بررسی رسوبگذاری ناشی از کرنش فاز γ در سوپرآلیاژ ${ m AD730}$ با استفاده از آزمایش

رهایی تنش

زهرا ميرزايي' غلامرضا ابراهيمي' حميدرضا عزت يور"

چکیدہ

در پژوهش حاضر، تأثیر تغییرشکل بر رسوب گذاری فاز گاماپرایم ([γ) در سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی AD730 با اندازه دانه اولیه درشت (بزرگتر از یک میلیمتر)، در محدوده دمایی [۵۰۰ – ۹۵۰ و نرخ کرنش ¹⁻ ۲۰۱۰ با استفاده از آزمایش رهایی تنش، بررسی شد. نتایج نشان داد زمانی که رسوب گذاری ′γ اتفاق می افتد، تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش (منحنیهای تنش -زمان) از می می مید و رهایی تنش (منحنیهای تنش (منحنیهای تنش (منحنیهای تنش -زمان) بررسی شد. نتایج نشان داد زمانی که رسوب گذاری ′γ اتفاق می افتد، تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش (منحنیهای تنش -زمان) رخ می دهد و رهایی تنش (منحنیهای تنش رسوب گذاری ′γ اتفاق می افتد، تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش (منحنیهای تنش (منحنیهای تنش -زمان) رخ می دهد و رهایی تنش (مان شروع رسوب گذاری کاهش می یابد و سپس از دمای [۵۰۰۰ تا دمای] ۲۰۰۰ افزایش می یابد که از [۵۰۵۹ به [۲۰۰۰ ، زمان شروع رسوب گذاری کاهش می یابد و سپس از دمای [۲۰۰۰ تا دمای] ۲۰۰۰ افزایش می یابد که نشان دهنده تأثیر دما بر سینتیک رسوب گذاری [۲۷] است. پررسیهای ریزساختاری نشان داده است که با افزایش می یابد که افزایش مدی از دمای [۲۰۰۰ با در ای اوزایش می یابد که افزایش می یابد که با افزایش می یابد. با گذشت نشان دهنده تأثیر دما بر سینتیک رسوب گذاری [۲۷] است. پررسی های ریزساختاری نشان داده است که با افزایش می یابد. با گذشت زمان دهنده تأثیر دما بر سینتیک رسوب گذاری [۲۵ مای [۲۵ مرم شدن و رشد رقابتی، افزایش می یابد. با گذشت زمان و رسیدن به نقطه پایانی تغییر شیب، این رسوبات دیگر نقشی در استحکام بخشی ندارند و شیب منحنی رهایی تنش مجددا تغییر میکند و میزان کار نرمی افزایش می یابد.

Abstract

In the present study, the effect of deformation on the precipitation of the γ' -phase in the as cast nickel-based superalloy of AD730 with a coarse initial size is investigated in the temperature range of 950-1050 °C and strain rate of 0.1 s⁻¹, using the stress relaxation technique. It is indicated that γ' precipitation leads to a slope change in the stress relaxation curves as a result of retardation of the stress relaxation in AD730. The precipitation-time-temperature (PTT) diagram shows that with increasing the test temperature from 950°C to 1000 °C, the start time of precipitation decreases and then increases until the temperature of 1050 °C, which confirms the effect of temperature on the precipitation kinetics of γ' phase. Microstructural studies illustrate that by increasing test temperature and duration time at constant strain, the size of γ' precipitates increases with two mechanisms of agglomeration and competitive growth. The slope change at the end of the relaxation curves indicates that these precipitations play no role in strengthening as a result of the increase of softening work.

Keywords: AD730 Ni base superalloy, Dynamic precipitation, Stress relaxation test, γ' precipitation.

۱) نویسنده مسئول: دکتری مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار، ایران

Email: mirzaiezahra108@gmail.com

۲) استاد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۳) دانشیار، گروه مهندسی علم مواد، دانشگاه ولی عصر (عج) رفسنجان، رفسنجان، ایران

سوپرآلیاژ پایه نیکل AD730، به دلیل داشتن مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون و استحکام تسلیم بالا، به عنوان ماده اولیه تولید دیسک در موتورهای جت مورد استفاده قرار می گیرد [۶–۱]. این آلیاژ معمولا در شرایط فورج شده استفاده می شود و خواص مکانیکی عالی آن از طریق رسوبات کوهرنت و منظم $\Paraccal \gamma$ با ساختار (Ni₃(AL,Ti) حاصل می شود [۷]. در سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوبات $\Paraccal \gamma$ از محلول جامد فوق اشباع γ تحت شرایط سرد کردن مناسب حاصل می شود. دواکس و همکاران [۴, ۸, ۹] نشان دادهاند که با اعمال عملیات حرارتی مناسب، می توان فاز رسوبی $\Paraccal \gamma$ با کسر حجمی حدود $\Paraccal \gamma$ در دمای $\Paraccal \gamma$ در ریزساختار ایجاد شود.

مطالعاتی روی رسوب گذاری فاز الام تحت شرایط عملیات حرارتی مختلف و نرخهای سرمایش مختلف در سوپر آلیاز AD730 انجام شده است و مشخصات و سینتیک رسوبات الام تعیین شده است [۳, ۴, ۱۲–۱۰]. با این وجود، تغییر شکل نیز می تواند بر رسوب گذاری این فاز با کاهش زمان نهفتگی برای جوانه زنی تأثیر بگذارد که منجر به شکل گیری رسوب گذاری ناشی از کرنش یا رسوب گذاری دینامیکی شود. از آنجایی که ساختار تغییر شکل داده یا به بیانی ساختاری که در آن کرنش ذخیره شده وجود دارد، می تواند بر نحوه رسوب گذاری فاز الا کامش زمان نهفتگی برای جوانه زنی تأثیر بگذارد که منجر به شکل گیری رسوب گذاری ناشی از کرنش یا آزمایش رهایی تنش اولین بار توسط 2013 و اسلا برای آهنگار سازی رسوبات (CN) در آن کرنش ذخیره شده وجود دارد، این را این را این ناز داد که آزمون رهایی تنش می تواند رفتارهای خزشی را به خوبی در سوپر آلیاژهای Waspaloy و IN738 پیش بینی کند. همچنین آزمون رهایی تنش به خوبی و در زمان های کوتاه تری می تواند خواص خزشی را شناسایی کند [۱۰, ۱۶]. پیش بینی کند. همچنین آزمون رهایی تنش به خوبی و در زمان های کوتاه تری می تواند خواص خزشی را شناسایی کند [۱۰, ۱۶]. رسوب گذاری می شود. میرزایی و همکاران [۱۸] رفتار می محدوده حرارتی ای ۵۰۰ – ۵۰۰ در سوپر آلیاژ 8 است این با سینی فرین ای کنش در محدوده حرارتی ای ۲۰۰ مدر سوپر آلیاژ های Nimonic80A با رسوب گذاری می شود. میرزایی و همکاران [۱۸] رفتار رسوب گذاری از می تعن خوانی دوند که دهای انحلال فاز رسوبی آیاژ است می زان کرنش اعمالی است، به گونه ایی ۲۰۰۰ – ۹۰ بررسی کردند و نشان دادند که دهای انحلال فاز رسوبی آی تابع دما و میزان کرنش اعمالی است، به گونه ایی که در دمای است ۹۰۰ و در کرنش ثابت ۲۰۰۰ هیچ گونه رسوب گذاری مشاهده نشد و با افزایش میزان کرنش ما ۲۰۱۰ ست، به گونه ای که در دمای ای ۱۰۰۰ و در کرنش ثابت ۲۰۰۰ هیچ گونه رسوب گذاری می در سود در باند.

مناجاتی و همکاران [۹۹, ۲۰] در سوپرآلیاژ U720 نشان دادند که حین تغییرشکل گرم در دماهای پایین تر از دمای انحلال فاز رسوبی ۵۵ (۱۱۵۵)، رسوبات ۵۷ مانع از تبلورمجدد دینامیکی می شوند. آنها همچنین در بررسی فرآیند رسوب گذاری متأثر از کرنش در این محدوده دمایی، با استفاده از آزمایش رهایی تنش نشان دادند که منحنیهای رهایی تنش در محدوده شروع و پایان رسوب گذاری به صورت مسطح هستند و با افزایش زمان نگهداری و در پایان رسوب گذاری، مجدا افت تنش ادامه می یابد که همراه با درشت شدن و به هم پیوستن رسوبات ۵۲ در ریزساختار است. وی و همکاران [۲۱] فرآیند رسوب گذاری فاز دلتا تحت تأثیر کرنش را در سوپرآلیاژ IN 718 در محدوده دمایی ۵۰ می ۲۰ و با استفاده از تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش بررسی کردند و نشان دادند که تغییر شکل سبب افزایش سرعت جوانهزنی و کاهش انرژی بحرانی جوانهزنی این فاز شده و بر رسوب گذاری فازهای ثانویه تأثیرگذار است. همچنین در بررسی فرآیند رسوب گذاری آلیاژ AD730 در شرایط ترمومکانیکال و استاتیک گزارش شده است که با اعمال کرنش ۲/۰ ضریب سرعت رشد رسوبها ۱/۴۶ برابر شرایط استاتیک در دمای □ ۷۵۰ است. آنها دلیل سرعت رشد بیشتر را افزایش انرژی فصل مشترک رسوب و زمینه و افزایش ضریب نفوذ عناصر سازنده □γ عنوان کردند [۲۲]. بنابراین می توان نتیجه گرفت تغییرشکل سوپر آلیاژهای پایه نیکل در محدوده دمایی رسوبگذاری، بر تحولات ریزساختاری و سینتیک رسوبگذاری فاز □γ تأثیرگذار است و تأثیر رسوبات بر رفتار کارگرم و فرآیندهای ترمیم (مانند بازیابی و تبلورمجدد دینامیکی) از اهمیت زیادی برخوردار است. با توجه به اینکه سوپرآلیاژ AD730، سوپرآلیاژ پایه نیکل جدیدی است و در شرایط فورج شده به کار برده می شود، مطالعهایی روی رسوبگذاری فاز □γ حین تغییرشکل گرم، حداقل در مقالات منتشر شده وجود ندارد. بنابراین هدف از پژوهش حاضر بررسی تأثیر تغییرشکل بر رسوبگذاری فاز □γ در دماهای زیر دمای انحلال □γ در سوپرآلیاژ پایه نیکل AD730 است.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ ریختگی مورد پژوهش با استفاده از روش کوانتومتری بر حسب درصد وزنی در جدول ۱ نشان داده شده است. ریزساختار قطعه ریخته گری شده، دندریتی بوده و ریزساختار دندریتی، حاصل انجماد غیرتعادلی است (شکل ۱). تعدادی رسوبات سفید رنگ با مورفولوژی بی شکل در بازوهای دندریتی مشاهده شد. نتایج آنالیز EDS بر روی یکی از این رسوبات نشان می دهد که رسوبات کاربیدی هستند و غنی از تیتانیوم و نیوپیوم و تنگستن می باشند (شکل ۱–ج).

					2					
Ni	Al	Ti	W	Nb	Мо	Cr	Со	Fe	С	В
Bal.	2	2.7	2.8	0.98	3	14.5	9.8	4.8	0.0043	0.008
			Ŷ							

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سوپرالیاژ پایه نیکل AD730 بر حسب درصد وزنی.



شکل ۱ الف، ب) ریزساختار اولیه از آلیاژ ریختگی AD730 ریختگی، ج) آنالیز EDS از رسوب مشخص شده در شکل ب.

چهارده نمونه ی استوانه ایی با ارتفاع mm ۱۲ و قطر mm ۸ از قطعه ریختگی ماشین کاری شد. به منظور حذف ساختار دندریتی و انحلال رسوبات □γ، نمونه های سوپر آلیاژ مورد پژوهش تحت عملیات حرارتی انحلال در کوره الکتریکی تحت گاز محافظ آرگون در دمای ℃ ۱۲۰۰ و به مدت ۱۰۰ دقیقه قرار گرفتند و سپس به سرعت در آب کوئنچ شدند. تصاویر ریز ساختاری از نمونه های ریختگی – همگن شده در بزرگنمایی های مختلف در شکل ۲ نشان شد. اندازه دانه نمونه های آلیاژ ریختگی – همگن شده، خیلی بزرگ (بیشتر از یک میلیمتر) است که توسط روش رهگیری خطی اندازه گیری شده است و هسته دندریت ها در اثر پدیده نفوذ بلند دامنه حذف شده است. تصاویر ریز ساختاری در بزرگنمایی های بالا، حاکی از آن است که رسوبات □γ در زمینه حل شده اند. این نمونه به عنوان نمونه اولیه قبل از آزمون رهایی تنش در نظر گرفته شد.



شکل ۲ الف و ب) ریزساختار نمونههای ریختگی- همگن شده در دمای 🗌 ۱۲۰۰ و مدت زمان ۱۰۰ دقیقه در بزرگنماییهای مختلف.

جهت بررسی تأثیر کرنش بر رسوب گذاری فاز □γ، مقدار محدودی کرنش (کرنش ۲۰۰۵)، در نرخ کرنش ثابت ^۱-۱۶ /۰ و در دماهای □ ۹۵۰، □ ۹۷۵، □ ۱۰۰۰، □ ۱۰۲۵ و □ ۱۰۵۰ بر نمونههای اولیه ریختگی-همگن شده اعمال و سپس برای مدت زمانهای مختلف (حداکثر زمان نگهداری ۲ ساعت) این کرنش بر روی نمونه، ثابت نگه داشته شده است (شکل ۳). لازم به ذکر است که دماهای انتخاب شده برای آزمونهای رهایی تنش زیر دمای انحلال فاز □γ در سوپر آلیاژ مورد پژوهش است. دمای انحلال فاز □γ در سوپر آلیاژ AD730 ریختگی، در پژوهش دیگری از نویسندگان این مقاله [۳۳]، با استفاده از آنالیز حرارتی اختلافی (DTA)، ℃ ۱۰۰۹ تعیین شده است.

به منظور تغییرشکل همدما و از بین بردن شیب حرارتی، هر نمونه در دمای آزمون به مدت ۵ دقیقه پیش گرم شد و سپس تغییر شکل فشاری با استفاده از دستگاه Zwich/Roell Z250 روی نمونه ها اعمال گردید. پس از اعمال فشار و نگهداری در کرنش ثابت و دمای مشخص، نمونه ها بلافاصله در آب کوئنچ شدند تا ریز ساختار ایجاد شده در دماهای بالا حفظ شود. به منظور بررسی ریز ساختار نمونه های تغییر شکل یافته از آزمون های رهایی تنش، هر یک از نمونه ها در راستای محور تنش، به دو نیم برش داده شدند. بررسی های میکروسکپ نوری با استفاده از محلول ماربل با ترکیب 40 gr CuSO با 200 HCl با 50 ml HCl ان ما سال 100 و بررسی های میکروسکپ الکترونی روبشی با استفاده از محلول ماربل با ترکیب 40 gr CuSO با 200 HCl با 50 ml HCl ان ما م میکروسکپ الکترونی روبشی با استفاده از اچ الکترولیتی و محلول ماربل با ترکیب 200 می با 200 Hcl با 50 ml Hcl با 50 ml H2O م در راستای میکروسکپ الکترونی روبشی با استفاده از اچ الکترولیتی و محلول 10 gr CuSO با 200 Hcl با 50 ml H2O م در سی های در اچ الکترولیتی، یک نوار فولاد زنگ نزن به عنوان الکترود کاند (قطب منفی) و نمونه به عنوان الکترود آند در نظر گرفته شده است. ویژگی این محلول این است که زمینه را مورد حمله قرار داده و رسوبات را به خوبی نمایان می سازد. مشاهدات ریز ساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری Oympus مدل ICS می می می ای تیترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل



Time(s)

شکل ۳ طرح کلی آزمونهای رهایی تنش در پژوهش حاضر.

^شکل ۴ منحنیهای رهایی تنش سوپر آلیاژ AD730 را پس از اعمال کرنش ناچیز ۰۰،۰۵ در نرخ کرنش ^۱۰۳ ۰ و در محدوده دمایی □ ۰۹۰–۱۰۵۰ نشان میدهد و کرنش مذکور برای مدت زمان ۲ ساعت روی نمونهها ثابت نگه داشته شد. در واقع منحنیهای رهایی تنش، چگونگی تغییرات تنش را نسبت به زمان در دماهای مختلف نشان میدهند. نتایج نشان میدهند که تنش اعمال شده در نقطه انتهایی کرنش، ثابت نمیماند و شروع به کاهش میکند و همراه با کار نرمی است که این افت تنش، به رهایی تنش معروف است [۱۹, ۲۴]. بعد از اعمال کرنش ثابت اولیه و نگهداری نمونه در دمای ثابت، با گذشت زمان چگالی نابجاییها کاهش یافته و این امر سبب کار نرمی یا افت سطح تنش میگردد. همچنین مشاهده شده است که با افزایش دمای آزمون، سطح تنش در منحنیهای تنش – لگاریتم زمان کاهش می بابد. ونگ و همکاران [۲۵] نیز گزارش کردند که رفتار رهایی تنش تغییر می کند. با استفاده از ملاحظهایی تحت تأثیر دما است. همچنین مشاهده میشود با افزایش زمان، شیب منحنیهای رهایی تنش در آلیاژ FGH96 به صورت قابل پیکانهایی، ابتدا و انتهای این تغییر شیبها در منحنیهای رهای تنش مشخص شده است. به مای آزمون، سطح تنش در منحنیهای در منحنی رهایی تنش این تغییر شیبها در منحنیهای رهان، شیب منحنیهای رهایی تنش در آلیاژ و در مای تغییر شیب ملاحظهایی تحت تأثیر دما است. همچنین مشاهده میشود با افزایش زمان، شیب منحنیهای رهایی تنش در آلیاژ و FGH96 به صورت قابل پیکانهایی، ابتدا و انتهای این تغییر شیب ها در منحنیهای رهایی تنش مشخص شده است. بیشترین نرخ رهایی تنش (تغییر شیب در منحنی رهایی تنش) در دمای آونونی می می دان را می توان به سرعت نفوذ پایین عناصر محلول در زمینه در درماهای پایین تر نسبت داد. همچنین با افزایش دمای آزمونهای رهایی تنش، محدودهی تغییر شیب در منحنیهای رهای کرسی کرهای تنش (کمین کنس که رهایی تشخیص شده است، به گونهایی که در دمای ای ۱۰۵ تولی تنش، محدودهی تغییر شیب نامشخص است.



شکل ۴ منحنی های رهایی تنش با اعمال کرنش ۰/۰۵ در دماهای مختلف.

این تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش، می تواند ناشی از پدیدههایی مثل رسوب گذاری یا فرآیندهای ترمیم (بازیابی و تبلورمجدد) باشد که فرآیند رهایی تنش یا همان کار نرمی را به تأخیر می اندازند [۲۶]. شکل ۵، تصاویر میکروسکپ نوری از نمونههای آزمون رهایی تنش در دماهای – ۹۵۰ و – ۱۰۰۰ و – ۱۰۵۰ بعد از ۲ ساعت نگهداری در کرنش ۰۰۰۵ را نشان می دهند. تصاویر حاکی از آن است که در این محدوده دمایی دانههای ریز حاصل از تبلورمجدد تشکیل نشده و ریزساختار فاقد هرگونه کار نرمی حاصل از پدیده تبلورمجدد است و از آنجایی که کرنش اعمالی کمتر از کرنش بحرانی برای شروع تبلورمجدد بوده، تبلورمجدد در حین آزمون رهایی تنش رخ نداده است.



شکل ۵ تصاویر میکروسکپ نوری از نمونههای آزمون رهایی تنش بعد از ۲ ساعت نگهداری در کرنش ۰/۰۵ در دماهای الف) □ ۹۵۰ ب) □ ۱۰۰۰ و ج) □ ۱۰۵۰.

زمانهای شروع و پایان تغییر شیب از روی منحنیهای رهایی تنش (شکل ۴) تعیین شده است و به صورت دیاگرام رسوب گذاری-زمان- دما (PTT) در شکل ۶ نشان داده شده است که شکل C گونه کلاسیک دارند. به منظور بررسی تغییرات ریزساختاری در طی فرآیند رهایی تنش و علت تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش، تعدادی از نمونهها با شرایط یکسان آزمونهای اصلی ولی با زمانهای رهایی تنش کوتاهتر (کمتر از ۲ ساعت) تهیه شدند. زمانهای انتخاب شده، تقریبا مساوی با زمانهای شروع و پایان در دیاگرام PTT است.



شکل ۶ دیاگرام رسوبگذاری- زمان- دما (PTT) بر اساس منحنیهای رهایی تنش در آلیاژ AD730 ((t(s) (منحنی آبی رنگ): شروع تغییر شیب، (t(f) (منحنی قرمز رنگ): پایان تغییر شیب).

در شکل ۷ تصاویر SEM در بزرگنمایی های مختلف از نمونه رهایی تنش در دمای C° ۱۰۰۰ و مدت زمان نگهداری ۶۰۰ ثانیه که تقریبا برابر با نقطه پایان تغییر شیب در منحنی PTT است، نشان داده شده است. ریزساختار شامل زمینه γ، رسوبات Ωγ و رسوباتی سیاهرنگ است. مشاهده می شود که حین آزمایش رهایی تنش، رسوبات ریز Ωγ در زمینه γ تشکیل شده است.

با استفاده از آنالیز نقشه پراکندگی روی یکی از رسوبات درشت سیاهرنگ (شکل ۷-چ تا ۷-و) مشخص شد که این رسوبات، رسوباتی کاربیدی غنی از تیتانیوم و نیوبیوم هستند. اندازه این رسوبات درشت کاربیدی بیشتر از μm ۳ و کسر حجمی آن در زمینه γ حدود ٪۵-۴ است. با توجه به حضور عناصر تیتانیوم و نیوبیوم در فاز کاربیدی، این فاز بایستی از نوع MC باشد [۱۰]. نقش این فاز روی استحکام مرزدانه و بهبود داکتیلیتی در سوپرآلیاژها غیرقابل صرفنظر است [۲۷].



شکل ۷ الف، ب، ج) ریزساختار SEM در بزرگنمایی های مختلف، چ تا و) EDS X-ray maps از رسوب شکل ب از نمونه آزمون رهایی تنش در دمای 🔍 ۱۰۰۰ و مدت زمان ۶۰۰ ثانیه.

بنابراین می توان ادعا کرد که علت تغییر شیب و تأخیر در رهایی تنش، رسوبگذاری فاز □۷ می باشد. با قرار گرفتن در محدوده رسوبگذاری فاز □۷، عناصر محلول در زمینه که تشکیل دهنده فاز رسوبی □۷ می باشند، مانند آلومینیوم و تیتانیوم، شروع به جوانهزنی رسوبات □۷ می کنند. شکلگیری رسوبات ریز □۷ باعث افزایش استحکام می شوند که به اندرکنش رسوبات با حرکت نابجایی ها مرتبط است. افزایش استحکام، همراه با کاهش شیب (کاهش نرخ رهایی تنش) در منحنی های رهایی تنش و کاهش کار نرمی است. رسوب های □۷ پس از مدتی مشخص از رشد و در نقطه پایانی تغییر شیب، قابلیت استحکام بخشی آنها کاهش یافته و درنتیجه نرخ رهایی تنش افزایش می یابد.

در شکل ۶ مشاهده می شود که زمان شروع رسوب گذاری فاز ۲۵ با افزایش دمای آزمونهای رهایی تنش تا ۲۰۰۰ کاهش و در دماهای بالاتر از ۲۰۰۰ یعنی ۲۵ ۱۰۲۱ و ۲۰۱۰، زمان شروع رسوب گذاری دوباره افزایش می یابد که تأثیر دما بر سینتیک رسوب گذاری فاز ۲۵ را نشان می دهد. نیروی محرکه برای اینگونه رسوب گذاریها توسط میزان فوق اشباع عناصر رسوب زا مانند آلومینیوم، تیتانیوم و کروم کنترل می شود که به دما و میزان غلظت عناصر رسوب زا بستگی دارد [۸۱, ۲۸]. در درجه حرارتهای کمتر از ۲۰۰۰ (یعنی در قسمت پایین دماغه) نفوذپذیری کم عناصر رسوب زا علت افزایش زمان رسوب گذاری است و در دماهای بالاتر از ۲۰۰۰ (یعنی در قسمت بالای دماغه)، علیرغم افزایش نرخ نفوذ عناصر، فوق اشباع کمتر عناصر تشکیل دهنده رسوب

تصاویر ریزساختاری مربوط به دماهای مختلف 🗆 ۹۵۰، 🗆 ۹۷۵، 🗆 ۱۰۰۰ و 🗆 ۱۰۲۵ در زمانهای نگهداری مختلف در آزمون رهایی تنش (زمانهای شروع و پایان تغییر شیب در منحنیهای رهایی تنش)، در شکل ۸ نشان داده شد. نتایج نشان دهندهی پیشرفت رسوب گذاری فاز الا در ریزساختار است. به وضوح مشاهده میشود که با افزایش دما در آزمونهای رهایی تنش، اندازهی متوسط رسوبات الا فزایش یافته است. همچنین با افزایش دمای آزمونهای رهایی تنش، کسر حجمی رسوبات الا کاهش یافته است. کاهش نرخ جوانهزنی رسوبات الا در دماهای بالاتر، علت کاهش کسر حجمی رسوبات است. همچنین مشاهده میشود در یک دمای مشخص، با افزایش زمان نگهداری نمونه ا تحت کرنش ثابت، اندازه متوسط رسوبات است. همچنین مشاهده میشود در یک نتایج آزمون رهایی تنش در دمای الا می ۵۰ مه در زمان ۲۰۵ و ۲۰۵ و ۲۰۹ نشان می دهند که اندازه رسوبات از ابتدا تا انتهای رسوب گذاری از m ۸۱ به mn ۲۵ افزایش زمان نگهداری نمونه ا تحت کرنش ثابت، اندازه متوسط رسوبات از ابتدا تا انتهای رسوب گذاری رسوبات شروع به درشت شدن کردهاند. درشت شدن رسوبات فرآیندی است که نیروی محرکه آن کاهش انرژی سطحی است. درشت شدن رسوبات با دو مکانیزم مصرف رسوبات کوچکتر در شرایط مناسب نفوذ در زمینه و دیگری به هم پیوستن رسوبات و تشکیل رسوبات بزرگتر، رخ داده است [۱۰] به عبارتی درشت شدن به ترتیب، با دو مکانیزم آگلومره شدن و رشد رقابتی انفاق افتاده است. در مکانیزم آگلومره شدن، ذرات رسوبات کوچکتر که در زمینه و دیگری به هم پیوستن رسوبات و افتاده است. در مکانیزم آگلومره شدن، ذرات رسوبی با اتصال به یکدیگر و تبدیل شدن به یک رسوب بزرگتر، انرژی سیستم را را رشد رقابتی می می مند. (۲۲] به عبارتی درشت شدن به ترتیب، با دو مکانیزم آگلومره شدن و رشد رقابتی انفاق را رشد رقابتی می می مند. (۲۲) به عبارتی درشت شدن به یکدیگر و تبدیل شدن به یک رسوب بزرگتر، انرژی سیستم را را رشد رقابتی می می ماند. (۲۲) برگره در رفته می شود. به عبارتی، با گذاری تکمیلی گرد، ادامه می یابد و پس از تکمیل را رشد رقابتی می می می در افت تنش از مانی که رسوب گذاری تکمیلی گردد، ادامه می یابد و بر در می شدن رسوب گذاری، روند افت تنش از سر گرفته می شود. به عبارتی، با گذاری تکمیلی گرده، ادامه می یابد و نرخ کار نرمی افزایش یافته و این رسوبات دیگر نقشی در استحکام بخشی ندارند و شیب منحنی رهایی تنش مجداد تغییر میکند و نرخ کار نرمی افزایش می بیاد.





شکل ۸ تصاویر SEM از تغییرات فاز رسوبی Ωγ. بعد از سرد کردن نمونه های آزمون رهایی تنش در دماها و زمان های نگهداری مختلف الف) ℃ ۹۹۰ ه-۹۰، ب) ℃ ۹۰۰ ه-۹۰، ج) ℃ 300 ه چ) ℃ 379–\ s 30 م ح) ℃ 300 ه = 000، ذ) ℃ 300 - s 25، ه) ℃ 300 ه -1025 ه 300 ه و) ℃ 30 5-8 1025 .

در پژوهش حاضر رفتار رسوبگذاری فاز ∏γ تحت تاثیر کرنش ۰٬۰۵، در دماهای کمتر از دمای انحلال فاز رسوبی ∏γ و در محدوده دمایی 🗌 ۱۰۵۰–۹۵۰ در سویر آلیاژ یایه نیکل ریختگی AD730 بررسی شده و نتایج مهم زیر حاصل شده است: ۱- منحنی های رهایی تنش نشان دادند که تنش اعمال شده بر نمونه در نقطه انتهایی کرنش ثابت نمانده و شروع به افت میکند. بیشترین نرخ رهایی تنش در دمای 🗌 ۹۵۰ مشاهده شده که علت آن سرعت نفوذ یایین عناصر محلول در زمینه بوده است. ۲- در دیاگرام PTT کوتاهترین زمان شروع رسوب گذاری در دمای 🗌 ۱۰۰۰ است. در درجه حرارتهای کمتر از 🗌 ۱۰۰۰ (یعنی در قسمت پایین دماغه) نفوذیذیری کم عناصر رسوبزا و در دماهای بالاتر از 🗌 ۱۰۰۰ (یعنی در قسمت بالای دماغه) فوق اشباع کمتر و در نتیجه نزخ جوانهزنی کمتر، علت افزایش زمان رسوبگذاری بوده است. این مطلب مؤید این موضوع است که سینتیک رسوب گذاری γ تحت تأثیر دما بوده است.

۳- نتایج ریزساختاری بدست آمده از میکروسکپ نوری و SEM نشان دادند که دانههای ریز ناشی از تبلورمجدد در ریزساختار شکل نگرفته است. همچنین با افزایش دمای آزمون رهایی تنش و افزایش مدت زمان اعمال کرنش ثابت ۰/۰۵، اندازه رسوبات 🏿 با دو مکانیزم آگلومره شدن و رشد رقابتی افزایش یافته است. با گذشت زمان و رسیدن به نقطه پایانی تغییر شیب در منحنی رهایی تنش، این رسوبات دیگر نقشی در استحکام بخشی ندارند که منجر به افزایش میزان کار نرمی می شوند.

واژه نامه

آزمون رهايي تنش

(Stress relaxation test) (Dynamic precipitation) رسوب گذاري ديناميکي (Dynamic Recrystallization) تبلور مجدد ديناميكي دیاگر ام رسو بگذاری – زمان – دما (Precipitation-Time-Temperature diagram (PTT))

References

- [1] T. Konkova, S. Rahimi, S. Mironov, and T. Baker, "Effect of strain level on the evolution of microstructure in a recently developed AD730 nickel based superalloy during hot forging," **Materials** Characterization, 437-445. vol. 139. pp. 2018. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.027
- [2] A. Coyne-Grell, J. Blaizot, S. Rahimi, I. Violatos, S. Nouveau, C. Dumont, A. Nicolaÿ, and N. Bozzolo, "Evolution of γ ' precipitation during the early stages of industrial forging of a nickelbased superalloy," Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 54, no. 5, pp. 2022-2036, 2023. https://doi.org/10.1007/s11661-022-06878-w
- F. Masoumi, M. Jahazi, J. Cormier, and D. Shahriari, "Dissolution kinetics and morphological [3] changes of γ' in AD730TM superalloy," in MATEC Web of Conferences, 2014, vol. 14: EDP Sciences, p. 13005. https://doi.org/10.1051/matecconf/20141413005.

- [4] A. Devaux, L. Berglin, L. Thebaud, R. Delattre, C. Crozet, and O. Nodin, "Mechanical properties and development of supersolvus heat treated new nickel base superalloy AD730TM," *MATEC Web* of Conferences, vol. 14, p. 01004, 2014. https://doi.org/10.1051/matecconf/20141401004
- [5] J. Blaizot, L. Finet, A. Chabrier, A. Fornara, M. Fage, R. Remichi, M. Dadé, and M. Perez, "Gamma Prime Precipitation in Cast and Wrought AD730® Superalloy," in *International Symposium on Superalloys*, 2024: Springer, pp. 762-773. https://doi.org/10.1007/978-3-031-63937-1_72.
- [6] Q. Zhou, T. An, K. Zhang, C. Zhou, H. Qian, D. Ying, Y. Li, and L. Zhang, "Effect of microstructure on hot corrosion behavior of new superalloy Ad 730 in 75 wt% Na2SO4+ 25 wt% NaCl molten salt," *Materials Letters*, vol. 341, p. 134231, 2023. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134231
- S. Tabaie, F. Rézaï-Aria, B. C. Flipo, and M. Jahazi, "Grain size and misorientation evolution in linear friction welding of additively manufactured IN718 to forged superalloy AD730[™]," *Materials Characterization*, vol. 171, p. 110766, 2021. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110766
- [8] A. Devaux, B. Picqué, M. F. Gervais, E. Georges, T. Poulain, and P. Héritier, "AD730[™]- A New Nickel- Based Superalloy for High Temperature Engine Rotative Parts," in *Superalloys 2012*: John Wiley & Sons, Inc., pp. 911-919, 2012. 10.1002/9781118516430.ch100
- [9] A. Devaux, E. Georges, and P. Héritier, "Development of New C&W Superalloys for High Temperature Disk Applications," *Advanced Materials Research*, vol. 278, pp. 405-410, 2011. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.278.405
- [10] F. Masoumi, M. Jahazi, D. Shahriari, and J. Cormier, "Coarsening and dissolution of γ' precipitates during solution treatment of AD730TM Ni-based superalloy: Mechanisms and kinetics models," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 658, pp. 981-995, 2016. http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.11.002
- [11] A. Devaux, A. Helstroffer, J. Cormier, P. Villechaise, J. Douin, M. Hantcherli, and F. Pettinari-Sturmel, "Effect of Aging Heat-Treatment on Mechanical Properties of AD730[™] Superalloy," in 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives: John Wiley & Sons, Inc., 2014, pp. 521-535. 10.1002/9781119016854.ch41
- [12] A. Coyne-Grell, M. Pérez, I. Violatos, J. Blaizot, C. Dumont, and S. Nouveau, "Precipitation of γ' in Two γ - γ' Ni-Based Superalloys During the Solvus Transition Stage of Ingot to Billet Conversion: Effects on γ Grain Structure and Implications for Open Die Forging," in *International Symposium* on Superalloys, 2024: Springer, pp. 727-740. https://doi.org/10.1007/978-3-031-63937-1_69.
- [13] W. J. Liu and J. J. Jonas, "Nucleation kinetics of Ti carbonitride in microalloyed austenite," *Metallurgical transactions A*, journal article vol. 20, no. 4, pp. 689-697, 1989. https://doi.org/10.1007/BF02667586
- [14] J. Beddoes, "Prediction of creep properties for two nickel-base superalloys from stress relaxation testing," *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 46, no. 6, pp. 416-427, 2011. https://doi.org/10.1177/0309324711407707
- [15] G. R. Ebrahimi, A. Momeni, M. Jahazi, and P. Bocher, "Dynamic recrystallization and precipitation in 13Cr super-martensitic stainless steels," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 45, no. 4, pp. 2219-2231, 2014. https://doi.org/10.1007/s11661-013-2119-7
- [16] Z. Zhu, L.-W. Zhang, and S. Gu, "Stress relaxation test of Hastelloy C-276 alloy and its creep constitutive equation," *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, vol. 22, no. 4, pp. 1063-1067, 2012.
- [17] J. Calvo, M. Penalva, and J. M. Cabrera, "Characterization of strain-induced precipitation in Inconel 718 superalloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, pp. 3409-3417, 2016. https://doi.org/10.1007/s11665-016-2154-9
- [18] M. Mirzaee, A. Khodabade, H. Najafi, and G. R. Ebrahimi, "Investigation of gamma precipitation process under effect of strain in Nimonic80A nickel base superalloy," *journal of New Materials*, vol. 12, no. 43, pp. 36-55, 2021. https://dx.doi.org/10.30495/jnm.2021.4677

- [19] H. Monajati, F. Zarandi, M. Jahazi, and S. Yue, "Strain induced γ' precipitation in nickel base superalloy Udimet 720 using a stress relaxation based technique," *Scripta Materialia*, vol. 52, no. 8, pp. 771-776, 2005. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.12.006
- [20] H. Monajati, A. Taheri, M. Jahazi, and S. Yue, "Deformation characteristics of isothermally forged UDIMET 720 nickel-base superalloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 36, no. 4, pp. 895-905, 2005. https://doi.org/10.1007/s11661-005-0284-z
- [21] X.-p. Wei, W.-j. Zheng, Z.-g. Song, T. Lei, Q.-l. Yong, and Q.-c. Xie, "Strain-induced Precipitation Behavior of δ Phase in Inconel 718 Alloy," *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 21, no. 3, pp. 375-381, 2014. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60058-3
- [22] N. Mrozowski, G. Hénaff, F. Hamon, A.-L. Rouffié, J.-M. Franchet, J. Cormier, and P. Villechaise, "Aging of γ' precipitates at 750° C in the nickel-based superalloy AD730TM: a thermally or thermo-mechanically controlled process?," *Metals*, vol. 10, no. 4, p. 426, 2020. https://doi.org/10.3390/met10040426
- [23] Z. Mirzaie, G. R. Ebrahimi, H. Ezatpour, and S. Ali Akbari Sani, "Hot Deformation Behavior and Development of Constitutive Equations on a Novel γ-γ/Ni-base Superalloy: AD730," *Iranian Journal of Materials Forming*, vol. 8, no. 3, pp. 4-17, 2021. https://sid.ir/paper/663998/en
- [24] L. Li, E. Sun, and S. Tin, "Microstructure dependence of stress relaxation behavior of powderprocessed Ni- base superalloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 814, p. 141146, 2021. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141146
- [25] H. Wang, F. Fei, S. Liu, J. Li, R. Tong, S. Yang, and L. Song, "Effect of temperature on the stress relaxation behavior of the powder metallurgy superalloy FGH96," *Materials Today Communications*, vol. 43, p. 111736, 2025/02/01/ 2025. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111736
- [26] A. Harte, M. Atkinson, A. Smith, C. Drouven, S. Zaefferer, J. Quinta da Fonseca, and M. Preuss, "The effect of solid solution and gamma prime on the deformation modes in Ni-based superalloys," *Acta Materialia*, vol. 194, pp. 257-275, 2020. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.04.004
- [27] M. M. Barjesteh, S. M. Abbasi, K. Z. Madar, and K. Shirvani, "The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene® 80," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 227, pp. 46-55, 2019. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.01.038
- [28] R. Sharghi-Moshatghin and S. Asgari, "The effect of thermal exposure on the γ' characteristics in a Ni-base superalloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 368, no. 1-2, pp. 144-151, 2004. https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00699-6
- [29] Y. Wu, C. Li, X. Xia, H. Liang, Q. Qi, and Y. Liu, "Precipitate coarsening and its effects on the hot deformation behavior of the recently developed γ'-strengthened superalloys," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 67, pp. 95-104, 2021. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.06.025
- [30] L. Ge, X. N. Zhang, W. G. Guo, P. Dong, T. Yu, C. P. Liu, Y. Yuan, C. Y. Wang, and Z. Zhang, "The coarsening behavior of γ' phases in Ni-Al binary model single crystal superalloy at 1000 °C," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 911, p. 164989, 2022. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164989