش بریجمن [۷]

#### ۴- معادلات حاکم بر فرآیند رشد تک بلور

به منظور رشد تک‌بلور در فرآیند انجماد جهت‌دار، ایجاد و کنترل شیب دمایی مناسب در فصل مشترک مذاب-جامد و همچنین بررسی توزیع عناصر آلیاژی در فرآیند انجماد ضروری است.

## ۴-۱ معادله انرژی

شکل ۵ به صورت ترسیمی نحوه توزیع گرادیان‌های دمایی در مذاب و جامد را در فرآیند انجماد جهت‌دار ارائه می‌نماید.



شکل ۵: نحوه توزیع گرادیان دمایی در فرآیند انجماد جهت‌دار [۶]

معادله انرژی در حالت کلی دارای متغیرهای زیادی است. لیکن معمولاً معادله کلی حاکم بر انرژی در یک سیستم دارای سرعت کم به صورت رابطه ۱ نوشته می‌شود:

$$\frac{\partial(\rho h)}{\partial t} + \nabla(\rho u h) = \nabla(k \text{grad} T) + S_h \quad (1)$$

$$h = c_p T \quad (2)$$

$h$  آنتالپی

$k$  ضریب هدایت حرارتی

$T$  : دما

$C_p$  : ضریب گرمایی ویژه

$u$  : سرعت

$S_h$  نرخ تولید انرژی در واحد حجم. [۸]

در فرآیند انجماد به سبب آزاد شدن گرمای نهان ذوب ( $L_f$ )، رها شدن انرژی داریم. بنابراین در فرآیند انجماد معادله انرژی حاکم بر سیستم که در آن فصل مشترک با سرعت  $R$  حرکت میکند و انتقال حرارت از نمونه به محیط اطراف برابر  $Q$  است، به صورت رابطه ۳ بازنویسی می‌شود:

$$(\rho c_p) \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla(\rho u h) = \nabla(k \nabla T) - \rho_s L_f R + Q \quad (3)$$

انجماد جهت‌دار نمونه سبب خروج گرمای نهان انجماد از مذاب به قسمت منجمد شده می‌گردد که بدین ترتیب موازنه حرارت در فصل مشترک مذاب - جامد به صورت رابطه ۴ نوشته می‌شود.

$$K_s G_s - K_l G_l = \rho_s L_f R \quad (4)$$

از رابطه ۴ استنباط می‌شود که سرعت جابجایی فصل مشترک ( $R$ ) به اختلاف میان  $G_s k_s - G_l k_l$  بستگی دارد. از طرفی توزیع گرادیان دمایی در مذاب،  $G_l$ ، بطور چشمگیری به سرعت حرکت فصل مشترک وابسته است. وجود گرادیان دمایی منفی در مذاب به معنای جوانه زنی دانه‌های هم‌محور در مذاب است و در نتیجه امکان رشد تک بلور از بین می‌رود. با توجه به این مساله یک سرعت بحرانی بیشینه برای رشد تک بلور وجود دارد که در سرعت‌های بالاتر از آن امکان رشد تک کریستال وجود ندارد. سرعت بیشینه رشد که در واقع حد بالایی سرعت رشد تک کریستال می‌باشد هنگامی حاصل می‌گردد که گرادیان دمایی در مذاب صفر شود. بدین ترتیب خواهیم داشت: [۹]

$$R_{\max} = \frac{K_s G_s}{\rho_s L} \quad (5)$$

انتقال حرارت از قسمت منجمد شده به محیط با دمای کم از طریق فرآیندهایی نظیر تابش، همرفت و هدایت انجام می‌گیرد که به شرایط فرآیند انجماد جهت‌دار و تجهیزات وابسته است. این موارد تعیین‌کننده شرایط مرزی در حل معادله حاکم بر سیستم مورد بررسی است. انتقال حرارت از قسمت منجمد شده به محیط سرد با یک ضریب کلی  $h$  انجام می‌گیرد. در این صورت ضریب انتقال حرارت کل ( $h$ ) به صورت زیر قابل ارزیابی است:

$$h_{\text{HRS}} = \left( \frac{1}{h_C} + \frac{1}{h_{\text{gap}}} + \frac{1}{h_{\text{shell}}} + \frac{1}{h_R} \right)^{-1} \quad (6)$$

به ترتیب ضریب هدایت حرارتی کل، تابش بین قالب و دستگاه، هدایت حرارتی پوسته قالب، تابش بین فلز و قالب در فاصله خالی و هدایت حرارتی از کف نمونه به مس آبرگرد است.

## ۲-۴ معادله توزیع غلظت عنصر آلیاژی

توزیع عنصر آلیاژی در مقیاس میکروسکوپی از معادله کلی زیر تبعیت می‌کند:

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} + \nabla v C_i = \nabla (D_i \nabla C_i) \quad (7)$$

در این رابطه  $C_i$ ،  $v$  و  $D_i$  به ترتیب غلظت جز  $i$ ، سرعت و ضریب نفوذ است. [۱۰] این معادله وابستگی توزیع غلظت عنصر آلیاژی به ضریب نفوذ و سرعت حرکت مذاب را نشان می‌دهد.

## ۳-۴ معادله مومنوم

معادله پایستگی مومنوم برای فاز مذاب به صورت کلی به شکل رابطه ۷ نوشته می‌شود:

$$\rho \frac{\partial v}{\partial t} = -\nabla P + \eta \nabla^2 v + \rho g \quad (8)$$

در این رابطه  $\rho$ ،  $v$ ،  $P$ ،  $g$  و  $\eta$  به ترتیب دانسیته، سرعت، فشار، شتاب گرانش و ویسکوزیته است. [۱۰]

## ۵- ناپایداری فصل مشترک مذاب- جامد

عموماً روابط حاکم بر انجماد تک‌بلور همانند شرایط انجماد عادی است و تنها کنترل شرایط در آن ضرورت دارد. حین انجماد یک آلیاژ تک‌فاز، عنصر آلیاژی به جلوی جبهه انجماد پس زده می‌شود. بنابر این یک گرادیان غلظتی در جلو فصل مشترک مذاب-جامد بوجود می‌آید. تغییرات غلظت عنصر آلیاژی در جلوی فصل مشترک مذاب-جامد به صورت رابطه ۹ نوشته می‌شود:

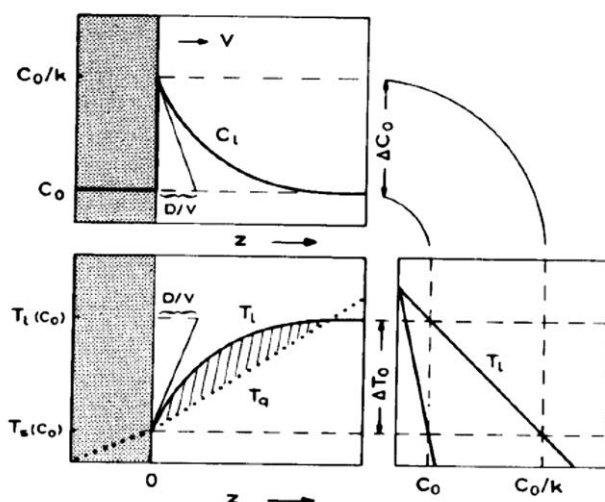
$$C_L = C_0 + \Delta C_0 \exp\left(\frac{-Rz}{D}\right) \quad (9)$$

که در این رابطه  $C_L$  غلظت عنصر آلیاژی در فاصله  $Z$  از فصل مشترک مذاب-جامد،  $R$  و  $D$  به ترتیب سرعت جابجایی فصل مشترک و ضریب نفوذ عنصر آلیاژی در مذاب است.

با توجه به دیگرام فازی، دمای لیکیدوس تعادلی وابسته به غلظت عنصر آلیاژی است و این وابستگی به صورت رابطه زیر نوشته می‌شود:

$$T_L = T_L(C_0) - m(C_0 - C_L) \quad (10)$$

بنابراین دیده می‌شود که با تغییر غلظت عنصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد دمای تعادلی ذوب تغییر نموده و این عامل سبب پیچیده شدن رفتار انجمادی در فصل مشترک مذاب-جامد در انجماد آلیاژها می‌شود. شکل ۶ موارد اشاره شده در بالا را به صورت شماتیک نشان می‌دهد.

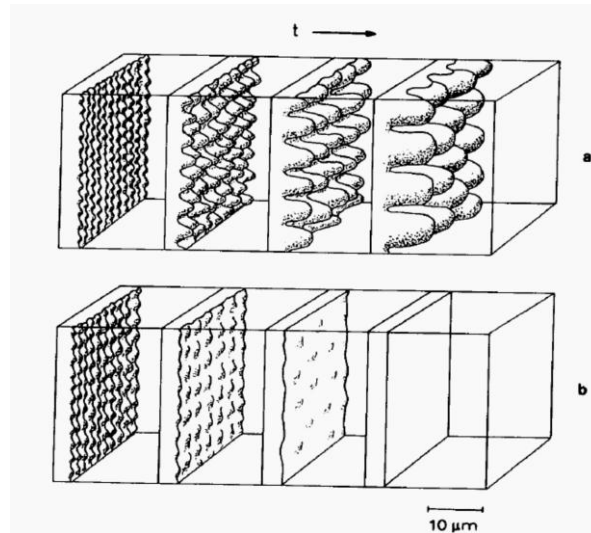


شکل ۶: توزیع عنصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد و تغییر در دمای ذوب تعادلی [۱۱]

چنین پدیده‌هایی در فصل مشترک مذاب-جامد سبب خواهد شد تا آشفته‌گی‌هایی در آن رخ دهد. این آشفته‌گی به صورت تشکیل برآمدگی‌ها و یا فرورفتگی‌هایی در فصل مشترک صفحه‌ای مذاب-جامد در حال رشد رخ می‌دهد. تحت شرایطی این برآمدگی‌ها و فرو رفتگی‌ها امکان پایداری می‌یابند. در این صورت فصل مشترک



صفحه‌ای، ناپایدار خوانده می‌شود. شکل ۷ بوجود آمدن برآمدگی‌هایی را در فصل مشترک، پایداری و عدم پایداری آن را نشان می‌دهد.



شکل ۷: توسعه یک فصل مشترک شکل بالایی) ناپایدار، شکل پایین) پایدار

دو نظریه مهم در بررسی کمی پایداری و ناپایداری فصل مشترک وجود دارد که عبارتند از تئوری تحت تبرید ترکیبی و تئوری پایداری خطی Mullins-Sekerka. در تئوری تحت تبرید ترکیبی، با استفاده از روابط حاکم بر توزیع عنصر آلیاژی و توزیع دمایی در فصل مشترک معیاری جهت سنجش پایداری و یا ناپایداری فصل مشترک ارائه می‌گردد. این معیار برای حالت رشد بدون همرفت به صورت رابطه ۱۱ نوشته می‌شود:

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{-m_L C_0 (1-k)}{k D_L} \quad (11)$$

که در آن  $G_L$ ،  $R$  به ترتیب گرادیان دمایی در مذاب و سرعت حرکت فصل مشترک است. سمت راست نامساوی پارامترهای فیزیکی مربوط به آلیاژ است که به ترتیب  $m$ ،  $C$ ،  $k$  و  $D$  عبارتند از شیب منحنی لیکیدوس، غلظت عنصر آلیاژی در آلیاژ، ضریب توزیع تعادلی و ضریب نفوذ در مذاب. بر اساس این معیار تحت تبرید ترکیبی زمانی حادث می‌شود که نامساوی بالا برقرار نباشد. به عبارت دیگر با کاهش نسبت مورفولوژی

فصل مشترک مذاب-جامد ناپایدار می‌گردد. با کاهش نسبت  $G_L/R$  رشد فصل مشترک از حالت صفحه‌ای به سلولی، دندریت درشت، دندریت ظریف، دندریت-سلول بسیار ظریف و هم محور تبدیل می‌گردد. با کاهش بیشتر نسبت  $G_L/R$  دانه های هم محور در مذاب تحت تبرید شده جوانه زده و رشد می‌نماید. [۶، ۱۲ و ۱۳] گرچه معیار تحت تبرید ترکیبی به لحاظ ترمودینامیکی پایداری و یا ناپایداری فصل مشترک را پیش‌بینی می‌نماید، لیکن این معیار توان پیش‌بینی ویژگی‌های کمی در مورد مورفولوژی فصل مشترک نظیر طول موج را ندارد. مولینس<sup>۱</sup> و سکرکا<sup>۲</sup> یک معیار مناسب‌تر با محاسبه سیر تکاملی دامنه یک منحنی سینوسی بر روی فصل مشترک، ارائه دادند. این معیار به صورت رابطه زیر ارائه می‌گردد:

$$G_L/R + \rho_L H / 2K_L \geq \frac{-m_L C_0 (1-k) K_S + K_L}{k D_L} \frac{1}{2K_L} \phi \quad (12)$$

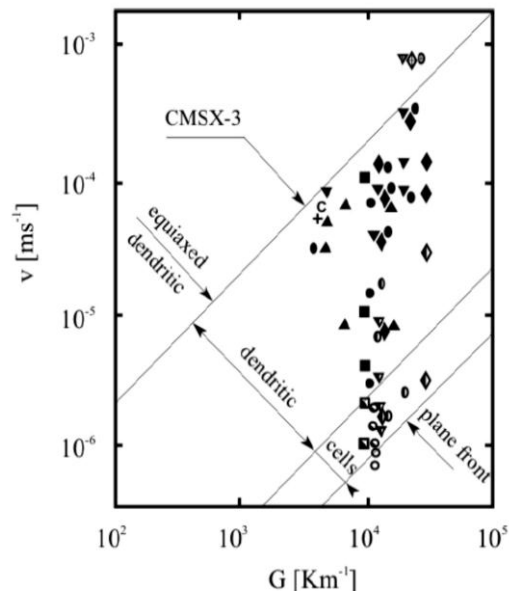
که در این رابطه  $K$  ضریب هدایت حرارتی  $\rho$  دانسیته،  $H$  گرمای نهان ذوب و  $\phi$  یک تابع پایداری بدون بعد است که به صورت گرافیکی با پارامتر بدون بعد  $A$  که به صورت زیر تعریف می‌گردد در ارتباط است:

$$A = \frac{k^2 \gamma R T_M}{(1-k) \rho_L H D_L m_L C_0} \quad (13)$$

بنابراین دیده می‌شود که پارامترهای اصلی اثرگذار بر مورفولوژی رشد فصل مشترک مذاب-جامد گرادیان دمایی در مذاب ( $G$ ) و سرعت رشد ( $R$ ) است. مطالعات متعددی در جهت بررسی اثر گرادیان دمایی در مذاب و سرعت رشد بر ریزساختار نهایی تک‌بلورهای فلزی و جدایش عناصر آلیاژی در آن انجام شده است. شکل ۸ تغییرات مورفولوژیکی آلیاژ CMSX3 را در اثر تغییر گرادیان دمایی و سرعت رشد نشان می‌دهد [۱۴].

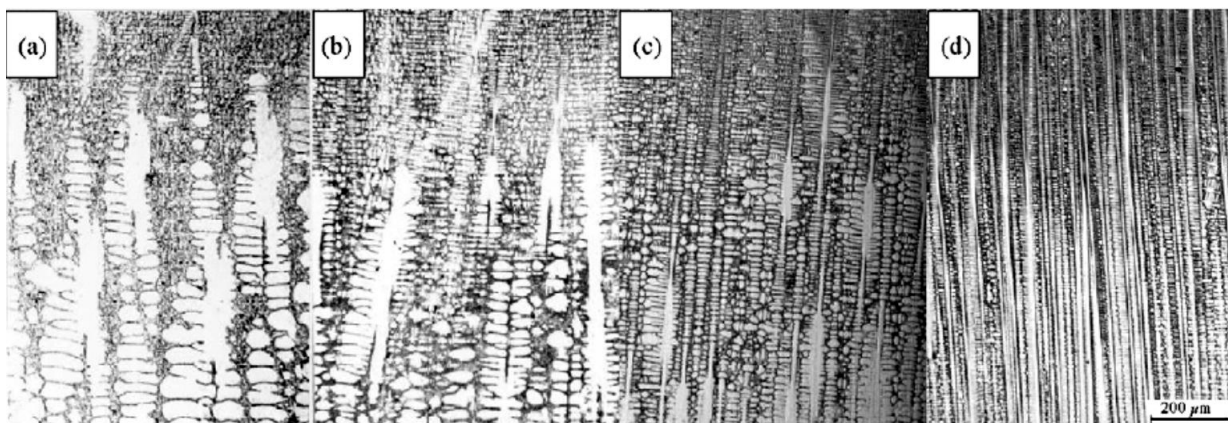
<sup>1</sup> Mullins

<sup>2</sup> Sekerka



شکل ۸: تغییرات مورفولوژی در اثر تغییرات گرادیان دمایی و سرعت رشد سوپرآلیاژ [۱۴]

در شکل ۹ نمونه‌ای از اثر سرعت رشد و گرادیان دمایی بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل نشان داده شده است. دیده می‌شود که در یک گرادیان دمایی ثابت با افزایش سرعت انجماد فاصله بین بازوهای دندریتی کاهش می‌یابد (شکل الف نسبت به شکل ب). همچنین مطالعات انجام گرفته بر روی اعمال گرادیان‌های حرارتی شدید در مذاب همراه با افزایش سرعت رشد، کاهش شدید فاصله بازوهای دندریتی نسبت به حالت الف و ب دیده می‌شود. [۶]



شکل ۹- تغییر مورفولوژی نمونه ای از سوپرآلیاژ پایه نیکل در اثر تغییرات گرادیان دمایی و سرعت رشد

(a) دندریت درشت  $G=200 \text{ K/cm}$  و  $R=6.67 \mu\text{m/s}$

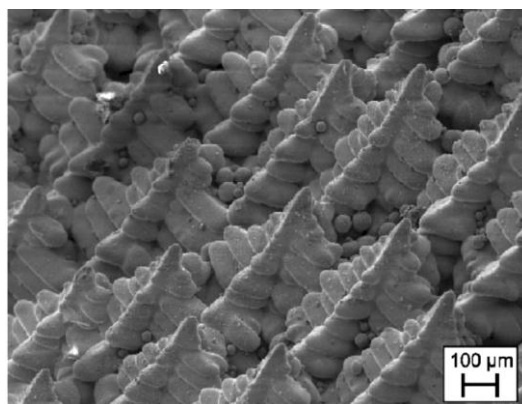
(b) دندریت درشت  $G=200 \text{ K/cm}$  و  $R=13.3 \mu\text{m/s}$

(c) دندریت ظریف- سلول ظریف  $G=200 \text{ K/cm}$  و  $R=100 \mu\text{m/s}$

(d) دندریت ظریف- سلول ظریف  $G=800 \text{ K/cm}$  و  $R=100 \mu\text{m/s}$  [۶]

نکته مهم ایجاد ساختارهای سلولی-دندریتی بسیار ظریف، گرادیان‌های حرارتی شدید و سرعت‌های بالای رشد است. این مساله نه تنها از نظر راندمان تولید بسیار با اهمیت محسوب می‌گردد بلکه از آن جهت که افزایش سرعت رشد بر کاهش جدایش‌ها موثر است بسیار حائز اهمیت می‌باشد و مطالعات زیادی در این زمینه در حال انجام است [۶, ۱۵].

نمونه‌ای از ریز ساختار یک نمونه تک کریستال سوپرآلیاژ پایه نیکل و قرار گیری دندریت‌ها در کنار هم در یک جهت در آلیاژ CMSX4 در شکل ۱۰ ارائه شده است. نمونه مذکور در گرادیان دمایی برابر  $4 \text{ K/mm}$  و سرعت جبهه انجمادی  $3 \text{ mm/min}$  به روش بریجمن تهیه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود مفهوم فیزیکی تک بلور در آلیاژهای دارای دانه‌های جهت‌داری است که به سبب هم‌جهت بودن مرز مشخصی بین آنها نمی‌توان متصور بود.

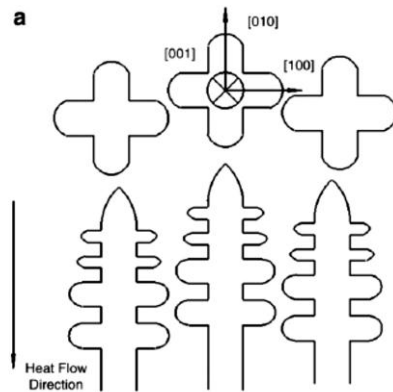


شکل ۱۰: ریزساختار نمونه‌ای از آلیاژ CMSX4 با سرعت رشد ۳ mm/min و در گرادیان دمایی ۴K/mm [۱۶]

اثر برخی از عناصر محلولی به میزان کم بر ساختار نهایی تک‌بلور نیز اهمیت دارد. در حضور برخی از عناصر آلیاژی کم، نظیر کربن و بور به سبب اثر بر مکانیزم جریان سیال بین‌دندریتی سبب کاهش عیوب در رشد تک‌بلور می‌گردد [۱۷].

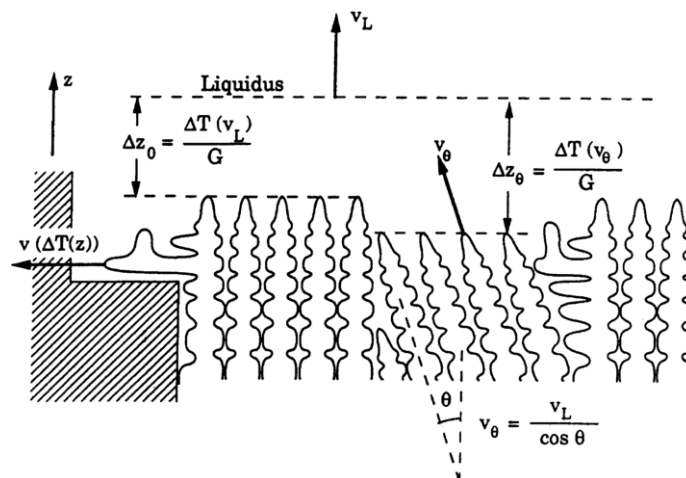
#### ۶- انتخاب جهت کریستالی در رشد تک‌بلور سوپرآلیاژ پایه نیکل

انتخاب جهت کریستالی، مرحله بسیار با اهمیتی در فرآیند رشد تک‌کریستال است. فلزات با ساختار کریستالی مکعبی نظیر نیکل تمایل دارند تا در جهتی رشد کنند که محور اصلی دندریتهای آنها با جهت کریستالی  $\langle 001 \rangle$  موازی باشد. این جهت به عنوان جهت مرجح رشد در انجماد جهت‌دار فلزات با ساختار کریستالی مکعبی شناخته می‌شود. بازوهای جانبی دندریتهای نیز در راستای دو جهت دیگر  $[001]$  رشد می‌نماید (شکل ۱۱). جهت مرجح رشد باعث خواهد شد تا در رشد رقابتی دندریتهای با جهات مختلف، دندریتهایی که جهت خروج حرارت در آنها با جهت کریستالی  $\langle 001 \rangle$  منطبق است بقای بیشتری یابند. [۷, ۱۸ و ۲۰]



شکل ۱۱: جهات مرجح در رشد تک بلور سوپرآلیاژ پایه نیکل [۱۸]

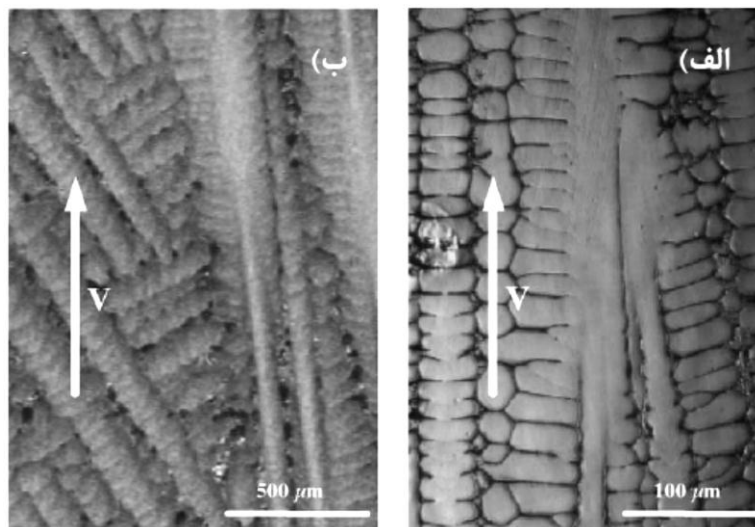
فرآیند رشد رقابتی یک پدیده رایج در رشد تک بلور سوپرآلیاژهای پایه نیکل است. بر اساس روابط موجود، بهترین حالت قرارگیری یک جهت کریستالی بر اساس کمترین میزان تحت تبرید است. در شکل ۱۲ شماتیک فرآیند رشد رقابتی ارائه شده است. در این شکل دندریتهایی که بدنه اصلی آنها در جهت کریستالی  $\langle 001 \rangle$  قرار گرفته‌اند، عمود بر خط همدمای لیکوئیدوس و به موازات جهت خروج حرارت قرار گرفته است. در این وضعیت دندریته مورد نظر با سرعتی برابر سرعت حرکت خط همدمای لیکوئیدوس ( $V_L$ ) حرکت می‌نماید. سرعت حرکت نوک دندریته وابسته به اختلاف دمای بین نوک دندریته و دمای لیکوئیدوس ( $\Delta T$ ) است.



شکل ۱۲: شماتیک فرآیند رشد رقابتی در انتخاب جهت کریستالی [۲۱]

دانه قرار گرفته در میانه تصویر نسبت به دانه مجاور دارای اختلاف جهت  $\theta$  است و بدین جهت با سرعتی برابر  $v_{\theta} = \frac{v_L}{\cos \theta}$  حرکت می‌نماید که نسبت به سرعت دندریت در جهت  $\langle 001 \rangle$  بیشتر است. از سویی سرعت بالاتر رشد دندریت با اختلاف جهت  $\theta$  با بیشتر بودن میزان تحت تبرید قابل توجه است ( $\Delta z_{\theta} > \Delta z_0$ ). این پدیده باعث میشود دندریتهای دارای اختلاف جهت، در مسیر حرکت خود به صورت همگرا با دانه مجاور برخورد نموده و رشد بیشتر آن متوقف شود. در حالت دیگر دو دانه مجاور با اختلاف جهت ممکن است واگرا باشند که در این صورت در فضای بوجود آمده در بین آنها، بازوهای ثانویه توسط دندریت با جهت رشد مرجح پرمی گردد. چنین وضعیتی در فضاهای خالی جداره قالب نیز رخ می‌دهد. [۲۳ و ۲۱]

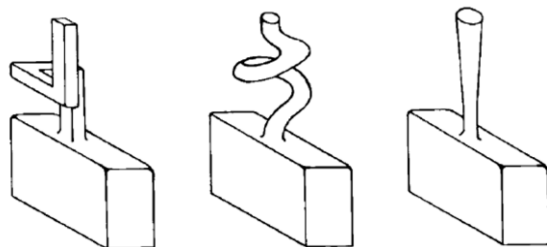
در شکل ۱۳ نیز برخورد دو دانه همگرا و وضعیت دو دانه واگرا نسبت به یکدیگر برای دو دندریت آلیاژ CMSX4 ارائه شده است. [۳] در این وضعیت دانه‌هایی که جهت مرجح رشد آنها با جهت خروج حرارت موازی باشند بقای بیشتری خواهند یافت.



شکل ۱۳: رشد رقابتی دو دانه مجاور (الف) دو دانه همگرا (ب) دو دانه واگرا [۳]

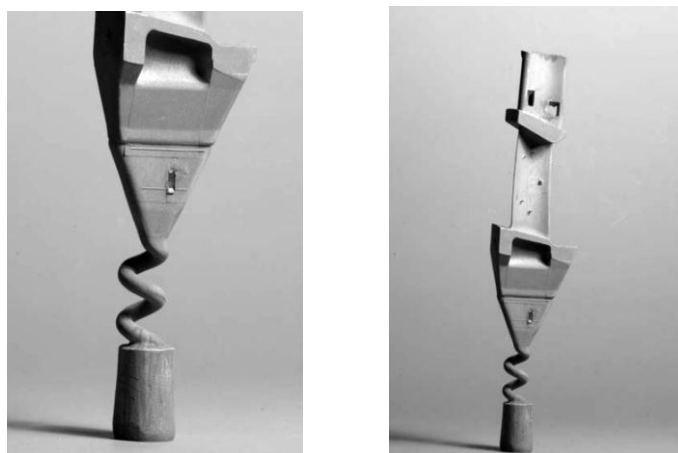
دو روش به منظور انتخاب جهت کریستالی رشد دانه در انجماد تک‌بلور وجود دارد. این دو روش عبارتند از:

۱- استفاده از یک انتخاب‌کننده بلور<sup>۱</sup> که با هندسه خاص (شکل ۱۴) در ابتدای قالب طراحی می‌گردد و بر اساس مکانیزم رشد رقابتی، جهت کریستالی مرجح رشد انتخاب می‌گردد.



شکل ۱۴: انتخاب‌کننده دانه اولیه برای رشد تک بلور [۱]

در قسمت انتخاب‌کننده کریستال، به سبب تغییر در جهت انجماد، دانه‌هایی که جهت رشد مرجح آن به موازات جهت خروج حرارت قرار دارد، امکان بقا می‌یابند و دانه‌های با جهات دیگر متوقف خواهند شد. استفاده از نوع مارپیچ یا دم‌خوکی<sup>۲</sup> برای رشد تک‌بلور سوپراآلیاژها رایج است. در شکل ۱۵ نمونه‌ای از پره توربین سوپراآلیاژ به همراه انتخاب‌کننده دم‌خوکی متصل به آن ارائه شده است. هندسه قسمت انتخاب‌کننده کریستال در ساختار نهایی تک‌بلور بسیار موثر است و تلاش‌های زیادی در جهت بهینه‌سازی هندسی این بخش انجام شده و طرح‌های جدیدی با استفاده از شبیه‌سازی برای این منظور ارائه شده است. [۲۴ و ۲۵]



شکل ۱۵: نمونه‌ای از پره تک بلور از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل به همراه انتخاب‌کننده متصل به آن [۱]

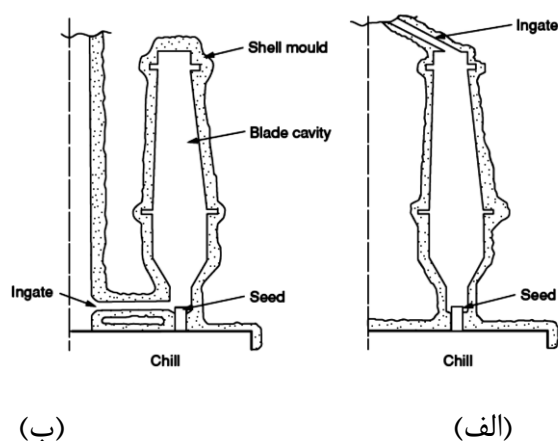
<sup>1</sup> Crystal Selector

<sup>2</sup> Pig-tail



۲- استفاده از یک دانه اولیه<sup>۱</sup> با جهت کریستالی مشخص که در انتهای قالب قرار داده می‌شود (شکل

۱۶) و رشد از آن آغاز می‌گردد.



شکل ۱۶: استفاده از دانه اولیه با جهت کریستالی مشخص برای رشد تک کریستال (الف) سر ریز (ب) کف ریز [۱]

روش نخست دارای فوایدی است مثلاً دستیابی به تک کریستال کامل با اختلاف جهتی کمتر از ۱/۵ درجه نسبت به کریستال اولیه ( $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 1.5^\circ$ ) و عدم نیاز به یک دانه اولیه با جهت مشخص است. درمقابل نیاز به خروج شدید حرارت از کف قالب، اندازه نسبتاً بزرگ قسمت انتخاب‌کننده بلور، دقت کم در ناحیه انتخاب‌کننده (معمولاً با اختلاف جهت ۱۰-۱۵ درجه نسبت به جهت کریستالی  $\langle 001 \rangle$ ) و عدم توانایی در انتخاب جهت کریستالی به جز جهت مرجح رشد از معایب این روش محسوب می‌شود. در مقابل روش دوم دارای مزایایی از قبیل جهت دقیق کریستالی در بلور نهایی و توانایی در انتخاب جهات کریستالی دیگر به جز جهت مرجح رشد است. البته در این فرآیند دقت در انتخاب جهت صحیح دانه اولیه برای دستیابی به کریستال کامل نهایی وجود دارد [۴۱]. در روش استفاده از دانه اولیه، انجماد از دانه به صورت مقید انجام می‌گیرد و جهت رشد دانه بیش از

<sup>1</sup> Seed Crystal

آنکه متاثر از جهت خروج حرارت باشد، متاثر از جهت کریستالی اولیه است. در اختلاف جهت کم، دانه اولیه نسبت به جهت رشد مرجح، در اثر رشد ترجیحی به سمت جهت <۰۰۱> متمایل می‌گردد. لیکن به سبب اثر بیشتر جهت اولیه کریستالی نسبت به جهت خروج حرارت، در صورت استفاده از یک دانه اولیه با اختلاف جهت کریستالی زیاد نسبت به جهت <۰۰۱>، امکان تهیه تک کریستال‌هایی از فلزات با ساختار کریستالی FCC و با جهات رشد غیرمرجح وجود دارد [۱۸ و ۱۹]

#### ۷- تحقیقات انجام شده در زمینه شبیه‌سازی رشد تک‌بلور

پیش‌بینی ریزساختار انجمادی در فرآیند انجماد جهت‌دار و رشد تک‌بلور جهت کنترل فرآیند بسیار با اهمیت است. از آنجایی که اکثر عیوب موجود در ساختارهای ریختگی در فرآیند انجماد بروز می‌نماید، پیش‌بینی فرآیند انجماد می‌تواند برای اجتناب از این عیوب کارگشا باشد. بررسی فرآیند جوانه‌زنی و رشد که اساس فرآیند انجماد را تشکیل می‌دهد نیازمند آگاهی از روابط ترمودینامیکی و سینتیکی حاکم بر انجماد و همچنین اطلاع از خواص فیزیکی آلیاژ است. از سویی بررسی توزیع گرادیان‌های دمایی در مذاب و جامد حین فرآیند انجماد جهت‌دار در مقیاس میکروسکوپی باید صورت گیرد. مطابق آنچه در بخش‌های پیشین در مورد روابط حاکم بر انتقال حرارت و انجماد اشاره شد، به منظور ارزیابی ساختار انجمادی و کنترل عوامل موثر بر آن نیاز به حل معادلات پیچیده می‌باشد. برای دستیابی به این هدف، استفاده از روشهای تحلیلی برای حل معادلات ما را موظف به استفاده از راه‌حل‌های ساده و فرضیات پیش‌پاافتاده می‌نماید که این مساله موجب انحرافات بزرگی از شرایط فیزیکی می‌گردد. برای رفع این مشکل از راه‌حل‌های عددی استفاده می‌گردد. جهت حل معادلات انتقال حرارت در مقیاس میکروسکوپی، استفاده از روش‌های اختلاف محدود (FDM)، حجم محدود (FVM) و یا اجزای محدود (FEM) امکان محاسبات برای هندسه‌های پیچیده را فراهم می‌نماید. [۲۱-۲۶]

جهت شبیه‌سازی رفتار انجمادی آلیاژ در مقیاس میکروسکوپی دو دسته از روش‌های شبیه‌سازی مرسوم است که عبارتند از روش‌های قطعی<sup>۱</sup> و روش‌های احتمالی<sup>۲</sup>. روش‌های قطعی در موارد متعددی جهت بررسی تحولات ریزساختاری در فرآیند انجماد مورد استفاده قرار گرفته‌است. روش میدان‌فازی<sup>۳</sup> یکی از مهمترین روش‌های قطعی است که طی ۲۰ سال گذشته در شبیه‌سازی فرآیندهای انجماد و اثر عوامل موثر بر آن در مقیاس میکروسکوپی مورد استفاده قرار می‌گیرد. [۲۶ و ۳۰] همچنین داده‌های ترمودینامیکی سیستم‌های آلیاژی با استفاده از نرم افزارهای موجود نظیر CALPHAD قابل دسترسی است [۲۳].

مطالعات انجام شده با استفاده از روش‌های عددی عموماً محدود به آلیاژهای دوتایی است و مدل‌های عددی اندکی برای بررسی رفتار انجمادی و توسعه ریزساختار نهایی آلیاژهای چند جزئی- نظیر آنچه در مورد سوپرآلیاژهای پایه نیکل وجود دارد-انجام گرفته است. نمونه‌ای از مدل‌سازی عددی توسط وارنکن<sup>۴</sup> و همکارانش برای بررسی ساختار انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژ پایه نیکل صورت گرفته است. این مدل با استفاده از روش میدان‌فازی توسعه یافته‌است [۲۹].

در روش میدان‌فازی پارامتر میدان‌فاز،  $\phi$ ، برای متغیرهای مورد بررسی نظیر غلظت عنصر آلیاژی بر اساس روابط ترمودینامیکی و یا سینتیکی موجود تعریف می‌گردد. بر اساس شرایط حاکم بر مساله، مقدار  $\phi$  بین ۰ الی ۱ متغیر است و بر این اساس مرز بین تغییرات پارامتر مورد نظر قابل ارزیابی است.

این روش ریاضی پیچیده پاسخ‌های مناسب و دقیقی ارائه میکند. اما ایرادی که به مدل مذکور وارد است، عدم توانایی آن در محسوب کردن جهت کریستالی در فرآیند انجماد است. برای مثال این مدل توانایی شبیه‌سازی انتخاب جهت کریستالی جوانه‌های اولیه را ندارد که این مورد در رشد تک‌بلور و به‌خصوص در مرحله انتخاب جهت کریستالی بسیار بااهمیت است.

---

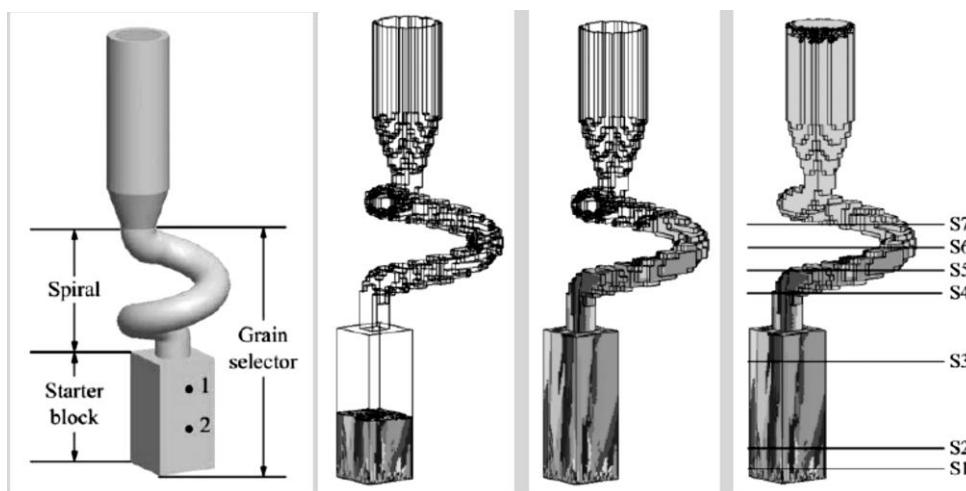
<sup>1</sup> deterministic

<sup>2</sup> Probabilistic

<sup>3</sup> Phase field

<sup>4</sup> Warnken

با توجه به ماهیت احتمالی فرآیند جوانه‌زنی و انتخاب جهت بلوری، استفاده از یک روش احتمالی نظیر Monte Carlo و یا Cellular Automaton می‌تواند پاسخ‌های بهتری را ارائه نماید. روش اخیر (CA) از نظر فیزیکی توجیه‌پذیرتر می‌باشد. [۳۲-۳۸] مواردی از شبیه‌سازی‌های عددی انجام گرفته در زمینه انتخاب بلور در استارتر توسط روش CA توسط کارتر<sup>۱</sup> و همکارانش و همچنین پن<sup>۲</sup> و همکارانش انجام گرفته است. در شکل ۱۷ نمونه‌ای از شبیه‌سازی صورت گرفته در رشد رقابتی دانه‌ها در استارتر قالب که با استفاده از روش Cellular Automaton در ترکیب با المان محدود (CA-FE) استفاده شده، ارائه شده است [۳۶].



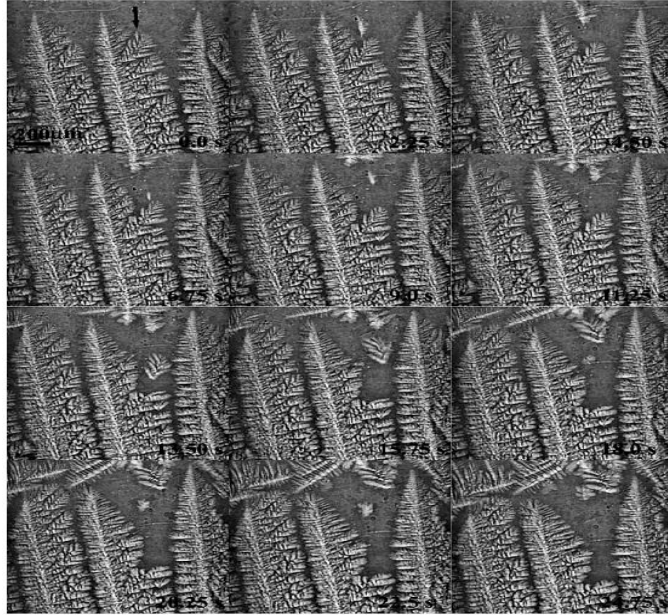
شکل ۱۷: خروجی شبیه‌سازی انتخاب جهت کریستالی در انتخاب‌کننده دانه قالب [۳۶]

به منظور مدل‌سازی فیزیکی فرآیند انجماد جهت‌دار روش‌هایی از قبیل مطالعه درجای فرآیند انجماد جهت‌دار با استفاده از مواد آلی شفاف نظیر ساکسینونیتریل و یا مخلوط کلرید آمونیوم و آب و همچنین با استفاده از مطالعه درجای فرآیند انجماد آلیاژها توسط اشعه X استفاده می‌شود. در این موارد هدف تعیین مکانیزم وقوع پدیده‌های متالورژیکی و یا از ریابی صحت مدل‌های عددی است. نمونه‌ای از بررسی مکانیزم تشکیل دانه‌های هم-

<sup>1</sup> Carter

<sup>2</sup> Pan

محور در جلوی جبهه انجماد دانه‌های جهت‌دار آلیاژ Al-20%Cu که با استفاده از اشعه X صورت گرفته در شکل ۱۸ ارائه شده‌است.



شکل ۱۸: مشاهده در جای مکانیزم تشکیل دانه‌های هم‌محور در انجماد جهت‌دار آلیاژ Al-20%Cu

همچنین استفاده از آلیاژهای با دمای ذوب پایین نظیر آلیاژهای سرب-قلع که به صورت دندریتی و تک‌فاز رشد می‌نمایند جهت ارزیابی مدل‌های عددی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۳۹].

- [١] Reed, R.C., *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. 2006: Cambridge University Press.
- [٢] *ASM metals handbook Vol3: Alloys phase diagrams*. 2000: ASM international.
- [٣] A. Wagner, B.A.S., M. McLean, *Grain structure development in directional solidification of nickel-base superalloys*. *Materials Science and Engineering A* 2004. 374 p. 270–279.
- [٤] V. N. Toloraiya, N.G.O., E. N. Kablov, *Advanced Method For Single Crystal Casting Of Turbine Blades For Gas Turbine Engines And Plants*. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002. 44, Nos. 7 – 8: p. 279-284.
- [٥] Shank, F., *The Development of Columnar Grain and Single Crystal High Temperature Materials Through Directional Solidification*. *Materials Science and Engineering*, 1970. 6: p. 213-247.
- [٦] Lin Liu ,T.H., Min Qu, Gang Liu, Jun Zhang, Hengzhi Fu, *High thermal gradient directional solidification and its application in the processing of nickel-based superalloys*. *Journal of Materials Processing Technology* 2010. 210: p. 159–165.
- [٧] Feng Liu, X.G., Gencang Yang, *Dendrite growth in undercooled DD3 single crystal superalloy*. *Materials Research Bulletin*, 2001. 36: p. 181–192.
- [٨] S.V.Patenkar, *Numerical Heat transfer and fluid flow*. 1980: Taylor and Francis.
- [٩] M.C.Flemings, *Solidification Processing*. 1929: McGraw-Hill series in materials science and engineering.
- [١٠] D.R. Poirier, G.H.G., *Transport Phenomena in Materials Processing*, ed. TMS. 1994.
- [١١] W. Kurz, D.J.F., *Fundamentals of solidification*. 1984: Trans. tech publication.

- [12] A. Badillo, D.C., C. Beckermann, *Growth of equiaxed dendritic crystals settling in an undercooled melt, Part 1: Tip kinetics*. Journal of Crystal Growth, 2007. 309: p. 197–215.
- [13] A. Badillo, D.C., C. Beckermann, *Growth of equiaxed dendritic crystals settling in an undercooled melt, Part 2: Internal solid fraction*. Journal of Crystal Growth, 2007. 309: p. 216–224.
- [14] Alex Altgilbers, W.H., Robert Bayuzick, *The dendrite growth kinetics of nickel-based alloys*. Materials Science and Engineering A, 2003. 360: p. 26-34.
- [15] Wang Kuang-fei, L.B.-s., Mi Guo-fa, Guo Jing-jie, Fu Heng-zhi, *Modeling of Cell/Dendrite Transition During Directional Solidification of Ti-Al Alloy Using Cellular Automaton Method*. Journal Of Iron And Steel Research, International, 2008. 15: p. 82-86.
- [16] N. Warnken, D.M., M. Mathes, I. Steinbach, *Investigation of eutectic island formation in SX superalloys*. Materials Science and Engineering A, 2005. 413(267–271).
- [17] E.R. Cutler, A.J.W., G.E.Fuchs, *Effect of minor alloying additions on the solidification of single-crystal Ni-base superalloys*. Journal of CrystalGrowth, 2009. 311: p. 3753–3760.
- [18] Xinbao Zhao, L.L., Zhuhuan Yu, Weiguo Zhang, Hengzhi Fu, *Microstructure development of different orientated nickel-base single crystal superalloy in directional solidification*. Materials characterization, 2010. 61: p. 7-12.
- [19] Growth of nickel-base superalloy bicrystals by the seeding technique with a modified Bridgman method by Gim S. Chen, Paul R. Aimone, Ming Gao, Carl D. Miller and Robert P. Wei
- [20] G.L. Ding, S.N.T., *Dendritic morphologies of directionally solidified single crystals along different crystallographic orientations* *Dendritic morphologies of directionally solidified single crystals along different crystallographic orientations*. Journal of Crystal Growth, 2002. 236: p. 420–428.
- [21]. M. Rappaz, C.A.G., *Probabilistic modeling of microstructure formation in solidification processes*. Acta metall. mater., 1993. 41(2): p. 345-360.
- [22] A computer-aided approach for the simulation of the directional-solidification process for gas turbine blades by L.M. Galantucci \*, L. Tricarico, *Politecnico di Bari, Dipartimento di Progettazione e Produzione Industriale, Bari, Italy*

- [23] Y.Z. Zhou, A.V., N.R. Green, *Mechanism of competitive grain growth in directional solidification of a nickel-base superalloy*. Acta Materialia 2008. 56: p. 2631–2637.
- [24] P. Carter, D, C.A. Gandin, R.C. Reed, *Process modelling of grain selection during the solidification of single crystal superalloy castings*. Materials Science and Engineering A, 2000. 280: p. 233–246.
- [25] Nathalie Siredey, M.B.B., Sabine Denis, Jacques Lacaze, *Dendritic growth and crystalline quality of nickel-base single grains*. Journal of Crystal Growth, 1993. 130: p. 132-146.
- [26] Q.M. Yu, N., Z.F. Yue, *Finite element analysis of void growth behavior in nickel-based single crystal superalloys*. Computational Materials Science 2010. 48: p. 597–608.
- [27] Zhiqiang Bi, R.F.S., *Phase-field model of solidification of a binary alloy*. Physica A, 1998. 268: p. 95-106.
- [28] C.W. Lan, C.J.S., *Phase field simulation of non-isothermal free dendritic growth of a binary alloy in a forced flow*. Journal of Crystal Growth 2004. 264: p. 472–482.
- [29] N. Warnken, D.M., A. Drevermann, R.C. Reed, S.G. Fries, I. Steinbach, *Phase-field modelling of as-cast microstructure evolution in nickel-based superalloys*. Acta Materialia, 2009. 57: p. 5862–5875.
- [30] Plapp, M., *Three-dimensional phase-field simulations of directional solidification*. Journal of Crystal Growth 2007. 303: p. 49–57.
- [31] J.C. Ramirez, C.B., *Examination of binary alloy free dendritic growth theories with a phase-field model*. Acta Materialia, 2005. 53: p. 1721–1736.
- [32] ZHANG Lin, Z.C.-b., *Two-dimensional cellular automaton model for simulating structural evolution of binary alloys during solidification*. Trans. Nonferrous Met. SOCC. hina 2006. 16: p. 1410-1416.
- [33] Schulze, T.P., *Simulation of dendritic growth into an undercooled melt using kinetic Monte Carlo techniques*. Physical Review E, 2008. 78: p. 1-4.



- [۳۴] Daming Li, R.L., Pingwen Zhang, *A cellular automaton technique for modelling of a binary dendritic growth with convection*. Applied Mathematical Modelling, 2007. 31: p. 971–982.
- [۳۵] LIU Ying ,X.Q., LIU Baicheng, *A Modified Cellular Automaton Method for the Modeling of the Dendritic Morphology of Binary Alloys*. Tsinghua Science And Technology, 2006. 11: p. 495-500.
- [۳۶] X.H. Zhan, Z.B.D., Y.H.Wei, R.Ma, *Simulation of grain morphologies and competitive growth in weld pool of Ni–Cr alloy*. Journal of Crystal Growth, 2009. 311: p. 4778–4783.
- [۳۷] G.L. Yu, J.G.Z., W. Lu, D.Q. Xiao, *The algorithm of Monte Carlo growth simulation of PbTiO<sub>3</sub> thin film*. Materials and Design, 2006. 27: p. 710–714.
- [۳۸] Gilmer ,G.H., *Growth On Imperfect crystal Faces I. Monte-Carlo growth rates*. Journal of Crystal Growth, 1976. 35: p. 15-28.
- [۳۹] P. Zhao, M.V., J.C. Heinrich, D.R. Poirier, *Modeling dendritic growth of a binary alloy*. Journal of Computational Physics, 2003. 188 :p. 434–461.