



Original Research Article - Extended Abstract

Effect of Compression Test Variables on the Structural Evolutions of New Cobalt-Nickel Alloy Based on Co-Ni-Al-W

Maryam Markabati ^{1*}, Mohammad Javad Karimian ², Seyed Mahdi Abbasi ³¹ Associate Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.² Master of sciences Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.³ Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.*Corresponding Author's Email: m_morakabati@mut.ac.ir (Maryam Morakabati)**Paper History:**

Received: 2024-04-02

Revised: 2024-07-23

Accepted: 2024-09-30

Keywords:

New Cobalt Nickel Based Superalloy,

Hot Compression Test;

Dynamic Recrystallization

Abstract: The novel cobalt-nickel-based superalloys have been introduced and developed based on the strengthening effect of the γ' order compound in nickel-based superalloys. The aim of the present study is to investigate the effects of temperature and strain rate during compression testing on the microstructural evolution of a Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B (wt.%) superalloy. In this study, hot compression tests were performed within a temperature range of 1050–1200°C, with 50°C intervals, and at strain rates of 0.1 s⁻¹ and 0.001 s⁻¹, up to a strain of 0.7. Microstructural evolution was analyzed using Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), and X-ray Diffraction (XRD) analysis. The results showed that as the temperature increased from 1050 to 1200°C and the strain rate decreased from 0.1 s⁻¹ to 0.001 s⁻¹, the flow stress decreased. Microstructural studies indicated that at a strain rate of 0.1 s⁻¹, increasing the temperature from 1050 to 1100°C did not lead to the onset of recrystallization; elongated grains were still present in the structure. At 1150°C, dynamically recrystallized grains began to nucleate and grow around the initial and pre-existing grain boundaries. Dynamically recrystallized grains were also observed on precipitates, indicating that the recrystallization mechanism was particle-stimulated nucleation. At 1200°C, the development of dynamic recrystallization was observed in certain regions of the structure. At a strain rate of 0.001 s⁻¹ from 1050°C, the development of dynamic recrystallization was observed throughout the structure. At 1150°C and a strain rate of 0.001 s⁻¹, the structure was fully recrystallized, displaying equiaxed grains with a uniform size distribution.

<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447689.1297>URL: https://www.jamt.ir/article_208274.html

1. INTRODUCTION

The high strength in Ni-based superalloys is achieved through γ' precipitates. These precipitates have an L12 ordered structure, which leads to yield point phenomena. Following the discovery of γ' in Ni-based superalloys, research has been conducted on Co-based superalloys to produce precipitates with an A3B-L12 structure, capable of strengthening Co-based superalloys through precipitation hardening. In 2006, the ordered γ' -Co₃(Al,W) precipitates were introduced by Klein et al. (Klein et al., 2011), exhibiting the same strengthening effect observed in Ni-based alloys. These precipitates remain stable up to 1173°C, leading to the development of new cobalt-based superalloys centered around the Co-Al-W system.

Studies (Kartika et al., 2009) on the microstructural evolution and mechanical properties of Co-Cr and Ni-Co-W alloys show that dynamic recrystallization is the dominant restoration mechanism during hot deformation of these alloys. In research conducted on a Co-32Ni-20Cr-10Mo alloy (Yamanaka et al., 2011), discontinuous dynamic recrystallization was reported to

occur at 1100–1220°C. However, twinning occurred as a result of dynamic recrystallization within the temperature range of 950–1050°C.

In this study, Al, W, Ni, Ti, and Co were added to promote the formation of γ' . Ni and Ti increased the volume fraction of γ' , while C and B enhanced the strength of the grain boundaries. Nb improved the stability of γ' , and Mo increased the overall strength of the superalloy. Since limited research has been published on the hot deformation behavior of new Co-based superalloys at temperatures higher than 1050°C, the present work studies the effect of compression test parameters on the microstructural evolution of a Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B superalloy.

2. MATERIALS AND METHODS

This study was conducted on a new cobalt-based superalloy with the chemical composition provided in Table 1. The primary ingot was produced via vacuum induction melting (VIM), followed by electrode refinement using electro-slag remelting (ESR). To reduce inhomogeneities, the ingot was homogenized at 1300°C for 16 hours. Cylinders with a height of 12 mm



and a diameter of 8 mm were then cut from the ingot to examine their structure.

Hot compression tests were conducted at 1050°C, 1100°C, 1150°C, and 1200°C with strain rates of 0.1 and 0.001 s⁻¹ using an Instron 8502 machine. It should be noted that the specimens were preheated for 10 minutes, and the tests were completed up to a strain of 0.7, after which they were immediately quenched in water.

To study the microstructure, the samples were polished and etched in a solution of 50 ml HCl and 50 ml HNO₃. The microstructure was examined using an Olympus optical microscope and FESEM VEGA3 TESCAN microscopy equipped with EDS. X-ray diffraction (XRD) analysis was also used to detect the phases present.

The chemical composition of the alloy used in this work was Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B (wt%).

3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig. 1 shows the flow curves of the alloy after compression test at temperatures of 1050, 1100, 1150, and 1200°C and strain rates of 0.1 and 0.001 s⁻¹ before and after correction for adiabatic heating effect. As seen, after correction, the flow stress decreases as the temperature increases. After the elastic region, the flow stress passes the yield strength and it increases until it reaches the peak stress. Then, the flow stress drops suddenly at low temperatures, confirming recrystallization.

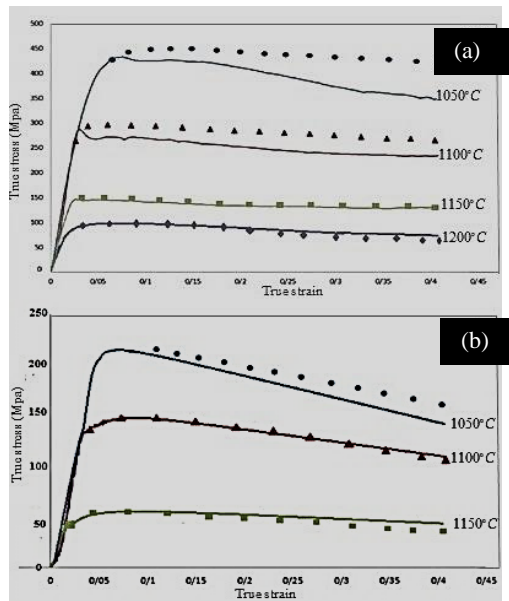


Figure 1. The true stress- true strain curves of the alloy before (solid line) and after adiabatic correction (dotted line) at various temperatures and strain rates of (a) 0.1 s⁻¹ and (b) 0.001 s⁻¹.

Fig. 2 shows the microstructure of the alloy after the hot compression test at temperatures of 1050, 1100, 1150, and 1200 °C and a strain rate of 0.1 s⁻¹. The microstructure of the alloy after the compression test at 1050 °C and 1100 °C shows recrystallization (Fig. 2(a) and Fig. 2(b)). This is attributed to the existence of high melting point elements, such as Mo and W, which raise the recrystallization temperature of the alloy. As seen in Fig. 2(c) and Fig. 2(d), some recrystallized grains are present at the initial grain boundaries and on some

precipitates. The new grains formed via the SIBM (Strain-Induced Boundary Migration) mechanism, which results from the bulging of grain boundaries (Gao et al. 2022). The necklace structure is also visible in the microstructure of the specimens hot compressed at 1150 °C and 1200 °C. Therefore, as the test temperature increased, the development of recrystallization was observed. Additionally, since some recrystallized grains nucleated on precipitates, the particle-stimulated nucleation (PSN) mechanism was identified as the second recrystallization mechanism activated in the alloy.

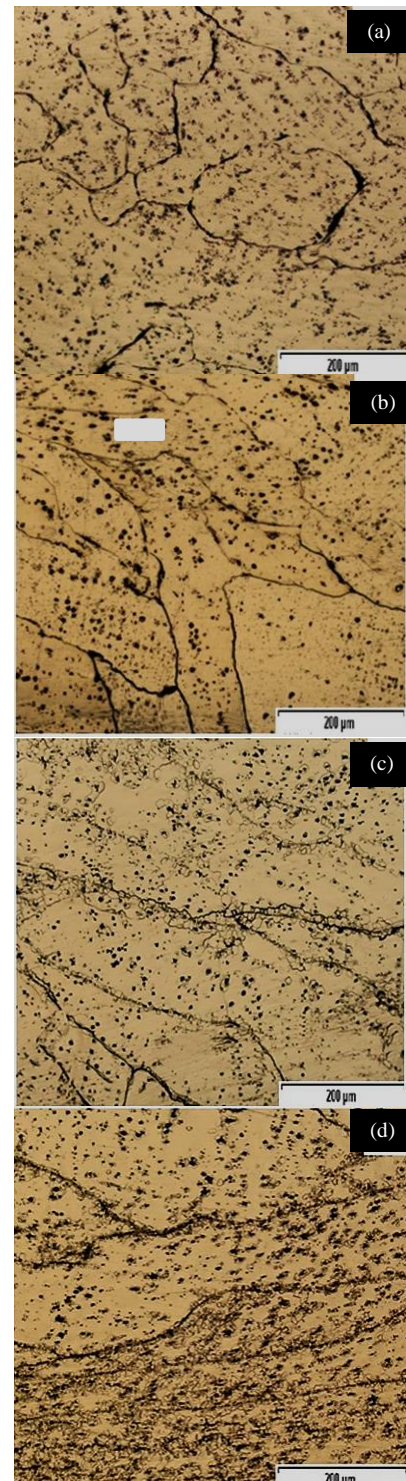


Figure 2. The microstructure of the alloy after hot compression test at temperatures of (a) 1050, (b) 1100, (c) 1150, and (d) 1200 °C and strain rate of 0.1 s⁻¹.

Fig. 3 shows the SEM microstructure of the specimens deformed at strain rate of 0.001 s^{-1} and temperatures of (a) 1050 and (b) 1150°C.

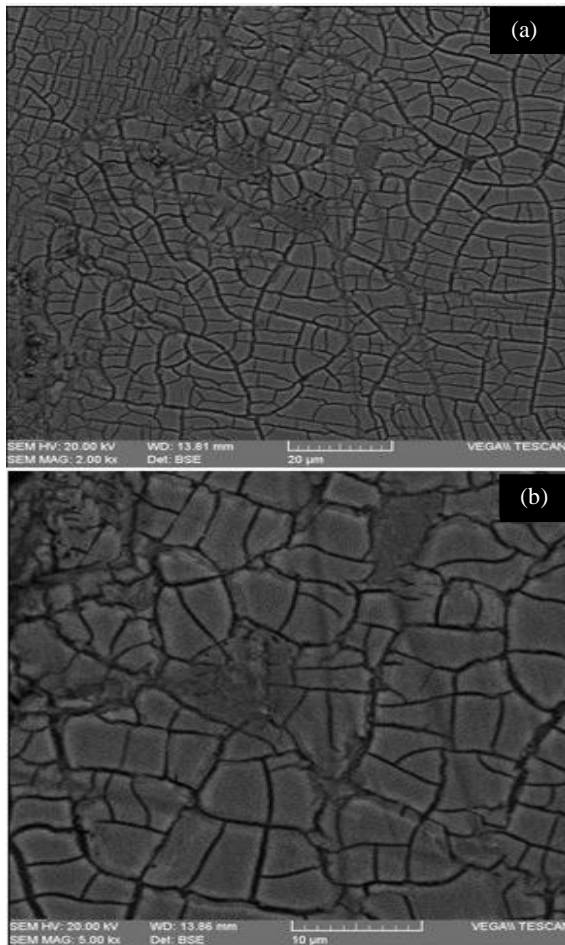


Figure 3. The SEM microstructure of the specimens deformed at strain rate of 0.001 s^{-1} and temperatures of (a) 1050 and (b) 1150°C.

In both microstructures, recrystallized grains can be observed. However, grain growth is evident in the microstructure of the specimen deformed at 1150°C and a strain rate of 0.001 s^{-1} . This is attributed to the decrease in the strain rate and the increase in deformation time, resulting in greater migration of grain boundaries. The increase in temperature from 1050°C to 1150°C raises the diffusion rate and increases the dissolution of γ' precipitates. Consequently, the migration rate of grain boundaries increases, leading to an increase in grain size at the deformation temperature of 1150°C.

4. CONCLUSION

The results show that, with an increase in temperature from 1050°C to 1200°C and a decrease in strain rate from 0.1 to 0.001 s^{-1} , recrystallization develops. The microstructural evolution indicates that the SIBM and PSN mechanisms are responsible for recrystallization in the studied Co-Ni-Al-W superalloy.

5. ACKNOWLEDGEMENT

I would like to express my gratitude to my supervisor and faculty of Malik Ashtar University of Technology who assisted me in carrying out this research.

REFERENCES

1. Klein, L., Shen, Y., Killian, M. S., & Virtanen, S. (2011). Effect of B and Cr on the high temperature oxidation behavior of novel γ/γ' -strengthened Co-base superalloys. *Corrosion Science*, 53, 2713–2720. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.04.020>
2. Kartika, I., Li, Y., Matsumoto, H., & Chiba, A. (2009). Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy. *Materials Transactions*, 50(9), 2277–2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
3. Yamanaka, K., Mori, M., & Chiba, A. (2011). Mechanical properties of as-forged Ni-free Co-29Cr-6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 528(18), 5961–5966. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
4. Gao, Q., Zhang, X., Ma, Q., Zhu, H., Zhang, H., & Sun, L. (2022). Accelerating design of novel Cobalt-based superalloys based on first-principles calculations. *Journal of Alloys and Compounds*, 927, 167012. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167012>



مقاله کامل پژوهشی

اثر متغیرهای آزمایش فشار بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید بر پایه‌ی Co-Ni-Al-W

مریم مرکباتی^{۱*}، محمد جواد کریمیان^۲، سید مهدی عباسی^۳

^۱دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

^۲دانشجوی کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

^۳استاد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۱/۱۴

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۵/۰۲

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۷/۰۹

کلیدواژه‌ها:

سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید،
آزمایش فشار داغ،
بازبلورش دینامیک

چکیده سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید با ایده‌ی استحکام‌بخشی ناشی از ترکیب بین‌فلزی منظم γ' در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل معرفی و توسعه داده شده‌اند. هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر متغیرهای آزمایش فشار شامل دما و نرخ کرنش بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B(%wt) است. در این خصوص، آزمایش فشار داغ در محدوده‌ی دمایی ۱۲۰۰-۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس، با گام ۵۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ‌های کرنش $0.1/s^{-1}$ و $0.001/s^{-1}$ تا کرنش ۰/۷ انجام شد. برای ارزیابی تحولات ساختاری، میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، آنالیز EDS و XRD به کار گرفته شد. نتایج نشان داد با افزایش دما از ۱۰۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از $0.1/s^{-1}$ به $0.001/s^{-1}$ تنش سیلان کاهش می‌یابد. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در نرخ کرنش $0.1/s^{-1}$ با افزایش دما از ۱۰۵۰ به ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس اثری از آغاز بازبلورش مشاهده نمی‌شود و همچنان دانه‌های کشیده‌شده در ساختار مشاهده می‌شوند. با افزایش دمای آزمایش تا ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس دانه‌های بازبلورش دینامیک در اطراف مرزدانه‌های اولیه و ازپیش موجود جوانه زده و رشد کرده‌اند. همچنین، دانه‌های بازبلورش دینامیک روی رسوبات موجود مشاهده شد که سازوکار بازبلورش، جوانه‌زنی ترغیب‌شده توسط ذرات است. با افزایش دما تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس، توسعه‌ی بازبلورش دینامیک در برخی مناطق مشاهده شد. در نرخ کرنش $0.001/s^{-1}$ از همان دمای ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس، توسعه‌ی بازبلورش دینامیک در کل ساختار مشاهده می‌شود، به‌گونه‌ای که در نرخ کرنش $0.001/s^{-1}$ و دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس ساختار به‌صورت کامل بازبلورش یافت و دانه‌های هم‌محور با توزیع اندازه‌ی یکنواخت مشاهده شدند.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447689.1297>

URL: https://www.jamt.ir/article_208274.html

۱- مقدمه

ایجاد می‌شود که از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری می‌کند. بنابراین، با افزایش دما، استحکام آن‌ها افزایش می‌یابد (Klein et al., 2011). پس از کشف فاز γ' در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل، تحقیقات متعددی (Longquan et al., 1994) در خصوص سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت انجام شد تا امکان‌سنجی رسوب‌سختی و ایجاد رسوبات مشابه با کمک فاز فشرده‌ی

سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل استحکام قابل ملاحظه‌ی خود را از طریق رسوبات γ' به دست می‌آورند. این رسوبات دارای ساختار بلوری منظم $L1_2$ هستند و به همین دلیل در دماهای بالا دارای رفتار غیرمتعارف نقطه‌ی تسلیم هستند. در دماهای بالا در ساختار این رسوبات، با حرکت نابجایی‌ها، عیوب ضدفازی

عهده‌دار مکاتبات: مریم مرکباتی

نشانی: تهران، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تلفن: ۲۲۹۳۶۴۹۴

پیام‌نگار: m_morakabati@mut.ac.ir

۹۵۰ تا ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس تشکیل می‌شود. در این پژوهش، انتخاب عناصر بر اساس این منطق انتخاب شدند که عناصر آلیاژی آلومینیم، تنگستن نیکل، تیتانیم و کبالت برای تشکیل رسوبات γ' در سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید ضروری هستند. افزودن نیکل و تیتانیم می‌تواند کسر حجمی فاز γ' را افزایش دهد و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ را بهبود بخشد. کربن و بور برای بهبود استحکام دانه از طریق تشکیل کاربیدهای MC و ترویج سازوکار جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب‌شده توسط ذرات اضافه می‌شوند. نایوبیم باعث افزایش پایداری رسوبات γ' می‌شود و مولیبدن باعث بهبود خواص مکانیکی سوپرآلیاژ می‌شود (McDevitt ET, 2014; Semiatin et al., 2004; Abdolmaleki et al., 2023; Humphreys & Hatherly, 2004). با توجه به اینکه تحقیقات اندکی درباره‌ی ارزیابی رفتار تغییرشکل داغ آلیاژهای نسل جدید پایه‌ی کبالت نیکل در محدوده‌های دمایی بالاتر از ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس انجام شده است، در پژوهش حاضر، تأثیر متغیرهای آزمایش فشار داغ بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل چندجزئی (Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B) بررسی شده است.

۲- مواد و روش‌ها

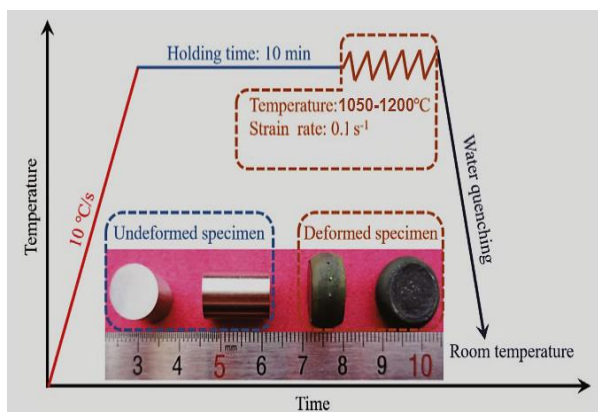
جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌ی ریختگی سوپرآلیاژ Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B را نشان می‌دهد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی شمش ریخته‌گری‌شده (درصد وزنی)

عنصر	Co	Ni	W	Cr	Al	Ta
ترکیب شیمیایی	۴۱/۳	۲۲/۸	۱۷/۱	۸	۳/۴	۲/۸
	Ti	Nb	Mo	C	B	
	۱/۵	۱/۵	۱/۵	۰/۰۶	۰/۰۲	

ابتدا مواد اولیه با خلوص بالا ذوب شدند و با استفاده از کوره‌ی VIM در قالب سرامیکی ریخته شدند. این شمش دارای عیوبی همچون حفرات انقباضی و آخال بود. این عیوب سبب کاهش کارپذیری شمش ریختگی می‌شوند. به‌منظور کاهش این

هندسی که ساختار $A_3B - L1_2$ دارند، بررسی شود. مطالعات متعددی (Jin et al., 2018) درباره‌ی سیستم‌های دوتایی کبالت با عناصر تنگستن، تانتالیم، تیتانیم، نیکل، مولیبدن، هافنیم و وانادیم برای دستیابی به ترکیب Co_3M با ساختار مشابه فاز γ' منظم با ترکیب (Ni_3Al) در سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت انجام شد. ترکیب Co_3Al معرفی شد که دارای ساختار $A_3B - L1_2$ است، اما این فاز نیمه‌پایدار است که تمایل به استحاله به فاز $CoAl - B_2$ را دارد (Knop et al., 2014). در ۲۰۰۶، رسوبات پایدار و منظم $Co_3(Al, W)$ را ساتو^۱ و همکاران (Sato et al., 2006) کشف کردند که دارای اثر استحکام‌بخشی مشابه با فاز γ' با ساختار $A_3B - L1_2$ در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل است که تا دمای ۱۱۷۳ درجه‌ی سلسیوس پایدار است. بنابراین، نسل جدیدی از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت، که توانایی رسوب سختی را به کمک فاز $\gamma' - Co_3(Al, W)$ دارند، معرفی شدند. بسیاری از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نسل جدید با ساختار دوفازی γ / γ' که تاکنون بررسی شده‌اند، عمدتاً بر پایه‌ی Co-Al-W هستند. از این رو، با توجه به مقادیر بالای عناصر دیرگداز در این آلیاژها، چگالی آنها به بالاتر از 9 gr/cm^{-3} می‌رسد. بنابراین، امروزه تلاش می‌شود، با افزودن مقداری مؤثر از عنصر نیکل به این رده از آلیاژها، استوکیومتری فاز γ' به سمت مقادیر بالای آلومینیم تغییر و در نتیجه چگالی این آلیاژها کاهش یابد. دستیابی به روش تولید نسل جدیدی از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نیکل و آلیاژهای پیشرفته‌ای همانند آلیاژهای تیتانیم با قابلیت افزایش خواص مکانیکی آنها اهمیت قابل‌ملاحظه‌ای دارد (Bauer et al., 2012; Golakiya & Chudasama, 2022). محققان (Kartika et al., 2009; Favre et al., 2013) به تحولات ساختاری آلیاژهای بر پایه‌ی Ni-Co-W و Co-Cr مکانیکی دما بالای آنها (Yamanaka et al., 2011; Yoda et al., 2012) پرداخته و دریافته‌اند که بازبلورش دینامیکی اصلی‌ترین سازوکار ترمیم در حین تغییرشکل داغ این آلیاژها است. در پژوهشی (Kartika et al., 2009) که درباره‌ی آلیاژ Co-32Ni-20Cr-10Mo انجام شد، گزارش شده است که بازبلورش ناپیوسته در محدوده‌ی دمایی ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس رخ می‌دهد. این درحالی است که دوقلویی ناشی از وقوع بازبلورش دینامیک در دماهای کمتر در محدوده‌ی دمایی



شکل ۱. شماتیک انجام فرایند فشار داغ

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریزساختار اولیه‌ی آلیاژ پس از ریختگری و همگن‌سازی

در شکل ۲، تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری شمش آلیاژ Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B، پس از فرایند VIM و ESR نمایش داده شده است. در این شکل، ساختار دندردیتی قابل مشاهده است؛ فازهای روشن هسته‌های دندردیت و فازهای تیره نواحی بین‌دندردیتی را تشکیل می‌دهند. مقدار ۳۹ درصد کسر حجمی را مناطق بین‌دندردیتی و مابقی را هسته‌های دندردیت تشکیل می‌دهند. گزارش شده است (Bauer et al., 2012) که در حین انجماد عناصر سنگین همانند تنگستن و تانتالیم در هسته‌های دندردیت و عناصر سبک مانند نیکل، تیتانیوم و آلومینیم در نواحی بین‌دندردیتی جاگیری می‌کنند.

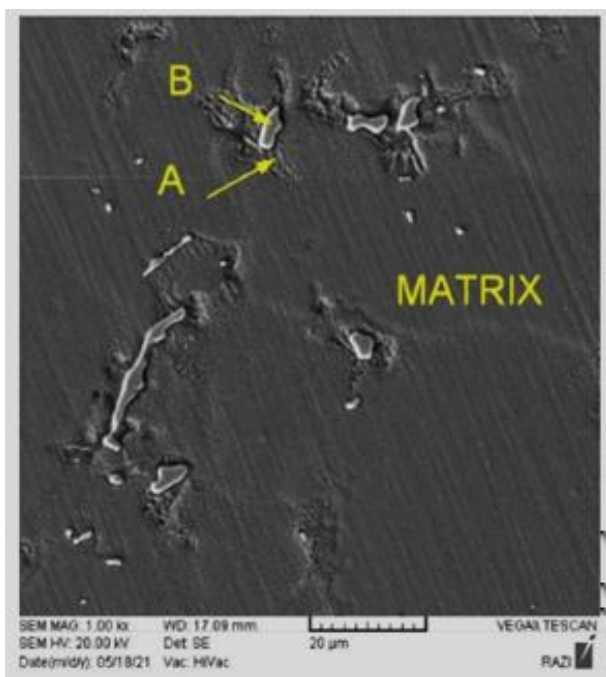


شکل ۲. تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری شمش آلیاژ

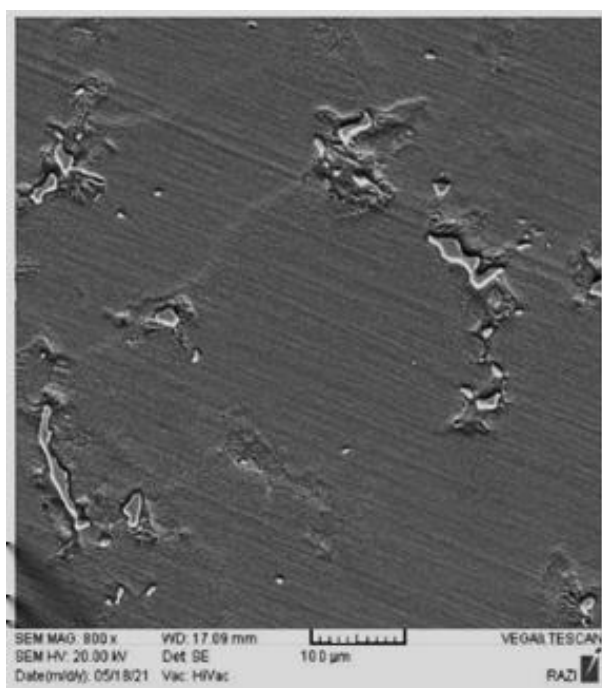
پس از تصفیه طی فرایند ESR

عیوب، ذوب مجدد در کوره‌ی ESR انجام شد. به منظور کاهش جدایش عناصر آلیاژی، نمونه‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 10$ میلی‌متر از شمش ESR شده بریده شدند و سپس نمونه‌ها به مدت ۸، ۱۲ و ۱۶ ساعت در دمای 1300°C درجه‌ی سلسیوس داخل کوره‌ی تحت اتمسفر هوا قرار داده شدند. با بررسی‌های ریزساختاری انجام‌شده، مشخص شد زمان به حداقل رسیدن جدایش‌های بین‌دندردیتی ۱۶ ساعت است. از این رو، شمش ریخته‌گری‌شده در دمای 1300°C درجه‌ی سلسیوس به مدت ۱۶ ساعت تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفت. مطابق استاندارد ASTM E 209 (ASTM, 2003)، نمونه‌های استوانه‌هایی به ارتفاع ۱۲ میلی‌متر و قطر ۸ میلی‌متر از یک قسمت از شمش برش‌کاری شدند. به منظور بررسی ترکیب شیمیایی، از آنالیز EDS به‌وسیله‌ی میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Tescan VEGA3 استفاده شد. سپس، آزمایش فشار داغ در دماهای 1050°C ، 1100°C و 1150°C و 1200°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ‌های کرنش ثابت 0.1 s^{-1} و 1 s^{-1} به‌وسیله‌ی دستگاه Instron مدل ۸۵۰۲ مجهز به کوره‌ی مقاومتی انجام شد. شماتیک چرخه‌ی آزمایش فشار داغ انجام‌شده در این تحقیق در شکل ۱ نشان داده شده است. گفتنی است که نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه درون کوره پیش‌گرم شدند و سپس تا کرنش 0.7% تحت آزمایش فشار داغ قرار گرفتند و در ادامه به سرعت در آب سرد شدند. از پودر گرافیت برای روان‌کاری دو سطح تماس نمونه با فک‌ها استفاده شد. نمونه‌های فشرده‌شده از وسط در راستای محور فشار برای بررسی ریزساختار به‌وسیله‌ی وایرکات برش‌کاری شده است. عملیات حکاکی با پوساب از مش ۲۴۰ تا ۳۰۰۰ انجام شد. پس از آن، نمونه‌ها داخل محلول اچ با ترکیب $50 \text{ ml HNO}_3 + 50 \text{ ml HCl}$ به مدت ۲ تا ۱۵ دقیقه قرار گرفتند. سپس، ریزساختار آن‌ها به‌کمک میکروسکوپ نوری مدل OlymPusDP25 بررسی شد. در این پژوهش، برای تعیین فازها بعد از آزمایش فشار داغ، از آنالیز XRD استفاده شده است.

باشد. به علت خطای آنالیز EDS در اندازه‌گیری کمی عناصر سبک، میزان کربن در آنالیز در نظر گرفته نشد. گزارش شده است (Yan et al., 2014) که کاربیدهای MC، در زمینه‌ی سوپرآلیاژهای ریختگی پایه‌ی کبالت، کبالت نسل جدید تشکیل می‌شوند. با توجه به دمای انحلال کاربید و دمای آغاز ذوب شدن آلیاژ می‌توان بیان کرد که کاربیدهای MC در آخرین مراحل انجماد تشکیل شده‌اند. این یافته با ریخت‌شناسی کاربیدها و محل قرارگیری آن‌ها در بین بازوهای دندریتی همخوانی دارد.



تصاویر ریزساختار میکروسکوپ الکترونی (SEM) از آلیاژ در شرایط ریختگی شده در بزرگ‌نمایی‌های گوناگون در شکل ۳ ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، دندریت‌ها که محصول انجماد غیرتعادلی هستند، کل ساختار آلیاژ را پوشش داده‌اند. در شکل‌های ۳، تعدادی رسوب سفیدرنگ در بین بازوهای دندریت مشاهده می‌شود. نتایج آنالیز EDS از نقاط A و B مشخص شده در تصویر شکل ۳، در جدول ۲ ارائه شده است. ترکیب رسوب B به ترکیب شیمیایی فازهای غنی از عنصر تنگستن نزدیک است که ممکن است کاربید غنی از این عنصر



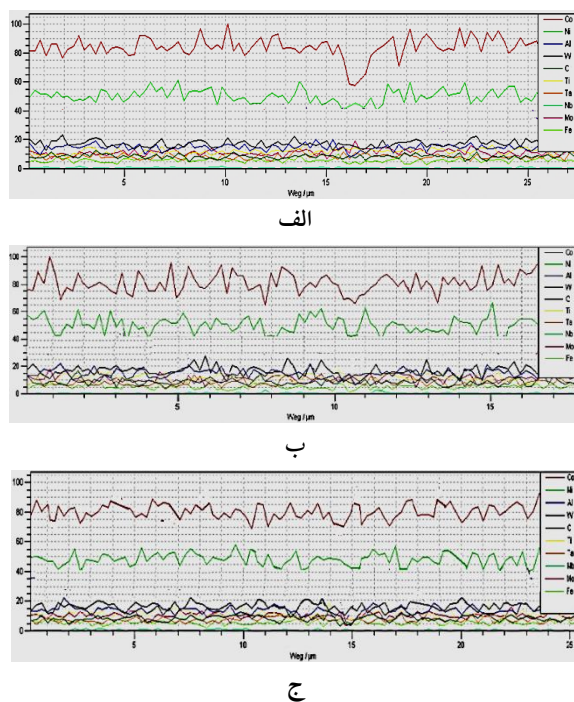
شکل ۳. ریزساختار سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر در شرایط ریختگی شده در بزرگ‌نمایی‌های گوناگون

جدول ۲. نتایج آنالیز EDS از نمونه‌ی ESR شده از نقاط A و B مشخص شده در شکل ۳ (درصد اتمی)

Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Al	Ni	Co	درصد وزنی
۰/۶۷	۰/۷۴	۳/۰۹	۲/۸۳	۰/۸	۱۶/۳	۲/۸۱	۲۶/۸۲	۴۴/۷۹	دندریت
۱/۱۵	۱/۲۵	۴/۵	۴/۴۶	۱/۷۸	۹/۹۲	۴/۰۳	۳۰/۴۴	۴۲/۴۵	ساختار A
۱/۸۸	۵/۰۳	۱۱/۷۵	۸/۶۱	۱/۶۱	۱۶/۵۹	۰/۷۲	۱۴/۶۸	۳۹/۱۲	ساختار B

سلسیوس به‌وضوح به توزیع اتم‌های محلول در زمینه‌ی آلیاژ منجر می‌شود. با افزایش زمان از ۸ تا ۱۶ ساعت، از کسر حجمی فاز تیره کاسته می‌شود تا حدی که کسر حجمی فاز تیره‌ی بین‌دندریتی به کمتر از ۱۰ درصد کاهش می‌یابد.

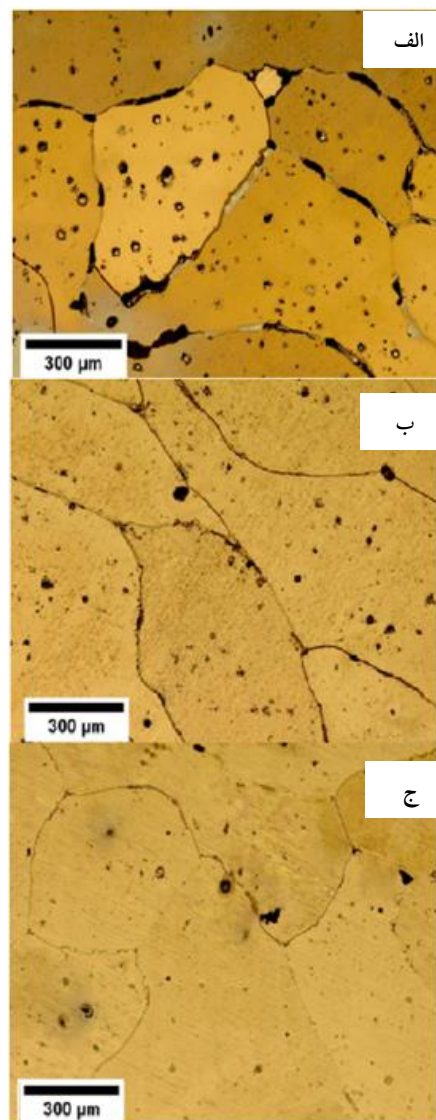
شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به‌مدت زمان‌های ۸، ۱۲، و ۱۶ ساعت را نشان می‌دهد. روند تصاویر شکل ۴ نشان می‌دهد که همگن‌سازی در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی



شکل ۵. آنالیز خطی توزیع عناصر نمونه‌های همگن‌سازی شده در ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت: الف) ۸، ب) ۱۲ و ج) ۱۶ ساعت

۳-۲- ارزیابی منحنی سیلان آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ

شکل ۶ منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی را برای سوپرآلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در محدوده‌ی دمایی ۱۲۰۰ تا ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش‌های $0.1/s$ و $0.01/s$ نشان می‌دهد. چنان‌که مشاهده می‌شود، در ابتدای تغییر شکل پس از طی مراحل الاستیک، سطح تنش به سرعت افزایش می‌یابد. سپس، منحنی به نقطه‌ی تسلیم می‌رسد که به حرکت نابجایی‌ها و تکثیر سریع آن‌ها نسبت داده می‌شود و منحنی سیلان تا استحکام حداکثر ادامه می‌یابد. پس از اتمام مرحله‌ی کارسختی، نرم شدن در منحنی‌های سیلان مشاهده می‌شود. به عبارت دیگر، افزایش اثر فرایندهای فعال‌شونده با دما و افزایش انرژی جنبشی آن‌ها سبب کاهش تنش برشی بحرانی برای لغزش می‌شود. بنابراین، فرایندهای ترمیم مانند فرایندهای بازیابی و بازبلورشدن دینامیکی فعال می‌شوند. افت منحنی سیلان، پس از کارسختی اولیه، با کاهش دانسیته‌ی نابجایی‌ها همراه است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، کاهش دما در نرخ کرنش ثابت باعث افزایش سطح تنش سیلان می‌شود. همین اثر با افزایش نرخ کرنش در دماهای ثابت نیز از مقایسه‌ی شکل‌ها کاملاً مشهود است. با افزایش نرخ کرنش به دلیل افزایش تولید نابجایی‌ها و نرخ برخورد آن‌ها و در نتیجه افزایش کارسختی تنش سیلان افزایش



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های همگن‌سازی شده در ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت: الف) ۸، ب) ۱۲ و ج) ۱۶ ساعت

در شکل ۵، نتایج حاصل از آنالیز خطی عناصر آلیاژی نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸، ۱۲ و ۱۶ ساعت به همراه تصاویر SEM از منطقه‌ای که آنالیز خطی آن گرفته شده نشان داده شده است. در شکل ۵الف مشاهده می‌شود که اختلاف غلظت کبالت و نیکل در طول خط آنالیز شده به ترتیب ۴۰ و ۲۰ واحد است. در شکل ۵ب، این اختلاف غلظت به ترتیب ۳۵ و ۲۰ است و، در شکل ۵ج، این اختلاف غلظت به حداقل و به ترتیب به ۲۰ و ۱۵ واحد می‌رسد. با توجه به اینکه هر چه میزان نوسانات عناصر آلیاژی کمتر باشد عملیات همگن‌سازی موفقیت‌آمیزتر بوده است، مشاهده می‌شود با افزایش زمان همگن‌سازی آلیاژ تا محدوده‌ی ۱۶ ساعت جدایش عناصر آلیاژی کاهش یافته است.

$$\Delta T = \frac{0.9 \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon}{pc} \quad (1)$$

در این رابطه، $\int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$ سطح زیرمنحنی تنش- کرنش، p دانسیته و c ظرفیت حرارتی آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر است. برای تصحیح اثر گرمای آدیاباتیک روی تنش سیلان، ابتدا در هر نرخ کرنش، ارتباط بین تنش و دما در کرنش 0.4 مطابق رابطه‌ی ۲ به دست آمد:

$$\sigma = f(T)|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (2)$$

سپس با مشتق‌گیری از روابط بالا، رابطه‌ی ۳ حاصل می‌شود:

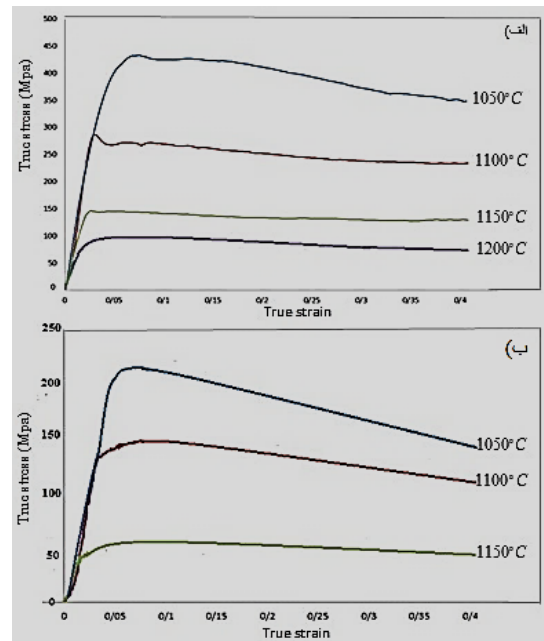
$$\left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} = f'(T)|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

حال، با افزایش کرنش، ΔT با استفاده از رابطه‌ی ۱ به دست می‌آید. سپس، از رابطه‌ی ۴ مقادیر $\Delta \sigma$ برای افزایش ΔT در دمای تغییرشکل قابل محاسبه است:

$$\Delta \sigma = \Delta T \left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

در شکل ۷، منحنی‌های سیلان پس از حذف اثر گرمایی آدیاباتیک نشان داده شده است. پس از محاسبه‌ی تغییرات تنش، مقدار محاسبه‌شده به مقدار تنش به‌دست‌آمده از آزمایش فشارگرم اضافه شد و به‌این ترتیب اثر گرمای تغییرشکل از تنش سیلان حذف می‌شود. با تکرار این مراحل در کرنش‌ها و نرخ‌های کرنش گوناگون، منحنی تنش سیلان اصلاح می‌شود. همان‌طور که در شکل ۷ مشاهده می‌شود، مقدار تصحیح تنش در شرایط دمایی 1200°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و 1150°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش 0.001 s^{-1} اندک است، درحالی‌که این میزان با کاهش دما و افزایش نرخ کرنش افزایش یافته و در دمای 1050°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} به حداکثر مقدار خود رسیده است. دلیل افزایش وابستگی گرمای ناشی از تغییرشکل در دماهای پایین و نرخ‌های کرنش بالا به ترتیب افزایش وابستگی تنش سیلان به دما و کاهش زمان برای خروج گرما از نمونه است. از سوی دیگر، با افزایش میزان کرنش مقدار تغییرات تنش سیلان نیز افزایش یافته است. این اتفاق به دلیل افزایش گرمای ناشی از تغییرشکل داغ با افزایش کرنش رخ می‌دهد. این پدیده نشان می‌دهد، در سوپرآلیاژ، افزایش دمای نمونه‌ی ناشی از گرمای تغییرشکل تأثیر بسزایی بر منحنی تنش-کرنش حقیقی دارد.

می‌یابد. بدیهی است که تنش وابستگی شدیدی به دمای تغییرشکل دارد و، با افزایش دمای تغییرشکل، تنش کاهش می‌یابد که علت آن تشدید نرم شدن با افزایش دما بر اثر فعال شدن نفوذ است. مقادیر افت تنش در دماهای 1100°C – 1050°C درجه‌ی سلسیوس از دماهای دیگر بالاتر است. این تفاوت بین پارامترها نشان می‌دهد که وابستگی تنش به دما در دماهای پایین بیشتر از دماهای بالا است.



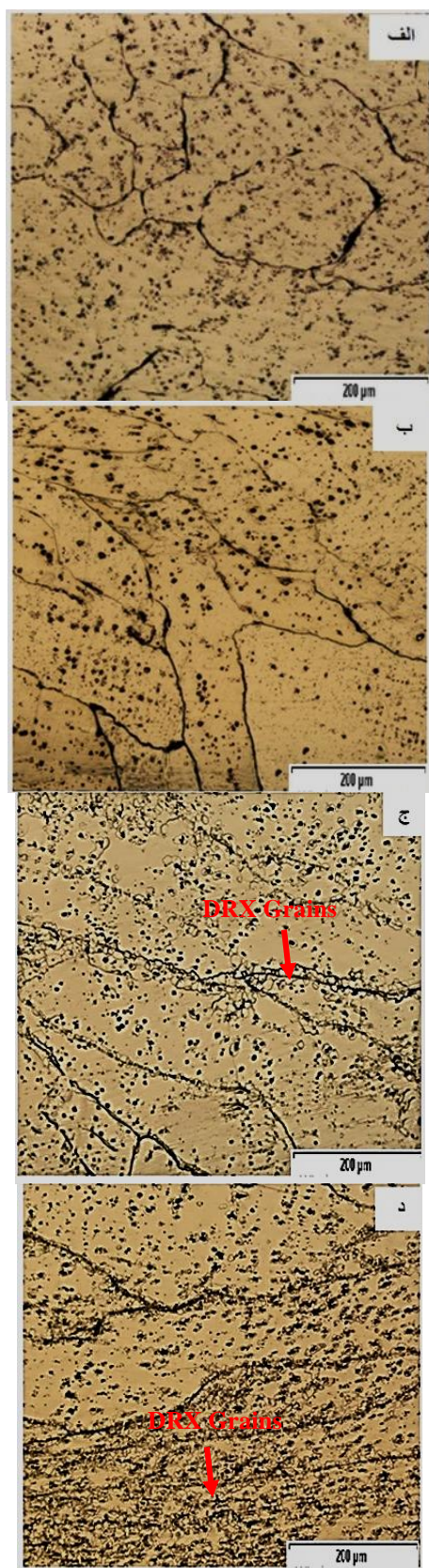
شکل ۶. منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش فشار داغ

سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل مورد بررسی در پژوهش حاضر در نرخ کرنش‌های الف) 0.1 s^{-1} ، ب) 0.001 s^{-1}

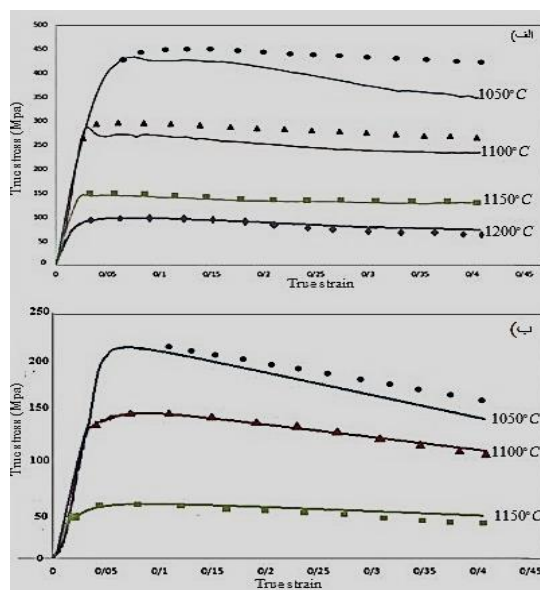
۳-۳- ارزیابی رفتار منحنی‌های سیلان با حذف اثر گرمای

آدیاباتیک

به‌طورکلی، دلایل افت تنش را که در منحنی‌های سیلان سوپرآلیاژ مشاهده می‌شود می‌توان به دو دسته تقسیم کرد: (۱) گرمای ناشی از تغییرشکل و (۲) تحولات ساختاری که این عامل خود شامل تحولات فازی، تغییرات ریزساختاری و بافت است. یکی از علل اصلی اصلاح منحنی‌های سیلان، با حذف اثر گرمای ناشی از تغییرشکل، جداسازی تأثیر عامل گرمای تغییرشکل از تحولات ساختاری بر افت تنش است؛ زیرا به دستیابی اطلاعات غلط و دارای خطا از منحنی‌های سیلان یک آلیاژ منجر می‌شود. براساس منبعی (Humphrays & Hatherly, 2004) که روشی محاسباتی است، میزان افزایش دما را می‌توان طبق رابطه‌ی ۱ محاسبه کرد:



شکل ۸. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته سوپرآلیاژ در دماهای (الف) ۱۰۵۰، (ب) ۱۱۰۰، (ج) ۱۱۵۰ و (د) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} حضور عناصر دیرگذاری همچون تنگستن و مولیبدن در ترکیب سوپرآلیاژ مورد بررسی، باعث افزایش دمای ذوب



شکل ۷. منحنی‌های تنش سیلان آلیاژ قبل (خط) و بعد از اصلاح اثر گرمای ناشی از تغییرشکل (نقطه‌ای) در دماهای گوناگون و نرخ‌های کرنش (الف) 0.1 s^{-1} ، (ب) 0.001 s^{-1}

۳-۴- ارزیابی تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پس از آزمایش فشار داغ

در ادامه، نتایج تحولات ساختاری آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش‌های 0.1 s^{-1} و 0.001 s^{-1} ارائه شده است.

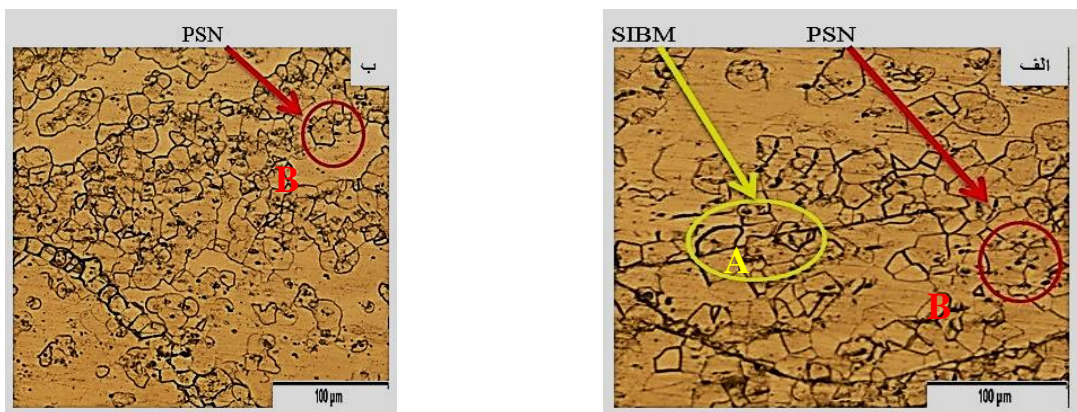
۳-۴-۱- ارزیابی تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پس از تغییرشکل در دماهای متفاوت و نرخ کرنش 0.1 s^{-1}

ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای متفاوت (۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس) و نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} در شکل ۸ نشان داده شده است. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس در شکل ۸ الف و ۸ ب نشان می‌دهد که دانه‌های درشت اولیه در ساختار باقی مانده‌اند. با توجه به تحقیقات قبلی

([Taheri-Mandarjani et al., 2015](#); [Li et al., 2022](#); [Mandal](#))

در باره‌ی سوپرآلیاژ بر پایه‌ی Co-Al-W نشان داده شده است که رسوبات بین‌فلزی γ' به دلیل مقاومت بالا در برابر لغزش نابجایی‌ها می‌توانند تنش سیلان را افزایش دهند. همچنین، می‌توانند از فعال شدن سازوکارهای ترمیم دینامیک شامل بازیابی و بازبلورش دینامیکی جلوگیری کنند. به عبارت دیگر، کم بودن دما و عدم فعال شدن شرایط نفوذ باعث می‌شود که بازبلورش آغاز نشود.

تغییر شکل یافته در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس است، به ترتیب در شکل‌های ۹الف و ۹ب نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۹الف مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه‌ی تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس برخی از دانه‌های کوچک بازبلورش کاملاً روی مرز دانه‌های اولیه‌ی ازپیش موجود جوانه‌زنی کرده‌اند که منطقه‌ی مشخص شده با A گویای این مطلب است. به عبارت دیگر، بخشی از مرز بزرگ زاویه ازپیش موجود به داخل دانه‌ی دیگر تاول می‌زند و ناحیه‌ی عاری از کرنش پس از مهاجرت باقی می‌گذارد. نیروی محرکه‌ی لازم برای مهاجرت مرز دانه بر اثر کرنش اختلاف دانسیته‌ی نابجایی‌ها در دو دانه‌ی مجاور است که این امر مستقیماً از فرایند تغییر شکل نشئت می‌گیرد؛ زیرا دانسیته‌ی نابجایی‌ها وابسته به جهات دانه‌ها است.



شکل ۹. ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای الف) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و ب) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱ در مقیاس بزرگ‌تر ۰/۱

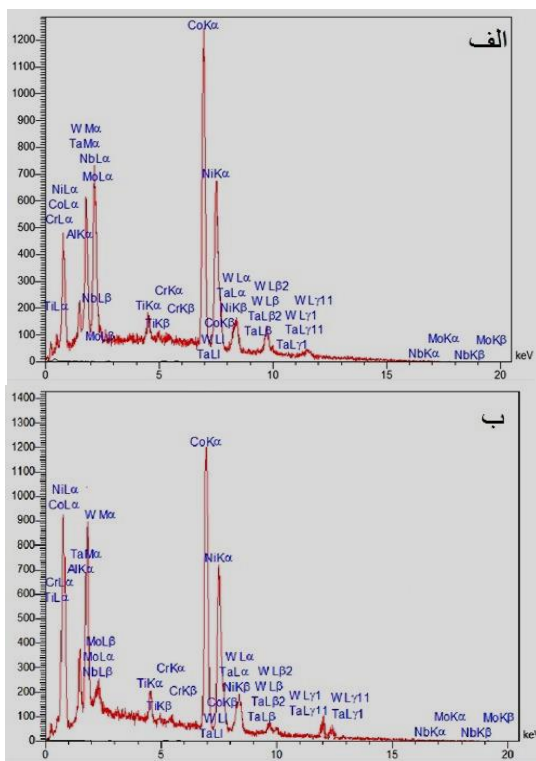
است که نشان می‌دهد چندین جوانه می‌توانند روی ذراتی با ابعاد بسیار بزرگ تشکیل شوند. همچنین، چنان‌که در شکل‌های ۹الف و ۹ب با علامت B نشان داده شده است، برخی از دانه‌ها روی رسوبات تشکیل می‌شوند که به این سازوکار «جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب شده توسط ذرات»^۴ اطلاق می‌شود. گزارش شده است که (Lass et al., 2014) اگر ذره استحکام بالایی داشته باشد، نابجایی‌ها، پس از عبور، حلقه‌هایی حول آن به جا می‌گذرانند. با ادامه‌ی تغییر شکل دانسیته‌ی نابجایی‌ها حول رسوب افزایش می‌یابد و در نتیجه میدان تنش نیز حول رسوبات افزایش می‌یابد و منطقه‌ی تغییر شکل حول ذرات تشکیل

سوپرآلیاژ می‌شوند و در نتیجه دمای آغاز بازبلورش افزایش می‌یابد. در شکل ۸-ج، شروع بازبلورش مشاهده می‌شود که عمدتاً مکان‌های جوانه‌زنی، مرز دانه‌های از پیش موجود و همچنین فصل مشترک رسوبات با زمینه است. با افزایش دما تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در شکل ۸د مشاهده می‌شود که کسر حجمی دانه‌های بازبلورش افزایش و بازبلورش دینامیکی توسعه می‌یابد. همچنین، در شکل ۸ج مشاهده می‌شود که با تغییر شکل در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس ساختاری موسوم به «ساختار گردن‌بندی»^۱ ایجاد می‌شود که حاکی از اختلاف قابل ملاحظه‌ی اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش با اندازه‌ی دانه‌های اولیه است. به علاوه، در شکل ۸د، توسعه‌ی ساختار گردن‌بندی مشاهده می‌شود. برای بررسی سازوکار وقوع بازبلورش، تصاویر با بزرگ‌نمایی بالاتر در شکل‌های ۸ج و ۸د، که مربوط به نمونه‌های

تاول زدن ناشی از «مهاجرت مرز دانه متأثر از کرنش»^۲ نامیده می‌شود. به عبارتی، جوانه‌زنی این دانه‌ها شامل رشد دانه‌های فرعی واقع بر مرز دانه‌ی بزرگ زاویه‌ی قبلی تا اندازه‌ی بحرانی و سپس تاول زدن آن به سمت زمینه‌ی تغییر شکل یافته است که به آن «سازوکار بازبلورش ناپیوسته»^۳ نیز گفته می‌شود (Humphreys & Hatherly, 2004). از طرفی، حضور رسوب‌های فراوان با ابعاد کمتر از یک میکرومتر می‌تواند سبب کاهش تحرک مرز دانه برای وقوع کامل بازبلورش دینامیک غیرپیوسته شود. معمولاً جوانه‌ی بازبلورش بیشتر روی ذراتی با قطر بیشتر از یک میکرون تشکیل می‌شود، اما شواهدی در دست

1. necklace
2. Strain Induced Boundry Migration (SIBM)
3. Discontinuous Dynamic Recrystallization (DDRX)
4. Particle Stimulated Nucleation (PSN)

عناصر تیتانیوم و تنگستن تشخیص داده شده است که به نظر می‌رسد به آنالیز کاربید (Ti,W)C نزدیک باشد. در تصاویر ارائه‌شده در شکل ۱۰، تفاوت رنگ در رسوبات مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه تمام تصاویر با روش الکترون برگشتی گرفته شده است، می‌توان بیان کرد که تفاوت رنگ مذکور ناشی از تفاوت در غلظت شیمیایی عناصر در این دو منطقه است (Meher et al., 2012; Tavakoli et al., 2018; Bocchini, 2015). با توجه به اندازه‌ی رسوبات ۱ و ۲ نشان‌داده‌شده در شکل ۱۰ می‌توان بیان کرد که آن‌ها می‌توانند وقوع بازبلورش را طبق مباحث بیان‌شده ترغیب کند. نتایج بررسی میانگین اندازه‌ی دانه‌ی ساختارها نشان می‌دهد که با افزایش دمای آزمایش فشار در نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} اندازه‌ی دانه‌ی کاهش و کسر حجمی ناحیه‌ی بازبلورش دینامیکی افزایش می‌یابد. به‌گونه‌ای که متوسط اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس به ترتیب ۵۴ و ۸۹ میکرون به دست آمد.



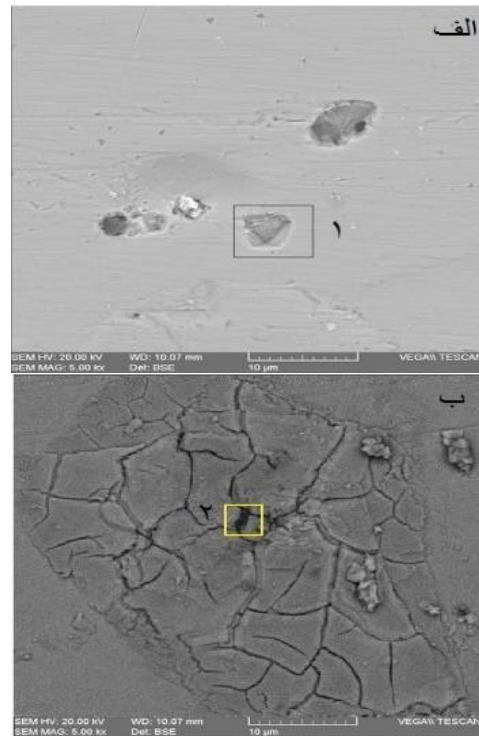
شکل ۱۱. آنالیز نقطه‌ای EDS از نقاط مشخص‌شده در شکل ۱۰

(الف نقطه‌ی ۱ و ب نقطه‌ی ۲)

جدول ۳. آنالیز EDS نقاط مشخص‌شده در شکل ۱۰ (درصد اتمی)

نقطه	Co	Ni	Al	W	Ti	Ta	Nb	Mo	Cr
۱	۵۵/۷۱	۲۷/۵۹	۲/۰۸	۸/۴۹	۲/۱۵	۱/۱۷	۰/۷۲	۰/۷۴	۱/۳۵
۲	۵۷/۹۴	۲۸/۵۲	۱/۷۲	۶/۷۲	۱/۶۷	۰/۹۸	۰/۶۸	۰/۷۱	۱/۰۶

می‌شود. این مناطق دارای شیب دانسیته‌ی نابجایی‌ها و شیب جهت‌گیری هستند. در حضور شیب جهت‌گیری، پس از رشد دانه‌های فرعی ازپیش‌موجود، مرزهای کم‌زاویه به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند. بنابراین، دانه‌های بازبلورش در فصل مشترک رسوب با زمینه جوانه‌زنی می‌کنند. تشکیل جوانه‌ی ترغیب‌شده توسط ذرات در سطح ذره‌ایی که بیشترین شیب جهت‌گیری را دارد با سهولت بیشتری اتفاق می‌افتد (Gao et al., 2019; AliakbariSani et al., 2022).



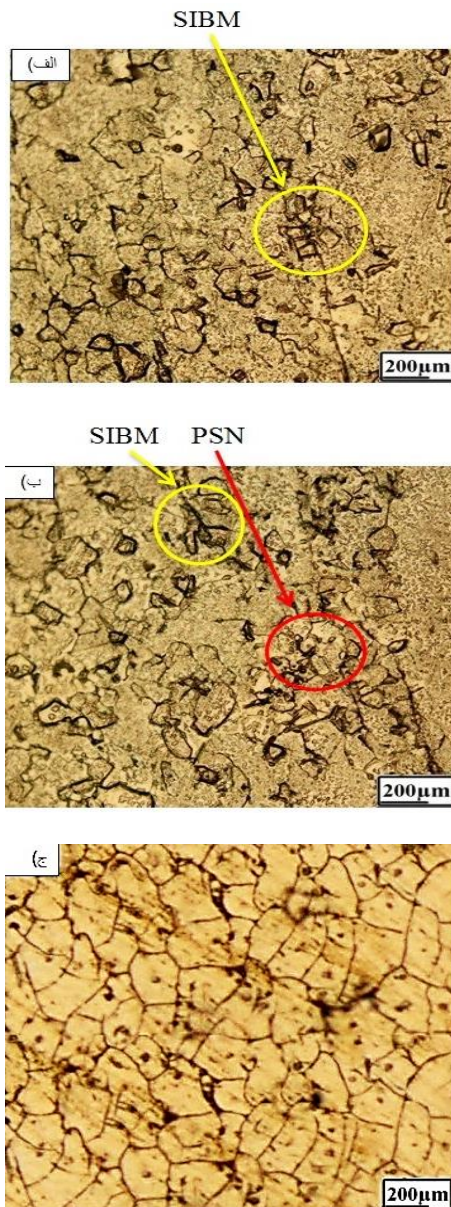
شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های

تغییرشکل‌یافته در (الف) ۱۱۵۰ و (ب) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش s^{-1}

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها را پس از آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس نشان می‌دهد.

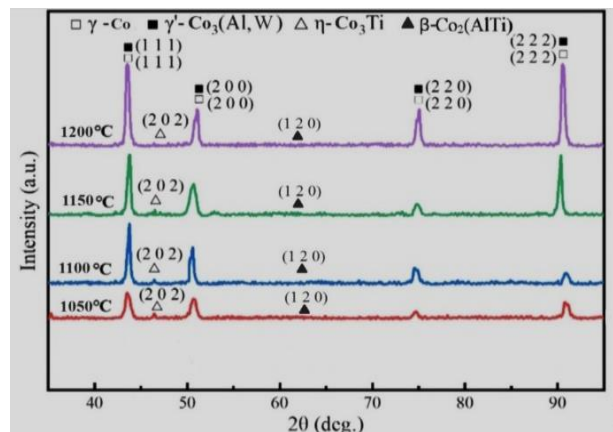
در شکل ۱۰، تعدادی رسوب سفیدرنگ مشاهده می‌شود. بر روی دو مورد از این رسوبات (نقاط ۱ و ۲) آنالیز نقطه‌ای EDS گرفته شد که نتیجه‌ی آن در شکل ۱۱ ارائه شده است. با توجه به عناصر حاضر در این آنالیز (جدول ۳)، نقاط ۱ و ۲ غنی از

بیشتر تازه شروع بازبلورش رخ داده است که می‌توان دلیل آن را به افزایش فرصت برای وقوع بازبلورش با کاهش نرخ کرنش نسبت داد. همچنین، در شکل ۱۳ ج مشاهده می‌شود که کسر حجمی دانه‌های بازبلورش افزایش یافته و کل ساختار بازبلورش پیدا کرده است. در شکل ۱۴، تصاویر الکترون روبشی برای دو دمای ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1} با ۰/۰۰۱ دو نوع بزرگ‌نمایی نمایش داده شده است.



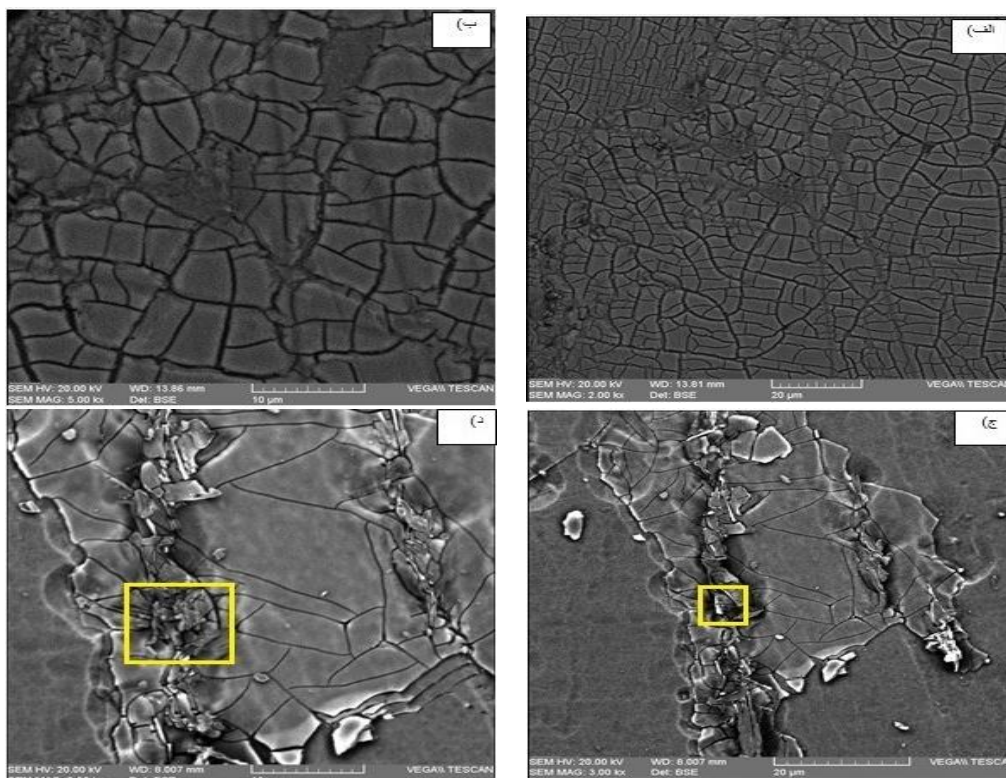
شکل ۱۳. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای الف) ۱۰۵۰، ب) ۱۱۰۰ و ج) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱

به‌منظور بررسی دقیق‌تر مات فازها، آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه‌ها در شرایط بعد از آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱ در شکل ۱۲ نمایش داده شده است. مطابق با شکل ۱۲ مشاهده می‌شود که با آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱، شرایط برای جوانه‌زنی و رسوب‌گذاری فازهای γ' - $\beta - Co_2(AlTi)$ و $Co_3(Al, W)$ فراهم شده است. بنابراین، پس از آزمایش فشار داغ، از کسر حجمی فازهای $\gamma - Co$ و β و γ' کاسته شده و به کسر حجمی فازهای γ' و β افزوده شده است. شدت پیک مربوط به ساختار دوفازی γ/γ' نمونه‌ها برابر با ۱۱۱، ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲۲۲ بوده است. با آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱ در این دماها، رسوبات γ' با کسر حجمی مناسبی جوانه‌زنی و رشد کرده و پایدار شده‌اند.



شکل ۱۲. الگوی پراش پرتوی ایکس (XRD) از آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱

۳-۴-۲- ارزیابی تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پس از تغییرشکل در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱
 شکل ۱۳ ریزساختار آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ را نشان می‌دهد. مقایسه‌ی ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ در شکل ۱۳ الف با ریزساختار نمونه‌ها با دمای مشابه در شکل ۱۸ الف نشان می‌دهد که کاهش نرخ کرنش سبب توسعه‌ی بازبلورش دینامیکی شده است. در شکل ۱۳ ب، برخی از دانه‌ها روی رسوبات تشکیل شده‌اند و بخشی از مرزهای بزرگ زاویه ازپیش موجود داخل دانه‌ی دیگر تاول زده‌اند، درحالی‌که در دمای مشابه با نرخ کرنش



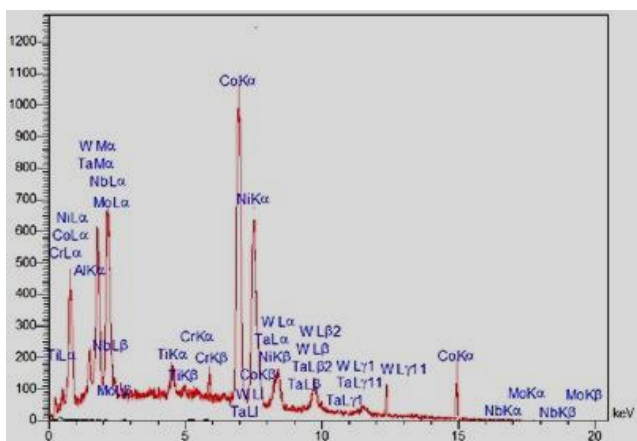
شکل ۱۴. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته‌ی سوپرآلیاژ در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ و دماهای الف) ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگ‌نمایی کمتر، ب) ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگ‌نمایی بیشتر، ج) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگ‌نمایی کمتر و د) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس بیشتر

جدول ۴. نتایج آنالیز EDS در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ نقاط مشخص شده در شکل ۱۴ (درصد اتمی)

Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Al	Ni	Co	عناصر
۰/۸۱	۰/۵۳	۰/۴۷	۰/۷۵	۱/۰۰	۳/۹۰	۱/۲۰	۳۱/۰۰	۶۰/۳۴	۱۱۵۰°C

زمینه‌ی % شده و این دلیلی بر افزایش اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش است و نتایج حاصل از ریزساختار SEM را اثبات می‌کند.

با مقایسه‌ی دو تصویر ۱۴ب و ۱۴د به‌وضوح می‌توان درشت شدن دانه‌های بازبلورش دینامیکی را مشاهده کرد. افزایش اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش دینامیکی را می‌توان به افزایش دما و کم شدن نرخ کرنش نسبت داد. از این‌رو، کاهش نرخ کرنش و افزایش زمان قرارگیری نمونه‌ی تحت بار شرایط را برای کاهش انرژی سیستم فراهم می‌کند، به‌گونه‌ای که با وجود اینکه حین بازبلورش مساحت مرزها افزایش می‌یابد، اما انرژی سیستم با کاهش مساحت مرزها کاهش می‌یابد که این مسئله رشد دانه را به همراه دارد (Meher et al., 2012). آنالیز EDS برای نمونه‌ای که تحت آزمایش فشار داغ در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ قرار گرفته در شکل ۱۵ و نتایج آن در جدول ۴ ارائه شده است. زیاد شدن درصد عنصر کبالت در نتایج EDS نشان‌دهنده‌ی انحلال فاز γ' در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ است که باعث افزایش فاز



شکل ۱۵. آنالیز EDS نقطه‌ای از مربع در شکل ۱۴ برای نمونه آزمایش‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$

۴- نتیجه‌گیری

مراجع

- Abdolmaleki, F., Seifollahi, M., & Qazi mirsaeid S. M. (2023). The Effect of Withdrawal Rate on the Microstructural Defects of a New Cobalt-nickel Based Directionally Solidified Superalloy. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 12(4), 15-23. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2023.396693.1278>
 - AliakbariSani, S., Arabi, H., Kheirandish, S., & Ebrahimi, G. R. (2019). An investigation on the homogenization treatment and elements segregation on the microstructure of γ/γ' cobalt based superalloy. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 26(2), 222-233. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1727-7>
 - ASTM, E. (2003). 8M. Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials (Metric), Annual Book of ASTM Standards. In *Am Soc Testing Mater* (Vol. 3, p. 01): https://www.astm.org/e0008_e0008m-22.html
 - Bauer, A., Neumeier, S., Pyczak, F., Singer, R. F., & Göken, M. (2012). Creep properties of different γ' -strengthened Co-base superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 550, 333-341. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.083>
 - Bocchini, P. J. (2015). Microstructure and Mechanical Properties in Gamma (face-centered cubic)+ Gamma Prime Precipitation-Strengthened Cobalt-based Superalloys (Doctoral thesis, dissertation). Northwestern University: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/2015PhDT.....143B>
 - Favre, J., Koizumi, Y., Chiba, A., Fabregue, D., & Maire, E. (2013). Deformation behavior and dynamic recrystallization of biomedical Co-Cr-W-Ni (L-605) alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(6), 2819-2830. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1602-x>
 - Gao, Q., Zhang, X., Ma, Q., Zhu, H., Zhang, H., & Sun, L. (2022). Accelerating design of novel Cobalt-based superalloys based on first-principles calculations. *Journal of Alloys and Compounds*, 927, 167012. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167012>
 - Golakiya, V. D., & Chudasama, M. K. (2022). Experimental Formability Study of Ti6Al4V Sheet Metal using Friction Stir Heat Assisted Single Point Incremental Forming Process. *IJE TRANSACTIONS C: Aspects*, 35(03), 560-566. <https://doi.org/10.5829/ije.2022.35.03c.08>
 - Humphreys, F., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, Oxford. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-07986-0>
 - Jin, M., Miao, N., Zhao, W., Zhou, J., Du, Q., & Sun, Z. (2018). Structural stability and mechanical properties of Co₃ (Al, M) (M= Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W) compounds. *Computational Materials Science*, 148, 27-37. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.02.015>
 - Klein, L., Shen, Y., Killian, M. S., & Virtanen, S. (2011). Effect of B and Cr on the high temperature oxidation behavior of novel γ/γ' -strengthened Co-base superalloys. *Corrosion Science*, 53, 2713-2720. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.04.020>
 - Kartika, I., Li, Y., Matsumoto, H., & Chiba, A. (2009). Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy. *Materials Transactions*, 50(9), 2277-2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
 - Knop, M., Vorontsov, V. A., Hardy, M. C., & Dye, D. (2014). High-temperature γ (FCC)/ γ' (L12) Co-Al-W based superalloys. *MATEC Web of Conferences* (Vol. 14, p. 18003). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141418003>
 - Lass, E. A., Williams, M. E., Campbell, C. E., Moon, K. W., & Kattner, U. R. (2014). γ' Phase Stability and Phase Equilibrium in Ternary Co-Al-W at 900 °C. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 35, 711-723. <https://doi.org/10.1007/s11669-014-0346-2>
 - Li, H., Zhuang, X., Lu, S., Li, L., & Feng, Q. (2022). Hot deformation behavior and flow stress modeling of a novel CoNi-based wrought superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 894, 162489. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162489>
 - Longquan, S., Northwood, D. O., & Cao, Z. (1994). The properties of a wrought biomedical cobalt-chromium alloy. *Journal of Materials Science*, 5, 1233-1238. <https://doi.org/10.1007/BF00975070>
- رفتار منحنی‌های سیلان سوپرآلیاژ در نرخ کرنش های 0.1 s^{-1} و 0.01 s^{-1} پس از آزمایش فشار حاکمی از افزایش تنش تا تنش حداکثر و سپس افت آن تا رسیدن به مرحله‌ی پایا است که حاکمی از وقوع بازبلورش دینامیکی است.
- بررسی منحنی‌های سیلان نشان می‌دهد که با افزایش دما از 1050 تا 1200 درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از 0.1 s^{-1} به 0.01 s^{-1} مقدار تنش سیلان کاهش می‌یابد.
- نتایج بررسی‌ها نشان داد که در ریزساختار نمونه‌ها پس از آزمایش فشار در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای 1050 و 1100 درجه‌ی سلسیوس و همچنین در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در دمای 1050 درجه‌ی سلسیوس اثری از وقوع بازبلورش مشاهده نمی‌شود.
- افزایش دمای آزمایش از 1150 تا 1200 درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از 0.1 s^{-1} تا 0.01 s^{-1} نشان‌دهنده‌ی توسعه‌ی بازبلورش دینامیکی در ساختار به‌واسطه‌ی افزایش کسر دانه‌های بازبلورش است.
- نتایج بررسی ریزساختار نمونه‌ها در دماهای 1150 و 1200 درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای 1100 ، 1150 و 1200 درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} و همچنین در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در تمامی دماها حاکمی از تشکیل دانه‌های بازبلورش روی مرزهای بزرگ زاویه از طریق سازوکار بازبلورش دینامیک ناپیوسته است.
- نتایج بررسی تحولات ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} در همه‌ی دماها و همچنین نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در دماهای 1050 و 1100 درجه‌ی سلسیوس سازوکار بازبلورش دینامیک، علاوه بر بازبلورش ناپیوسته، جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب‌شده توسط ذرات است. با افزایش دما در همین نرخ کرنش، انحلال رسوبات به رشد دانه منجر شد.

۵- سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله لازم می‌دانند از حمایت‌های مالی پژوهشکده‌ی مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر از این پژوهش قدردانی کنند.

17. Mandal, S., Jayalakshmi, M., Bhaduri, A. K., & Subramanya, S. V. (2014). Effect of Strain Rate on the Dynamic Recrystallization Behavior in A Nitrogen-Enhanced 316L (N). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(12), 5645-5656. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2480-1>
18. McDevitt ET (2014). Vacuum induction melting and vacuum arc remelting of Co-Al-WX gamma-prime superalloys. *MATEC Web of Conferences* (Vol. 14, p. 02001). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141402001>.
19. Meher, S., Yan, H. Y., Nag, S., Dye, D., & Banerjee, R. (2012). Solute partitioning and site preference in γ/γ' cobalt-base alloys. *Scripta Materialia*, 67, 850-853. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.08.006>
20. Sato, J., Omori, T., Oikawa, K., Ohnuma, I., Kainuma, R., & Ishida, K. (2006) Cobalt-Base High-Temperature Alloys. *American Association for the Advancement of Science*, 312, 90-91. <https://doi.org/10.1126/science.1121738>
21. Semiatin, S. L., Weaver, D. S., Kramb, R. C., Fagin, P. N., Glavicic, M. G., & Goetz, R. L. (2004). Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot material. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(2), 679-693. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0379-y>
22. Suzuki, A., & Pollock, T. M. (2008). High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys. *Acta Materialia*, 56(6), 1288-1297. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.014>
23. Taheri-Mandarjani, M., Zarei-Hanzaki, A., & Abedi, H. R. (2015). Hot Ductility Behavior of An Extruded 7075 Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 637, 107-122. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.038>
24. Tavakoli, M., Seifollahi, M., & Abbasi, S. M. (2018). The Effects of Homogenizing on the casting microstructure and hardness of GTD111 superalloy. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 6(4), 25-32. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2018.70378>
25. Yamanaka, K., Mori, M., & Chiba, A. (2011). Mechanical properties of as-forged Ni-free Co-29Cr-6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 528(18), 5961-596. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
26. Yan, H. Y., Vorontsov, V., & Dye, D. (2014). Alloying effects in polycrystalline γ' strengthened Co-Al-W base alloy. *Intermetallics*, 48, 44-53. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.10.022>
27. Yoda, K., Takaichi, A., Nomura, N., Tsutsumi, Y., Doi, H., Kurosu, S., ... & Hanawa, T. (2012). Effects of chromium and nitrogen content on the microstructures and mechanical properties of as-cast Co-Cr-Mo alloys for dental applications. *Acta Biomaterial*, 8(7), 2856-2862. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.03.024>