

به نام خدا



دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

دانشکده مکانیک

گروه مواد

گرایش شناسایی، انتخاب و روش ساخت مواد مهندسی

عنوان پایان نامه کارشناسی ارشد

بررسی تأثیر دمای HIP بر خواص مکانیکی و ریزساختار سوپرآلیاژ GTD-111

استاد راهنما:

دکترمهرداد آقایی

نگارش:

سیدمحسن سادات شکراب



تقدیم به پدر ، مادر و همسر
که مشوق من در این راه بودند.

به نام خدا

دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

دانشکده مکانیک

گروه مواد و متالورژی

رساله کارشناسی ارشد

**عنوان: بررسی تأثیر دمای HIP بر خواص مکانیکی و ریزساختار
سوپرآلیاژ GTD-111**

نگارش : سید محسن سادات شکراب

کمیته ممتحنین:

امضاء: استاد راهنما: دکتر آقای خفری

.....

امضاء: استاد ممتحن: دکتر سیادت

.....

امضاء: استاد ممتحن: دکتر اسلامی فارسانی

.....

تاریخ

اظہار نامہ

اینجانب سیدمحسن سادات شکراب تأیید می‌کنم که مطالب مندرج در این پایان‌نامه حاصل کار پژوهشی این جانب است و به دستاوردهای پژوهشی دیگران که در این نوشته از آنها استفاده شده است مطابق مقررات ارجاع گردیده است. این پایان‌نامه قبلاً برای احراز هیچ مدرک هم سطح یا بالاتر ارائه نشده است.

نام و نام خانوادگی دانشجو: سیدمحسن سادات شکراب

امضا دانشجو

از استاد ارجمند جناب آقای دکتر مهرداد آقایی به خاطر تمام زحمات بی دریغ ایشان تقدیر و تشکر
می نمایم.

فهرست مطالب

عنوان	صفحه
فصل اول	1
مقدمه	2
فصل دوم	3
2-مروری بر منابع	4
2-1-سوپر آلیاژ های پایه نیکل	4
2-1-1- ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژهای پایه نیکل:	5
2-1-2- فاز های موجود در سوپر آلیاژ ها	7
2-1-2-1- فاز زمینه گاما	7
2-1-2-2- فاز گاما پرایم	8
2-1-2-3- فاز " γ "	10
2-1-2-4- کاربرد ها	11
2-1-2-5- فازهای TCP	14
2-1-3- اثرات ریز ساختار بر خواص مکانیکی سوپر آلیاژ های پایه نیکل	15
2-1-3-1- اثرات رسوبات گاما پرایم (γ') بر خواص مکانیکی	16
2-1-3-2- اثرات رسوبات کاربیدی مرزدانه ای بر خواص مکانیکی	18
2-1-3-3- اثر رسوبات کاربیدی موجود در زمینه بر خواص مکانیکی	18
2-1-3-4- اثرات دانه و مرزدانه بر خواص مکانیکی	19
2-2- تئوری و عملکرد HIP	19
2-2-1- تاریخچه کوره های HIP	19
2-2-2- تکنولوژی فشار هیدرواستاتیک گرم (HIP)	20
2-2-3- ساختمان یک کوره حرارتی با فشار بالا	22
2-2-4- انواع روشهای عملیات HIP	23
2-2-5- اثر عملکرد HIP بر سوپر آلیاژ	24
2-3- سوپر آلیاژ GTD-111	26
فصل سوم	28
3-روش انجام آزمایش	29

29	3-1- خلاصه انجام آزمایش ها
30	3-2- تولید نمونه ها به روش ریخته گری دقیق در خلاء
30	3-3- مواد اولیه
30	3-4- بررسی رادیوگرافی
31	3-5- آماده سازی نمونه ها به وسیله برش وایرکات و ماشینکاری
32	3-6- اعمال سیکل های HIP
33	3-7- عملیات حرارتی
34	3-8- آزمایش کشش
34	3-8-1- آزمایش کشش سرد
34	3-8-2- آزمایش کشش گرم
35	3-9- آزمایش خزش
36	3-10- بررسی ریزساختار
37	فصل چهارم
38	4- نتایج و بحث
38	4-1- آنالیز نمونه ها
38	4-2- خواص کششی
38	4-2-1- تأثیر دما بر روی خواص کششی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111
44	4-2-2- تأثیر دمای HIP بر خواص کششی سرد و گرم سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111
49	4-3- خواص خزشی
55	4-4- بررسی ریزساختار
65	فصل پنجم
66	5- نتیجه گیری
67	منابع و مراجع

فهرست اشکال

صفحه

عنوان شکل

- شکل 1-2: محل قرار گیری کاربرد ها در میکرو ساختار سوپر آلیاژ های پایه نیکل (بزرگنمایی $\times 5000$) 13
- شکل 2-2: تصویر شماتیک از دستگاه HIP 23
- شکل 2-3: انواع روشهای فرایند HIP 24
- شکل 3-1: تصویر نمونه های ریخته گری سوپر آلیاژ GTD-111 29
- شکل 3-2: تصویر رادیوگرافی از نمونه های ریخته گری سوپر آلیاژ GTD-111 31
- شکل 3-3: نمونه های برش خورده توسط وایرکات از سوپر آلیاژ GTD-111 31
- شکل 3-4: سیستم تحت فشار هیدروستاتیک در دمای بالا (HIP) 32
- شکل 3-5: نمودار تغییرات دما و فشار HIP بر حسب زمان 33
- شکل 3-6: سیکل عملیات حرارتی بر حسب زمان 34
- شکل 3-7: نقشه مکانیکی نمونه های خزش طبق استاندارد ASTM E139 35
- شکل 3-8: نمونه های تست خزش بعد از تراشکاری و سنگ زنی 35
- شکل 3-9: دستگاه خزش از نوع DNG 36
- شکل 4-1: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111، HIP شده در 1050°C 38
- شکل 4-2: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111، HIP شده در 1150°C 39
- شکل 4-3: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111، HIP شده در 1250°C 39
- شکل 4-4: نمودار تغییرات استحکام نهایی و استحکام تسلیم بر حسب دمای کشش (HIP at 1050°C) 41
- شکل 4-5: نمودار تغییرات استحکام نهایی و استحکام تسلیم بر حسب دمای کشش (HIP at 1150°C) 41
- شکل 4-6: نمودار تغییرات استحکام نهایی و استحکام تسلیم بر حسب دمای کشش (HIP at 1250°C) 42
- شکل 4-7: نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول بر حسب دمای کشش GTD-111 در سه دمای HIP 42
- شکل 4-8: نمودار تغییرات استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول بر حسب دمای کشش 43
- شکل 4-9: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111 در دمای محیط (25°C) 45
- شکل 4-10: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111 در دمای 550°C 45
- شکل 4-11: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111 در دمای 750°C 46
- شکل 4-12: نمودار تنش- کرنش سوپر آلیاژ GTD-111 در دمای 871°C 46
- شکل 4-13: نمودار تغییرات استحکام کششی بر حسب دمای HIP آلیاژ GTD-111 47
- شکل 4-14: نمودار تغییرات تنش تسلیم بر حسب دمای HIP آلیاژ GTD-111 47

- شکل 15-4: نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول بر حسب دمای HIP آلیاژ GTD-111..... 48
- شکل 16-4: منحنی خزشی نمونه HIP شده در 1050°C ، در دمای 926°C و تنش 360MPa 49
- شکل 17-4: منحنی خزشی نمونه HIP شده در 1150°C ، در دمای 926°C و تنش 360MPa 49
- شکل 18-4: منحنی خزشی نمونه HIP شده در 1250°C ، در دمای 926°C و تنش 360MPa 50
- شکل 19-4: شیب مرحله دوم منحنی خزشی نمونه HIP شده در دمای 926°C و تنش 328MPa 51
- شکل 20-4: نمودار کرنش-زمان سوپر آلیاژ GTD-111، در دمای 926°C و تنش 328MPa 51
- شکل 21-4: نمودار کرنش-زمان سوپر آلیاژ GTD-111، در دمای 926°C و تنش 360MPa 52
- شکل 22-4: نمودار نرخ کرنش (مرحله خطی) بر حسب دمای HIP..... 53
- شکل 23-4: نمودار عمر قطعه بر حسب دمای HIP..... 53
- شکل 24-4: نمودار درصد ازدیاد طول بر حسب دمای HIP..... 54
- شکل 25-4: تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 1050°C -HIP (بزرگنمایی $50\times$)..... 55
- شکل 26-4: تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 1050°C -HIP (بزرگنمایی $500\times$)..... 56
- شکل 27-4: تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 1150°C -HIP (بزرگنمایی $500\times$)..... 56
- شکل 28-4: تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه 1250°C -HIP (بزرگنمایی $500\times$)..... 57
- شکل 29-4: تصویر SEM از نمونه 1150°C -HIP (بزرگنمایی $5000\times$)..... 57
- شکل 30-4: تصویر SEM از نمونه 1050°C -HIP (بزرگنمایی $20000\times$)..... 58
- شکل 31-4: تصویر SEM از نمونه 1150°C -HIP (بزرگنمایی $20000\times$)..... 58
- شکل 32-4: تصویر SEM از نمونه 1250°C -HIP (بزرگنمایی $20000\times$)..... 59

فهرست جداول

صفحه	عنوان
7	جدول 1-2: فاز های موجود در سوپر آلیاژ ها.....
38	جدول 1-4: ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111 (بر حسب درصد).....
40	جدول 2-4: خواص مکانیکی (HIP at 1050°C) GTD-111 در تست کشش.....
40	جدول 3-4: خواص مکانیکی (HIP at 1150°C) GTD-111 در تست کشش.....
40	جدول 4-4: خواص مکانیکی (HIP at 1250°C) GTD-111 در تست کشش.....
52	جدول 5-4: اطلاعات مربوط به نمونه های HIP شده در دمای 926°C و تنش 328MPa.....
52	جدول 6-4: اطلاعات مربوط به نمونه های HIP شده در دمای 926°C و تنش 360MPa.....
59	جدول 7-4: نتایج اندازه گیری سایز رسوبات γ' و درصد حجمی γ' سوپر آلیاژ GTD-111.....

چکیده

سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به علت خواص دما بالا و خصوصاً مقاومت به اکسیداسیون مناسب، در اولین ردیف تیغه توربینهای پر قدرت گازی استفاده می شود. تکنولوژی HIP (Hot Isostatic Pressing) به عنوان روشی برای جوانسازی ریزساختار پیر شده سوپرآلیاژها استفاده می شود. در این تحقیق سوپرآلیاژ ریخته گری شده GTD-111 در سه فرایند HIP مختلف در دماهای 1050°C ، 1150°C ، 1250°C به مدت 4 ساعت در فشار ثابت 120MPa HIP شده و پس از سرد شدن در کوره تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. تغییرات خواص مکانیکی از جمله استحکام کششی (در دماهای 25°C ، 550°C ، 750°C و 871°C) و مقاومت خزشی (در دمای 928°C و تنش های 328MPa و 360MPa) و همچنین تغییرات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی بررسی گردید. نتایج تست های کشش و خزش نشاندهنده تغییرات محسوس در جهت بهبود استحکام نهایی، استحکام تسلیم، عمر قطعه، نرخ کرنش و درصد ازدیاد طول بر حسب دما می باشد. علاوه بر آن مشاهدات ریز ساختاری حاکی از افزایش 27 درصدی اندازه و 37 درصدی کسر حجمی رسوبات γ' است.

واژه های کلیدی: سوپرآلیاژ پایه نیکل، پرس ایزواستاتیک گرم، جوانسازی ریزساختار، تغییر شکل گرم، مقاومت

خزشی

فصل اول

مقدمه

توربین های گازی که برای تولید انرژی استفاده می شوند غالباً از سوپرآلیاژهای پایه نیکل ساخته می شوند. این آلیاژها توسط رسوب فاز g' $Ni_3(Al, Ti)$ در یک زمینه $g-Ni$ مستحکم می شوند. این رسوب خواص مکانیکی خوبی از قبیل مقاومت خزشی مخصوصاً در دمای بالا برای سوپرآلیاژها فراهم می کند. سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 در سال 1970 طراحی شد و در سال 1980 در اولین ردیف تیغه های توربین های گازی قدرتمند (بیش از 125 MW) استفاده شد. این تیغه ها در شرایط بحرانی خزشی، خوردگی و خستگی، بیشتر از 70000 ساعت کار می کنند. بعلاوه خواص فوق العاده دما بالای آن به عنوان جانشین برای IN738LC در توربین های گازی دما بالاتر انتخاب شد. مقاومت خزشی GTD-111 20 درجه سانتیگراد بیشتر از IN738LC می باشد. این آلیاژ اصلاح شده Rene80 و IN738LC می باشد.

در طول انجام سرویس دما بالا، تیغه های توربین گاز برحسب ساختار آلیاژ پیر می شوند. در این فرایند شکل g' از مکعبی به مدور تغییر نموده و با گذشت زمان اندازه و میزان رسوب تغییر می کند. این تغییر تاثیر زیان آور بر خواص مکانیکی، به خصوص بر روی خواص خزشی و خستگی در دمای سرویس دارد. این ساختار پیر شده باید برای مصرف طولانی مدت بازیابی و یا جوان شود. به این منظور یک سری عملیات حرارتی از طریق پرس ایزواستاتیک گرم اخیراً به عنوان یک تکنیک اصلاح توصیه شده است. اندازه، شکل و درصد رسوب g' در زمینه و نتیجتاً خواص مکانیکی سوپرآلیاژ در طول انجام عملیات حرارتی بهبود بخشیده می شوند.

تکنولوژی HIP در اصل برای بهبود قطعات فولادی توربین های گازی توسعه یافت. اثبات شده که عمل HIP می تواند ترکیب آلیاژ را هموژن کرده و ریزحفرات را در قطعات کاهش دهد.

فصل دوم

مروری بر منابع

مروری بر منابع

سوپر آلیاژها معمولاً به سه گروه تقسیم بندی می شوند:

1- سوپر آلیاژهای پایه آهن که به علت وجود نیکل زیاد در آنها این آلیاژها را آلیاژهای پایه آهن - نیکل نیز می نامند.

2- سوپر آلیاژهای پایه کبالت

3- سوپر آلیاژهای پایه نیکل

سوپر آلیاژهای پایه نیکل حاوی عناصر آلیاژی متنوعی می باشند. این عناصر علاوه بر این که موجب افزایش استحکام به طریق محلول جامد می شوند همچنین موجب تشکیل فازهای مختلف نیز در سوپر آلیاژ می گردند. ترکیب شیمیایی، مورفولوژی، اندازه، درصد حجمی و محل رسوب این فازها می تواند نقش بسزایی در پایداری خواص مکانیکی سوپر آلیاژ در دمای بالا داشته باشد [1]. در این فصل به طور خلاصه مروری بر سوپر آلیاژهای پایه نیکل داشته و نقش عناصر آلیاژی و همچنین جنس، مورفولوژی، و نحوه تأثیر رسوبات موجود در سوپر آلیاژهای فوق بر خواص مکانیکی این آلیاژها بیان می گردد.

1-2- سوپر آلیاژهای پایه نیکل

سوپر آلیاژهای پایه نیکل دارای پیچیده ترین ساختار بوده و از پر مصرف ترین آلیاژها برای درجه حرارت بالا ($T \geq 650^{\circ}\text{C}$) می باشند. همچنین این آلیاژها از جذاب ترین آلیاژها جهت تحقیق برای متالورژیست ها محسوب می شود. از این آلیاژها برای ساخت بسیاری از قطعات توربین گازی و قطعات ساده مثل پیچ ها و مهره ها گرفته تا قطعات پیچیده ای مثل دیسک ها و پره ها استفاده می شود. به طوری که بیش از 50 درصد وزن موتور هواپیماهای پیشرفته را این آلیاژها تشکیل می دهند [2].

دلیل اساسی بر مصرف سوپر آلیاژهای پایه نیکل در توربین های گازی، پایداری خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی زیاد در درجه حرارت های بالا یعنی جایی که آنها استفاده می شوند می باشد. متالورژی فیزیکی سوپر آلیاژ های پایه نیکل بسیار پیچیده بوده و شناخت خوب رابطه بین ساختار میکروسکوپی و خواص آنها باعث گردیده که این آلیاژ ها بهترین آلیاژ های شناخته شده جهت استفاده در محدوده دمایی 650 تا 1100 درجه سانتیگراد باشند. این آلیاژ ها دارای فاز زمینه آستنیتی هستند. این فاز قابلیت زیادی در حفظ پایداری خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی، مقاومت به پارگی و خزش نسبت به فازهای دارای ساختمان بلوری BCC دارد. بعضی از این آلیاژها می توانند تا دمای $0.8T_m$ برای مدت کوتاه و در دماهای کمی پائین تر برای زمانی تا 100000 ساعت استفاده شوند [3].

1-1-2- ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژهای پایه نیکل

در این آلیاژ ها حداقل 12 عنصر مهم موجود دارد که میزان هر یک از آنها باید به دقت کنترل گردند. علاوه بر این عناصر مضر¹ همچون فسفر، گوگرد، اکسیژن، نیتروژن، سیلیسیم باید در طی ذوب کنترل گردند. عناصر با مقدار کم² مثل تالیوم، سلنیوم، تلریوم، سرب و بیسموت باید در سطح بسیار پائین حفظ شوند که این کار با انتخاب دقیق مواد خام اولیه و شرایط بهینه ذوب و ریخته گری انجام می شود. به هر حال، اغلب سوپر آلیاژهای پایه نیکل دارای 10 تا 20 درصد کروم تا سقف 8 درصد آلومینیوم و تیتانیوم، 5 تا 10 درصد کبالت، و مقدار کمی بور، زیرکونیوم و کربن می باشند. عناصری از قبیل مولیبیدن، نایوبیوم، تانتالوم، و هافنیوم نیز به طور اختیاری جهت بهبود خواص اضافه می شوند. تلاش

شده که عناصر آلیاژی موجود در سوپر آلیاژها با توجه به خواص مشترکی که در جدول تناوبی دارند، گروه بندی شوند. این عناصر به این چند گروه تقسیم می‌شوند.

گروه اول شامل عناصری است که فاز زمینه g را با ساختمان FCC ایجاد می‌کنند و یا کمک به گسترش آن می‌نمایند. این عناصر شامل نیکل به عنوان عنصر پایه، آهن، کروم، مولیبدن و تنگستن به صورت محلول جامد هستند که از گروه های V, VI, VII جدول تناوبی هستند.

گروه دوم شامل عناصری است که کمک به تشکیل فاز بین فلزی g' می‌نمایند. این عناصر از گروه های III, IV, V, III جدول تناوبی بوده و شامل آلومینیوم، تیتانیوم، نیوبیوم، تانتالوم، و هافنیوم با نیکل ترکیب شده و رسوب با ترکیب استوکیومتری Ni_3X را تشکیل می‌دهند.

بور، کربن و زیرکونیم از عناصر گروه سوم هستند که در مرز دانه ها رسوب می‌کنند. این عناصر از گروه II, III, IV جدول تناوبی هستند. عناصر موجود در سوپر آلیاژها را همچنین می‌توان به شکل دیگری به دو گروه تقسیم بندی کرد. گروه اول شامل عناصر کاربیدزا می‌باشند که کروم، مولیبدن، تنگستن، نیوبیوم، تانتالوم، و تیتانیوم در این گروه جای می‌گیرند و گروه دیگر شامل عناصر تشکیل دهنده اکسید می‌باشند که تولید اکسید بر روی سطح نموده و سطح فلز را در برابر محیط حفظ می‌کنند. عناصر آلومینیوم و کروم این نقش را بر عهده دارند [4].

جدول 1-2 فاز های موجود در سوپر آلیاژ ها [4].

Phase	Crystal structure	Lattice parameter, nm	Formula	Comments
γ'	fcc (ordered $L1_2$)	0.4561 for pure Ni_3Al to 0.5188 for $Ni_3(Co_{0.3}Al_{0.7})$	Ni_3Al $Ni_3(Al,Ti)$	Principal strengthening phase in many nickel- and nickel-cobalt-base superalloys; crystal lattice varies slightly in size (0.2%) from that of austenitic matrix; shape varies from spherical to cubic; size varies with exposure time and temperature
η	hcp (DO_{19})	$a_0 = 0.5093$ $c_0 = 0.8276$	Ni_3Ti (no solubility for other elements)	Found in iron-, cobalt-, and nickel-base superalloys with high titanium; aluminum solutes after extended exposure, may form intergranularly in a cellular form or intragranularly as acicular platelets in a Widmanstätten pattern
γ''	bcc (ordered $L1_2$)	$a_0 = 0.3674$ $c_0 = 0.7406$	Ni_3Nb	Principal strengthening phase in Inconel 718; γ'' precipitates are coherent disk-shaped particles that form on the {100} planes (average diameter approximately 60 nm, thickness approximately 5-9 nm); metastable phase
Ni_3Nb (6)	Orthorhombic (ordered Cu_3Ti)	$a_0 = 0.5126-0.5111$ $b_0 = 0.411-0.4251$ $c_0 = 0.452-0.4555$	Ni_3Nb	Observed in aged Inconel 718; has an acicular shape when formed between 815 and 980 °C (1500 and 1800 °F); forms by eutectic reaction at high exposure temperatures and by intragranular precipitation at high aging temperatures
MC	Cubic	$a_0 = 0.434-0.470$	TiC NbC TaC	Titanium carbide has some solubility for niobium, zirconium, and molybdenum; composition is variable; appears as globular, irregularly shaped particles that are gray to lavender. M elements can be titanium, niobium, niobium-titanium, titanium, or zirconium
$M_{23}C_6$	fcc	$a_0 = 1.050-1.070$ (varies with composition)	$Cr_{17}C_3$ Cr,Fe,W,Mo,C_6	Form of precipitation strengthening; it can precipitate as films, globules, platelets, lath-like, and cells, usually forms at grain boundaries; M element is usually chromium, but nickel-cobalt, iron, molybdenum, and tungsten can substitute
M_6C	fcc	$a_0 = 1.088-1.175$	Fe_3Mo_3C $Fe_3W_3C-Fe_3W_2C$ Fe_3Nb_3C Nb_3Co_3C Ta_3Co_3C Co_3C_3	Randomly distributed cubicle, may appear pinkish. M elements are generally molybdenum or tungsten; there is some solubility for chromium, nickel-niobium, titanium, and cobalt
M_7C_3	Hexagonal	$a_0 = 1.398$ $c_0 = 0.4523$		Generally observed as a blocky intergranular shape, observed only in alloys such as Nimonic 80A. Also occurs above 1000 °C (1800 °F), and in some cobalt-base alloys
M_3B_2	Tetragonal	$a_0 = 0.560-0.620$ $c_0 = 0.300-0.330$	Ta_3B_2 W_3B_2 Nb_3B_2 (Mo,Ta,Cr,Ni,Fe,Ti,B) Mo,Fe,Ti	Observed in iron-nickel- and nickel-base alloys with about 0.1% B or greater; borides appear similar to carbides but are not attacked by preferential carbide etchants; M elements can be molybdenum, tantalum, niobium, nickel, iron, or vanadium
MX	Cubic	$a_0 = 0.4240$	TiN (Ti,Nb,Zr,N) (Ti,Nb,Zr,(C,M)) ZrN NbN Co_3W_6 (Fe,Co,(Mo,W))	Nitrides are observed in alloys containing titanium, niobium, or zirconium; they are insoluble at temperatures below the melting point; easily reorganized as polished, having square to rectangular shapes and ranging from yellow to orange
μ	Rhombohedral	$a_0 = 0.475$ $c_0 = 1.577$		Generally observed in alloys with high levels of molybdenum or tungsten; appears as coarse, irregular Widmanstätten platelets; forms at high temperatures
Laves	Hexagonal	$a_0 = 0.475-0.495$ $c_0 = 0.770-0.815$	Fe_2Nb Fe_2Ti Fe_2Mo Co_2Ta Co_2Ti	More common in iron-base and cobalt-base superalloys; usually appears as irregularly shaped globules, often elongated, or as platelets after extended high temperature exposure
σ	Tetragonal	$a_0 = 0.850-0.910$ $c_0 = 0.450-0.480$	Fe ₃ C Fe ₂ Cr ₇ C ₁₆ Cr ₇ Fe ₁₆ Mo ₁₆ Ni Cr ₇ Co Cr ₇ Ni ₁₆	Most often observed in iron- and cobalt-base superalloys, less commonly in nickel-base alloys; appears as irregularly shaped globules, often elongated; forms after extended exposure between 540 and 980 °C (1025 and 1800 °F)

2-1-2-2 فاز های موجود در سوپر آلیاژ ها

2-1-2-1-2 فاز زمینه گاما

هر چند نیکل به تنهایی دارای مدول الاستیک بالا و یا ضریب نفوذ پائین نیست (این فاکتور مقاومت به خزش را افزایش می دهد) اما فاز زمینه در نیکل به راحتی برای درجه حرارت های بسیار بالا و زمان های طولانی استحکام می یابد. به طوری که بعضی از آلیاژ های این فلز می توانند در دماهای بالای در حد

$0.85T_m$ کار کنند. دلایل اصلی برای این سرویس دهی ترکیبی از موارد زیر می باشد [2].

1. قابلیت بالای نیکل برای آلیاژ شدن بدون ناپایداری فازی به علت تقریباً پر شدن لایه سوم الکترونی آن.

2. با اضافه شدن کرم تمایل به تشکیل پوسته های محافظ غنی از Cr_2O_3 که دارای حفره های کاتیونی ناچیز هستند افزایش یافته و در نتیجه نرخ نفوذ عناصر فلزی به طرف بیرون و ورود عناصر مهاجم مثل اکسیژن، نیتروژن، گوگرد و دیگر عناصر به طرف داخل آلیاژ کاهش می یابد.

3. با اضافه شدن آلومینیوم تمایل به تشکیل پوسته محافظ غنی از Al_2O_3 افزایش می یابد. لذا سبب افزایش مقاومت در برابر اکسیداسیون آلیاژ می گردد.

با توجه به دیاگرام فازی سوپر آلیاژ های پایه نیکل عناصر کبالت، آهن، کروم، مولیبدن، تنگستن، تیتانیوم، و آلومینیوم به طور مرسوم در فاز γ به صورت محلول جامد هستند. این عناصر نسبت به نیکل در قطر اتمی اختلاف دارند و لذا باعث سخت شدن شبکه نیکل متناسب با مقدار اختلاف قطر اتمی خود با قطر اتمی نیکل می شوند [2].

2-1-2-2- فاز گاما پرایم

عناصر آلومینیوم و تیتانیوم از جمله عناصری هستند که با نیکل ترکیب شده و تشکیل فاز با استوکیومتری A_3B یا γ' را می دهند. این فاز دارای ساختار FCC بوده و در فاز زمینه γ به صورت هم سیما رسوب می کند. عناصر آلومینیوم و تیتانیوم به حدی به آلیاژ اضافه می گردد تا کسر حجمی بالایی از این فاز تشکیل گردد. ایجاد رسوب فوق در سوپر آلیاژ ها یک اتفاق مطلوب می باشد. تطابق پذیری زیاد فازهای γ و γ' ، یکسان بودن ساختمان بلوری، نزدیک بودن ثوابت شبکه (تقریباً 0.1% اعوجاج بین آنها) ساختار بلوری FCC فاز γ' با فاز FCC زمینه (γ) اجازه می دهد که جوانه زنی همگن رسوب با انرژی