

Research Paper

Investigation of gamma precipitation process under effect of strain in Nimonic80A nickel base superalloy

Masoud Mirzaee¹, Ali Reza Khodabandeh², Hamid Reza Najafi², Gholamreza Ebrahimi^{3*}

1. PhD candidate Materials Engineering, Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

2. Assistant Professor Materials Engineering, Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

3. Professor Materials Engineering, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad 9177948974, Iran.

Received: 2020/11/27

Revised:

Accepted: 2021/05/05

Use your device to scan and read the article online



DOI: [10.30495/JNM.2021.4677](https://doi.org/10.30495/JNM.2021.4677)

Keywords:

Nimonic80A superalloy, Stress relaxation test, Dynamic precipitation, Gamma prime.

Abstract

Gamma-prime precipitation behavior under the influence of strain in Nimonic80A superalloy was investigated using stress relaxation test in the temperature range of 900-900°C and strain rate of 0.001 s⁻¹. The dissolution and deposition temperature of gamma-prime phase in the present study is in the temperature range of 950°C to 960°C, which was determined using thermal analysis. The results show that the dissolution temperature of gamma prime or precipitation is a function of the temperature and the amount of strain applied. Actually, with increasing the temperature of stress relaxation test, the precipitation onset times in the temperature range of 900°C to 950°C decreased and then increased at 975°C. Also, at 1000°C at a strain of 0.05, no precipitation was observed in the sample, but with increasing strain of 0.2, precipitation occurred first and over time has been resolved again in the field. The dissolution temperature of gamma prime precipitation at low strains (0.05) is not affected by strain (unlike strain 0.2). precipitation-time-temperature (PTT) curve for Nimonic80A superalloy was plotted and investigated using the start and end times of precipitation obtained from stress release curves. Also, the microstructure of the samples was examined and analyzed in order to verify the results of stress relaxation test using scanning electron microscope (FESEM).

Citation: Masoud Mirzaee, Ali Reza Khodabandeh, Hamid Reza Najafi, Gholamreza Ebrahimi*. Investigation of gamma precipitation process under effect of strain in Nimonic80A nickel base superalloy. Journal of New Materials. 2021; 11 (43):36-55

Corresponding author: Gholamreza Ebrahimi

Address: Professor Materials Engineering, Materials and Metallurgical Engineering Department, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad 9177948974, Iran.

Tell: 09155073578

Email: r.ebrahimi@um.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

Nickel-based super alloy, Nimonic80A, due to high creep and corrosion resistance, high yield strength and good weldability has been widely used in high temperature in the manufacture of gas turbine components such as blades, rings and discs, valves in the combustion engine (1,2). The above products are often fabricated by extrusion and hot forging (3-5). Many researchers have investigated the interaction between the recrystallization process and the precipitation in microalloy steels (9-11). However, the interaction between precipitation and recrystallization in superalloys has paid less attention. Therefore, the interaction of precipitates with restoration processes (dynamic recovery and recrystallization) and its effect on hot work behavior is very important and there is little information in this regard. Therefore, the purpose of the present study is to investigate the effect of deformation on participation kinetics, microstructural changes and also participation interaction of gamma-prime precipitates (γ') on superalloy restoration Nimonic 80A.

Methods

The dissolution temperature of gamma-prime precipitation (γ') was determined by thermal analysis under the atmosphere of argon neutral gas. The dissolution and precipitation temperature of the gamma-prime phase (γ') in the present study is in the temperature range of 950°C to 960°C. Therefore, in order to uniformity of the microstructure and dissolve the gamma-phase and base carbides, all samples were kept at 1065 °C for 8 hours and then quenched in cold water. In order to investigate the precipitation kinetics of gamma prime phase, (γ') the stress relaxation test has been used by tensile-pressure device in the temperature range of

1000-900°C and strain rate of 0.001s⁻¹ with an initial strain of 0.05-0.2. Also, in order to investigate the microstructural changes, the samples were immediately quenched in water at the beginning of precipitation and at the end of the stress relaxation test (less than 4 seconds). After preparation, the cross-section was etched at room temperature for 16 minutes using a solution of HCl (100 ml), H₂SO₄ (5 ml) and CuSO₄ (5 g). Microstructural observations using optical microscopy and field emission scanning electron microscope FESEM were examined.

Findings

Stress relaxation curves after applying strain of 0.05 in the temperature range of 1000-900°C show that with decreasing temperature, in addition to increasing the stress level, the stress relaxation rate increases due to softening mechanisms. The change of the primary slope and the change of the secondary slope in the stress relaxation curves are marked by an arrow.

In fact, after applying the initial strain (0.05) and keeping the sample at a constant temperature, the density of the dislocations decreases over time, and this causes work softening or a decrease in stress level. After a while, soluble elements in the matrix, due to the presence of dislocations, begin to form and of gamma prime fine precipitates (γ') increase the strength or decrease the softening rate. After a certain period of time, Gamma-prime precipitates have grown and thus the stress relaxation rate increases (12). The onset of precipitation decreased with increasing temperature of the stress relaxation test (in the temperature range of 900°C to 950°C) and then increased at higher temperatures (975°C), indicating the effect of temperature on precipitation kinetics. Also, at temperature above that of the dissolution of precipitates (1000°C), no precipitate was occurred in the samples. The microstructure of the samples at 900 °C shows that at 80s (change of the initial slope of the stress relaxation curve) and 240s

(change of the secondary slope of the stress relaxation curve), the precipitates size increased from 32 nm to about 65 nm. The microstructure of the samples at 975°C indicates that the beginning of precipitation takes longer times than at 925 °C and 950 °C. In fact, with increasing temperature, the volume fraction of precipitates has decreased compared to lower temperatures and the shape of gamma prime precipitates have changed from cubic to spherical. The reason for the decrease in the volume fraction of precipitates can be attributed to the decrease in the nucleation rate at 975 °C. Also, spherical precipitates with the lowest surface energy are formed due to the reduction of the mismatch between the lattice parameters of the gamma matrix and gamma prime precipitates (γ') at temperatures close to the dissolution of gamma prime (975°C). At temperature of 1000°C, due to low strain and high temperature, gamma prime (γ') precipitates were not formed in the matrix. Stress relaxation curves after applying a strain of 0.2 in the temperature range of 1000-900°C show that at very early stages all curves are undergone reduction contributed by restoration processes and the highest stress relaxation rate before precipitation begins at 900°C. The reason can be attributed to the delay in the onset of precipitation due to the low penetration rate of soluble elements in the matrix. At 900 °C after 80 and 600 seconds, the precipitates size increased from 20 nm to about 400 nm. At 975°C, the volume fraction of precipitates decreased compared to lower temperatures and the shape of the precipitates changed from cubic to spherical. Precipitates' size has also increased from 55 nm to about 75 nm. Given the dissolution temperature of gamma prime precipitates (950°C), it can be concluded that the formed precipitates were affected by applied stress and the dissolution temperature of gamma prime

precipitates (γ') was transferred to higher temperatures.

Other results of the researchers show that the deformation increases the dissolution temperature of gamma prime precipitates (γ') and the reason is that the diffusion kinetics of the constituent elements of gamma prime precipitates (γ') increased through the diffusion mechanism along the dislocations. Also, at 1000°C and strain of 0.2, precipitation process first occurred in the matrix and Gradually during a period of time, due to increasing temperature and time, the penetration of the components of gamma prime precipitates (γ') was increased and dissolved again in the matrix. Precipitation -temperature -time (PTT) curve was plotted and investigated using the starting and ending times of precipitation resulting from stress relaxation curves.

The C-shaped behavior is due to the nucleation rate and growth of precipitates. Higher temperatures of gamma-prime precipitates dissolution (γ') due to lower supersaturation (gamma-element constituents), precipitates nucleation rate, is reduced and as a result the precipitation start and end times have increased. At low temperatures the penetration rate of alloying elements decreases and as a result the number of nucleation rate locations increases but the precipitates growth rate will be decreased that followed by the decrease of the precipitation rate (26). As the applied strain increases, the precipitation onset times are slightly shifted to shorter times, indicating an increase in precipitation rate with increasing dislocations density. In the present study, precipitation temperature affects the morphology of gamma prime precipitates (γ').

Discussion

Microstructural images show that at 900°C, due to the increase in the lattice parameter mismatch between the gamma matrix and

the gamma-prime precipitates (γ') the surface energy effect increases and the precipitates will be formed in cubes. With increasing temperature and approaching the dissolution temperature of gamma prime precipitates (γ'), the degree of lattice parameter mismatch between gamma prime precipitates (γ') and gamma matrix decreases and spherical and quasi-spherical precipitates become clearly observable in the structure. The precipitation process of gamma prime precipitates (γ') depends on the nucleation and growth of precipitates from the supersaturated solution. The driving force of precipitates growth is the reduction of surface energy based on the Ostwald mechanism [30-33].

In fact, the curvature of interface around fine precipitates is greater and the concentration of dissolved elements increases in these areas. According to Ostwald growth mechanism, a concentration gradient is appeared that causes the elements penetrate from small particles to large particles, and as a result, with the dissolution of small precipitates, the growth of larger precipitates is observed. [34,35] Korn et al. showed that by applying strain the penetration rate of material changes [41]. Morozowski et al. studied the static and thermomechanical precipitation process in the AD730 superalloy and demonstrated that by applying a strain of 0.2% in the fatigue test, the precipitates growth rate was 1.46 times that of the static state. They also showed that the diffusion coefficient of the elements is linearly dependent on the strain rate and with increasing strain rate and applied strain, the growth rate of gamma prime precipitates increases [37].

Conclusion

In the present study, the precipitation behavior of gamma prime precipitates in the present study, the precipitation behavior of gamma prime precipitates (γ') influenced by strain in Nimonic80A superalloy was performed using stress relaxation test and microstructural studies.

1- In applied strains of 0.05 and 0.2, the shortest precipitation time is related to 950°C, while at lower temperatures (due to reduced penetration rate of soluble elements) and at higher temperatures (due to reduced number of nucleation sites), the precipitation kinetics has decreased.

2- The dissolution and precipitation temperature of gamma-prime phase precipitates (γ') using thermal analysis (DTA) lies in the temperature range of 950°C to 960°C.

3. precipitation process at 1000°C, which is over the dissolution temperature, occurred after 60 seconds at 0.2 strain, which indicates the effect of strain on microstructural instabilities and increase in dissolution temperature of gamma-prime precipitates (γ') and again precipitation is dissolved in the microstructure over time.

The dissolution and precipitation temperature of gamma prime precipitates (γ') at strain (0.05) is less affected by strain (unlike strain 0.2).

using thermal analysis (DTA) lies in the temperature range of 950°C to 960°C.

3. precipitation process at 1000°C, which is over the dissolution temperature, occurred after 60 seconds at 0.2 strain, which indicates the effect of strain on microstructural instabilities and increase in dissolution temperature of gamma-prime precipitates (γ') and again precipitation is dissolved in the microstructure over time.

The dissolution and precipitation temperature of gamma prime precipitates (γ') at strain (0.05) is less affected by strain (unlike strain 0.2).

using thermal analysis (DTA) lies in the temperature range of 950°C to 960°C.

3. precipitation process at 1000°C, which is over the dissolution temperature, occurred after 60 seconds at 0.2 strain, which indicates the effect of strain on microstructural instabilities and increase in dissolution temperature of gamma-prime

precipitates (γ') and again precipitation is dissolved in the microstructure over time.

4. The dissolution and precipitation temperature of gamma prime precipitates (γ') at strain (0.05) is less affected by strain (unlike strain 0.2).

Ethical Considerations

Compliance with ethical guidelines

All subjects full fill the informed consent.

Funding

No funding.

Authors' contributions

Design and conceptualization: Masoud Mirzaee, Ali Reza Khodabandeh, Hamid Reza Najafi, Gholamreza Ebrahimi.

Methodology and data analysis: Masoud Mirzaee

Supervision and final writing: Gholamreza Ebrahimi.

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

بررسی فرایند رسوب گذاری گاما پرایم (γ') تحت تاثیر کرنش در سوپر آلیاژ پایه نیکل Nimonic80A

مسعود میرزایی^۱، علیرضا خدابنده^۲، حمید رضا نجفی دژده منفرد^۲، غلامرضا ابراهیمی^{۳*}

۱- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، واحد علوم و تحقیقات تهران، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران
 ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، واحد علوم و تحقیقات تهران، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران
 ۳- استاد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

چکیده

رفتار رسوب گذاری گاما پرایم (γ') تحت تاثیر کرنش در سوپر آلیاژ Nimonic80A با استفاده از آزمون رهایی تنش در محدوده حرارتی $900 - 1000^{\circ}\text{C}$ و نرخ کرنش 1×10^{-1} مورد بررسی قرار گرفت. دمای انحلال و رسوب گذاری فاز گاما پرایم (γ') در پژوهش حاضر در محدوده حرارتی 950°C تا 960°C می باشد که با استفاده از آنالیز حرارتی، تعیین گردید. نتایج نشان می دهد که دمای انحلال گاما پرایم (γ') یا رسوب گذاری تابع دما و میزان کرنش اعمالی می باشد. در واقع با افزایش دمای آزمون رهایی تنش، زمان های شروع رسوب گذاری در محدوده حرارتی 900°C تا 950°C کاهش یافته و سپس در دمای 975°C افزایش یافته است. همچنین در دمای 1000°C در کرنش 0.05 ، هیچ گونه رسوب گذاری در نمونه مشاهده نشد اما با افزایش میزان کرنش 0.2 رسوب گذاری ابتدا رخ داده و با گذشت زمان مجدداً در زمینه حل شده است. دمای انحلال رسوب های گاما پرایم (γ') در کرنش های کم (0.05) تحت تاثیر کرنش نمی باشد (برخلاف کرنش 0.2). منحنی رسوب گذاری - زمان - دما (PTT) برای سوپر آلیاژ Nimonic 80A، با استفاده از زمان های شروع و پایان رسوب گذاری حاصل از منحنی های رهایی تنش، رسم و مورد بررسی قرار گرفت. همچنین ریزساختار نمونه ها، به منظور راستی آزمایی نتایج آزمون رهایی تنش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت.

تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۹/۰۷

تاریخ داوری: ۱۴۰۰/۱/۱۱

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۲/۱۵

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI: [10.30495/JNM.2021.4677](https://doi.org/10.30495/JNM.2021.4677)

واژه های کلیدی:

سوپر آلیاژ Nimonic80A، آزمون رهایی تنش، رسوب گذاری دینامیکی، گاما پرایم (γ')

* نویسنده مسئول: غلامرضا ابراهیمی

نشانی: استاد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

تلفن: ۰۹۱۵۵۰۷۳۵۷۸

پست الکترونیکی: r.ebrahimi@um.ac.ir

مقدمه

سوپرآلیاژ پایه نیکل Nimonic80A به دلیل مقاومت خزشی زیاد، استحکام تسلیم بالا، مقاومت به خوردگی در دمای بالا و جوش پذیری خوب بصورت گسترده در ساخت قطعات توربین گازی نظیر پره‌ها، رینگ‌ها و دیسک‌ها، شیرها در موتور احتراق مورد استفاده قرار می‌گیرد (۲و۱). تولید محصولات فوق غالباً به روش اکستروژن و آهنگری گرم می‌باشد (۳-۵). بنابراین وقوع فرایند تبلور مجدد دینامیکی (DRX) می‌تواند سبب کاهش اندازه دانه در ریزساختار و افزایش استحکام و انعطاف پذیری آلیاژ گردد (۶). همچنین تحقیقات گسترده‌ای بر روی رفتار تغییر شکل گرم و تحولات ریزساختاری سوپرآلیاژها پایه نیکل صورت گرفته است (۷و۸).

بسیاری از محققان اندرکنش بین فرایند تبلور مجدد و رسوب‌گذاری در فولادهای میکرو آلیاژ را مورد بررسی قرار داده اند (۹-۱۱). در حالیکه اندرکنش بین رسوب‌گذاری و تبلور مجدد در سوپرآلیاژها کمتر مورد توجه قرار گرفته است. این سوپرآلیاژ حاوی عناصر Al, Ti است که ساختار نهایی، متشکل از رسوب‌های منظم گاما پرایم با ترکیب $Ni_3(Al,Ti)$ و کاربیدهای مرزدانه‌ای غنی از Cr بصورت M7C3 و M23C6 در زمینه گاما می‌باشد. (۳). مناجاتی و همکاران، اندرکنش بین تبلور مجدد و رسوب‌گذاری در فرایند تغییر شکل گرم را در سوپرآلیاژ Uidemet720 بررسی کردند و نشان دادند تبلور مجدد دینامیکی در دماهای بالاتر از دمای انحلال گاما پرایم (γ') ($1125^{\circ}C$) رخ داده است و در دماهای پایین‌تر از انحلال گاما پرایم (γ') رسوب‌ها مانع از وقوع فرایند تبلور مجدد شده است (۱۲). کالوو و همکاران فرایند رسوب‌گذاری تحت تاثیر کرنش را در سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ بررسی کردند و نشان دادند، اعمال کرنش سبب تسریع فرایند رسوب‌گذاری در محدوده حرارتی $950-850^{\circ}C$ شده است (۱۳). وی و همکاران، فرایند رسوب‌گذاری فاز دلتا تحت تاثیر کرنش را در سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ بررسی کردند و نشان دادند، نیروی محرکه جوانه زنی فاز δ وابسته به پارامترهای انرژی آزاد شیمیایی، انرژی سطحی و انرژی ذخیره شده نابجایی می‌باشد. تغییر شکل سبب افزایش سرعت جوانه‌زنی و کاهش انرژی بحرانی جوانه زنی فاز δ شده و اثر قابل توجهی بر رسوب‌گذاری فازهای ثانویه دارد (۱۴). لیو و همکاران، تاثیر نورد سرد را بر فرایند رسوب‌گذاری فاز دلتا در سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ بررسی کردند و نشان دادند، اعمال نورد سرد سبب افزایش رسوب‌گذاری فاز دلتا می‌گردد. همچنین نشان دادن فرایند تبلور مجدد، پیش از شروع رسوب‌گذاری رخ داده است. که این امر سبب کاهش چگالی نابجاییها و در نتیجه تاثیر فرایند تغییر شکل، بر روی

سینتیک رسوب‌گذاری دینامیک حذف می‌گردد (۱۵). می و همکاران، تاثیر نورد سرد را بر سینتیک رسوب‌گذاری فاز دلتا در سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ بررسی کردند و نشان دادند، با افزایش میزان نورد سرد، تغییر فاز گاما زگوند (γ'') به دلتا تسریع شده و مورفولوژی رسوب‌های دلتا به تدریج کرومی شده است (۱۶). تاناکا و همکاران، رفتار خزشی سوپرآلیاژ پایه کبالت را بررسی کردند و نشان دادند، علت کاهش کسر حجمی رسوب‌ها را می‌توان به کاهش نرخ جوانه‌زنی در دماهای بالا و همچنین دلیل تغییر مورفولوژی رسوب‌های گاما پرایم (γ') در دمای $975^{\circ}C$ را می‌توان به کاهش عدم تطابق پارامترهای شبکه گاما (γ') و رسوب‌های گاما پرایم (γ') نسبت داد (۱۷).

جونگ و همکاران معادلات سینتیکی DRX و رشد دانه برای سوپر آلیاژ Nimonic 80A حین آزمون‌های فشار گرم را شبیه سازی کردند و نشان دادند که ریزساختار این سوپرآلیاژ تابع پارامترهای تغییر شکل می‌باشد (۳). تیان و همکاران تحولات ریزساختاری در حین تغییر شکل گرم سوپرآلیاژ Nimonic 80A را مورد مطالعه قرار دادند، نتایج حاصله بیانگر تاثیر چگالی نابجایی‌ها بر مقدار و توزیع رسوب‌های گاما پرایم (γ') و کاربیدها می‌باشد (۱۸). تیان و همکاران، تاثیر تغییر شکل بر سینتیک رسوب‌گذاری کاربیدها و رسوب‌های گاما پرایم (γ') را در سوپرآلیاژ Nimonic 80A مورد مطالعه قرار دادند و نشان دادند، نابجایی‌ها و مرزدانه‌ها مکان‌های مورد علاقه برای رسوب‌گذاری می‌باشد و تغییر شکل تاثیر قابل توجهی بر سینتیک رسوب‌گذاری کاربیدها نسبت به رسوب‌های گاما پرایم (γ') دارد (۲). با توجه مطالب ذکر شده می‌توان چنین نتیجه گرفت، تغییر شکل سوپر آلیاژها در محدوده رسوب‌گذاری بر میزان شکل‌پذیری، تحولات ریزساختاری و سینتیک رسوب‌گذاری فاز گاما پرایم (γ') و مورفولوژی کاربیدها، تاثیر گذار است (۱۹). بنابراین اندرکنش رسوب‌ها با فرایندهای ترمیم (بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی) و تاثیر آن بر رفتار کار گرم، از اهمیت بسزایی برخوردار است و اطلاعات اندکی در این زمینه وجود دارد. لذا هدف از پژوهش حاضر، بررسی تاثیر تغییر شکل بر سینتیک رسوب‌گذاری، تحولات ریزساختاری و اندرکنش رسوب‌های گاما پرایم (γ') بر فرایندهای ترمیم سوپرآلیاژ Nimonic 80A می‌باشد.

مواد و روش‌ها

ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Nimonic 80A مورد استفاده به صورت جدول ۱ است که در پارک علم و فناوری خراسان انجام شده است.

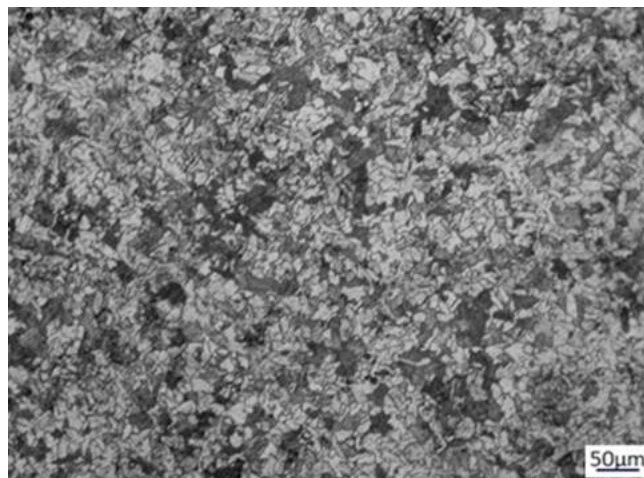
خنثی آرگون نگهداری شده است. دلیل انجام عملیات حرارتی ذکر شده کوچک بودن پیک منحنی سرمایش در آزمون آنالیز حرارتی اولیه بر روی نمونه خام می‌باشد که پس از انجام مجدد آزمون آنالیز حرارتی، موقعیت پیک هیچ تغییری نکرد و تنها اندازه پیک بزرگتر گردید. سپس دمای انحلال رسوب‌گذاری گاما پرایم (γ') به کمک آنالیز حرارتی توسط دستگاه Bahr مدل ۵۰۴ (DTA) تعیین گردید. بنابراین به منظور یکنواخت سازی ریز ساختار و انحلال فاز گاما پرایم (γ') و کاربیدهای زمینه، تمامی نمونه‌ها در دمای 1065°C به مدت ۸ ساعت نگهداری شده و سپس در آب سرد گوئنج گردیدند. شکل ۲ ریزساختار پس از عملیات انحلال سازی را نشان می‌دهد که رسوب‌های گاما پرایم (γ') و کاربیدها در زمینه کاملاً حل شده است. ریزساختار زمینه تک فاز گاما می‌باشد و به علت بافت متفاوت و تغییر شدت خوردگی، تغییر رنگ در دانه‌ها مشاهده می‌گردد.

شکل ۱ ریزساختار نمونه اولیه خریداری شده از شرکت HARALD PIHL که با فرایند اکستروود تولید شده را نشان می‌دهد. به منظور انحلال رسوب‌های ریز و تاثیر کرنش‌های باقیمانده حاصل از اکستروود، عملیات انحلال سازی در دمای 1065°C و زمان نگهداری مدت ۸ ساعت در اتمسفر گاز خنثی آرگون بر روی نمونه‌ها انجام شد. همانطور که در شکل ۲-الف مشاهده می‌شود عملیات انحلال سازی، سبب افزایش اندازه دانه‌ها ($90\ \mu\text{m}$) در ریزساختار شده است. همچنین نتایج بررسی ریزساختار به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی FESEM در بزرگنمایی‌های بالا، بیانگر انحلال رسوب‌های گاما پرایم (γ') می‌باشد (شکل ۲-ب و ج).

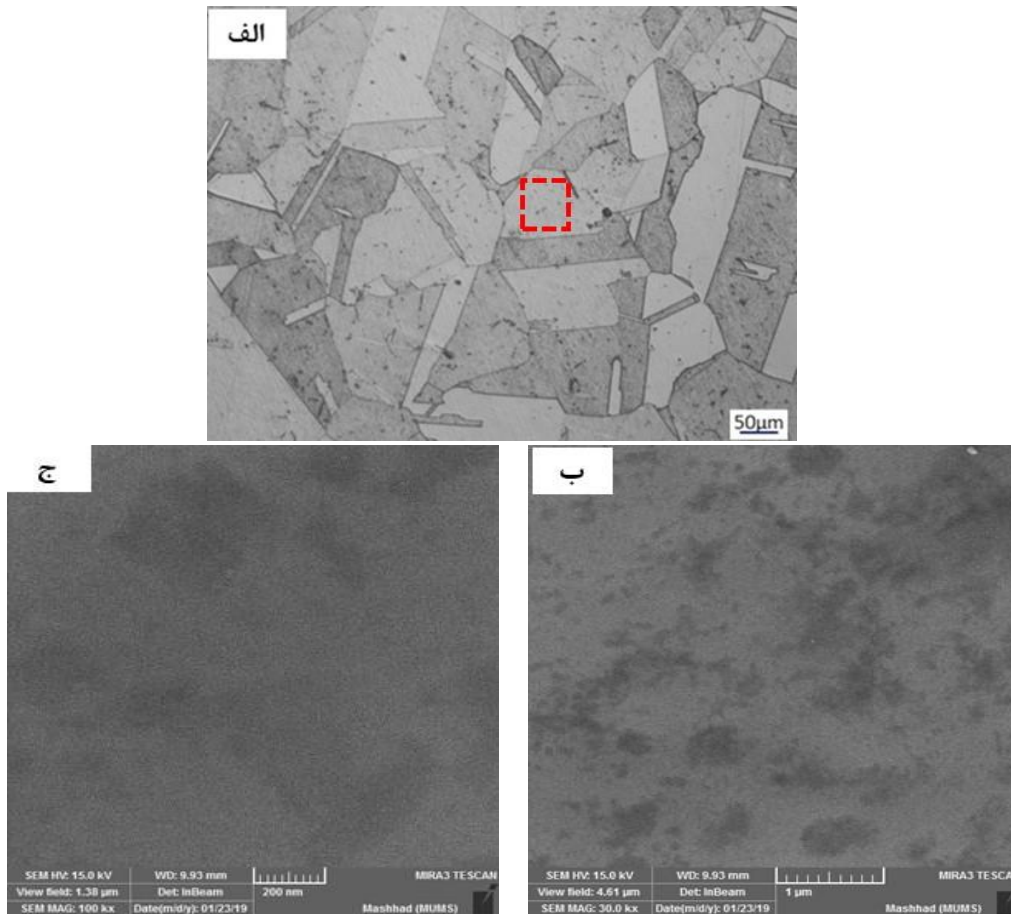
به منظور تشکیل فاز گاما پرایم (γ') در ریزساختار اولیه، نمونه در دمای 1065°C به مدت ۸ ساعت نگهداری شده و پس از کوئنج در محیط آب در حال چرخش، تا دمای محیط خنک گردیده، سپس در دمای 845°C به مدت ۲۴ ساعت و در دما 700°C به مدت ۱۶ ساعت در اتمسفر گاز

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Nimonic80A (درصد وزنی٪)

Ni	Cr	Ti	AL	Si	Mn	Fe	Co	C	S
76.20	18.29	2.469	1.712	0.292	0.505	0.383	0.023	0.039	0.006



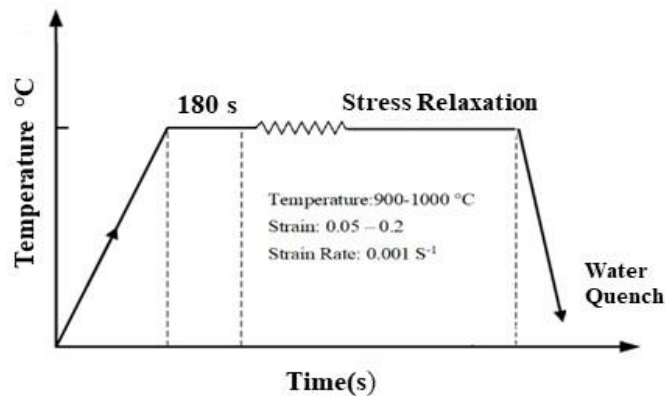
شکل ۱ - ریز ساختار میکروسکوپ نوری نمونه اولیه مورد استفاده.



شکل ۲ - ریز ساختار نمونه‌ها پس از فرایند انحلال سازی رسوب‌های (γ') (الف) میکروسکوپ نوری، (ب و ج) میکروسکوپ الکترونی ناحیه مشخص شده در شکل ۲-الف.

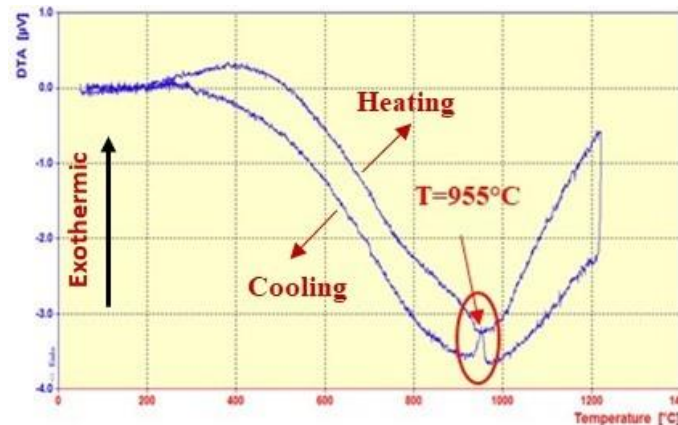
کرنش 0.001 S^{-1} با کرنش اولیه $0.05 - 0.2$ انجام شده است. همچنین به منظور بررسی تحولات ریزساختاری نمونه‌ها در شروع رسوب گذاری و انتهای آزمون رهایی تنش بلافاصله در آب کوئنچ شدند (کمتر از ۴ ثانیه). شکل ۳ شماتیک آزمون رهایی تنش را نشان می‌دهد.

نمونه های استوانه ای با قطر ۸ میلی متر و ارتفاع ۱۲ میلی متر (مطابق استاندارد ASTM E 209) از میلگرد اکستروژن شده با استفاده از دستگاه وایرکات تهیه گردید. به منظور بررسی سینتیک رسوب گذاری فاز گاما پرایم (γ') از آزمون رهایی تنش توسط دستگاه کشش - فشار - ZwiC Roell Z250 در محدوده دمایی $900 - 1000^\circ\text{C}$ و نرخ



شکل ۳ - شماتیک آزمون رهایی تنش.

در حال چرخش، تا دمای محیط خنک گردیده، سپس در دمای 845°C به مدت ۲۴ ساعت و در دما 700°C به مدت ۱۶ ساعت نگهداری شده است. سپس آنالیز حرارتی در شرایط اتمسفر گاز خنثی آرگون، در فرایند گرمایشی از دمای محیط تا دمای 1220°C (با نرخ $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$) و سپس فرایند سرمایشی از دمای 1220°C تا دمای محیط (با نرخ $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$) انجام گردید. نتایج حاصله نشان می دهد که در فرایند گرمایشی پیک در منحنی مشاهده نشده است. که علت این امر را می توان به درصد پایین گاما پرایم (γ') در نمونه خام و یا زمان طولانی حلالیت گاما پرایم نسبت داد. همچنین بر اساس فرایند سرمایش پیک در محدوده دمای 950°C تا 960°C رخ داده است (شکل ۴). که حضور این پیک را می توان به فرایند شروع رسوب گذاری فاز گاما پرایم (γ') نسبت داد که بصورت یک پیک در منحنی سرمایش مشاهده می شود، که با نتایج دیگر محققان تطابق کامل دارد (۲۰). بنابراین با تکیه به نتایج حاصله می توان چنین نتیجه گرفت دمای رسوب گذاری فاز گاما پرایم (γ') حدود 955°C می باشد.



شکل ۴ - آنالیز حرارتی سوپراآلیاژ Nimonic 80A.

می دهند. به عبارت دیگر با شروع فرایند رسوب گذاری (پیکان پیوسته) نرخ رهایی تنش کاهش یافته است که علت این کاهش را می توان به اندرکنش رسوبها با حرکت نابجایی ها نسبت داد. همچنین با پایان رسوب گذاری (پیکان ناپیوسته) نرخ رهایی تنش افزایش یافته که علت آن را می توان به وقوع فرایندهای ترمیم یا رشد رسوبها نسبت داد (۲۱). در واقع بعد از اعمال کرنش اولیه ($0/05$) و نگهداری نمونه در دمای ثابت با گذشت زمان چگالی نابجایی ها کاهش یافته و این امر سبب کار نرمی یا افت سطح تنش می گردد. پس از گذشت زمان (در محدوده دمای رسوب گذاری)، عناصر محلول در زمینه به کمک حضور نابجایی ها شروع به تشکیل رسوبهای ریزگاما پرایم (γ') کرده و سبب

سپس، نمونه های تغییر شکل یافته به کمک آزمون رهایی تنش در جهت محور فشار با استفاده از دستگاه وایرکات برش زده شده و پس از آماده سازی، سطح مقطع نمونه با استفاده از محلول HCl (۱۰۰ میلی لیتر)، H_2SO_4 (۵ میلی لیتر) و CuSO_4 (۵ گرم) در دمای محیط به مدت ۱۶ دقیقه حکاکی شدند. مشاهدات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی FESEM مدل (Tescan Brno-Mira3 Lmu) مورد بررسی قرار گرفتند.

نتایج و بحث

تعیین دمای انحلال و رسوب گذاری گاما پرایم (γ') به کمک آزمایش آنالیز حرارتی (DTA)

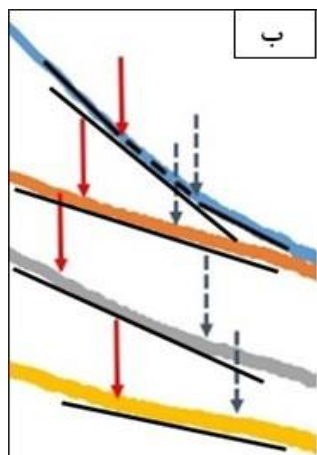
به منظور تعیین دمای انحلال فاز گاما پرایم (γ') در سوپر آلیاژ Nimonic 80A از آنالیز حرارتی (DTA) استفاده گردید. ابتدا به منظور تشکیل فاز گاما پرایم (γ') در ریزساختار نمونه ها در دمای 1065°C به مدت ۸ ساعت نگهداری شده و پس از کوئنچ در محیط آب

بررسی فرایند رسوب گذاری تحت تاثیر کرنش $0/05$

منحنی های رهایی تنش

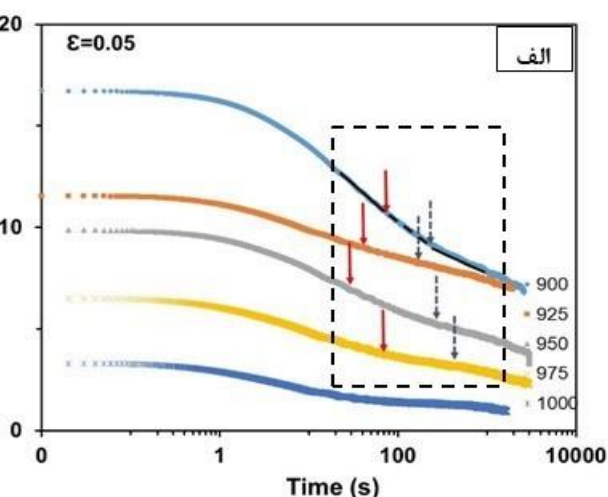
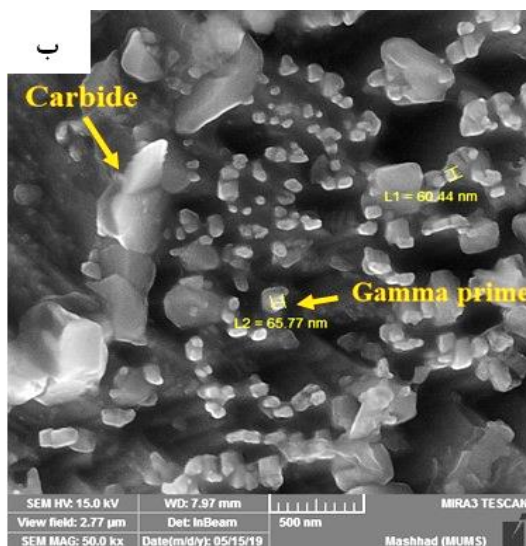
شکل ۵ منحنی های رهایی تنش پس از اعمال کرنش $0/05$ در محدوده دمایی $900-1000^{\circ}\text{C}$ را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود با کاهش دما علاوه بر افزایش سطح تنش، نرخ رهایی تنش، به دلیل مکانیزم های نرم شوندگی افزایش می یابد. همچنین با گذشت زمان، شیب رهاسازی تنش تغییر می یابد که با علامت پیکان پیوسته و ناپیوسته مشخص شده است (شکل ۵). پیکان های پیوسته تغییر شیب اولیه و پیکان های ناپیوسته تغییر شیب ثانویه در منحنی های رهایی تنش را نشان

انحلال رسوبها (1000°C) هیچ گونه رسوب گذاری در نمونه ها رخ نداده است. مناجاتی و همکاران با بررسی فرایند رسوب گذاری تحت تاثیر کرنش در سوپر آلیاژ Uidemet720، نشان دادند که منحنی رهایی تنش در بین محدوده شروع و پایان رسوب گذاری بصورت مسطح است. با افزایش زمان نگهداری، افزایش در اندازه متوسط رسوب های گاما پرایم (γ') مشاهده شده است. پس از پایان رسوب گذاری، درشت شدن و به هم پیوستن رسوبها سبب افت قابل توجه تنش شده است (۱۲).



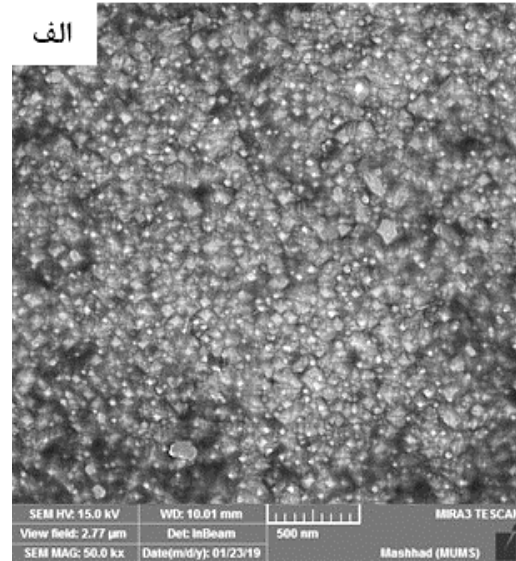
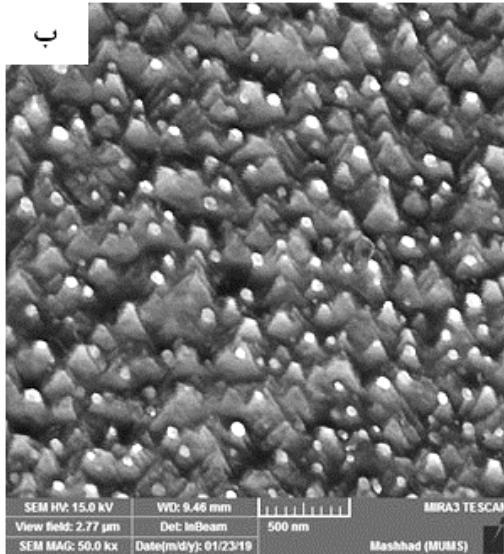
شکل ۵ - الف) منحنی رهایی تنش با اعمال کرنش ۰/۰۵، ب) الف با بزرگنمایی بالاتر.

که مشاهده می شود اندازه رسوب های در زمان شروع رسوب گذاری (۸۰ ثانیه) حدود ۳۲ نانومتر و با گذشت زمان (۲۴۰ ثانیه) رسوب های مکعبی شکل گاما پرایم با اندازه ۶۵ نانومتر تشکیل شده است.



شکل ۶ - ریز ساختار میکروسکوپ الکترونی نمونه های آزمون رهایی تنش در دمای 900°C با کرنش اولیه ۰/۰۵ و زمان های مختلف، الف) ۸۰ ثانیه، ب) ۲۴۰ ثانیه.

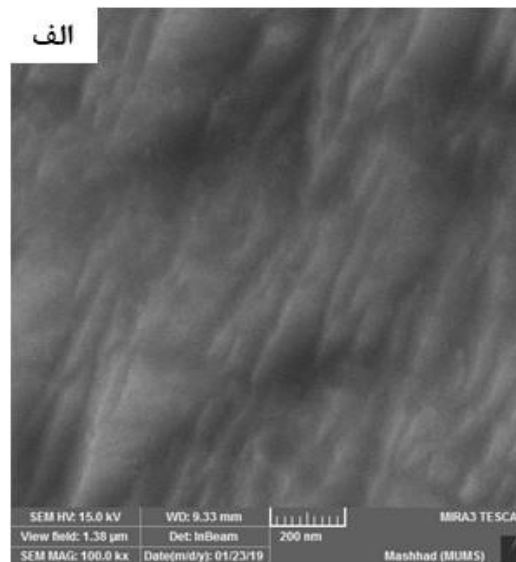
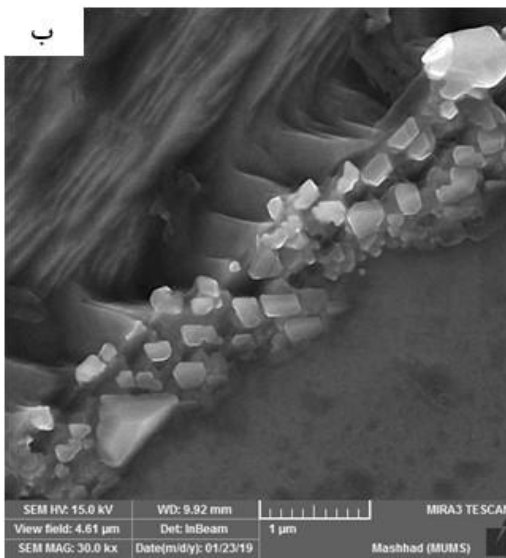
حجمی رسوب‌ها را به کاهش نرخ جوانه زنی در دمای 975°C می‌توان نسبت داد. همچنین به دلیل کاهش میزان عدم تطابق پارامترهای شبکه زمینه گاما (γ) و رسوب‌های گاما پرایم (γ') در دمای نزدیک به انحلال گاما پرایم (γ') (975°C)، رسوب‌های کروی با کمترین انرژی سطحی، تشکیل می‌گردند (۲۲).



شکل ۷ - تصاویر میکروسکوپ الکترونی در دمای 975°C تحت تاثیر کرنش $+/0.5$ (الف) 80 ثانیه، (ب) 475 ثانیه.

هنوز کاربیدها در زمینه حضور دارند و به دلیل افزایش دما و زمان کافی، تجزیه و انحلال کاربیدهای پیوسته قابل مشاهده است.

شکل ۸ ریز ساختار نمونه‌های کوئنچ شده در دمای 1000°C پس از گذشت مدت زمان 60 و 500 ثانیه را نشان می‌دهد. به دلیل کرنش کم و دمای بالا، رسوب‌های گاما پرایم (γ') در زمینه ایجاد نشده است.



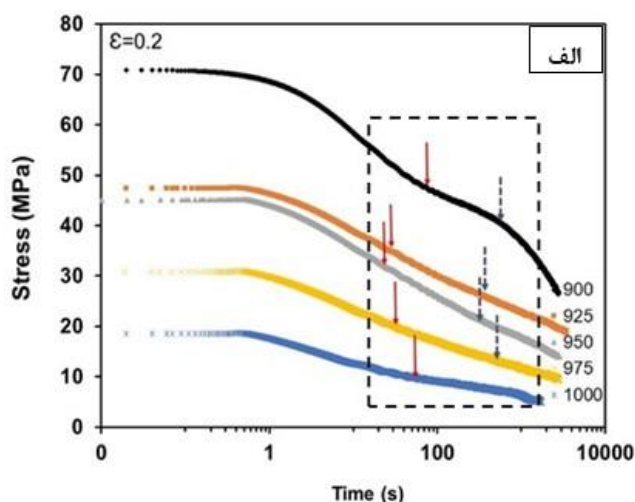
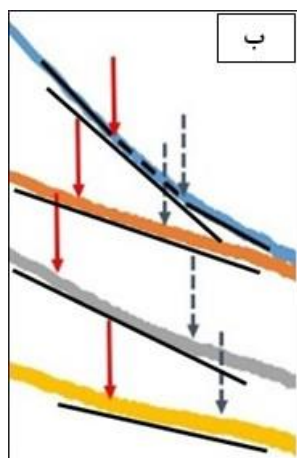
شکل ۸ - تصاویر میکروسکوپ الکترونی در دمای 1000°C تحت تاثیر کرنش $+/0.5$ (الف) 60 ثانیه، (ب) 500 ثانیه.

بررسی فرایند رسوب گذاری تحت تاثیر کرنش ۰/۲

منحنی های رهایی تنش

به منظور بررسی تاثیر دما و زمان بر فرایند رسوب گذاری تحت تاثیر کرنش ۰/۲، آزمون رها سازی تنش بر روی نمونه ها در دماها و زمان های متفاوت انجام گردید. شکل ۹ منحنی های رهایی تنش پس از اعمال کرنش ۰/۲ در محدوده دمایی $900 - 1000^{\circ}\text{C}$ را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود رفتار رهایی تنش مشابه شکل ۵ است. در تمامی

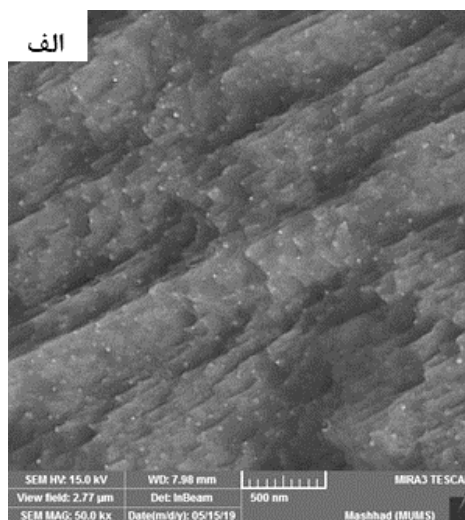
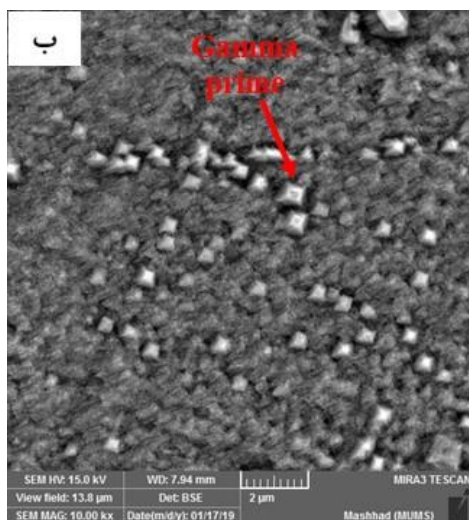
منحنی ها در همان مراحل اولیه به کمک فرایندهای ترمیم افت تنش صورت می گیرد و بیشترین نرخ رهایی تنش پیش از شروع رسوب گذاری، در دمای 900°C است. که علت آن را می توان به تاخیر شروع رسوب گذاری به دلیل سرعت نفوذ پایین عناصر محلول در زمینه نسبت داد. با آغاز رسوب گذاری، شیب رهایی کاهش کمتری یافته و هنگام درشت شدن رسوب ها یا پایان رسوب گذاری شیب رهایی تنش مجددا افزایش یافته است (شکل ۱۰ در دمای 900°C).



شکل ۹- الف) منحنی رهایی تنش با اعمال کرنش ۰/۲ در دماهای مختلف، ب) الف با بزرگنمایی بالاتر.

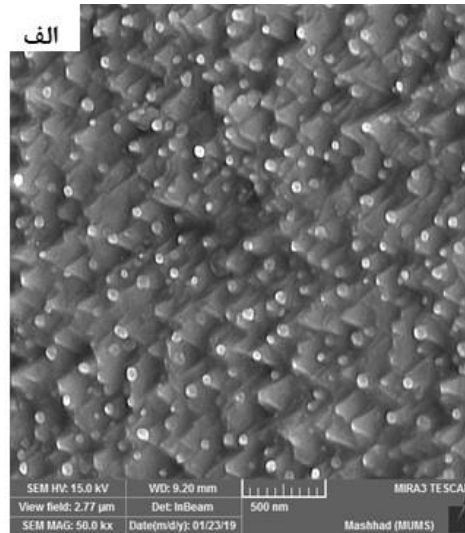
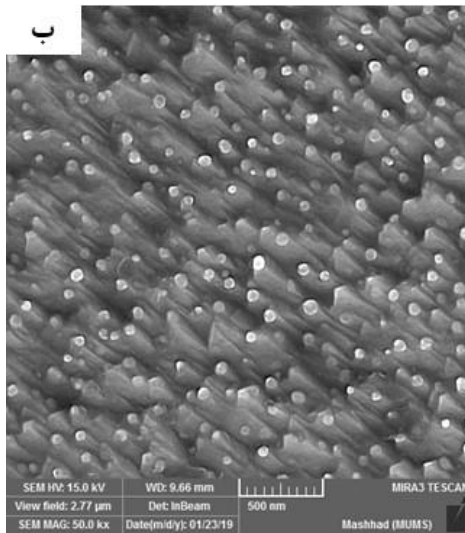
است. اندازه رسوب ها از ۲۰ نانومتر به حدود ۴۰۰ نانومتر افزایش یافته است. همچنین با رشد رسوب های گاما پرایم (γ') میزان کار نرمی یا شیب رهایی تنش افزایش یافته است (شکل ۹).

شکل ۱۰ ریزساختار نمونه های کوئنچ شده در دمای 900°C پس از ۷۰ و ۶۰۰ ثانیه را نشان می دهد. شکل ۱۰- الف رسوب های ریز (۲۰ نانومتر) در ریزساختار را نشان می دهد. رشد قابل توجه رسوب های در پایان رسوب گذاری در این دما با مقایسه شکل ۱۰- الف و ب، قابل مشاهده



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی در دمای 900°C تحت تاثیر کرنش ۰/۲: الف) ۷۰ ثانیه، ب) ۶۰۰ ثانیه.

چنین نتیجه گرفت رسوب‌های تشکیل شده تحت تاثیر تنش اعمالی بوده و دمای انحلال گاما پرایم (γ') به دماهای بالاتر انتقال یافته است. نتایج دیگر محققان نشان می‌دهد که تغییر شکل سبب افزایش دمای انحلال گاما پرایم (γ') شده و علت آن را به ناپایداری‌های ریزساختار در اثر کرنش اعمالی، نسبت داده‌اند که به دلیل افزایش سینتیک نفوذ عناصر سازنده گاما پرایم (γ') از طریق مکانیزم نفوذ در امتداد نابجایی در سوپرآلیاژ می‌باشد (۲۳ و ۲۴).



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی در دمای 975°C تحت تاثیر کرنش $0/2$ (الف: ۶۰ ثانیه، ب: ۵۰۰ ثانیه).

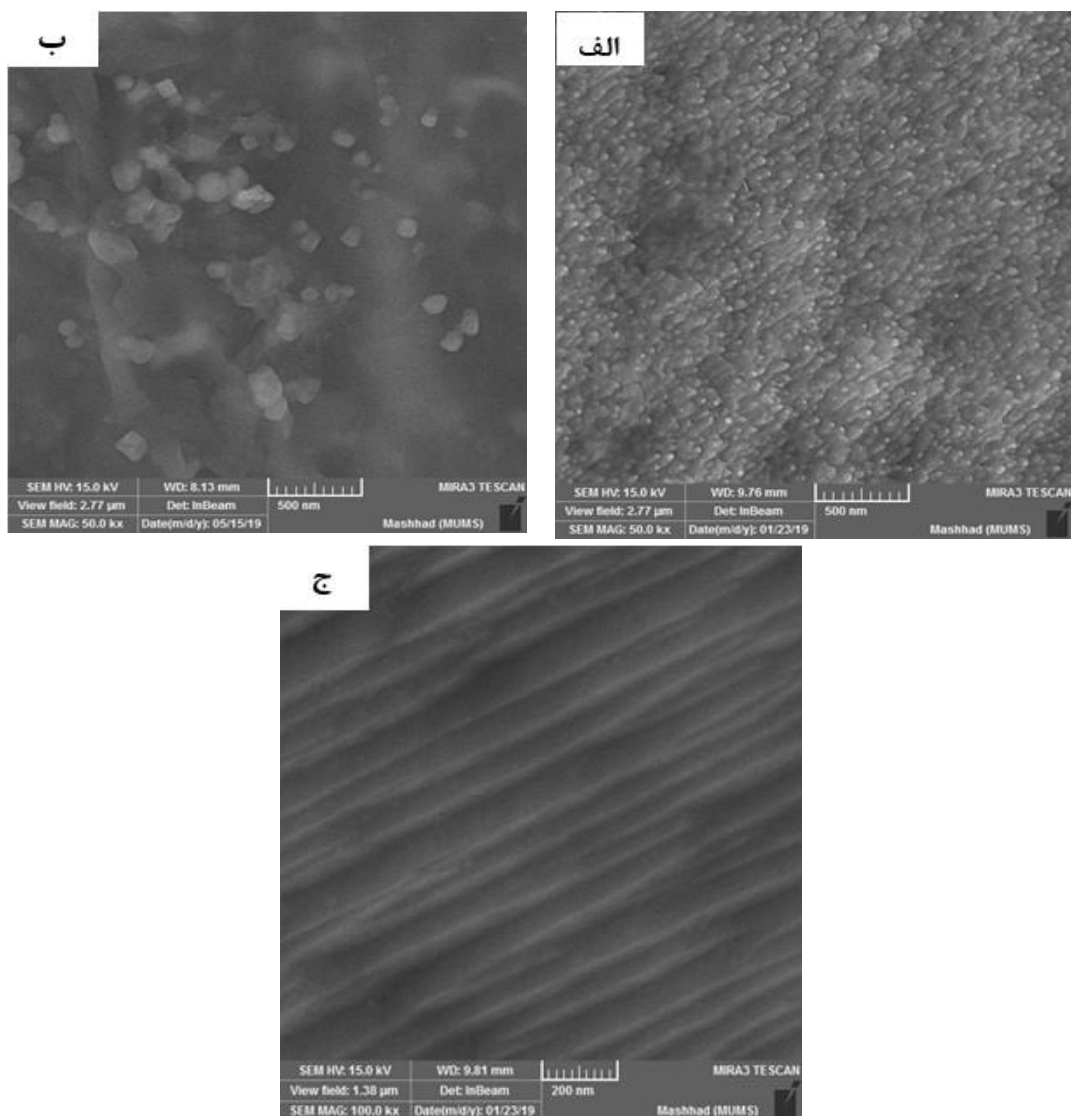
ریزساختاری حاصل شده است. همانطور که مشاهده می‌شود رفتار C شکل به دلیل نرخ جوانه‌زنی و رشد رسوب‌ها نسبت داد. در دماهای بالاتر از انحلال گاما پرایم (γ') به دلیل فوق اشباع کمتر (عناصر تشکیل دهنده رسوب‌ها)، علیرغم افزایش نرخ نفوذ عناصر، نرخ جوانه زنی رسوب‌ها کاهش یافته است در نتیجه زمان شروع و پایان رسوب گذاری افزایش یافته است. در دماهای پایین نرخ نفوذ عناصر آلیاژی کمتر شده و در نتیجه تعداد مکان های جوانه زنی افزایش یافته است اما سرعت رشد رسوب‌ها کاهش یافته است بنابراین نرخ رسوب گذاری کاهش یافته است (۲۶). با افزایش کرنش اعمالی، زمان‌های شروع رسوب گذاری، اندکی به سمت زمان‌های کمتر انتقال یافته و این امر بیانگر افزایش نرخ رسوب گذاری با افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌باشد.

شکل ۱۱ ریز ساختار نمونه‌های کوئچ شده در دمای 975°C در شروع و پایان رسوب گذاری را نشان می‌دهد. در این دما کسر حجمی رسوب‌ها نسبت به دماهای پایین تر کاهش یافته و شکل رسوب‌ها از شکل مکعبی به کروی تغییر یافته است. همچنین اندازه رسوب‌ها از ۵۵ نانومتر به حدود ۷۵ نانومتر پس از پایان رسوب گذاری افزایش یافته است. فرایند رسوب گذاری تحت تنش و کرنش اولیه در دمای 975°C رخ داده است. با توجه به دمای انحلال رسوب‌های گاما پرایم (γ') (950°C) می‌توان

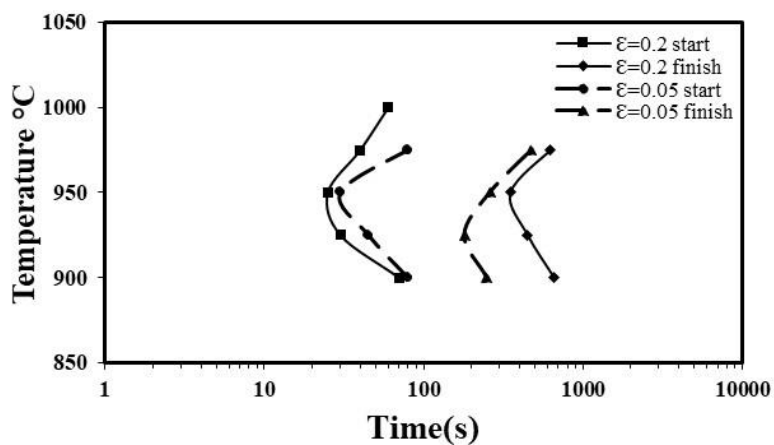
شکل ۱۲ ریزساختار نمونه‌های کوئچ شده در دمای 1000°C پس از ۶۰، ۹۰ و ۶۰۰ ثانیه را نشان می‌دهد. شکل ۱۲-الف شروع رسوب گذاری پس از ۶۰ ثانیه با تشکیل رسوب‌های بسیار ریزی در داخل دانه را نشان می‌دهد. در شکل ۱۲-ب، رشد رسوب‌ها از طریق مصرف رسوب‌های ریز به دلیل دمای بالا و شرایط مناسب نفوذ عناصر می‌باشد (۲۵). با گذشت زمان مجدداً رسوب‌های در ریزساختار حل شده است (شکل ۱۲-ج). که علت این امر را می‌توان به انحلال رسوب‌های گاما پرایم (γ') در زمینه نسبت داد که در دما و زمان‌های طولانی به دلیل نفوذ عناصر به زمینه رخ داده است (۲۵).

نمودارهای رسوب گذاری - زمان - دما (PTT)

شکل ۱۳ زمان‌های شروع و پایان رسوب گذاری (PTT) در دماهای مختلف بر اساس نتایج تغییرات شیب منحنی‌های رهایی تنش و



شکل ۱۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی در دمای 1000°C تحت تاثیر کرنش $0/2$ ، الف) 60 ثانیه، ب) 90 ثانیه، ج) 600 ثانیه.



شکل ۱۳- منحنی رسوب گذاری - زمان - دما (PTT) در کرنش $0/2$ و $0/5$.

داده است که در سوپر آلیاژهای پایه نیکل، در مرحله رشد رسوب‌های گاما پرایم (γ')، غلظت عناصر تغییر یافته و با افزایش کسر حجمی رسوب‌های گاما پرایم (γ') در زمینه گاما (γ)، نرخ رشد افزایش می‌یابد (۳۵).

کورن و همکاران نشان دادند که با اعمال کرنش، ضریب نفوذ مواد تغییر یافته و از رابطه ۴ پیروی می‌کند.

$$D_S = D e^{-\frac{Q_S}{KT}} \quad (4)$$

که در این رابطه، D_S ضریب نفوذ تحت کرنش، D ضریب نفوذ در شرایط بدون اعمال کرنش، Q_S انرژی فعال سازی برای واحد کرنش می‌باشد (۳۶). فوتر و همکاران (۳۷) مقدار انرژی فعال سازی برای سوپر آلیاژ Nimonic 80A در محدوده دمایی $930^\circ\text{C} - 750^\circ\text{C}$ ، $274/1$ کیلو ژول بر مول و همچنین وایت و همکاران (۳۸) مقدار انرژی فعال سازی را در محدوده دمایی $767^\circ\text{C} - 527^\circ\text{C}$ ، $279/8$ کیلو ژول بر مول گزارش کردند.

اولا و همکاران (۳۹) تحولات ریزساختاری حاصل از جوشکاری اصطکاکی را در سوپرآلیاژ پایه نیکل را بررسی کردند و نشان دادند که ضریب نفوذ اتمی در حالت کرنش فشاری افزایش یافته و در شرایط کششی کاهش می‌یابد (۴۰ و ۴۱). فورستیری و همکاران تاثیر تغییر شکل پلاستیک بر ضریب نفوذ در خود را در نقره بررسی کردند و نشان دادند که در دماهای تغییر شکل بالا تاثیر ناچیزی بر ضریب نفوذ دارد اما با کاهش دما، ضریب نفوذ افزایش قابل توجهی پیدا می‌کند (۴۲). مروزوفسکی و همکاران فرایند رسوب گذاری در حالت استاتیک و ترمومکانیکال را در سوپرآلیاژ AD730 بررسی کردند و نشان دادند، با اعمال کرنش $0/2\%$ در آزمون خستگی، ضریب سرعت رشد رسوب‌ها، $1/46$ برابر حالت استاتیک است. در واقع میزان کرنش اعمال شده در افزایش چگالی نایجابی‌ها موثر بوده و سبب افزایش سینتیک رسوب گذاری می‌گردد. دلیل این افزایش را می‌توان به افزایش انرژی فصل مشترک رسوب و زمینه و افزایش ضریب نفوذ عناصر سازنده گاما پرایم (γ') از طریق مکانیزم نفوذ در امتداد نایجابی نسبت داد (۴۳). با توجه به مطالب بیان شده و نتایج حاصله می‌توان چنین نتیجه گرفت سینتیک فرایند رسوب گذاری علاوه بر میزان کرنش یا تنش اعمالی، تابع دما نیز است. به عبارت دیگر تنش اعمالی بر روی انرژی فصل مشترک، سینتیک نفوذ عناصر آلیاژی و انرژی عدم تطابق شبکه رسوب با زمینه تاثیر گذار است. بنابراین سینتیک رسوب گذاری در حالت دینامیکی سریع تر از شرایط استاتیک رخ می‌دهد.

فرایند رسوب گذاری عبارتند از: (۱) جوانه‌زنی، (۲) رشد و (۳) درشت شدن رسوب‌ها است. بنابراین شرط لازم جوانه زنی رسوب‌ها، فوق اشباع بودن زمینه از عناصر محلول بوده که تابع دما و میزان غلظت عناصر محلول می‌باشد (۲۷ و ۲۸). با تشکیل رسوب‌ها، فصل مشترک جدیدی با زمینه ایجاد می‌گردد که میزان انرژی ایجاد شده کنترل کننده رشد یا انحلال مجدد رسوب است. انرژی فرایند رسوب‌گذاری به کمک رابطه ۱ بدست می‌آید (۲۹).

$$E_{Tot} = E_{Sur} + E_{Str} + E_{Int} \quad (1)$$

E_{Tot} انرژی کل رسوب‌گذاری، E_{Sur} انرژی سطحی رسوب، E_{Str} انرژی کرنشی الاستیک حاصل از عدم تطابق شبکه (زمینه با رسوب) و E_{Int} انرژی تداخل الاستیکی می‌باشد. در شروع فرایند رسوب‌گذاری، (مرحله جوانه‌زنی) انرژی کل توسط انرژی سطحی کنترل می‌گردد. با افزایش زمان پارامتر عدم تطابق بین رسوب و زمینه افزایش یافته و کنترل کننده انرژی کل می‌باشد. بنابراین شکل رسوب‌های گاما (γ') از کروی به مکعبی تغییر یافته است (شکل ۱۰). در واقع انرژی کرنش الاستیکی مربوط به عدم تطابق زمانی کمترین مقدار است که شکل رسوب‌های مکعبی شکل باشد (۳۰ و ۳۱).

نیروی محرکه رشد رسوب‌ها بر اساس مکانیزم استوالد حاکم است (۳۲). در واقع انحنای فصل مشترک در اطراف رسوب‌های ریز بیشتر بوده و غلظت عناصر محلول در این مناطق افزایش می‌یابد. طبق مکانیزم رشد استوالد، شیب غلظتی بوجود آمده سبب نفوذ عناصر از ذرات ریز به سمت ذرات درشت شده است. رابطه ۲ رشد رسوب‌های فاز گاما پرایم (γ') در سوپرآلیاژها بر اساس مکانیزم استوالد (L_{SW}) را نشان می‌دهد (۳۳ و ۳۴).

$$R^n - R_0^n = K_{LSW} * t \quad (2)$$

R_0 شعاع اولیه رسوب و R اندازه متوسط رسوب‌ها در زمان t می‌باشد. همچنین n توان نفوذی، که در حالت نفوذ شبکه‌ای حدوداً ۳ در نظر گرفته می‌شود.

K_{LSW} ضریب سرعت رشد رسوب‌ها است که می‌توان از رابطه ۳ محاسبه نمود.

$$K_{LSW} = \frac{8\gamma DC_{\infty} v_m}{9RT} \quad (3)$$

که در این رابطه γ انرژی فصل مشترک (تابع جهت گیری فصل مشترک)، D ضریب نفوذ اتم محلول، C_{∞} میانگین غلظت اتم محلول در زمینه در حالت تعادل و v_m حجم مولی رسوب‌ها، R ثابت جهانی گازها و T درجه حرارت بر حسب کلونین می‌باشد (۲۹ و ۳۴). آردل نشان

نتیجه گیری

در پژوهش حاضر رفتار رسوب گذاری گاما پرایم (γ') تحت تاثیر کرنش در سوپر آلیاژ Nimonic80A به کمک آزمون رهایی تنش و بررسی های ریزساختاری انجام گرفت. نتایج حاصله عبارتند از:

۱- در کرنش های اعمالی ۰/۰۵ و ۰/۲ کوتاه ترین زمان رسوب گذاری مربوط به دمای 950°C است. در حالی که در دماهای کمتر (به دلیل کاهش نرخ نفوذ عناصر محلول) و در دماهای بالاتر (به دلیل کاهش تعداد مکان های جوانه زنی)، سینتیک رسوب گذاری کاهش یافته است.

۲- دمای انحلال و رسوب گذاری فاز گاما پرایم (γ') با استفاده از آنالیز حرارتی (DTA)، در محدوده دمای 950°C تا 960°C می باشد.

۳- فرایند رسوب گذاری در دمای 1000°C که بیش از دمای انحلال می باشد پس از ۶۰ ثانیه در کرنش های ۰/۲ رخ داده است. که بیانگر تاثیر کرنش بر ناپایداری های ریزساختار و افزایش دمای انحلال رسوب های گاما پرایم (γ') می باشد و با گذشت زمان مجددا رسوب ها در ریزساختار حل شده است.

۴- دمای انحلال و رسوب گذاری گاما پرایم (γ') در کرنش (۰/۰۵) کمتر تحت تاثیر کرنش می باشد (برخلاف کرنش ۰/۲).

ملاحظات اخلاقی

پیروی از اصول اخلاق پژوهش

در مطالعه حاضر فرم های رضایت نامه آگاهانه توسط تمامی آزمودنی ها تکمیل شد.

حامی مالی

هزینه های مطالعه حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شد.

مشارکت نویسندگان

طراحی و ایده پردازی: مسعود میرزایی، علیرضا خدابنده، حمید رضا نجفی
دژده منفرد، غلامرضا ابراهیمی؛

روش شناسی و تحلیل داده ها: مسعود میرزایی؛
نظارت و نگارش نهایی: غلامرضا ابراهیمی.

تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

References

1. G.Z. Quan, Y. Li, L. Zhang, X. Wang. (2017). "Evolution of grain refinement degree induced by dynamic recrystallization for Nimonic 80A during hot compression process and its FEM analysis", *Vacuum*, vol. 39, pp. 51-63,.
2. B. Tian, G.A. Zickler, C. Lind, O. Paris. (2003). "Local Microstructure and its influence on precipitation behavior in hot deformed Nimonic 80a", *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 4149-4160.
3. H.S. Jeong, J.R. Cho, H.C. Park. (2005). "Microstructure prediction of Nimonic 80A for large exhaust valve during hot Closed die forging", *Journal of Materials Processing Technology*. vol. 162, pp. 504-511.
4. Y. Huang, Y.C. Lin, J. Deng, G. Liu. (2014). "Hot tensile deformation behaviors and Constitutive model of 42CrMo steel", *Materials and Design*, vol. 53, pp. 349-356, 2014.
5. Y. Wang, W.Z. Shao, L. Zhen, X.M. Zhang. (2007). "Microstructure evolution during dynamic recrystallization of hot deformed superalloy 718", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 486 (1), pp. 321-332.
6. G.Z. Quan, J. Pan, X. Wang, Z.H. Zhang, L. Zhang, T. Wang. (2017). "Correspondence between grain refinements and flow softening behaviors at Nimonic 80A superalloy under different strain rates", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 679, pp. 358-371.
7. S. Mitsche, C. Sommitsch, D. Huber, M. Stockinger, P. Poelt. (2011). "Assessment of dynamic softening mechanisms in Allvac 718PlusTM by EBSD analysis", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 3754-3760.
8. S. S. S. Kumar, T. Raghu, P.P. Bhattacharjee, G.A Rao, U. Borah. (2015). "Constitutive modeling for predicting peak stress characteristics during hot deformation of hot isostatically processed nickel-base superalloy", *Journal of Materials Science*, vol. 50, pp. 6444-6456.
9. O. Kwon, A.J. Deard. (1991). "Interactions between recrystallization and precipitation in hot-deformed micro alloyed steels", *Acta Metallurgica et Materialia* vol. 39, pp. 529-538.
10. J. G. Speer, S.S. Hansen. (1989). "Austenite recrystallization and carbonatite precipitation in niobium micro alloyed steels", *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, pp. 25-38.
11. M. Jahazi, X.L. He, J.J. Jonas, W.P. Sun. (1992). "Nb(C, N) Precipitation and Austenite Recrystallization in Boron-Containing High-Strength Low-Alloy Steels", *Metallurgical Transactions A*, vol. 23, pp. 2111-2120.
12. H. Monajati, F. Zarandi, M. Jahazi, and S. Yue. (2005). Strain Induced Precipitation in Nickel Base Superalloy Udimet 720 Using a Stress Relaxation Based Technique", *Scripta Materialia*, vol. 52, pp. 771-776, 2005.
13. J. Calvo, M. Penalva, J. M. Cabrera. (2016). "Characterization of Strain-Induced Precipitation in Inconel 718 Superalloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, pp. 3409-3417.
14. X.P. Wei, W. Zheng, ZH. Song, T. Lei, Q.I. Yong, Q. Xie. (2014). "Strain-induced Precipitation Behavior of δ Phase in Inconel 718 Alloy", *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 21 (3), pp. 375-381.
15. W. Liu, M. Yao, Z. Chen. (1999). "Effect of cold rolling on the precipitation behavior of δ phase in Inconel 718", *Metallurgical Transactions A*, vol. 30, pp. 31-40.
16. Y. Mei, Y. Liu, C. Liu, et al. (2015). "Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 649, pp. 949-960.
17. K. Tanaka, M. Ooshima, N. Tsuno, A. Sato, H. Inui. (2012). "Creep deformation of single crystals of new Co-Al-W-based alloys with fcc/L12 two-phase microstructures", *Journal Philosophical Magazine*, vol. 92, pp. 4011-4027.

18. B. Tian, C. Lind, E. Schafner, O. Paris. (2004). "Evolution of microstructures during dynamic recrystallization and dynamic recovery in hot deformed Nimonic 80A", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 367, pp. 198-204, 2004.
19. J.J. Jonas, X. Quelehenec, L. Jiang, E. Martin. (2009). "The Avrami kinetics of dynamic Recrystallization", *Acta Materialia*, vol. 57, pp. 2748-2756.
20. H. Shen, W. Wang, Z.h. Wang, L. Zhang. (2008). "The Application of Ni-Base Alloy Nimonic 80A for Buckets of USC Steam Turbine in China, In: Proceedings from the 5th Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants", Florida, pp. 402-411.
21. A. Harte, M. Atkinson, A. Smith, C. Drouven, S. Zaeferrer. J.Q. Fonseca, M. Preuss. (2020). "The effect of solid solution and gamma prime on the deformation modes in Ni-based superalloys", *Acta Materialia*, vol. 194, pp. 257-275.
22. D.A. Porter, K.E. Easterling. (2009). "Phase Transformations in Metals and Alloys", CRC press.
23. J.M. Hyzak, R.P. Singh, J.E. Morra. (1992). "The microstructural response of as-hip P/M U720 to thermomechanical processing in Superalloys", *International Symposium on Superalloys*, vol. 7, pp. 93-101.
24. R. Giraud, Z. Hervier, J. Cormier, G.S. Martin, F. Hamon, X. Milhet, J. Mendez. (2013). "Strain Effect on the γ' Dissolution at High Temperatures of a Nickel-Based Single Crystal Superalloy", *Metallurgical Transactions A*, vol. 44, pp. 131-146.
25. F. Masoumi, M. Jahazi, J. Cormier, D. Shahriari. (2014). "Dissolution Kinetics and morphological Changes of γ' in AD730TM superalloy", *Matec Web of Conferences*, . vol. 14.
26. A. Rollett, F. Humphreys, G.S. Rohrer, M. Hatherly. (2004). "Recrystallization and related annealing phenomena", Elsevier.
27. H. J. Ryu, S. H. Hong, J. Weber, J. H. Tundermann. (1999). "Effect of Elastic Interaction Energy on Coarsening of γ' Precipitates in a Mechanically Alloyed ODS Ni-Base Superalloy", *Journal of Materials Science*, vol. 34, pp. 329-336.
28. R. Sharghi-Moshatghin, S. Asgari. (2004). "The Effect of Thermal Exposure on the γ' Characteristics in a Ni-Base Superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 368, pp. 144-151.
29. A. Baldan. (2002). "Progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys Part I: Ostwald ripening theories", *Journal of Materials Science*, vol.37, pp. 2171- 2202.
30. M. Doi, T. Miyazaki and T. Wakatsuk. (1984). "The Effect of Elastic Interaction Energy on The Morphology of γ' Precipitates in Nickel-Based Alloys", *Journal of Material Sciences and Engineering*, vol. 67, pp. 247-253.
31. M Mohammadpour, A. Momeni, . (2019). "Flow behavior and microstructural investigation of GTD 111 cast nickel base superalloy during hot pressure test", *Journal of New Materials*, vol. 8, pp. 167-178.
32. M. Doi. (1996). "Elasticity Effects on The Microstructure of Alloys Containing Coherent Precipitates", *Progress in Materials Science*, vol. 40, pp. 79-180.
33. M. Perez. (2008). "Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation", *Acta Materialia*, vol.59, pp. 2119-2132.
34. A. Baldan. (2002). "Progress in Ostwald ripening theories and their applications to the γ' -precipitates in nickel-base superalloys Part II Nickel-base superalloys", *Journal of Material Sciences*, vol.37, pp. 2379- 2405.
35. A. J. Ardell. (1968). "An Application of The Theory of Particle Coarsening: the γ' Precipitate in Ni-Al Alloys", *Acta Materialia*, vol.16, pp. 511- 516.
36. N.E.B. Cowern, P.C. Zalm, P. van der Sluis, D.J. Gravesteijn, W.B. de Boer. (1994). "Diffusion in strained Si (Ge) ", *Physical Review Letters*, vol.72, pp. 16- 18.
37. P.K. Footner, B.P. Richards. (1982). "Long term growth of superalloy particles", *Journal of Materials Science*, vol 17, PP. 2141-2153.
38. R.J. White, G.A. Swallow, S.B. Fisher, K.M. (1975). "A resistometric study of ageing in nimonic alloys (II). 80a", vol 55, PP. 273-278.
39. O.T. Ola, O.A. Ojo, P. Wanjara, M.D. Chaturvedi. (2011). "Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-based superalloy", *Metallurgical Transactions A*, vol.42, pp. 3761- 3777.

40. P. Kringhoj, A.N. Larsen, S.Y. Shirayev. (1996). "Diffusion of Sb in Strained and Relaxed Si and SiGe", Physical Review Letters, vol.76, pp. 3372-3375.
41. M. Onishi, H. Miura. (1977). "Effect of Compressive Stress on Reaction-Diffusion in the Cu-Si System", Transactions of the Japan Institute of Metals, vol.18, pp. 107- 112.
42. A.F. Forestieri, L.A. Girifalco. (1959). "The effect of plastic deformation on self-diffusion in silver", Journal of Physics and Chemistry of Solids, vol.10, pp. 99- 105.
43. N. Mrozowski, G. Henaff, F. Hamon, A. Rouffie, J. Franchet, J. Cormier, P. Villechaise. (2020). "Aging of γ' Precipitates at 750 °C in the Nickel-Based Superalloy AD730TM: A Thermally or Thermo-Mechanically Controlled Process", Metals, vol

