

بررسی رفتار سیلان و تحولات ریزساختاری سوپرآلیاژ پایه نیکل ریخته‌گری GTD 111 طی آزمون فشار گرم

مهسا محمدپور^۱، امیر مؤمنی^{۲*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۳/۲۳، ش.ص ۱۶۷-۱۷۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۰/۱۸)

چکیده

به منظور بررسی رفتار تغییرشکل گرم سوپرآلیاژ ریخته‌گری GTD 111 آزمایش‌های فشار گرم در محدوده دمایی $950 - 1100$ °C و سرعت کرنش های $1 - 0.01$ s⁻¹ انجام شدند. تمامی منحنی‌های سیلان افزایش نسبتاً خطی تنش تا یک نقطه پیک و سپس نزول آن تا کرنش ۰/۵ را نشان دادند و منطقه تغییرشکل حالت پایدار با تنش ثابت مشاهده نشد. این روند به مهار نابجایی‌ها توسط ساختار دندریتی و تکثیر آن‌ها در نقطه پیک تنش نسبت داده شد. بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که کارگرم، باعث شکسته شدن ساختار شبکه‌ای دندریتی و ایجاد سلول‌های مجزا می‌شود. افزایش دمای کارگرم، افزایش تجزیه ساختار و حصول سلول‌های بزرگ‌تر در اثر انحلال ذرات شکسته دندریتی را به دنبال داشت. همچنین، با افزایش سرعت تغییر شکل در یک دمای مشخص نرخ تجزیه شبکه دندریتی کاهش و میزان کشیدگی آن در راستای تغییر شکل افزایش یافت. به کمک معادلات بنیادین توانی و نمایی ثوابت ماده n ، α و β در نقطه پیک تعیین شدند. همچنین به کمک رابطه بنیادین سینوس هایپربولیک مقدار انرژی فعال سازی تغییر شکل در نقطه پیک و کرنش نمونه ۰/۴ به ترتیب 947 kJ/mol و 890 kJ/mol تعیین شد. این نتایج نشان دادند که با افزایش کرنش و شکسته شدن ساختار دندریتی به سلول‌های مجزا انرژی فعال سازی تغییرشکل کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ، GTD-111، فشار گرم، انرژی اکتیواسیون.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی متالورژی دانشگاه صنعتی همدان، همدان

۲- استادیار و عضو هیأت علمی گروه مهندسی متالورژی دانشگاه صنعتی همدان، همدان

*-نویسنده مسئول مقاله: momeni@hut.ac.ir

بیشگفتار

سوپرآلیاژها، مواد دما بالای منحصر به فردی هستند که در برابر تخریب‌های شیمیایی و مکانیکی مقاومت عالی از خود نشان می‌دهند. هنگامی که نیاز به مقاومت بالا در برابر بارگذاری در شرایط استاتیک، خستگی و خزش وجود دارد، سوپرآلیاژهای پایه نیکل به عنوان مواد مناسب به ویژه در دمای کاری تا 800°C مطرح می‌شوند. نیکل به دلیل داشتن ساختار FCC، نقطه ذوب بالا (1455°C)، مقاومت به خزش، خستگی و تخریب محیطی کاربرد ویژه‌ای در تولید سوپرآلیاژها دارد [۱]. سوپرآلیاژ GTD 111، در سال ۱۹۷۰ طراحی و در سال ۱۹۸۰ در توربین‌های گازی صنعتی به عنوان تیغه‌های ردیف اول به کار گرفته شد [۲]. این آلیاژ هم در حالت ریخته‌گری و هم کار شده کاربرد وسیعی در صنایع مختلف دمای بالا دارد.

اگرچه توسعه فرایند انجماد جهت‌دار باعث تولید و کاربرد وسیع تک کریستال‌های ریختگی در پره‌های توربین‌های گازی شده است؛ اما هنوز هم در موارد متعددی از سوپرآلیاژهای چند بلوری تولید شده با روش‌های مختلفی مانند آهنگری گرم استفاده می‌شود [۱ و ۳].

مطالعات گذشته نشان داده‌اند که ریزساختار سوپرآلیاژهای ریختگی شامل دندریته‌های γ ، رسوب‌های γ' ، کاربیدهای مختلف، یوتکتیک $\gamma-\gamma'$ و مقدار کمی فازهای TCP^۳ مانند سیگما، اتا و لیو^۴ می‌باشد [۴-۸]. مقادیر زیاد رسوبات γ' در زمینه γ خواص مطلوبی مانند افزایش مقاومت در برابر خزش را برای شرایط عملیاتی در دمای بالا ایجاد می‌کند [۹]. ذرات رسوب γ' در اغلب سوپرآلیاژها ابتدا به صورت کروی در زمینه γ مشاهده می‌شوند و طی عملیات حرارتی طولانی به تدریج به مکعبی تغییر شکل می‌یابند. البته مورفولوژی فاز γ' به میزان عدم انطباق بین پارامتر شبکه فازهای γ و γ' هم وابسته است [۱۰ و ۱۱]. هنگامی که عدم انطباق بین صفر تا ۰/۲ درصد است، γ' به صورت کروی وجود دارد و هنگامی که عدم انطباق ۰/۵ تا ۱ درصد باشد، γ' به صورت مکعبی خواهد بود [۱۲]. تحقیقات موجود نشان داده‌اند که عملیات حرارتی بر توزیع عناصر آلیاژی، مورفولوژی و نوع فازهای رسوبی موجود در سوپرآلیاژها به ویژه رسوب‌های γ' و در نتیجه

خواص مکانیکی تأثیر به سزایی دارد [۱۳]. با این وجود، بررسی در خصوص تأثیر ترکیب عملیات حرارتی و مکانیکی یا تغییر شکل گرم بر ساختار زمینه و فازهای موجود در یک سوپرآلیاژ ریخته‌گری شده بسیار محدود بوده است.

در اغلب آلیاژهای ریخته‌گری مشاهده می‌شود با بکارگیری عملیات کارگرم ساختار دندریته شکسته شده و با همگن‌سازی ترکیب شیمیایی ساختار دانه‌ای همگن جایگزین دندریته‌های غیر همگن می‌شود [۱۴ و ۱۵].

اگرچه تغییرات مشابه در ساختار سوپرآلیاژهای ریخته‌گری شده مورد انتظار است، وجود سطح بالایی از عناصر آلیاژی و در نتیجه ناهمگنی‌های بیش‌تر ترکیب شیمیایی شکستن ساختار دندریته را دشوارتر می‌کند. از طرف دیگر، تشکیل احتمالی ترکیب‌های بین فلزی یاد شده یا رسوب-گذاری دینامیک γ' از جمله پدیده‌های مورد انتظار در خلال کار گرم این‌گونه آلیاژها هستند [۱۶ و ۱۷]. با توجه به منابع محدود در این زمینه در تحقیق حاضر تلاش شده است تا تأثیر آزمایش فشار گرم بر تحولات ریزساختاری و رفتار سیلانی سوپر آلیاژ GTD 111 در محدوده وسیعی از دما و سرعت تغییر شکل مورد بررسی قرار گیرد.

مواد و روش‌ها

ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ GTD 111 مورد استفاده در این تحقیق در جدول ۱ ارائه شده است. مواد اولیه آلیاژ مورد تحقیق در کوره القایی تحت خلاء (VIM) با ظرفیت ۵ کیلوگرم ذوب شده و سپس ریخته‌گری انجام شد. جهت کاهش سطح ناخالصی‌ها و میزان جدایش‌های موجود در شمش از عملیات ذوب مجدد شمش تحت سرباره الکتریکی (ESR) استفاده شد.

قطعاتی از شمش ریخته‌گری و تصفیه شده در راستای محور طولی شمش برشکاری شده و نمونه‌های آزمایش فشار گرم با قطر ۸ میلی‌متر و طول ۱۲ میلی‌متر براساس استاندارد ASTM E209 از این قطعات با تراشکاری تهیه شدند. تعداد ۱۶ نمونه از دمای محیط با سرعت 5°C/s گرم شده و پس از ۳ دقیقه همدما سازی در دمای آزمایش به صورت پیوسته تحت تغییر شکل قرار گرفتند. در این تحقیق محدوده نرخ کرنش‌های 0.001 s^{-1} تا 1 s^{-1} و دماهای 950°C تا 1100°C جهت انجام آزمایش‌های فشار گرم در نظر گرفته شدند. تمامی نمونه‌ها پس از تحمل

³ - Topologically closed packed (TCP)

⁴ - Sigma, Eta (η) and Laves

بررسی رفتار سیلان

شکل ۱ نمودارهای سیلان آلیاژ مورد تحقیق را در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف نشان می‌دهد. همان‌گونه که انتظار می‌رود، افزایش سرعت تغییر شکل یا کاهش دما، باعث افزایش سطح تنش سیلان در آلیاژ می‌شوند. روند تغییرات تنش با کرنش در تمامی شرایط گویای وجود دو ناحیه مشخص است. در اولین بخش نمودارها تنش با شیب تند و به صورت خطی با کرنش افزایش یافته و به یک نقطه حداکثر (پیک) می‌رسد. در بخش دوم منحنی‌ها که پس از نقطه پیک مشاهده می‌شود، تنش به طور پیوسته تا رسیدن به کرنش حقیقی ۰/۵ کاسته شده است.

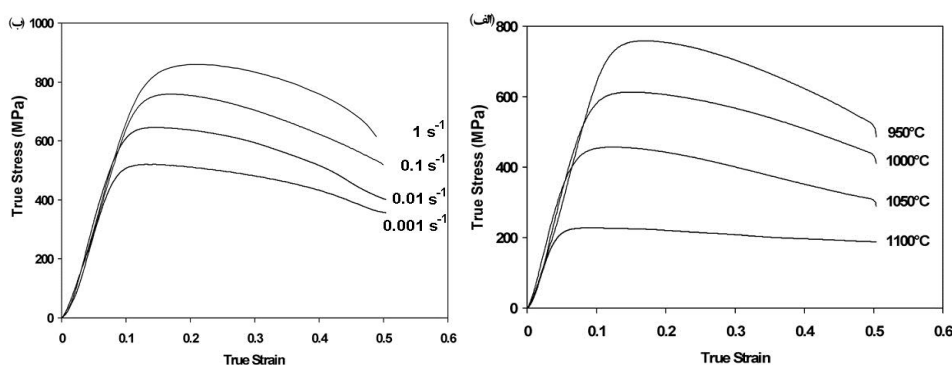
کرنش حقیقی ۰/۵ (حدود ۶۵٪ کاهش ارتفاع) با سرعت 10°C/s تا دمای محیط در آب خنک شدند. اطلاعات نیرو-جابجایی ذخیره شده توسط دستگاه فشار گرم به کمک روابط استاندارد به تغییرات تنش بر حسب کرنش تبدیل شدند.

پس از آزمایش فشار نمونه‌های تغییر شکل یافته ابتدا در راستای آزمایش فشار برشکاری شده و سپس سطوح بریده شده با روش‌های استاندارد متالوگرافی آماده سازی شدند. به منظور بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها در محلول اچ شامل ۹۲ میلی‌لیتر HCl، ۳ میلی‌لیتر HNO_3 و ۵ میلی‌لیتر H_2SO_4 اچ شدند. ساختار اولیه نمونه در شکل ۲ نشان داده شده است.

نتایج و بحث

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ GTD-111

درصد وزنی	نام عنصر
۱۳/۵۴	Cr
۹/۷۸	Co
۵/۴۹	Ti
۰/۰۰۲	W
۲/۶۷	Al
۰/۰۶	Ta
۴/۰۲	Mo
۰/۱۸	Fe
۰/۱۶	C
۰/۰۱۲۷	B
باقی‌مانده	Ni



شکل ۱ - منحنی های تنش - کرنش حقیقی سوپرآلیاژ مورد تحقیق در (الف) نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} و بازه‌ی دمایی 950°C تا 1100°C و (ب) دمای ثابت 950°C و نرخ کرنش‌های 0.001 s^{-1} - 0.1 s^{-1}

می‌گیرد. در واقع کم بودن تعداد منابع تولید نابجایی از یک سمت و مهار نابجایی‌های موجود توسط شبکه‌ای از دندریتها مشابه آنچه در شکل ۱ نشان داده شده است، باعث بروز رفتاری مشابه پدیده نقطه تسلیم^۲ یا تسلیم غیر پیوسته^۳ در ماده می‌شود. در موادی که نابجایی‌های اولیه توسط مواعنی مثل اتم‌های محلول یا ذرات رسوب مهار شده‌اند. تسلیم تا فعال شدن منابع تولید نابجایی جدید به‌ویژه منابع فرانک-رید^۴ و تکثیر^۵ نابجایی توسط آن‌ها به تعویق می‌افتد [۲۴]. این عامل، باعث افزایش سریع و خطی تنش تا نقطه شروع به کار منابع جدید می‌شود؛ مانند آنچه در شکل ۲ قبل از نقاط پیک مشاهده می‌گردد. بنابراین، تکثیر نابجایی‌ها و ایجاد سرعت کرنش درونی در ماده با حرکت آن‌ها یکی از عوامل دیگر کارنرمی در کنار شکسته شدن ساختار دندریتی است. در واقع شکسته شدن تدریجی دندریتها با کرنش، طول مسیر آزاد متوسط^۶ نابجایی‌ها را افزایش داده و به کارنرمی ماده کمک می‌کند. در مقابل، با شکسته شدن دندریتها برخورد بین نابجایی‌ها در مسیرهای متلاقی هم بیشتر شده و موجبات ظهور DRV به عنوان بازیگر دیگر را فراهم می‌کند. بنابراین، به نظر می‌رسد نقطه پیک منحنی‌های سیلان شکل ۲ آغاز پدیده‌های تکثیر نابجایی‌ها، درگیری بین نابجایی‌ها، کارسختی، DRV و همچنین شکسته شدن دندریتها است. در حالی که تکثیر نابجایی‌ها، DRV و شکسته شدن دندریتها به کاهش سطح تنش سیلان کمک می‌کنند، کارسختی در مقابل، باعث مهار بیشتر نابجایی‌ها و افزایش سطح تنش می‌شود؛ اما نمودارهای سیلان در شکل ۲ نشان می‌دهند که سه عامل موثر بر کارنرمی تا کرنش ۰/۵ بر کارسختی غالب بوده و پدیده تعادل بین کارسختی و کارنرمی و ظهور تغییرشکل پایدار به تعویق افتاده است.

تحولات ریزساختاری

تأثیر دمای تغییرشکل

در شکل ۲ ساختار اولیه این سوپرآلیاژ پیش از انجام آزمون فشار گرم نشان داده شده است. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، ساختار آلیاژ پیش از تغییرشکل گرم

اگرچه نمودارها به ظاهر روند کارسختی تا نقطه پیک و سپس کارنرمی را نشان می‌دهند؛ اما بین این نمودارها و نمودارهای تبلور مجدد دینامیکی (DRX) در فولادها یا سایر سوپرآلیاژهای کار شده تفاوت‌های عمده‌ای وجود دارد که در زیر به آن‌ها اشاره می‌شود.

۱- در نمودارهای معمول DRX پس از ناحیه الاستیک خطی و بروز تسلیم منحنی تنش کرنش به خاطر اندرکنش دو پدیده کارسختی و بازیابی دینامیکی (DRV) حالت غیر خطی دارد. براساس روش پولیاک و جوناس^۱ [۲۰]، نمودار با شیب مثبت اما نزولی تا رسید به نقطه پیک و شیب کارسختی صفر پیش می‌رود. این درحالی است که در نمودارهای فوق منحنی تا نزدیک نقطه پیک روند نسبتاً خطی خود را حفظ می‌کند.

۲- با وجود تغییرات قابل ملاحظه در دما و سرعت تغییرشکل تمامی نمودارهای سیلان شکل ۲ روند کارنرمی دینامیک مشابهی را نشان می‌دهند که بر خلاف نمودارهای معمول DRX به حالت تعادل و ظهور تغییرشکل پایا منجر نمی‌شود. حالت پایای تغییر شکل پس از تبلور مجدد دینامیک در سوپرآلیاژها و فولادها به ایجاد تعادل بین کارنرمی حاصل از DRX و کارسختی نسبت داده می‌شود [۲۱].

بر مبنای این دو تفاوت عمده به نظر می‌رسد، تحولات ساختاری حاکم بر رفتار آلیاژ مورد نظر با آنچه در سایر سوپرآلیاژهای کار شده یا فولادها در خلال DRX مشاهده شده است، تفاوت عمده دارد. در تحقیقات مشابهی بر سوپرآلیاژهای ریخته‌گری شده، مشاهده شده است که پدیده شکسته شدن شاخه‌های دندریتی و همگن شدن تدریجی ساختار، یکی از عوامل مهم در ظهور کارنرمی دینامیک در خلال کار گرم است [۱۵]. اگرچه رسوب گذاری دینامیک فاز γ' یا سایر ترکیبات بین فلزی که می‌توانند مصرف کننده انرژی تغییر شکل باشند نیز به عنوان منابع دیگر ترمیم در غیاب DRX شناخته شده‌اند [۲۲ و ۲۳].

یکی دیگر از اثرات مهم ساختار ریخته‌گری بر رفتار کارگرم از نبود مرزخانه‌های اولیه جهت تامین نابجایی‌های آزاد در ابتدای تسلیم و تغییر شکل پلاستیک ریشه

² - Yield point phenomenon

³ - Discontinuous yield

⁴ - Frank-Reed

⁵ - Multiplication

⁶ - Mean-free Path

¹ - Poliak and Jonas

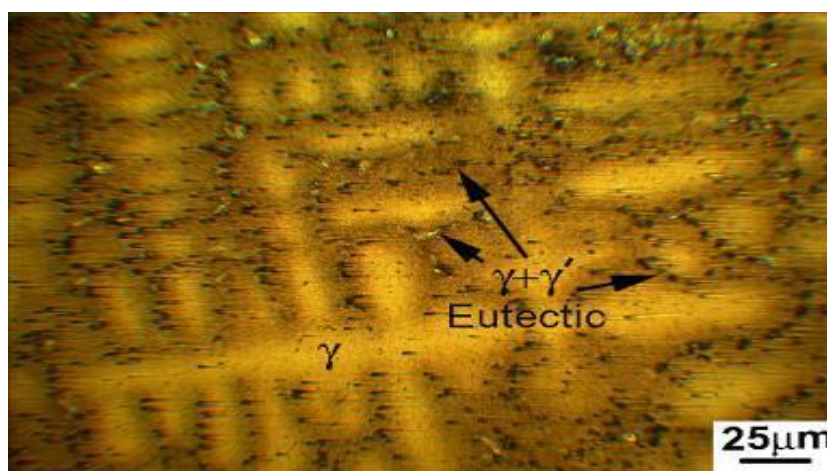
اولین مرحله تغییرشکل که در شکل ۴ (الف) دیده می‌شود، شامل ایجاد انباشت نابجایی‌ها در داخل شبکه دندریتی است که به دلیل کوتاه بودن مسیر آزاد متوسط حرکت نابجایی‌ها رخ می‌دهد. این مرحله که باعث افزایش سطح تنش به طور قابل ملاحظه‌ای می‌شود، با نقطه پیک منحنی‌های سیلان مقارن است. با ایجاد تمرکز تنش در محل انباشت نابجایی‌ها شکسته شدن ساختار دندریتی در نقطه پیک منحنی‌های سیلان آغاز می‌شود (شکل ۴ (ب)). در این مرحله به علت آزاد شدن نابجایی‌ها و تکثیر سریع آن‌ها پدیده کارنرمی دینامیک مشاهده می‌شود.

مقایسه تصاویر ریزساختاری در شکل‌های ۲ و ۳ تایید می‌کند که ساختار شبکه‌ای دندریت‌ها قبل از تغییرشکل، به ساختار مجزای سلولی پس از تغییرشکل تبدیل شده است. در ادامه تغییرشکل سلول‌های دندریتی به تدریج خود را با مسیر تغییرشکل هماهنگ کرده و خود نیز دچار تغییرشکل بیش‌تر می‌شوند (شکل ۴ (ج) و (د)). ایجاد کشیدگی در سلول‌ها به روشنی در تصاویر شکل ۳ مشاهده می‌شوند. این فرایند در تغییرشکل‌های بزرگ‌تر باعث تخریب سلول‌ها، پدیده تبلور مجدد و ایجاد ساختار کارشده متشکل از دانه‌های هم محور می‌شود [۱۵].

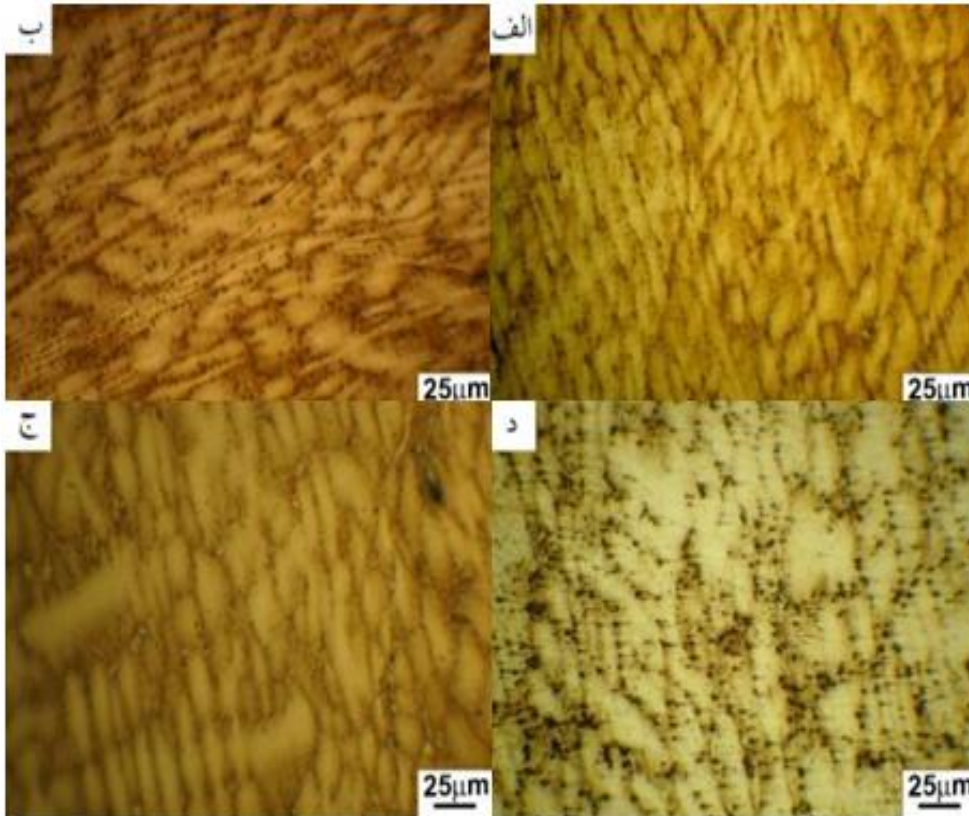
متشکل از شبکه‌ای سلولی از دندریت‌های فاز γ و ذرات ریز رسوب γ' است که با ساختارهای گزارش شده از سوپرآلیاژهای دیگر در منابع در تطابق می‌باشد [۱۸ و ۱۹].

شکل ۳ تصاویر میکروسکوپی از نمونه‌های تغییرشکل یافته پس از آزمون فشار با سرعت کرنش ثابت 0.1 s^{-1} را نشان می‌دهد. مقایسه این تصویر و ساختار اولیه فلز مورد تحقیق در شکل ۲، به روشنی شکسته شدن واحدهای دندریتی درشت را به نوعی ساختار دندریتی-سلولی را نشان می‌دهد. پدیده شکسته شدن ساختار دندریتی از جمله اهداف انجام کارگرم در سوپرآلیاژها است و تأثیر اغلب چشمگیری بر بهبود خواص مکانیکی محصول دارد.

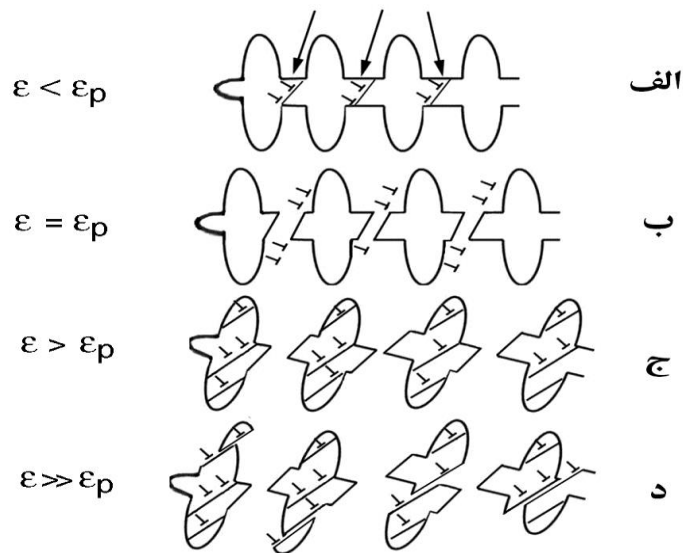
همان‌گونه که در بخش قبل اشاره شد، نابجایی‌ها در ساختار غیر همگن دندریت‌ها از تحرک کمی برخوردار هستند و این عامل، باعث ظهور رفتاری شبیه به پدیده نقطه تسلیم در منحنی‌های سیلان شکل ۱ شده است. تحقیقات گذشته نشان داده‌اند که پدیده شکسته شدن ساختار دندریتی با تغییر شکل پلاستیک مرتبط است [۱۵]. بدیهی است با شکسته شدن ساختار دندریتی و آزاد شدن نابجایی‌ها اثر کارنرمی دینامیکی قابل توجهی مورد انتظار خواهد بود. با توجه به شواهد مکانیکی فوق و تفاوت ریزساختارهای شکل ۲ و ۳ تصاویر شمایی شکل ۴ به عنوان مکانیزم احتمالی تغییرشکل سوپرآلیاژ مورد تحقیق پیشنهاد می‌شوند.



شکل ۲ - ریزساختار اولیه سوپرآلیاژ GTD 111 نشان دهنده ساختار دندریتی حاصل از ریخته گری



شکل ۳ - تصاویر ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل یافته با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و دماهای الف) 950°C ، ب) 1000°C ، ج) 1050°C و د) 1100°C

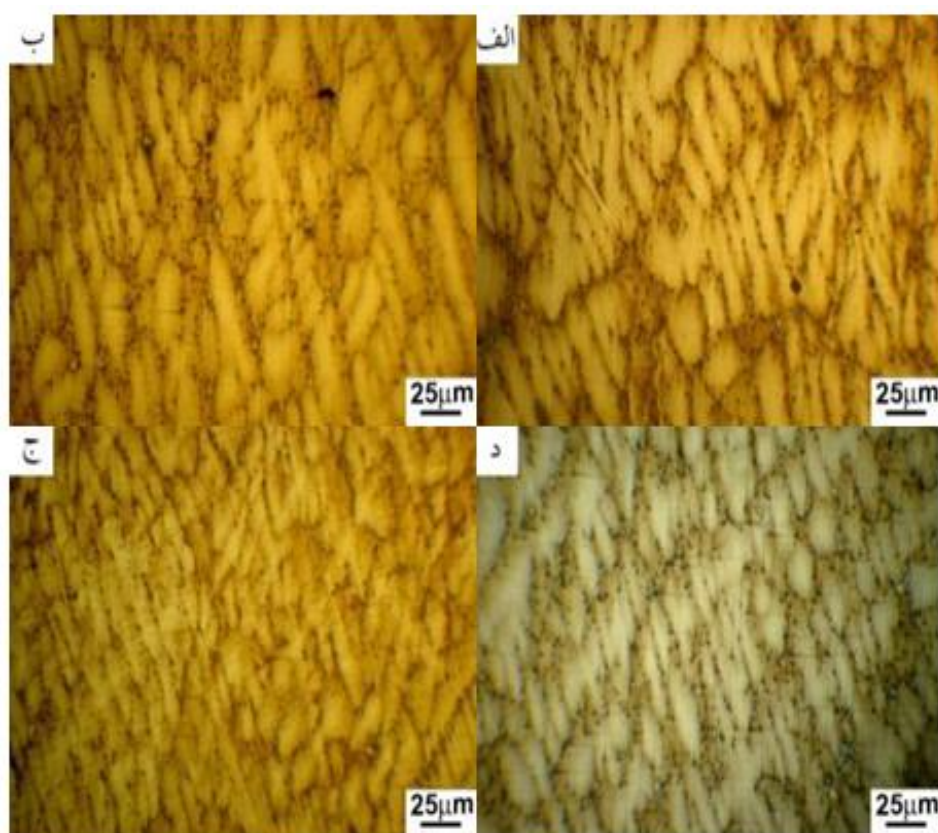


شکل (۴) - تصاویر شمایی از تحولات ریزساختاری در طی تغییرشکل گرم سوپرآلیاژ مورد تحقیق؛ (الف) تشکیل انباشت نابجایی‌ها (محل فلش‌ها)، (ب) شکستن ساختار دندریتی در اثر تمرکز تنش در انباشت و تکثیر نابجایی‌ها، (ج) تغییرشکل بیشتر سلول‌های دندریتی و آرایش تدریجی در جهت تغییرشکل و (د) شکسته شدن تدریجی سلول‌ها در کرنش‌های بزرگ‌تر و وقوع تبلور مجدد. در شکل ϵ_p نشان دهنده کرنش پیک است

تأثیر سرعت تغییر شکل

تصاویر شکل ۵ تأثیر سرعت کرنش را بر ریزساختار سوپرآلیاژ مورد تحقیق را در دمای ثابت 1100°C نشان می‌دهند. همان‌گونه که به روشنی ملاحظه می‌شود، افزایش سریع کرنش باعث کشیدگی بیشتر در ساختار سلولی دندریت‌ها شده است. همچنین مشاهده می‌شود که نرخ جدا شدن سلول‌ها از یکدیگر در سرعت کرنش 0.001 s^{-1} (شکل ۵ الف)) بیش‌تر از سرعت‌های بالاتر بوده است. این مشاهدات بر تحلیل‌های ارائه شده در بخش ۳-۲-۱ و تحولات ریزساختاری پیشنهاد شده در شکل ۴ تأکید دارند. در واقع، کشیدگی ساختار سلولی دندریت‌ها در راستای تغییر شکل مقدمه‌ای بر شکسته شدن آن و تشکیل ساختار کار شده تلقی می‌شود. همچنین همان‌گونه که اشاره شده بود، فرایند شکسته شدن شبکه دندریتی و ایجاد سلول‌های مجزا حاصل همکاری کرنش و نفوذ است. با افزایش سرعت تغییر شکل عملاً زمان عملیات کاهش چشمگیری می‌یابد.

تصاویر شکل ۳ همچنین نشان می‌دهند که با افزایش دمای تغییر شکل شکسته شدن شبکه دندریتی تسهیل شده و انحلال واحدهای کوچک‌تر با کمک نفوذ سریع، باعث تشکیل سلول‌های مجزا و بزرگ‌تر می‌شود که در ادامه تغییر شکل، دانه‌های فاز زمینه γ را تشکیل می‌دهند. البته نقش نفوذ در این فرایند به اندازه کرنش چشمگیر است و نتایج شکل ۳ تأکید دارند که با افزایش دما و تسهیل نفوذ نرخ شکسته شدن ساختار دندریتی و انحلال سلول‌های ریزتر در سلول‌های درشت‌تر افزایش می‌یابد. با مراجعه مجدد به نمودارهای سیلان در شکل ۲ (الف) مشاهده می‌شود که افزایش دمای تغییر شکل، باعث کاهش نرخ کار نرمی دینامیک شده است. مقایسه نمودارهای سیلان با تصاویر متناظر در شکل ۳ نشان می‌دهد که افزایش دما تأثیر کرنش را بر همگن سازی ساختار و شکستن سلول‌های دندریتی کاهش داده و نقش نفوذ را پررنگ‌تر می‌کند. همچنین، به دلیل تسهیل در شکستن ساختار دندریتی وضعیت تنش سیلان سریع‌تر به سمت رسیدن به حالت پایدار تغییر شکل پیش می‌رود.



شکل ۵ - تصاویر ریزساختاری نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای ثابت 1100°C و سرعت کرنش‌های الف) 0.001 s^{-1} ، ب) 0.01 s^{-1} ، ج) 0.1 s^{-1} و د) 1 s^{-1}

ارتباط آن با β و n ($\alpha = \beta/n$) و با رسم تغییرات تنش پیک با سرعت کرنش طبق روابط (۲) و (۱) تعیین می‌شود. شکل ۶ تغییرات تنش پیک را با سرعت کرنش و لگاریتم سرعت کرنش براساس روابط (۲) و (۱) نشان می‌دهد. با توجه به معادلات بنیادین نمایی و توانی، متوسط شیب نمودارهای مربوط به دماهای مختلف در شکل‌های ۶ (الف) و (ب) به ترتیب مقادیر β و n را ارائه می‌کنند. با توجه به نتایج مقادیر β و n به ترتیب $۰/۰۲۴۶$ و $۱۰/۸۸$ و مقدار α برابر با $۰/۰۲۳$ تعیین می‌شوند.

با معلوم بودن مقدار پارامتر α جهت تعیین سایر ثوابت وابسته به ماده (n' و A) و همچنین مقدار انرژی فعالسازی تغییرشکل گرم (Q) می‌توان رابطه (۳) را به صورت لگاریتمی زیر بازنویسی کرد:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A'' + n' \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma) \quad (۴)$$

رابطه فوق نشان می‌دهد که می‌توان برای تعیین مقادیر n' ، Q و A از روابط زیر استفاده نمود:

$$n' = \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma)} \right|_T \quad (۵)$$

$$Q = n'R \left. \frac{\partial \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma)}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} = n'RS_{avg} \quad (۶)$$

$$\ln A'' = \frac{\partial \ln Z}{\partial \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma)} \quad (۷)$$

با توجه به روابط فوق و جهت تعیین مقادیر n' و Q تغییرات تابع سینوس هایپربولیک تنش پیک در برابر سرعت کرنش و معکوس دما در شکل ۷ رسم شده‌اند.

متوسط شیب خطوط در شکل ۷ (الف) مقدار n' را $۷/۸۴$ تعیین می‌کنند. همچنین به کمک رابطه (۶) از حاصلضرب متوسط شیب خطوط شکل ۷ (ب) (S_{avg}) در مقدار n' و R مقدار Q برابر با $۹۴۷/۱$ kJ/mol تعیین می‌شود. مقدار محاسبه شده برای Q بسیار بزرگ‌تر از مقدار $۳۵۰-۴۷۰$ kJ/mol گزارش شده برای سوپرآلیاژ کار شده IN718 می‌باشد [۲۸]. این اختلاف نشان می‌دهد

به کمک رابطه ساده سرعت کرنش ($\dot{\epsilon} = \epsilon/t$) می‌توان نشان داد که طول زمان تغییرشکل گرم برای رسیدن به کرنش $۰/۵$ با سرعت‌های $۰/۰۰۱$ s⁻¹، $۰/۰۱$ s⁻¹، $۰/۱$ s⁻¹ و ۱ s⁻¹ به ترتیب $۷/۹$ ، $۰/۷۹$ ، $۰/۰۷۹$ و $۰/۰۰۷۹$ دقیقه است. بنابراین مشخص است که زمان قرارگیری قطعه در دمای بالا در سرعت‌های تغییرشکل بیش از $۰/۰۰۱$ s⁻¹ جهت وقوع نفوذ موثر و شکستن و انحلال اجزای کوچک‌تر شبکه دندریتی در سلول‌های بزرگ‌تر کافی نیست. از این رو، اندازه سلول‌ها با افزایش سرعت کرنش کوچک‌تر شده و میزان تجزیه شبکه دندریتی به ساختار سلولی به مراتب کاهش یافته است.

تدوین رابطه بنیادین تنش

معادلات بنیادین روابطی با شکل کلی $\sigma = f(\dot{\epsilon}, T)$ هستند که در یک کرنش مشخص و عمدتاً در نقطه پیک منحنی سیلان جهت ایجاد ارتباط بین تنش پیک با دما و سرعت تغییرشکل مورد استفاده قرار می‌گیرند. معمول‌ترین روابط از این دست معادلات بنیادین توانی، نمایی و سینوس هایپربولیک هستند که در ذیل ارائه می‌شوند [۲۷-۲۴].

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \sigma^n \quad (۱)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A' \exp(\beta \cdot \sigma) \quad (۲)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A'' [\sinh(\alpha \cdot \sigma)]^{n'} \quad (۳)$$

در روابط فوق، Z نشان دهنده پارامتر زهر- هولومان^{۱۱}، Q انرژی فعالسازی تغییرشکل گرم و A ، A' ، β ، α ، n و n' ثوابت وابسته به نوع ماده هستند. لازم به توضیح است که در تنش‌های بالا ($\alpha\sigma > ۱/۲$)، رابطه (۳) به رابطه نمایی (۱) و در تنش‌های کم ($\alpha\sigma < ۱$) به رابطه توانی (۱) تبدیل می‌شود.

با توجه به اینکه رابطه (۳) دامنه تنش وسیع‌تری را پوشش می‌دهد اغلب از این رابطه برای بیان ارتباط بین تنش پیک با دما و سرعت تغییرشکل در فلزات مختلف بهره گرفته می‌شود. برای تعیین ثوابت ماده در رابطه سینوس هایپربولیک ابتدا مقدار ضریب تنش α به کمک

^{۱۱} - Zener-Hollomon

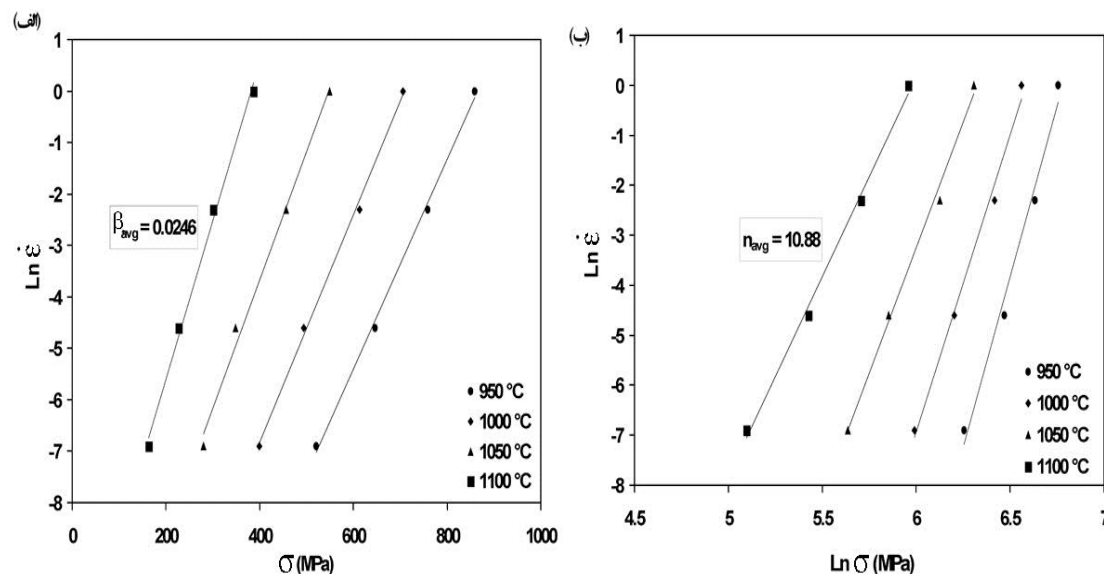
با جایگذاری ثوابت به دست آمده در رابطه بنیادین سینوس هایپربولیک (معادله (۳)) و رسم تغییرات ثابت Z در برابر تنش پیک طبق رابطه (۷)، همانطور که در شکل ۸ نشان داده شده است، ثابت A برابر $1.0^{35} \times 9/36$ با تعیین می شود.

بنابراین می توان رابطه بیان کننده رفتار آلیاژ مورد تحقیق در شرایط کارگرم تا نقطه پیک تنش سیلان را به صورت زیر بازنویسی کرد:

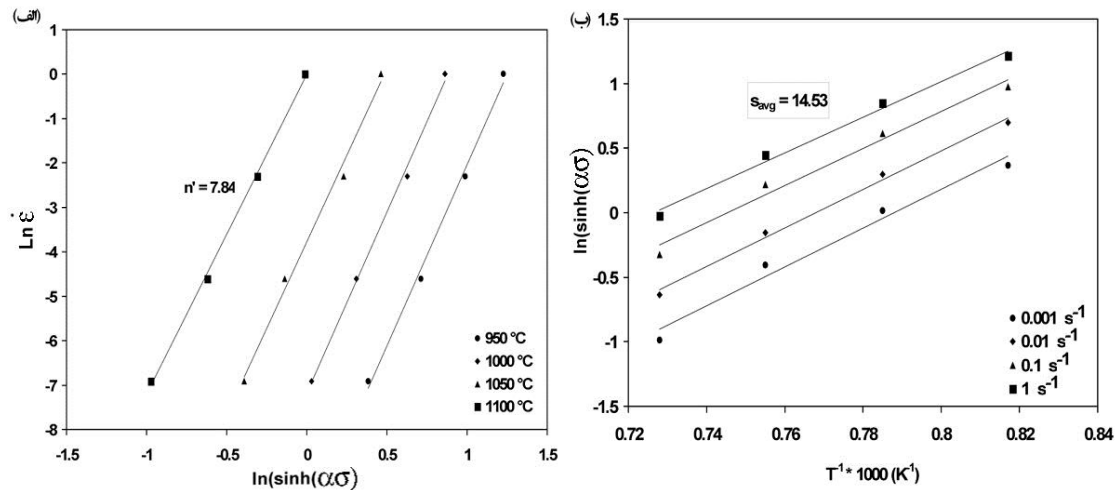
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{947100}{RT}\right) = 9.36 \times 10^{35} [\sinh(0.0023 \cdot \sigma)]^{7.84} \quad (۸)$$

تکرار محاسبات بنیادین فوق برای کرنش ثابت ۰/۴ باعث حصول مقدار Q برابر با ۸۹۰ kJ/mol می شود. کاهش مقدار انرژی فعال سازی تغییرشکل در کرنش های بالاتر موید تغییرات ریزساختاری است که در شکل ۴ به صورت شمایی نشان داده شدند. در واقع، مقدار Q نشان دهنده مقاومت به تغییرشکل در ماده است که با افزایش کرنش و شکسته شدن ساختار شبکه ای دندریت ها کاهش می یابد.

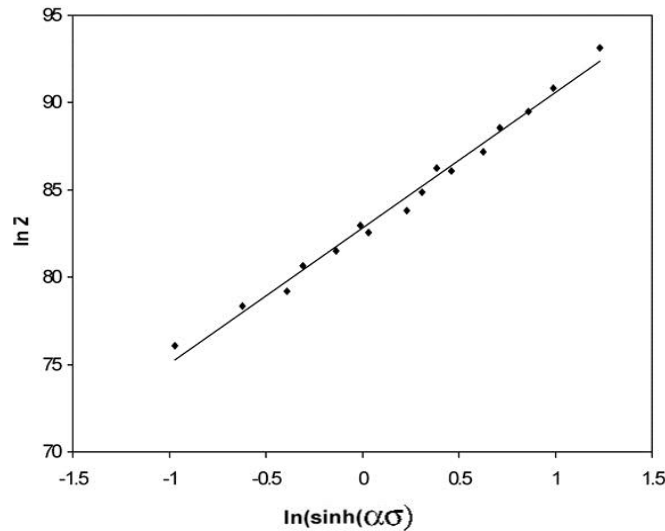
که مقدار انرژی مصرف شده جهت رسیدن به نقطه پیک منحنی سیلان در سوپرآلیاژهای ریخته‌گری شده بسیار بالاتر از همین انرژی در سوپرآلیاژهای کار شده است. در واقع، در حالی که Q در فلزات کار شده انرژی صرف شده جهت تجمیع کرنش و آغاز تبلور مجدد دینامیکی در ساختار است، در فلزات ریخته‌گری شده ناهمگنی‌های شدید ترکیب شیمیایی، عدم وجود مرز دانه‌ها و ساختار غیر همگن دندریتی مانع وقوع آسان تبلور مجدد می‌شوند. نتایج این تحقیق به روشنی نشان دادند که شکسته شدن دندریت‌ها مکانیزم غالب تغییرشکل در کرنش‌های کم است و از آن جا که این فرایند به همکاری نزدیک کرنش (ناجایی‌ها) و نفوذ نیاز دارد، مقدار Q بزرگ برای رسیدن به نقطه آغازین تحولات یا همان نقطه پیک قابل توجه است. البته لازم به ذکر است که عواملی مانند دمای بارریزی، سرعت انجماد و در نتیجه اندازه شبکه دندریتی و میزان جدایش عناصر آلیاژی هم نقش تعیین کننده ای بر سرعت تجزیه ساختار دندریتی و در نتیجه مقدار انرژی فعال سازی برای رسیدن به نقطه پیک منحنی سیلان خواهند داشت. مقدار Q حتی در سایر فرایندهای تولید مانند متالورژی پودر بالاتر گزارش شده است. به عنوان مثال، برای سوپرآلیاژ FGH96 تولید شده به کمک متالورژی پودر مقدار Q ۱۲۸۵ kJ/mol گزارش شده است [۲۹].



شکل ۶ - تغییرات تنش پیک با سرعت کرنش در دماهای مختلف، بر اساس روابط بنیادین (الف) نمایی و (ب) توانی



شکل ۷ - تغییرات تابع سینوس هایپربولیک تنش پیک در برابر (الف) سرعت کرنش و (ب) معکوس دما جهت تعیین مقادیر ثوابت n' و Q براساس روابط (۵) و (۶)



شکل ۸ - تغییرات تابع سینوس هایپربولیک تنش پیک با پارامتر زرن- هولومان. شیب خط طبق رابطه (۴) برابر با n' و عرض از مبدا برابر با $\ln A$ است

به مهار نابجایی‌ها توسط ساختار دندریتی و تکثیر آن‌ها در نقطه پیک تنش نسبت داده شد.

۲- بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که کار گرم باعث شکسته شدن ساختار شبکه ای دندریتی و ایجاد سلول‌های مجزا از دندریت‌ها می‌شود. افزایش دمای کارگرم افزایش تجزیه ساختار و حصول سلول‌های بزرگ‌تر در اثر انحلال ذرات شکسته دندریتی را به دنبال دارد.

۳- مشاهده شد که با افزایش سرعت تغییرشکل در یک دمای مشخص نرخ تجزیه شبکه دندریتی کاهش و میزان کشیدگی آن در راستای تغییرشکل افزایش می‌یابد.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق به منظور بررسی رفتار تغییرشکل گرم سوپرآلیاژ ریخته‌گری GTD 111 آزمایش‌های فشار گرم در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۱۰۰ °C و سرعت کرنش‌های s^{-1} ۰/۰۰۱-۱ انجام شدند. مهم‌ترین نتایج به دست آمده در این تحقیق به شرح زیر هستند:

۱- تمامی منحنی‌های سیلان افزایش نسبتاً خطی تنش تا یک نقطه پیک و سپس نزول آن تا کرنش ۰/۵ را نشان دادند و منطقه تغییرشکل حالت پایدار با تنش ثابت مشاهده نشد. این روند که مشابه با پدیده نقطه تسلیم است

۵- تکرار محاسبات بنیادین در کرنش ۰/۴ نشان داد که با افزایش کرنش و شکسته شدن ساختار دندریتی به سلول های مجزا انرژی فعال سازی تغییرشکل پلاستیک هم از ۹۴۷ kJ/mol در نقطه پیک به ۸۹۰ kJ/mol کاهش می یابد.

۴- به کمک معادلات بنیادین توانی و نمایی ثوابت ماده n ، α و β در نقطه پیک به ترتیب برابر با ۱۰/۸۸، ۰/۰۲۴۶ و ۰/۰۰۲۳ تعیین شدند. همچنین به کمک رابطه بنیادین سینوس هایپربولیک مقدار انرژی فعال سازی تغییرشکل ۹۴۷ kJ/mol محاسبه شد.

References:

- 1- M. Donachie & S. Donachie, "Superalloys: a technical guide", ASM International, 2002.
- 2- S.A. Sajjadi, S. Nategh & R. Guthrie, "Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111", Materials Science and Engineering A325, 2002.
- 3- J. Mitchel, "Polycrystalline Nickel-Based Superalloys: Processing, Performance, and Application", Encyclopedia of Aerospace Engineering, 2010.
- 4- A.K. Bhambri, T.Z. Kattamis & J.E. Morral, "Cast microstructure of Inconel 713C and its dependence on solidification variables", Metall. Trans. B 6B, 1975.
- 5- J.F. Radavich, "Microstructural and mechanical property characterization of aged Inconel alloy 625LCF", The Minerals, Metals & Materials Society, Technical Report, Micro-Met Laboratories, Inc., West Lafayette, 1997.
- 6- H.E. Collins, "Relative Long-Time Stability of Carbide and Intermetallic Phases in Nickel Base Superalloys", Trans. ASM 62, 1969.
- 7- J.R. Mihalisin, G.G. Biever & R.T. Grant, Trans. TMS-AIME 242, 1968.
- 8- S.A. Sajjadi, S. M. Zebarjad, R.I.L. Guthrie & M. Isac, "Microstructure evolution of high-performance Ni-Base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters", 3rd congress of Iranian Society of Metallurgical Eng., Isfahan Uni. Of Technology, Isfahan, Iran, Sept. 1999.
- 9- A. Turazi, C. Augusto, C. Enrique & F. Comeli, "Study of GTD-111 superalloy microstructural evolution during high-temperature aging and after rejuvenation treatments", Metallogr. Microstruct. Anal., 2015.
- 10- C.T. Sims & W.C. Hagel, "The Superalloys I", John Wiley & Sons, NY, 1972.
- 11- C.T. Sims & E.W. Ross, "Superalloy II", John Wiley & Sons, 1987.
- 12- A.K. Ray, S.R. Singh, J. Swaminathan & P.K. Roy, "Structure property correlation study of a service exposed first stage turbine blade in a power plant", Materials Science and Engineering: A, Vol. 419, No. 1-2, 2006.
- 13- Z. Huda, Development of heat-treatment process for a P/M superalloy for turbine blades, Mater. Design, 28, No. 5, 2007.
- 14- F. Kang, J. Sun, G. Zhang & Z. Li, "Hot Deformation Characteristics for a Nickel-base Superalloy GH742y", J. Mater. Sci. Technol., Vol.25 No.3, 2009.
- 15- Y.Q.Ning, T.Wang, M.W.Fu, M.Z.Li, L.Wang & C.D.Zhao, "Competition between work-hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as-cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-

- speed hot compression", *Materials Science&EngineeringA*642, 2015.
- 16- A. Nowotnik, J. Sieniawski & G. Mrówka-Nowotnik, Identification of dynamically precipitated phases in hot-working Inconel 718 alloy, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, VOLUME 31, ISSUE 2, December 2008.
- 17- G. Mrowka, A. Nowotnik, P. Rokichi & J.Sieniawski, "Dynamic Precipitation Of Nickel Base Superalloys Undergoing Sever Diformation Below The Solvus Temprature", *International Journal Of Materials Research*, Volume 106, July 2015.
- 18- J.S. Hou, J.T. Guo, L.Z. Zhou, C.Yuan & H.Q. Ye, "Microstructure and mechanical properties of cast Ni-base superalloy K44", *Materials Science and Engineering A* 374, 2004.
- 19-M. R. Jahangiri, S. M. A. Boutorabi & H. Arabi, "Study on incipient melting in cast Ni base IN939 superalloy during solution annealing and its effect on hot workability", *Materials Science and Technology*, VOL 28, NO 12, 2012.
- 20- EI Poliak & JJ Jonas, "A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization", *Acta Materialia*, Volume 44, Issue 1, Pages 127-136, 1996.
- 21- B.Zhang, L. Z. Mengfei Li, W. Shen & S. Gu, "Effects of microstructure and γ' distribution on the hot deformation behavior for a powder metallurgy superalloy FGH96", *J. Mater. Res.*, Vol. 29, No. 23, Dec 14, 2014.
- 22- A.Nowotnik, P. Rokichi, G. Mrowka & J.Sieniawski, "Dynamic Precipitation Of Nickel Base Superalloys Undergoing Sever Diformation Below The Solvus Temprature", *International Journal Of Materials Research*, Volume 106, July 2015.
- 23- H. Zhang, C Li, Y. Liun, Q. Guo & H. Li, "Precipitation behavior during high-temperature isothermal compressive deformation of Inconel 718 alloy", *Material Science & Engineering*, A677, 2016.
- 24- D. A. Porter, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Feb10, 2009.
- 25- Y. Ning, Z. Yao, M.W. Fub & H. Guo, "Recrystallization of the hot isostatic pressed nickel-base superalloy FGH4096:I. Microstructure and mechanism", *Materials Science and Engineering A* 528 , 2011.
- 26- J.J. Jonas, C.M. Sellars & W.J. McGTegart, "Strength and structure hot-working conditions", *Rev.* 14 (1), 1969.
- 27- G.E. Dieter, "Mechanical metallurgy, New York", McGraw-Hill, 1961.
- 28- A. Momeni, S.M. Abbasi, M. Morakabati & H. Badri, "A comparative study on the hot working behavior of inconel 718 and ALLVAC 718 Plus", *Met. Mater. Trans.*2017.
- 29- B .Zhang, L. Z. Mengfei Li, W. Shen & S. Gu, "Effects of microstructure and γ' distribution on the hot deformation behavior for a powder metallurgy superalloy FGH96", *J. Mater. Res.*, Vol. 29, No. 23, Dec 14, 2014.