

مقاله پژوهشی

محسن مهدیزاده<sup>۱</sup>، حسن فرهنگی<sup>۲\*</sup>

۱- دانشجوی دکترای دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه تهران، تهران، ایران.

\* hfarhangi@ut.ac.ir

چکیده

تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی سوپر آلیاژ IN617 پیرسازی شده در دمای ۹۰۰ درجه و زمان‌های مختلف از یک ساعت الی ۲۰۰۰ ساعت مورد بررسی قرار گرفت. جهت بررسی از آزمایش‌های متالوگرافی، SEM، TEM، استخراج فازها از زمینه، XRD و خواص مکانیکی استفاده شد. با شروع زمان پیرسازی حتی در یک ساعت اول کسر سطحی قابل توجهی از کاربیدهای مرزدانه‌ای و درون‌دانه‌ای تشکیل شد که ابتدا به بلوکی شکل و با افزایش زمان پیرسازی به بیش از ۱۰۰۰ ساعت از نظر ابعادی رشد یافته و به شکل‌های صفحه‌ای، شبه کروی و میله‌ای تغییر یافتند. کاربیدها به‌مرور در مرزدانه‌ها، درون‌دانه‌ها و مرزهای دوقلوبی و در زمان ۲۰۰۰ ساعت در بیشتر مرزدانه‌ها به شکل پیوسته تشکیل شد. اکثر کاربیدها از نوع  $M_{23}C_6$  و درصد کمی از نوع  $M_6C$  است. در یک ساعت اول پیرسازی درصد بسیار کمی از فاز  $\gamma'$  در ساختار پدید آمد؛ ولی در ادامه این فاز حل شده و فقط در پیک‌های اشعه ایکس رسوبات استخراج شده از زمینه شناسایی شدند. علاوه بر کاربیدها فاز  $Ti(C,N)$  از ابتدا در ساختار وجود داشته و از زمان‌های ۱۵۰۰ به بعد به دلیل وجود کربن در آن بخش کمی از آن به کاربید استحاله می‌یابد. سختی، استحکام نهایی در دمای محیط و استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ درجه با افزایش زمان پیرسازی اندکی بهبود می‌یابند، اما بعد از ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی، خواص به مقادیر ورق نو کاهش می‌یابند. به دلیل تشکیل کاربیدهای مرزدانه‌ای و درون‌دانه‌ای انرژی ضربه بعد از ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی، معادل یک چهارم ورق نو است؛ دلیل آن این است که نوع شکست بعد از ۱۰۰ ساعت پیرسازی از نوع نرم به ترد مرزدانه‌ای تغییر می‌یابد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۰/۰۸/۱۶

پذیرش: ۱۴۰۰/۱۰/۳۰

کلید واژگان:

سوپر آلیاژ IN617

پیرسازی

تغییرات ریزساختاری

خواص مکانیکی

Effect of Aging Time on Microstructure and Mechanical Properties of IN617 Superalloy at 900 °C

Mohsen mehdizadeh<sup>1</sup>, Hassan Farhangi<sup>2\*</sup>

1- PHD student of School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor of School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

\* hfarhangi@ut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

DOR:

20.1001.1.24233226.1401.16.2.7.6

Keywords:

IN617

Aging

Microstructure

Mechanical Properties

Abstract

Microstructural changes and mechanical properties of IN617 superalloy aged at 900 °C for different durations from one hour to 2000 hours were investigated in the present work. The optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), transition electron microscope (TEM), X-ray diffraction (XRD) and hardness and tensile tests were used to investigate the microstructure and mechanical properties of aged alloys. A significant amount of intergranular carbides were observed in the microstructure of aged alloys even in the microstructure of alloy which was aged for one hour. Block-shape carbides were observed in the sample which was aged for one hour. It was observed that with increasing the aging time the morphology of the carbides changed to quasi-spherical, plate and rod shaped. The carbides were first formed along the grain and twin boundaries and then within the grains, and continuous carbide layer was observed along the grain boundaries for the sample which was aged for 2000 hours. Most of the carbides were  $M_{23}C_6$  and a small percentage of them were determined to be  $M_6C$ . Furthermore, it was observed that a small amount of  $Ti(C,N)$  phase which was present in the as received sample was converted to carbides after aging for 1500 hours.  $\gamma'$  phase was only observed in the microstructure of sample which was aged for one hour. Mechanical test results shown that the hardness, ultimate strength at room temperature and at 750°C increased with increasing the aging time, but after 2000 hours of aging these properties decreased to the values of as received sample. The impact energy of the sample which was aged for 2000 hours was equivalent to 25% of as received sample due to the formation of a continuous carbide layer along the grain boundaries. The fracture surface of the impact samples were investigated and it was observed that fracture mode changed from ductile for as-received sample to brittle intergranular fracture for the samples which were aged for more than 100 hours.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Mohsen mehdizadeh, Hassan Farhangi, Effect of Aging Time on Microstructure and Mechanical Properties of IN617 Superalloy at 900 °C, New Process in Material Engineering, 2022, 16(2), 75-91.

## ۱- مقدمه

فاز  $\delta$  ( $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ) توسط کایبو و همکاران<sup>۴</sup> [۷] در نمونه‌های قرار گرفته در دمای C 700° برای مدت 34000 ساعت گزارش شد. این فاز در این نمونه‌ها به صورت زیگزآگ شکل و در نزدیکی مرزهای دانه، در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری مشاهده شد. علاوه بر این در سال 2013، فاز  $\mu$  توسط رام و همکاران<sup>۵</sup> [۸] در نمونه‌های قرار گرفته در دمای C 650° برای 45000 ساعت و دمای C 700° برای مدت 4000 ساعت شناسایی شد. فاز  $\mu$  در این نمونه‌ها با ابعاد 60 تا 500 نانومتر در موقعیت‌های درون‌دانه‌ای، مرزدانه‌ها، مرزهای دوقلویی و در نزدیکی کاربیدهای درون‌دانه‌ای و مرزدانه‌ای مشاهده شد. فازهای پایدار در دماهای مختلف برای سوپر آلیاژ اینکونل 617 به وسیله نرم‌افزار ThermoCalc محاسبه شد [۸]؛ هر چند که تفاوت‌های مختصری بین نتایج نرم‌افزار با نتایج آزمایشگاهی مشاهده می‌شود، اما حضور فازهای  $\gamma'$ ،  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ ،  $\text{M}_6\text{C}$  و  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  در ریزساختار سوپر آلیاژ اینکونل 617 اثبات شده است. تاکنون مطالعات زیادی در خصوص تغییرات ریزساختاری آلیاژ 617 در دماهای کاری 700 الی 850 درجه انجام شده است [28-9] بنابراین در این پژوهش دمای 900 درجه انتخاب گردید. در مطالعات انجام شده بیشتر روی شناسایی و تشکیل فازها بحث شده است. در این مقاله سعی شده است علاوه بر بررسی و شناسایی فازها و رسوب‌ها از لحاظ کیفی، به روند تشکیل فازها از لحاظ کمی و همچنین استحاله‌های پدید آمده در آنها پرداخته شود.

## ۲- مواد و روش انجام تحقیق

نمونه‌ها از یک ورق کار گرم و آنیل شده در دمای 1175 درجه که به مدت 10 ساعت در دمای 670 درجه پیرسازی شده، تهیه شده‌اند. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی ورق آورده شده است. جهت بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ در دمای 900 درجه، چهار نمونه به شرح جدول (۲) در کوره تحت پیرسازی حرارتی قرار گرفتند.

آلیاژ Ni-22Cr-12Co-9Mo (معروف به آلیاژ 617) یکی از کاندیدهای مهم جهت ساخت لوله‌ها و پایپ‌ها در نیروگاه‌های فراسوپر بحرانی<sup>۱</sup> با دمای بخار خروجی بیش از C 700° است. از سوی دیگر این آلیاژ کاندیدای مطرحی برای راکتورهای VHTR<sup>۲</sup> که تا دمای C 950° عملکرد خواهند داشت، می‌باشد؛ بنابراین نیاز است تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آن در شرایط کاری مختلف مورد بررسی قرار گیرد. آلیاژ 617 از طریق محلول جامد و تشکیل کاربیدهای درون‌دانه‌ای و مرزدانه‌ای استحکام می‌یابد و استحکام دمای بالا و مقاومت به اکسیداسیون قابل ملاحظه‌ای را به‌طور هم‌زمان دارا است. همچنین این آلیاژ در یک محدوده وسیع از محیط‌های خورنده، مقاومت عالی از خود نشان داده و به راحتی توسط روش‌های رایج شکل و جوش داده می‌شود. بعد از عملیات انحلال و در طول بهره‌برداری فازهای مختلفی در مرز و درون‌دانه تشکیل می‌شود. تحقیقاتی که توسط محققین مختلف انجام شد، نشان دادند که کاربیدهای  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  و  $\text{M}_6\text{C}$  و ترکیب  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  رسوبات اولیه‌ای هستند که در داخل دانه‌ها و مرزدانه‌ها شکل می‌گیرند. در اثر کارکرد آلیاژ در دماهای بین C 500-950 رسوب‌های اولیه ازدیاد یافته یا فازهای جدید تشکیل می‌گردد. کاربیدها در مرزدانه، درون‌دانه و مرزهای دوقلویی افزایش یافته و در مرزدانه‌ها به صورت پیوسته تشکیل می‌شوند [5-1].

مطالعاتی که توسط وو و همکاران<sup>۳</sup> [6] در دماهای C 482 الی C 871 انجام شد نشان داد که علاوه بر کاربیدها، فاز  $\gamma'$  در کلیه دماها مشاهده شده است. هر چند که مقدار این فاز در نمونه قرار گرفته در دمای C 871 کمتر از یک درصد حجمی است، این موضوع نشان می‌دهد که خط انحلال فاز  $\gamma'$  در سوپر آلیاژ اینکونل 617 بیش از دمای C 871 می‌باشد. مطابق منحنی TTT این آلیاژ، تا دمای C 1000 فاز  $\gamma'$  وجود دارد [6]. تا پیش از سال 2008، هیچ موردی از شناسایی فازهای TCP در نمونه‌های قرار گرفته در شرایط خزشی و دمای بالا گزارش نشده بود. در این سال تشکیل

الکتروپولیش با جت دو طرفه و با استفاده از محلول ۱۰ درصد اسید پرکلریک و ۹۰ درصد اتانول در شرایط منفی ۳۰ درجه و پتانسیل ۱۲ ولت، سوراخی در وسط نمونه ایجاد گردید. برای تصویربرداری و آنالیز از میکروسکوپ Tecnai GF20 series با توان ۲۰۰ kV استفاده شد.

آزمایش‌های خواص مکانیکی مطابق استانداردهای ASTM E8, E21 and E23 انجام شد. برای آزمایش‌های کشش دمای محیط و کشش گرم در دمای ۷۵۰ درجه از نمونه گرد با قطر سنجه ۴ میلیمتر و برای آزمایش ضربه از روش چارپی با ابعاد ۱۰×۱۰ میلیمتر استفاده گردید. مقادیر سختی میانگین چهار اندازه‌گیری و مقادیر سایر خواص مکانیکی میانگین نتایج دو آزمایش می‌باشند. از نرم‌افزارهای Highscore Plus, MAUD, ImageJ برای محاسبات کمی و کیفی استفاده شد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- تغییرات ریزساختاری

##### ۳-۱-۱- ورق نو

در شکل (۱) ریزساختار ورق نو نشان داده شده است. ساختار از دانه‌های هم‌محور آستنیتی، ذرات پراکنده و بلوکی شکل درون‌دانه‌ای Ti(C,N) و درصد بسیار کمی کاربیدهای  $M_6C$  و  $M_{23}C_6$  درون‌دانه‌ای و مرزدانه‌ای تشکیل شده است. متوسط اندازه دانه ۷۲ میکرون و بر اساس آنالیز تصویری کسر سطحی فازهای موجود در حدود ۰/۵ درصد است. ابعاد کربونیت‌ریدها به طول ۱۱-۴ میکرون و عرض ۵-۱/۵ میکرون می‌باشند.

##### ۳-۱-۲- نمونه ۹۰۰۱

در شکل (۲) ریزساختار نمونه پیرسازی شده به مدت یک ساعت در دمای ۹۰۰ درجه نشان داده شده است. نمونه پس از قرارگیری در کوره در هوا سرد گردید. تغییرات رخ داده در ریزساختار در مقایسه با ریزساختار ورق کار نکرده و زمان پیرسازی یک ساعت بسیار قابل توجه است. در مرزدانه‌ها، مجاور مرزدانه‌ها، مرزهای دوقلویی و در داخل دانه‌ها و در مجاور ذرات Ti(C,N) کاربیدهای ریز و

جدول (۱): ترکیب شیمیایی ورق مورد استفاده (درصد وزنی)

C	Si	Cr	Mo	Fe	Al	Co
0.064	0.089	20.95	8.18	1.13	1.1	11.83
Cu	Ti	B	N	Co	Ni	
0.017	0.269	0.002	0.016	11.83	55.2	

جدول (۲): شرایط پیرسازی نمونه‌ها

نمونه	زمان پیرسازی، ساعت
۹۰۰۱	۱
۹۰۰۲	۱۰۰
۹۰۰۳	۱۰۰۰
۹۰۰۴	۲۰۰۰

جهت بررسی ریزساختاری، آماده‌سازی نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM-E3 انجام شد. برای اچ نمونه‌ی نو از ترکیب 15ml HCl+10ml CH<sub>3</sub>COOH+10ml HNO<sub>3</sub> و برای نمونه‌های پیرسازی شده از محلول Kallings ( 5gr CuCl<sub>2</sub>+10 ml HCl+100 ml Ethanol) استفاده شد. ریزساختار نمونه‌های آماده‌سازی شده توسط میکروسکوپ نوری مدل (Ziees Axioskop 2 MAT) و میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی<sup>۶</sup> (FESEM-EDS (TESCANMIRA3-XMU) مجهز به آنالیز عنصری (SAMx) مورد بررسی قرار گرفت. جهت ارزیابی دقیق‌تر، رسوبات تشکیل شده در نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E963 استخراج گردید. در این روش با تهیه ۴۰۰ میلی‌لیتر محلول ۱۰ درصد HCl و ۹۰ درصد اتانول و با اعمال دانسیته جریان 1.2 A بین نمونه (آند) و کاتد پلاتینی و در مدت ۴ ساعت در حدود ۴ گرم از آلیاژ در محلول حل گردید. پس از انحلال از دستگاه سانتریفوز با دور ۱۰۰۰۰ دور در دقیقه برای جداسازی رسوبات استفاده شد. در انتها ۰/۰۴/۰۷-۰/۰ گرم رسوب استخراج گردید. این رسوب با دستگاه XRD و میکروسکوپ SEM مورد آنالیز و بررسی قرار گرفت.

جهت نمونه‌های TEM ابتدا با دستگاه وایرکات فویلی به ضخامت یک میلی‌متر و در ابعاد (۱۰×۱۰) میلیمتر جدا گردید. سپس با سنباده مش ۸۰۰ ضخامت فویل به ۸۰ میکرون کاهش داده شد. با استفاده از پانچ، نمونه‌هایی با قطر ۳ میلیمتر از فویل جدا گردید. توسط دستگاه

کسر حجمی بسیار کمی از ذرات  $\gamma'$  است. تشکیل کاربیدهای ریز درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای ناپیوسته و هم‌چنین ذرات  $\gamma'$  به دلیل قفل کردن نابجایی‌ها و جلوگیری از لغزش مرزدانه‌ای منجر به افزایش استحکام آلیاژ می‌شود.

### ۳-۱-۳- نمونه ۹۰۰۲

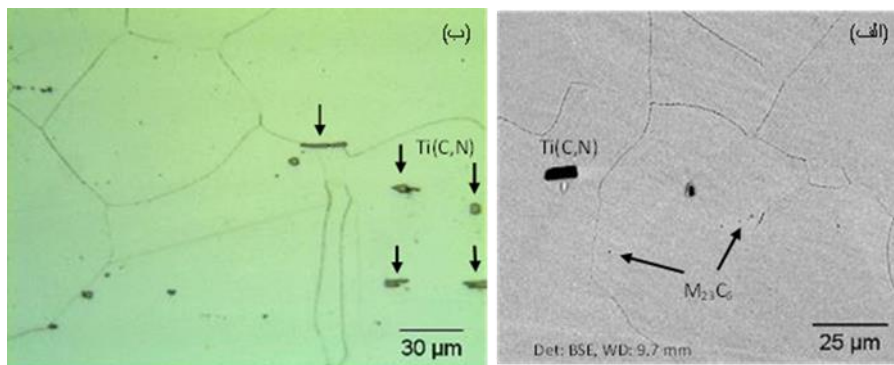
در شکل (۶) ریزساختار نمونه پس از ۱۰۰ ساعت پیرسازی نشان داده شده است. جوانه‌زنی و رشد کاربیدهای جدید و هم‌چنین فرایند درشت‌تر شدن کاربیدهای قبلی ادامه دارد. در برخی از مرزدانه‌ها کاربیدها تقریباً پیوسته شده‌اند. در مرزهای دوقلویی کاربیدها درشت‌تر و پیوسته‌تر شده و در داخل دانه‌ها کاربیدهای ریز زیادی جوانه‌زده است. در مجاور ذرات  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  کاربیدهای درشت تشکیل شده است. در تصویر TEM (شکل ۶ د) تجمع و قفل شدن نابجایی‌ها در اطراف کاربیدهای ریز بلوکی شکل مشاهده می‌شود. تفاوت دیگر نسبت به نمونه با ۱۰ ساعت پیرسازی افزایش تعداد کاربیدهای غنی از مولیبدن  $\text{M}_6\text{C}$  در مرزدانه‌ها است. در شکل (۷) نتایج EDS کاربید غنی از مولیبدن آورده شده است.

در شکل (۸) تصاویر رسوبات استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. مقایسه ذرات با نمونه قبلی گویای آن است که ذرات به صورت مشهود درشت‌تر شده و به راحتی قابل تفکیک می‌باشند. ذرات درشت به شکل‌های شبه‌کروی و صفحه‌ای هستند. درصد ذرات کمتر از ۲۰۰ نانومتر به مراتب کمتر از نمونه قبلی و بلوکی شکل هستند.

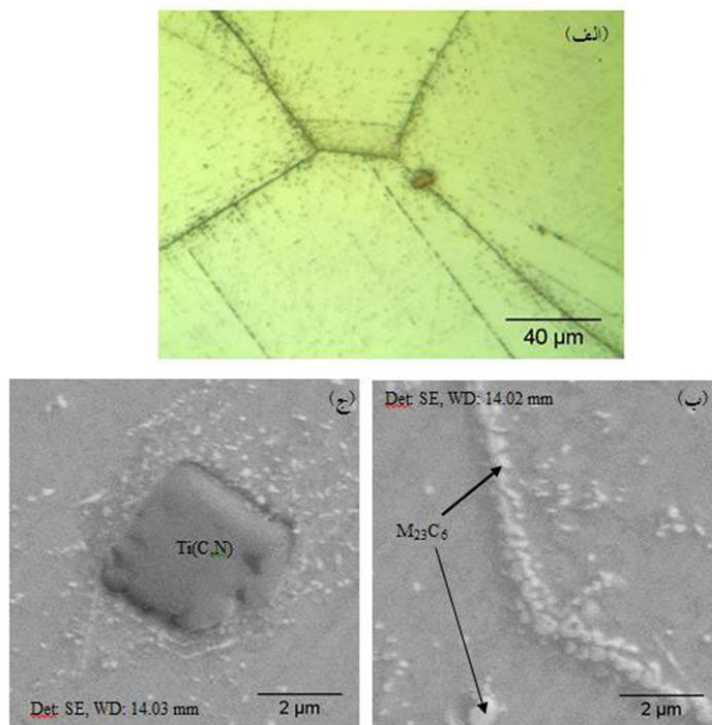
پراکنده تشکیل شده است. در برخی از مرزدانه‌ها کاربیدها به صورت ناپیوسته درآمده‌اند. در شکل (۳) نتایج EDS کاربیدهای موجود و هم‌چنین ترکیب کربونیتريد تیتانیم در نمونه آورده شده است. بر اساس نتایج، کاربیدهای تشکیل شده از نوع غنی از کروم و ترکیب  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  می‌باشند. تغییرات شدید اتفاق افتاده نسبت به نمونه کارنکرده نشان‌دهنده سرعت نفوذ بالای عناصر آلیاژی بخصوص کروم و کربن در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  درجه می‌باشد.

شکل (۴) تصاویر مربوط به ذرات استخراج شده از نمونه را نشان می‌دهد. رسوبات از ذرات درشت که عمدتاً ترکیب  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  هستند و درصد بالایی از ذرات ریز کمتر از ۲۰۰ نانومتر تشکیل شده است. مشاهده می‌شود که ذرات درشت به دلیل وجود درصد بالای ذرات ریز با این ذرات به صورت کامل پوشیده شده‌اند. ذرات ریز به شکل بلوکی و درصد بالای آن‌ها نشان‌دهنده جوانه‌زنی و رشد تعداد زیاد کاربید کروم در زمان کوتاه یک ساعت است.

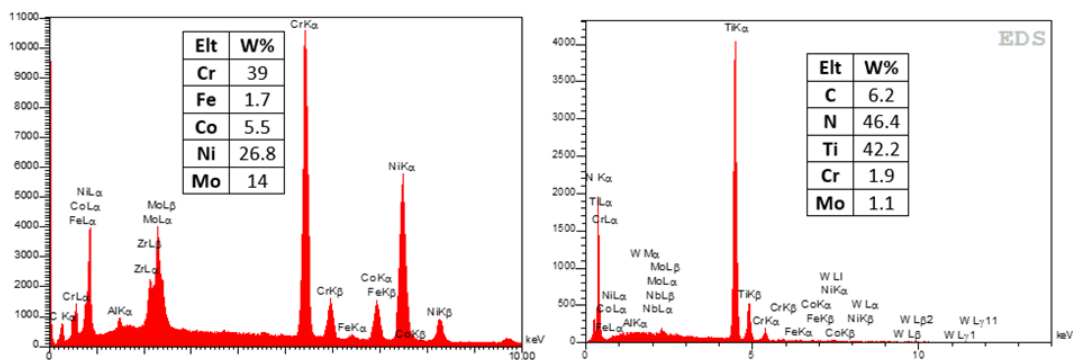
در شکل (۵) تصاویر TEM نمونه نشان داده شده است. تشکیل ذرات بلوکی شکل کاربید  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  در داخل دانه‌ها مشاهده می‌شود. هم‌چنین علاوه بر کاربیدهای غنی از کروم ذرات ریز و مکعبی  $\gamma'$  به صورت پراکنده در داخل دانه‌ها پدید آمده است. متوسط ابعاد ذرات  $\gamma'$ ، ۲۰ نانومتر است. ابعاد کاربیدهای درون‌دانه‌ای در محدوده ۱۶۰-۱۵ نانومتر قرار دارد. در شکل ۵ ب الگوی پراش زمینه، کاربید  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  و  $\gamma'$  نشان داده شده است. بر اساس نظرات برخی از محققین فاز  $\gamma'$  در دمای بیش از ۸۷۱ درجه حل می‌گردد [۱۰-۱]. مطابق پژوهش انجام شده توسط وو و همکاران [۶] نمونه کارکرده در دمای ۸۷۱ درجه و زمان ۵۱۸۵۰ ساعت دارای



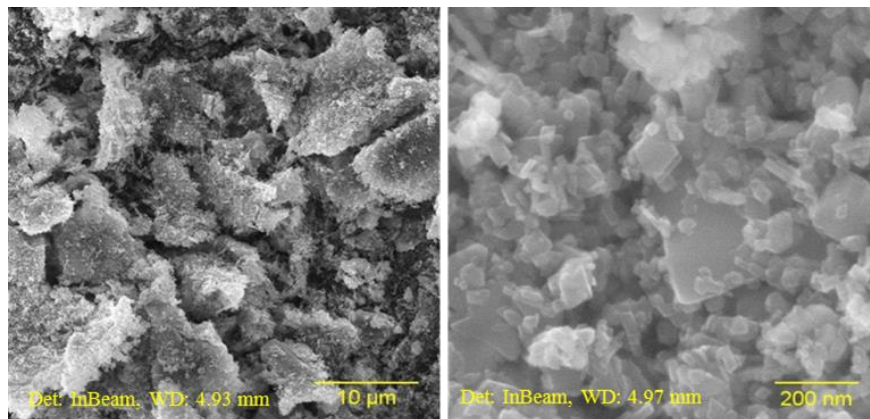
شکل (۱): ریزساختار ورق آئیل شده، (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی و (ب) تصویر میکروسکوپ نوری



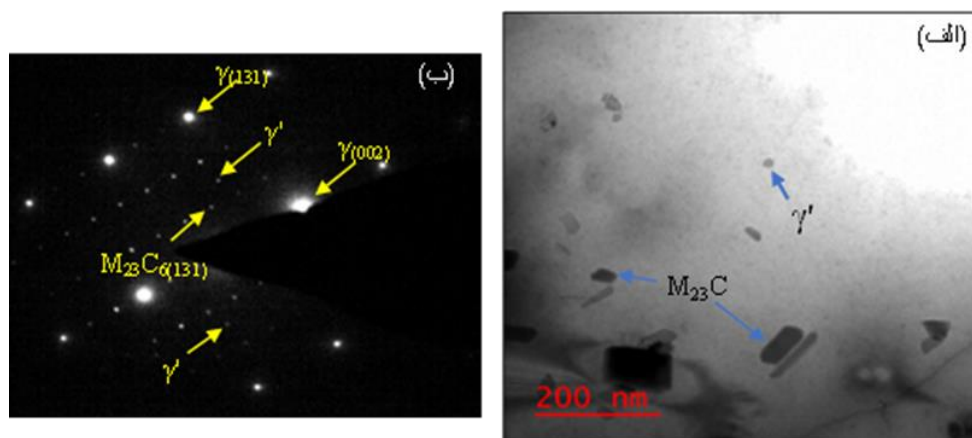
شکل (۲): ریزساختار نمونه ۹۰۰۱ پس از یک ساعت پیرسازی، (الف) تصویر میکروسکوپ نوری، (ب و ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی



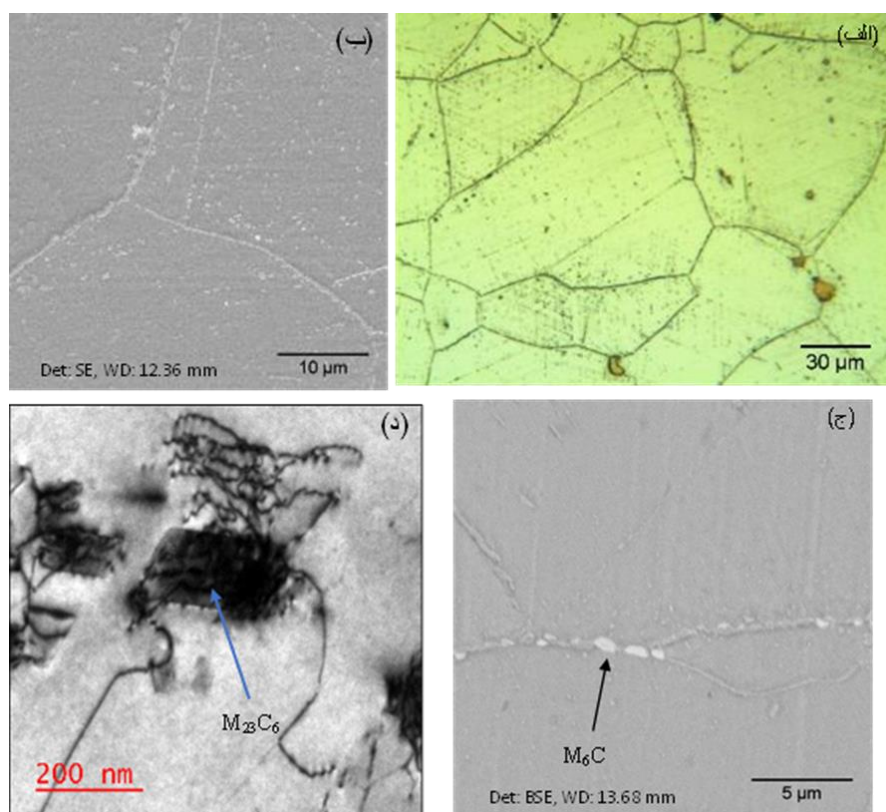
شکل (۳): نتایج آنالیز EDS فازهای نمونه ۹۰۰۱ نشان داده شده در شکل (۲)



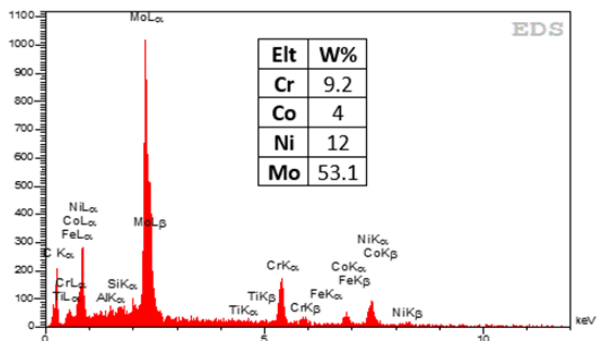
شکل (۴): تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۱ با یک ساعت پیرسازی



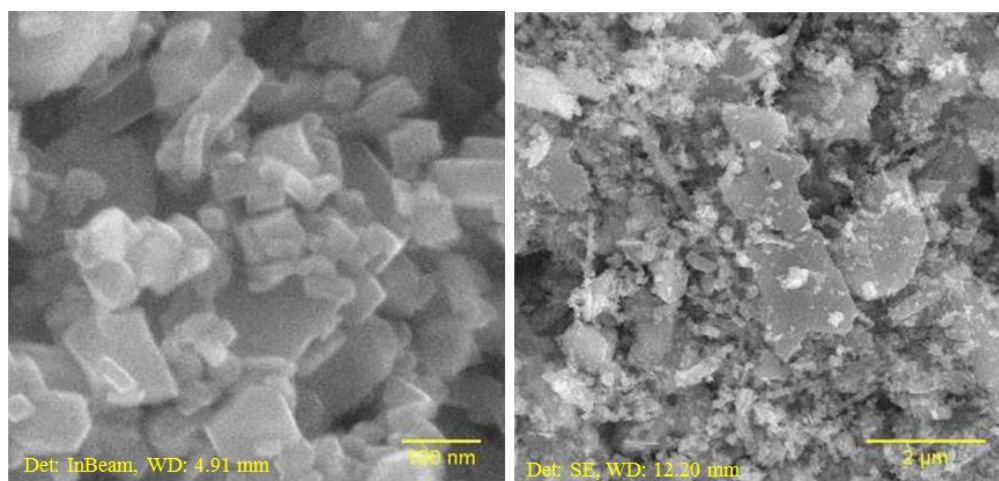
شكل (5): تصاوير TEM نمونه 9001، الف) توزيع ذرات ريز كاربيد و  $\gamma'$  در زمينه و ب) الگوي پراش زمينه، كاربيد  $M_{23}C_6$  و  $\gamma'$



شكل (6): ريزساختار نمونه 9002 با 100 ساعت پيرسازي، الف) تصوير ميكروسكوپ نوري، ب و ج) تصوير ميكروسكوپ الكتروني و د) تصوير TEM



شکل (۷): آنالیز EDS کاربرد M6C نشان داده شده در شکل ۶



شکل (۸): تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۲ با ۱۰۰ ساعت پیرسازی

در شکل (۱۱) تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. نسبت به نمونه قبلی ابعاد ذرات بسیار بزرگ‌تر شده و مورفولوژی آنها قابل تفکیک و مشخص است. ابعاد اکثر ذرات بیش از یک میکرون است. این مقدار نشان‌دهنده رشد ابعادی کاربیدها است. موضوع دیگر تعداد قابل توجه ذرات صفحه‌ای و میله‌ای شکل است. ابعاد برخی از آنها بیش از ۵ میکرون بوده و درصد حجمی آنها نیز بالاست. بر اساس قانون اوسوالد ذرات جهت کاهش انرژی سطحی تمایل به کروی شدن دارند؛ وجود ذرات صفحه‌ای شکل با ابعاد طولی بیش از ۵ میکرون نشان‌دهنده آن است که فرایند رشد ذرات در مراحل اولیه قرار دارد. ذرات ریز کمتر از ۵۰۰ نانومتر به شکل‌های بلوکی و مکعبی می‌باشند.

#### ۴-۱-۳- نمونه ۹۰۰۳

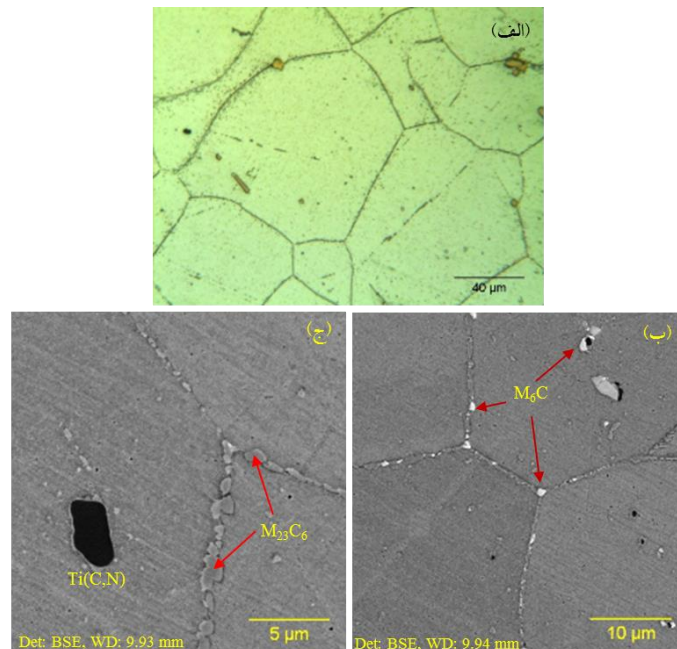
در شکل (۹) ریزساختار نمونه بعد از ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی نشان داده شده است. در تصاویر ریزساختاری مشاهده می‌شود که در اکثر مرزدانه‌ها کاربیدهای پیوسته تشکیل شده و همچنین در مرزهای دوقلویی و درون‌دانه کاربیدهای نسبتاً درشت ایجاد شده است. نکته قابل توجه کم شدن درصد و تعداد کاربیدهای درون‌دانه‌ای است؛ این پیامد بیانگر انحلال کاربیدهای درون‌دانه‌ای و ادغام آنها با کاربیدهای مرزدانه‌ای است. این فرایند در تصاویر TEM شکل (۱۰) نشان داده شده است. بر اساس تصاویر SEM درصد فاز M<sub>6</sub>C نسبت به نمونه قبلی افزایش یافته است. وجود کاربرد M<sub>6</sub>C در مرز دانه نشان‌دهنده نفوذ عنصر مولیبدن از زمینه به سمت مرزدانه‌ها است.

۵-۱-۳- نمونه ۹۰۰۴

شکل (۱۲) ریزساختار نمونه بعد از ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی در دمای ۹۰۰ درجه را نشان می‌دهد. مشابه نمونه ۹۰۰۳ در اکثر مرزدهانه‌ها کاربیدها پیوسته شده و به صورت مشهود در مرزدهانه‌ها و اطراف ذرات Ti(C,N) کاربید M<sub>6</sub>C افزایش یافت. در این نمونه تشکیل و درشت شدن ذرات کاربیدی ادامه یافت. کسر سطحی فازهای کاربیدی افزایش یافته و به ۳/۸ درصد رسید. درصد کاربیدهای کروم بسیار بیشتر از کاربیدهای M<sub>6</sub>C است. شکل (۱۳) تصاویر TEM نمونه را نشان می‌دهد. تجمع و ادغام کاربیدها در مرزدهانه‌ها، تجمع و قفل شدن نابجایی‌ها در مرزهای دوقلویی و جوانه‌زنی کاربیدهای جدید مشاهده می‌شود. در شکل (۱۳) ج الگوی پراش زمینه آستنیت و کاربید M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> آورده شده است. شکل (۱۲) د کاربیدهای M<sub>6</sub>C و M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> را در مجاور ترکیب کربونیتريد تیتانیم را نشان می‌دهد. به دلیل وجود عنصر کربن در ذرات Ti(C,N) و مطابق تصاویر SEM بخشی از کربونیتريد تیتانیم مطابق استحاله زیر به کاربید غنی از کروم تبدیل می‌شود.

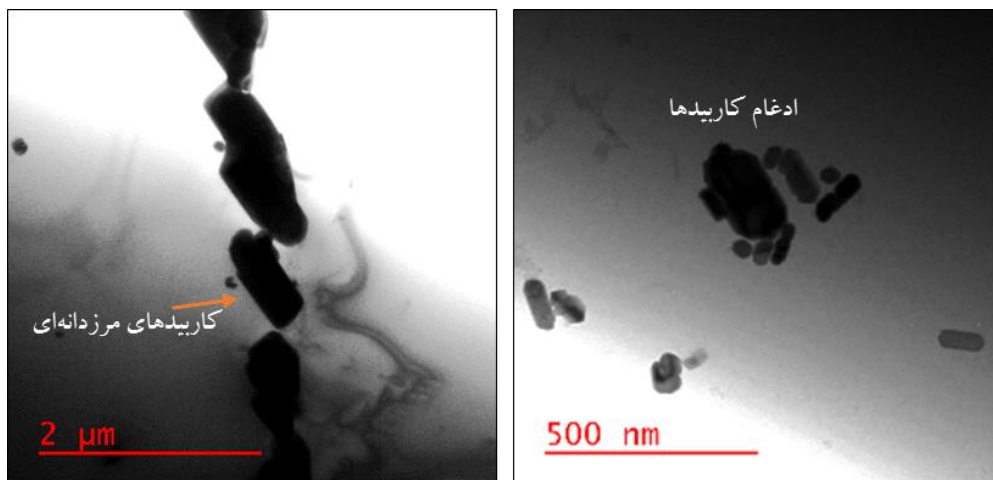


در شکل (۱۴) رسوبات جدا شده از زمینه نشان داده شده است. عمده کاربیدها به شکل صفحه‌ای هستند. ضخامت کاربیدهای صفحه‌ای و ابعاد سایر اشکال نیز افزایش یافته است. درصد ذرات کمتر از ۵۰۰ نانومتر کاهش یافته و این نشان‌دهنده ادغام کاربیدها و درشت‌تر شدن کاربیدهای قبلی است. در شکل (۱۵) توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در فازهای استخراج شده از زمینه نشان داده شده است. بر اساس نتایج آنالیز رسوبات حاوی ترکیب Ti(C,N) و کاربید کروم هستند و همان‌طور که در تصاویر ریزساختار نمونه آورده شده است، درصد حجمی کاربید مولیبدن خیلی کم می‌باشد. نتایج آزمایش‌های انجام شده بر روی نمونه پیرسازی شده تا زمان ۲۰۰۰ ساعت بیانگر آن است که تغییرات ریزساختاری اتفاق افتاده در آلیاژ در دمای ۹۰۰ درجه بسیار قابل توجه و دارای نرخ بالایی است. لذا در استفاده از سوپر آلیاژ ۶۱۷ در اجزای تجهیزات صنعتی و در دماهای بالاتر از ۹۰۰ درجه بایستی موارد لازم در نظر گرفته شود.

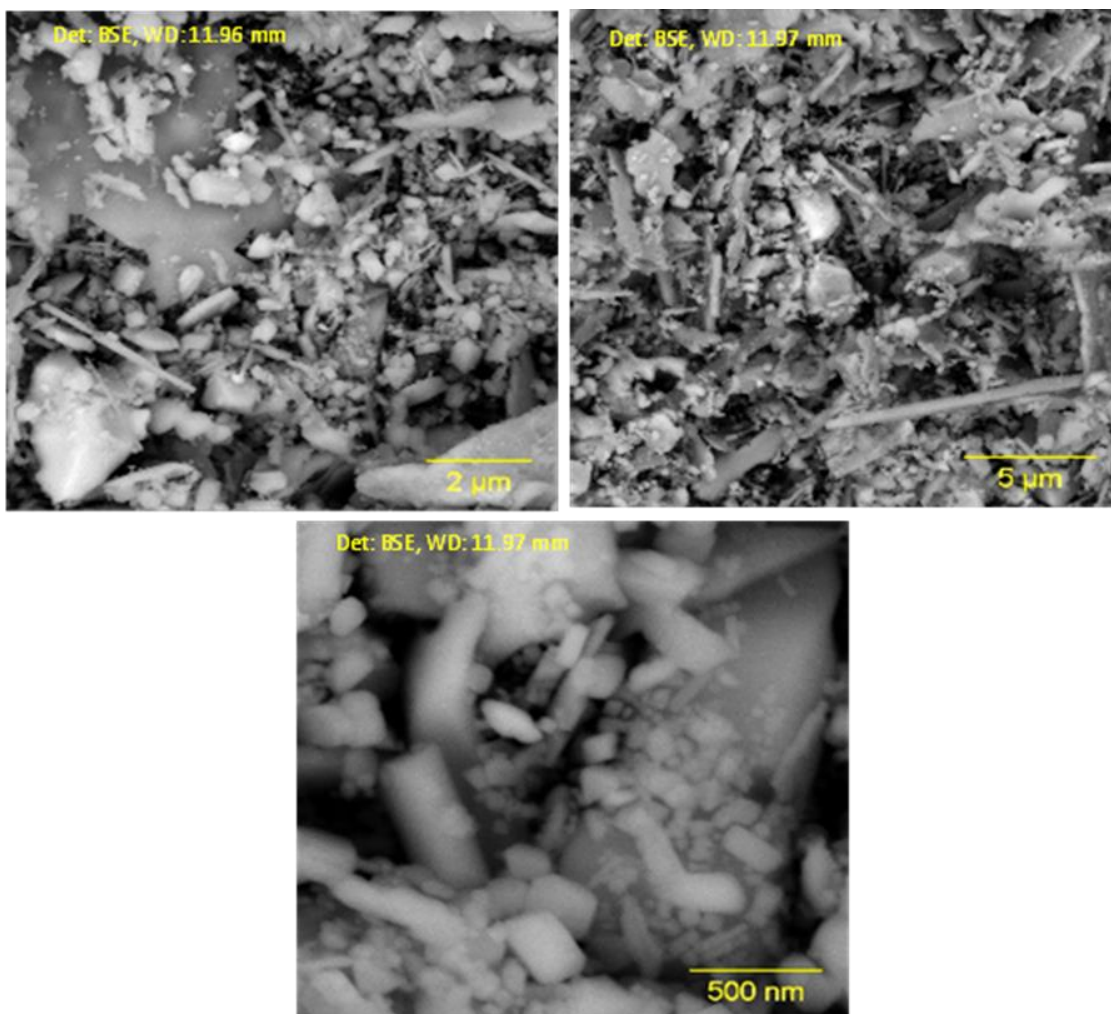


شکل (۹): ریزساختار نمونه ۹۰۰۳ با ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی، الف) تصویر میکروسکوپ نوری، ب و ج) تصاویر SEM

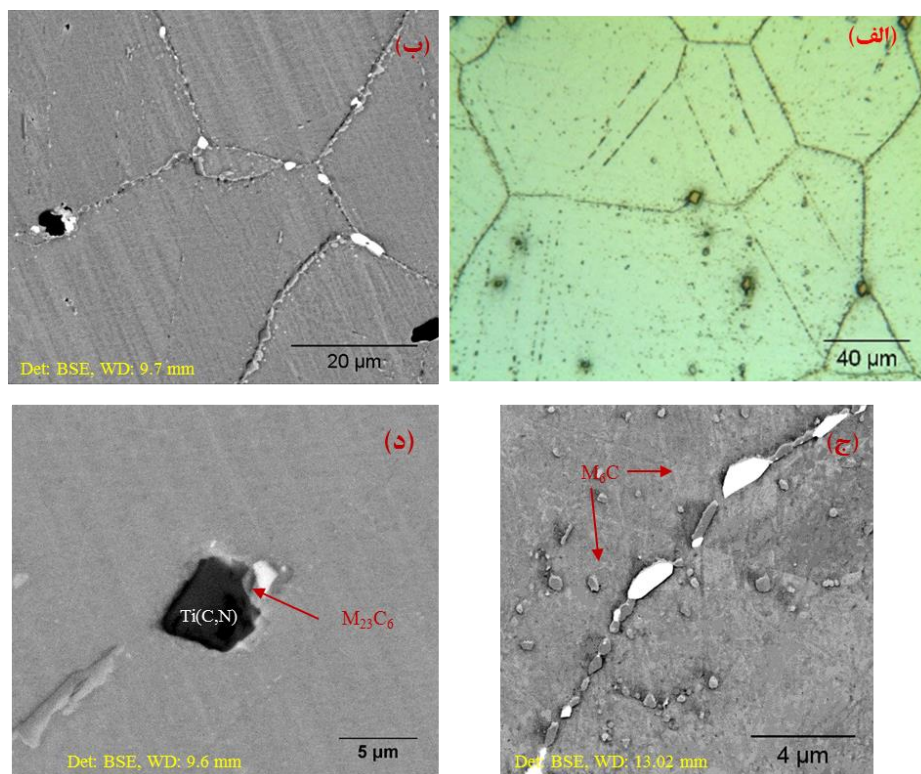




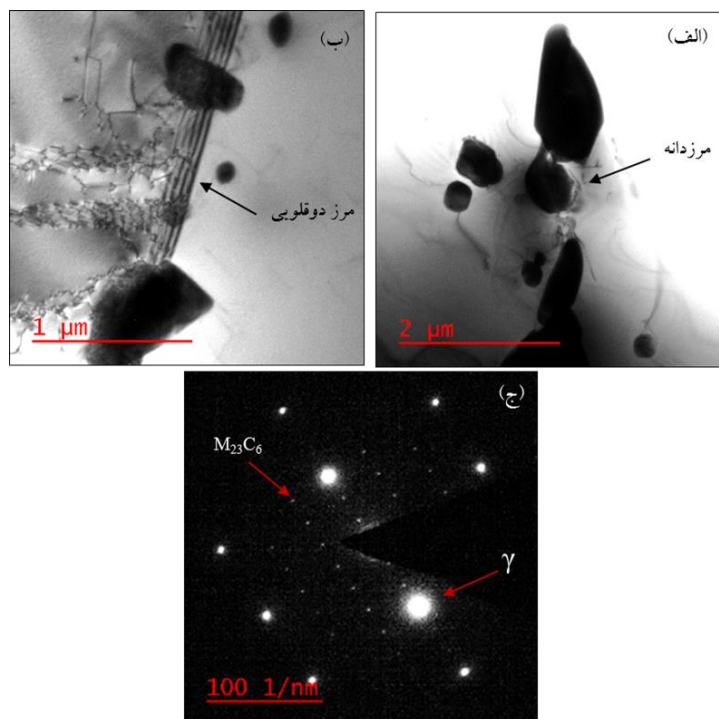
شکل (۱۰): تصاویر TEM نمونه ۹۰۰۳ با ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی



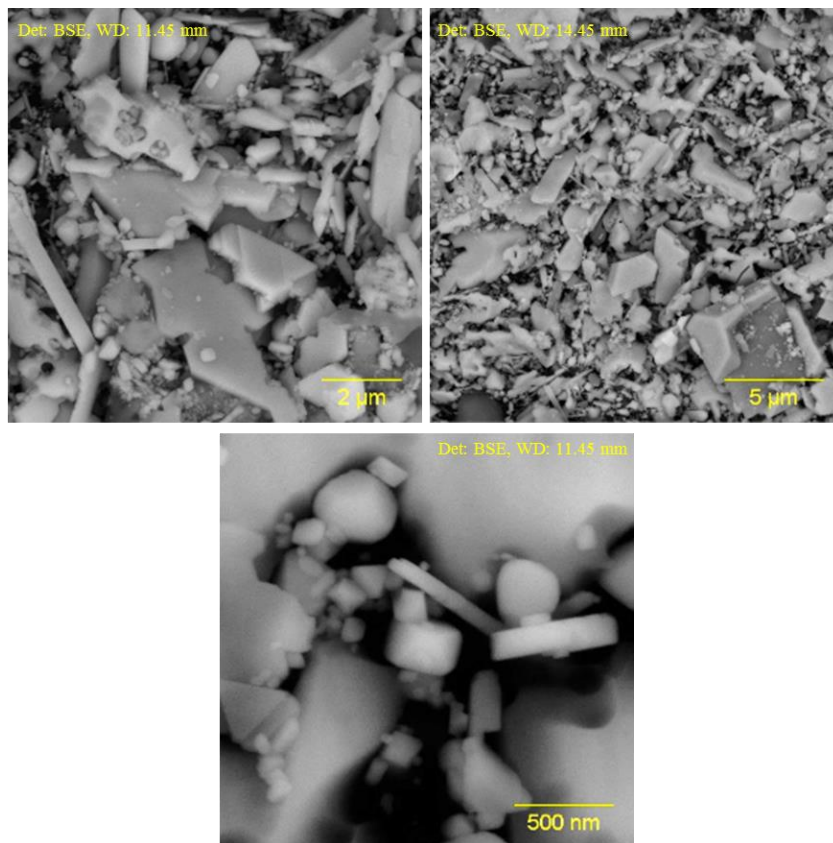
شکل (۱۱): تصاویر SEM رسوب‌های استخراج شده از نمونه ۹۰۰۳ با ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی



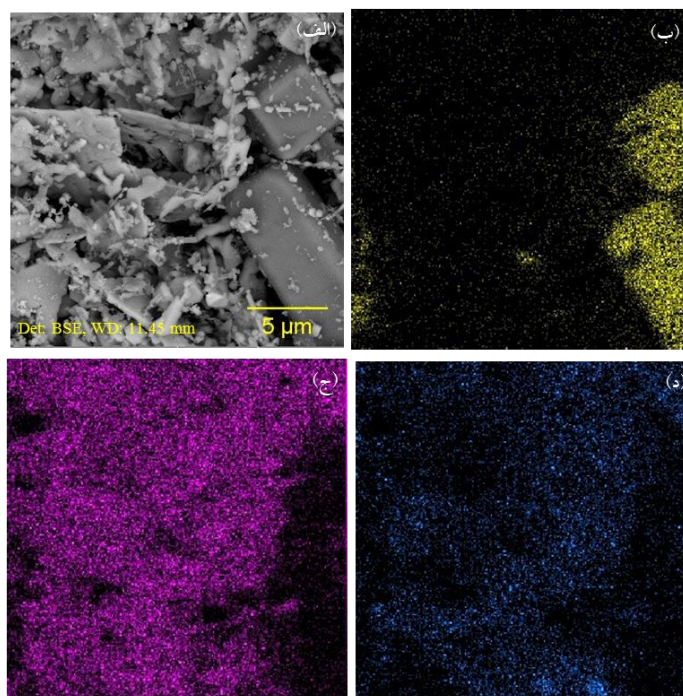
شکل (۱۲): ریزساختار نمونه ۹۰۰۴ با ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی، الف) تصویر میکروسکوپ نوری و ب، ج و د) تصاویر SEM، در تصویر د استحاله کربونیتريد تیتانيم به کاربيد  $M_{23}C_6$  نشان داده شده است.



شکل (۱۳): تصاویر TEM نمونه ۹۰۰۴، الف) تجمع و پیوسته شدن کاربيدها در مرزدانه، ب) تجمع و قفل شدن نابجایی ها در مرز دوقلوبی و ج) الگوی پراش زمينه آستنيت و کاربيد  $M_{23}C_6$



شکل (۱۴): تصاویر رسوبات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۴ با ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی در بزرگنمایی‌های مختلف

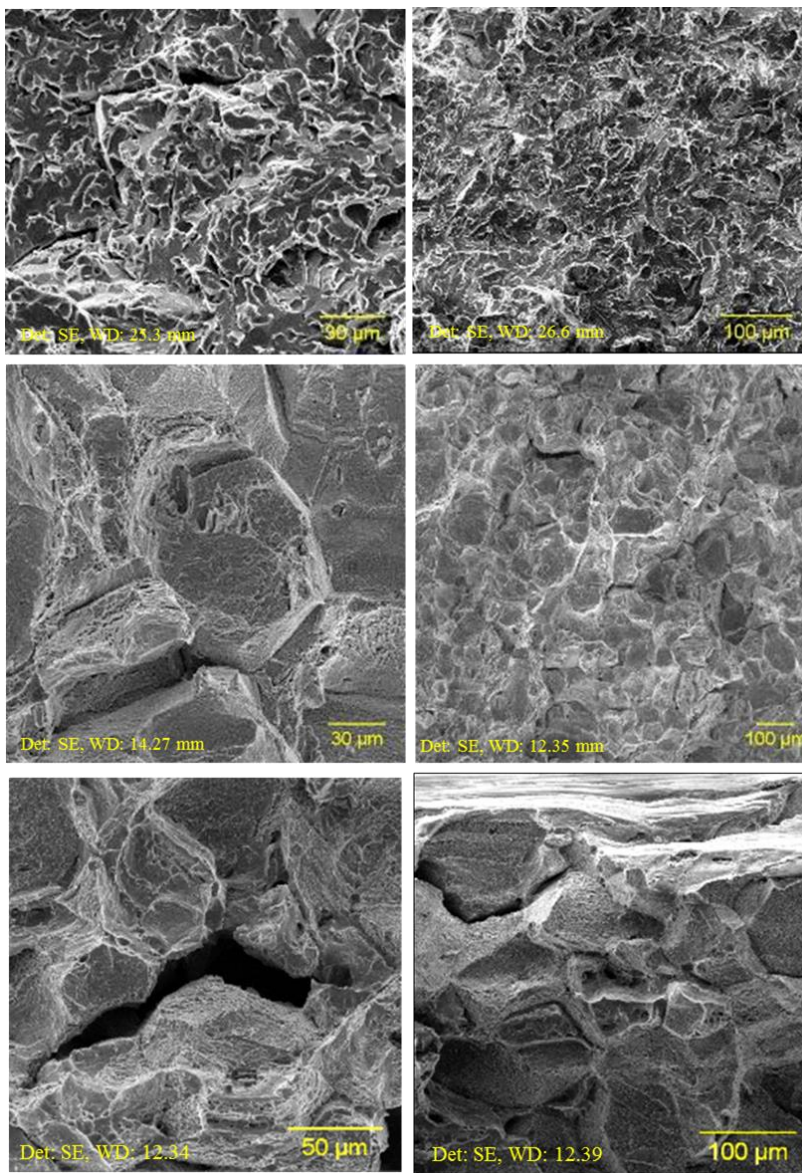


شکل (۱۵): توزیع عناصر مختلف از فازهای ثانویه استخراج شده از نمونه ۹۰۰۴، (الف) تصویر TEM رسوبات استخراج شده، (ب) توزیع عنصر تیتانیم، (ج) توزیع عنصر کروم و (د) توزیع عنصر مولیبدن

مشاهده می‌شود؛ بنابراین سطح شکست تلفیقی از شکست ترد مرزدانه‌ای و شکست نرم است. سطح شکست نمونه پیرسازی شده به مدت ۲۰۰۰ ساعت شامل ترکها و حفره‌های مرزدانه‌ای است و با توجه به علائم از نوع شکست ترد مرزدانه‌ای است. نوع سطح شکست نیز با توجه به ریزساختارهای توضیح داده شده بیانگر ترد شدن آلیاژ و تشکیل کاربیدهای متراکم در مرزدانه‌ها است.

### ۲-۳- سطوح شکست آزمایش ضربه

در شکل (۱۶) سطح شکست آزمون ضربه نمونه‌های کارنکرده و پیرسازی شده در زمان‌های یک و ۲۰۰۰ ساعت نشان داده شده است. سطح شکست ورق نو شامل دیمپل‌های درشت بوده و شکست از نوع نرم است. در نمونه پیرسازی شده به مدت یک ساعت حفره‌ها و میکروتُرک‌های مرزدانه‌ای و هم‌چنین دیمپل‌های درشت ناشی از شکست نرم



شکل (۱۶): سطوح شکست تست ضربه نمونه‌ها، بالا: ورق نو، وسط: نمونه با یک ساعت پیرسازی، پایین: نمونه با ۲۰۰۰ ساعت پیرسازی

## ۳-۳- بررسی نتایج XRD

نرم افزار MAUD و براساس نتایج XRD محاسبه گردید. ملاحظه می‌شود که درصد هر دو کاربید بر حسب زمان پیرسازی افزایش می‌یابد. درصد ترکیب Ti(C,N) تا زمان ۱۰۰۰ ساعت ثابت می‌ماند اما بعد از این زمان بصورت ناچیز کاهش می‌یابد و مطابق شکل (۱۲) بخشی از آن به کاربید تغییر می‌یابد. علاوه بر سه فاز اصلی در نمونه ۹۰۰۱ بعد از یک ساعت پیرسازی حدود ۳ درصد وزنی رسوبات، شامل فاز گاما ۱۰۰ ساعت به ۰/۰۵ درصد می‌رسد و در نمونه‌های بعدی گرچه مطابق شکل (۱۷) پیک آن شناسایی گردید ولی مقدار آن ناچیز بوده و قابل اندازه‌گیری نمی‌باشد. تدوین تغییرات کمی کسر سطحی کاربیدها در دماهای مختلف بر حسب زمان کارکرد روش مناسبی جهت ارزیابی وضعیت و عمر باقیمانده قطعات در حین کار می‌باشد. در پژوهش‌های انجام شده وجود کاربیدهای  $M_{23}C_6$  و  $M_6C$  و ترکیب Ti(C,N) در شرایط کاری مختلف گزارش شده است [۱۵-۱]. در این تحقیق نیز این فازها شناسایی شدند. تفاوت قابل توجهی که در تحقیق حاضر مشاهده شده، وجود کاربیدهای درشت مرزدانه‌ای  $M_6C$  در زمان پیرسازی ۱۰۰۰ است که در مقالات منتشر شده به آن اشاره نشده است.

جهت بررسی ترکیبات موجود در رسوبات جدا شده از زمینه نمونه‌ها، از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس مدل Philips X'Pert Pro استفاده شد. آزمایشها در زوایای ۳۰ الی ۱۰۰ درجه انجام گردید. در شکل (۱۷) نتایج پراش پرتو ایکس برای پنج نمونه آورده شده است. مشاهده می‌شود که پیک‌های اصلی نمونه‌ها در یک راستا قرار داشته و مربوط به ترکیبات  $Ti(C,N)$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  می‌باشند. مطابق شکل (۱۷) تعداد پیک‌های مربوط به کاربیدهای  $M_6C$  و  $M_{23}C_6$  با افزایش زمان افزایش یافته و پیک مربوط به ترکیب  $Ti(C,N)$  ثابت مانده است. بر اساس تصاویر ریزساختاری نوری و الکترونی که در بخش قبلی به آنها پرداخته شده، وجود ترکیبات  $Ti(C,N)$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  مسلم است. ترکیب دیگری که در نمونه‌ها شناسایی گردید فاز گاما پرایم است. بر اساس منابع این فاز حداکثر ۵ تا ۶ درصد و در دماهای بین ۶۰۰ الی ۷۵۰ درجه تشکیل می‌گردد و در دماهای بیشتر از ۸۷۱ درجه بصورت خیلی ناچیز گزارش گردید [۲۵-۱۵] اما در نمونه‌های مورد بررسی در نمونه‌های پیرسازی شده و حتی در ورق نو این فاز شناسایی شد؛ البته مطابق نتایج جداول (۳) و (۴) درصد آن بسیار ناچیز بوده و نقش چشمگیری در خواص مکانیکی آلیاژ ندارد.

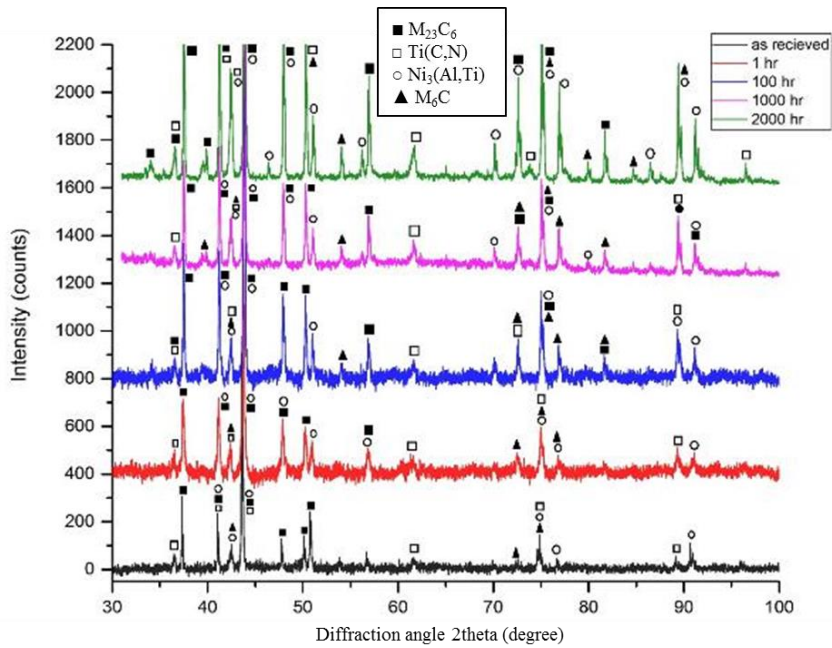
جدول (۳): کسر سطحی کاربید نمونه‌ها بر حسب زمان

sample	Aging time, hr	Area fraction of carbides, %	Area fraction of $M_6C$ carbide, %
AR	0	0.4	Negligible
9001	1	1	Negligible
9002	100	2.1	0.03
9003	1000	2.6	0.15
9004	2000	3.8	0.4

جدول (۴): درصد وزنی فازها در رسوبات جدا شده از نمونه‌ها

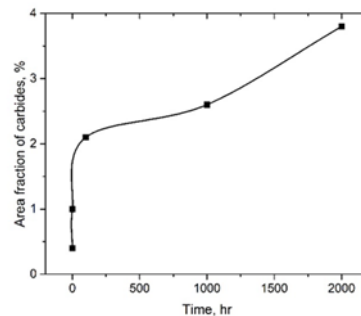
Sample	Aging time, hr	$M_{23}C_6$	$M_6C$	$Ti(C,N)$	$Ni_3(A_1,Ti)$
9001	1	78.6	3.1	14.5	3.1
9002	100	80.7	4.7	14.5	0.05
9003	1000	81.8	3.7	14.5	--
9004	2000	82	3.8	14.2	--

در جدول (۳) و شکل (۱۸) کسر سطحی کاربیدها ارائه شده است (کسر سطحی کاربیدها با نرم افزار Image J اندازه‌گیری شد). همانطور که در بخش ریزساختاری آورده شده درصد کاربیدها روند افزایشی قابل توجهی دارد؛ از مقدار ۰/۵ درصد در آلیاژ نو به ۳/۸ درصد در نمونه ۹۰۰۴ افزایش یافته است. کاربید  $M_6C$  نیز از مقدار ناچیز در نمونه نو به ۰/۴ درصد در نمونه پیرسازی شده به مدت ۲۰۰۰ ساعت افزایش یافت. به عبارتی هر دو کاربید بر حسب زمان افزایش یافته؛ اما درصد کاربید  $M_{23}C_6$  بسیار بیشتر از کاربید  $M_6C$  است. در جدول (۴) درصد وزنی فازهای موجود در رسوبات استخراج شده از نمونه‌ها آورده شده است. درصدهای کمی با



شکل (۱۷): نتایج آنالیز XRD نمونه‌های کارنکرده و پیرسازی شده

تغییرات مقادیر خواص مکانیکی با توجه به تغییرات ریزساختاری توضیح داده شده در بخش‌های قبلی، نشان می‌دهد که انرژی ضربه به شدت تحت تاثیر کاربیدهای مرزدانه‌ای قرار دارد و با تشکیل کاربیدهای مرزدانه‌ای ناپیوسته نیز کاهش شدیدی می‌یابد. با پیوسته و درشت شدن کاربیدها در مرزدانه‌ها تا ۲۵ درصد نمونه نو کاهش می‌یابد. همانطور که در بخش ۳-۲ توضیح داده شده است، دلیل کاهش ناگهانی انرژی ضربه تغییر نوع شکست از حالت نرم در ورق نو به شکست ترد مرزدانه‌ای در نمونه پیرسازی به مدت ۱۰۰ ساعت می‌باشد. سختی، استحکام نهایی در دمای محیط و استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ درجه روند متفاوتی با انرژی ضربه دارند. تقریباً تا ۵۰۰ ساعت اول زمان پیرسازی و با تشکیل کاربیدهای پراکنده مرزدانه‌ای و درون‌دانه‌ای، تجمع نابجایی‌ها در اطراف رسوبات درون‌دانه‌ای و هم چنین درصد بسیار اندک ذرات گاما پریم، افزایش کمی می‌یابند؛ اما در ادامه زمان پیرسازی و با پیوسته و درشت شدن کاربیدها روند نزولی یافته و کاهش می‌یابند. البته به دلیل دمای بالای پیرسازی و نرخ بالای تغییرات ریزساختاری درصد افزایش استحکام در دمای محیط کمتر از ۵ درصد و در دمای ۷۵۰ درجه کمتر از ۱۰



شکل (۱۸): تغییرات کسر سطحی کاربید نمونه‌ها بر حسب زمان پیرسازی

### ۴-۳- خواص مکانیکی

در جداول (۵) و (۶) تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌ها در دمای محیط و دمای ۷۵۰ درجه نشان داده شده است. در شکل‌های (۱۹) و (۲۰) تغییرات خواص مختلف بر حسب زمان رسم شده است. ملاحظه می‌شود که انرژی ضربه در ساعت اول نصف شده و در ادامه تا ۲۵ درصد نمونه نو کاهش می‌یابد. سختی نیز ابتدا بیش از ۲۰ درصد افزایش داشته اما در ۱۰۰۰ ساعت به سختی اولیه برگشته و در ادامه ثابت می‌ماند. در مقابل درصد ازدیاد طول دمای محیط و استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ درجه از ابتدا روند نزولی داشته‌اند.

ساعت درصد بسیار کمی از ترکیب Ti(C,N) به کاربرد تغییر می‌یابد.

- تغییرات ریزساختاری در ساعت اول پیرسازی بسیار قابل توجه است و با شروع پیرسازی، هسته‌های بلوکی شکل زیادی در درون دانه و مرزدهانه‌ها تشکیل می‌شود. با افزایش زمان پیرسازی این ذرات در یکدیگر ادغام و درشت‌تر شده و به شکل‌های شبه کروی، صفحه‌ای و میله‌ای تغییر می‌یابند. - در یک ساعت اول زمان پیرسازی درصد بسیار کمی فاز  $\gamma'$  در آلیاژ تشکیل می‌شود. با ادامه پیرسازی اکثر این ذرات حل شده و در زمان‌های بیش از ۱۰۰ ساعت فقط پیک‌های این فاز در پراش اشعه ایکس رسوبات استخراج شده شناسایی گردید.

- با افزایش زمان پیرسازی، سطح شکست نمونه آزمون ضربه از نوع نرم در ورق نو به ترد مرزدهانه‌ای در زمان ۱۰۰ ساعت تغییر می‌یابد.

- با افزایش زمان پیرسازی به ۲۰۰۰ ساعت انرژی ضربه به ۲۵ درصد مقدار ورق نو کاهش می‌یابد. سختی و استحکام تا ۱۰۰۰ ساعت اول پیرسازی بهبود کمی یافته ولی بعد از ۲۰۰۰ ساعت تقریباً به مقادیر ورق نو کاهش می‌یابند. درصد ازدیاد طول از ابتدای پیرسازی روند کاهشی دارد.

- بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ در دمای ۹۰۰ درجه نشان داد که نرخ تغییرات در این دما قابل توجه است. با استفاده از نتایج کیفی و کمی آورده شده در این تحقیق هنگام استفاده از آلیاژ ۶۱۷ در تجهیزات صنعتی، می‌توان با رصد تغییرات یاد شده از حوادث غیرمنتظره پیشگیری و وضعیت جاری را ارزیابی نمود.

جدول (۵): نتایج خواص مکانیکی نمونه‌ها در دمای محیط (σ: انحراف معیار)

Sample	Aging time, hr	UTS, MPa	σ	YS, MPa	σ	EL, %	σ	Impact energy, J	σ	Hardness, HV	σ
AR	0	801	6.5	436	5.5	54	2.5	201	6.5	183	4.5
9001	1	839	9	415	6	49	3	109	5	197	3.5
9002	100	830	9.5	404	8	45	2	76	6	209	4.5
9003	1000	815	8	405	4.5	42	2.5	66	4	185	2.5
9004	2000	813	4.5	404	5	40	2.5	54	4.5	186	4.5

جدول (۶): نتایج تست کشش گرم نمونه‌ها در دمای ۷۵۰°C (σ: انحراف معیار)

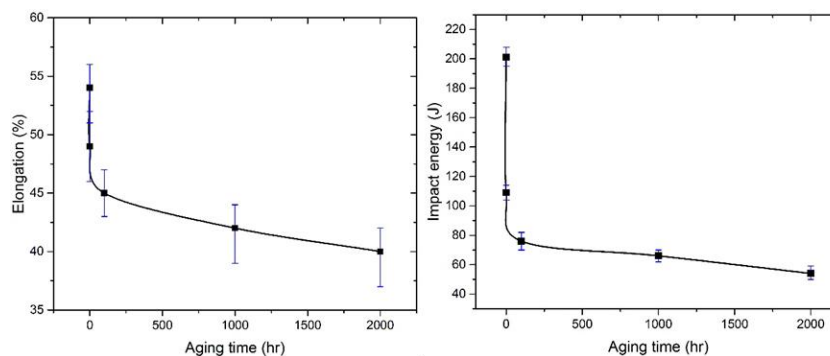
Sample	Aging time, hr	UTS, MPa	σ	YS, MPa	σ	EL, %	σ
AR	0	465	4.5	269	4	44	5
9001	1	493	7.5	233	3	52	3.5
9002	100	510	8	240	2.5	45	4
9003	1000	452	5.5	240	4.5	43	3.5
9004	2000	447	7	239	3.5	40	4.5

درصد است. استحکام تسلیم در دمای محیط و دمای ۷۵۰ درجه بر حسب زمان پیرسازی افزایشی نداشته و از ابتدا روند نزولی دارند. تغییر شکل در آلیاژ ۶۱۷ تابع حرکت نابجایی‌ها و مقدار انرژی نقص چیدن است [۱۳]. کاهش ۷ درصدی تنش تسلیم در زمان پیرسازی ۱۰۰ ساعت و در ادامه ثابت ماندن آن نشان می‌دهد که پارامترهای یاد شده در زمان‌های آزمایش شده تغییر قابل توجهی نداشته‌اند. درصد ازدیاد طول در دمای محیط از ابتدای زمان پیرسازی روند کاهشی دارد؛ اما تغییرات آن در دمای ۷۵۰ درجه با دمای محیط تفاوت دارد. در این دما تا ۱۰۰ اول پیرسازی درصد ازدیاد طول افزایش می‌یابد و در ادامه روند نزولی آن آغاز می‌گردد. تشکیل ذرات بسیار ریز گاما پرایم تا ۱۰۰ ساعت ابتدایی عملیات پیرسازی و حل شدن این ذرات بعد از ۱۰۰ ساعت عامل این تغییرات می‌باشد.

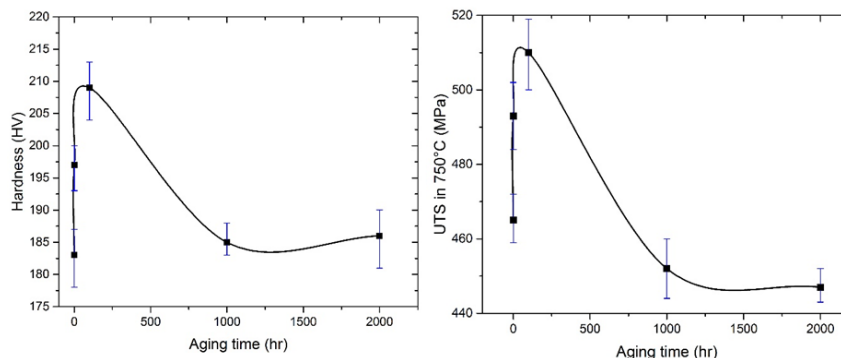
#### ۴- نتیجه‌گیری

تغییرات خواص مکانیکی و ریزساختاری سوپر آلیاژ ۶۱۷ در دمای ۹۰۰ درجه و زمان‌های پیرسازی، یک ساعت الی ۲۰۰۰ ساعت مورد بررسی قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج بدست آمده بشرح زیر می‌باشد.

- فازهای ثانویه آلیاژ شامل کاربیدهای  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  و ترکیب Ti(C,N) هستند که با افزایش زمان پیرسازی کسر سطحی کاربیدها از ۰/۵ درصد در ورق نو به ۳/۸ درصد در زمان ۲۰۰۰ ساعت افزایش می‌یابد. کسر سطحی هر دو کاربید روند افزایشی دارد اما درصد کاربید  $M_6C$  بسیار کمتر از کاربید  $M_{23}C_6$  است. در زمان‌های بیش از ۱۰۰۰



شكل (19): تغييرات انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نمونه‌ها بر حسب زمان پيرسازي حرارتي، روند تغييرات دو پارامتر مشابه هم می‌باشد.



شكل (20): تغييرات سختي و استحکام نهايي در دماي 750°C نمونه‌ها بر حسب زمان پيرسازي

Metallurgical and materials transactions A, vol. 39, no. 11, pp. 2569-2585, 2008.

[7] M. Cabibbo, E. Gariboldi, S. Spigarelli & D. Ripamonti, "Creep behavior of INCOLOY alloy 617", Journal of Materials Science, vol. 43, pp. 2912-2921, 2008.

[8] K. Ram, S. V. Hainsworth, H. V. Atkinson & A. Strang, "Microstructural analysis of creep exposed IN617 alloy", Materials Science and Technology, vol. 26, no. 7, pp. 797-802, 2010.

[9] M. Cabibbo & et al, "Creep behavior of INCOLOY alloy 617", Journal of Materials Science, vol. 43, 2008, p. 2912, 2008.

[10] D. Tytko, P. Choi, J. Klower, A. Kostka, G. Inden & D. Raabe, "Microstructural evolution of a Ni-based superalloy (617B) at 700 °C studied by electron microscopy and atom probe tomography", Acta Materialia, vol. 60, pp. 1731-1740, 2012.

[11] S. F. DiMartino, R. G. Faulkner, S. C. Hogg, S. Vujic & O. Tassa, "Characterisation of microstructure and creep properties of alloy 617 for high-temperature applications", Materials Science & Engineering A, vol. 619, 2014.

[12] A. K. Roy & V. Marthandam, "Mechanism of yield strength anomaly of Alloy 617", Materials Science and Engineering A, vol. 517, pp. 276-280, 2009.

## 5- منابع

[1] X. Xiang, Z. Yao, J. Dong & L. Sun, "Dissolution behavior of intragranular  $M_{23}C_6$  carbide in 617B Ni-base superalloy during long-term aging", Journal of Alloys and Compounds vol. 787, pp. 216-228, 2019.

[2] M. Speicher, F. Kauffmann, J. H. Shin & M. Chandran, "Microstructure evolution in alloy 617B after a long-term creep and thermal aging at 700°C", Materials Science and Engineering A, vol. 711, pp. 165-174, 2018.

[3] J. Benz, T. Lillo & R. Wright, "Aging of alloy 617 at 650 and 750°C, Idaho National Laboratory", Jan. 2013.

[4] R. Krishna, S. V. Hainsworth, P. A. Gill & H. V. Atkinson, "Effect of Titanium Carbonitride (Ti(C,N)) decomposition on failure mechanisms in Inconel 617 alloy", Microscopy research and technique, vol. 78, pp. 336-342, 2015.

[5] Y. Guo, B. Wang & S. Hou, "Aging precipitation behavior and mechanical properties of Inconel 617 superalloy", Acta Metallurgica Sinica, vol. 26, no. 3, pp. 307-312, 2013.

[6] Q. Wu, H. Song, R. W. Swindeman, J. P. Shingledecke & V. K. Vasudevan, "Microstructure of long-term aged IN617 Ni-base superalloy",



فصلنامه علمی و پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، شماره ۴، سال ۱۳۹۷.

[22] A. K. Roy, M. H. Hasan & J. Pal, "Creep Deformation of Alloys 617 and 276 at 750–950 °C", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 520, no. 1, pp. 184-188, 2009.

[23] S. Zhang, "Research of morphology evolution of precipitation during aging and the effects of precipitation on creep property of 617B superalloy", *5th International Conference on Energy Equipment Science and Engineering*, 2019.

[24] D. Tytko, P. Choi, J. Klower, A. Kostka, G. Inden & D. Raabe, "Microstructural evolution of a Ni-based superalloy (617B) at 700 °C studied by electron microscopy and atom probe tomography", *Acta Materialia*, vol. 60, pp. 1731–1740, 2012.

[25] A. Kewther, M. S. J. Hashmi & B. S. Yilbas, "Fatigue properties of the refurbished INCO-617 alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 118, pp. 45-49, 2001.

[26] T. Lillo, J. Cole, M. Frary & S. Schlegel, "Influence of Grain Boundary Character on Creep Void Formation in Alloy 617", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40a, 2009-2803.

[27] W. G. Kima, J. Y. Park, I. M. W. Ekaputra, M. H. Kima & Y. W. Kima, "Analysis of creep behavior of Alloy 617 for use of VHTR system", *20th European Conference on Fracture (ECF20)*, *Procedia Materials Science*, vol. 3, pp. 1285-1290, 2014.

[۲۸] ح. فیض آبادی، م. عباسی، م. مرکباتی، ر. مهدوی و م. توکلی، "تأثیر نورد سرد و آنیل بر ریزساختار و خواص کششی سوپر آلیاژ HastelloyX"، فصلنامه علمی و پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۶.

## ۶- پی‌نوشت

- [1] Ultra-Supercritical Power Plants
- [2] Very High Temperature Gas-Cooled Reactor
- [3] Wu et al
- [4] Cabibbo et al
- [5] Ram et al
- [6] Field Emission Scanning Electron Microscope

[13] A. N. Singh, A. Moitra, P. Bhaskar, G. Sasikala, A. Dasgupta & A. K. Bhaduri, "Effect of thermal aging on microstructure, hardness, tensile and impact properties of Alloy 617", *Materials Science and Engineering A*, vol. 710, pp. 47-56, 2018.

[14] M. Akbari-Garakani & M. Mehdizadeh, "Effect of long-term service exposure on microstructure and mechanical properties of Alloy 617", *Materials and Design*, vol. 32, pp. 2695–2700, 2011.

[15] R. Krishna, S. V. Hainsworth, S. P. A. Gill, A. Strang & H. V. Atkinson, "Topologically Close-Packed  $\mu$  Phase Precipitation in Creep-Exposed Inconel 617 Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44a, March 2013.

[16] G. Chai, M. Calmunger, S. Johansson, J. Moverare & J. Odqvist, "Influence of Dynamic Strain Ageing and Long Term Ageing on Deformation and Fracture Behaviors of Alloy 617", *Materials Science Forum*, vol. 879, pp. 306-311, 2016.

[17] F. Abe, "Research and Development of Heat-Resistant Materials for Advanced USC Power Plants with Steam Temperatures of 700 °C and Above", *Advanced Materials and Materials Genome, Engineering*, vol. 1, no. 2, pp. 211–224, DOI 10.15302/J-ENG-2015031. 2015

[18] K. Ram, S. V. Hainsworth, S. P. A. Gill, A. Strang & H. V. Atkinson, "Microstructural evolution in creep exposed IN617", *Proceedings of ECCS*, 2009.

[19] Md. S. Rahman, G. Priyadarshan, K. S. Raja, C. Nesbitt & M. Misra, "Characterization of high temperature deformation behavior of INCONEL 617", *Mechanics of Materials*, vol. 41, pp. 261–270, 2009.

[20] S. Chomette, J. M. Gentzbitel & B. Viguier, "Creep behaviour of as received, aged and cold worked INCONEL 617 at 850°C and 950°C", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 399, pp. 266-274, 2010.

[۲۱] م. احمدی و ح. آقاجانی، "ایجاد پوشش کامپوزیتی YSZ/Al بر روی سوپرآلیاژ اینکولوی ۸۲۵ به روش رسوبدهی الکتروفوریتیک"،