

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



دانشگاه صنعتی اصفهان

دانشکده مهندسی مواد

ارزیابی تأثیر متغیرهای عملیات حرارتی رسوب‌سختی بر ساختار میکروسکوپی و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ جهت‌دار GTD-111

پایان نامه کارشناسی ارشد گرایش شناسایی و انتخاب و روش ساخت مواد

آرمان دادخواه

اساتید راهنما

دکتر رحمت اله عمادی

دکتر احمد کرمانپور



دانشگاه صنعتی اصفهان

دانشکده مهندسی مواد

پایان نامه کارشناسی ارشد گرایش شناسایی، انتخاب و روش ساخت مواد آقای آرمان دادخواه
تحت عنوان

ارزیابی تأثیر متغیرهای عملیات حرارتی رسوب‌سختی بر ساختار میکروسکوپی و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ جهت‌دار GTD-111

در تاریخ ۹۳/۱۰/۲۸ توسط کمیته تخصصی زیر مورد بررسی قرار گرفت.

۱- استاد راهنمای پایان نامه دکتر احمد کرمانپور

۲- استاد راهنمای پایان نامه دکتر رحمت اله عمادی

۳- استاد داور دکتر مرتضی شمعیان

۴- استاد داور دکتر فتح اله کریم‌زاده

سرپرست تحصیلات تکمیلی دانشکده دکتر کیوان رئیسی

تشکر و قدردانی

تشکر و سپاس قلبی خود را نثار پدر و مادر و برادر عزیزم و همچنین جناب آقای سعید دادخواه، عموی بزرگوaram می‌کنم که در تمامی مراحل زندگی مشوق، همراه و پشتیبان من بوده‌اند.

تشکر و سپاس فراوان از اساتید گرانقدر، جناب آقای دکتر احمد کرمانپور و جناب آقای دکتر رحمت اله عمادی که دانش و وقت خود را در اختیار بنده قرار داده و همواره در طول این پروژه پشتیبان و همراه من بوده‌اند.

از دوستان بزرگوaram جناب آقای مهندس امیر توحیدی و مهندس مجید یزدانی که در طول انجام این پایان نامه همواره یاری بخش اینجانب بوده‌اند، بسیار سپاس گزارم.

و در پایان از همکاری کادر محترم دانشکده مهندسی مواد و همچنین شرکت مهندسی و ساخت پره‌های توربین مپنا (پرتو) کمال تشکر را دارم.

آرمان دادخواه

دی ۱۳۹۳

کلیه‌ی حقوق مادی مترتب بر نتایج مطالعات،
ابتکارات و نوآوری‌های ناشی از تحقیق موضوع
این پایان‌نامه متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان
است.

تقدیم به :

پدر و مادر عزیزم

و

برادر گرامی

فهرست مطالب

صفحه	عنوان
هشت	فهرست مطالب
۵۵	فهرست شکل ها
دوازده	فهرست جداول
۱	چکیده
	فصل اول: مقدمه
	فصل دوم: مروری بر مطالب
۴	۱-۲ توربین های گازی
۵	۱-۱-۲ پره توربین گازی
۶	۲-۲ سوپر آلیاژهای پایه نیکل
۶	۳-۲ انجماد جهت دار سوپر آلیاژها
۶	۱-۳-۲ مقدمه
۷	۲-۳-۲ تاریخچه انجماد جهت دار سوپر آلیاژهای پایه نیکل
۹	۳-۳-۲ انواع روش های انجماد جهت دار
۱۰	۴-۳-۲ سوپر آلیاژ پایه نیکل جهت دار GTD-111
۱۲	۴-۲ ریزساختار سوپر آلیاژهای پایه نیکل
۱۲	۱-۴-۲ فازهای موجود در ریزساختار
۱۶	۲-۴-۲ ریزساختار سوپر آلیاژ GTD-111
۱۸	۵-۲ استحکام دهی سوپر آلیاژها
۱۸	۱-۵-۲ استحکام دهی با محلول جامد
۱۸	۲-۵-۲ استحکام دهی با رسوب
۱۹	۶-۲ عملیات حرارتی سوپر آلیاژهای جهت دار (DS/SX)
۱۹	۱-۶-۲ فرایند رسوب سختی
۲۵	۲-۶-۲ عملیات حرارتی سوپر آلیاژ GTD-111
۲۷	۷-۲ خواص مکانیکی سوپر آلیاژها
۳۲	۱-۷-۲ خزش در سوپر آلیاژهای پایه نیکل
۳۳	۲-۷-۲ تنش - گسیختگی
۳۵	۳-۷-۲ خواص مکانیکی سوپر آلیاژهای جهت دار
۳۸	۴-۷-۲ مکانیزم های تغییر شکل سوپر آلیاژ GTD-111
۴۰	۸-۲ جمع بندی و برنامه پژوهشی حاضر
	فصل سوم: مواد و روش انجام آزمایش
۴۱	۱-۳ مقدمه
۴۱	۲-۳ مواد اولیه
۴۲	۳-۳ دستگاه انجماد جهت دار
۴۴	۴-۳ آنالیز گرماسنجی

۴۵ ۵-۳ عملیات حرارتی
۴۶ ۶-۳ مطالعه ریزساختار
۴۶ ۷-۳ خواص مکانیکی
	فصل چهارم: نتایج و بحث
۴۸ ۱-۴ نتایج آنالیز گرمایی
۴۸ ۲-۴ ساختار نمونه ریختگی جهت دار
۵۱ ۳-۴ ریزساختار نمونه‌ها
۵۱ ۱-۳-۴ ریزساختار ریختگی جهت دار
۵۵ ۲-۳-۴ ریزساختار همگن سازی شده
۵۶ ۳-۳-۴ ریزساختار انحلال جزئی شده
۶۰ ۴-۳-۴ ریزساختار پیرسازی شده
۶۴ ۴-۴ خواص مکانیکی
۶۴ ۱-۴-۴ سختی سنجی
۶۵ ۲-۴-۴ خواص کششی دمای محیط
۶۶ ۳-۴-۴ تنش - گسیختگی
۶۹ ۴-۴-۴ شکست نگاری
۷۱ ۶-۴ جمع بندی
	فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادها
۷۲ ۱-۵ نتیجه گیری
۷۴ ۲-۵ پیشنهادها
۷۵ منابع

فهرست شکل ها

<u>صفحه</u>	<u>عنوان</u>
۵.....	شکل ۲-۱. شماتیک بخش های اصلی توربین گازی.....
۶.....	شکل ۲-۲. قسمت های مختلف پره توربین.....
۸.....	شکل ۲-۳. نمایی ساده از انجماد جهت دار و شیب دمایی ایجاد شده در فصل مشترک جامد/ مذاب.....
۹.....	شکل ۲-۴. ساختار کریستالی پره توربین.....
۱۰.....	شکل ۲-۵. مقایسه مکانیزم های انتقال حرارت LMC و HRS.....
۱۱.....	شکل ۲-۶. مقایسه خواص مکانیکی سوپر آلیاژ با ساختار جهت دار و هم محور.....
۱۲.....	شکل ۲-۷. ساختار کریستالی γ
۱۴.....	شکل ۲-۸. ساختار کریستالی و شکل γ'
۱۵.....	شکل ۲-۹. ساختار ماکروسکوپی و میکروسکوپی یک سوپر آلیاژ تک کریستال پایه نیکل.....
۱۵.....	شکل ۲-۱۰. ساختار کریستالی γ'
۱۶.....	شکل ۲-۱۱. مورفولوژی های کاربرد MC در سوپر آلیاژ پایه نیکل تک کریستال.....
۱۷.....	شکل ۲-۱۲. تصویر میکروسکوپ الکترونی از سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111.....
۲۲.....	شکل ۲-۱۳. شماتیک تئوری استوالد رایپنینگ و درشت شدن ذرات.....
۲۳.....	شکل ۲-۱۴. قرار گرفتن رسوبات γ به شکل نوار در یک سوپر آلیاژ تک کریستال.....
۲۴.....	شکل ۲-۱۵. تصویر SEM ساختار آلیاژ DD32 پس از رسوب سختی سیکل C.....
۲۵.....	شکل ۲-۱۶. تصویر SEM γ' عملیات حرارتی شده آلیاژ CM247LC.....
۲۶.....	شکل ۲-۱۷. سیکل عملیات حرارتی استاندارد GTD-111.....
۲۷.....	شکل ۲-۱۸. تأثیر سرعت سرد شدن بر ریزساختار سوپر آلیاژ GTD-111.....
۲۸.....	شکل ۲-۱۹. تغییرات استحکام تسلیم سوپر آلیاژ تک کریستال CMSX-3 بر حسب دما.....
۲۹.....	شکل ۲-۲۰. تغییر مدول الاستیک در جهات مختلف کریستالی.....
۳۰.....	شکل ۲-۲۱. تغییرات عمر خزشی بر حسب تغییرات کسر حجمی رسوب سوپر آلیاژ تک کریستال TMS-75.....
۳۱.....	شکل ۲-۲۲. نمودار استحکام تسلیم γ' بر حسب دما و اثر عناصر محلول بر Ni_3Al
۳۲.....	شکل ۲-۲۳. تغییرات سختی نسبت به قطر ذرات رسوب در سوپر آلیاژ پایه نیکل.....
۳۲.....	شکل ۲-۲۴. اثر مقادیر آلومینیوم و تیتانیوم بر استحکام کششی سوپر آلیاژ پایه نیکل.....
۳۳.....	شکل ۲-۲۵. شماتیک نمودار خزش.....
۳۴.....	شکل ۲-۲۶. نمودار لگاریتمی تنش - گسیختگی IN-718.....
۳۵.....	شکل ۲-۲۷. نمودار متغیر لارسون-میلر سوپر آلیاژهای GTD-111 و IN-738LC چندبلوری.....
۳۶.....	شکل ۲-۲۸. مقایسه خواص خزشی سوپر آلیاژ پایه نیکل MAR-M-200.....
۳۷.....	شکل ۲-۲۹. تغییرات چغرمگی شکست بر حسب دما در نمونه DS GTD-111.....
۳۷.....	شکل ۲-۳۰. تغییرات استحکام کششی سوپر آلیاژ GTD-111 بر حسب دما.....
۳۸.....	شکل ۲-۳۱. نقشه مکانیزم تغییر فرم GTD-111 با متوسط اندازه دانه $1/2mm$ ، $T_m = 1523 K$
۳۹.....	شکل ۲-۳۲. تصویر TEM ریزساختار GTD-111.....
۳۹.....	شکل ۲-۳۳. تشکیل مرز ضد فازی در Cu_3Au
۴۲.....	شکل ۳-۱. شمش و قالب قبل از ریخته گری.....

- شکل ۳-۲. شماتیک دستگاه انجماد جهت‌دار به روش بریجمن ۴۳
- شکل ۳-۳. تصویر شمش و قالب ریخته‌گری ۴۴
- شکل ۳-۴. تغییرات فشار و دما بر حسب زمان ریخته‌گری ۴۴
- شکل ۳-۵. ابعاد و نقشه برش نمونه جهت‌دار ریختگی ۴۴
- شکل ۳-۶. نمونه کشش دمای محیط ۴۷
- شکل ۳-۷. نمونه تنش گسیختگی ۴۷
- شکل ۴-۱. نتایج آنالیز حرارتی DSC و دماهای استحاله‌ای آلیاژ GTD-111 ۴۹
- شکل ۴-۳. تصویر اچ ماکرو نمونه ریختگی جهت‌دار ۴۹
- شکل ۴-۴. تغییرات پهنای دانه‌ها در طول انجماد جهت‌دار در شیب‌های دمایی مختلف ۵۰
- شکل ۴-۵. تصویر میکروسکوپ نوری ساختار دندریتی ۵۱
- شکل ۴-۶. تغییرات فاصله دندریت بر حسب فاصله از مبرد ۵۱
- شکل ۴-۷. رسوب ۷' در ساختار دندریتی ریختگی ۵۲
- شکل ۴-۸. نمودار توزیع اندازه رسوب ۷' در حالت ریختگی جهت‌دار و همگن ۵۲
- شکل ۴-۹. تصاویر میکروسکوپی یوتکتیک ۷-۷' در ساختار دندریتی ۵۳
- شکل ۴-۱۰. شکل‌های مختلف یوتکتیک ۵۳
- شکل ۴-۱۱. آنالیز شیمیایی کاربیدها به روش EDS ۵۴
- شکل ۴-۱۲. الف) تصویر ساختار دندریتی پس از همگن‌سازی ۵۶
- شکل ۴-۱۳. نمودارهای توزیع اندازه رسوبات ۷' در نمونه‌های ریختگی جهت‌دار و انحلال‌جزیی شده ۵۷
- شکل ۴-۱۴. نمودارهای توزیع اندازه رسوبات ۷' در حالت همگن و انحلال‌جزیی شده ۵۷
- شکل ۴-۱۵. شکل رسوبات ۷' پس از انحلال‌جزیی اولیه ۵۸
- شکل ۴-۱۶. تصاویر میکروسکوپ الکترونی رسوبات ۷' پس از انحلال‌جزیی ثانویه ۵۹
- شکل ۴-۱۷. نمودار توزیع اندازه رسوب ۷' پس از انحلال‌جزیی ثانویه ۶۰
- شکل ۴-۱۸. توزیع اندازه رسوب ۷' در سیکل C1 و C2 پس از پیرسازی ۶۱
- شکل ۴-۱۹. توزیع اندازه رسوب ۷' در سیکل C3-C5 پس از پیرسازی ۶۱
- شکل ۴-۲۰. تصاویر میکروسکوپ الکترونی (الف-ه) رسوبات ۷' و (و-ی) یوتکتیک ۷-۷'، پس از پیرسازی برای سیکل‌های به ترتیب C1 تا C5 ۶۳
- شکل ۴-۲۱. نمودار تغییرات سختی نمونه GTD-111 در مراحل مختلف ساخت و عملیات حرارتی. ۶۴
- شکل ۴-۲۲. تغییرات سختی، اندازه و کسر حجمی رسوب بر حسب دمای انحلال‌جزیی ثانویه پس از پیرسازی ۶۵
- شکل ۴-۲۳. نمودار تنش - کرنش مهندسی نمونه‌های C1-C5 ۶۶
- شکل ۴-۲۴. نمودار تنش - گسیختگی نمونه‌های C3، C4 و C5 و نرخ کرنش ۶۷
- شکل ۴-۲۵. نمودار متغیر لارسون-میلر بر حسب تنش برای سوپرآلیاژ جهت‌دار GTD-111 ۶۸
- شکل ۴-۲۵. تصاویر میکروسکوپی الکترونی سطح شکست ۷۰
- شکل ۴-۲۶. تغییرات ساختار مرز دانه‌ها، رسوبات ۷' و جوانه‌زنی ریز حفرات حین خزش ۷۰

فهرست جداول

صفحه

عنوان

۸	جدول ۲-۱. ترکیب شیمیایی اسمی (wt%) نسل اول سوپرآلیاژهای جهت‌دار.....
۱۱	جدول ۲-۲. مقایسه ترکیب شیمیایی (wt%) و چگالی آلیاژهای GTD-111 و IN-738 و René 80.....
۱۲	جدول ۲-۳. مهمترین فازها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل.....
۲۴	جدول ۲-۴. عملیات حرارتی آلیاژ DD32.....
۲۶	جدول ۲-۵. تأثیر سرعت سرد شدن، دما و زمان انحلال بر GTD-111.....
۲۷	جدول ۲-۶. سیکل‌های عملیات حرارتی رسوب‌سختی سوپرآلیاژ GTD-111.....
۴۲	جدول ۳-۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ GTD-111.....
۴۵	جدول ۳-۲. سیکل‌های عملیات حرارتی.....
۴۷	جدول ۳-۳. ابعاد نمونه تنش - گسیختگی.....
۶۰	جدول ۴-۱. نتایج ریزساختار پس از انحلال جزئی.....
۶۱	جدول ۴-۲. نتایج ریزساختار پس از پیرسازی.....
۶۶	جدول ۴-۳. نتایج آزمون خواص کششی دمای محیط نمونه‌های C5-C1 پس از پیرسازی.....
۶۷	جدول ۴-۴. نتایج آزمون تنش - گسیختگی در دمای ۹۸۲ °C و ۱۸۶ MPa نمونه‌های C5-C3.....

چکیده

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل پایداری و استحکام مناسب در دمای بالا، در ساخت بخش‌های داغ توربین‌های گازی کاربرد دارند. از جمله سوپرآلیاژهای پایه نیکل، آلیاژ GTD-111 است که در ساخت پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی نیروگاهی کاربرد دارد. ریزساختار و استحکام این آلیاژ به نحوه انجماد و عملیات حرارتی رسوب‌سختی آن بستگی دارد. در این پژوهش، ابتدا سوپرآلیاژهای پایه نیکل GTD-111 جهت دار به روش بریجمن و در محیط خلاء با سرعت رشد ۶ میلی‌متر بر دقیقه تهیه شد. به منظور تعیین دمای استحاله‌های فازی آنالیز گرماسنجی افتراقی انجام شد و با توجه به دمای سالیدوس، عملیات حرارتی در دماهای کمتر از 1295°C انجام شد. سیکل‌های عملیات حرارتی رسوب‌سختی مختلف روی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 جهت دار به منظور بررسی تأثیر عملیات همگن‌سازی، انحلال‌جزیی اولیه، انحلال‌جزیی ثانویه و پیرسازی بر ریزساختار طراحی و انجام شد. همچنین تأثیر انحلال‌جزیی ثانویه در سه دمای 910°C ، 980°C و 1050°C بر خواص کششی دمای محیط و خواص تنش گسیختگی آلیاژ بررسی شد. نتایج نشان داد که ریزساختار ریختگی آلیاژ GTD-111 شامل زمینه آستنیتی γ ، رسوب γ' ، یونکتیک $\gamma-\gamma'$ و دو نوع کاربید MC و M_{23}C_6 می‌باشد. عملیات همگن‌سازی سبب انحلال، رسوب مجدد و توزیع یکنواخت رسوبات γ' گردید. انحلال‌جزیی به همراه همگن‌سازی، موجب رشد و توزیع منظم رسوبات در جهات $\langle 100 \rangle$ شد. انحلال‌جزیی ثانویه باعث رشد بیشتر رسوبات γ' و در نتیجه تقسیم شدن رسوبات درشت به رسوبات ریزتر گردید. نتایج آزمون تنش-گسیختگی نشان داد که انجام عملیات حرارتی شامل همگن‌سازی، انحلال‌جزیی اولیه و انحلال‌جزیی ثانویه در دمای 980°C موجب تشکیل ریزساختاری با توزیع مناسب رسوبات γ' شده و در بین سیکل‌های انجام شده، بیشترین عمر خزشی را به همراه خواهد داشت.

کلمات کلیدی: عملیات حرارتی، انجماد جهت‌دار، سوپرآلیاژ GTD-111 DS، رسوبات γ'

فصل اول

مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل برخورداری از پایداری و استحکام خوب در دمای بالا و مقاومت زیاد در برابر خوردگی و اکسیداسیون به طور گسترده‌ای در کاربردهایی مانند پره توربین‌های گازی^۱ و یا محفظه احتراق توربین مورد استفاده قرار می‌گیرد. از آنجا که پره‌ی توربین در عمل بیش از ۷۰۰۰۰ ساعت در شرایط بحرانی خزش، خستگی و خوردگی قرار می‌گیرند لذا بایستی از خواص فیزیکی، مکانیکی و مقاومت به خوردگی بالایی برخوردار باشند. بدیهی است که خواص آلیاژ ناشی از ویژگی‌های ریز ساختار بوده و این ویژگی‌ها متأثر از نوع عملیات حرارتی است. لذا تأثیر متغیرهای عملیات حرارتی بر ریزساختار مورد توجه می‌باشد.

یکی از مهمترین آلیاژهای دما بالا برای کار در شرایط خوردگی، تنش و حرارت بالا، سوپرآلیاژ GTD-111 می‌باشد. این سوپرآلیاژ پایه نیکل در دهه‌ی ۱۹۷۰ طراحی و در دهه‌ی ۱۹۸۰ به عنوان پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی صنعتی مورد استفاده قرار گرفت. به علت ویژگی‌های بسیار مناسب این آلیاژ در دمای بالا از آن در ساخت پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی فریم-۶، فریم-۷ و فریم-۹ استفاده می‌شود، که در واقع جایگزین پره‌های ساخته شده از سوپرآلیاژ IN-738LC شده‌اند. به طور کلی این آلیاژ اصلاح شده‌ی Rene'80 و IN-738LC می‌باشد. سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارای زمینه آستنیتی نیکلی همراه با عناصر آلیاژی جهت استحکام بخشی محلول جامد و نیز سختی رسوبی برای افزایش استحکام در دمای بالا می‌باشند. ریزساختار GTD-111 شامل فازهای متعددی

¹ Gas Turbine Blades

می‌باشد که شامل: زمینه‌ی آستیتی گاما (γ)، رسوب همبسته (کوهیرنت)^۱ گاماپرایم (γ')، کاربیدهای مختلف، یوتکتیک γ-γ' و مقادیر جزئی فازهای TCP^۲ مانند η، σ و لاوز^۳ است. حضور عناصر دیرگداز مانند تنگستن، مولیبدن، تانتالیوم، کروم و کبالت سبب جلوگیری از خوردگی داغ موضعی این آلیاژ شده است و همچنین استحکام خزشی GTD-111 حدود ۲۰ درجه سانتی‌گراد بالاتر از IN-738 LC می‌باشد.

اکثر آلیاژهای ریختگی مورد استفاده در پره توربین‌های گازی از نوع چند بلوری (PC)^۴ با دانه‌های هم‌محور و بعضی دیگر نیز جهت‌دار (DS)^۵ می‌باشند. ریخته‌های چند بلوری دارای دانه‌های هم‌محور هستند که در مناطق مختلف قطعه بطور اتفاقی توزیع شده‌اند. دانه‌های انجماد جهت‌دار یافته، با یکدیگر موازی بوده و عمدتاً به موازات محور طولی پره قرار می‌گیرند. در صورتی که قطعه تنها دارای یک بلور باشد، به آن تک بلور انجماد جهت‌دار یافته (SCDS)^۶ گفته می‌شود. یکی از دغدغه‌های اصلی طراحی و ساخت توربین‌های گازی صنعتی جدید و با راندمان بالا، تولید نازل‌ها^۷ و پره‌های توربین از جنس سوپرآلیاژهای پایه نیکل با ساختار دانه‌ای جهت‌دار است. پره‌های توربین گازی در راستای محور اصلی خود تنش‌های زیادی را در دماهای بالا تحمل می‌کنند. از آن‌جا که مرز دانه در دمای بالا نسبت به درون دانه ضعیف‌تر است، لذا منطقی است که دانه‌ها به طور موازی در راستای محور اصلی قطعه رشد داده شوند تا از اثر تنش‌ها بر خواص قطعه کاسته شود. بنابراین انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژهای نیکل بنیان باعث ارتقاء خواص مکانیکی دمای بالای پره‌های توربین می‌گردد.

استحکام‌دهی سوپرآلیاژها اغلب توسط سخت‌کاری محلول جامد کارسختی و رسوب‌سختی انجام می‌شود. در برخی کاربردها استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی (خواص کوتاه مدت) و در بعضی از کاربردهای دیگر استحکام خزشی و خواص تنش-گسیختگی^۸ مورد نیاز است. بخش اعظم استحکام سوپرآلیاژ GTD-111 از طریق فرایند رسوب‌سختی حاصل می‌گردد و این فرایند در صورتی ثمر بخش خواهد بود که در طول مراحل مختلف آن که شامل مراحل آنیل انحلال و پیرسازی می‌باشد، تغییرات مورد نظر در ساختار نمونه خام ایجاد شده باشد. عملیات حرارتی رسوب‌سختی، جهت دستیابی به رسوب‌های استحکام‌دهنده و کنترل فازهای ثانویه دیگر مانند کاربیدها و فازهای مضر انجام می‌گیرد. این عملیات، استحکام آلیاژ پیرسخت شونده را به دلیل رسوب یک یا چند فاز (γ' و γ'') در زمینه فوق اشباع ایجاد شده در آنیل انحلالی، افزایش می‌دهد.

بر خلاف کاربرد گسترده‌ی سوپرآلیاژ ریختگی GTD-111، تاکنون تحقیقات محدودی در مورد آن و به‌خصوص ساختار دانه‌ای جهت‌دار این آلیاژ صورت پذیرفته است. از این رو در پژوهش حاضر، سوپرآلیاژ GTD-111 جهت‌دار به روش بریجمن ریخته‌گری شده و تأثیر سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی رسوب‌سختی شامل مراحل همگن‌سازی، آنیل انحلالی و پیرسازی و متغیرهای آنها بر ریزساختار و خواص کششی و خزشی آلیاژ بررسی گردیده است.

¹ Coherent

² Topologically Close Packed

³ Laves

⁴ Polycrystalline

⁵ Directionally-Solidified

⁶ Single-Crystal Directionally Solidified

⁷ Vanes

⁸ Stress-rupture

فصل دوم

مروری بر مطالب

۱-۲ توربین‌های گازی

توربین‌های گازی جهت تولید نیرو کاربرد دارند که در آن جریان ناشی از گازهای داغ حاصل از اشتعال سوخت منجر به تولید انرژی مکانیکی می‌گردد. توربین‌های گازی شامل سه بخش اصلی شامل کمپرسور، محفظه احتراق و توربین هستند (شکل ۱-۲). عملکرد توربین گازی به صورت زیر می‌باشد:

۱. ورودی هوا^۱: هوا از طریق ورودی هوا گرفته می‌شود.
۲. کمپرسور^۲: هوا وارد کمپرسور می‌گردد. به وسیله دیسک‌ها و پره‌های کمپرسور، هوا فشرده شده و در نتیجه دمای آن افزایش می‌یابد.
۳. محفظه احتراق^۳: هوای فشرده داغ وارد محفظه احتراق می‌گردد. در محفظه احتراق، هوای داغ با سوخت مخلوط شده و مشتعل می‌شود.
۴. توربین^۴: زمانیکه گاز داغ مشتعل گردید، دما افزایش و در نتیجه هوای منسط شده وارد توربین می‌شود و سبب چرخش پره‌ها و تولید انرژی مکانیکی می‌گردد.
۵. محور یا شافت^۵: پره‌های توربین بر روی یک محور یا شافت قرار دارند، که با چرخش این پره‌ها، محور به حرکت در آمده و نیروی مکانیکی حاصل توسط این محور به ژنراتور تولید کننده انرژی الکتریکی انتقال می‌یابد.

¹ Air inlet

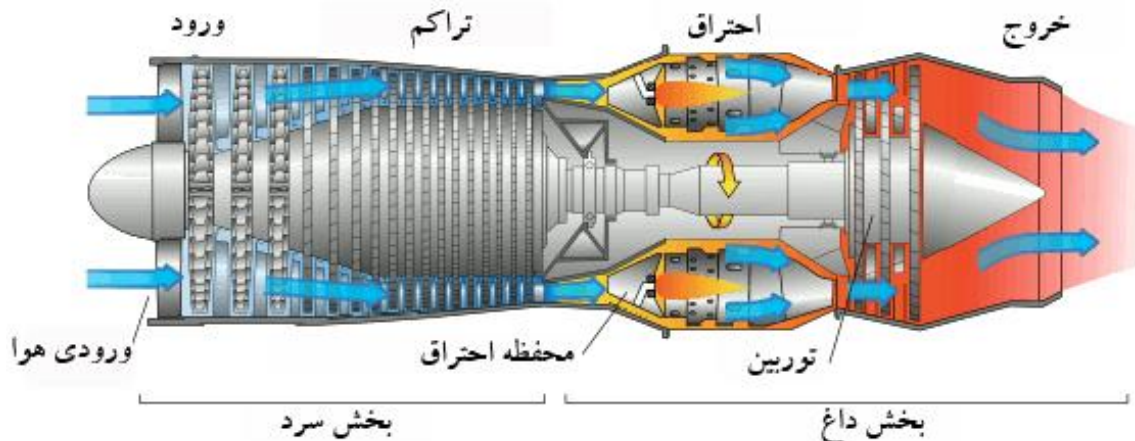
² Compressor

³ combustor

⁴ turbine

⁵ Shaft

شایان ذکر است که بخشی از کار مکانیکی حاصل از قسمت توربین به منظور حرکت دادن کمپرسور لازم است. بنابراین، تمامی انرژی تولید شده توسط توربین به انرژی الکتریکی تبدیل نخواهد شد [۱].



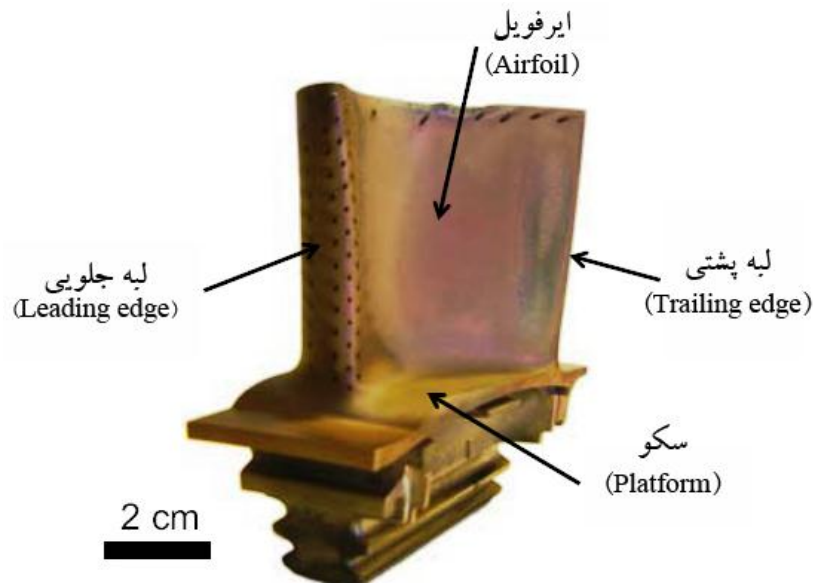
شکل ۱-۲. شماتیک بخش‌های اصلی توربین گازی [۲].

۱-۱-۲ پره توربین گازی

پره‌های توربین گازی در بخش توربین پس از محفظه احتراق قرار دارند. در توربین‌های گازی زمینی، به طور معمول، سه یا چهار ردیف پره توربین وجود دارد که هر ردیف شامل ۶۰ تا ۱۰۰ پره می‌باشد. وقتی گاز داغ وارد بخش توربین می‌شود، با اولین ردیف پره‌ها برخورد می‌کند. همه پره‌ها به گونه‌ای قرار دارند که نیروی ناشی از جریان گاز داغ بر پره، عمود بر جریان گاز می‌شود و در نتیجه پره شروع به چرخش می‌کند. پره‌های توربین به دیسک متصل به شافت متصل هستند و با حرکت پره، دیسک و نیز با حرکت دیسک، شافت به چرخش در خواهد آمد. در طول سرویس، با سرعت چرخش پره‌ها تا ۱۰۰۰۰ rpm در دمای تا ۱۰۰۰°C می‌باشد. بنابراین، پره‌ها تحت مقدار قابل توجه نیروی گریز از مرکز و در دمای بالا به طور همزمان هستند [۱]. شکل ۲-۲ یک پره توربین گازی را نشان می‌دهد. پره توربین از سه قسمت ریشه، سکو و تیغه تشکیل شده است. ضخامت پره توربین از سمت ریشه به تیغه کمتر می‌شود. آلیاژهای زیادی برای ساخت پره‌های توربین ریختگی به کار می‌روند، ولی از نقطه نظر خواص و تعداد، سوپرآلیاژهای پایه نیکل که با یک فاز ثانویه رسوب سختی شده‌اند، کاربرد بیشتری دارند [۳].

همانطور که اشاره شد، سه یا چهار ردیف پره توربین در بخش توربین قرار دارد. اولین ردیف پره‌ها به دلیل این که گاز داغ اولین بار وارد شده و بیشترین دما را دارد، تحت شدیدترین شرایط قرار دارند و در زمانی که هوا به ردیف دوم، سوم و چهارم از پره‌های توربین می‌رسد، درجه حرارت به تدریج کاهش یافته است. پره‌های ردیف اول معمولاً توسط پوشش‌ها مانع حرارتی (TBC)^۱، جهت محافظت آلیاژ پره در مقابل دمای بالا، پوشش داده می‌شوند. به طور همزمان، به طور مداوم توسط هوای کمپرسور، خنک می‌شود. راندمان توربین گازی، به مقدار زیادی به دمای گاز بستگی دارد. دمای بالاتر گاز در بخش توربین سبب افزایش راندمان توربین می‌گردد. علاوه بر این، دمای گاز به مقاومت پره‌های ردیف اول بستگی دارد. در نتیجه عملکرد پره‌های ردیف اول توربین، مشخص کننده راندمان کلی موتور توربین هستند [۱].

^۱ Thermal barrier coating



شکل ۲-۲. قسمت‌های مختلف پره توربین [۱].

۲-۲ سوپرآلیاژهای پایه نیکل

سوپرآلیاژهای پایه نیکل از مهمترین مواد مهندسی هستند که کاربرد گسترده‌ای در قطعات حساس مانند اجزاء توربین دارند [۴]. یکی از مهمترین کاربردهای این دسته از مواد، پره توربین هواپیما و همچنین بخش پرفشار توربین‌های گازی به دلیل ویژگی‌های مناسب در دمای بالا می‌باشد [۳ و ۵]. دلیل اصلی این کاربرد، خواص مکانیکی مناسب و پایداری این خواص در دماهای بالا می‌باشد [۴]. پره‌های توربین تحت شرایط دما و نیروی مکانیکی بالا کار می‌کنند. این آلیاژها بیشتر شامل نیکل، تیتانیوم و آلومینیوم هستند و نیز کروم و آلومینیوم اصلی‌ترین عناصر جهت افزایش مقاومت اکسیداسیون در این مواد می‌باشند. وجود مقادیر جزئی ایتیریم موجب چسبندگی پوسته اکسیدی به زیرلایه می‌شود [۵].

سوپرآلیاژها نسبت به سیستم‌های فلزی دیگر دارای خواص فیزیکی، هدایت الکتریکی، گرمای ویژه، هدایت حرارتی و انبساط حرارتی پایین‌تری هستند که این خواص به فلز پایه و درصد فلزات دیرگداز اضافه شده بستگی دارد. به عنوان مثال چگالی نیکل ۸/۹ گرم بر سانتی‌متر مکعب و چگالی سوپرآلیاژ پایه نیکل ۷/۸ تا ۸/۹ گرم بر سانتی‌متر مکعب است. باید توجه داشت که در توربین‌های گاز با توجه به اینکه افزایش چگالی باعث افزایش تنش روی اجزا و قطعات می‌شود، در نظر گرفتن چگالی اهمیت دارد. سوپرآلیاژها دارای مدول الاستیسیته در حدود ۲۰۷ گیگا پاسکال هستند ولی مدول الاستیسیته آلیاژهای ویژه بسته به نوع آلیاژ در دمای اتاق از ۱۷۲ تا ۲۴۱ گیگا پاسکال تغییر می‌کند. تغییر ساختار آلیاژ از چند بلوری به دانه‌های ستونی بسته به جهت آزمایش، مدول الاستیسیته را در محدوده ۱۲۴ تا ۳۱۰ گیگا پاسکال قرار می‌دهد. آلیاژهای جهت‌دار در راستای رشد دانه‌ها، مدول پایین‌تری دارند [۶].

۲-۳ انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژها

۲-۳-۱ مقدمه

فن آوری ریخته‌گری سوپرآلیاژهای ریخته چند بلوری، سابقه شصت ساله دارد یعنی از زمانی که آلیاژهای پایه کبالت برای کار در توربین‌های گاز پذیرفته شدند. در نیمه دوم قرن گذشته ریخته‌گری دقیق به تنها روش تولید قطعات

ریخته سوپرآلیاژهای پایه نیکل استحکام بالای پیشرفته که در توربین‌های گازی استفاده می‌شوند، تبدیل گردید. سوپرآلیاژهای ریخته‌گری دقیق شده معمولاً از نوع سوپرآلیاژهای پایه نیکل و پایه کبالت هستند. در ریخته‌گری دقیق، لعاب سرامیکی در اطراف مدل از بین رونده (معمولاً از جنس موم) به کار برده می‌شود. پس از سخت شدن لعاب سرامیکی یک قالب پوسته‌ای شکل می‌گیرد. مدل از بین رونده با حرارت دادن حذف می‌شود، تا حفره‌ای داخل پوسته سرامیکی ایجاد شود. مذاب سوپرآلیاژ در داخل قالب ریخته‌گری شده و منجمد می‌شود.

یک پیشرفت مهم در کنترل فرایند، توسعه ساختار دانه ستونی تولید شده با انجماد جهت‌دار بود. در صورتی که انتقال حرارت جهت‌دار باشد، قطعه ریخته به صورت دانه ستونی (CG)^۱ یا تک بلور (SC)^۲ به دست می‌آید و در صورتی که انتقال حرارت در چند جهت باشد، قطعه چند بلوری ایجاد می‌شود [۶]. فرایند انجماد جهت‌دار از اوایل دهه شصت میلادی معرفی شد. در این فرایند مرز دانه‌ها به طور موازی با جهت انجماد قرار دارند که با محور اصلی تنش محوری منطبق می‌باشد. ساختار نهایی قطعه شامل دانه‌های ستونی با جهت <۰۰۱>، موازی با راستای تنش است که به قطعه وارد خواهد شد [۷]. فرایند انجماد جهت‌دار یکی از فرایندهای کنترل شده‌ی انجماد مذاب‌های فلزی است که در آن به منظور ایجاد ساختار دانه‌ای ستونی، توسط مکانیزم خارج کردن حرارت یک جهته از قطعه، جبهه انجماد از یک سمت قطعه به طرف مقابل آن حرکت داده می‌شود [۸]. در شکل ۲-۳ شمایی از فرایند انجماد جهت‌دار ارائه شده است.

تنش در دمای بالا تأثیرات بسیار نامناسبی بر مرز دانه‌های عمود بر جهت تنش که ضعیف‌ترین اتصال زنجیره هستند، دارد [۷]. دانه‌های ستونی در انجماد جهت‌دار از تشکیل و اشاعه ترک بین دانه‌ای در جهت عمود بر راستای انجماد جهت‌دار جلوگیری می‌کنند، که این نوع ترک‌ها یکی از عوامل اصلی شکست در پره‌های توربین هستند. این دانه‌ها مدول یانگ را در راستای دانه‌های انجماد جهت‌دار کاهش داده و همچنین کرنش الاستیک را افزایش و در نتیجه تنش حرارتی را کاهش می‌دهند و نیز استحکام، انعطاف‌پذیری^۳ و زمان پیش از گسیختگی را در مقایسه با حالت چندبلوری آلیاژ افزایش می‌دهند [۹]. مدول یانگ که از خواص ذاتی ماده بوده و به پیوندهای بین اتمی ارتباط دارد، در جهات مختلف کریستالی، مقادیر متفاوتی دارد. به عبارت دیگر در جهات پلدانسیته، حداکثر و در جهات کم دانسیته، حداقل می‌باشد. در نتیجه با رشد دانه‌ها راستای <۰۰۱> در انجماد جهت‌دار، ماده غیر همسانگرد شده و با حداقل بودن مدول در این راستا، تنش‌های حرارتی در یک مقدار کرنش ثابت نسبت به جهات دیگر، کاهش می‌یابد.

۲-۳-۲ تاریخچه انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژهای پایه نیکل

فن آوری انجماد جهت‌دار به یک فرایند تولید پذیرفته شده در سوپرآلیاژهای پایه نیکل تبدیل شده است [۶]. دلیل کاربرد سوپرآلیاژهای پایه نیکل در پره‌های توربین، استحکام، مقاومت خزشی و مقاومت خوردگی در دمای بالا می‌باشد. با استفاده از انجماد جهت‌دار، چگالی مرز دانه‌ها در راستای عمود بر جهت نیروی اصلی کاهش یافته و در نتیجه استحکام گسیختگی بهبود می‌یابد [۹].

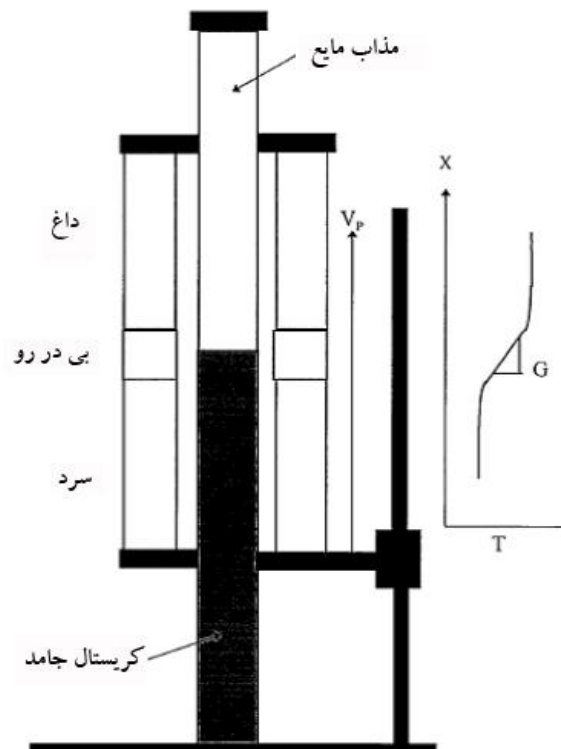
سوپرآلیاژهای پایه کبالت و پایه آهن-نیکل با فرایند انجماد جهت‌دار (DS) تولید نمی‌شوند و همه سوپرآلیاژهای

^۱ Columnar Grain

^۲ Single Crystal

^۳ Ductility

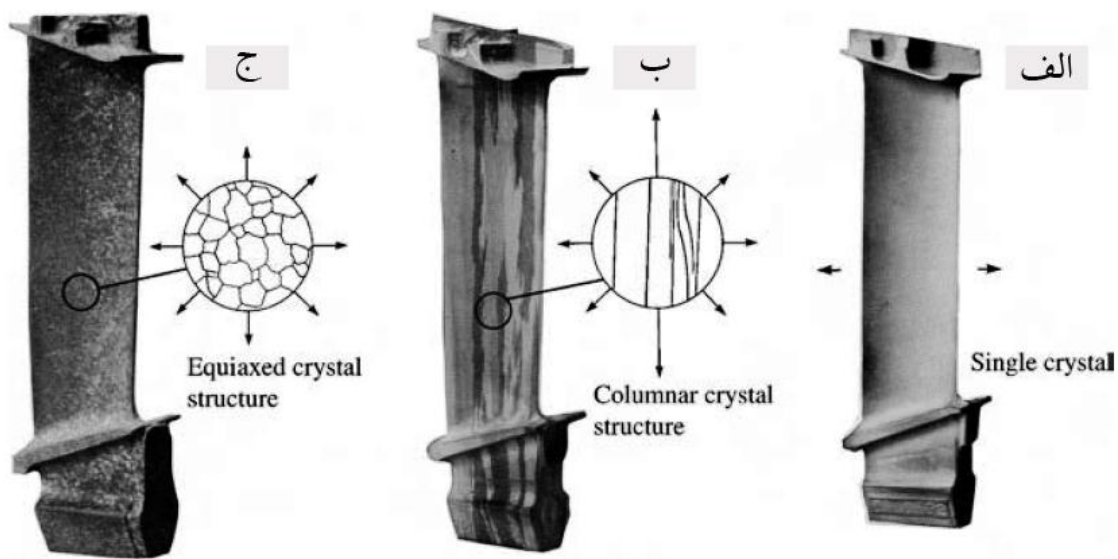
ریخته تک کریستال و جهت دار، پایه نیکل هستند. همانطور که اشاره شد، اساس این آلیاژهای جهت دار بر حذف مرزخانه‌هاست [۶]. برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل انجماد جهت دار توسعه یافته برای پره‌های توربین شامل MR-M (1970)، MAR-M 247، 200 Hf (1975)، MR-M 002 (1975) و DS IN-6203 (1981) و غیره بودند که ترکیب شیمیایی آنها مطابق جدول ۱-۲ می‌باشد [۹]. در شکل ۲-۴، شمایی از پره‌های توربین چندبلوری، انجماد جهت دار و تک کریستال نشان داده شده است. قابلیت‌های ساخت و تولید، ریخته‌گری قطعات بزرگ را به مقدار زیاد، به دلیل عدم صرفه اقتصادی محدود می‌کرد. در بین سال‌های ۱۹۶۰ تا ۱۹۸۰ میلادی در اثر حمایت‌های دولتی برای تحقیق و توسعه در زمینه توربین‌های گازی، علاقه‌مندی تازه و جدیدی به این روش‌ها و مواد ایجاد شد. نیاز به بهبود بهره‌وری در توربین‌های گازی از طریق افزایش دما و سرعت گاز ورودی، موجب نیاز به ساخت پره توربین جهت دار با ابعاد بزرگ شد. اولین کاربرد پره‌های جهت دار در توربین‌های گازی صنعتی در شرکت جنرال الکتریک، در ردیف‌های اول واحد MS5001 در سال ۱۹۸۷ میلادی بود. با گذشت زمان، بهبود روش‌های تولید و استفاده از کامپیوتر در تولید، موجب ساخت پره‌های تک کریستال و جهت دار در توربین‌های گازی صنعتی پیشرفته شد [۳ و ۹].



شکل ۲-۳. نمایی ساده از انجماد جهت دار و شیب دمایی ایجاد شده در فصل مشترک جامد/ مذاب [۳].

جدول ۱-۲. ترکیب شیمیایی اسمی (wt%) نسل اول سوپرآلیاژهای جهت دار [۹]

Alloy	C	Cr	Co	Mo	W	Nb	Ta	Al	Ti	B	Zr	Hf	Ni
MR-M200 Hf	0.13	8	9	...	12	1	...	5	1.9	0.015	0.03	2	Bal.
René 80H	0.16	14	9	4	4	3	4.7	0.015	0.01	0.8	Bal.
MAR-M002	0.15	8	10	...	10	...	2.6	5.5	1.5	0.15	0.03	1.5	Bal.
MAR-M247	0.15	8	10	0.6	10	...	3	5.5	1	0.015	0.03	1.5	Bal.



شکل ۲-۴. ساختار کریستالی پره توربین: الف) تک کریستال، ب) جهت دار و ج) چندبلوری [۴].

۲-۳-۳ انواع روش‌های انجماد جهت دار

بسته به اینکه قطعه و منبع حرارتی سیستم نسبت به هم ثابت یا متحرک باشند روش‌های مختلفی برای فرایند انجماد جهت دار معرفی شده است. از مهمترین آنها می‌توان به روش‌های قطع توان از پایین^۱، بریجمن^۲ که با نام‌های کشش یا انجماد با سرعت زیاد^۳ و یا روش مبرد آبگرد^۴ نیز خوانده می‌شود و روش خنک کردن با فلز مذاب^۵ اشاره نمود [۳].

در روش قطع توان، یک قالب سرامیکی ته باز روی یک مبرد مسی آبگرد متصل شده و مجموعه در یک کوره پیشگرم دو منطقه‌ای قرار داده می‌شود. با اعمال توان به هر دو منطقه کوره، شیب حرارتی در راستای طول قالب سرامیکی ایجاد می‌شود. هنگامی که قسمت بالایی قالب سرامیکی به دمایی نزدیک ۱۵۵۰ درجه سانتی‌گراد رسید، سوپرالیاژ مذاب، به داخل قالب ریخته شده و پس از اتمام مرحله بار ریزی، توان منطقه پایینی کوره قطع می‌شود. تحت شرایط فوق انجماد جهت دار در قالب سرامیکی از طریق کاهش توان منطقه پایینی کوره طبق یک برنامه مشخص از سطح مبرد به سمت بالا انجام خواهد شد.

در روش بریجمن، قالب سرامیکی ته باز پس از اتصال روی مبرد مسی آبگرد، به همراه شمش اولیه درون یک سیستم حرارتی (کوره یک منطقه‌ای) قرار داده می‌شود. در قسمت پایینی این سیستم حرارتی، یک مانع حرارتی^۶ وجود دارد که سیستم حرارتی را از بخش زیرین که منطقه خنک کننده می‌باشد، جدا می‌سازد. پس از ذوب شمش در قالب سرامیکی پیشگرم شده، انجماد جهت دار سیستم از طریق پایین کشیدن قالب و عبور از مانع ذکر شده انجام می‌پذیرد. در واقع طبق این روش انتقال حرارت تشعشعی به انتقال حرارت هدایتی از طریق مبرد آبگرد در منطقه خنک کننده افزوده می‌شود.

¹ Power Down

² Bridgman Method

³ High Rate Solidification

⁴ Chill Plate

⁵ Liquid Metal Cooling

⁶ Thermal Baffle