

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



مطالعه استحاله‌های فازی سوپرآلیاژ IN492-DS به کمک شبیه سازی

ارائه دهنده مقاله: داود حیدری^۱

داود حیدری^۱، مهدی میرصوفیان^۲، رسول طالب‌زاده^۳، رضا جوهری^۴

کرج، جاده ملارد، بلوار مینا، شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مینا- پرتو

heidari.davoud@mapnablade.com

چکیده

تغییرات فازی از نقطه ذوب تا پایان انجماد و در ادامه استحاله‌های فازی تا دمای محیط جهت شناخت رفتار آلیاژ و بهینه سازی فرایند تولید اهمیت اساسی دارد. با توجه به اینکه شبیه‌سازی به عنوان یک ابزار توانمند، سریع و کم هزینه در مطالعات استحاله‌های فازی آلیاژها کاربرد گسترده‌ای یافته است، ابتدا با استفاده از این دانش سعی گردید تا هرچه بهتر استحاله‌های فازی آلیاژ IN492-DS در اولین برآورد شناسایی و تخمین زده شوند. درحالیکه سه مدل مختلف انجمادی نفوذ برگشتی، قانون تعادلی و قانون شل جهت شبیه سازی انجمادی وجود دارد، از هر سه مدل جهت ارزیابی استفاده شد. سپس در ادامه جهت تعیین دقیق تغییرات فازی و شناسایی فازهای موجود در سوپرآلیاژ IN492-DS، مطالعات ساختاری بر روی نمونه در دمای محیط با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی انجام شد. نتایج به دست آمده از مطالعات ساختاری با نتایج حاصل از گرماسنجی (DSC) جهت تحلیل تغییرات فازی در هنگام انجماد مرتبط گردید. در پایان با استفاده از نتایج تجربی و شبیه سازی، استحاله‌های فازی در آلیاژ IN492-DS تعیین گردید.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژ، شبیه سازی فازی، گرما سنجی.

- ۱- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، شناسایی و انتخاب مواد
- ۲- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، شناسایی و انتخاب مواد
- ۳- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، شناسایی و انتخاب مواد
- ۴- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، شناسایی و انتخاب مواد

مقدمه

شناخت فازهای انجمادی و استحاله‌های حالت جامد سوپرآلیاژهای پایه نیکل در تدوین فرایند تولید محصول از آنها اهمیت فراوانی دارد. با در نظر گرفتن تنوع سوپرآلیاژها و توسعه سوپرآلیاژهای جدید پایه نیکل به منظور استفاده در توربین‌های گازی پیشرفته، تعیین دمای فازها برای هر آلیاژ طیف وسیعی از آزمایشات را ایجاد می‌کند که تفسیر شان نیز نیاز به مهارت و دانش بالایی دارد. بر این اساس مدل‌ها و روش‌های محاسباتی فاز (PHACOMP) جهت تفسیر و پیشبینی فازها و دمای تشکیل آنها به عنوان یک ابزار سودمند که از دیر باز (Beltran, Sims, Murphy, ۱۹۶۸) شکل گرفته اند نقش موثری در شناسایی فازها دارند. محاسبات تعادل فاز با استفاده از روش محاسبه از طریق دیاگرام فاز (CALPHAD) در حال حاضر به نقطه‌ای رسیده است که این امکان برای طراحان آلیاژ وجود دارد تا محاسبات تعادل فاز را به سرعت و با اطمینان در چند دقیقه و بدون داشتن اطلاعات عمیق ترمودینامیکی انجام دهند (R.C. Reed, T. Tao, N. Warnken 2009). بنابراین ابزاری برای برآورد تغییرات فاز منحصراً بر اساس ترکیب شیمیایی آلیاژ وجود دارد به نحوی که قادر باشد مفروضات خاصی را تحلیل نموده و حدود دامنه استحاله‌های فاز ترکیب شیمیایی مد نظر را برآورد کند، بدون این که نیازی به اجرای تولید، فرآوری کردن، آزمایش کردن و بررسی تجربی تعداد زیادی ترکیب‌های شیمیایی باشد (Murphy et al, ۱۹۶۸؛ Small و Saunders, ۱۹۹۹).

علی رغم این موضوع، روش‌های تجربی از درجه اطمینان بالاتری برخوردار می باشند. همچنین مدل‌های مختلفی برای تعیین فازها در حالت انجماد وجود دارند که نتایج محاسباتی را پیچیده تر می‌کند. بر این اساس، روش‌های محاسباتی به عنوان یک راهنما جهت تعیین محدوده تقریبی استحاله‌های فاز یک آلیاژ جدید سودمند می‌باشند و در تفسیر آنچه که در آزمایش اندازه گیری شده است نقش موثری دارند. این مطالعه به صورت موردی نشان می دهد که چگونه می توان با استفاده از دانش شبیه سازی موجود و تحقیقات تجربی جهت پیشبینی تغییرات فاز در سوپرآلیاژها استفاده نمود. بر این اساس سوپر آلیاژ IN492-DS به عنوان یک نمونه پژوهشی انتخاب گردید و دمای استحاله‌های فاز آن بر اساس این رهیافت تعیین گردید.

مواد و روش آزمایش

در این تحقیق از آلیاژ IN492-DS استفاده گردید. ترکیب اسمی این آلیاژ، در جدول ۱ نشان داده شده است (Palmert, ۲۰۰۹). نمونه های متالوگرافی از شمش ریخته گری بریده شد و بعد از مانت مطابق با روش توضیح داده در مرجع (Roskosz, S., Adamiec, J. 2009) آماده سازی نمونه ها انجام شد. سپس نمونه ها توسط محلول کالینز میکرو اچ شده و توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی متالوگرافی قرار گرفت. جهت بررسی دقیق مطالعه فازها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EDX استفاده گردید. نمونه مکعبی از این سوپرآلیاژ به ابعاد ۱*۱*۱ میلیمتر بعد از عملیات انحلال سازی جهت تعیین پارامترهای استحاله فاز آلیاژ IN492-DS با استفاده از روش آنالیز (DSC (Differential Scanning Colorimetry) مورد استفاده قرار گرفت (دستگاه STA مدل NETZSCH STA 409 PC/PG). از آنجا که قابلیت کنترل دما در هنگام انجماد در این دستگاه وجود نداشته، آهنگ تغییرات انرژی و دما در هنگام گرمایش مورد اندازه‌گیری واقع شد. نرخ تغییرات دمایی برابر ۱۰°C/min اندازه‌گیری گردید که مطابق با مقادیر مورد استفاده در منابع می‌باشد. همچنین جهت محافظت قطعه در مقابل اکسیداسیون از اتمسفر محافظ آرگون استفاده شد. جهت بررسی فاز به کمک حل عددی، از نرم‌افزارهای پروکست (Procast8) و ترموکلک (Thermo-calc) استفاده گردید. از آنجایی که در هنگام انجماد جدایش اتمی رخ می‌دهد، مدل‌های تعادلی، شل و

نفوذ برگشتی جهت بررسی مورد استفاده قرار گرفته شد. پایگاه داده مورد استفاده در نرم افزار پروکست و ترموکلک به ترتیب Pan Ni7 و Ni-V5 بوده است.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژ IN792

Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	Re	Hf	C	B	Zr	Ni
۱۲/۴	۹/۲	۱/۹	۳/۹	۳/۵	۳/۹	۴/۲	-	-	-	۰/۰۷	۰/۰۱۶	۰/۰۱۸	Bal.

نتایج و بحث

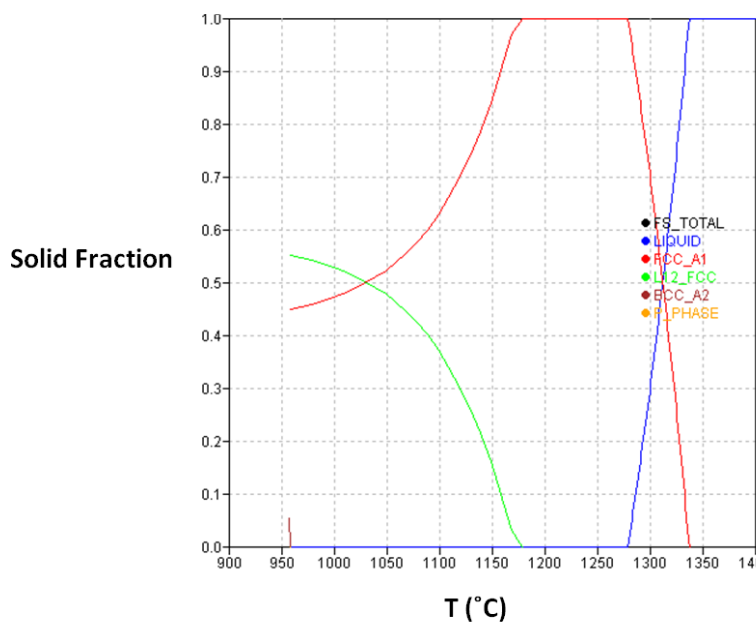
برآورد تحولات فازی آلیاژ IN492-DS به کمک شبیه سازی

جهت برآورد اولیه از رفتار تغییرات فازی آلیاژ IN492-DS به کمک شبیه سازی ابتدا از نرم افزار پروکست استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ مطابق جدول ۱ به عنوان ورودی به این نرم افزار وارد گردید. در ابتدا مدل حالت تعادلی در نظر گرفته شد که در این حالت جدایش ناشی از انجماد در نظر گرفته نمی شود. شکل ۱ نمودار تغییرات فازی این آلیاژ در دمای مختلف را نشان می دهد. مطابق شبیه سازی، انجماد در این آلیاژ در دمای 1338°C با فاز FCC-A1 که همان فاز گاما می باشد آغاز می شود. پایان انجماد دمای 1280°C می باشد که در این بازه فاز BCC-A2 نیز در هنگام انجماد تشکیل شده است که احتمالاً فاز کاربید می باشد. در دمای 1180°C تشکیل فاز L12-FCC به صورت استحاله جامد شروع می شود در حالی که از کسر حجمی فاز FCC-A1 کاسته می شود. این استحاله تا دمای 950°C همچنان ادامه دارد. در این استحاله، فاز L12-FCC که همان فاز گاماپرایم می باشد و عامل اصلی حفظ استحکام در دمای بالا در سوپرآلیاژهای پایه نیکل می باشد از فاز گاما تشکیل می شود. میزان فاز گاما پرایم تشکیل شده حدود ۶۰ درصد می باشد. در ادامه خنک شدن، فاز P-phase در دمای 960°C در این آلیاژ به صورت تعادلی باید تشکیل شود. از آنجا که این فاز از نظر سینتیکی بسیار کند می باشد، تشکیل آن در هنگام سرویس رخ می دهد. این فازها از نوع فازهای TCP (topologically closed packed) می باشند که تشکیل آنها بسیار مضر می باشد.

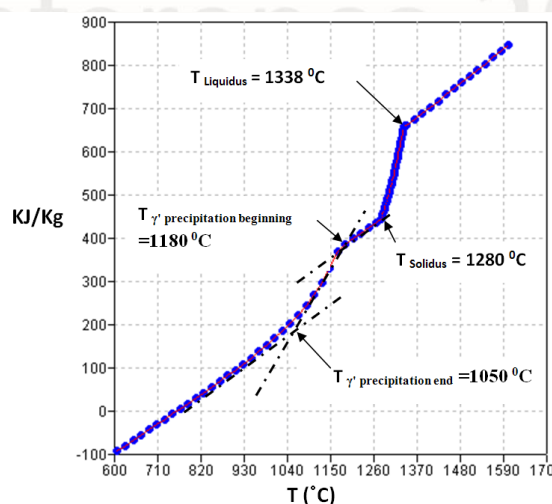
محاسبه تغییرات آنتالپی بر حسب دما در شکل ۲ نشان داده شده است. دمای آغاز و پایان انجماد به همراه دمای تشکیل رسوبات گاماپرایم در دیاگرام شکل ۲ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود تشخیص دمای تشکیل کاربیدها در این نمودار ممکن نمی باشد. با توجه به کسر حجمی کم کاربیدها تغییرات نمودار بسیار ناچیز و غیر محسوس می باشد. همچنین با توجه به کسر حجمی پایین فاز یوتکتیک تعیین بازه دمایی تشکیل این فاز به درستی قابل تعیین نمی باشد.

جهت بررسی تغییرات فازی با در نظر گرفتن جدایش عناصر در هنگام انجماد، محاسبه تغییرات آنتالپی بر حسب دما بر اساس قانون شل که در آن جدایش عناصر در بدترین حالت در نظر گرفته می شود نیز استفاده گردید. همانطور که در شکل ۳-الف نشان داده شده است، نقطه شروع انجماد با نتایج تجربی و حالت تعادلی یکسان می باشد، اما در مورد پایان انجماد نقطه مشخصی وجود ندارد و باید از روش خط مماس تعیین شود. بر اساس این روش، دمای 1120°C به عنوان نقطه پایان انجماد تعیین می شود. این برآورد نشان می دهد جدایش عناصر تاثیر شدیدی بر ترکیب شیمیایی مناطق پایانی نقاط انجمادی و استحاله های فازی دارد. این وضعیت متناظر با نقاط بین دندریتی درون یک دانه و مرزدانه می باشد. سومین حالت بررسی وضعیت انجمادی با استفاده از قانون نفوذ برگشتی مطابق با نرخ خنک شدن $10^{\circ}\text{C}/\text{Min}$ محاسبه گردید. نتیجه آن در شکل ۳-ب نشان داده شده است. دمای نقطه

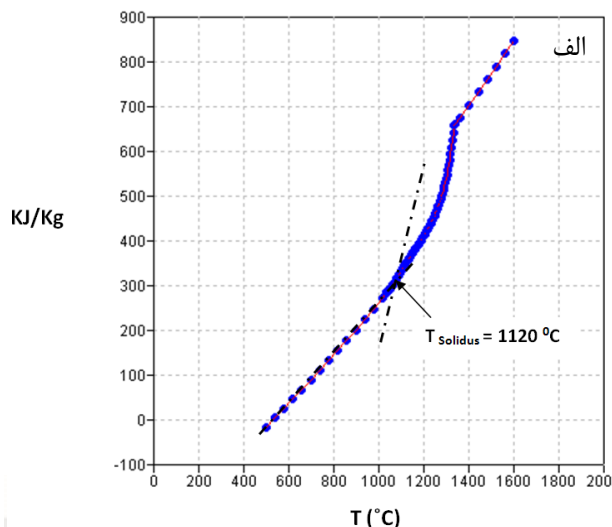
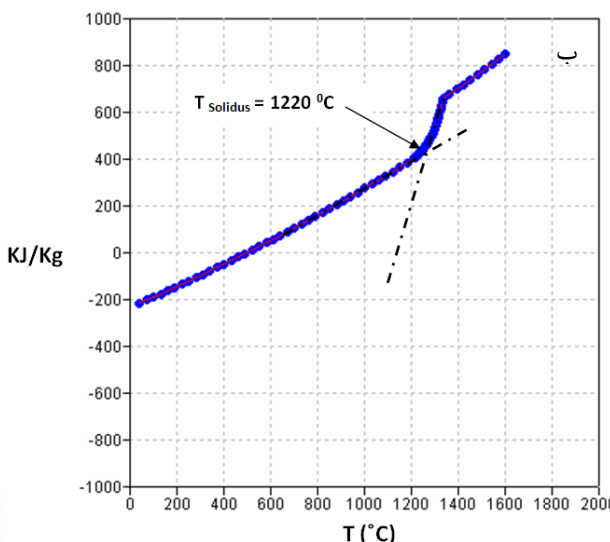
ذوب آغازین با حالات قبل یکسان می باشد، اگرچه دمای پایان انجماد 1220°C تخمین زده شده است. این مورد نشان می دهد که امکان نفوذ عناصر باعث می شود تا جدایش ترکیب شیمیایی در مناطق بین دندریتی تا حد ممکن تعدیل شود، اما همچنان به عنوان یک عامل تاثیر گذار باعث تغییر استحاله های فازی در نواحی بین دندریتی می شود.



شکل ۱: شبیه سازی فازی آلیاژ IN492-DS بر اساس مدل تعادلی به کمک نرم افزار پروکست



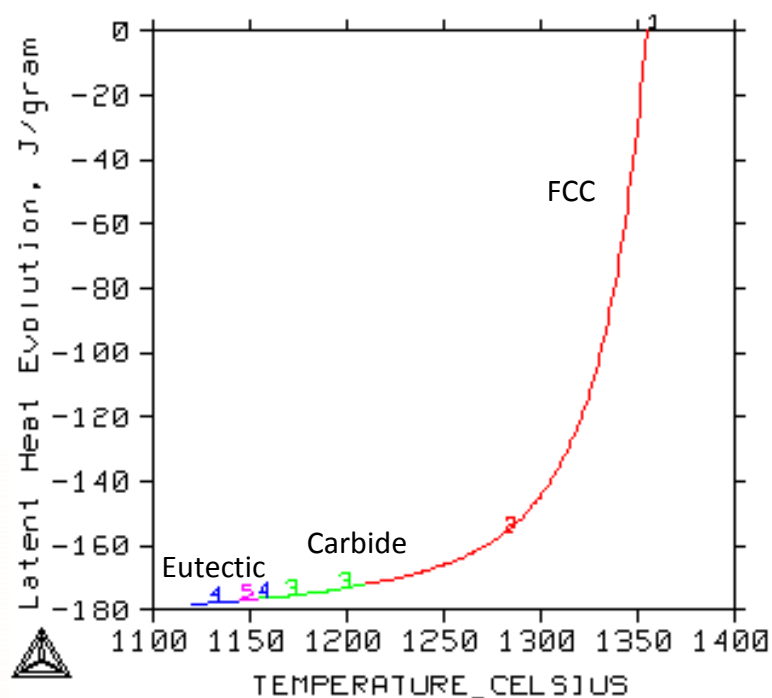
شکل ۲: نمودار تغییرات آنتالپی بر حسب دما، محاسبه شده به کمک نرم افزار پروکست بر اساس مدل تعادلی



شکل ۳: نمودار تغییرات آنتالپی بر حسب دما، محاسبه شده به کمک نرم افزار پروکست، (الف) قانون شل (ب) قانون نفوذ برگشتی

بررسی شبیه سازی فازی به کمک نرم افزار ترموکلیک نیز با استفاده از قانون شل با جزئیات بیشتر مطابق شکل ۴ می باشد. در این محاسبات از Data Base Ni-V5 استفاده شد. این مرجع اطلاعاتی مقدماتی می باشد و درصد خطا در آن بالا می باشد، با این حال امکان محک زدن نتایج با آن وجود دارد. بازه دمایی در این نرم افزار تا 1100°C در نظر گرفته شد. مطابق شکل ۴، با تشکیل فاز گاما در دمای 1350°C انجماد آغاز می شود و در ادامه در دمای حدود 1220°C فاز کاربید تشکیل می شود. انجماد نیز با فاز یوتکتیک که در دمای حدود 1120°C پایان می پذیرد. نتایج تقریباً مشابه محاسبات انجام شده به کمک نرم افزار پروکست در وضعیت استفاده از قانون شل می باشد. البته با استفاده از پایگاه داده مناسب تر می توان نتایج قابل قبول تری گرفت. نتایج نشان می دهد عناصری که فاز نهایی را تشکیل می دهند و تمایل به جدایش شدید به مرز دانه دارند، برآورد نرم افزاری در تخمین استحاله های فازی را به شدت تحت تأثیر قرار می دهند. در یک قطعه که تمامی نقاط آن با یک نرخ یکسان خنک نمی شوند ترکیبی از شرایط عنوان شده در شکل ۳ و ۴ دیده می شود.

بر اساس نتایج شبیه سازی، انجماد در دمای 1338°C با فاز گاما آغاز می شود و در صورت تعادلی بودن انجماد در دمای 1280°C پایان می پذیرد. جدایش عناصر این وضعیت را در مناطق بین دندریتی برهم می زند و باعث کاهش پایان دمای انجمادی تا 1120°C نیز می شود. فاز کاربید نیز در این بازه انجمادی تشکیل می شود که مجدد جدایش عناصر باعث تغییرات بازه دمای تشکیل آن می شود. در ادامه در دمای 1180°C فاز جدید گاما پرایم در زمینه تشکیل می شود که با کاهش دما تا 950°C بر کسر حجمی آن افزوده می شود. اکنون خطوط کلی از دمای تشکیل استحاله های فازی وجود دارد که بر اساس آن بتوان نتایج تجربی و بررسی ساختاری را تحلیل نمود و دانش موجود از استحاله های فازی این آلیاژ را تکمیل و دقیق تر نمود.



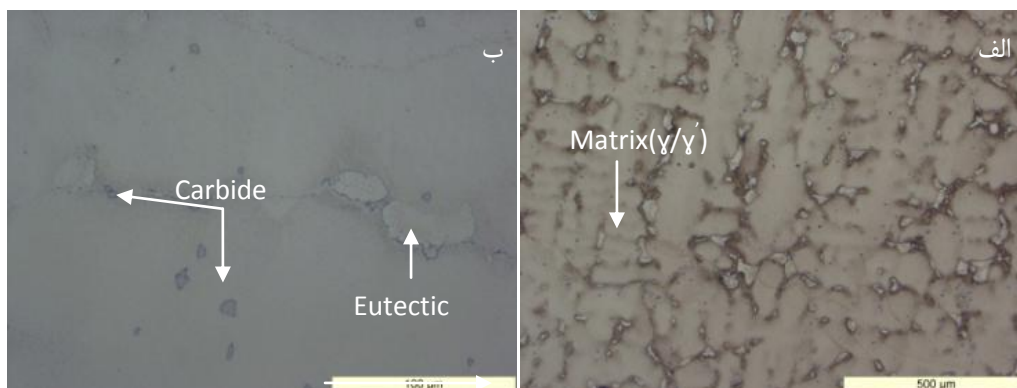
شکل ۴: محاسبات فازی انجام شده به کمک نرم افزار ترموکلیک، نمودار تغییرات آنتالپی بر حسب دما، محاسبه شده به مطابق قانون شل

برآورد تحولات فازی آلیاژ IN492-DS به کمک بررسی میکرو ساختار و آنالیز حرارتی

بررسی میکرو ساختار در دمای محیط به کمک میکروسکوپ نوری و الکترونی

میکرو ساختار ریخته گری سوپرآلیاژهای پایه نیکل IN492-DS که در ساخت پره های ردیف داغ توربین های زمینی به کار می روند شامل زمینه گاما/گاما پرایم می باشد (فاز گاما پرایم توسط میکروسکوپ نوری قابل تفکیک نمی باشد) که در مرز دانه ها و نواحی بین دندریتی آن فاز یوتکتیک و کاربید توزیع شده اند. میکرو ساختار این آلیاژ در شکل ۵-الف در بزرگنمایی 100X نشان داده شده است.

در بزرگنمایی 500X فازهای یوتکتیک و کاربید به خوبی نشان داده شده اند. فاز یوتکتیک به صورت جزایری پراکنده در مرز بین دندریتی بین دو دانه قرار دارند و فازهای کاربیدی به صورت مکعبی در درون دانه ها و در نواحی بین دندریتی و به صورت کشیده در مرز دانه مطابق شکل ۵-ب قرار دارند.

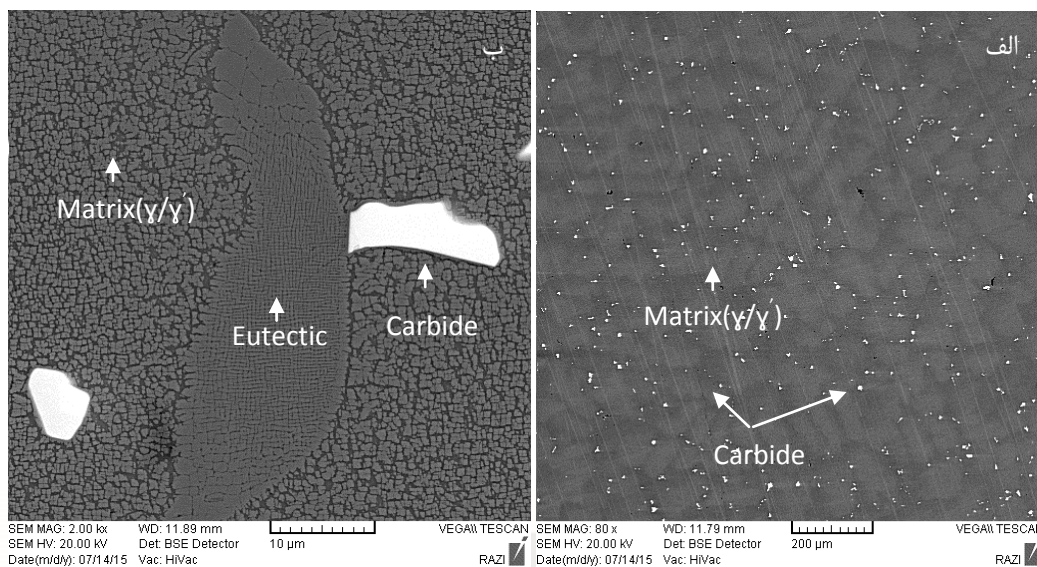


شکل ۵: توزیع و مورفولوژی الف) فازهای زمینه، ب) یوتکتیک و کاربید در سوپرآلیاژ IN492-DS

تصویر ریزساختار متناظر از آلیاژ توسط میکروسکوپ الکترونی در شکل ۶-الف نشان داده شده است. نقاط روشن در تصویر فاز کاربید می باشند. همچنین نواحی بین دندریتی به دلیل پدیده جدایش از عناصر آلومینیوم و تیتانیوم نسبت به زمینه غنی تر می شوند که باعث می شود به صورت تیره تر مشاهده شوند، در این نواحی فاز یوتکتیک قرار دارد. در شکل ۶-الف توزیع فاز یوتکتیک، کاربید و زمینه که فازهای گاما و گاما پرایم می باشند به خوبی نشان داده شده اند.

آنالیز شیمیایی به کمک تکنیک EDX از فاز کاربید نشان داده شده در شکل ۶-ب در شکل ۷ نشان داده شده است. این نوع کاربید ها از جنس تانتالوم و تیتانیوم می باشند. قالب این نوع کاربیدها از نوع MC می باشند که در آن M عنصر Ti یا Ta می باشد. این کاربیدها دمای تشکیل بالایی دارند و در طول انجماد تشکیل می شوند.

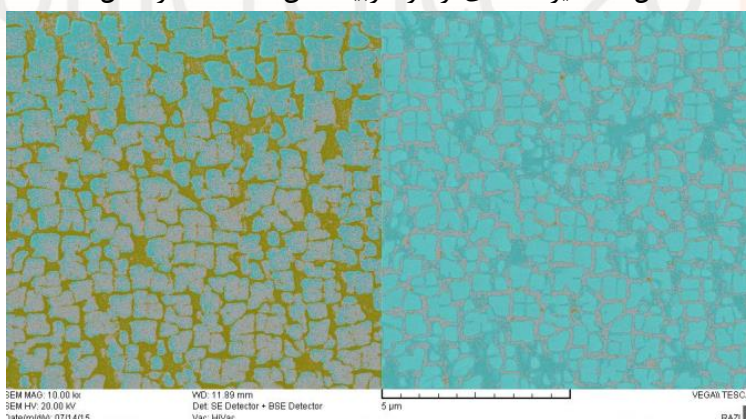
همچنین درصد حجمی فاز گاما و گاما پرایم در فاز زمینه اندازه گیری گردید که مطابق شکل ۷ این میزان برابر ۴۳ درصد فاز گاما و ۵۷ درصد فاز گاما پرایم می باشد. بر اساس نتایج بررسی ساختاری، ساختار این آلیاژ از فازهای اصلی گاما، گاما پرایم تشکیل شده است که فازهای کاربید و یوتکتیک در مرزهای بین دانه ای در این فازها قرار گرفته اند. انجماد با فاز گاما آغاز می شود و با فاز یوتکتیک پایان می پذیرد. در ادامه فاز گاما پرایم در زمینه گاما رسوب می کنند.



شکل ۶: ساختار میکروسکوپی آلیاژ IN492-DS ، (الف) توزیع کاربید، (ب) فاز یوتکتیک و کاربید

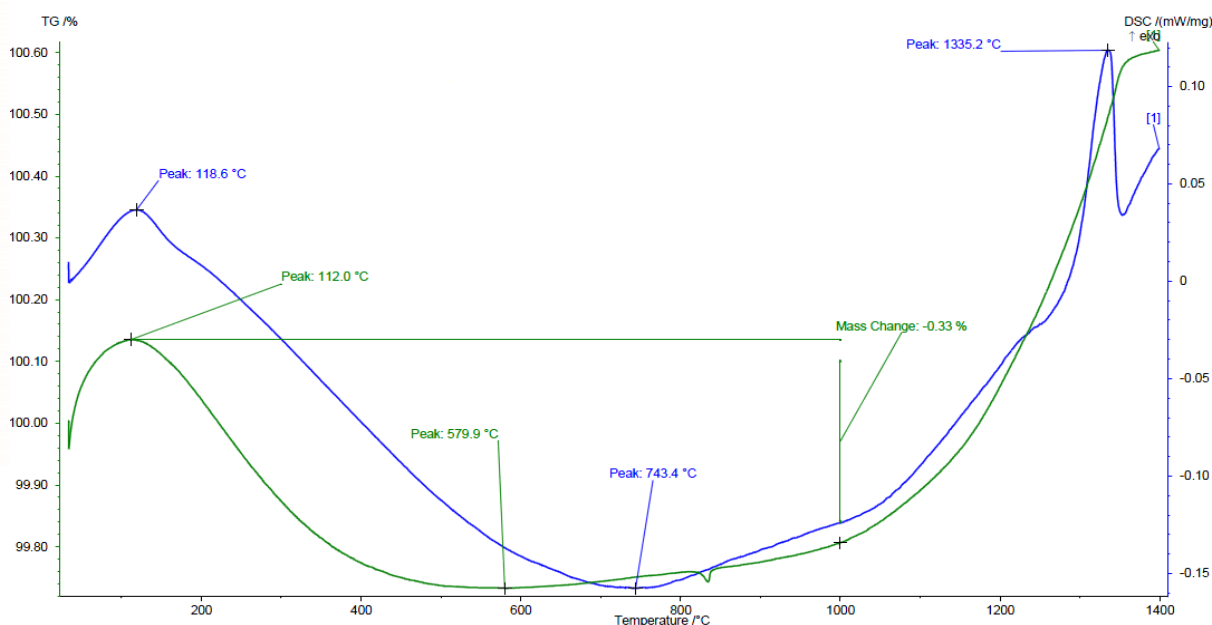
		[Wt.-%]	[Wt.-%]	[at.-%]
Carbon	K series	7.96	8.89	45.77
Titanium	K series	17.98	20.08	25.93
Nickel	K series	4.09	4.57	4.81
Molybdenum	L series	2.33	2.60	1.68
Tantalum	L series	57.17	63.85	21.81
Total:		89.5 %		

شکل ۷: آنالیز نقطه ای از فاز کاربید نشان داده شده در شکل ۶



شکل ۸: اندازه گیری کسر سطحی فاز گاما و گاما پرایم، میزان فاز گاما ۴۷ درصد و فاز گاما پرایم ۵۷ درصد می باشد
تعیین نقاط تحول فازی در هنگام گرمایش توسط آزمون گرما سنجی

نمودار حاصل از آزمون DSC/TG در شکل ۹ نشان داده شده است. تغییرات نمودار TG نشان می‌دهد که این نمونه در دماهای بالا کمی اکسید شده است که با افزایش وزن نیز همراه بوده است. همچنین از دمای اتاق تا حدود دمای 800°C کاهش وزن را شاهد می‌باشیم که می‌تواند ناشی از خروج مواد فرار باشد. با توجه به حضور عناصر Ti , Cr , Al در ترکیب آلیاژ امکان تشکیل اکسید این عناصر بسیار محتمل می‌باشد. نرخ تغییر وزن در طول آزمون یکسان بوده و نشان می‌دهد که با افزایش دما سرعت اکسید شدن افزایش یافته است. نمودار DSC در استخراج تغییرات فازی در هنگام انجماد بسیار ارزشمند می‌باشد. این گراف به منظور تعیین دمای ذوب، پایان انجماد، دمای تشکیل کاربید و دمای آغاز و پایان تشکیل رسوبات قابل استفاده می‌باشد. همچنین کسر انجمادی و کسر رسوبات در در بازه دمایی مورد نظر با تقریب خوبی قابل استخراج می‌باشند. جهت تعیین دمای تحول فازی در هنگام انجماد، تمرکز بر روی بازه دمایی 1200°C الی 1350°C مطابق با شکل ۱۰ صورت گرفت. در این بازه دمایی، انجماد آلیاژ کامل گردیده است. مطابق با شکل ۱۰، بالاترین پیک دمایی در 1335°C مشاهده گردید. این نقطه مطابق با دمای آغاز انجماد یعنی فاز گاما می‌باشد. البته پیک دمایی در هنگام سرمایش معمولاً حدود 5°C الی 10°C کمتر می‌باشد که دلیل آن تحت تبرید لازم جهت آغاز جوانه‌زایی و رشد می‌باشد.

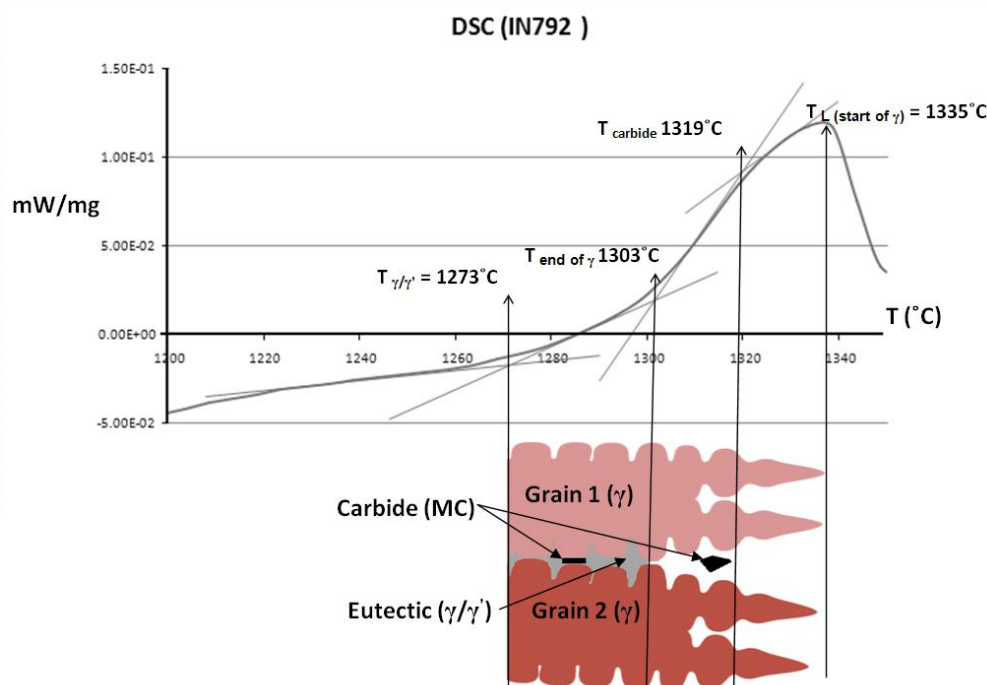


شکل ۹: نتایج آزمون TG/DSC بر روی آلیاژ IN492-DS.

از آنجا که قله‌های تغییر دمایی در شکل ۱۰ شدید نمی‌باشند، در ادامه جهت تحلیل گراف‌ها از روش رسم مماس استفاده گردید. مطابق با شکل ۱۰، در دمای تقریبی 1319°C یک تغییر در شیب منحنی مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه فازهای تشکیل دهنده این آلیاژ مطابق با بررسی ساختاری، فاز گاما/گاماپرایم، کاربید و فاز یوتکتیک می‌باشند و منابع نیز آن را تایید می‌کنند.

کنند (Y.Z. Zhou and A Volek, 2007) فاز کاربید می باشد. درصد حجمی این فاز ناچیز می باشد چرا که تغییر شدیدی در روند تغییرات گرمایی ایجاد نکرده است و شکل ۶-الف که توزیع کاربید را نشان می دهد نیز این موضوع را تایید می کند. در حقیقت، حضور عنصر Ta و Ti به میزان ۴ درصد وزنی و کربن به میزان ۰/۰۷ درصد وزنی شرایط را جهت تشکیل فاز کاربید فراهم می کنند. کاربیدهای پایدار در این دما از نوع MC (TiC, TaC) می باشند.

در دمای 1303°C ، تغییر ناگهانی در شیب نمودار مشاهده می شود. با توجه به اینکه روند تغییرات دما در ادامه با یک شیب ملایم همراه می باشد، به نظر می رسد کسر حجمی فاز قالب جامد تشکیل شده است و این دما مطابق با پایان دمای فاز گاما می باشد. در ادامه روند کاهش دما از 1303°C به دماهای پایین تر، در دمای 1273°C یک تغییر شیب دمایی ملایم دیده می شود. این دما متناسب با دمای تشکیل یوتکتیک گاما/گاما پرایم می باشد. از آنجا که کسر حجمی این فاز کم می باشد تغییر در شیب دمایی مجدد ملایم می باشد. انجماد یوتکتیک می تواند در یک بازه دمایی رخ دهد و جدایش در هنگام انجماد می تواند این بازه دمایی را مطابق نتایج شبیه سازی به شدت تغییر دهد. دمای 1273°C دمای تخمینی پایان این فاز می باشد و با توجه به نمودار این استحاله در یک بازه دمایی صورت می گیرد.



شکل ۱۰: نمودار DSC سوپر آلیاژ IN492-DS در بازه دمایی 1200°C الی 1350°C

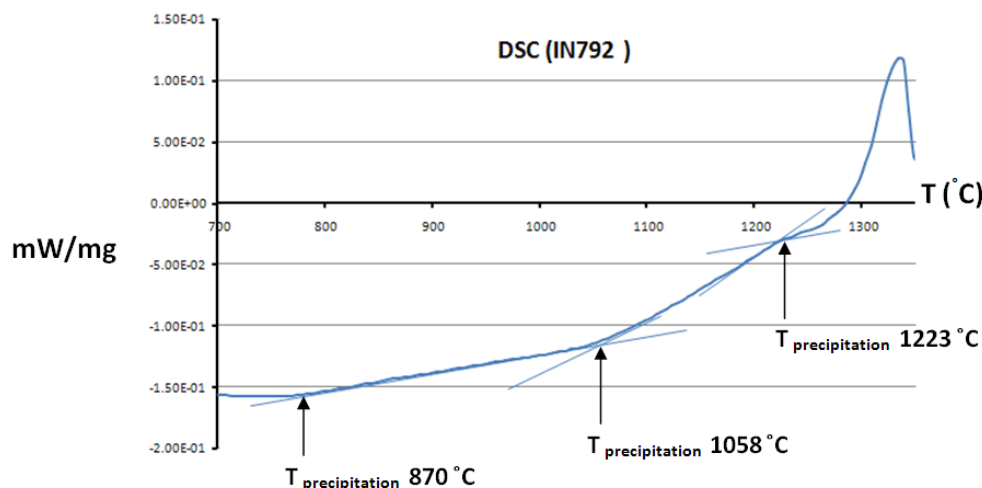
جهت بررسی کمی مقادیر حاصله از منابع جهت مقایسه استفاده گردید (Walston, Schirra, Reed, Howson, Zhang, ۲۰۰۴). نمونه‌ای از مطالعات انجام شده در جدول ۲ و ۳ نشان داده شده است. دمای تقریبی تشکیل هر فاز به خوبی با مقادیر استخراج

شده برابر می باشد. نتایج با تقریب بسیار مناسبی یکسان می باشد. البته همانطور که در جدول ۳ مشاهده می شود، حضور عناصر استحکام دهنده مرزدانه تاثیر شدیدی بر نتایج T_s دارد (Zhang و Singer, ۲۰۰۴).

جدول ۲: دمای تشکیل فاز در هنگام انجماد آلیاژ IN 792

ΔT_{CTR}	ΔT	$T_{\gamma/\gamma'}$	T_C	T_γ	آلیاژ
۷۰	۹۴	۱۲۴۵	۱۳۱۵	۱۳۳۹	IN792
--	--	--	--	۱۳۸۶	IN792Ti2
۵۴	۷۲	۱۲۵۱	۱۳۰۵	۱۳۲۳	IN792Ti3
۵۲	۸۸	۱۲۵۰	۱۳۰۲	۱۳۳۸	IN792Ti4.5

جهت بررسی استحاله حالت جامد نمودار DSC مربوطه تا دمای 700°C در شکل ۷ ارائه شده است. مطابق با نتایج شبیه سازی فاز گاماپرایم در حالت جامد تشکیل می شود. همچنین این فاز تا ۵۷ درصد حجمی مطابق با نتایج شبیه سازی و مقادیر اندازه گیری شده در نمونه های متالوگرافی از فاز زمینه را تشکیل می دهد. دمای آغازین رسوب گذاری 1220°C می باشد که مطابق با سایر منابع می باشد (Collins, ۲۰۰۸). رسوب گذاری در این آلیاژ تا دمای 1060°C با سرعت انجام می شود و از این دما به بعد نرخ رسوب گذاری کاهش می یابد. پایان دمای رسوب گذاری در این آلیاژ 870°C می باشد.



شکل ۸: تعیین دمای رسوب گذاری در گراف DSC آلیاژ IN792

نتیجه گیری

تعیین پارامترهای انجمادی برای طیف وسیعی از سوپرآلیاژها به منظور تعیین پروسه تولید و ساخت پره های توربین از آنها قابل اهمیت می باشد. اگرچه روش های مبتنی بر آزمون های تجربی بسیار دقیق می باشند و قابلیت استفاده از این نتایج در توسعه فرایند قابل اتکا می باشند، اما طیف گسترده سوپرآلیاژها تعداد آزمون ها را به شدت افزایش می دهد. همچنین ابداع یک آلیاژ جدید

از میان هزاران انتخاب، نیاز به یک برآورد اولیه دارد و این عاملی است که تعیین و مقایسه رفتار سوپرآلیاژها را تنها با در دست داشتن ترکیب شیمیایی آنها به طراحان تحمیل می کند. مقاله حاضر نشان می دهد که پارامترهای بسیاری همانند نقطه ذوب، نقطه انجماد، دمای تشکیل رسوبات، تغییرات فازهای انجمادی و رسوبی با دما، همگی به کمک نرم افزارهای شبیه سازی فازی با تقریب مناسبی قابل پیش بینی می باشد. هر چند نکته ای که در این میان در نظر داشت، معتبر بودن پایگاه داده نرم افزار شبیه ساز می باشد.

جهت تخمین ویژگی های استحاله های فازی از قانون اهرم یا وضعیت تعادلی، قانون نفوذ برگشتی و قانون شل استفاده گردید. هر کدام از این روش ها ویژگی خاصی را در فرآیند انجماد در نظر می گیرند: روش تعادلی نفوذ کامل عناصر در هنگام انجماد را اساس کار قرار می دهد، قانون شل از نفوذ در جامد تشکیل شده در طول انجماد صرف نظر می کند و حالت نفوذ برگشتی وضعیتی میان این دو حالت می باشد. مقایسه نتایج تجربی و شبیه سازی عددی نشان می دهد که قانون تعادلی بهترین هم خوانی را با نتایج تجربی دارد، چرا که مرزدانه ها مرز میزان کمی از نسبت به حجم دانه را تشکیل می دهند و کنترل تغییرات دمایی با تغییرات فازی درون دانه همراه می باشد. قانون شل در برآورد نقطه پایانی انجماد خطای زیادی دارد، البته این موضوع نشان می دهد که جدایش عناصر باعث افت دمای کارکردی مرزدانه ها می شود و دمای عملیات حرارتی انحلال سازی یا سیکل آن باید با دقت انتخاب شود، همانند استفاده از سیکل های متناوب که در آنها به صورت پله ای دما تا حد مورد نظر افزایش می یابد تا جدایش عناصر به مرزدانه در دماهای پایین تر مرتفع گردد و در دماهای بالاتر جدایش عناصر اصلی از بین برود.

بر اساس این مطالعه، دمای 1338°C دمای آغاز انجماد می باشد، دمای پایان انجماد با تشکیل فاز یوتکتیک در دمای حدودی 1273°C پایان می پذیرد. کاربیدهای MC نیز در کسر حجمی کمی در دمای 1320°C تشکیل می شوند. جدایش عناصر باعث می شود تا دمای تشکیل یوتکتیک در نقاط مرزدانه ای به شدت افت کند و تا 1120°C نیز کاهش یابد. البته این مورد تنها در مرزدانه ها و در آهنگ های انجمادی زیاد رخ می دهد. دمای تشکیل رسوب 1223°C می باشد که قالب آن تا دمای 1058°C تشکیل شده است و دمای پایین انجماد 870°C درجه می باشد.

ferences

[1] H.J. Murphy, C.T. Sims and A.M. Beltran, "PHACOMP REVISITED", Superalloys 1968, General Electric Company, New York, 47-66.

[2] C.J. Small and N. Saunders, "The application of CALPHAD techniques in the development of a new gas turbine disk alloy" Material Research Society Bulletin, 1999, 22-26.

[3] FRANS PALMERT, "Oxidation and degradation of nickel-base alloys at high temperatures", Master of Science Thesis Stockholm, Sweden 2009.

[4] J.Zhang, T.E. Howson, R.C. Reed, J.J. Schirra, and S. Walston, "HOT TEARING IN DIRECTIONALLY SOLIDIFIED NI-BASED SUPERALLOYS". Superalloys 2004, Edited by K.A. Green, T.M. Pollock, H. Harada, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2004.

[5] J. ZHANG and R.F. SINGER, "Effect of Zr and B on Castability of Ni-Based Superalloy IN792", METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, VOLUME 35A, APRIL 2004 -1337.

- [6] N. D. Souza , H.B. Dong, M.G. Ardakani, B.A. Shollock, "Solidification path in the Ni-base superalloy, IN713LC-quantitative correlation of last stage solidification". Scripta Materialia 53 (2005) 729 - 733.
- [7] B.C. Collins, "Modified PWA 1483 Nickel-base superalloy for industrial gas turbine application", dissertation presented to the graduate school of the university of florida, 2008.
- [8] Alloys-By-Design: Application to nickel-based single crystal superalloys
R.C. Reed, T. Tao, N. Warnken; Acta Materialia 57 (2009) 5898–5913
- [9] Y.Z. Zhou and A. Volek , "Effect of dendrite arm spacing on castability of a directionally solidified nickel alloy". Scripta Materialia 56 (2007) 537–540
- [10] Roskosz, S., Adamiec, J., 2009. Methodology of quantitative evaluation of porosity, dendrite arm spacing and grain size in directionally solidified blades made of CMSX-6 nickel alloy. Materials Characterization 60, 1120–1126.

iMat
Conference 2014