پژوهشگاه نیرو

NRI-ER-908-PMTPN36-00-L

پروژه بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ IN617 با زمان‌های کارکرد مختلف و تعیین ارتباط آن با عمر باقیمانده



مدیر پروژه: محسن مهدیزاده

واحد مجری: گروه پژوهشی متالورژی

DOI: 10.30503/nripress.2020.337


بسم الله الرحمن الرحيم

بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ IN617 با زمان‌های کارکرد مختلف و تعیین ارتباط آن با عمر باقیمانده

مدیر پروژه:

محسن مهدیزاده

گروه پژوهشی پشتیبان: گروه پژوهشی متالورژی

همکاران پروژه:

علی اکبر فلاح

واحد مجری: گروه پژوهشی متالورژی

انتشارات پژوهشگاه نیرو

خرداد ۱۴۰۰

کد ثبت گزارش: *NRI-ER-908-PMTPN36-00-L*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

ایران. وزارت نیرو. پژوهشگاه نیرو. گروه پژوهشی متالورژی

عنوان پروژه: بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ *IN617* با زمان‌های کارکرد مختلف و تعیین ارتباط آن با عمر باقیمانده / مدیر پروژه: مهدیزاده، محسن. کارفرما: پژوهشگاه نیرو، ۱۴۰۰.

۲۶۵ ص.: مصور، نمودار، جدول

۱. فلاح، علی اکبر، همکار پروژه. ۲. فلاح، علی اکبر، مدیر واحد مجری. ۳. گروه پژوهشی متالورژی. ۴. توسعه روش‌های ارزیابی وضعیت ، تخمین عمر و پایش قطعات و تجهیزات فلزی

انتشارات پژوهشگاه نیرو

گروه پژوهشی متالورژی

کلیه حقوق معنوی اثر متعلق به پدیدآورندگان، کلیه حقوق مادی متعلق به پژوهشگاه نیرو و نشر مطالب در حدود متعارف، با ذکر منبع بلامانع است.

نشانی: **تهران، شهرک غرب، انتهای بلوار شهید دادمان، پژوهشگاه نیرو، کدپستی: ۱۴۶۸۶۱۳۱۱۳**

تلفن: ۹-۸۸۰۷۹۴۰۱

نمابر: ۸۸۰۷۸۲۹۶

وبگاه: *www.nri.ac.ir*

پست الکترونیک انتشارات: *publications@nri.ac.ir*

فرم تعهدنامه اصالت اثر

متعهد می‌شوم که مطالب مندرج در این گزارش حاصل کار پژوهشی اینجانب محسن مهدیزاده، مدیر پروژه پروژه بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ *IN617* با زمان‌های کارکرد مختلف و تعیین ارتباط آن با عمر باقیمانده و همکاران به شرح زیر است و دستاوردهای پژوهشی دیگران که در این پژوهش از آن‌ها استفاده شده است مطابق مقررات، مورد ارجاع قرار گرفته و در فهرست منابع ذکر گردیده است.

- ■ گزارش حاصل انجام همه مراحل پروژه است.
- □ گزارش حاصل انجام ..... مرحله از ..... مرحله پروژه است.

همکاران :

۱. علی اکبر فلاح

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

پیشگفتار

تاکنون بیش از ۱۶۰ واحد توربین گازی زیمنس *V94.2* در داخل کشور نصب گردیده است. بر اساس آمار شرکت توانیر بخش قابل توجهی از برق تولیدی کشور از طریق واحدهای گازی و ترکیبی توربین *V94.2* تامین می‌گردد. بنابراین اطلاع از وضعیت و سلامت اجزای این توربین اهمیت زیادی دارد. از طرفی اجزای اصلی محفظه احتراق توربین زیمنس شامل محفظه اختلاط و پوسته داخلی (*inner casing and mixing chamber*) و هم چنین پوسته داخلی توربین *BBC* (واحدهای واقع در نیروگاههای مشهد، شیراز، ارومیه و دورود) از سوپرآلیاژ *IN617* ساخته شده‌اند. این اجزا در حین کار تحت تاثیر انواع آسیب همچون خزش، خستگی، خوردگی، اکسیداسیون و سایش قرار دارند. این آسیب‌ها به مرور باعث زوال خواص مکانیکی و متالورژیکی قطعات شده و در نهایت منجر به گسیختگی و تخریب آنها می‌گردد. از اینرو نمی‌توان بدون انجام آزمایشها و بررسی‌ها از وضعیت متالورژیکی و عمر باقیمانده آنها اطلاع داشت و نسبت به ادامه کار آنها اطمینان حاصل نمود. به همین دلیل ارزیابی وضعیت این قطعات از اهمیت بسزایی برخوردار است چرا که با انجام ارزیابی‌های لازم و تعمیرات برنامه‌ریزی شده می‌توان از توقف‌های غیر منتظره و خسارتهای احتمالی جلوگیری نمود. به عبارت دیگر این ارزیابی به ما کمک می‌کند تا زمان بهینه برای تعویض یا تعمیر قطعات را به درستی تشخیص دهیم. به علاوه در برخی موارد ارزیابی عمر قطعات منجر به استفاده بیشتر از آنها تا پایان عمر مفید می‌گردد. این امر باعث کاهش هزینه‌های تعمیر و نگهداری نیروگاهها می‌شود. سوپرآلیاژ *IN617* یک آلیاژ محلول جامد کار شده است که دارای خواص مطلوب جهت کار در شرایط دما بالا و تنش بالا می‌باشد. این آلیاژ در شرایط کاری دچار تغییرات ریزساختاری و به تبع آن کاهش خواص مکانیکی می‌شود. در این پروژه ابتدا نمونه‌هایی با زمان‌های پیرسازی مختلف و با آزمایشهای تسریع شده در آزمایشگاه از ورق نو ساخته می‌شود. هم چنین از نیروگاههای مختلف نمونه‌هایی با عمر بهره‌برداری متفاوت تهیه می‌شود. در ادامه با انجام آزمایشهای مختلف تغییرات ریزساختاری بوجود آمده در آلیاژ بررسی شده و تاثیر آنها بر خواص مکانیکی تعیین می‌گردد. سپس بر اساس نتایج آزمایشها و مطالعات صورت گرفته ارتباط بین نمادهای ریزساختاری آلیاژ و خواص مکانیکی با عمر باقیمانده دسته‌بندی می‌شود.

این گزارش مربوط به مرحله نهایی پروژه بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ IN617 با زمان‌های کارکرد مختلف و تعیین ارتباط آن با عمر باقیمانده است که پشتیبانی آن، بر عهده گروه پژوهشی متالورژی و نظارت بر عهده جناب آقای دکتر مهرداد آقایی بوده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فهرست مطالب

مقدمه ۱۸

فصل اول- بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ IN617 در شرایط کاری توربین گاز ۲۰

مقدمه ۲۱

۱-۱-ریزساختار سوپر آلیاژهای پایه نیکل ۲۱

۱-۲- ریزساختار اولیه IN617 ..... ۳۰

۱-۳- تغییرات مورفولوژی، ترکیب و توزیع کاربیدها در شرایط کاری توربین ۳۲

فصل دوم- بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری بر خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN 617 ..... ۵۶

۲-۱-مقدمه ۵۷

۲-۲- بررسی تاثیر تغییر ریزساختار بر خواص مکانیکی سوپر آلیاژ IN617 ..... ۵۷

فصل سوم- بررسی فرآیندهای عملیات حرارتی جهت بازیابی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ IN617 ..... ۷۰

مقدمه ۷۱

۳-۱- عملیات حرارتی آلیاژ IN617 ..... ۷۱

۳-۱-۱- ریزساختار ۷۱

۳-۲- عملیات حرارتی جهت بازیابی IN617 ..... ۷۵

۳-۳- خواص خوردگی آلیاژ IN617 پس از عملیات حرارتی ۸۲

۳-۳-۱- آزمون‌های انجام شده ۸۳

۳-۴- عملیات حرارتی پیشنهادی شرکت سازنده توربین گازی V94.2 ..... ۸۹

فصل چهارم- بررسی ارتباط بین ریزساختار و عمر باقیمانده قطعه ۹۱

۴-۱- مقدمه ۹۲

۴-۲- رپلیکاگیری ۹۳

۴-۲-۱- استفاده از تغییرات ریزساختاری در تخمین عمر ۹۴

۲-۲-۴- جمع‌بندی تغییرات ریزساختاری در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۲۳

۴-۳- تخمین عمر باقیمانده به روش اندازه‌گیری حفره‌های خزشی ۱۲۹

۴-۴- بررسی تغییرات سختی ۱۴۲

فصل پنجم- نحوه انجام آزمایشها و آماده‌سازی نمونه‌ها ۱۵۰

۵-۱- مقدمه ۱۵۱

۵-۲- مواد اولیه مورد استفاده ۱۵۱

۵-۳- بررسی ریزساختاری ۱۵۴
۵-۴- استخراج فازها از زمینه ۱۵۴
۵-۵- بررسی با میکروسکوپ TEM ۱۵۵
۵-۶- خواص مکانیکی ۱۵۶
۵-۷- نرم‌افزارهای مورد استفاده ۱۵۶
۵-۸- عملیات حرارتی ۱۵۶

فصل ششم- بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در آلیاژ ۶۱۷ در دماهای ۷۵۰ و ۸۰۰ ..... ۱۵۷

۶-۱- مقدمه ۱۵۸
۶-۲- ورق نو ۱۵۸
۶-۳- نمونه شماره یک، ۱۰۵۰۰۰ ساعت کارکرد ۱۵۸
۶-۴- نمونه شماره ۲، ۶۵۰۰۰ ساعت کارکرد ۱۶۹
۶-۵- نمونه شماره ۳، ۹۸۰۰۰ ساعت کارکرد ۱۷۵
۶-۶- پراش اشعه ایکس نمونه‌ها و تحلیل فازهای موجود در آنها ۱۸۱
۶-۷- بررسی خواص مکانیکی ۱۸۳

فصل هفتم- بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در دمای ۸۵۰ درجه ۱۸۷

۷-۱- مقدمه ۱۸۸
۷-۲- نمونه شماره ۴، ۲۴۰۰۰ ساعت ۱۸۸
۷-۳- نمونه شماره ۵، ۳۵۰۰۰ ساعت ۱۹۴
۷-۴- نمونه شماره ۶، ۶۶۰۰۰ ساعت ۱۹۸
۷-۵- پراش اشعه ایکس نمونه ها ۲۰۴
۷-۶- تحلیل فازهای موجود در آلیاژ ۲۰۵
۷-۷- بررسی خواص مکانیکی ۲۰۷

فصل هشتم-بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در دمای ۹۰۰ درجه ۲۱۰

۸-۱- مقدمه ۲۱۱
۸-۲- نمونه ۹۰۰۱ ..... ۲۱۱
۸-۳- نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۱۷
۸-۴- نمونه ۹۰۰۳ ..... ۲۲۳
۸-۵- نمونه ۹۰۰۴ ..... ۲۲۷
۸-۶- نمونه ۹۰۰۵ ..... ۲۳۰
۸-۷- نمونه ۹۰۰۶ ..... ۲۳۱
۸-۸- نمونه ۹۰۰۷ ..... ۲۳۴

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۹- نمونه ۹۰۰۸ ..... ۲۳۶
۸-۱۰- نمونه ۹۰۰۹ ..... ۲۴۲
۸-۱۱- بررسی نتایج XRD ۲۴۶
۸-۱۲- خواص مکانیکی ۲۴۸
فصل نهم- جمعبندی و نتیجه‌گیری ۲۵۲
نتیجه‌گیری ۲۵۷
منابع و مراجع ۲۶۱

فهرست شکل‌ها

شکل ۱-۱- انواع مورفولوژی‌های فاز γ' در سوپرآلیاژهای پایه نیکل ۲۶
شکل ۱-۲- ساختار اولیه سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۳۱
شکل ۱-۳- آنالیز مربوط به رسوبات غنی از تیتانیم ۳۲
شکل ۱-۴- آنالیز رسوبات غنی از کروم ۳۲
شکل ۱-۵- بررسی TEM بر روی نمونه قرار گرفته در دمای ۷۰۰ درجه ۳۶
شکل ۱-۶- ارزیابی میکروساختاری بعد از پیرسازی در دمای ۹۵۰ درجه در زمان‌های مختلف ۳۸
شکل ۱-۷- ارزیابی میکروساختاری بعد از پیرسازی در دمای ۸۵۰ درجه در زمان‌های مختلف ۳۹
شکل ۱-۸- تصویر زمینه روشن TEM از نمونه پیر شده در دمای $593\ ^{\circ}C$ و مدت ۶۳۹۶۰ ساعت ۴۱
شکل ۱-۹- تصویر SEM نمونه پیرشده در دمای $704\ ^{\circ}C$ به مدت ۴۳۱۰۰ ساعت ۴۱
شکل ۱-۱۰- تصویر زمینه روشن زمینه گاما و رسوب TiN و $Cr_{23}C_6$ را در شرایط ($704\ ^{\circ}C$ و ۶۵۶۰۰ ساعت) ۴۲
شکل ۱-۱۱- تصویر زمینه روشن یک رسوب بزرگ کاربیدی غنی از Mo را در شرایط ($704\ ^{\circ}C$ و ۶۵۶۰۰ ساعت) ۴۲
شکل ۱-۱۲- تصویر کاربیدهای بلوکی و ریز صفحه‌ای یا میلهای $M_{23}C_6$ و (B) کاربیدهای M_6C اتای صفحهای شکل ۴۳
شکل ۱-۱۳- (A) تصویر SEM از نمونه پیرشده در شرایط ($871\ ^{\circ}C$ و ۲۹۳۵۰ ساعت) و (B) در شرایط ($871\ ^{\circ}C$ و ۵۱۸۵۰ ساعت) ۴۴
شکل ۱-۱۴- (A)، (B)، (C) و (D) تصاویر زمینه روشن و تاریک TEM از کاربیدهای کروی Cr23C6 و نابجاییهای عدم انطباق در فصل مشترک آنها در بزرگنماییهای مختلف و (E) و (F) طرح پراش کاربیدها در جهات [۰۰۱] و [۰۱۱] را برای نمونه پیرشده در شرایط ($871\ ^{\circ}C$ و ۲۹۳۵۰ ساعت) را نشان میدهند ۴۵
شکل ۱-۱۵- (A) تصویر زمینه روشن TEM از کاربیدهای $M_{23}C_6$ درشت مرزدانهای و (B) کاربیدهای ریز و صفحهای و میلهای شکل $M_{23}C_6$ و (C) و (D) طرح پراش کاربیدها و زمینه در (A) و (B) را در جهت [۱۱۱] برای نمونه پیرشده در شرایط ($871\ ^{\circ}C$ و ۵۱۸۵۰ ساعت) نشان میدهند ۴۶
شکل ۱-۱۶- (A) دیاگرام TTT برای آلیاژ IN 617 موجود در مراجع و (B) دیاگرام اصلاح شده توسط مطالعه اخیر در این شکل آمده است ۴۷
شکل ۱-۱۷- (A) تصویر SEM که نشان‌دهنده ایجاد ذرات درون و مرزدانه‌ای است. (B – C) تصویرهای TEM که نشان‌دهنده ذرات γ' و کاربیدهای سوزنی مرزدانه‌ای است. (D) تصویر TEM که کاربیدهای سوزنی شکل و فاز γ' را در درون و مرزهای دو قلویی نشان می‌دهد ۴۸
شکل ۱-۱۸- ریزساختار اینکونل ۶۱۷ پس از قرارگیری در دماهای(A) ۶۴۹ (B) ۷۶۰ (C) ۸۱۶ (D) ۸۷۱ (E) ۹۸۲ (F)$1093\ ^{\circ}C$ ۵۲
شکل ۱-۱۹- (A) نمونه نو و (B) نمونه قرار گرفته در دمای ۶۵۰ درجه به مدت ۵۷۴ ساعت در تنش های متوسط ۵۳
شکل ۱-۲۰- حضور کاربید در مرز دانه و درون دانه در نمونه نو ۵۴
شکل ۱-۲۱- نمونه کارکرده در دمای ۶۵۰ ..... ۵۴
شکل ۱-۲۲- تصویر مربوط به ناحیه رسوب ذرات ریز کاربیدی ۵۵

شکل۲-۱- نمایش تغییرات سختی در نمونه خزش یافته IN617 در دمای ۶۵۰ درجه ۵۹
شکل۲-۲- اثر قرارگیری IN617 در دماهای متوسط بر خواص ضربه آلیاژ ۶۱
شکل۲-۳- نمودار لارسون میلر استحکام گسیختگی آلیاژهای اینکونل۶۱۷ و ۶۲۵ ..... ۶۱
شکل ۲-۴- اثر قرارگیری IN617 در دماهای بالا بر سختی آلیاژ ۶۲
شکل۲-۵- اثر درجه حرارت بر خواص مکانیکی آلیاژ ۶۳
شکل۲-۶- خواص کششی آلیاژ نو اینکونل۶۱۷ در شرایط دمایی مختلف ۶۴
شکل۲-۷- انعطاف پذیری آلیاژ IN617 در شرایط مختلف عملیات حرارتی ۶۶
شکل ۲-۸- اثر پیرسختی بر روی کرنش شکست نمونه ها در دمای محیط ۶۷
شکل۲-۹- اثر پیر سختی بر خواص کششی آلیاژ اینکونل۶۱۷ ..... ۶۸
شکل۲-۱۰- اثر پیرسختی بر کرنش شکست در دماهای مختلف ۶۸
شکل۲-۱۱- انرژی ضربه در دمای محیط در زمان های پیرسازی مختلف ۶۹
شکل۳-۱- ریزساختار اینکونل ۶۱۷ آنیل شده در ۱۱۷۷ درجه برای یکساعت ۷۲
شکل ۳-۲- اثر دمای پیرسازی بر روی ریزساختار A) ۷۶۰ درجه B) ۸۷۱ درجه ۷۳
شکل۳-۳- ریزساختار اینکونل ۶۱۷ پیر شده در ۱۰۹۳ درجه ۷۴
شکل ۳-۴-عکس ریزساختاری مرزدانه نمونه قبل از عملیات حرارتی ۷۶
شکل ۳-۵- عکس ریزساختاری مرزدانه نمونه پس از عملیات حرارتی یکساعت ۷۶
شکل ۳-۶- نتایج تست خستگی در نمونه‌های اولیه و عملیات حرارتی شده ۷۸
شکل ۳-۷- نتایج تست خستگی پس از الکتروشیمیایی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده ۷۸
شکل ۳-۸- ریز حفرات شکل گرفته در سطح نمونه پس از تست الکتروشیمیایی ۷۹
شکل ۳-۹- نتایج تست کشش برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده و اولیه ۸۰
شکل ۳-۱۰- سطح مقطع نمونه نزدیک به سطح ۸۰
شکل ۳-۱۱- نتایج تست کشش پس از الکتروشیمیایی برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده ۸۱
شکل ۳-۱۲- سطح شکست کششی در نمونه یکساعت عملیات حرارتی شده ۸۱
شکل ۳-۱۳-B- DIMPLE ها(حفره‌ها) پس از شکست خستگی در نمونه یکساعت عملیات حرارتی شده ۸۲
شکل۳-۱۴- ریزساختار IN617 پس از ۳۷۰۰۰ هزار ساعت کارکرد ۸۵
شکل۳-۱۵-A)منحنی پلاریزاسیون نمونه اولیه B)منحنی پلاریزاسیون برای نمونه یک ساعت عملیات حرارتی شده ۸۶
شکل ۳-۱۶- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه اولیه(عملیات حرارتی نشده) ۸۸
شکل۳-۱۷- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده ۸۹
شکل ۳-۱۸- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه ۲ ساعت عملیات حرارتی شده ۸۹
شکل۳-۱۹- سیکل عملیات حرارتی بازیابی آلیاژ IN617 ..... ۹۰
شکل (۴-۱) روند از بین رفتن قطعه ۹۳
شکل (۲-۴) منحنی ولتاژ – دانسیته جریان برای الکتروپولیش کردن ۹۵

شکل (۴–۳) ریزساختار نمونه سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شرایط (A) آنیل و پس قرارگیری در شرایط خزشی در دمای (B) °C ۶۴۹، (C) °C ۷۶۰، (D) °C ۸۱۶، (E) °C ۸۷۱، (F) °C ۹۸۲ و (G) °C ۱۰۹۳ ..... ۹۸
شکل (۴–۴) رسوبات ناپیوسته در مرزدانه نمونه قرار گرفته در دمای °C۸۷۱ و تنش MPa ۲۸ برای مدت ۶۶۶/۳ ساعت ۹۹
شکل (۴–۵) منحنی TTT (زمان– دما– دگرگونی) برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۲۶
شکل (۴–۶) منحنی TTT (زمان– دما– دگرگونی) برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۲۶
شکل (۴–۷) شرایط پایداری و کسر مولی فازها در دماهای مختلف، محاسبه شده توسط نرم‌افزار THERMOCALC برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۲۷
شکل (۴–۸) منحنی TTT (زمان– دما– دگرگونی) محاسبه شده توسط نرم‌افزار JMATPRO ۱۲۷
شکل (۴–۹) ارتباط درجه تشکیل حفرات خزشی با کسر عمر خزشی سپری شده. تصویر بالا چپ: ٪ ۴۰، بالا راست: ٪ ۶۰ و پایین چپ و راست: ٪ ۸۰ ..... ۱۳۰
شکل (۴–۱۰) کاهش زمان شکست با افزایش کسر حفرات خزشی. تصاویر ریزساختار شش طبقه اصلی حفرات خزشی را تعریف می‌کند (A<0.5, B~0.5, C~1.0, D~1.5, E~2.0, F~3.0). منحنی پایین رابطه بین کسر حفرات خزشی و عمر شکست خزشی سوپرآلیاژ NIMONIC 100 تست شده در دمای °C ۹۴۰ و تنش MPa ۱۱۰ را نشان می‌دهد ۱۳۲
شکل (۴–۱۱) مرتبه کسر حفرات خزشی به عنوان تابعی از زمان سرویس برای سوپرآلیاژ NIMONIC 100 ..... ۱۳۳
شکل (۴–۱۲) مقایسه عمر تنش–گسیختگی نمونه‌های مختلف در تنش MPa ۳۴۵ و دمای °C ۷۳۵. نمونه‌ها از پره‌های قرار گرفته در شرایط سرویس (از جنس سوپرآلیاژ INCONEL X-750) و در حالت‌های پس از سرویس، پس از عملیات حرارتی ترمیمی و پس از عملیات HIP تهیه شده‌اند ۱۳۳
شکل (۴–۱۳) بیشتر عمر خزشی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در مرحله سوم آن سپری می‌شود ۱۳۸
شکل (۴–۱۴) توزیع حفرات در تصاویر میکروسکوپ نوری از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ پس از کرنش خزشی برابر (A) ۰/۰۵، (B) ۰/۱۵ و (C) ۰/۲۵ ..... ۱۳۹
شکل (۴–۱۵) میانگین کسر سطحی حفرات خزشی به عنوان تابعی از کرنش خزشی. تنش و دمای خزش تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر کسر حفرات خزشی ندارد. با افزایش کرنش خزشی کسر حفرات خزشی افزایش می‌یابد ۱۴۰
شکل (۴–۱۶) کسر سطحی بیشینه حفرات خزشی به عنوان تابعی از کرنش خزشی. تنش و دمای خزش تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر کسر حفرات خزشی ندارد. با افزایش کرنش خزشی کسر بیشینه حفرات خزشی افزایش می‌یابد ۱۴۰
شکل (۴–۱۷) کسر عمر سپری شده به عنوان تابعی از کرنش خزشی در دماها و شرایط تنشی متفاوت ۱۴۲
شکل (۴–۱۹) تاثیر قرارگیری دمای بالا بر سختی دمای محیط سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۴۴
شکل (۴–۲۰) تغییرات سختی به عنوان تابعی از مدت زمان خزش ۱۴۵
شکل (۴–۲۱) تغییرات سختی به عنوان تابعی از فاصله از ابتدای نمونه برای نمونه‌های تحت خزش قرار گرفته در دماهای °C ۶۵۰ و °C ۷۰۰ ..... ۱۴۶
شکل (۴–۲۲) تغییرات سختی به عنوان تابعی از پارامتر پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده برای مدت زمان‌های طولانی ۱۴۷
شکل (۴–۲۳) تغییرات سختی به عنوان تابعی از پارامتر لارسون میلر برای نمونه‌های پیرسازی شده برای مدت زمان‌های طولانی گزارش شده در منابع مختلف ۱۴۸

شکل (۴–۲۴) تغییرات سختی به عنوان تابعی از زمان پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای ۶۰۰، ۶۵۰، ۷۰۰ و $^{\circ}C$ ۸۵۰ ..... ۱۴۹
شکل (۴–۲۵) تغییرات سختی به عنوان تابعی از زمان پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای ۷۶۰، ۸۰۰ و $^{\circ}C$ ۹۵۰ ..... ۱۴۹
شکل ۵–۱– تعدادی از نمونه‌های مورد بررسی ۱۵۳
شکل ۵–۲– نمونه‌های مورد استفاده در فرایند استخراج رسوبات از زمینه ۱۵۴
شکل ۵–۳– سل الکتروشیمیایی و دستگاه سانتریفوژ مورد استفاده در استخراج رسوبات ۱۵۵
شکل ۵–۴– ابعاد نمونه مورد استفاده در تست کشش و گسیختگی تنشی ۱۵۶
شکل ۶–۱– ریزساختار ورق آنیل شده ۱۵۸
شکل ۶–۲– ریزساختار نوری نمونه شماره یک ۱۶۰
شکل ۶–۳– ریزساختار SEM نمونه شماره یک ۱۶۱
شکل ۶–۴– آنالیز EDS ترکیب کربونیترید تیتانیم و کاربیدهای مجاور ۱۶۲
شکل ۶–۵– آنالیز عنصری رسوب کاربیدی ۱۶۳
شکل ۶–۶– تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری نمونه شماره یک ۱۶۴
شکل ۶–۷– آنالیز کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C ۱۶۵
۶–۸– تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک ۱۶۶
شکل ۶–۹– آنالیز عنصری ذرات استخراج شده ۱۶۷
شکل ۶–۱۰– پترن کاربیدهای کروم و مولیبدن ۱۶۸
شکل ۶–۱۱– ریزساختار نمونه شماره یک، ۶۵۰۰۰ ساعت ۱۷۰
شکل ۶–۱۲– نتایج آنالیز EDS فازهای موجود در ساختار ۱۷۱
شکل ۶–۱۳– تصاویر TEM نمونه شماره یک ۱۷۲
شکل ۶–۱۴– تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه شماره یک ۱۷۳
شکل ۶–۱۵– توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک ۱۷۴
شکل ۶–۱۷– ریزساختار نمونه شماره ۲ ..... ۱۷۶
شکل ۶–۱۸– تصاویر TEM نمونه شماره ۲ ..... ۱۷۷
ادامه شکل ۶–۱۸ ..... ۱۷۸
شکل ۶–۱۹– نتایج EDS فازهای گاما پرایم و کاربید M23C6 نشان داده شده در شکل ۲–۱۸ ..... ۱۷۸
شکل ۶–۲۰– تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه شماره ۲ ..... ۱۷۹
شکل ۶–۲۱– توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن ذرات استخراج شده از نمونه شماره ۲ ..... ۱۸۰
شکل ۲۲–۶–پراش اشعه ایکس نمونه‌ها ۱۸۲
شکل ۶–۲۳– نمودار تنش–پارامتر لارسون میلر نمونه‌ها ۱۸۵
شکل ۷–۱– ریزساختار نمونه شماره ۴ با ۲۴۰۰۰ ساعت کارکرد ۱۸۹
شکل ۷–۲– نتایج آنالیز EDS فازهای تشکیل شده در نمونه شماره یک، مقادیر عناصر بر حسب درصد وزنی است. ۱۹۰

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شکل ۷-۳- تصاویر TEM نمونه شماره یک ۱۹۱
شکل ۷-۴-تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک ۱۹۲
شکل ۷-۵- توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده نمونه شماره یک ۱۹۳
شکل ۷-۶- ریزساختار نمونه شماره ۴ ..... ۱۹۵
شکل ۷-۷- تصاویر TEM نمونه شماره ۴ ..... ۱۹۶
شکل ۷-۸- ذرات استخراج شده از نمونه شماره ۴ ..... ۱۹۷
شکل ۷-۹- ریزساختار نمونه شماره ۶ ..... ۱۹۹
شکل ۷-۱۰- تصاویر TEM نمونه شماره ۶ ..... ۲۰۰
شکل ۷-۱۱- رسوبات استخراج شده از نمونه شماره ۶ (۶۶۰۰۰ ساعت کارکرد) ۲۰۱
شکل ۷-۱۲- توزیع عناصر کروم، مولیبدن و تیتانیم در رسوبات استخراج شده از نمونه ۶ ..... ۲۰۲
شکل ۷-۱۳- سطح شکست تست ضربه نمونه نو و نمونه شماره ۶ ..... ۲۰۳
شکل ۷-۱۴- پراش اشعه ایکس نمونه ها ۲۰۴
شکل ۷-۱۵-تغییرات فازهای موجود در آلیاژ بر حسب زمان کارکرد ۲۰۶
شکل ۷-۱۶- تغییرات درصد سطحی کاربیدها بر حسب زمان کارکرد ۲۰۷
شکل ۷-۱۷- تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌ها بر حسب زمان کارکرد ۲۰۹
شکل ۸-۱- ریزساختار نمونه ۹۰۰۱ ..... ۲۱۲
شکل ۸-۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۱ ..... ۲۱۳
شکل ۸-۳- نتایج آنالیز کاربید نمونه ۹۰۰۱ ..... ۲۱۴
شکل ۸-۴- تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۱ ..... ۲۱۵
شکل ۸-۶- ریزساختار نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۱۸
شکل ۸-۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۱۹
شکل ۸-۸- نتایج آنالیز کاربید غنی از مولیبدن نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۲۰
شکل ۸-۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۲۱
شکل ۸-۱۰- سطح شکست تست ضربه نمونه ۹۰۰۲ ..... ۲۲۲
شکل ۸-۱۲- ریزساختار نمونه ۹۰۰۳ ..... ۲۲۴
شکل ۸-۱۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۳ ..... ۲۲۵
شکل ۸-۱۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۳ ..... ۲۲۶
شکل ۸-۱۵ - ریزساختار نمونه ۹۰۰۴، ذرات نارنجی رنگ: کربونیترید تیتانیم ۲۲۷
شکل ۸-۱۶ - فازهای استخراج شده از نمونه ۹۰۰۴، شماره های یک الی ۵ کاربید کروم هستند ۲۲۸
شکل ۸-۱۷ - تصاویر TEM، سمت راست ، سمت M6C چپ گاما پرایم ۲۲۹
ادامه شکل ۸-۱۷- کاربید $M_{23}C_6$ ۲۳۰
شکل ۸-۱۸ - ریزساختار نمونه ۹۰۰۵ ..... ۲۳۱
شکل ۸-۱۹ – ریزساختار نمونه ۹۰۰۶ ..... ۲۳۲

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شکل ۸-۲۰ – تصاویر SEM رسوب‌های استخراج شده از نمونه ۹۰۰۶ ..... ۲۳۳
شکل ۸-۲۱- مپ عناصر در فازهای آلیاژ ۲۳۴
شکل ۸-۲۲ – ریزساختار نمونه ۹۰۰۷ ..... ۲۳۵
شکل ۸-۲۳- ابعاد و مورفولوژی ذرات نمونه ۹۰۰۷ ..... ۲۳۵
شکل ۸-۲۴- ریزساختار نمونه ۹۰۰۸ ..... ۲۳۷
شکل ۸-۲۵- تصاویر فازهای نمونه ۹۰۰۸ ..... ۲۳۸
شکل ۸-۲۶- مپ توزیع عناصر فازها ۲۳۹
شکل ۸-۲۷- تصاویر TEM نمونه ۹۰۰۸ ..... ۲۴۰
شکل ۸-۲۸ – سطح شکست نمونه ضربه ورق نو، سطح شکست نمونه ضربه و کشش دمای محیط نمونه ۹۰۰۸ ..... ۲۴۱
شکل ۸-۲۹- تصاویر نمونه ۹۰۰۹ ..... ۲۴۲
شکل ۸-۳۰- تصاویر SEM نمونه ۹۰۰۹ ..... ۲۴۳
شکل ۸-۳۱ – تغییرات اندازه دانه نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان ۲۴۵
شکل ۸-۳۳- نتایج آنالیز XRD نمونه های ورق نو، ۹۰۰۱، ۹۰۰۳ و ۹۰۰۵ ..... ۲۴۷
شکل ۸-۳۴ – تغییرات انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه ۲۵۰
شکل ۸-۳۵ – تغییرات استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ °C نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه ۲۵۰
شکل ۸-۳۶ – تغییرات سختی نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان ۲۵۱
شکل ۹-۱- تغییرات سختی بر حسب پارامتر لارسون میلر ۲۵۵
شکل ۹-۲- تغییرات درصد ازدیاد طول بر حسب پارامتر لارسون میلر ۲۵۵
شکل ۹-۳- تغییرات درصد کاربیدها در رسوبات استخراج شده بر حسب پارامتر لارسون میلر ۲۵۶

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فهرست جدول‌ها

جدول ۱-۱- خلاصه‌ای از بررسیهای SEM و TEM آلیاژ IN 617 در شرایط پیرسازی مختلف ۴۶
جدول ۱-۲- نتایج انجام آزمایش خزش روی نمونه‌های اینکونل ۶۱۷ توسط مانکینز و همکارانش ۴۹
جدول ۱-۳- شرایط انجام آزمایش خزش روی نمونه‌های اینکونل ۶۱۷ توسط مانکینز و همکارانش ۵۰
جدول ۱-۴- ارزیابی میکروساختاری بر روی نمونه نو و نمونه خزش یافته در دمای ۶۵۰ درجه ۵۵
جدول۲-۱- اثر قرارگیری IN617 در دماهای متوسط بر خواص مکانیکی آلیاژ ۶۰
جدول۲-۲- نتایج استحکام کششی نمونه نو در شرایط دمایی مختلف ۶۴
جدول۲-۳- نتایج استحکام کششی نمونه های پیرسختی شده در شرایط دمایی مختلف ۶۵
جدول۲-۴- خواص ضربه آلیاژ اینکونل۶۱۷ در دمای محیط در شرایط مختلف پیرسازی ۶۹
جدول۳-۱- خواص مکانیکی آلیاژ IN617 در حالت محلول جامد – آنیل شده در دمای اتاق ۷۲
جدول ۳-۲- خواص مکانیکی آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در معرض دماهای مختلف ۷۲
جدول ۳-۳-نتایج EDS مرزدانه‌ها در نمونه‌های مورد آزمون (درصد وزنی) ۷۶
جدول ۳-۴-ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN617 ..... ۸۳
جدول ۳-۵-شرایط عملیات حرارتی ۸۳
جدول ۳-۶- نتایج آنالیز TAFEL ۸۷
جدول (۲-۱) شرایط آزمون‌های خزشی انجام شده بر روی هر یک از نمونه‌های سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۹۶
جدول (۴-۲) شناسایی فازهای استخراج شده از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۹۹
جدول (۴-۳) ریزساختار نمونه‌های نو (آنیل شده) از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ گزارش شده در برخی از مقالات ۱۰۰
جدول (۴-۴) برخی از مطالعات و مشاهدات انجام شده در رابطه با تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ پس از قرارگیری در دماهای بالا و یا شرایط خزشی ۱۰۴
جدول (۵-۴) خلاصه مشخصه‌یابی رسوبات در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ قرار گرفته در شرایط دمایی مختلف ۱۲۴
جدول (۴-۶) برخی از مطالعات و مشاهدات انجام شده در رابطه با حفرات در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ..... ۱۳۵
جدول ۵-۱ – شرایط کارکرد نمونه‌های کارکرده ۱۵۱
جدول ۵-۲- ترکیب شیمیایی نمونه‌ها ۱۵۲
جدول ۵-۳ – شرایط پیرسازی نمونه‌ها در دمای ۹۰۰°C ۱۵۲
جدول ۶-۱- درصد وزنی فازها در نمونه ها بر اساس نرم افزار MAUD ۱۸۳
جدول ۶-۲- درصد کسر سطحی کاربیدها در نمونه‌ها ۱۸۳
جدول ۶-۳ – نتایج تست کشش دمای محیط نمونه ها ۱۸۴
جدول ۶-۴ – نتایج تست کشش گرم در دمای ۷۵۰°C نمونه‌ها ۱۸۴
جدول ۶-۵ – زمان گسیختگی نمونه‌ها بر اساس نمودار تنش-لارسون میلر ۱۸۶
جدول ۷-۱ – درصد وزنی فازها در نمونه ها بر اساس نرم افزار MAUD ۲۰۵
جدول ۷-۲ – درصد سطحی کاربیدها بر اساس آنالیز تصویری ۲۰۶

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول ۷-۳ – خواص مکانیکی نمونه‌ها در دمای محیط ۲۰۸
جدول ۷-۴ – نتایج تست کشش گرم در دمای ۷۵۰ °C نمونه‌ها ۲۰۸
جدول ۸-۱ – تغییرات اندازه دانه و درصد کاربید سطحی نمونه ها بر حسب زمان ۲۴۴
جدول ۸-۲ – درصد فازها در رسوبات جدا شده از نمونه ها ۲۴۶
جدول ۸-۳ – نتایج خواص مکانیکی نمونه ها ۲۴۸
جدول ۸-۴ – نتایج تست کشش گرم نمونه ها در دمای ۷۵۰ °C ۲۴۹

مقدمه

دو قطعه مهم اجزای محفظه احتراق میکسینگ چمبر و اینر کیسینگ می‌باشند. جنس دو قطعه یکسان و از سوپرآلیاژ *IN617* می‌باشد. از سوی دیگر به دلیل شرایط کاری، مکانیزم‌های آسیب و تخریب دو قطعه نیز تقریباً یکسان است. به دلایل ذکر شده مرحله اول پروژه به بررسی تغییرات متالورژیکی سوپرآلیاژ *IN617* اختصاص داده شد. این گزارش از چهار فصل تشکیل شده است.

به جهت شرایط کاری قطعات –دمای بالا و تنش پایین- تغییرات ریزساختاری آلیاژ در طول بهره‌برداری امری اجتناب‌ناپذیر است. لذا جهت ارزیابی وضعیت قطعات شناخت تغییرات ریزساختاری آن ضرورت دو چندانی دارد. در همین ارتباط در فصل اول گزارش به این موضوع پرداخته شد. در این فصل کلیه تغییرات ریزساختاری آلیاژ شامل تغییرات مورفولوژی، ترکیب و توزیع کاربیدها، شکل و اندازه دانه و فازهای ثانویه در دماهای مختلف مورد بررسی قرار گرفت. در این فصل جهت بررسی همه جانبه موضوع از نظرات محققان مختلف استفاده گردید. بدیهی است تغییر ریزساختار آلیاژ بر خواص مکانیکی آن تاثیرگذار خواهد بود و آنچه در انجام ماموریت قطعه نقش بسزایی دارد، خواص مکانیکی آن است. بنابراین تاثیر تغییرات ریزساختاری بر خواص مکانیکی آلیاژ در فصل دوم گزارش مورد بررسی قرار گرفت. در این فصل تغییرات خواص مختلف آلیاژ، همچون استحکام‌های تسلیم و نهایی، سختی، ضربه و استحکام خزشی استخراج گردید.

همانطور که ذکر گردید تغییرات ریزساختاری آلیاژ در شرایط کاری غیر قابل اجتناب است. به همین دلیل و بنابه توصیه سازنده جهت بازیابی ساختار و بهبود خواص آلیاژ از فرآیند عملیات حرارتی در زمان تعمیرات اساسی استفاده می‌گردد. نحوه انجام پروسه عملیات حرارتی و تاثیر آن بر بهبود خواص متالورژیکی آلیاژ در فصل سوم گزارش آورده شده است.

روش تخمین عمر قطعه به پارامترهای زیادی از جمله شرایط کاری، مکانیزم‌های تخریب، جنس، ماموریت کاری قطعه، شرایط دسترسی و اهمیت آن در مجموعه وابسته است. از سوی دیگر میزان دقت و اطمینان روشهای مختلف متفاوت است. به همین دلیل برای ارزیابی یک قطعه نمی‌توان فقط از یک روش جهت تخمین عمر استفاده کرد بلکه لازم است از روشهای مختلفی بهره جست. روشهای تخمین عمر در دسته‌بندی کلی به روشهای محاسباتی، غیر مخرب و مخرب تقسیم می‌شوند. در فصل چهارم روش غیر مخرب تخمین عمر و هم چنین ارتباط بین ریزساختار و عمر باقیمانده توضیح داده شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

در فصل پنجم شرایط کاری نمونه‌های مورد بررسی و نحوه انجام آزمایشهای مختلف توضیح داده شده است. در فصل های بعدی به ترتیب نمونه‌های کارکرده در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه از لحاظ تغییرات ریزساختاری و هم چنین خواص مکانیکی مورد تحلیل و ارزیابی قرار گرفت.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل اول

بررسی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ *IN617* در شرایط کاری توربین گاز

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

مقدمه

عمده قطعات محفظه احتراق در توربینهای گازی زیمنس *V94.2* از جنس آلیاژ *INCONEL617* (که یکی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل است) می‌باشد. در ادامه ابتدا به بررسی اجمالی فازهای موجود در ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل پرداخته شده و سپس ریزساختار نمونه نو و تغییرات ساختاری آلیاژ *IN617* پس از قرارگیری در شرایط مختلف کاری توربین مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

۱-۱-ریزساختار سوپر آلیاژهای پایه نیکل

در خانواده سوپرآلیاژها، سوپر آلیاژهای پایه نیکل از پیچیدگی بیشتری برخوردار هستند. ویژگی های متالورژی در این گروه از آلیاژها بسیار پیچیده و منحصر بفرد است، بگونه ای که بهترین ترکیب را از نقطه نظر ساختار و خواص مکانیکی در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۶۵۰ درجه سانتی گراد از خود نشان می دهند. سوپرآلیاژهای پایه نیکل، آلیاژهای مقاوم به حرارت‌های بالا هستند و قادرند استحکام خود را در دمای بالا حفظ کنند. این آلیاژها همچنین مقاومت خوبی به خوردگی و اکسایش و مقاومت زیادی به خزش و شکست در دمای بالا دارند.

در ترکیب شیمیایی اغلب سوپرآلیاژهای پایه نیکل بالغ بر ۱۲ عنصر آلیاژی وجود دارد، که همگی به دقت در حین ساخت کنترل می شوند. علاوه بر این عناصری نظیر اکسیژن، نیتروژن، فسفر، سیلیسیم و سایر عناصر جزئی مضر بدلیل اثرات نامطلوب و نیز عناصر جزئی مفید نظیر زیرکونیم، منیزیم و بر بدلیل دارا بودن اثرات مطلوب روی ویژگی های ساختاری و مکانیکی، با دقت بالایی در حد *ppm* کنترل می شوند. برخی از عناصر موجود در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای پایه نیکل در داخل فاز زمینه حل می شوند و باعث افزایش استحکام این فاز از طریق ایجاد محلول جامد می شوند. نمونه هایی از این عناصر مولیبدن و تنگستن هستند. تاثیر عمده عنصر کروم هم افزایش مقاومت به اکسیداسیون و همچنین تشکیل کاربیدهایی از نوع $M_{23}C_6$ و M_7C_3 است.عناصر دیگر نظیر آلومینیم و تیتانیم به منظور ایجاد فاز بین فلزی و منظم گاما پریم با ساختار *FCC* و ترکیب $Ni_3(Al,Ti)$ به سوپرآلیاژهای پایه نیکل اضافه می شوند. نقش دیگر عنصر تیتانیم در این دسته از سوپرآلیاژها تشکیل کاربیدهایی از نوع *MC* است.افزودن کبالت باعث کاهش حلالیت عناصر تشکیل دهنده

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

رسوبات گاماپریم و افزایش دمای انحلالی این رسوبات می باشد.عناصر کروم و کبالت می توانند در داخل فاز گاما پریم حل شوند. نقش اساسی عنصر کربن، تشکیل کاربیدهای مختلف مانند، $MC,M_6C,M_{23}C_6,M_7C_3$ می باشد.کاربیدها از فازهای مهم تشکیل دهنده ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل هستند، چرا که حضور آنها روی مرز دانه ها به منظور تامین استحکام و داکتیلیته مناسب ضروری است. همچنین کاربیدها باعث کنترل اندازه دانه ها در آلیاژهای کارشده می شوند. علاوه بر کاربیدها حضور برون و زیرکونیم در مقادیر کم، باعث افزایش عمر آلیاژهای پایه نیکل می شود. در این زمینه تاثیر برون بیشتر است اما استحکام ماکزیمم با ترکیب مناسب هر دو عنصر حاصل می گردد. تاثیر دیگر عنصر برون، تشکیل بورایدها می باشد. تشکیل بورایدها زمانی اتفاق می‌افتد که عنصر برون در مقادیر به اندازه کافی زیاد اضافه شود. افزودن عنصر کلمبیوم باعث تشکیل رسوبات سخت کننده Ni_2Cb و کاربیدهای از نوع MC می‌باشد.

ساختار میکروسکپی سوپرآلیاژهای پایه نیکل شامل یک فاز آستنیت غنی از نیکل که عمدتاً حاوی درصد بالایی از عناصر محلول جامد و درصد حجمی بالایی از رسوبات بین فلزی (تا حدود ۷۰٪) می باشد. نیکل تشکیل دهنده زمینه γ با شبکه مکعبی با وجوه مرکز دار (FCC) می‌باشد. Al و Ti ذرات بین فلزی γ' با ترکیب $Ni_3(Al,Ti)$ را تشکیل می‌دهند که به شکل همسان و به عنوان یک فاز با شبکه مکعبی با وجوه مرکزدار منظم در زمینه γ رسوب می‌کند. رسوبات فوق عامل اصلی استحکام بخشی سوپرآلیاژها در دمای بالا هستند.. تحت شرایط ویژه‌ای فازهای صفحه‌ای شکل ناخواسته نظیر σ، μ یا لاوه [۱] در ساختار بوجود می‌آید که باعث کاهش استحکام خزشی و انعطاف پذیری آلیاژ می‌شود. بنابراین از آنجا که عنصر کرم تشکیل دهنده فاز σ می‌باشد، عموماً برای حفاظت در برابر اکسیداسیون و خوردگی، از پوشش‌های مخصوص استفاده می‌شود تا میزان کرم آلیاژ افزایش نیابد [۱]. در ادامه به بررسی فازهای ریز ساختاری این نوع سوپرآلیاژها پرداخته می‌شود. با توسعه ترکیب شیمیایی، فازهای گوناگونی در ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل پدیدار گشت که مهمترین آنها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل امروزی به شرح زیر می‌باشند.

۱-*Lave*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

الف) فاز زمینه گاما (γ)

فاز گاما زمینه آستنیتی پایه نیکل است که شامل درصد بالایی از عناصر آلیاژی نظیر W,Mo,Co می باشد.امروزه نیکل به دلیل داشتن خواصی نظیر مدول الاستسیته بالا، امکان آلیاژسازی بدون تغییر فاز، تمایل به ترکیب با کروم و تشکیل Cr_2O_3 (به منظور جلوگیری از نفوذ عناصر فلزی به خارج و نفوذ اکسیژن، نیتروژن، گوگرد و بقیه عناصر فعال درون اتمسفر به داخل)، تمایل به ترکیب با آلومینیم و تشکیل Al_2O_3 در دماهای بالا(به منظور جلوگیری از اکسیداسیون) کاربرد وسیعی را در سوپرآلیاژها دارد.

ب) فاز گاما پرایم (γ')

یک فاز متراکم هندسی[۲] با ساختار کریستالی $FCC\text{-}L1_2$ و ترکیب عمومی $Ni_3(Al,Ti)$ می‌باشد که عناصر کبالت و کرم می‌توانند تا حدی جایگزین نیکل گردند و آهن نیز می‌تواند جایگزین نیکل یا آلومینیم شود. پارامتر شبکه‌ای این فاز با فاز γ بسیار نزدیک بوده و همین امر باعث ایجاد همسانی بین این دو فاز و در نتیجه افزایش استحکام زمینه γ می‌گردد. بسیاری از آلیاژهای پایه نیکل و پایه نیکل–آهن که در دماهای بالا بکار می روند، با رسوبگذاری ذرات γ' با ترکیب $Ni_3(Al,Ti)$ مستحکم می شوند. از آنجاییکه خواص مکانیکی این دسته از سوپرآلیاژها وابسته به خواص مکانیکی رسوبات γ' است، تحقیقات زیادی روی مکانیزمهای تغیر فرم فاز γ' صورت گرفته است.

شکل فاز γ' در آلیاژهای آهن– نیکل و تعدادی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل قدیمی (نظیر $Nimonic\ 80A$ و $Waspaloy$) کروی می‌باشد ولی در مورد آلیاژهای جدیدتر مورفولوژی این فاز مکعبی است. بررسی‌های گوناگون نیز نشان داده است که با تغییر میزان مولیبدن و نسبت Al/Ti در سوپرآلیاژها، مورفولوژی فاز γ' می‌تواند تغییر نماید. با افزایش پارامتر عدم انطباق شبکه ای γ' / γ شکل فاز γ' به ترتیب کروی، گلبولی، بلاکی و مکعبی خواهد شد. هنگامی که عدم انطباق شبکه ای γ' / γ زیاد باشد، نگهداری آلیاژ در دماهای بالاتر از ۷۰۰ $^{\circ}C$ می‌تواند باعث تشکیل فازهای نامطلوب η ($Ni_3\ Ti$) یا δ (Ni_3Nb) گردد.

[۲] -*Geometrically Close Packed*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

برای دستیابی به استحکام مناسب از طریق رسوبگذاری یک فاز بین فلزی شرایط زیر باید برقرار باشد:

۱- کسر حجمی فاز دوم حداقل ۳۰ درصد

۲- فاصله بین ذره ای در حدود ۵۰۰ آنگستروم

۳- استحکام بالاتر از زمینه برای مینیمم کردن برش لغزشی

۴- تطابق شبکه ای خوب با زمینه برای ایجاد پایداری رسوب

۵- داکتیلیته کافی برای جلوگیری از ایجاد یک مسیر شکست آسان

همه این فاکتورها مهم می باشند اما ممکن است در یک مورد مشخص تاثیر یکی از آنها بیشتر از دیگری باشد. مهمترین مشخصات ساختاری مربوط به فاز γ' که تاثیر فراوان بر خواص آلیاژ می‌گذارد شامل کسر حجمی، اندازه و نحوه توزیع این ذرات در ساختار می‌باشد. با افزایش میزان تیتانیم و آلومینیم، کسر حجمی γ' در آلیاژ افزایش خواهد یافت اما مقدار افزایش هر یک از این عناصر باید به دقت کنترل شده باشد. درصورتی که مقدار فاز γ' در ساختار سوپرآلیاژها از ۴۵ درصد بیشتر باشد، انجام تغییر فرم سرد یا گرم آلیاژ بسیار دشوار شده و لذا ساخت پره‌های فورج از چنین آلیاژهایی بسیار هزینه برخواهد بود. در آلیاژهای پایه آهن- نیکل، کسر حجمی فاز γ' کمتر از ۰/۲ درصد بوده و معمولاً شکل آن کروی است و بهینه خواص استحکامی هنگامی بدست می‌آید که اندازه ذرات γ' در محدوده ۰/۰۵- ۰/۰۱ میکرومتر باشد. اگر نسبت Al/Ti بزرگتر یا مساوی ۱ باشد، نگهداری طولانی مدت آلیاژها در دماهای بالا، باعث تبدیل فاز γ' به فازهای Ni_2AlTi ، $NiAl$ یا $Ni\ (Al,\ Ti)$ خواهد شد. این فازها در دماهای بالا و متوسط بسرعت درشت شده و باعث تشکیل رسوبات صفحه‌ای شکل توده‌ای خواهند شد.

در آلیاژهای کارشده با مقادیر γ' کمتر از ۲۰ درصد نظیر *Nimonic 80A*، عملیات حرارتی عمومی شامل یک عملیات دو مرحله‌ای انحلال و پیرسازی است. در مرحله انحلال اغلب فازهای ثانویه نظیر γ' و کاربیدهای $M_{23}C_6$ حل می‌شوند و در مرحله پیرسازی این فازها با اندازه و توزیع مطلوب در ساختار تشکیل می شوند. آلیاژهای با مقادیر γ' در حد ۳۰ درصد نظیر *Waspaloy* و *U-500*، پس از عملیات انحلال تحت یک عملیات پیرسازی دو مرحله ای قرار می‌گیرند و در آلیاژهای با ۴۵-۴۰ درصد γ' نظیر *Udimet 700*، عملیات پیرسازی سه مرحله‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد. تعیین ترکیب و مقدار دقیق فاز γ' در سوپرآلیاژها عموماً بوسیله

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

بررسی‌های *XRD* محصولات باقی‌مانده حاصل از عملیات استخراج و جداسازی شیمیایی فازهای تشکیل دهنده و یا تفرق الکترونی آنها از طریق نمونه‌های رپلیکای استخراجی صورت می‌گیرد.

بر خلاف بعضی از سیستم ها که رسوب های اولیه غیر تعادلی و ناپایدار هستند و با ایجاد رسوبهای تعادلی پایدار از بین می روند در سوپر آلیاژهای پایه نیکل و پایه نیکل-آهن رسوبات γ' ، رسوبات تعادلی و تنها رسوب ایجاد شده هستند. در برخی موارد در حین عملیات حرارتی و یا سرویس دهی ممکن است یک فیلم نازک از γ' در مرز دانه بوجود بیاید که به آن γ' مرزدانه ای گفته می شود. فاز γ' همچنین به صورت یوتکتیک با فاز زمینه γ هم بوجود می آید. یوتکتیک γ / γ' در مرزهای دندریتها و اغلب نزدیک حفره های میکروسکپی تشکیل می شود، بنابراین می توان نتیجه گرفت که یوتکتیک γ / γ' در آخرین مراحل انجماد شکل می گیرد. شکل رسوبات γ' وابسته به انرژی فصل مشترک γ / γ' و کرنشهای الاستیک ناشی از تفاوت در پارامترهای شبکه است.که هر دو عامل، خصوصا کرنش های شبکه، وابسته به جهت‌گیری هستند. اگر کرنش کم باشد، یعنی عدم انطباق ساختاری ۰.۲-۰٪ باشد، شکلی که میزان انرژی فصل مشترک و کرنش را در واحد حجم رسوب مینیمم می کندکره است. اما اگر کرنش به حد کافی بالا باشد، یعنی عدم انطباق ساختاری ۱-۰.۵٪ باشد به صورت مکعبی در می آید. در عدم انطباق های بالاتر از ۱.۲۵٪ رسوبات γ' به صورت صفحه ای در می آیند. عامل موثر دیگر در شکل γ' آنیل تحت تنش است. بسته به اینکه تنش در جهات< ۱۰۰> و یا < ۱۱۰> باشد هر دو شکل بشقابی و میله ای برای γ' امکان تشکیل دارند.همچنین اگر در حین سرویس دهی دما از حدی بیشتر شود γ' های مکعبی بهم متصل می شوند و ایجاد γ' با مورفولوژی کشیده می کنند. در واقع با عمل بهم پیوستن رسوبات γ' انرژی سطحی کاهش می یابد. شکل ۱-۱ نمونه‌هایی از مورفولوژی‌های فاز γ' را در سوپرآلیاژهای مختلف نشان می‌دهد.

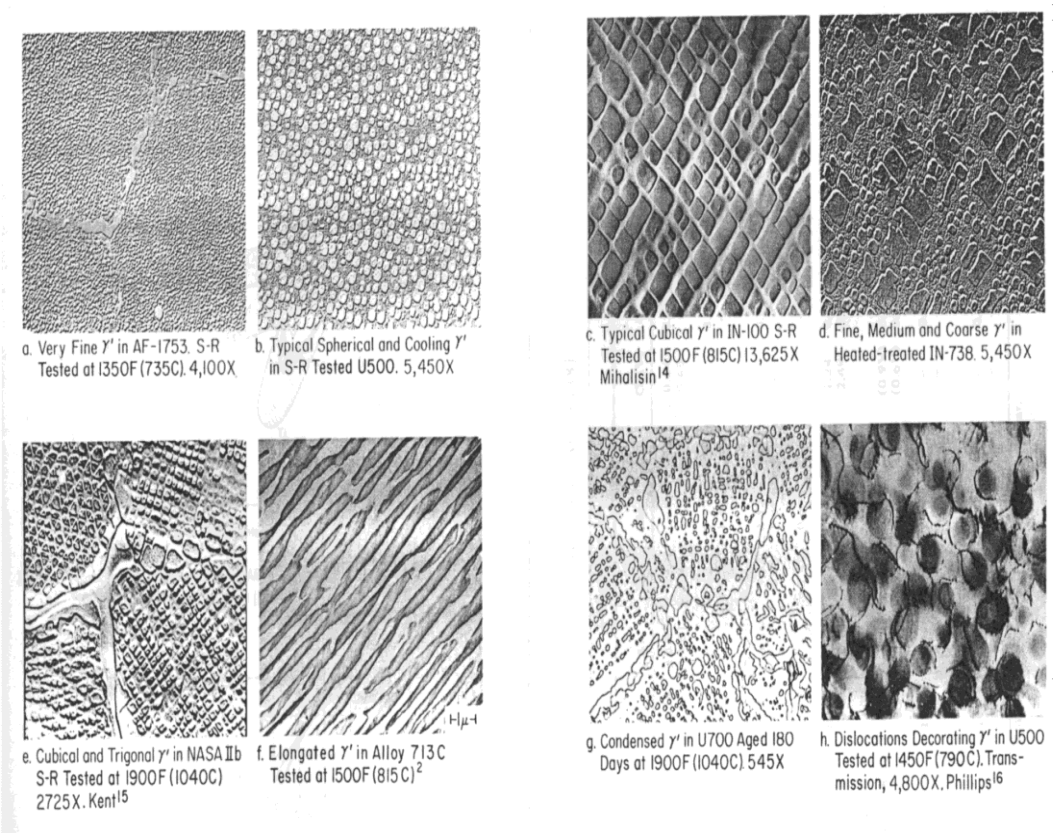
پ) فاز اتا (η)

این فاز یک ساختار کریستالی هگزاگونال $D0_{24}$ با ترکیب Ni_3Ti دارد. این فاز می‌تواند در سوپرآلیاژهای پایه آهن- نیکل، پایه نیکل و نیز پایه کبالت و بخصوص در آلیاژهایی که نسبت *Ti/Al* آنها بالا بوده و مدت زمان زیادی در دمای بالا نگهداری می‌شوند تشکیل شود. این فاز تقریباً هیچگونه قابلیت انحلال را برای

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

عناصر دیگر نداشته و با سرعت بیشتری نسبت به فاز γ' درشت می‌شود. فازهای درشت η را می‌توان با میکروسکوپ‌های نوری نیز مشاهده نمود.

عمدتاً دو شکل کلی از فاز η در ساختار سوپرآلیاژها مشاهده می‌شود. اولین شکل بر روی مرز دانه ها تشکیل می‌شود و دارای یک ساختار سلولی (مشابه پرلیت) می‌باشد که لایه های γ' و η بصورت متناوب در کنار یکدیگر قرار گرفته‌اند و نوع دوم که در داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود به شکل صفحاتی با مورفولوژی ویدمن اشتاتن ظاهر می‌گردد. شکل سلولی این فاز تاثیر مخربی بر استحکام گسیختگی تنشی نمونه‌های شیاردار و نیز داکتیلیتی خزشی سوپرآلیاژها دارد و نوع ویدمن اشتاتن نیز استحکام خزشی را تضعیف می‌نماید. قابلیت تشخیص این فاز ساده بوده و توسط میکروسکوپ یا آنالیزگرهای مختلف صورت می‌گیرد.



شکل ۱-۱- انواع مورفولوژی‌های فاز γ' در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، الف- خیلی ریز در آلیاژ AF-1753 ب- کروی در آلیاژ U500ج-مکعبی در آلیاژ IN-100 د-ریز، متوسط و درشت در IN738 ذ-مکعبی و سه گوش در NASAИb ر- کشیده در 713C ز- فشرده شده در U700 س- آرایش نابجایی‌ها در U500 [**۲**]

ت) کاربیدها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

این فازها در اکثر سوپرآلیاژها وجود دارند. چهار نوع اصلی این کاربیدها شامل MC، $M_{23}C_6$، M_6C و M_7C_3 می‌باشند. حضور کاربیدها در سوپرآلیاژها سه نقش عمده را ایفا می‌نماید:

الف) کاربیدهای مرزدانه‌ای هنگامی که به نحو مطلوبی تشکیل شده باشند باعث افزایش استحکام مرزدانه‌ها شده واز لغزش آنها جلوگیری می‌نماید.

ب) اگر ذرات ریز کاربیدی بطور مناسب در زمینه آلیاژ توزیع شوند باعث افزایش استحکام آن خواهند شد. این امر بخصوص در مورد سوپرآلیاژهای پایه کبالت که نمی‌توانند با فاز γ' مستحکم شوند صادق است.

ج) کاربیدها می‌توانند باعث جذب عناصری شوند که این عناصر از جمله عوامل موثر ناپایداری ساختاری سوپرآلیاژها حین سرویس می‌باشند. رسوب‌گذاری کاربیدها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل برخلاف سوپرآلیاژهای پایه کبالت یا آهن- نیکل بیشتر بر روی مرزدانه‌ها صورت می‌پذیرد که همین امر می‌تواند باعث کاهش میزان کلی کربن آلیاژ و نیز تخریب خواص مکانیکی این سوپرآلیاژها گردد.

نگهداری و پیرسازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل یا آهن- نیکل باعث می‌شود که کاربیدهای $M_{23}C_6$ بر روی مرزدانه‌ها تشکیل شده و تجمع نمایند. بهترین مورفولوژی برای چنین رسوبات کاربیدی آن است که آنها به شکل زنجیره‌های منفصل و جداگانه و بصورت کروی بر روی مرزها راسب شوند و این حالت باعث افزایش عمر خزشی آلیاژ خواهد شد. در صورتی که این ذرات بصورت یک فیلم پیوسته بر روی مرز دانه ها تشکیل شوند، خواص آلیاژ تا حد زیادی کاهش می‌یابد *[۳-۵]*. همچنین در صورتی که مرزدانه‌ها از ذرات γ' تخلیه شوند، عمر گسیختگی آلیاژ می‌تواند تا حد زیادی تحت تاثیر قرار گیرد.

در سوپرآلیاژها، کاربیدهای MC اگر چه از نظر ترمودینامیکی عموماً بایستی از نوع TiC باشند و کمتر بصورت NbC، TaC و یا HfC مشاهده می‌شوند اما در عمل کاربیدهای TaC و NbC نیز از پایداری زیادی برخوردارند. البته عناصر دیگری نظیر Zr ، Mo و N می‌توانند تا حدی جایگزین عناصر Ti و C در ترکیب TiC گردند. این فازهای MC عموماً با ابعاد درشت و به شکل ذرات گلبولی حتی در سطوح پولیش شده سوپرآلیاژها قابل

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

بررسی و مشاهده می‌باشند. شکل آنها معمولاً نامنظم و شبه مکعبی می‌باشد و می‌توان آنها را با اچانت‌های خاصی به رنگهای مورد نظر مشاهده نمود.

مهمترین نوع کاربیدها در سوپرآلیاژها $M_{23}C_6$ می‌باشد چرا که این فاز عمدتا بر روی مرزدانه رسوب کرده و می‌تواند باعث تقویت و یا تضعیف خواص سوپرآلیاژها گردد. مهمترین عنصر برای جایگزینی M کرم می‌باشد اگر چه عناصر دیگر نظیر Co ، Ni ، Fe ، Mo و W نیز می‌توانند تا حدی جایگزین این عنصر شوند. کاربیدهای M_6C که عمدتاً غنی از مولیبدن و تنگستن می‌باشد می‌توانند تا حدی دارای عناصر کرم، نیکل یا کبالت باشند. این نوع کاربید عمومی‌ترین کاربید مشاهده شده در سوپرآلیاژهای پایه کبالت و نیز سوپرآلیاژهای پایه نیکلی می‌باشد که مقدار مولیبدن و یا تنگستن در آنها بالا باشد. در این آلیاژها، فازهای M_6C اغلب در شرایط ریختگی و بصورت پراکنده در کل ساختار مشاهده می‌شوند. در آلیاژهای کارشده معمولاً حین گرم شدن قبل از کارگرم، این فاز حل می‌شود و می‌تواند به شکل بلاکی و یا ویدمن اشتاتن بر روی مرزدانه یا داخل دانه رسوب نماید.

اگر چه کاربیدهای M_7C_3 (بطور عمده Cr_7C_3) تنها در تعداد کمی از سوپرآلیاژها مشاهده شده‌اند، اما در برخی سوپرآلیاژهای پایه کبالت و همچنین *Nimonic 80A* پس از گرم کردن در بالاتر از ۱۰۰۰ $^{\circ}C$ می‌توان آنرا مشاهده کرد. اضافه کردن عناصر مولیبدن، کبالت، تنگستن یا نیوبیم به سوپرآلیاژهای پایه نیکل از تشکیل کاربیدهای M_7C_3 جلوگیری می‌نماید.

ث) بورایدها

افزودن مقادیر کمی از عنصر بور به ترکیب بسیاری از سوپرآلیاژها به منظور بهبود خواص گسیختگی تنشی و خزشی آنها و نیز جلوگیری از تشکیل فاز η در آنها می‌باشد. این عنصر می‌تواند از تشکیل فاز η سلولی شکل بر روی مرزدانه‌ها جلوگیری نماید اما تاثیری بر فاز η داخل دانه‌ای (ویدمن اشتاتن) ندارد. علاوه بر این بور حلالیت کربن را در زمینه آستنیتی کاهش داده و بنابراین باعث تشکیل ذرات ریزتر کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در سوپرآلیاژها می‌گردد. در صورتی که میزان این عنصر خیلی بالا انتخاب شود می‌تواند تاثیرات مخربی روی خواص آلیاژها داشته باشد. ترکیبات بوردار عموماً سخت و ترد می باشند. ترکیب کلی آنها M_3B_2

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

بوده و ساختار کریستالی آنها تتراگونال است. عنصر M در این فازها می‌تواند مولیبدن، تانتالیم، نیوبیم، نیکل، آهن یا وانادیم باشد.

ج) فاز سیگما (σ)

یک فاز *TCP* تتراگونال می‌باشد که به اشکال مختلف و با ترکیبات گوناگون می‌تواند در ساختار سوپرآلیاژها تشکیل شود. تشکیل این فاز (σ) در سوپرآلیاژها همواره به معنی تضعیف و تخریب خواص مکانیکی نخواهد بود اگر چه برخی مورفولوژی‌های این فاز تاثیرات نامناسبی بر روی خواص سوپرآلیاژها برجای می‌گذارند. گفته شده است هنگامی که فاز σ به شکل صفحه‌ای و یا بصورت فیلم مرزدانه‌ای در سوپرآلیاژها تشکیل شود باعث تخریب خواص می‌گردد، اما رسوبات گلبولی شکل داخل دانه‌ای حتی می‌توانند خواص خزشی آلیاژها را بهبود بخشند *[۶-۸]*.

بررسی و تشخیص این فاز در ریز ساختار سوپرآلیاژها معمولاً بوسیله اچانت‌های مخصوص صورت می‌گیرد اگر چه با توجه به تنوع فازهای موجود در سوپرآلیاژها و نیز تغییرات وسیع ترکیب و ظاهر فاز σ، همواره نمی‌توان تنها به روش اچ کردن این فاز را به درستی تشخیص داد و بنابراین یک روش مناسب تر در اینحالت بررسی‌های *XRD* محصولات باقیمانده حاصل از جداسازی الکترولیتی فازهای مختلف سوپرآلیاژهاست.

چ) فاز لاوه

یک فاز *TCP* با ساختار کریستالی هگزاگونال از نوع $MgZn_2$ و با ترکیب عمومی AB_2 میباشد. نمونه هایی از چنین فازهایی شامل Fe_2Ti ، Fe_2Nb و Fe_2Mo است که فرمول عمومی آنها $(Fe,Cr,Mn,Si)_2$ (Mo,Ti,Nb) می‌باشد. عمدتاً چنین فازهایی در سوپرآلیاژهای پایه آهن- نیکل و بصورت ذرات مرزدانه‌ای درشت مشاهده می‌شوند که البته ذرات درون دانه‌ای نیز در برخی موارد مشاهده شده‌اند. در آلیاژ *Inconel 718* حضور سیلیسیم و نیوبیم باعث ترغیب تشکیل فاز لاوه می‌شود. در صورتی که مقادیر بالایی از این فاز در ساختار تشکیل شود، داکتیلیتی کششی آلیاژ در دمای محیط کاهش می‌یابد اما خواص خزشی آن تغییر چندانی نمی‌کند. در برخی از سوپرآلیاژهای پایه کبالت نیز فازهای لاوه مشاهده شده‌اند که ترکیب عمومی آنها Co_2W، Co_2Ti یا Co_2Ta بوده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

ح) فاز مو (μ)

یک فاز *TCP* رمبوئیدرال با ساختاری شبیه به W_6Fe_7 می‌باشد. این فاز تاثیر کمی بر خواص سوپرآلیاژها برجای می‌گذارد. چنین ترکیبی بصورت رسوبات درشت با مورفولوژی ویدمن اشتاتن و با شکل نامنظم در ساختار ظاهر می‌گردد. فرمول کلی این فاز $(Fe,Co)_7(Mo,W)_6$ می‌باشد که نیکل می‌تواند تا حدی جایگزین آهن یا کبالت شود [۹].

خ) نیتریدها

در سوپرآلیاژهای دارای تیتانیم یا نیوبیم، این فازها بصورت نیترید تیتانیم یا نیترید نیوبیم مشاهده می‌شود. نیتریدها عمدتاً با عملیات حرارتی تغییری نمی‌کنند و معمولا تا نقطه ذوب آلیاژ بصورت غیر قابل انحلال در ساختار باقی می‌مانند. این فازهای نیتریدی را می‌توان به آسانی در شرایط پولیش شده یا اچ شده در ساختار مشاهده کرد چرا که شکل آنها منظم بوده و رنگ آنها زرد یا نارنجی می‌باشد. این فازها بسیار سخت می‌باشند و بجای نیتروژن مقداری کربن می‌تواند در ترکیب آنها جایگزین شود *Ti (C,N)* یا *Nb (C,N)*. چنین فازهای نیتریدی عمدتاً بصورت فازهای دو لایه در کنار هم ظاهر می‌گردند که یا فیلم بیرونی یا فاز درونی تیره‌تر می‌باشد و دلیل آن مقدار کربن بالاتر این فاز است. در ادامه به بررسی ریزساختاری آلیاژ *IN617* که از خانواده سوپرآلیاژهای پایه نیکل است، پرداخته می‌شود.

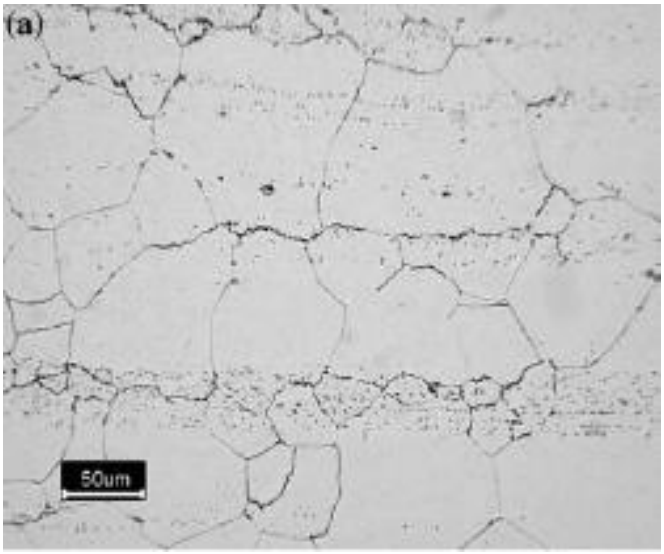
۱-۲- ریزساختار اولیه IN617

آلیاژ ۶۱۷ عموماً بصورت محلول جامد- آنیل شده مورد استفاده قرار می‌گیرد. در این حالت، ساختار آلیاژ درشت دانه بوده که موجب ایجاد بالاترین استحکام خزشی-خستگی می‌گردد. همچنین در این حالت بالاترین داکتیلیتی در دمای اتاق بدست می‌آید.

عملیات آنیلینگ در دمای ^{o}C ۱۱۷۵ انجام شده و زمان آن متناسب با ضخامت مقطع قطعه است. سرد کردن قطعه از دمای فوق می‌تواند توسط کوئنچ در آب یا سریع سرد کردن در هوا صورت گیرد. میکرو ساختار آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در حالت نو در شکل شماره (۲-۱) نشان داده شده است. حضور ساختار باندینگ به وضوح در

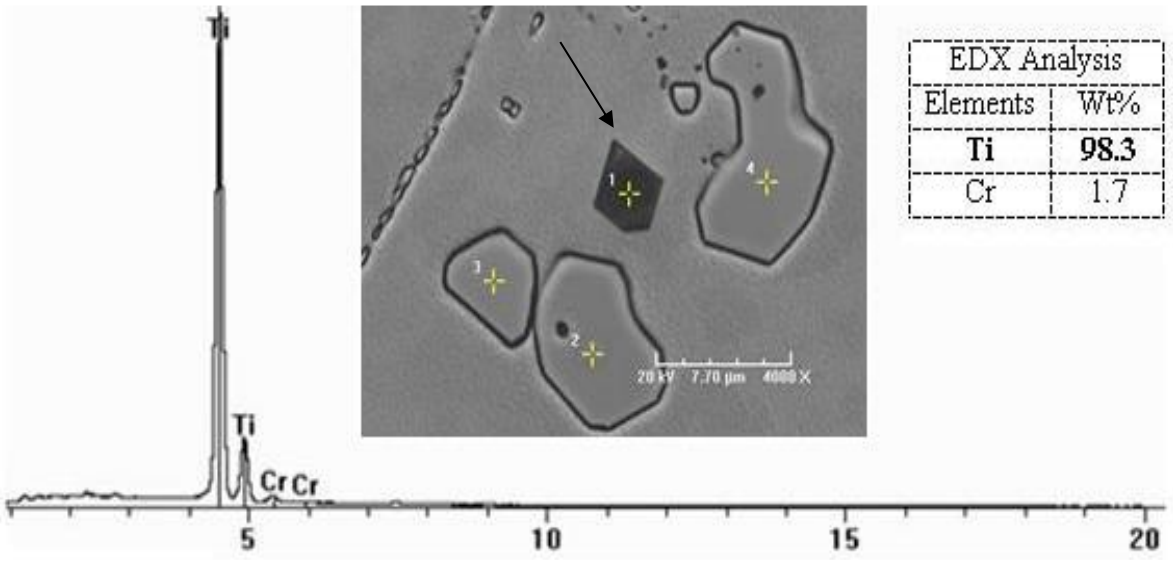
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

تصویر قابل مشاهده می‌باشد. باند مزبور از قرارگیری دانه های ریز آستنیت و حضور مقادیر قابل توجه از فازهای ثانویه شکل گرفته است. دو نوع فاز ثانویه با استفاده از میکروسکپ نوری و الکترونی مشاهده گردید. نوع اول، ذرات نسبتا کمیاب با توزیع یکنواخت که در بررسی های میکروسپ نوری به رنگ پرتغالی روشن مشاهده می گردند. این ذرات، با اندازه‌های ۱۰-۴ میکرون حتی در حالت قبل از اچ نیز قابل مشاهده می‌باشند. آنالیز صورت گرفته بر روی این ذرات، عناصر *Ti* و *C* و *N* را در درصدهای بالا شناسایی کرد که با این وجود احتمالا فاز مزبور کربونیترید تیتانیم می باشد (شکل ۱-۳). نوع دیگر ذرات که در مسیر باندینگ قرار گرفته و مورفولوژی بلوکی شکل دارند با اندازه ذرات ۱-۰/۲ میکرون در مرز و درون دانه‌ها واقع شده‌اند. آنالیز *EDS* صورت گرفته بر روی این ذرات نشان داد که آنها حاوی عناصر *Cr* و *Mo* می باشند (شکل ۱-۴). این رسوبات معمولا در مرز دانه و درون دانه‌ها تجمع می‌نمایند. قسمت عمده این رسوبات را کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ شامل می‌شوند که *M* اساسا از عناصر فلزی کروم، آهن ، و مولیبدن می‌باشد. این نوع از کاربیدها دارای شبکه مکعبی پیچیده با ۹۲ اتم فلزی و ۲۴ اتم کربن در هر سلول واحد می‌باشند. علاوه بر کاربیدهای $M_{23}C_6$، کاربیدهای $MC((Cr,Mo,Fe)C)$ و M_6C $((Cr,Mo,Fe)_6C)$ نیز به صورت مجزا در ریزساختار شناسایی گردیدند.

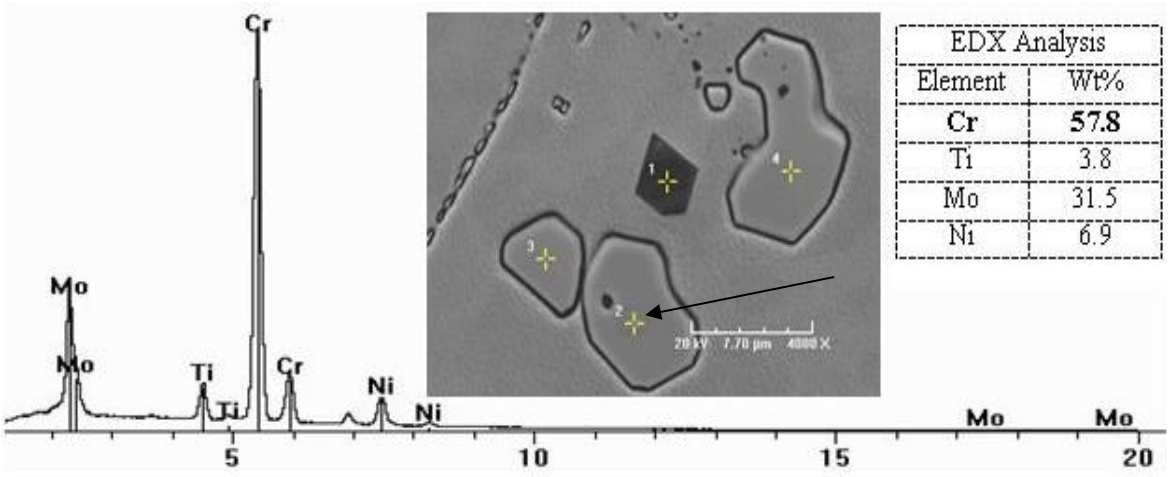


شکل۱-۲- ساختار اولیه سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ [۱۰]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۱-۳- آنالیز مربوط به رسوبات غنی از تیتانیم [۱۱]



شکل۱-٤- آنالیز رسوبات غنی از کروم [۱۱]

۱-۳- تغییرات مورفولوژی، ترکیب و توزیع کاربیدها در شرایط کاری توربین

سوپرآلیاژ *IN617* در سراسر دنیا جهت کار در دماهای بالا مورد استفاده قرار می‌گیرد. همچنین این سوپرآلیاژ یکی از متریال‌های پیشنهاد شده توسط اغلب پروژه‌های آتی صنعت نیروگاهی در آمریکا و اروپا می باشد. آلیاژ ۶۱۷ معمولا به گروه آلیاژهای استحکام یافته توسط محلول جامد نسبت داده می شود (البته کاربید سخت شونده نیز می باشد).این آلیاژ شامل مولیبدن، تنگستن و همچنین مقادیر کمی از عنصر کربن بمنظور استحکام

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

بخشی از طریق ایجاد کاربیدهای اضافی می باشد که در شرایط سولوشن-آنیل شده مورد استفاده قرار می گیرد. خواص مکانیکی این آلیاژ همانند سوپرآلیاژهای دیگر در دماهای کاری نرمال به شدت تحت تاثیر اجزا ریزساختاری می باشد و ممکن است در حین سرویس در دمای بالا، تغییرات ریزساختاری در آن بوجود آید. بنابراین دانستن دقیق نقش هر یک از این فازهای ثانویه در تشریح صحیح خواص بلند مدت این مواد، ضروری می باشد. در دماهای کاری مختلف، تغییراتی در اجزای ریز ساختاری از نظر مورفولوژی، ترکیب و توزیع بوجود می آید که در ادامه نتایج محققان و بررسی های انجام شده در دماهای گوناگون و تغییرات حاصله تشریح خواهد شد.

کابیبو و همکارانش اجزا ریزساختاری آلیاژ اینکونل ۶۱۷ را در شرایط تست خزشی بلند مدت در دماهای ۷۰۰ و ۸۰۰ درجه سانتی گراد مورد بررسی و تحقیق قرار دادند که در زیر مشروح نتایج حاصله آنها عنوان گردیده است.

۱- با قرارگیری طولانی مدت آلیاژ در دماهای میانی(۸۰۰-۷۰۰ درجه سانتی گراد) کاربیدهایی در مرز و درون دانه رسوب می کنند که بواسطه رسوب این کاربیدها استحکام آلیاژ افزایش می یابد.
۲- قرارگیری این آلیاژ در دماهای بالا با افزایش رسوبات کاربیدی ناپیوسته، نیتریدها، و کربونیتریدها، همانند $M_{23}C_6$,TiN و$TiCN$ در مرزهای دانه همراه می گردد. همچنین برخی از آنها در داخل و امتداد دوقلویی رسوب می کنند.
۳- پیدایش کاربیدهای ناپیوسته راسب شده $M_{23}C_6$ و خشن شدن آنها تا مرحله ای که تشکیل یک فیلم بین دانه ای داده، باعث کاهش استحکام گسیختگی و افزایش تردی بین دانه ای می گردد.
۴- کسر حجمی و مورفولوژی فاز گاما پرایم راسب شده در دماهای بالا در حین کار نیز حتی در دماهای ۷۰۰ یا ۸۰۰ درجه، تغییر می کند. در دمای ۸۰۰ درجه کسرحجمی کمی از رسوبات مکعبی و درشت شده گاما پریم مشاهده گردید
۵- با قرارگیری آلیاژ در دمای نزدیک به ۷۰۰ درجه (بویژه در شرایط خزشی) شبکه پیوسته ای از فاز سوزنی دلتا (Ni_3Nb) مرزهای دانه را بیکدیگر متصل کرده و در عرض دانه گسترش می یابد. فاز مزبور مستقیما از محلول جامد فوق اشباع در طول پروسه پیرسازی در دماهای نسبتا بالا، شکل می

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

گیرد. فاز دلتا Ni_3Mo ابتدا در مناطق غنی از عناصر مولیبدن و نیوبیم واقع در مرزهای دانه و دوقلویی و کاربیدهای زمینه، رسوب می کند.

۶- گزارش شده است که فاز دلتا در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ به سرعت در دماهای بالای ۸۰۰ درجه رسوب می نماید. دمای انحلال این فاز از مینیمم ۹۵۰ درجه تا ۱۰۱۰ درجه سانتی گراد می باشد. فاز دلتا غیر همبسته می باشد و سهم اندکی در استحکام بخشی این آلیاژ دارد. گرچه این فاز برای کنترل اندازه دانه در طی پروسه ساخت و عملیات حرارتی آلیاژهای کارشده، مناسب بنظر می رسد.

۷- حضور فاز دلتا در مرزهای دانه جهت افزایش داکتیلیته و تافنس، مفید می باشد. در حقیقت، برخی از محققان نشان دادند که حضور فاز دلتا در ریزساختار نسبت به دیگر ذرات (همانند کاربیدها و نیتریدها) اثرات قابل توجهی در کاهش تافنس آلیاژ ایجاد نخواهد کرد و حتی در بعضی مواقع امکان ایجاد مانع در برابر لغزش مرزهای دانه در طی خزش را فراهم می نماید.

۸- شبکه های گسترش یافته فاز دلتا در درون دانه باعث کاهش استحکام بخشی رسوبات گاما پریم می شوند.

۹- فاز گاما پریم نیز یکی از فازهای استحکام دهنده در اکثر سوپرآلیاژهای پایه نیکل با نسبت بالای Ti/Al می‌باشد این فاز در مقادیر بسیار کم در آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شرایط قرارگیری قطعات در رنج دمایی ۷۶۰-۶۵۰ درجه سانتیگراد یافت می شود.

۱۰- هیچ اثری از فاز گاما پریم پس از قرارگیری طولانی مدت آلیاژ در دمای ۸۱۶ درجه و یا حتی بعد از ۲ ساعت قرارگیری در دمای ۸۰۰ درجه، مشاهده نشده است. بنابراین معقول بنظر می‌رسد که دمای انحلال فاز گاما پریم می‌تواند بین رنج دمایی ۸۰۰-۷۶۰ درجه سانتی گراد درنظر گرفته شود.

۱۱- این تغییرات ریزساختاری، همراه با حضور دلتا فاز، فقط در نمونه‌های قرار گرفته در دمای ۷۰۰ درجه مشاهده شده است که صریحاً به خواص خزشی خوب این آلیاژ در دمای ۷۰۰ درجه در مقایسه با دمای ۸۰۰ درجه نسبت داده می‌شود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۱۲- با افزایش درجه حرارت از ۷۰۰ به ۹۰۰ درجه سانتیگراد، مقدار رسوبات در مرز دانه و داخل دانه افزایش می‌یابد. در حقیقت بواسطه نرخ نفوذ پایین عناصر *Ti* و دیگر عناصر سنگین در دمای ۷۰۰ درجه ذرات *TiN* و *TiCN* و $M_{23}C_6$ تمایل به باقی ماندن در اندازه‌های ریز دارند.

۱۳- با قرارگیری آلیاژ در دما های خیلی بالاتر (۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) رسوبات نسبتاً درشتی در مقادیر کم، مشاهده شده است.

۱۴- از جمله ذرات مشاهده شده در این آلیاژ، کربونیتریدها هستند که توسط مطالعات *XRD* شناسایی شده در صورتیکه در بررسی های *TEM* قابل تشخیص نبوده‌اند که این موضوع نشان می‌دهد که این ذرات به صورت نادر در میکروساختار وجود دارند *[۱۰]*.

نتایج حاصل از تصاویر و طرح پراش در *TEM* در نمونه تست شده در دمای ۷۰۰ درجه بدین صورت مطرح می‌گردد که:

۱- کسر قابل توجهی از ذرات ریز گاماپریم کروی شکل با قطر ذرات حدود ۶۰ نانومتر توسط نابجایی‌ها احاطه شده‌اند.

۲- ناحیه تخلیه شده آستنیت در مرزهای دانه مشاهده می گردد (شکل ۱-۵*a*).

۳- زمینه γ و فصل مشترک γ/γ' نسبتا خالی از نابجایی می باشد (شکل ۱-۵*b*).

۴- فاز شبکه ای شکل دلتا از مرز دانه ها و مرزهای دوقلویی به داخل زمینه به شکل زیپ شکل گسترش یافته است. که در بعضی موارد، رشد این فاز از کاربیدهای موجود شروع شده است. شناسایی فاز دلتا از طریق تکنیک *TEM-SAEDP* صورت گرفته است.

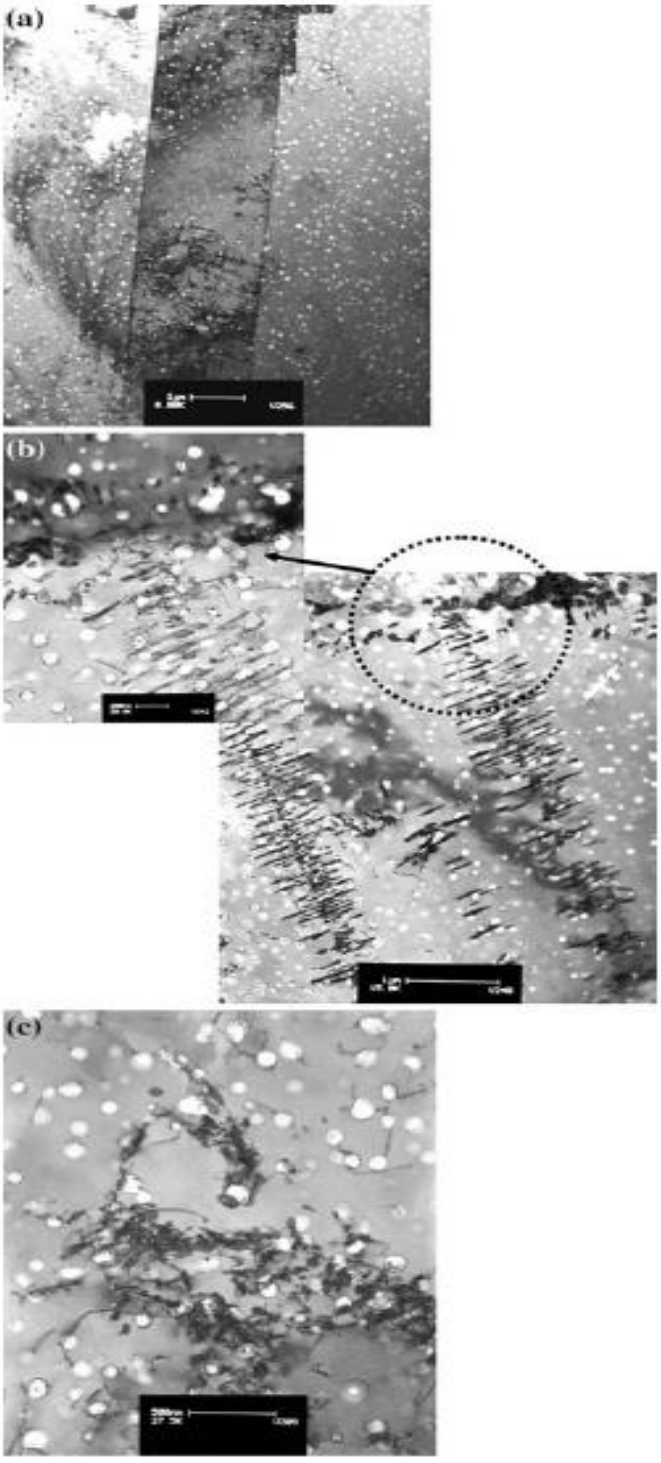
۵- مشخصه فاز دلتا با مورفولوژی صفحه ای شکل در اغلب مواقع موجدار بودن مرز دانه می باشد.

۶- بررسی های *TEM* نشان داد که رشد ذرات شبکه ای فاز دلتا در نواحی آسیب دیده گاما پریم همانند اطراف نواحی تخلیه شده-گاما پریم اتفاق می افتد (شکل ۱-۵*c*).

۷- ازآنجاییکه بیشترین مقدار نیکل صرف شکل‌گیری فاز دلتا می‌گردد، فاز گاما پریم تنها در فواصل معینی از فاز دلتا که هنوز دارای مقادیری از عنصر نیکل می باشد، می‌تواند شکل گیرد.

۸-

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۱-۵- بررسی TEM **بر روی نمونه قرار گرفته در دمای ۷۰۰ درجه** [۱۰]

همچنین نتایج حاصل از تصاویر و طرح پراش *TEM* در نمونه تست شده در دمای ۸۰۰ درجه بدین صورت مطرح می‌گردد که:

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۱. در مقایسه با نمونه قرار گرفته در دمای ۷۰۰ درجه کسر حجمی ذرات گاما پریم کاهش یافته است.
۲. اندازه ذرات گاما پریم در نمونه ۸۰۰ درجه نسبتا درشت و مورفولوژی آنها مکعبی می‌باشد (حدود ۲۵۵ نانومتر).
۳. در تحقیقاتی که بر روی رفتار خزشی آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در دماهای ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتیگراد توسط روی و همکارانش صورت گرفت مشاهدات زیر در شرایط مختلف گزارش گردید [۱۲].
۴. افزایش استحکام در مراحل ابتدایی نمودار خزشی توسط بررسی‌های میکروساختاری مورد مطالعه قرار گرفت که رسوب کاربیدهای ثانویه بین دانه‌ای در ابتدای تست مورد تائید قرار گرفت که این رسوبات ثانویه با قفل کردن نابجایی‌ها باعث افزایش استحکام می گردند. این اثر در طول پروسه پیرسازی حرارتی آلیاژ که باعث رشد این کاربیدها می گردد، از بین می‌رود.
۵. مهاجرت مرزدانه‌ها و جوانه‌زنی مجدد در طول تست خزش در نمونه‌های پیرسازی شده و نمونه اولیه مشاهده می‌گردد.
۶. در آزمونی که در دمای ۸۵۰ درجه صورت پذیرفت خطوط لغزش در تمامی دانه‌ها مشاهده می‌گردد.
۷. کاربیدهای غنی از کروم $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها مشاهده شدند و دوقلویی ها ظاهر صاف و همواری دارند.
۸. تعدادی رسوب ریز کاربید $M_{23}C_6$ بر روی خطوط لغزش بعد از ۱۰ ساعت عملیات حرارتی در دمای ۸۵۰ مشاهده گردید.
۹. ضخامت کاربیدهای درون دانه‌ای افزایش یافت، در حالیکه باعث بازکردن دوقلویی های صفحه‌ای شکل پس از ۱۰ ساعت نشد. رسوبات درون دانه‌ای سپس به آهستگی تعدادشان کم می شود اما بعد از پیرسازی حرارتی برای ۱۰۰ ساعت نسبت به ۱۰ ساعت ضخیم‌تر می شوند که انعقاد کاربید را نمایش می‌دهد.
۱۰. برخی کاربیدهای درشت غنی از کروم $M_{23}C_6$ در دانه‌ها شکل می‌گیرند.

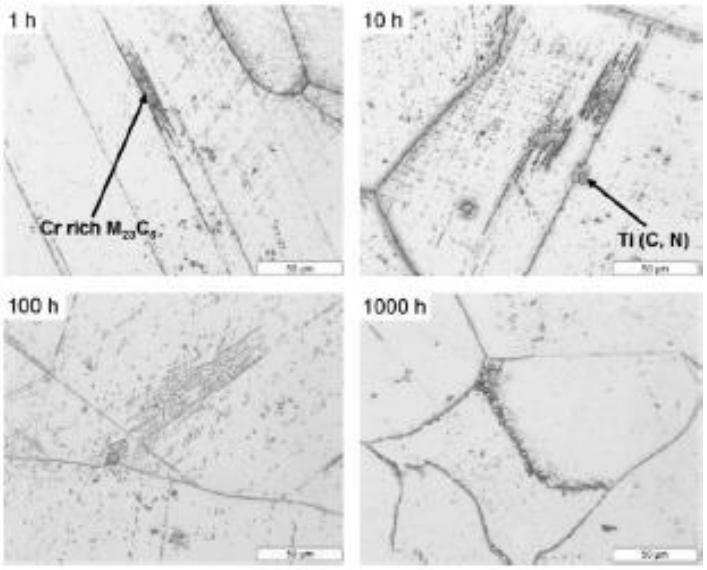
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۱۱. کاربیدهای ریز هنوز بعد از زمان ۱۰۰۰ ساعت نیز وجود دارند، اما تعدادشان نسبت به زمانهای کوتاه‌تر کمتر می باشد.

۱۲. ضخیم شدن کاربیدهای درون دانه ای از ۱۰۰ ساعت تا ۱۰۰۰ ساعت ادامه می یابد اما ضخامت کاربیدهای صفحات دوقلویی همانند همان پیرسازی پس از یک ساعت می‌باشد.

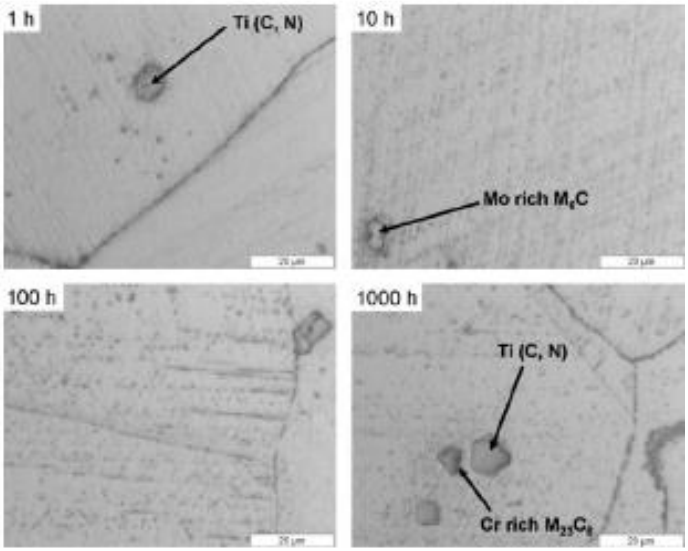
۱۳. تکامل کاربیدهای ثانویه درون دانه‌ای همانطور که در شکلهای (۶-۱) و (۷-۱) نشان داده شده است در دمای ۹۵۰ درجه نسبت به ۸۵۰ درجه سریع‌تر می باشد. همچنین بعد از یک ساعت پیرسازی در ۹۵۰ درجه مقدار کمی از کاربید غنی از کروم بر روی خطوط لغزش مشاهده گردید.

۱۴. مقدار و اندازه این کاربیدها به نظر می رسد که تغییری تا ۱۰۰ ساعت پیرسازی نداشته باشد. بعد از ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی در ۹۵۰ درجه فقط مقدار کمی از کاربیدهای درشت در درون دانه ها هنوز وجود داشت. توضیح اینکه نرخ جوانه زنی کاربیدهای ثانویه در دمای نزدیک ۸۷۱ درجه به ماکزیمم می رسد و برای دماهای بالا که نفوذ و رشد مطلوب است کاهش می یابد.این باعث تائید مشاهدات ما می باشد که در دمای ۸۵۰ درجه تعداد رسوبات $M_{23}C_6$ نسبت به ۹۵۰ درجه بیشتر است.



شکل ۱-٦- ارزیابی میکروساختاری بعد از پیرسازی در دمای ۹۵۰ درجه در زمان‌های مختلف [۱۲]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۱-۷- ارزیابی میکروساختاری بعد از پیرسازی در دمای ۸۵۰ درجه در زمان‌های مختلف[۱۲]

در تحقیقات دیگر که توسط مانکینز و همکارانش صورت پذیرفت ریزساختار این آلیاژ در دو حالت مورد بررسی قرار می‌گیرد. یکی حالتی که بدون تنش اعمالی صرفاً به شناسایی فازهای نمونه پیرسازی شده بلند مدت پرداخته می‌شود و دیگری حالتی که اثرات تنش هم علاوه بر دما در آن در نظر گرفته می‌شود. در حالت اول نمونه‌ها در دماهای ℃ ۴۸۲ تا ℃ ۸۷۱ و زمان حدود hr ۶۵۰۰۰ پیرسازی شده‌اند و سپس توسط آزمایشات میکرو سختی و متالوگرافی، SEM و TEM به بررسی و شناسایی فازهای موجود در آن پرداخته شده است *[۱۳]*. بررسی‌ها نشان داده است که:

۱- کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ و M_6C اتا غنی از Mo و $Ti\ (C,N)$ اولین رسوب‌های تشکیل شده در داخل دانه‌ها و روی مرز دانه‌ها هستند.

۲- کاربیدهای ثانویه اغلب $Cr_{23}C_6$ هستند که در زمانهای طولانی به شکل‌های مکعبی و صفحه‌ای در داخل و مرز دانه ایجاد می‌شود و رسوبات ریز M_6C اتا هم از دماهای پایین تا متوسط دیده می‌شود.

۳- کاربیدهای درشت M_6C اتا در دمای ℃ ۸۷۱ تا حدودی افزایش می‌یابند و رسوبات ریز از بین می‌روند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۴- فاز γ' در تمام دماهای پیرسازی تا دمای $^{\circ}C$ ۸۷۱، از یک کسر حجمی کم تا حدود $5pct$ در دمای $^{\circ}C$ ۵۹۳ دیده شده است که بیشترین سختی نیز در همین دما است. و عنوان شده که وجود مقدار خیلی کمی از γ' در دمای $^{\circ}C$ ۸۷۱ در زمانهای طولانی ، با واکنش بین کاربیدهای اتای ریز و زمینه γ ارتباط دارد.

۵- رسوبات خیلی ریز فاز بین فلزی $Ni_2(Cr, Mo)$ به علاوه γ' در نمونه های با دمای $^{\circ}C$ ۴۸۲ و زمان پیر سازی hr ۲۸۳۰۰ دیده شده اند که در دماهای بالاتر حذف می شوند.

۶- پایداری حرارتی دراز مدت $IN\ 617$ در محدوده $^{\circ}C$ ۵۳۸-۷۰۴ خوب است و در دماهای بالاتر یک افت شدید در سختی مشاهده شده است.

۷- پیرسازی این آلیاژ بین دمای $^{\circ}C$ ۷۵۰- ۷۰۰ رسوبات γ' با اندازه ریز ۲۰ تا ۹۰ نانومتر و کسر حجمی $4PCT$ ایجاد می‌کند. به غیر از این قسمتی از استحکام این آلیاژ در نتیجه تشکیل کاربیدهای $M_{23}C_6$ ، M_6C اتا و $Ti(C,N)$ می باشد.

۸- هیچ فاز TCP بعد از پیرسازی در دماهای $^{\circ}C$ ۱۰۹۳ – ۶۴۹ دیده نشده است.

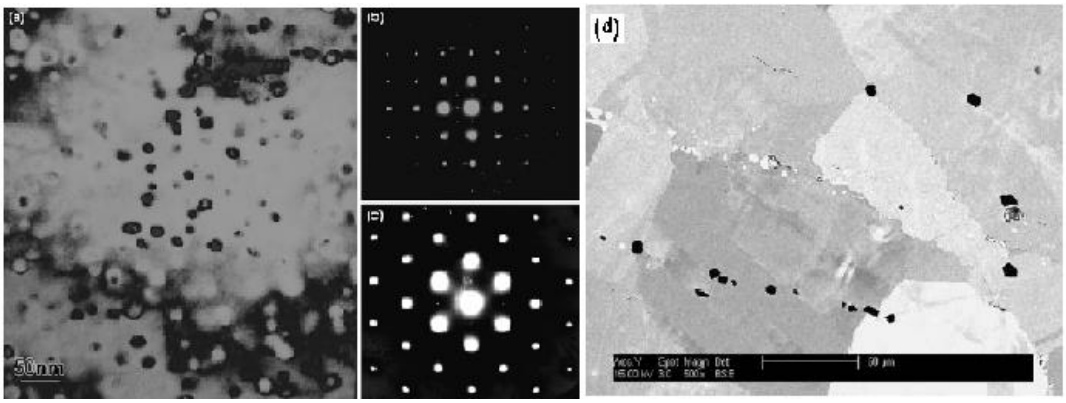
نتایج حاصل از تصویر الکترو نهای برگشتی در SEM و همینطور تصاویر و طرح پراش در TEM بدین صورت مطرح می‌گردد که:

۱- در تمام نمونه‌ها ذرات سیاه رنگ شبه مکعبی دیده می‌شود که EDS نشان می‌دهد آنها TiN و مقدار کمی کربن و در بعضی اوقات همراه با Mo هستند $((Ti,Mo)(C, N))$.

۲- همینطور ذرات روشن گلوبولار با اندازه بین μm ۲-۸ روی مرز دانه‌ها و در داخل دانه‌هاست که EDS نشان می‌دهد می‌تواند کاربیدهای $MoSi$ و گاماها شامل Cr باشند. اینها کاربیدهای M_6C اتای تختی از Mo هستند اما کسر حجمی این کاربیدها در دماهای پایین تا دمای $^{\circ}C$ ۵۹۳ نسبتاً کم است و یک رشد در سایز و تعداد آنها در دمای $^{\circ}C$ ۷۰۴ و بالاتر و در زمانهای طولانی‌تر دیده می‌شود. در دماهای $^{\circ}C$ ۴۸۲ ، دانه های هم محور با سایز μm ۵۰-۱۰۰ و دو قلویی‌های آنیل دیده می‌شوند. همچنین فازهای γ' با اندازه بسیار ریز با TEM مشاهده شده که دلیل کاهش سختی در این دما اینگونه توجیه می‌شود که این رسوبات بسیار ریز γ' به عنوان مانعی برای برش نا بجایی‌ها

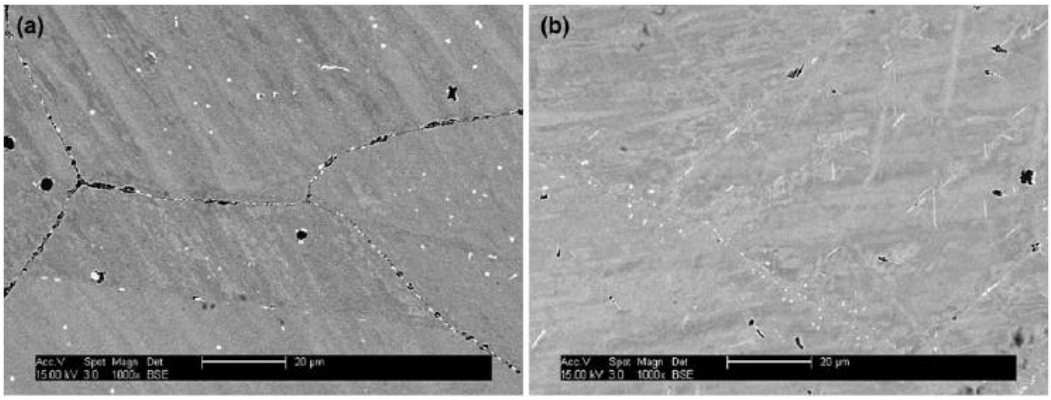
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

به حساب نمی‌آیند. کسر حجمی رسوبات γ' با افزایش دما تا دمای ^{o}C ۵۹۳ افزایش می‌یابد که در این دما رسوبات γ' با کسر حجمی زیاد pct ۵ و اندازه‌ای حدود nm ۲۰-۳۰ وجود دارند و بیشترین سختی هم همانطور که اشاره شد در این دما دیده شده است (شکل ۱-۸) [۱۳].



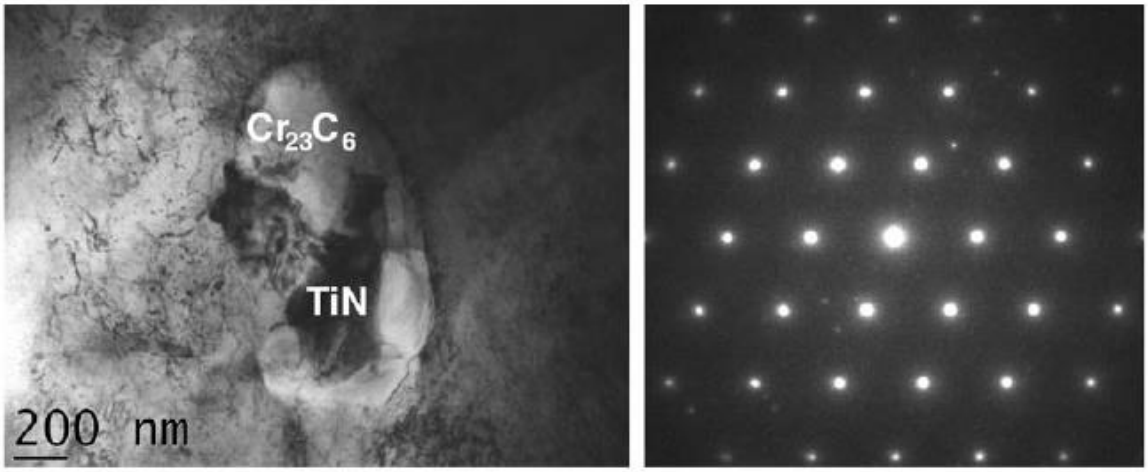
شکل ۱-۸- (a) **تصویر زمینه روشن** TEM **از نمونه پیر شده در دمای** °C **۵۹۳ و مدت ۶۳۹۶۰ ساعت که نشان‌دهنده رسوبات کروی گاما پرایم است.** (b) **و** (c) **الگوی پراش جهت‌های [۰۰۱] و [۰۱۱] نشان‌دهنده بازتاب‌های صفحات {۱۰۰} و {۱۱۰} از رسوبات گاماپرایم و** (d) **تصویر** SEM **از این نمونه است [۱۳].**

۳- در دمای ^{o}C ۷۰۴، همانطور که گفته شده، ذرات ریز و روشن با اشکال کروی و صفحه ای در دانه‌ها مشخص هستند که این ذرات کاربیدهای $Mo\text{-}Si$ می باشند. TEM نشان می‌دهد نمونه‌ها در این دما و بعد از زمان‌های مختلف کسر حجمی‌های متفاوتی از رسوبات γ' و افزایش سایز آنها و همینطور کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ که اغلب $Cr_{23}C_6$ به شکل ستونی و صفحه‌ای هستند، را در بر دارند (شکل‌های ۱-۹ الی ۱-۱۲).

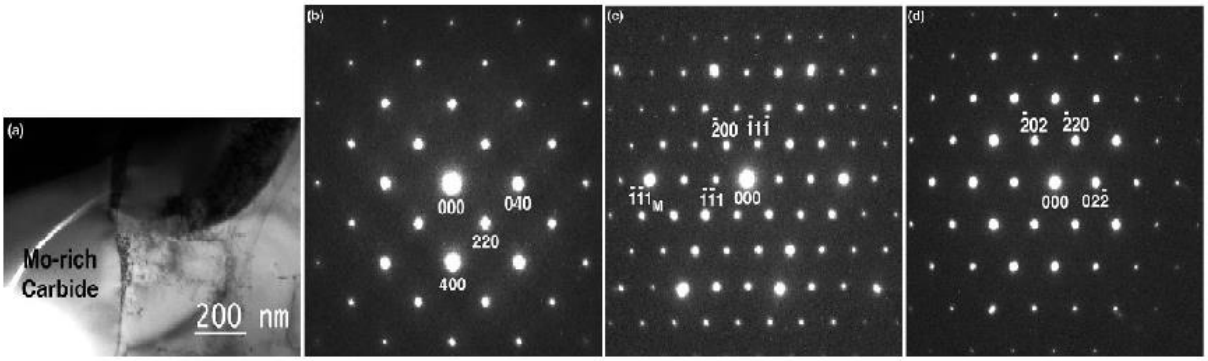


شکل ۱-۹- (a) **تصویر** SEM **نمونه پیرشده در دمای** °C **۷۰۴ به مدت ۴۳۱۰۰ ساعت و** (b) **۶۵۶۰۰ ساعت [۱۳].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

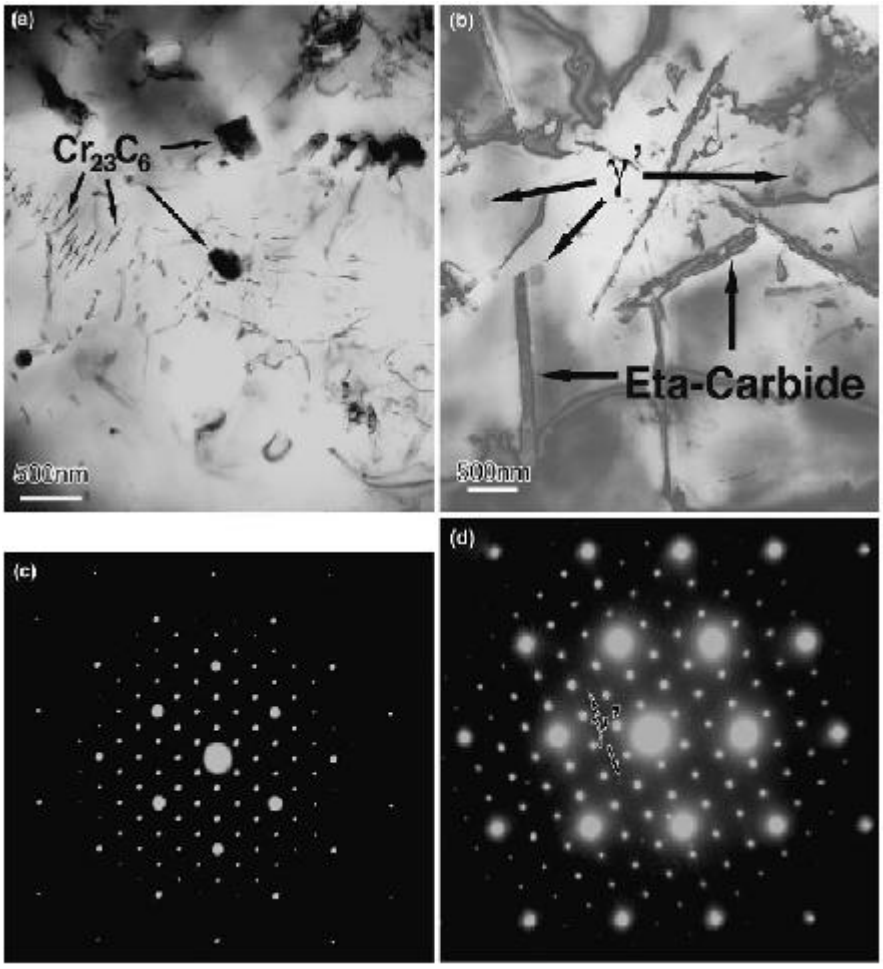


شکل ۱-۱۰- (a) **تصویر زمینه روشن زمینه گاما و رسوب** TiN **و** $Cr_{23}C_6$ **را در شرایط (**°C **۷۰٤ و ٦٥٦۰۰ ساعت) و** (b) **پراش** SAD **در جهت [۰۰۱] که ساختار** fcc **و پارامتر شبکه** TiN **را نشان می‌دهد [۱۳].**



شکل ۱-۱۱- (a) **تصویر زمینه روشن یک رسوب بزرگ کاربیدی غنی از** Mo **را در شرایط (**°C **۷۰٤ و ٦٥٦۰۰ ساعت) و** (b) **و** (c) **و** (d) **به ترتیب پراش‌های** SAD **جهت‌های [۱۱۱]، [۱۱۱] و [۱۱۱] را از ذره نشان می‌دهند [۱۳].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



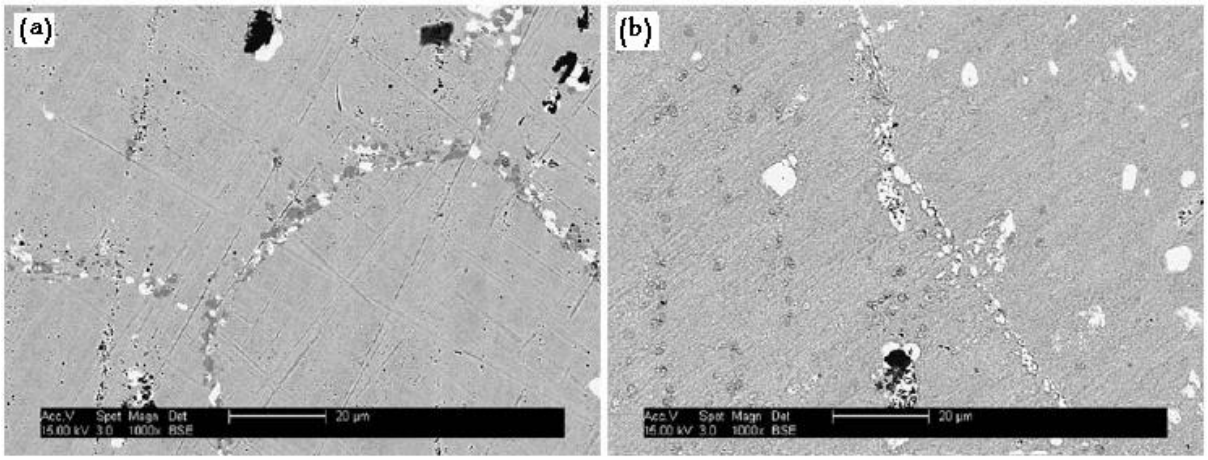
شکل ۱-۱۲- (a) **تصویر کاربیدهای بلوکی و ریز صفحه‌ای یا میله‌ای** $M_{23}C_6$ **و** (b) **کاربیدهای** M_6C **اتای صفحه‌ای شکل همراه با رسوبات گاماپرایم و** (c) **و** (d) **طرح پراش این دو را در جهت** [۰۱۱] **و در شرایط (**۷۰٤ °C **و** ٦٥٦۰۰ **ساعت) [۱۳].**

۴- در دمای ۸۷۱ ℃ و بالاتر، *SEM* همان ذرات روشن و تاریک که به ترتیب کاربیدهای *Mo-Si* و *TiN* هستند را نشان می‌دهد به علاوه ذرات خاکستری رنگ که کاربیدهای کروم هستند (*Cr23C6*) و اثری از γ' در *SEM* دیده نمی‌شود (شکل ۱-۱۳). اما *TEM* نشان می‌دهد (شکلهای ۱-۱۴ و ۱۵-۱) که پیرسازی به مدت حدود ۳۰۰۰۰*hr* در این دما، باعث ایجاد رسوبات γ' به مقدار کم و کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ می‌شود که ابعاد این کاربیدها حدود ۲۰۰ *nm* است و در فصل مشترک آنها با زمینه نابجایی ناشی از عدم انطباق وجود دارند. در پیرسازی طولانی مدت در همین دما، مشاهده شده است که کاربیدهای درشت $Cr_{23}C_6$ در طول مرز دانه ها وجود دارند و اثری از کاربیدهای ریز M_6C دیده نمی‌شود که احتمالاً توسط واکنش زیر به کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ تبدیل شده‌اند [۱۳].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

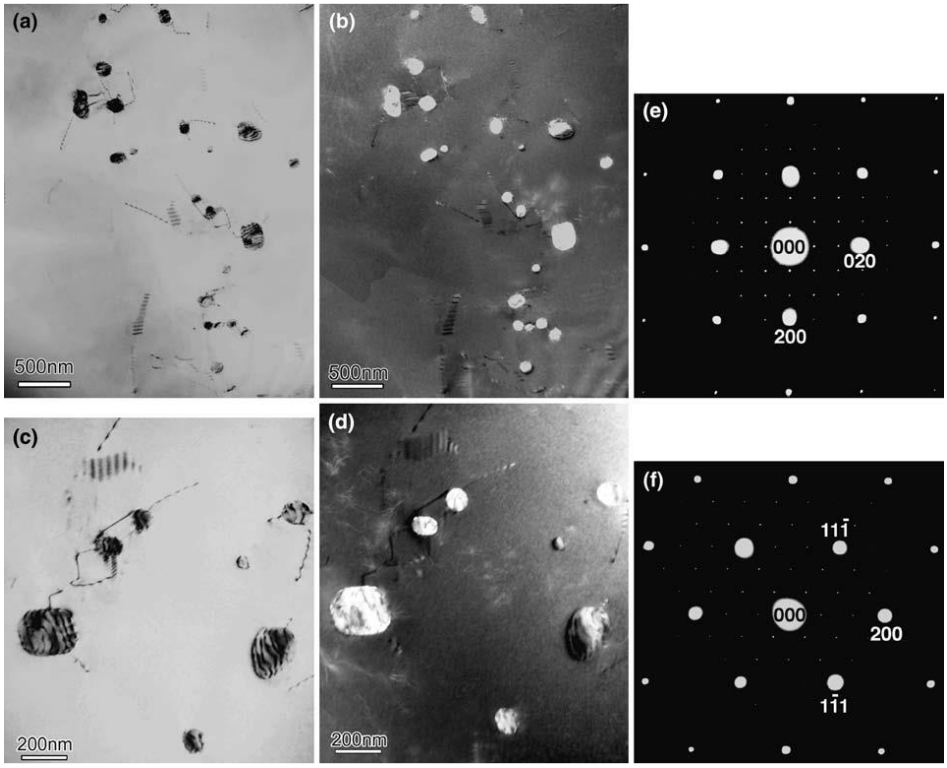
۵- $M_6C + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$

۶- کسر حجمی کاربیدهای درشت M_6C اتا در دماهای $^{\circ}C$ ۸۷۱ نسبت به دماهای پایین تر بیشتر است . جدول (۱) خلاصه ای از توضیحات داده شده را نشان می‌دهد. همچنین دیاگرام *TTT* موجود در منابع و دیاگرام اصلاح شده توسط آزمایش‌های توصیف شده در شکل (۱-۱۶) آمده است. این دیاگرام می‌تواند با توجه به ساختاری که از نمونه‌ها دیده می‌شود، دمای کاری نمونه را تخمین بزند [۱۳].



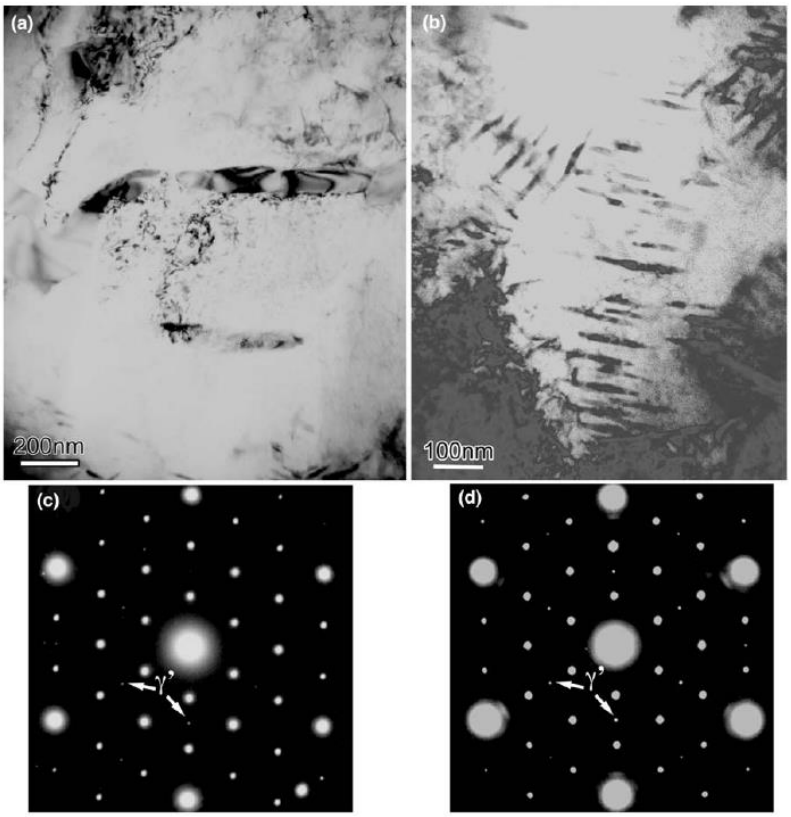
شکل۱-۱۳- (a) تصویر SEM از نمونه پیرشده در شرایط (°C ۸۷۱ و ۲۹۳۵۰ ساعت) و (b) در شرایط (°C ۸۷۱ و ۵۱۸۵۰ ساعت) [۱۳].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۱-۱٤- (a)، (b)، (c) و (d) **تصاویر زمینه روشن و تاریک** TEM **از کاربیدهای کروی** Cr23C6 **و نابجایی‌های عدم انطباق در فصل مشترک آنها در بزرگنمایی‌های مختلف و** (e) **و** (f) **طرح پراش کاربیدها در جهات** [۰۰۱] **و** [۰۱۱] **را برای نمونه پیرشده در شرایط (**۸۷۱ °C **و ۲۹۳۵۰ ساعت) را نشان می‌دهند [۱۳].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

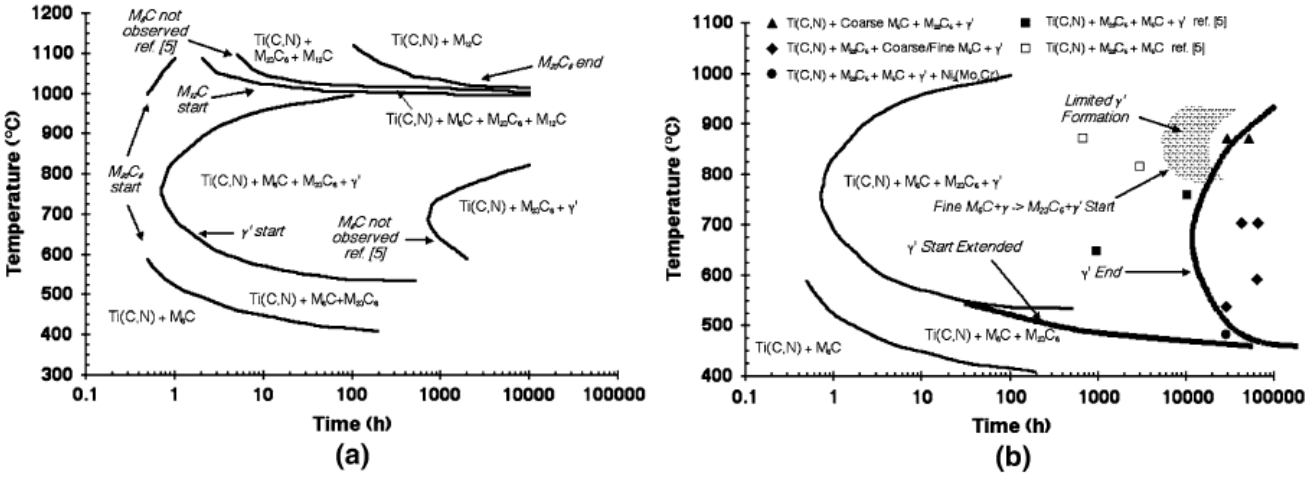


شکل ۱-۱۵- (a) **تصویر زمینه روشن** TEM **از کاربیدهای** $M_{23}C_6$ **درشت مرزدانه‌ای و** (b) **کاربیدهای ریز و صفحه‌ای و میله‌ای شکل** $M_{23}C_6$ **و** (c) **و** (d) **طرح پراش کاربیدها و زمینه در** (a) **و** (b) **را در جهت** [۱۱۱] **برای نمونه پیرشده در شرایط (**۸۷۱ °C **و ۵۱۸۵۰ ساعت) نشان می‌دهند** [۱۳].

جدول ۱-۱- خلاصه‌ای از بررسی‌های SEM و TEM آلیاژ IN 617 در شرایط پیرسازی مختلف [۱۳].

			Phase: GB = Grain Boundary, I = Intragrain (Size, Shape, *etc.*)				
Sample	Temperature (°C)	Time (h)	Ti (C,N)	$M_{23}C_6$	Eta-M_6C	$Ni_3(Mo,Cr)$	γ'
01	482	28,300	I	GB (2 to 10 μm)/I	I (very low v.f.)	I (2 to 5 nm)	I (10 to 20 nm)
02	538	28,300	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (coarse)	I (very low v.f.)	absent	I (10 to 20 nm)
03	593	63,960	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (coarse)	GB (coarse)/I	absent	I (20 to 30 nm/~5 pct v.f.)
04	704	43,100	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to 10μm)/I (fine)	GB (coarse)/I (coarse + fine, sub-μm plate-shaped)	absent	I (40 to 60 nm/~4 pct v.f.)
05	704	65,600	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to10μm)/I (cuboidal, sub-μm fine, plate-shaped agglomerates)	GB (coarse)/I (coarse + fine, sub-μm, plate-shaped)	absent	I (~200 nm, ~2 pct v.f.)
06	871	29,350	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB/I (sub-μm, cuboidal, high v.f.)	GB (coarse)/I (coarse present, fine absent)	absent	I (very low v.f.)
07	871	51,850	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to 10μm)/I (sub-μm, cuboidal/plate-shaped, high v.f.)	GB (coarse) / I (coarse present, fine absent)	absent	I (very low v.f.)

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۱-۱۶- (a) **دیاگرام** TTT **برای آلیاژ** IN 617 **موجود در مراجع و** (b) **دیاگرام اصلاح شده توسط مطالعه اخیر در این شکل آمده است [۱۳].**

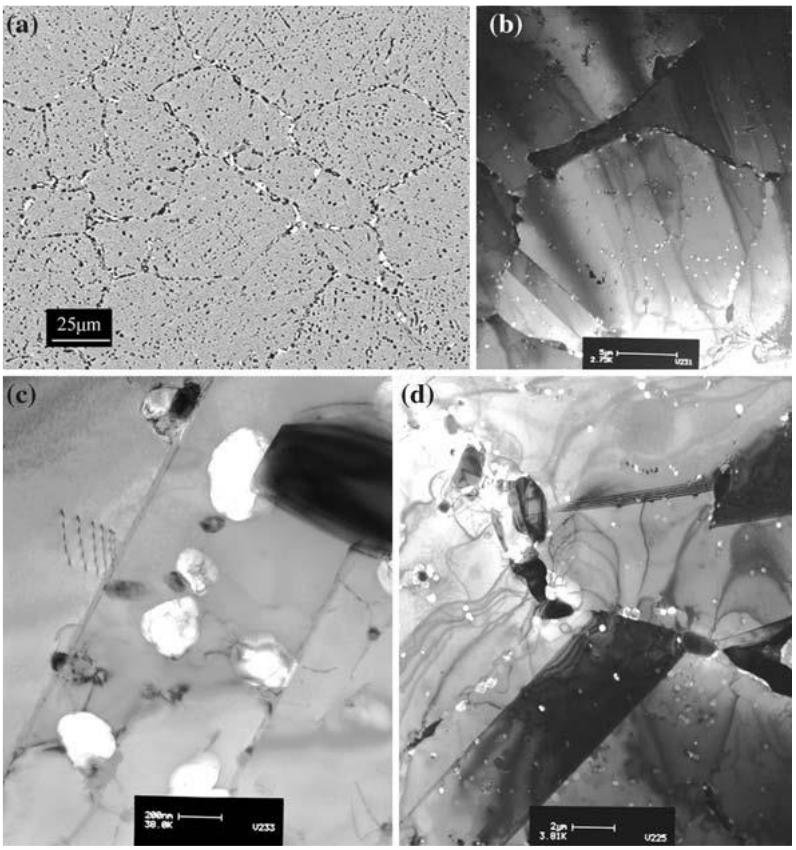
اما در حالت دوم، ریزساختار این آلیاژ در شرایطی که علاوه بر دما، تنش هم در نظر گرفته می‌شود (شرایط سرویس)، بررسی می‌شود [۱۴].

با بررسی ریزساختار این نمونه‌ها دیده شده است که در دمای بالای ℃ ۶۴۹ کاری، کاربیدهای مرز و درون-دانه‌ای درشت می‌شوند و در دماهای ℃ ۷۱۶ ، ℃ ۸۱۶ و ℃ ۸۷۱ یک افزایش مشخص در رسوبگذاری کاربیدهای درون دانه‌ای، مشاهده شده است و همینطور در دمای ℃ ۸۱۶ مقداری از رسوبات کاربید روی مرز های دو قلویی ایجاد می‌شوند *[۱۴-۱۳]*. در دماهای بین ℃ ۹۸۲ تا ℃ ۱۰۹۳ سایز و تعداد کاربیدها کاهش می‌یابد. پیرسازی نمونه ها در دماهایی تا ℃ ۸۷۱ و سپس تست کششی در دمای اتاق یک افزایش در استحکام تسلیم و کششی در را دمای اتاق نشان می‌دهد. بیشترین افزایش در استحکام نمونه هایی رخ می‌دهد که به مدت ۱۰۰۰ ساعت در دمای ℃ ۷۰۴ پیر شده اند [۱۴].

ریزساختار نمونه‌های خزش یافته در دمای ℃ ۸۰۰ در شکل (۱-۱۷) نشان داده شده است. دو نوع از رسوبات در درون و مرزدانه‌ها پس از قرارگیری در این دما قابل مشاهده هستند. نوع اول که بیشتر در درون دانه‌ها مشاهده می‌شود، غنی از کروم و کربن بوده و در تصویر *SEM* شکل (۱-۱۶*a*) تیره رنگ است. نوع دوم که

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

روشن بوده و بیشتر در مرزدانه‌ها حضور دارد غنی از مولیبدن وکربن است در این دما فاز γ' کمتری نسبت به دمای ۷۰۰ $^{\circ}C$ در ریز ساختار ایجاد می‌گردد. ذرات γ' در دمای ۸۰۰ $^{\circ}C$ نسبت به ۷۰۰ $^{\circ}C$ خشن‌تر هستند.



شکل ۱-۱۷- (a) تصویر SEM که نشان‌دهنده ایجاد ذرات درون و مرزدانه‌ای است. (b – c) تصویرهای TEM که نشان‌دهنده ذرات γ' و کاربیدهای سوزنی مرزدانه‌ای است. (d) تصویر TEM که کاربیدهای سوزنی شکل و فاز γ' را در درون و مرزهای دو قلویی نشان می‌دهد [۱۰].

در نهایت نتایج این محققین نشان داد که تفاوت ریزساختاری آلیاژ خصوصاً در مورد تفاوت چشمگیر در اندازه و توزیع فاز γ' در دماهای ۷۰۰ و ۸۰۰ $^{\circ}C$، باعث افزایش مقاومت خزشی در ۷۰۰ $^{\circ}C$ در مقایسه با عمر خزشی پیش بینی شده می‌گردد.

در تحقیقات دیگری که توسط مانکینز[3] و همکارانش [۱۳] انجام گردید، تغییرات ریزساختاری آلیاژ مورد بحث در اثر قرار گرفتن در دماهای ۶۴۹ تا ۱۰۹۳ $^{\circ}C$ مورد بررسی قرار گرفته است. شکل (۱-۱۷) نشان‌دهنده

[3] - *Mankins*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

تصاویر ریزساختار اینکونل ۶۱۷ که در دماهای ۶۴۹ تا ℃ ۱۰۹۳ تحت آزمایش خزش قرار گرفته است می‌باشد. شرایط قرارگیری نمونه‌ها در دماهای فوق‌الذکر در جدول (۱-۲) آمده است.

جدول ۱-۲- نتایج انجام آزمایش خزش روی نمونه‌های اینکونل ٦١٧ توسط مانکینز و همکارانش [۱۳].

Specimen No.	Temperature °F	Temperature °C	Stress psi	Stress MPa	Duration,* h
1	1200	649	35,000	241	956.0
2	1400	760	15,000	103	10,330.5
3	1500	816	10,000	69	3,023.0
4	1600	871	4,000	28	666.3
5	1800	982	3,000	21	379.4
6	2000	1093	1,000	7	215.3

با توجه به شکل (۱-۱۷) ملاحظه می‌شود که مقدار رسوبات تشکیل شده پس از قرارگیری آلیاژ در دماهای ۷۶۰، ۸۱۶ و ۸۷۱ بیش از سایر دماهاست. مطالعه ریز ساختار پس از قرارگیری قطعه در دمای ℃ ۶۴۹ نشان‌دهنده ایجاد رسوبات ریز و جدا از هم در مرزدانه است. همچنین ذرات درون دانه‌ای تا حدودی از ذرات قطعه آنیل شده بزرگتر بوده و دارای شکل پلی‌هدرال (چند وجهی) هستند.

مقداری رسوب نیز در مرزهای دو قلویی قابل رویت می‌باشند. با افزایش دما از ۷۶۰ تا ℃ ۸۱۷، مقدار رسوبات در مناطق درون و مرزدانه‌ای افزایش یافته است. مشاهدات ریزساختاری نشان می‌دهد که در این درجه حرارتها، جوانه زنی رسوبات پایدار بوده و نرخ جوانه زنی افزایش می‌یابد. در این محدوده دمایی، به دلیل نرخ نفوذ نسبتاً پایین عناصر بزرگ، ذرات تمایل به کوچک ماندن و عدم رشد دارند. در دمای ℃ ۹۸۲ تعداد رسوبات کمتری نسبت به دماهای کمتر در ریز ساختار ایجاد می‌شود. در این دما نه تنها جوانه زنی بلکه رشد نیز از سرعت بالایی برخوردار نیست.

در ℃ ۱۰۹۳ ذرات درون دانه‌ای کمی در ریزساختار مشاهده شده ولی اندازه ذرات بزرگتر هستند. این نشان می‌دهد که در این دما رشد به دلیل نفوذ بالاتر نسبت به دماهای پایین‌تر از روند سریعتری برخوردار است. جدول (۱-۳) نشان‌دهنده رسوبات تشکیل شده پس از قرار گیری نمونه‌ها در دماهای مختلف است. همانطور

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

که مشاهده می‌شود فاز غالب رسوبات پس از قرارگیری در دمای بالا، فاز $M_{23}C_6$ است که در اکثر موارد، M فلز مولیبدن است. در بررسی مایکینز و همکارانش مشخص گردید که هیچ گونه فاز MC و M_6C ، سیکما[۴] مو[۵] و چی[۶] پس از قرارگیری نمونه در دماهای بالا در ریز ساختار آن تشکیل نشده است. نکته قابل توجه در عملیات حرارتی این آلیاژ عدم مشاهده فاز γ' یا مشاهده آن در حد بسیار کم در ریزساختار آلیاژ توسط مایکینز و همکارانش است. این نتیجه برخلاف نتایج کابیبو می‌باشد.

جدول ۱-۳- شرایط انجام آزمایش خزش روی نمونه‌های اینکونل ٦١٧ توسط مانکینز و همکارانش [۱۳].

Phase	Temperature Range °F	Temperature Range °C	Amount
$M_{23}C_6$	1200-2000	649-1093	Very abundant
$Cr_{23}C_6$	1200-2000	649-1093	Rare
TiN	1200-2000	649-1093	Rare
CrMo (C, N)	1200-2000	649-1093	Very rare
γ' (Ni_3Al)	1200-1400	649-760	Rare

نتیجه تحقیقات کیهارا و همکارانش در رابطه با ارتباط تست های خزشی و تغییرات میکروساختاردر طی خزش آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و تنش ۲۴/۵ مگاپاسگال نیز نشان داد که:

۱- کاربیدهای ریز درون دانه‌ای که در طی فرایند خزش رسوب کرده اند در مراحل اولیه رژیم خزشی باعث کاهش نرخ خزش خواهند شد (بین ۳۰۰ ساعت).
۲- کاربیدهای مرزدانه ای از مرزهایی که تحت تنش های فشاری هستند به مرزهایی که تحت تنش های کششی هستند، مهاجرت می کنند. این پدیده اینگونه تشریح می گردد که ابتدا کاربیدهای نسبتا ناپایدار بر روی مرزهای تحت فشار حل شده، اتم های انحلال یافته به مرزهای تحت کشش نفوذ کرده و کاربید در این نواحی رسوب می کند. همچنین نرخ مهاجرت کاربیدهای مرز دانه ای به اندازه دانه بستگی دارد.
۳- کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ محتوی کروم بالا و کاربیدهای M_6C محتوی مولیبدن بالا بر روی مرز دلنه ها وجود دارند. کاربید $M_{23}C_6$ به نسبت کاربیدهای M_6C در مقادیر بیشتری یافت می شوند. همچنین

[4]- *sigma*

[5] - *mu*

[6] - *chi*

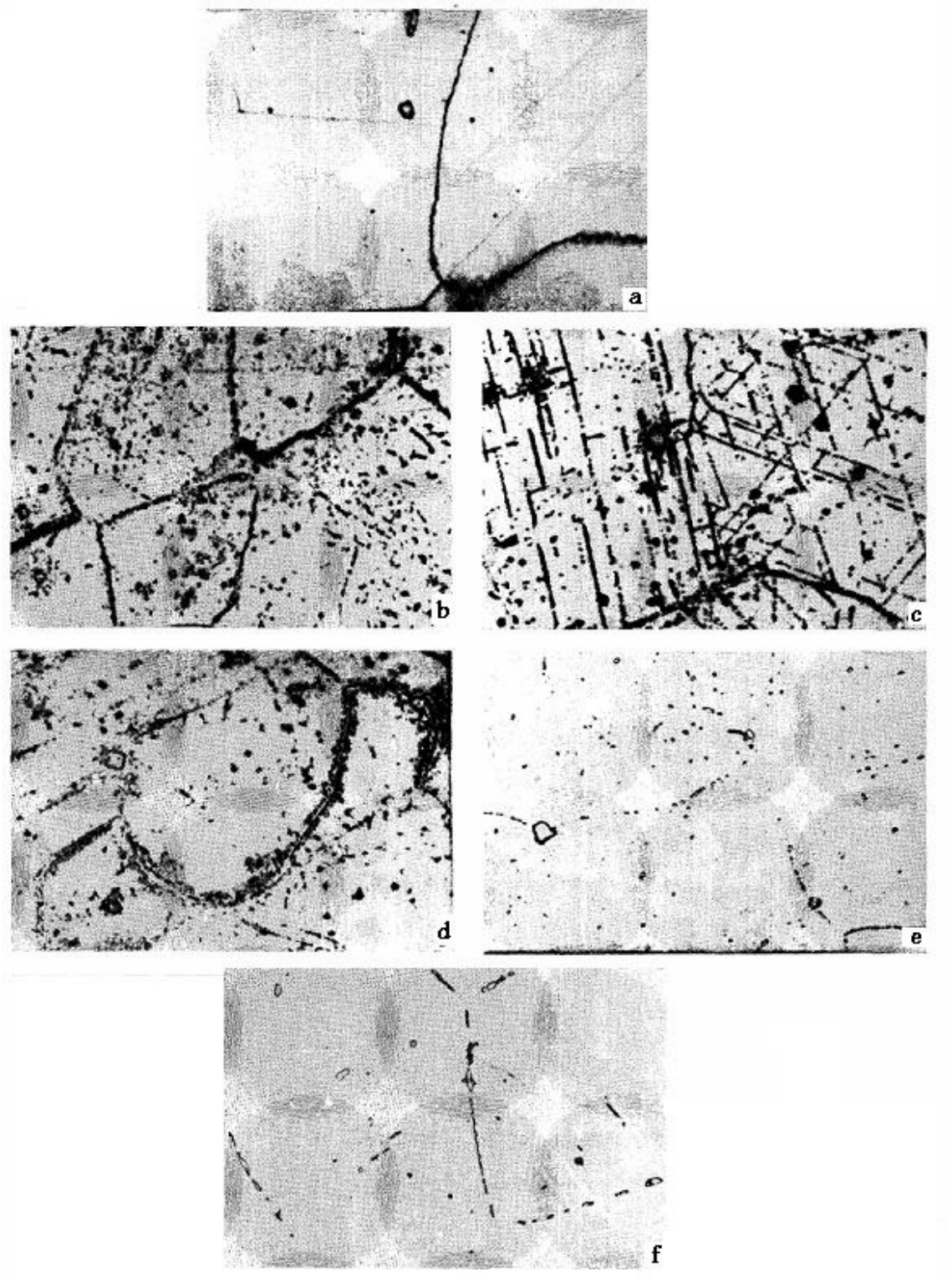
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

کاربیدهای M_6C بر روی مرزهای کششی اغلب نسبت به مرزهای بدون تنش کمتر ایجاد می شوند. این موضوع به تفاوت ضریب نفوذ کروم و مولیبدن نسبت داده می شود.

۴- مرزهای دانه در جایی که کاربیدها انحلال یافته اند، در ناحیه پایدار خزشی شروع به مهاجرت می کنند. در این حالت با وقوع مهاجرت مرز دانه، نرخ خزش بتدریج افزایش می یابد.

۵- نرخ خزش در حالت پایدار وابستگی زیادی به تغییرات مورفولوژی کاربیدها ندارد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

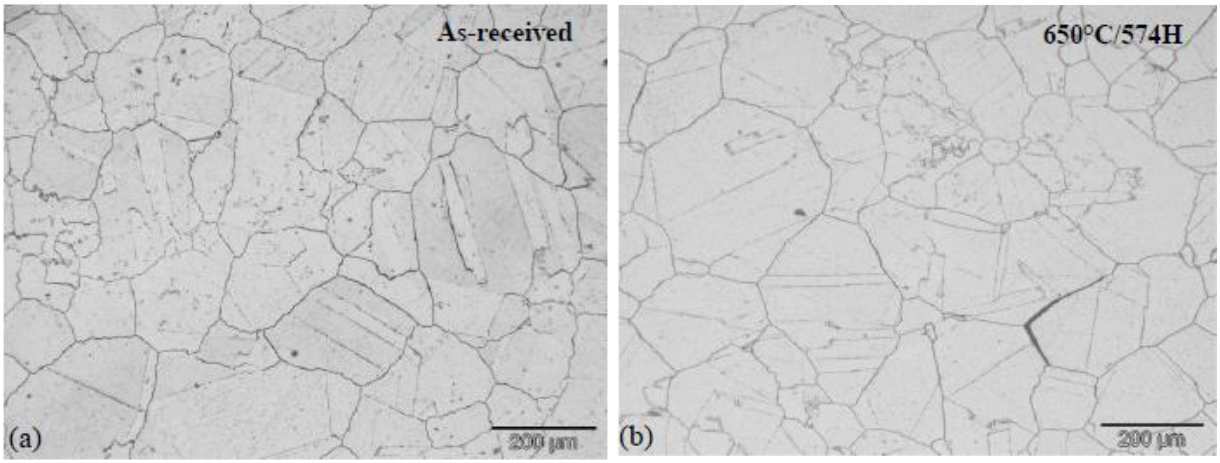


شکل۱-۱۸- ریزساختار اینکونل ٦١٧ پس از قرارگیری در دماهای(a) ٦٤٩ (b) ٧٦٠ (c) ٨١٦ (d) ٨٧١ (e) ٩٨٢ (f)°C ١٠٩٣ [١٣].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

کریشما و همکارانش نیز تغییرات ریزساختاری آلیاژ ۶۱۷ را در شرایط دمایی ۶۵۰ درجه و زمان ۵۴۷ ساعت مورد بررسی قرار دادند که نتایج حاصله در زیر تشریح شده است[۱۱].

شکل (۱-۱۹) ساختار میکروسکوپی نمونه نو (سولوشن-آنیل) و نمونه قرار گرفته در شرایط خزشی دمای ۶۵۰ درجه برای مدت زمان ۵۷۴ ساعت در تنش های متوسط را نشان می‌دهد.



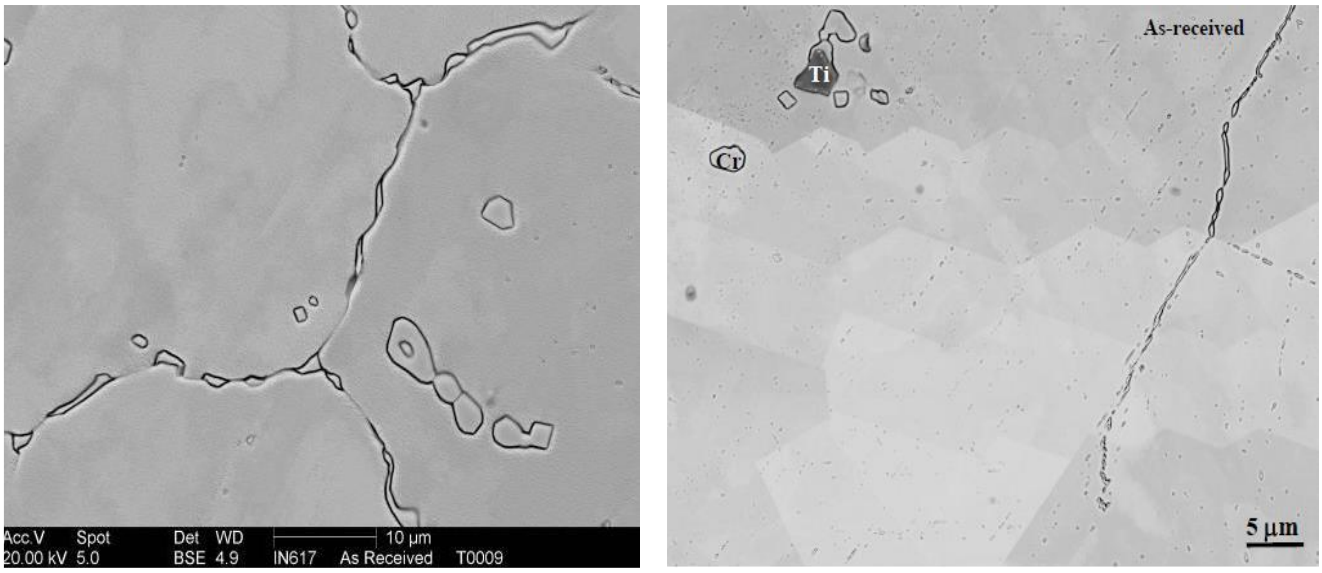
شکل۱-۱۹- (a) نمونه نو و (b) نمونه قرار گرفته در دمای ٦٥٠ درجه به مدت ٥٧٤ ساعت در تنش های متوسط[۱۱].

همانگونه که ملاحظه می‌کنید ساختار نمونه نو از دانه های هم محور آستنیت تشکیل شده است که جهت‌گیری دانه به صورت رندوم در برخی دانه‌ها وجود دارد. همچنین دوقلویی و مرزهای دوقلویی در برخی دانه ها قابل مشاهده می‌باشد. اندازه دانه از حداقل ۷۰ میکرون تا حداکثر ۴۴۰ میکرون و میانگین ۱۲۰ میکرون، متغیر می باشد. با توجه به شکل (۱-۱۹b) اندازه دانه محاسبه شده در نمونه کارکرده از مینیمم ۴۶ میکرون تا ماکزیمم ۵۴۴ میکرون و متوسط ۱۵۸ میکرون می‌باشد.

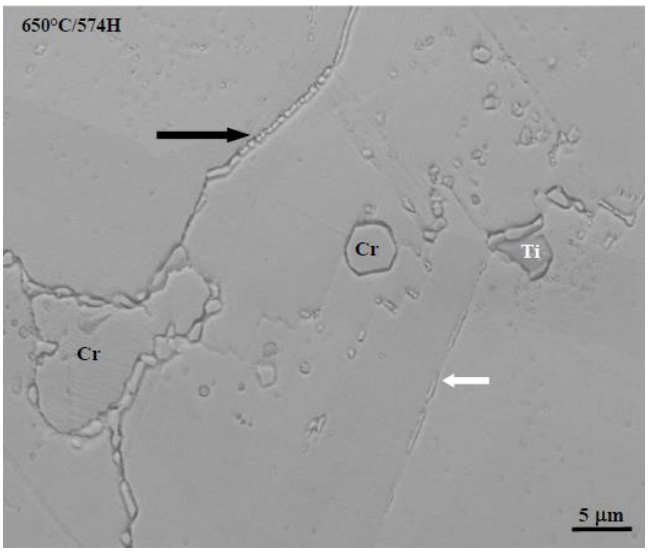
شکلهای (۱-۱۹) و (۱-۲۰) حضور کاربید در زمینه و در مرزهای دانه نمونه های کارکرده و نو را نشان می‌دهد. رسوبات مرزدانه‌ای عمدتا غنی از عنصر کروم می باشند. ذرات بلوکی شکل کربونیتریدهای تیتانیوم می باشند که به صورت رندوم در زمینه و در مرزهای دوقلویی توزیع شده اند. در شکل شماره (۱-۱۹) مربوط به نمونه نو نشان داده شده است که رسوبات با سایز کمتر از ۲ میکرون در نواحی بین دانه ای و برخی ذرات بزرگتر در داخل دانه ها واقع شده اند. تفاوت قابل توجهی در مورفولوژی رسوبات مشاهده می گردد. بطوریکه

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

برخی از آنها کاملا غیر منظم و برخی هندسه مکعبی متقارن دارند. اندازه کاربیدهای $M_{23}C_6$ از ۱ تا ۶ میکرون و درصد کسر حجمی آنها ۱/۴ درصد اندازه گیری گردید. ذرات TiC و TiN نیز در رنج های ۲ تا ۱۰ میرون و کسرحجمی ۰/۳ درصد مشاهده شدند.



شکل۱-۲۰- حضور کاربید در مرز دانه و درون دانه در نمونه نو [۱۱].



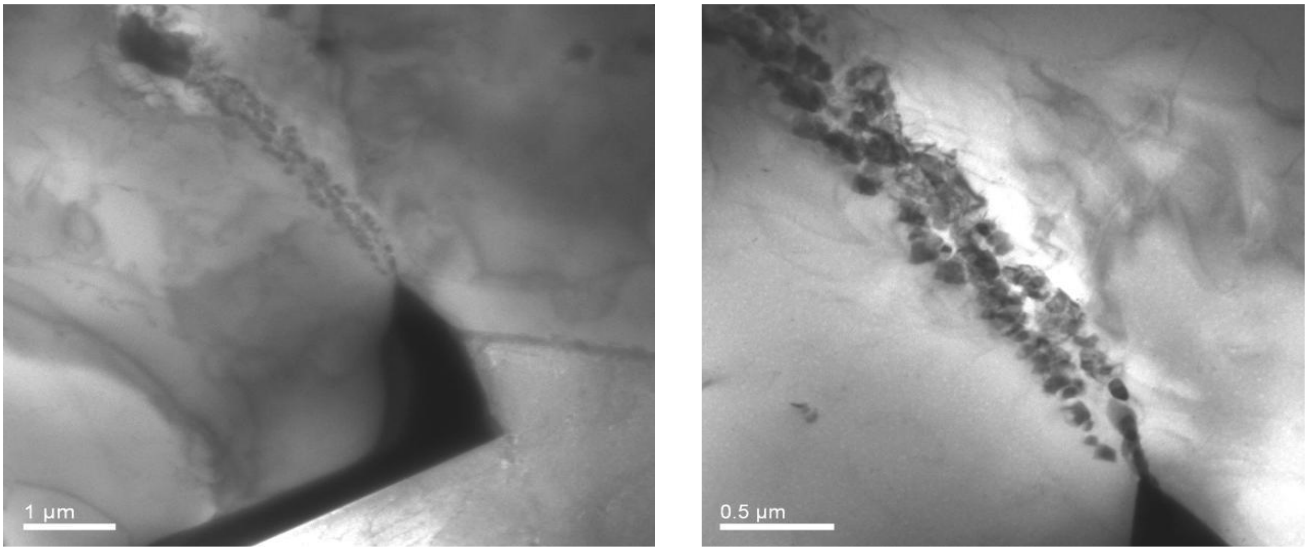
شکل ۱-۲۱- نمونه کارکرده در دمای ٦٥٠ [۱۱].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

همانگونه که در شکل (۱-۲۱) مشاهده می‌شود کاربیدها، هم در مرز دانه و هم در درون دانه یافت می شوند. مورفولوژی کاربیدها از متقارن تا کاملا غیرمتقارن متغیر می باشد. اندازه کاربیدهای کروم از ۱ تا ۱۷ میکرون و کسرحجمی آنها ۶/۳ درصد می باشد. اندازه رسوبات پایه تیتانیومی نیز از ۳ تا ۵ میکرون می باشد که کسر حجمی ۰/۸ درصد را شامل می شوند. کسر حجمی رسوبات کروم از ۱/۴ درصد در نمونه نو به ۶/۳ ٪در نمونه کارکرده افزایش یافته است. خلاصه ارزیابی های صورت گرفته بر روی رسوبات در جدول (۱-۴) نشان داده شده است. شکل (۱-۲۲) رسوب ریز ذرات کاربید نمونه کارکرده در تصویر *TEM* را نشان می‌دهد.

جدول ۱-٤- ارزیابی میکروساختاری بر روی نمونه نو و نمونه خزش یافته در دمای ٦٥٠ درجه[۱۱].

Specimen ID	Precipitate Location	Precipitates Morphology			
			Size (μm)	Shape	Area Fraction (%)
As-received	Intra- and inter-granularly	Ti (C,N)	2-10	Symmetrical to totally asymmetrical geometry	0.3
		$Cr_{23}C_6$	1-6		1.4
Creep-exposed (650°C/574H/Intermediate stress)	Extensive precipitation of Cr -enriched particles on grain boundaries and twin boundaries	Ti (C,N)	3-5		0.8
		$Cr_{23}C_6$	1-17		6.3



شکل۱-۲۲- تصویر مربوط به ناحیه رسوب ذرات ریز کاربیدی[۱۱].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل دوم

بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری بر خواص مکانیکی سوپرآلیاژ *IN 617*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۲-۱-مقدمه

خواص مکانیکی آلیاژ IN617 همانند سوپرآلیاژهای دیگر در دماهای کاری نرمال به شدت تحت تاثیر اجزا ریزساختاری می‌باشد و ممکن است در حین سرویس در دمای بالا، تغییرات ریزساختاری ایجاد شده اثرات شدیدی بر خواص مکانیکی آلیاژ گذاشته و باعث زوال زود هنگام قطعه گردد. بنابراین دانستن دقیق اثر هر یک از این فازهای ثانویه بر خواص مکانیکی آلیاژ، ضروری می باشد. در این فصل تاثیر تغییرات ریزساختاری بر خواص مکانیکی الیاژ بررسی می‌گردد.

۲-۲- بررسی تاثیر تغییر ریزساختار بر خواص مکانیکی سوپر آلیاژ IN617

همانطور که ذکر شد در دماهای کاری مختلف، تغییراتی در اجزای ریزساختاری از نظر مورفولوژی، ترکیب و توزیع بوجود می‌آید که هر یک، اثرات مجزایی را در شرایط مختلف ایجاد می‌کنند که مهمترین نتایج بدست آمده به شرح ذیل می باشد. کابیبو و همکارانش[۱۰] اظهار داشتند که:

۱- با قرارگیری طولانی مدت آلیاژ در دماهای میانی (۸۰۰-۷۰۰ درجه سانتیگراد) کاربیدهایی در مرز و درون دانه رسوب می‌کنند که بواسطه رسوب این کاربیدها استحکام آلیاژ افزایش می‌یابد.

۲- پیدایش کاربیدهای ناپیوسته راسب شده $M_{23}C_6$ و خشن شدن آنها تا مرحله‌ای که تشکیل یک فیلم بین دانه‌ای داده، باعث کاهش استحکام گسیختگی و افزایش تردی بین دانه‌ای می‌گردد.

۳- با قرارگیری آلیاژ در دمای نزدیک به ۷۰۰ درجه (بویژه در شرایط خزشی) شبکه پیوسته‌ای از فاز سوزنی دلتا (Ni_3Nb) مرزهای دانه را به یکدیگر متصل کرده و در عرض دانه گسترش می یابد. فاز دلتا غیر همبسته می‌باشد و سهم اندکی در استحکام بخشی این آلیاژ دارد. گرچه این فاز برای کنترل اندازه دانه در طی پروسه ساخت و عملیات حرارتی آلیاژهای کارشده، مناسب بنظر می‌رسد.

۴- حضور فاز دلتا در مرزهای دانه جهت افزایش داکتیلیته و تافنس، مفید می‌باشد. در حقیقت، برخی از محققان نشان دادند که حضور فاز دلتا در ریزساختار نسبت به دیگر ذرات (همانند کاربیدها و نیتریدها) اثرات قابل توجهی در کاهش تافنس آلیاژ ایجاد نخواهد کرد و حتی در بعضی مواقع امکان ایجاد مانع در برابر لغزش مرزهای دانه در طی خزش را فراهم می نماید.

۵- شبکه های گسترش یافته فاز دلتا در درون دانه باعث کاهش استحکام بخشی رسوبات گاما پریم می‌شوند.

۶- فاز گاما پریم نیز یکی از فازهای استحکام دهنده در اکثر سوپرآلیاژهای پایه نیکل با نسبت بالای *Ti/Al* می‌باشد این فاز در مقادیر بسیار کم در آلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شرایط قرارگیری قطعات در رنج دمایی ۷۶۰-۶۵۰ درجه سانتیگراد یافت می شود.

۷- افزایش استحکام در مراحل ابتدایی نمودار خزشی توسط بررسی های میکروساختاری مورد مطالعه قرار گرفت که پیدایش رسوب کاربیدهای ثانویه بین دانه‌ای در ابتدای تست مورد تائید قرار گرفت که این رسوبات ثانویه با قفل کردن نابجایی‌ها باعث افزایش استحکام می‌گردند. این اثر در طول پروسه پیرسازی حرارتی آلیاژ که باعث رشد این کاربیدها می گردد از بین می رود. کاربیدها به عنوان یک فاز ترد، زمانی که در مرز دانه‌ها به صورت پیوسته تشکیل می‌شوند، می‌توانند منشاء گسترش ترک مرز دانه‌ای و شکست مرز دانه‌ای باشند.

۸- مقدار سختی می‌تواند معیاری به عنوان خواص مکانیکی مواد در نظر گرفته شود. روند تغییرات سختی سوپرآلیاژ ۶۱۷ بدین گونه است که از حدود دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد به بالا، با ایجاد مقدار کمی رسوبات γ' و بعد از آن تشکیل کاربیدهای ریز و پراکنده در دمای حدود ۷۰۰ تا ۸۵۰ درجه، سختی ابتدا بالا می‌رود و سپس با درشت شدن کاربیدها و یا حتی حل شدن آنها در دماهای بالاتر سختی مجدد افت می‌کند.

۹- همچنین درشت شدن کاربیدها و افزایش فاصله بین رسوبات کاربیدی می‌تواند دلیل دیگری برای کاهش سختی باشد. شکل (۲-۱) نمایش تغییرات سختی در نمونه خزش یافته در دمای ۶۵۰ درجه سانتیگراد را نشان می دهد.

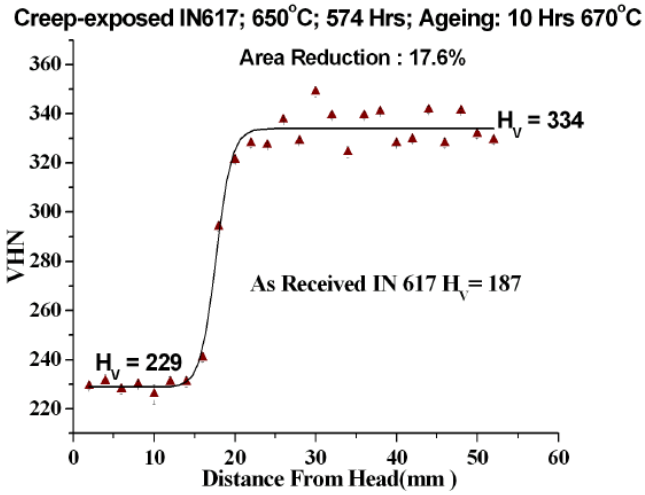
۱۰- در این آلیاژ در دمای کاری استحکام ابتدا بالا می‌رود و سپس با درشت شدن کاربیدها و یا حتی حل شـــدن آنها خواص مکانیکی مجدداً افت می‌کند. زیرا افزایش دما و همینطور زمان باعث تقویت مکانیزم نفوذ شده و سبب درشت شدن کاربیدها در نواحی خاص می شود. به طور کلی بعد از دمای حدود ۶۰۰ $^{\circ}C$ و تشکیل رسوبات γ' و در دماهای بالاتر افزایش اندازه دانه و مقادیر و اندازه کاربیدها و همچنین وجود کاربیدهای منفصـــل مرزدانه‌ای، منجر به کاهش انعطاف‌پذیری می گردند

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

که معمولا همراه با افزایش در اســـتحکام اســـت. این روند تا جایی ادامه پیدا می‌کند که با افزایش بیشتر اندازه کاربیدها و پیوستگی آن‌ها در مرزدانه‌ها منجر به افت خواص مکانیکی از جمله سختی، استحکام کششی و گسیختگی می‌شود. با توجه به این توضیحات می‌توان گفت افزایش استحکام قطعه به دلیل تشـــکیل کاربیدها اســـت. ولی کاهش قابل ملاحظه انعطاف پذیری بیانگر تشـــکیل کاربیدهای پیوســـته مرز دانه‌ای اســـت که این امر مقاومت قطعه را در مقابل خوردگی مرزدانه‌ای و تخریبهای حاصل از آن کاهش می‌دهد

مطالعات دیگری توسط مانکینز و همکارانش در خصوص خواص مکانیکی آلیاژ پس از قرارگیری در شرایط مختلف مورد بررسی قرار گرفت که به شرح زیر می باشد. *[۱۳]*.

- مقدار اندک گاما پرایم ایجاد شده در اثر قرارگیری در زمانهای کوتاه و در دمای ۶۴۹ درجه سانتیگراد، اثر ناچیزی بر خواص مکانیکی آلیاژ ایجاد می کند.
- نگهداری نمونه در دماهای ۶۴۹ تا ۸۷۱ درجه به مدت ۱۰۰۰ ســاعت باعث بهبود چشــمگیر خواص کششی آلیاژ در دمای محیط می گردد. بطوریکه در جدول ۲-۱ نشان داده شده است. استحکام تسلیم آلیاژ بعد از قرارگیری در دماهای ۶۴۹ و ۷۰۴ درجه به ترتیب ۵۶ و ۶۳ درصد افزایش یافته است، در حالیکه میزان ۲۶ درصــد افزایش اســتحکام تســلیم برای هر دو نمونه در دمای محیط بدســت آمد. همچنین خواص کشــشــی این آلیاژ فقط در محدوده دمایی بین ۷۶۰ درجه تا ۸۷۱ درجه ســانتی گراد کاهش اندکی دارد.



شکل۲-۱- نمایش تغییرات سختی در نمونه خزش یافته IN617 **در دمای ۶۵۰ درجه[۱۰].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول۲-۱- اثر قرارگیری IN617 در دماهای متوسط بر خواص مکانیکی آلیاژ[۱۱].

Table IV. Effect of Exposure to Intermediate Temperatures on Room-Temperature Mechanical Properties

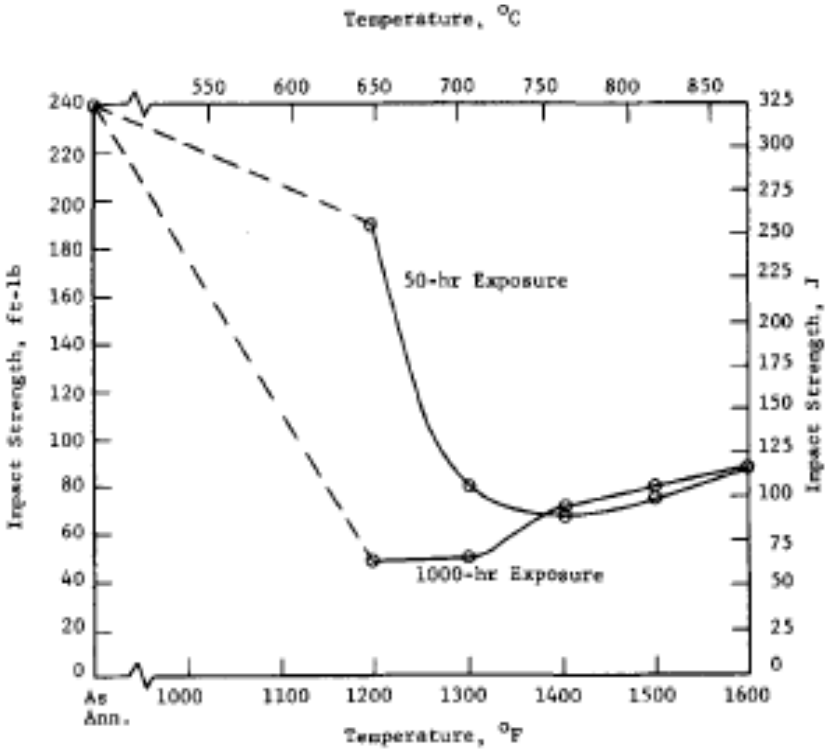
Exposure* Temperature		Exposure	Yield Strength (0.2 pct Offset)		Tensile Strength			Reduction of	
°F	°C	Time, h	ksi	MPa	ksi	MPa	Elongation, pct	Area, pct	Hardness, *Rb*
No exposure		–	42.9	298	106.6	735	70.0	57.2	81
1200	649	50	50.0	345	115.0	793	63.0	59.9	82
		1000	66.5	458	135.0	931	37.1	29.8	94
1300	704	50	62.9	434	125.9	868	51.0	43.2	93
		1000	70.0	483	135.0	931	36.7	18.8	94
1400	760	50	50.5	348	116.2	801	44.0	36.9	89
		1000	52.0	358	124.5	858	41.4	39.5	88
1500	816	50	48.9	337	115.9	799	43.0	40.6	90
		1000	49.5	341	119.5	824	43.5	36.2	87
1600	871	50	47.4	327	115.6	797	47.0	37.2	87
		1000	47.5	328	118.5	817	46.4	43.2	84

*All specimens were given a solution-treatment of 2150°F (1177°C)/1 h, A.C., before exposure.

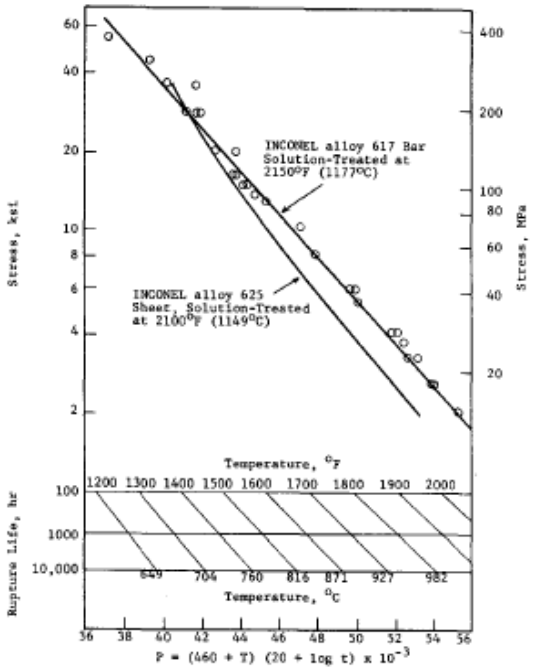
- تست ضربه نیز جهت نشان دادن پایداری آلیاژ در دماهای مختلف انجام پذیرفت. نتایج موجود در شکل ۲-۲ نشان می دهد که استحکام ضربه نمونه قبل از قرارگیری در شرایط کاری ۳۲۵ ژول، بعد از ۵۰ ساعت قرارگیری در دمای ۶۴۹ درجه سانتی گراد ۲۵۸ ژول و کمترین مقدار حاصله حدود ۶۸ ژول بعد از قرارگیری نمونه به مدت ۱۰۰۰ ساعت در دمای ۶۴۹ درجه می باشد. در نمونه های ۱۰۰۰ ساعتی فقط یک افزایش اندکی در استحکام ضربه در دماهای بین ۶۴۹ و ۷۶۰ درجه بواسطه اثرات گاما پرایم تشکیل شده حاصل گردید. نمونه های ۵۰ ساعتی کاهش چشمگیری را در همان شرایط دمایی مشابه نشان داد. از دمای ۷۶۰ تا ۸۷۱ درجه سانتیگراد، استحکام ضربه بهبود می یابد که این پدیده بواسطه تشکیل متعدد رسوبات کاربیدی $M_{23}C_6$ در این دماها می باشد که بصورت ناپیوسته در مرز دانه ها باعث بهبود استحکام و کاهش اثرات تردی ناشی از مورفولوژی فیلم پیوسته می شود.

آلیاژ اینکونل۶۱۷ برای استفاده در شرایط استثنایی خواص خزشی و گسیختگی در دماهای بالای ۹۸۲ درجه سانتی گراد مورد استفاده قرار می گیرد. در شکل (۳-۲) خواص گسیختگی این آلیاژ با آلیاژ اینکونل۶۲۵ مقایسه شده است. برخلاف آلیاژ ۶۲۵ که استحکام بخشی آن از طریق رسوب آهسته ذرات گاما پرایم صورت می پذیرد، آلیاژ ۶۱۷ از طریق کاربیدهای پایدار و ناپیوسته *M23C6* مستحکم می گردد. درحقیقت استحکام این آلیاژ در محدوده دمایی ۷۶۰ تا ۹۸۲ درجه سانتی گراد بواسطه پایداری کاربید باقی می ماند درصورتیکه گاما پرایم در این دماها محلول می باشد. این موضوع در شکل ۲-۳ نشان داده شده است که اینکونل ۶۲۵ در دماهای کمتر از ۷۶۰ درجه استحکام گسیختگی بهتری دارد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۲-۲- اثر قرارگیری IN617 **در دماهای متوسط بر خواص ضربه آلیاژ[۱۱].**

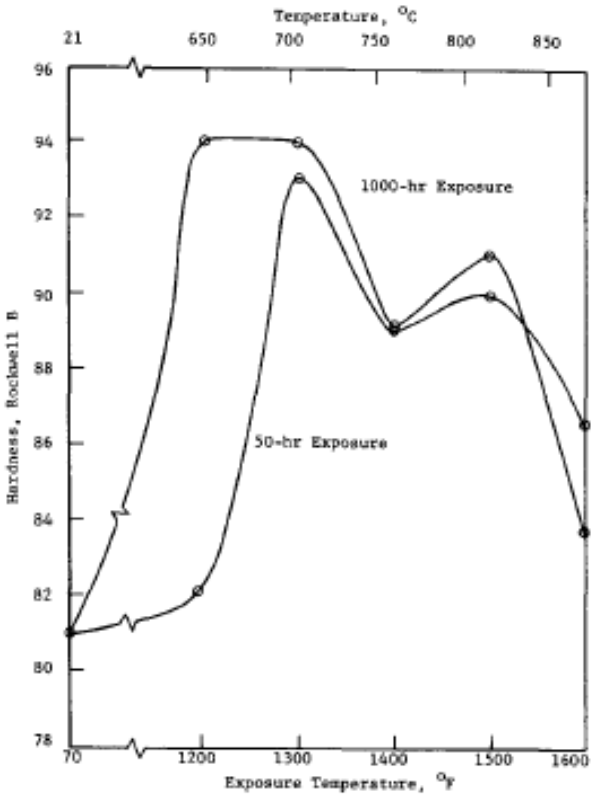


شکل۲-۳- نمودار لارسون میلر استحکام گسیختگی آلیاژهای اینکونل۶۱۷ و ۶۲۵، دما برحسب فارنهایت و زمان برحسب ساعت [۱۱]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

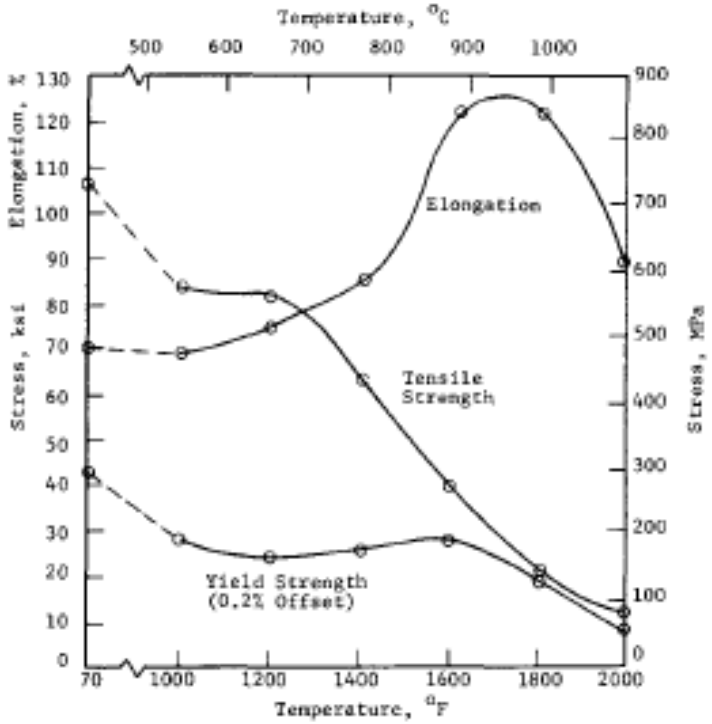
نتایج سختی سنجی آلیاژ پیرسختی شده اینکونل ۶۱۷ در شکل (۲-۴) نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود آلیاژ در شرایط آنیل دارای سختی ۸۱ راکولB و در دمای ۶۴۹ درجه و زمان ۵۰ ساعت افزایش سختی فقط در یک نقطه را از خود نشان می دهد. با افزایش زمان نگهداری تا ۱۰۰۰ ساعت سختی به ۹۴ راکولB افزایش می یابد که این افزایش سختی تا دمای ۷۰۴ درجه ثابت باقی می ماند و سپس با شروع انحلال ذرات گاما پرایم سختی کاهش خواهد یافت. در دماهای بالاتر سختی بخاطر رسوب گسترده کاربید در ریزساختار، افزایش می یابد. بطوریکه از نتایج می توان استنتاج کرد، میزان ذرات گاما پرایم به اندازه ای نیست که سبب سخت شدن محسوس گردد.

نتایج استحکام دما بالای این آلیاژ نشان می دهد (شکل۲-۵) که استحکام تا دماهای ۱۰۹۳ درجه سانتی گراد، در سطح بالا باقی می ماند. این بواسطه اثرات ترکیبی استحکام بخشی محلول جامد و رسوب ذرات ناپیوسته کاربیدهای پایدار $M_{23}C_6$ می باشد.



شکل ۲-٤- اثر قرارگیری IN617 **در دماهای بالا بر سختی آلیاژ[۱۱].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



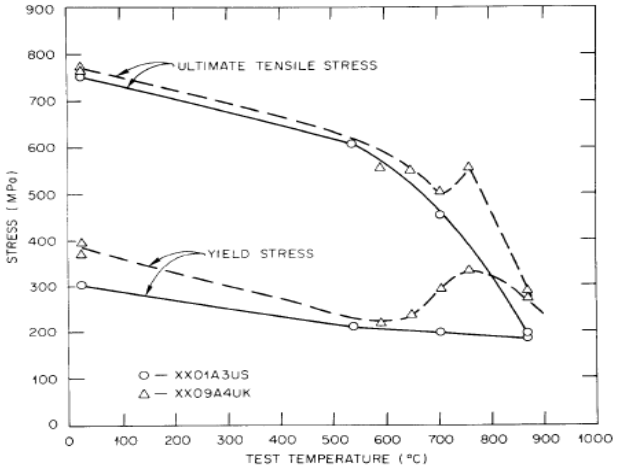
شکل۲-۵- اثر درجه حرارت بر خواص مکانیکی آلیاژ[۱۱].

مطالعات دیگری توسط آزمایشگاه ملی *OAK RIDGE* در خصوص خواص مکانیکی آلیاژ در حالت نو و پس از قرارگیری در شرایط سرویس تا ۲۰۰۰۰ ساعت، در محیط خنثی و گاز هلیوم مورد بررسی قرار گرفت که به شرح زیر می‌باشد. آزمون های استحکام کششی بر روی این آلیاژ نشان داد که کرنش شکست به شدت در هر دو حالت تست در شرایط محیط و تست در دمای بالا، کاهش می یابد*[۱۴]*. همچنین مطابق شکل (۲-۶) که از جدول (۲-۲) استخراج گردیده است، مشاهده می گردد که با افزایش دمای آزمون تا دمای ۶۰۰ درجه، استحکام کششی به آرامی کاهش می یابد، درحالیکه در محدوده دمایی ۶۰۰ تا ۷۵۰ درجه رفتار غیر معمولی را از خود نشان می دهد. همچنین در تمامی بازه های دمایی بخصوص دماهای بالای ۶۰۰ درجه استحکام نمونه نو با مشخصه عملیات حرارتی *XX09A4UK* از نمونه پیر سختی شده در گاز هلیوم با مشخصه عملیات حرارتی *XX01A3US* بالاتر است. کرنش شکست و کاهش سطح مقطع مخصوصا در دماهای بالای ۶۰۰ درجه تفاوت دارد بطوریکه انعطاف پذیری با افزایش درجه حرارت برای عملیات حرارتی *XX01A3US* ، افزایش و در عملیات حرارتی*XX09A4UK* ، کاهش می یابد (شکل‌های ۲-۷ و ۲-۸). جدول (۲-۳) نتایج استحکام کششی نمونه های پیرسختی شده را در شرایط دمایی مختلف نشان می دهد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول۲-۲- نتایج استحکام کششی نمونه نو در شرایط دمایی مختلف[۱۴].

Specimen	Test temperature		0.2% Yield strength		Ultimate tensile strength		Elongation (%)		Reduction of area (%)
	(°C)	(°F)	(MPa)	(ksi)	(MPa)	(ksi)	Uniform	Total	
24	25	77	394	57.1	766	111	53.7	56.5	62.9
200	25	77	363	52.7	765	111	48.7	50.2	53.5
201	593	1100	216	31.4	556	80.7	49.5	52.2	48.6
202	649	1200	235	34.2	549	79.7	46.0	48.3	45.4
203	704	1300	290	42.1	502	72.8	32.0	34.0	39.8
204	760	1400	331	48.1	556	80.7	15.4	19.9	17.4
205	871	1600	268	38.8	284	41.2	13.0	20.4	26.1

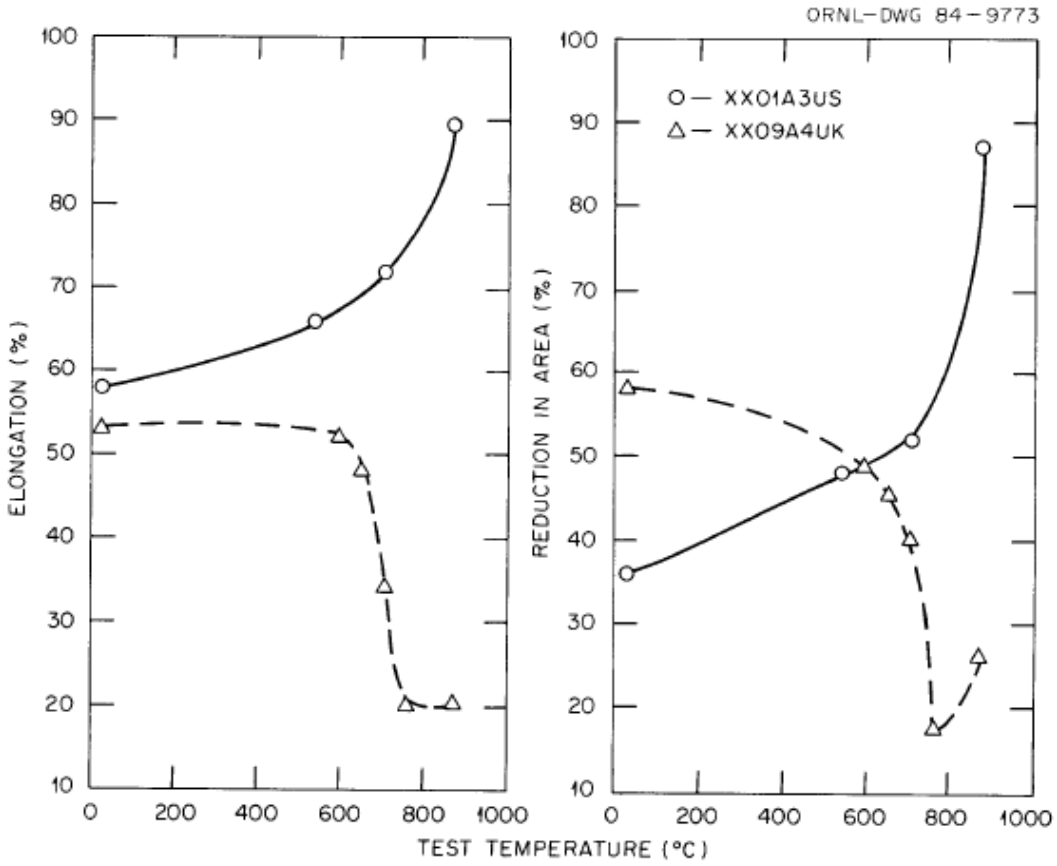


شکل۲-٦- خواص کششی آلیاژ نو اینکونل٦١٧ در شرایط دمایی مختلف[۱۴].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول۲-۳- نتایج استحکام کششی نمونه های پیرسختی شده در شرایط دمایی مختلف[۱۴].

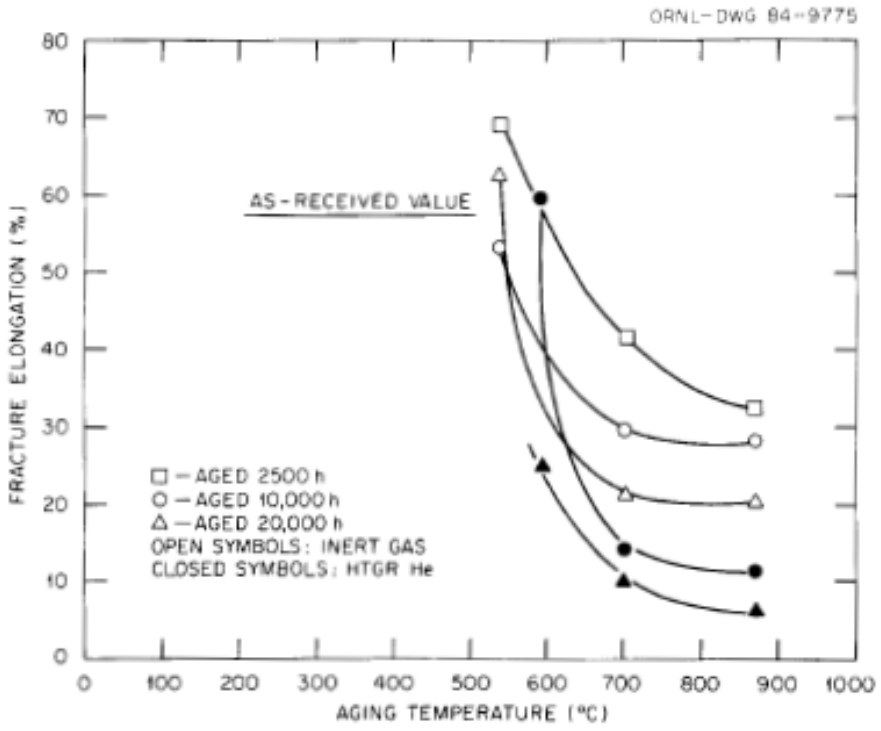
Test	Aging condition			0.2% Yield strength		Ultimate tensile strength		Elongation[a] (%)		Reduction of area (%)
	Temperature		Time (h)					Uniform	Total	
	(°C)	(°F)		(MPa)	(ksi)	(MPa)	(ksi)			
				Tested at 22°C (72°F)						
16545			0	303	43.9	747	108.3	54.1	54.3	36.2
16546			0	301	43.7	757	109.8	59.6	60.9	40.7
16547			0	305	44.3	754	109.3	57.4	57.9	32.4
17897	538	1000	2,500	358	51.9	794	115.2	66.0	68.1	49.3
17898	583	1000	2,500	360	52.2	796	115.5	67.6	69.8	48.6
17901	704	1300	2,500	371	53.8	847	122.9	39.2	39.2	32.0
17902	704	1300	2,500	372	54.7	848	123.1	44.1	44.1	35.0
17905[b]	871	1600	2,500	331	48.0	797	115.6	29.9	29.9	25.0
17906	871	1600	2,500	334	48.5	822	119.2	34.6	34.6	29.3
IC43	538	1000	10,000	392	56.9	805	116.8	53.3	53.4	43.8
IC25	704	1300	10,000	369	53.5	798	115.7	29.6	29.6	23.3
IC7	871	1600	10,000	290	42.0	695	100.8	28.3	28.3	21.0
IC38	538	1000	20,000	379	55.0	822	119.2	62.4	62.7	43.7
IC20	704	1300	20,000	395	57.3	813	117.9	21.1	21.1	17.3
IC02	871	1600	20,000	300	43.5	658	95.4	20.2	20.2	15.9
				Tested at 538°C (1000°F)						
16657			0	216	31.3	610	88.5	64.7	67.3	49.8
16658			0	207	30.0	606	87.9	61.1	64.4	46.1
17899	538	1000	2,500	260	37.7	638	92.5	63.4	68.5	51.7
17900	538	1000	2,500	259	37.6	638	92.5	66.3	69.2	48.9
IC44	538	1000	10,000	222	32.2	669	97.0	36.4	36.5	30.5
IC26	704	1300	10,000	274	39.8	629	91.3	58.9	58.9	46.3
IC39	538	1000	20,000	281	40.8	621	90.0	64.6	66.2	51.4
				Tested at 704°C (1300°F)						
16664			0	199	28.8	466	67.6	29.3	68.0	49.3
16665			0	196	28.4	443	64.2	25.9	69.9	53.1
16666			0	196	28.4	454	65.9	29.9	74.7	52.5
17903	704	1300	2,500	257	37.3	502	72.8	16.2	75.3	57.6
17904[c]	704	1300	2,500	256	37.1	475	69.0	14.4		
IC27	704	1300	10,000	211	30.6	461	66.9	16.9	68.8	56.3
IC21	704	1300	20,000	285	41.3	525	76.2	13.6	53.1	48.5
				Tested at 871°C (1600°F)						
16672			0	181	26.3	194	28.1	3.2	88.0	87.8
16673			0	189	27.4	194	28.1	3.2	91.6	86.0
17907	871	1600	2,500	154	22.3	168	24.3	5.1		
17908	871	1600	2,500	170	24.6	179	25.9	4.3	98.2	91.0
IC8	871	1600	10,000	170	24.7	181	26.2	8.0	90.9	79.2
IC3	871	1600	20,000	180	26.1	255	37.0	8.8	89.9	72.8



شکل۲-۷- انعطاف پذیری آلیاژ IN617 **در شرایط مختلف عملیات حرارتی[١٤].**

شکل (۲-۹) استحکام تسلیم و نهایی نمونه های پیرسخت شده را در دمای محیط نشان می دهد. آزمون نمونه های پیرسخت شده در گاز خنثی با افزایش حدود ۲۰ درصدی استحکام تسلیم در محدوده دمایی ۵۳۸ تا ۷۰۴ درجه در شکل مشاهده می گردد. افزایش زمان پیرسختی تاثیر اندکی بر افزایش استحکام تسلیم دارد. پیر سختی در گاز هلیوم در دماهای ۵۹۳ و ۷۰۴ درجه سانتی گراد حدود ۷۰ درصد افزایش استحکام تسلیم را در بر داشت. اثر زیاد زمان پیرسازی در دمای ۵۹۳ درجه، با افزایش استحکام خیلی کم در زمان ۱۰۰۰۰ ساعت و افزایش ۷۰ درصدی استحکام در زمان ۲۰۰۰۰ ساعت مشهود است. در دمای ۷۰۴ درجه اثر چشمگیری قابل مشاهده نمی باشد. استحکام نهایی عموما با پیرسختی حدود +-۱۰٪ تغییرات دارد. در دمای ۵۹۳ درجه و زمان ۱۰۰۰۰ ساعت پیرسختی در گاز هلیوم تغییراتی مشاهده نگردید و در زمان ۲۰۰۰۰ ساعت استحکام نهایی بالای ۲۰ درصد افزایش داشت. استحکام نهایی در دمای پیرسازی ۸۷۱ درجه در زمان های بالای ۲۵۰۰ ساعت با کاهش همراه است. کاهش استحکام در نمونه های پیرسازی شده در گاز هلیوم نسبت با گاز خنثی بیشتر است. در پیرسختی ۲۰۰۰۰ ساعته در شرایط گاز هلیوم بیشتر از ۳۰٪ کاهش استحکام وجود دارد. کرنش های شکست نمونه های پیرسخت شده در دمای محیط در شکل ... نشان داده شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



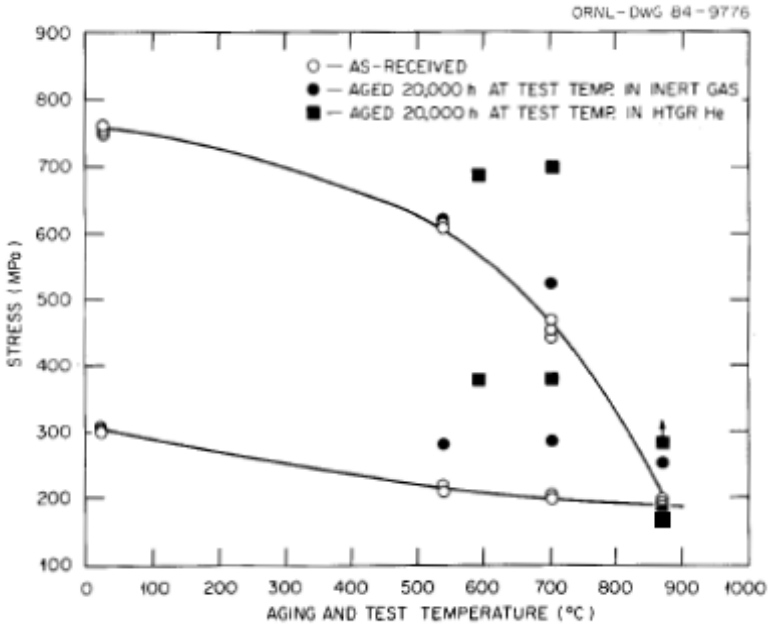
شکل ۲-۸- اثر پیرسختی بر روی کرنش شکست نمونه ها در دمای محیط[١٤].

اثر پیرسختی در دمای ۵۳۸ درجه پراکندگی بیشتری دارد. بطور کلی با افزایش زمان پیرسازی و دمای انجام تست کرنش شکست کاهش می یابد. در شرایط گاز خنثی پایین ترین کرنش شکست معادل ۲۰ درصد و مربوط به دمای ۸۷۱ درجه و زمان پیرسازی ۲۰۰۰۰ ساعت می باشد. کرنش شکست در نمونه های پیرسخت شده در هلیوم معمولا مقادیر کمتری نسبت به نمونه های پیرشده در گاز خنثی را دارند. بطوریکه پایین ترین کرنش شکست در شرایط مشابه بالا حدود ۶٪ می باشد. شکل (۲-۱۰) اثر پیرسختی بر کرنش شکست در دماهای مختلف را نشان می دهد.

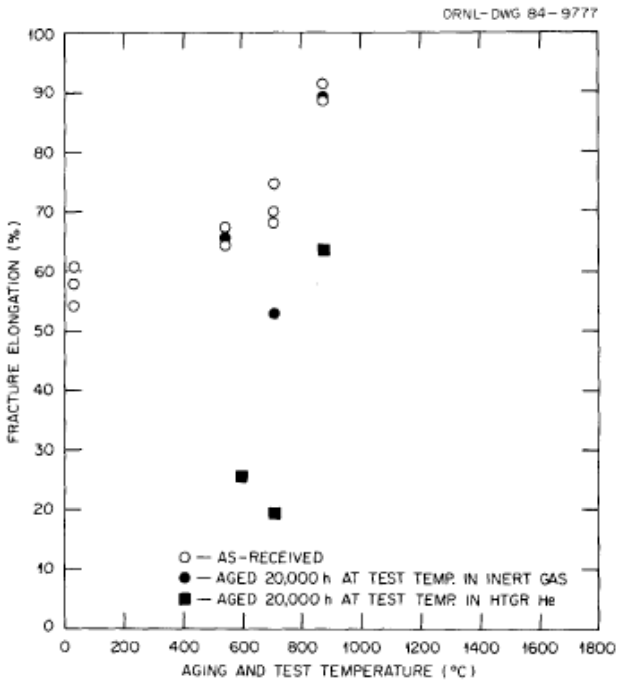
نتایج تست ضربه در زمانهای پیرسازی مختلف در دمای ۸۱۷ درجه در شکل (۲-۱۱) و جدول (۲-۴) نشان داده شده است. شکل نمودار در فاصله زمانی ۰ تا ۱۰۰ ساعت به طور فرضی رسم شده است. همانطور که ملاحظه می شود با افزایش زمان پیرسازی انرژی ضربه به سرعت افت می کند. در زمانهای کوتاه بین دو نمونه نو و پیرسازی شده تفاوت وجود دارد و این اختلاف در زمانهای بالاتر به کمتر از ۲۵ ژول می رسد.

نتایج آزمون خزش نشان داد که شکست در دمای ۵۹۳ تا ۷۰۴ درجه سانتی گراد فقط بعد از ۱ تا ۲ درصد کرنش اتفاق خواهد افتاد و کرنش های بالاتر در دماهای بالاتر ایجاد می گردند. هیچگونه تفاوتی در رفتار خزشی آلیاژ در شرایط تست در هوا و تست در گاز هلیوم وجود ندارد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۲-۹- اثر پیر سختی بر خواص کششی آلیاژ اینکونل۶۱۷. گراف پایین مربوط به استحکام تسلیم و گراف بالایی مربوط به استحکام نهایی می باشد.[۱۴].

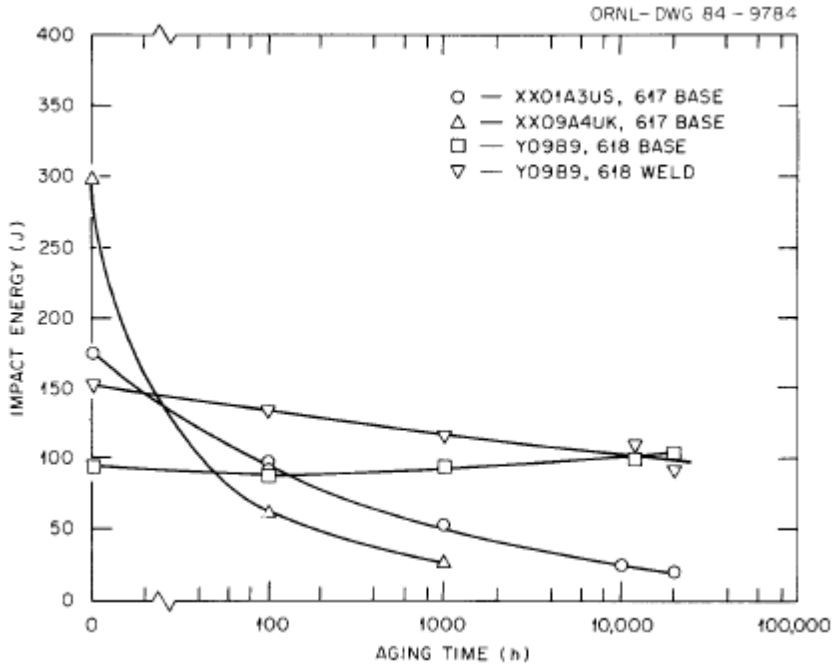


شکل۲-۱۰- اثر پیرسختی بر کرنش شکست در دماهای مختلف[۱۴].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول۲-٤- خواص ضربه آلیاژ اینکونل٦١٧ در دمای محیط در شرایط مختلف پیرسازی [١٤].

Heat	Aging temperature (°C)	Impact energy [J (ft-lb)] after each aging time						
		0	100 h	1000 h	10,000 h	11,786 h	20,000 h	28,300 h
				Inconel 617				
XX01A3US	492	175 (129)						190 (140)[a]
XX01A3US	538	175 (129)			81 (60)		103 (76)	138 (102)[a]
XX01A3US	704	175 (129)			31 (23)		20 (15)	
XX01A3US	871	175 (129)	91 (67)[b] 98 (72)	53 (39)	26 (19)		20 (15)	
XX09A4UK	871	298 (220)	61 (45)[b]	26 (19)				



شکل۲-۱۱- انرژی ضربه در دمای محیط در زمان های پیرسازی مختلف [١٤].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل سوم

بررسی فرآیندهای عملیات حرارتی جهت بازیابی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ *IN617*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

مقدمه

در این بخش ابتدا عملیات حرارتی اولیه سوپرآلیاژ *IN617* مورد بررسی قرار می‌گیرد و ساختار فازهای موجود در این مرحله مورد بحث قرار می‌گیرد. سپس نمونه‌هایی که در معرض دمای بالا قرار گرفته‌اند از نظر خواص مکانیکی و ساختاری بررسی خواهند شد. در پایان نیز عملیات حرارتی بازیابی سوپرآلیاژ مورد نظر را ارائه خواهیم داد.

۳-۱- عملیات حرارتی آلیاژ IN617

جهت انجام عملیات حرارتی نمونه‌های بکار برده شده در صنعت برق و توربین‌های گازی بایستی این مواد تحت عملیات محلول جامد- آنیل قرار گیرند. این عملیات حرارتی باعث درشت شدن دانه‌ها و استحکام خزشی بالا می‌گردد. همچنین داکتیلیتی خمشی بالایی را در دمای اتاق خواهند داشت. محلول جامد- آنیل در دمای ۱۱۷۵ درجه سانتیگراد و مدت زمانی که به ابعاد نمونه بستگی دارد قرار خواهد گرفت. خنک کردن بایستی در آب و یا به سرعت در هوای خنک انجام گردد.

خواص مکانیکی آلیاژ پس از عملیات حرارتی فوق‌الذکر مطابق جدول ۳-۱ می‌باشد. همچنین این آلیاژ دارای خواص خزشی بالایی در ۹۸۰ درجه و بالاتر می‌باشد. مقاومت به اکسیداسیون و استحکام خزشی بالا این آلیاژ را بعنوان یکی از پرکاربردترین آلیاژهای مسیر داغ کرده است. خواص خزشی آلیاژ در حالت محلول جامد – آنیل شده در جدول ۳-۲ ارائه شده است.

۳-۱-۱- ریزساختار

شکل ۳-۱ ریزساختار سوپرآلیاژ *IN617* را نشان می‌دهد. ریزساختار اینکونل ۶۱۷ آنیل شده شامل مقدار کمی کاربیدهای پراکنده وسیع درون دانه و کاربیدهای ریز ناپیوسته در مرزدانه‌ها می‌باشد.

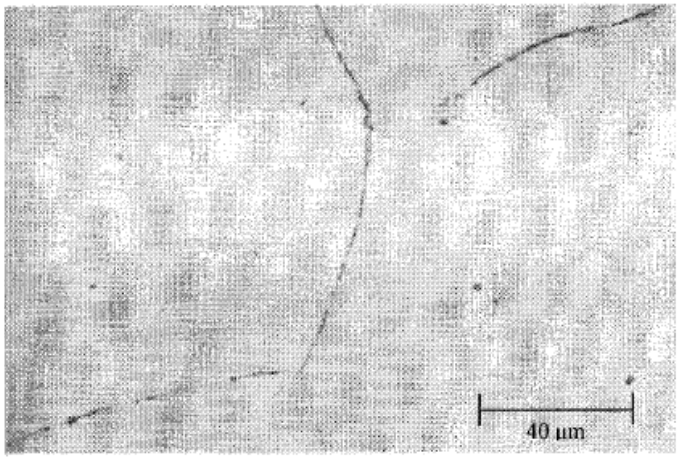
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول۳-۱- خواص مکانیکی آلیاژ IN617 در حالت محلول جامد – آنیل شده در دمای اتاق[۱۵]

Product Form	Production Method	Yield Strength (0.2% Offset)		Tensile Strength		Elongation, %	Reduction of Area, %	Hardness BHN
		ksi	MPa	ksi	MPa			
Plate	Hot Rolling	46.7	322	106.5	734	62	56	172
Bar	Hot Rolling	46.1	318	111.5	769	56	50	181
Tubing	Cold Drawing	55.6	383	110.0	758	56	-	193
Sheet or Strip	Cold Rolling	50.9	351	109.5	755	58	-	173

جدول ۳-۲- خواص مکانیکی آلیاژ اینکونل ٦١٧ در معرض دماهای مختلف[۱۵]

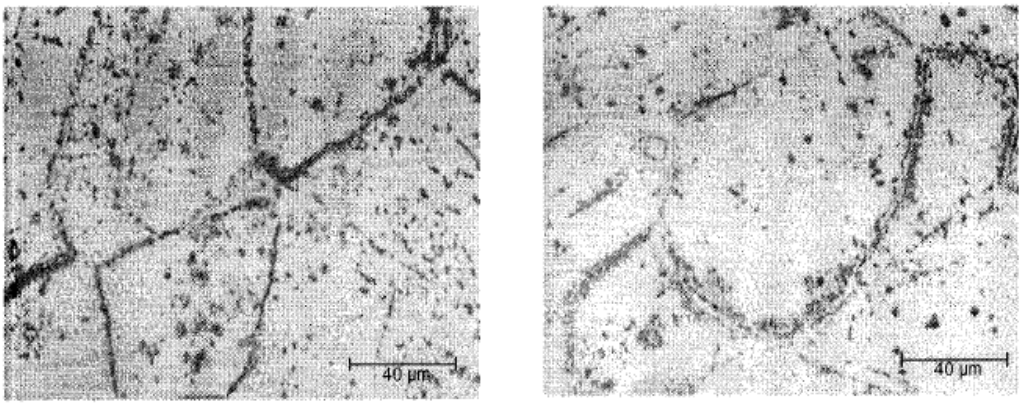
Exposure Temperature		Exposure Time, h	Yield Strength (0.2% Offset)		Tensile Strength		Elongation, %	Impact Strength	
°F	°C		ksi	MPa	ksi	MPa		ft-lb	J
No exposure			46.3	319	111.5	769	68	171	232
1100	595	100	46.5	321	111.5	769	69	213	289
		1 000	51.8	357	116.5	803	67	223	302
		4 000	55.7	384	117.5	810	67	181	245
		8 000	59.5	410	121.5	838	61	98	133
		12 000	67.6	466	132.0	910	34	69	94
1200	650	100	51.8	357	114.5	789	69	191	259
		1 000	66.6	459	133.5	920	37	35	47
		3 640	76.3	526	142.0	979	33	35	47
		8 000	76.5	527	144.0	993	28	40	54
		12 000	77.5	534	144.0	993	32	38	52
1300	705	100	58.7	405	126.5	872	38	57	77
		1 000	70.5	486	138.0	952	33	48	65
		4 000	70.6	487	138.0	952	36	48	65
1400	760	100	58.3	402	126.5	872	35	56	76
		1 000	56.3	388	126.0	879	37	63	85
		4 000	58.1	401	128.5	886	38	62	84
		8 000	58.5	403	130.0	896	40	64	87
		12 000	56.4	389	129.5	893	38	67	91



شکل۳-۱- ریزساختار اینکونل ٦١٧ آنیل شده در ۱۱۷۷ درجه برای یکساعت[۲۲]

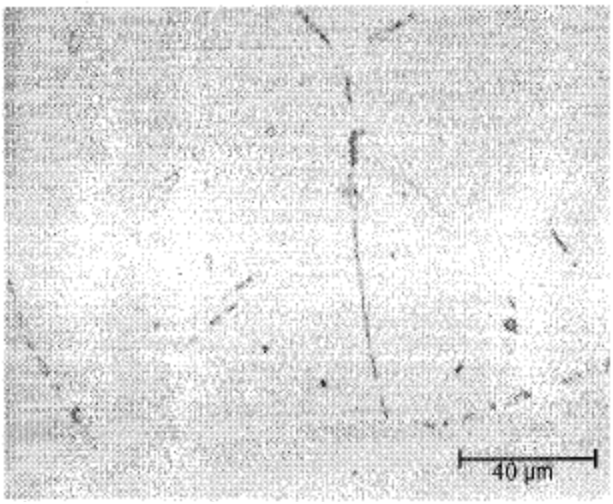
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

مقدار رسوب در مرزدانه‌ها و دانه‌ها در حین دمای بهره برداری افزایش می‌یابد. نباید این خطا در نظر گرفته شود که بطور همزمانی آگلومراسیون کاربید و رشد اتفاق می‌افتد و کاربیدهای بزرگتر و نیترید تیتانیوم شکل می‌گیرد اگرچه در برخی مناطق شبکه کاربیدهای پیوسته مرزدانه‌ای مشاهده شده است. کاربیدهای بزرگ و رسوب نیترید تیتانیوم بصورت دلخواه باعث مقاومت به ایجاد ترکهای اولیه و حفره‌های خزشی می‌شوند. بنابراین حضور رسوب پیوسته مرزدانه‌ای داکتیلیتی آلیاژ را کاهش می‌دهد. شکل ۳-۲a نشان می‌دهد که مقدار رسوبات مرزدانه‌ای و بین دانه‌ای افزایش یافته است هنگامی که آلیاژ از ۷۶۰ تا ۸۷۱ درجه پیر شده است. نرخ جوانه زنی و رشد در دمای ۸۷۱ درجه به ماکزیمم می‌رسد بدلیل اینکه در درجه حرارتهای بالاتر پیرسازی (۹۸۲ و ۱۰۹۳ درجه) مقدار رسوب کاهش پیدا می‌کند. شکل ۳-۳ ریزساختار اینکونل ۶۱۷ را پس از قرارگیری در ۱۰۹۳ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد.



شکل ۳-۲- اثر دمای پیرسازی بر روی ریزساختار a) ۷۶۰ درجه b) ۸۷۱ درجه[۲۲]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۳-۳- ریزساختار اینکونل ٦١٧ پیر شده در ۱۰۹۳ درجه[۲۲]

مهم‌ترین رسوبات سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ کاربیدها و برایدها گزارش شده‌اند که مشخصات آنها با تابعی از دمای پیرسازی تغییر می‌کنند. ماکینز و همکارانش $M_{23}C_6$-Ti و گاما پرایم $Ni_3(Al,Ti)$ در حین پیرسازی تحت تنش در دمای ۶۴۹ تا ۱۰۹۳ درجه سانتیگراد را پیدا کردند و کیمبال و همکارانش $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها و رسوبات گاماپرایم ریزی را در حین پیرسازی در غیاب تنش در دمای بین ۵۳۹ تا ۸۱۶ درجه سانتیگراد را مشخص کردند. تاکاهاشی $M_{23}C_6$ $(Cr_{21}Mo_2C_6)$-TiC-TiN-$M_6C((Mo_3Cr_2(Ni,Co)C)$ پس از زمانهای کوتاه و بلند قرارگیری در ۱۰۰۰ درجه را مشاهده کرد و سوسوکا وجود برایدها را در اینکونل ۶۱۷ گزارش داده است.

بیشترین کاربیدهای عمومی در اینکونل ۶۱۷ $M_{23}C_6$ می‌باشد که در دمای ۶۴۹ الی ۱۰۹۳ درجه سانتیگراد پایدار است. ساختار کریستالی $M_{23}C_6$، FCC شبیه به ماتریس گاما، گاماپرایم و M_6C می‌باشد. $M_{23}C_6$ در بین دانه‌ها و مرزدانه‌ها با مورفولوژی بلوکی شکل مشاهده شده است. بایستی یاداور شد که در $M_{23}C_6$ و M_6C، M کرم، مولیبدن، کبالت، آهن و نیکل می‌باشد و در $M_{23}C_6$ مقدار کرم بالاتر از مولیبدن است در حالی که در

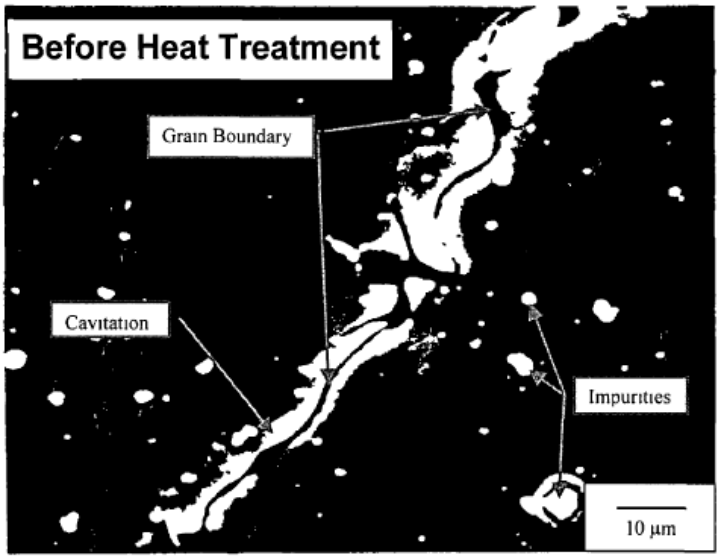
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

M_6C مقدار مولیبدن بالاتر از کرم است. $Ti(C,N)$ و M_6C در مرزدانه‌ها با ساختار مکعبی شکل شبیه به موفولوژی $Ti(C,N)$ و ساختار بلوکی و ویدمن اشتاتن برای رسوب M_6C گزارش شده‌اند. گاما پرایم در دمای اتاق و در دمای ۴۶۹ تا ۷۶۰ درجه بسیار کم می‌باشد. این مسئله بدلیل مقدار آلومینیوم و تیتانیوم ناکافی است که باعث رسوب سختی شوند. مورفولوژی گاماپرایم مکعبی شکل می‌باشد.

۳-۲- عملیات حرارتی جهت بازیابی IN617

در این بخش به بررسی نتایج تست‌های مکانیکی و الکتروشیمیایی و بررسی ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی نمونه‌های عملیات حرارتی شده پرداخته می‌شود. تمامی نمونه آنالیز شده‌اند و نتایج بدست آمده با یکدیگر مورد مقایسه قرار می‌گیرند. عملیات حرارتی در دمای ۱۱۷۵ درجه سانتیگراد بمدت زمان‌های ۱ و ۲ ساعت در کوره تحت اتمسفر هوا انجام گرفته است. نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حدود ۳۷۰۰۰ ساعت در مسیر گاز داغ توربین در قسمت ترانزیشن پیس مورد بهره‌برداری قرار گرفته‌اند. شکل ۳-۴ سطح مقطع نمونه‌ها را قبل و شکل ۴-۵ پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. در نمونه عملیات حرارتی نشده حفره‌دار شدن مرزدانه‌ها مشاهده می‌گردد. پس از عملیات حرارتی حفره‌ها در مرزدانه‌ها کاهش می‌یابد (شکل ۳-۵). اطلاعات EDS در جدول ۳-۳ نشان می‌دهد که مقدار کرم پس از ۲ ساعت عملیات حرارتی در مرزدانه‌ها افزایش یافته و تنزل آلومینیوم به تدریج در این نواحی اتفاق می‌افتد.

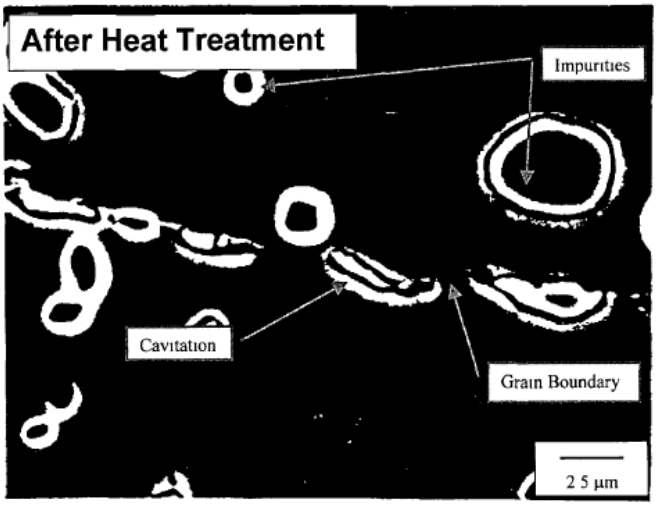
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۳-٤-عکس ریزساختاری مرزدانه نمونه قبل از عملیات حرارتی[۲۳]

جدول ۳-۳-نتایج EDS مرزدانه‌ها در نمونه‌های مورد آزمون (درصد وزنی) [۲۳]

	Al	S	Ti	V	Cr	Fe	Ni
Grain Boundary as received	0 91	7 86	-	0 04	17 37	21 08	52 74
Grain Boundary after one hour heat-treatment	1 01	3 63	-	0 15	22 04	21 29	51 88
Grain Boundary after two hours heat-treatment	2 46	3 48	0 27	0 3	27 97	7 09	58 43



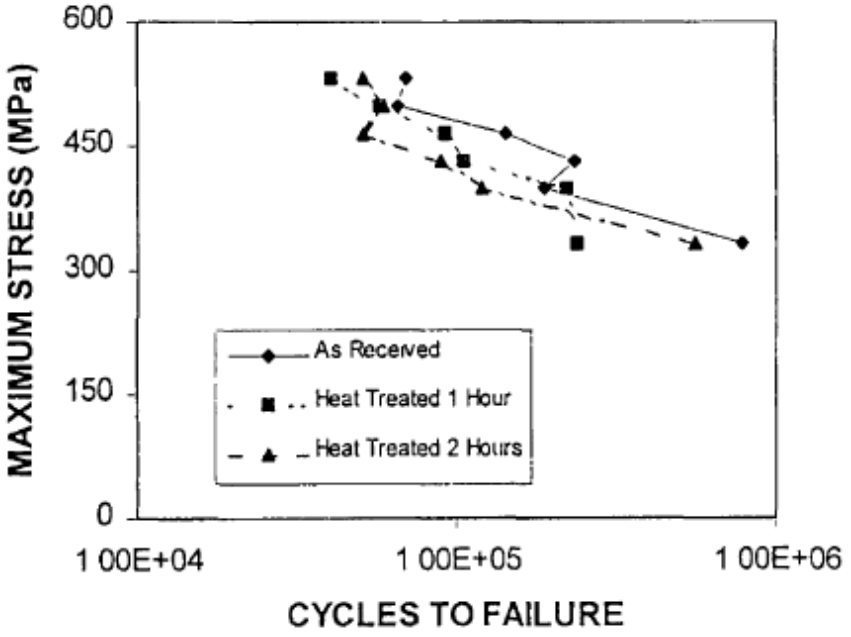
شکل ۳-۵- عکس ریزساختاری مرزدانه نمونه پس از عملیات حرارتی یکساعت[۲۳]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

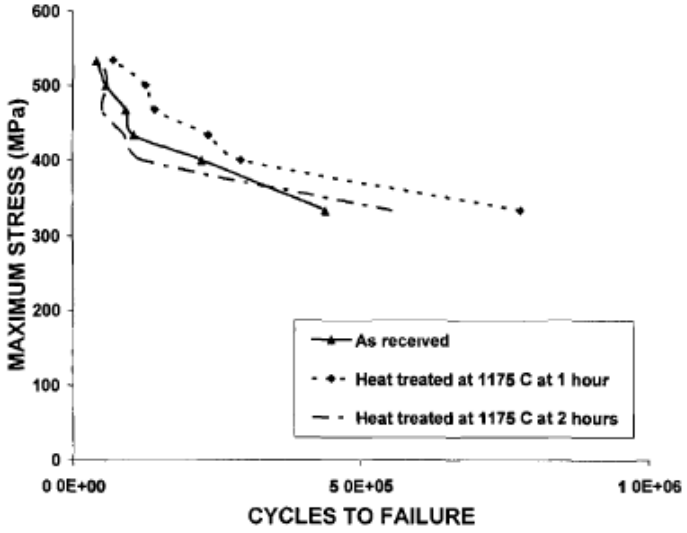
شکل ۳-۳ نتایج تست خستگی را قبل و پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. رفتار خستگی نمونه‌های عملیات حرارتی شده و بدون عملیات حرارتی تقریبا شبیه به یکدیگر می‌باشند. و خواص خستگی با عملیات حرارتی افزایش نیافته است. این مسئله بدلیل این واقعیت است که مرزدانه‌های آلیاژ بوسیله نیتریدها و کاربیدها آرایش یافته است. اگر چه پس از عملیات حرارتی فقط افزایش این فازها را در بخش‌هایی از مرزدانه‌ها مشاهده می‌کنیم. و به همین دلیل رفتار خستگی آلیاژ ممکن نیست پس از عملیات حرارتی تغییر کند.

این نکته را نیز بایستی یاداور شد که ترکهای میکرونی مرزدانه‌ها باعث افزایش اثر تنش و تسریع خستگی خواهند شد. تکثیر و رشد ترک در مرزدانه‌ها بستگی به اندازه دانه‌ها دارد. هنگامی که ترک به زیر سطح دانه‌ها می‌رسد تکثیر ترک کاهش پیدا می‌کند. انتظار می‌رود رشد ترک در نمونه‌های دانه ریز در برخی سطوح متوقف شود. در نتیجه اثر اندازه دانه روی رفتار خستگی با توجه به عملیات حراتی صورت گرفته قابل توجه نیست. شکل ۳-۶ نتایج تست خستگی را برای نمونه‌ها قبل و پس از تست الکتروشیمیایی نشان می‌دهد. رفتارهای خستگی نمونه‌ها بطور قابل توجه تغییر نمی‌کنند. در صورتیکه خواص خستگی نمونه پس از تست الکتروشیمیایی اندکی افت کرده است. دلیل آن شکل گیری اکسید در مجاورت سطح و وجود میکرو حفره می‌باشد که در شکل ۳-۸ قابل مشاهده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

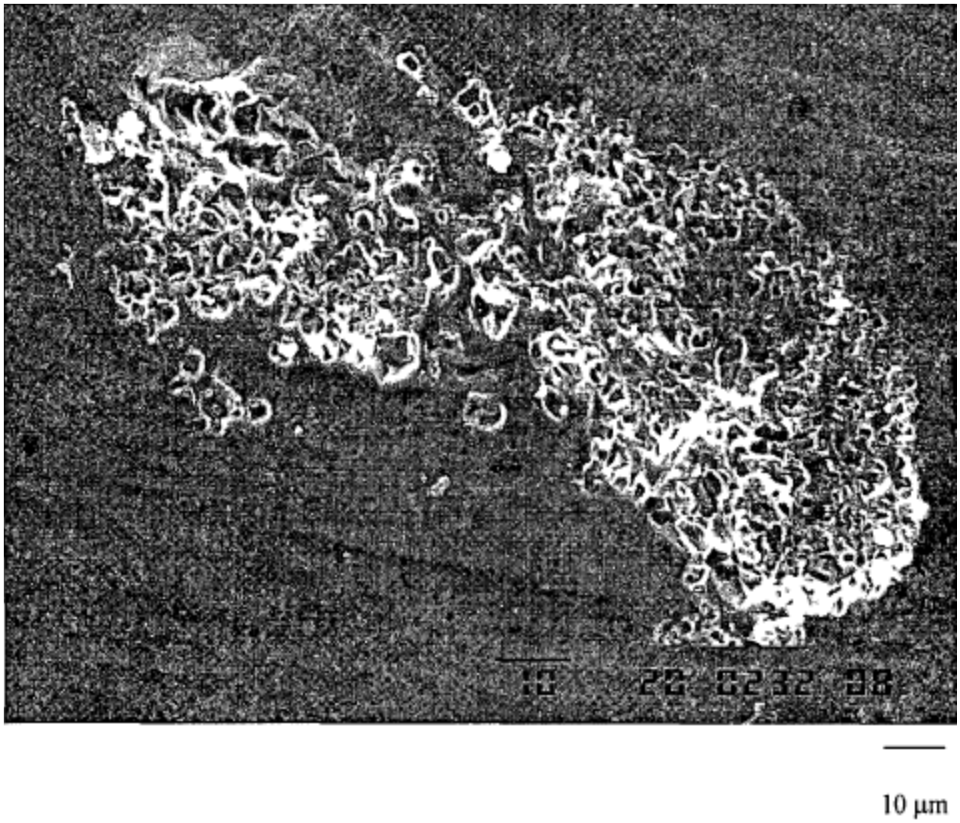


شکل ۳-٦- نتایج تست خستگی در نمونه‌های اولیه و عملیات حرارتی شده[۲۳]



شکل ۳-۷- نتایج تست خستگی پس از الکتروشیمیایی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده[۲۳]

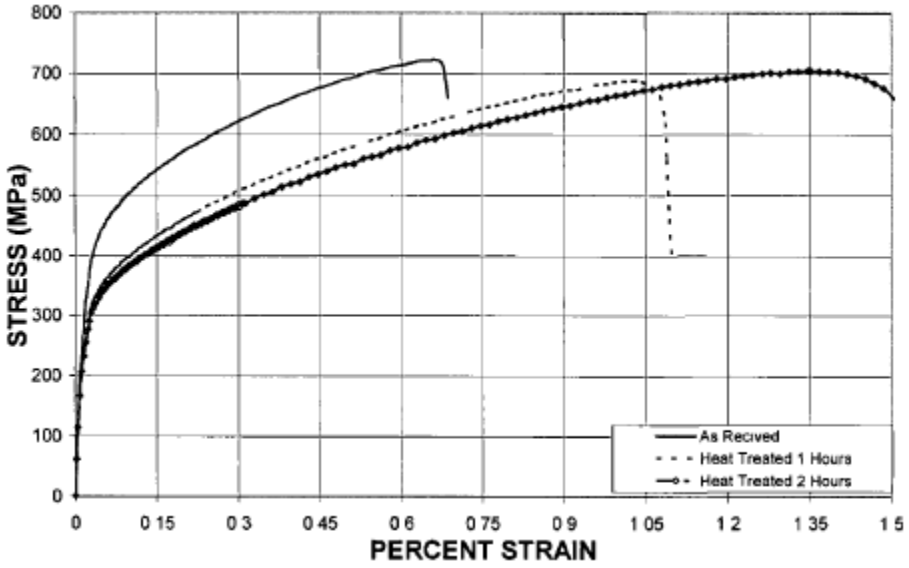
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



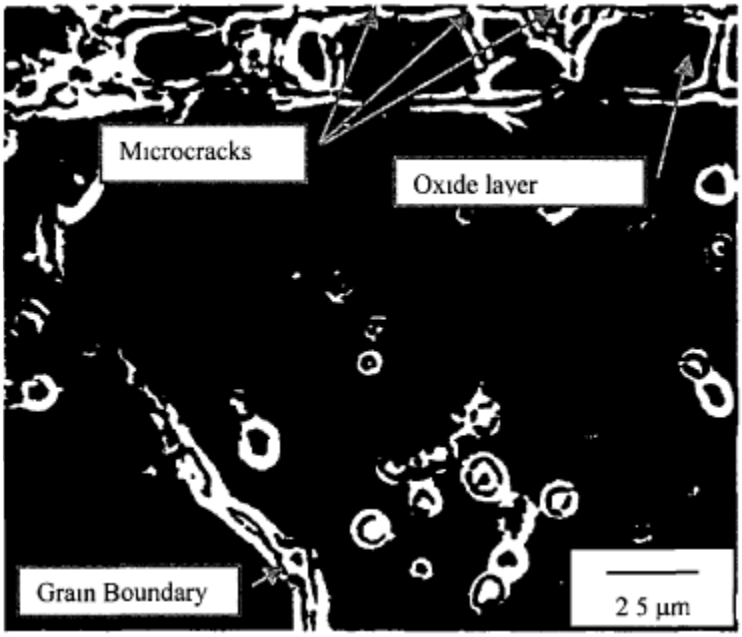
شکل ۳-۸- ریز حفرات شکل گرفته در سطح نمونه پس از تست الکتروشیمیایی[۲۳]

شکل ۳-۹ نتیجه تست کشش را قبل و پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. نمونه‌های عملیات حرارتی شده با نمونه‌های دیگر مقایسه گردیده است. ممکن است حالتی پیش آید که در نمونه‌های غیر عملیات حرارتی شده کاربیدهای مرزدانه مهاجرت کنند. که باعث تردی آلیاژ و کاهش تنش گسیختگی خواهد شد. عملیات حرارتی بصورت جزئی نمونه‌ها را دکربوره می‌کند و مرزدانه‌ها اندکی خالی از کاربید می‌گردند. بنابراین ترک خوردگی سطحی ناشی از اکسیداسیون سطحی می‌باشد که در شکل ۳-۱۰ نشان داده شده است. شکل ۳-۱۱ نتایج تست کشش را نشان می‌دهد. افزایش داکتیلیتی به علت ترکیب افزایش ترک خوردگی سطح و کاهش حفره‌های خزشی داخلی مشاهده می‌گردد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

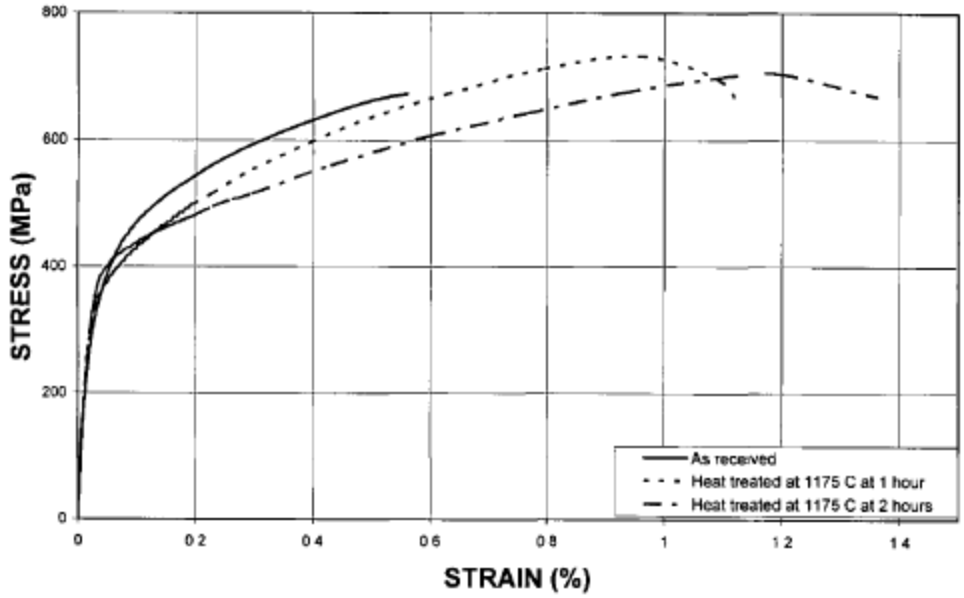


شکل ۳-۹- نتایج تست کشش برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده و اولیه[۲۳]



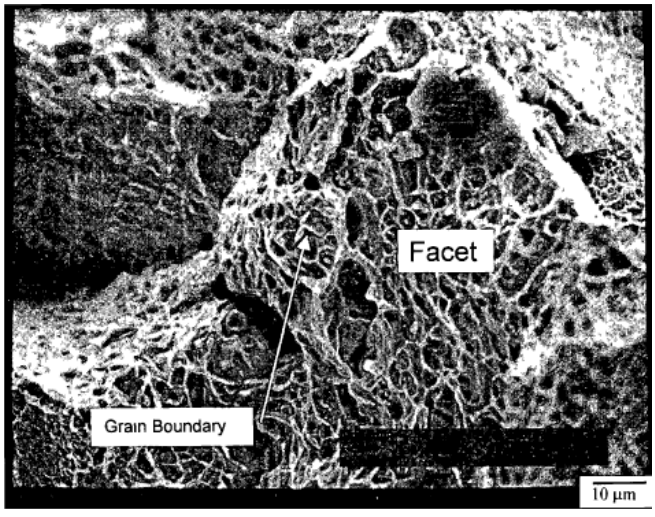
شکل ۳-۱۰- سطح مقطع نمونه نزدیک به سطح[۲۳]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



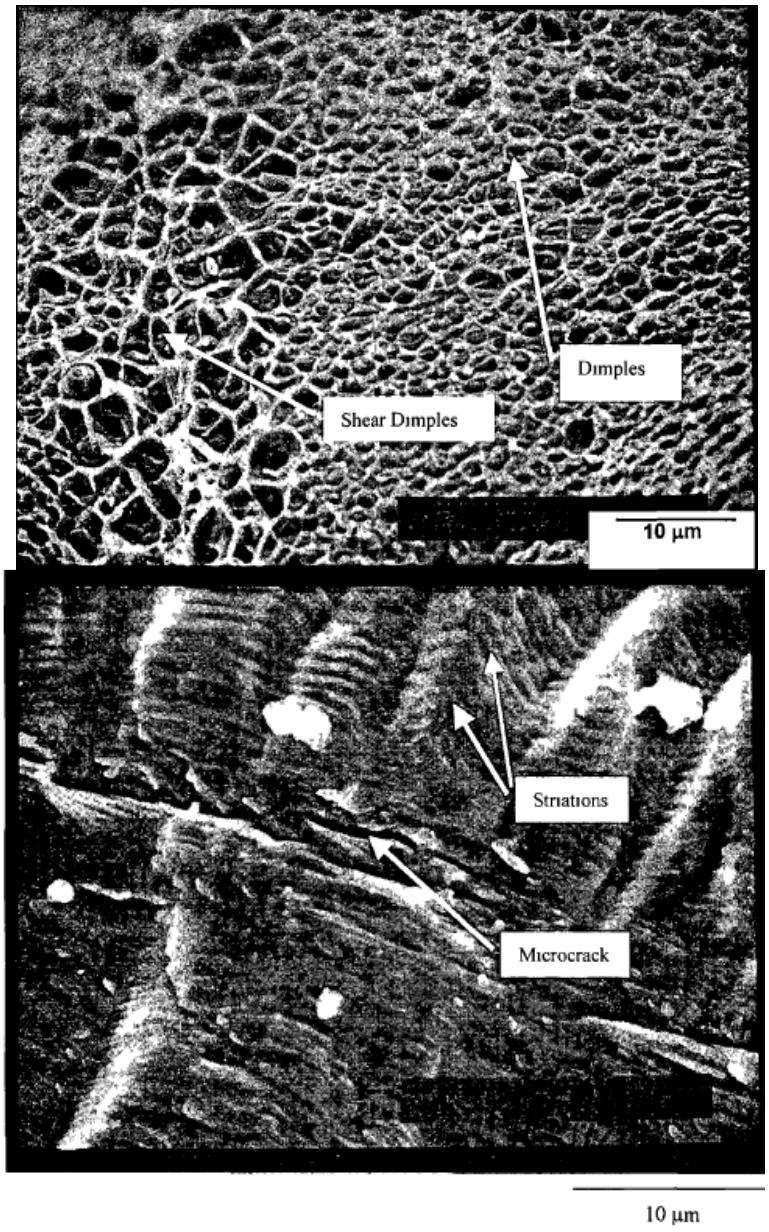
شکل ۳-۱۱- نتایج تست کشش پس از الکتروشیمیایی برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده[۲۳]

در حین مقایسه نمونه‌های عملیات حرارتی شده و نشده، مشاهده می‌گردد که سطوحی که الکتروشیمیایی شده است استحکام کشش کمتری دارند زیرا اکسیداسیون جزئی سطح و افزایش حفره‌های سطح پس از الکتروشیمیایی باعث این کاهش استحکام می‌گردند (مقایسه شکل ۳-۹ و ۳-۱۱). شکل‌های ۳-۱۲ و ۳-۱۳ شکست نگاری سطوح نمونه‌ها را پس از تست‌های کشش و خستگی نشان می‌دهد.



شکل ۳-۱۲- سطح شکست کششی در نمونه یکساعت عملیات حرارتی شده[۲۳]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۳-۱۳-b- dimple ها(حفره‌ها) پس از شکست خستگی در نمونه یکساعت عملیات حرارتی شده[۲۳]

۳-۳- خواص خوردگی آلیاژ IN617 پس از عملیات حرارتی

در این مبحث آلیاژ *IN617* پس از ۳۷۰۰۰ ساعت کارکرد تحت عملیات حرارتی قرار گرفته است که در فصل قبل به آن پرداخته شده است. نرخ خوردگی از *TAFEL* (معادله تافل: معادله ای که سرعت جریان آندی یا کاتدی را برحسب پتانسیل الکترود بدست می دهد) و اندازه‌گیری پلاریزاسیون تخمین زده شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

همچنین مورفولوژی سطح پس از تست‌های الکتروشیمیایی با میکروسکوپ *SEM* و *EDS* مورد مطالعه قرار گرفته است. مقاومت خوردگی برای نمونه عملیات حرارتی شده در یک ساعت اصلاح می‌گردد. خالی بودن بیش از حد کرم و مولیبدن در مرزدانه‌ها بعلت حفره‌دار شدن بیش از حد مشاهده می‌گردد. اگرچه غلظت کرم در سطح پس از یکساعت عملیات حرارتی جریان خوردگی را کاهش می‌دهد. خواص مکانیکی و متالورژیکی آلیاژ قبلا بررسی شده است و مشخص گردید که مقاومت خستگی پس از عملیات حرارتی تغییر نیافته و خواص کشش بهبود یافته است.

۳-۳-۱- آزمون‌های انجام شده

ترکیب شیمیایی عناصر نمونه آزمون در جدول ۳-۴ آورده شده است. نمونه از قطعات محفظه احتراق توربین گازی تهیه گردیده است. کارکرد این قطعه ۳۷۰۰۰ ساعت می‌باشد اندازه نمونه حدود ۲۰*۲۰*۲ میلی متر تهیه شده است. نمونه قبل از عملیات حرارتی توسط آلتراسونیک تمیز گردیده است. شرایط عملیات حرارتی در تیوب کوارتزی در جدول ۴-۳ آورده شده است. سایر اندازه‌گیریها مطابق استاندارد انجام گرفته است. از میکروسکوپ الکترونی جهت برررسی ریزساختار و حفره‌های بوجود آمده استفاده شده است.

جدول ۳-٤-ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN617[٢٤]

Ni	Cr	Co	Mo	Al	C	Fe	Mn	Si	S	Ti	Cu
Balance	22	12.5	9	1.2	0.07	1.5	0.5	0.5	0.008	0.3	0.2

جدول ۳-۵-شرایط عملیات حرارتی[٢٤]

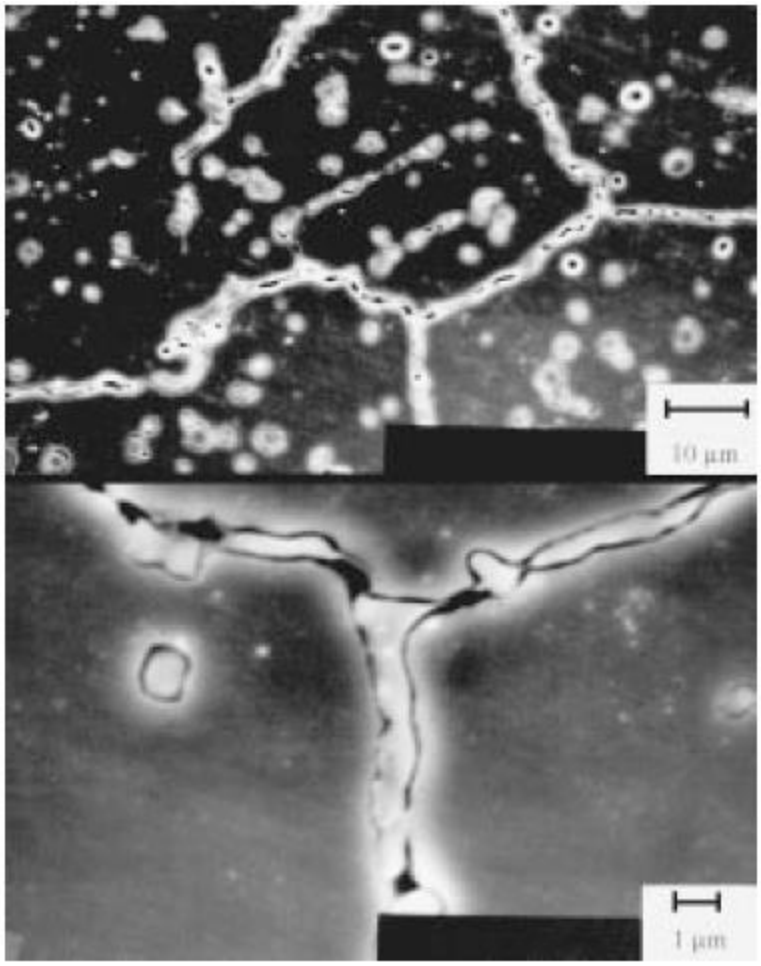
Temperature (°C)	1175	1775
Duration (h)	1	2

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شکل ۳-۱۴ سطح مقطع نمونه را قبل از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. در قطعه‌ای که عملیات حرارتی نشده است حفره در طول مرزدانه مشاهده می‌شود. در این حالت آگلومراسیون کاربیدهای مرزدانه‌ای اتفاق افتاده است. چندین ترکهای ناپیوسته نیز مشاهده می‌گردد. در مرزدانه‌ها پس از عملیات حرارتی حفره‌ها کاهش یافته است. افزایش مقدار کرم و کاهش مقدار آلومینیوم در مرزدانه‌ها پس از عملیات حرارتی توسط *EDS* مشخص شده است.

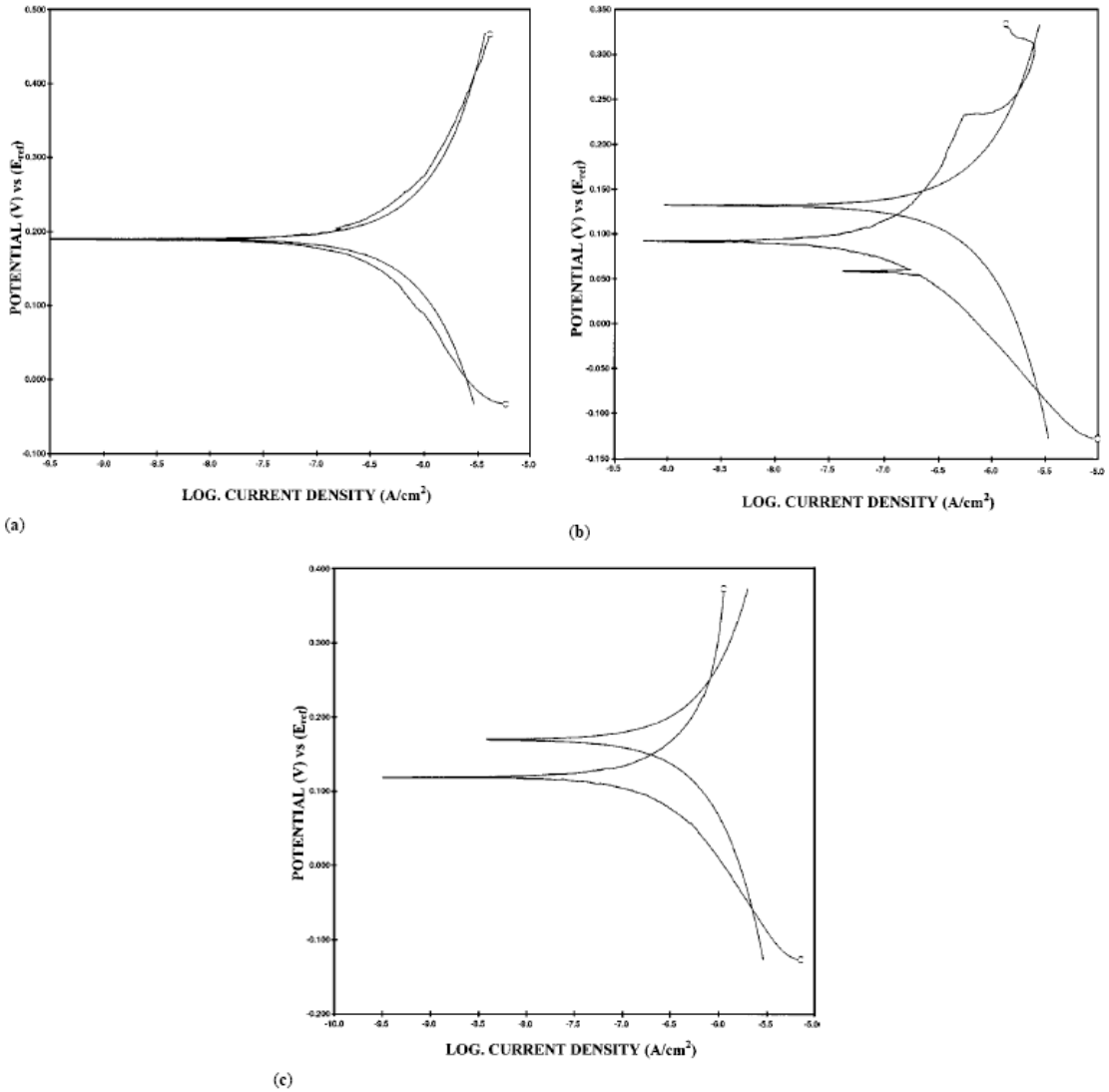
منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیل دینامیکی برای نمونه‌های اولیه و عملیات حرارتی شده در محلول *0.1* MH_2SO_4 و *0.005M NaCl* در شکل ۳-۱۵ نشان داده شده است. پتانسیل خوردگی برای نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده *132mv* می‌باشد که از نمونه عملیات حرارتی نشده نجیب تر است (*190mv*). بعلاوه دانسیته منحنی خوردگی برای نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده تقریبا نصف سطح نمونه اولیه میباشد. بنابراین در نمونه ۲ ساعت عملیات حرارتی شده پتانسیل خوردگی از نقطه قرین با نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده بالاتر است اما از نمونه اولیه کمتر است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۳-۱٤- ریزساختار IN617 **پس از ۳۷۰۰۰ هزار ساعت کارکرد[۲٤]**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۳-۱۵-a)منحنی پلاریزاسیون نمونه اولیه b)منحنی پلاریزاسیون برای نمونه یک ساعت عملیات حرارتی شده c)منحنی پلاریزاسون برای نمونه دو ساعت عملیات حرارتی شده [۲۴]

نتایج نشان می‌دهد که عملیات حرارتی حلالیت آندیک آلیاژ را با شکل‌گیری یک لایه اکسیدی در سطح و یا با کاهش کندن یونهای فلزی با شکل گیری یون کمپلکس کاهش می‌دهد.

TAFEL و نتایج مقاومت پلاریزاسیون در جداول ۳-۶ و ۳-۷ آورده شده است. نمونه‌ای که ۱ ساعت عملیات حرارتی شده است کمترین نرخ خوردگی را در مقایسه با نمونه اولیه و نمونه ۲ ساعت عملیات حرارتی شده دارد. کرم بعنوان اولین عنصر آلیاژی در سطح نمونه تهی می‌شود و از محافظت سطح نمونه با شکل گیری

Cr_2O_3 ممانعت بعمل می‌آید. در صورتیکه کرم برای مقاومت به خوردگی عمل می‌کند. اولین بار عناصر آلیاژی از قبیل کرم و مولیبدن بصورت کاربید شکل می‌گیرند. و مرزدانه‌ها از این عناصر تهی می‌شوند. شکل ۳-۱۶ تا ۳-۱۸ عکس ریزساختاری سطح نمونه را پس از تست الکتروشیمیایی نشان می‌دهد. مرفولوژی حفره آنالیز کیفی محصول خوردگی را نشان می‌دهد. محصولات خوردگی در حفرات برای نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده در شکل ۳-۱۷ آورده شده است. بعلاوه اندازه حفره کوچک است و دانسیته حفرات کمتر از سایر نمونه می‌باشد. این مسئله نشان می‌دهد که مقدار بالاتر کرم در آلیاژ واکنش اسیدی را در حفره افزایش داده و مقدار رسوب گذاری را کاهش می‌دهد. در این حالت دهانه حفره بعنوان کاتد برای واکنش با O_2 بکار می‌رود و به یک پتانسیل آزاد دست می‌یابد. در حالتی که نمونه عملیات حرارتی نشده است شکل حفره رشد مهمی را در طول سطح نشان می‌دهد که در جهت حفره پیشروی کرده است. رشد حفره پس از مدت زمانی اشباع می‌گردد که این دلالت دارد بر اینکه فعالیت مجدد حفرات منفعل شده‌اند. ریزحفرات ثانویه نقش مهمی را در پروسه مجدد بازی می‌کنند. اگرچه در شکل ۳-۱۶ حفره دار شدن شدید بر روی مرزدانه ها آشکار است. و در این حالت شکل‌گیری اکسیدهای کرم و مولیبدن در این نواحی برعکس است. در نمونه ۲ ساعت عملیات حرارتی شده (شکل ۳-۱۸) حفرات عمیق بطور منطقه‌ای شکل می‌گیرند. در این حالت در حین رشد حفره انتهای حفره بعنوان آند گالوانیک کوپل شده با سطح خارجی کاتدی عمل می‌کند که باعث سراشیبی گرادیان پتانسیل در حفره می‌شود و بطور گسترده عمق حفره افزایش می‌یابد.

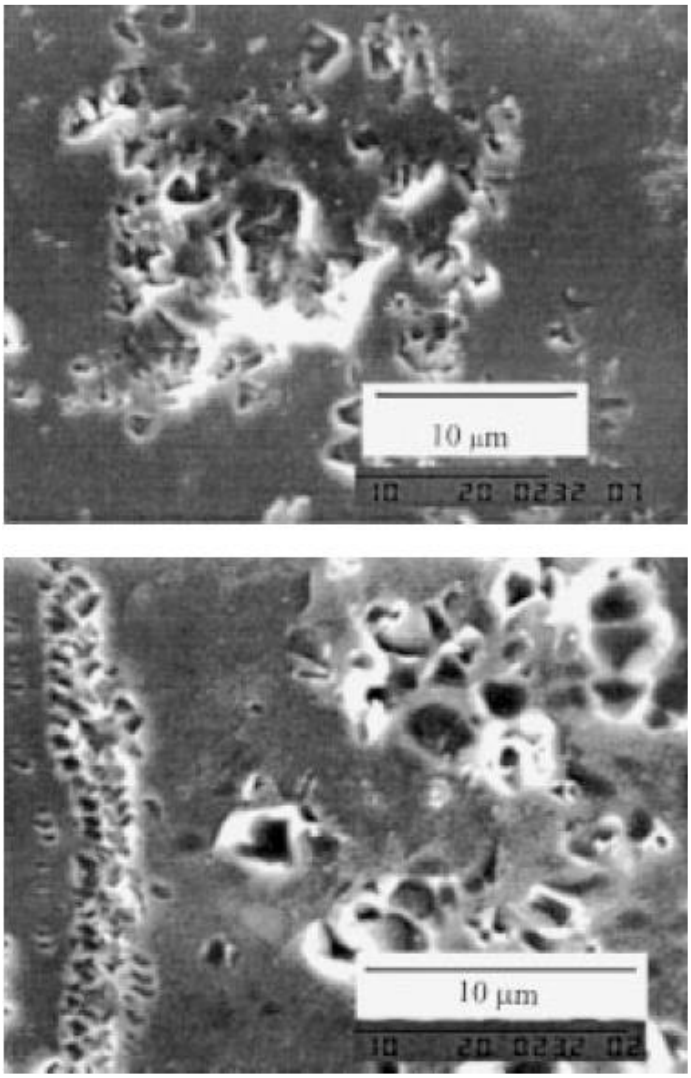
جدول ۳-٦- نتایج آنالیز TAFEL [۲٤]

Variables	E_{corr} (mV)	I_{corr} ($A/cm^2 \times 10^{-7}$)	Corrosion rate (mpy)
Untreated	189.2	6.947	0.272
1 h heat treatment	92.8	1.409	0.55
2 h heat treatment	118.6	5.691	0.223

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

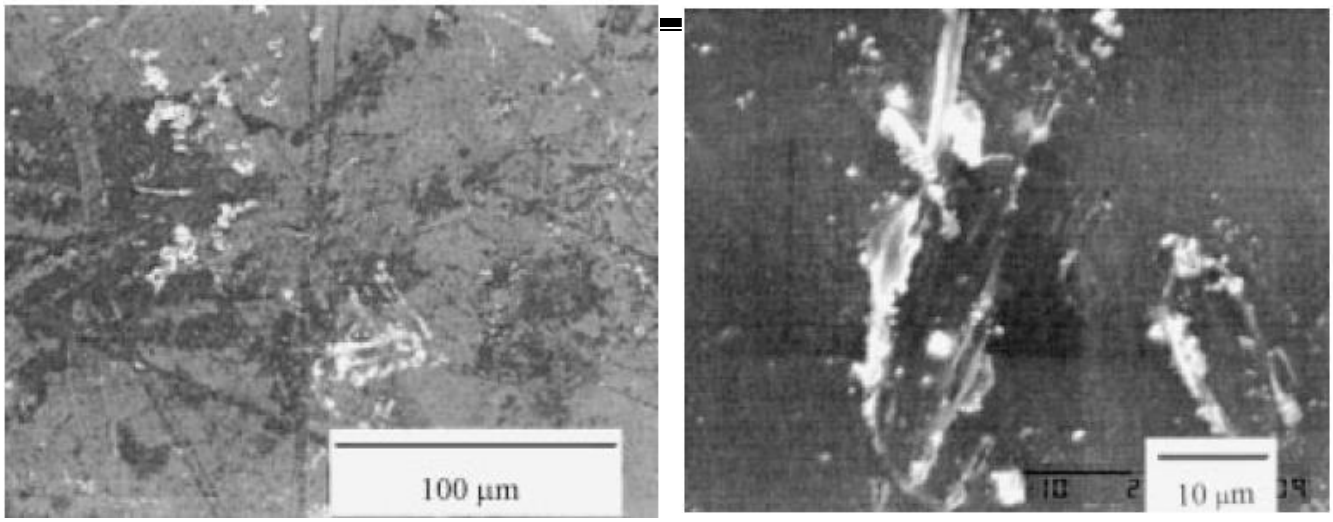
جدول ٤-٧- نتایج مقاومت پلاریزاسیون

Variables	E_{corr} (mV)	I_{corr} ($A/cm^2 \times 10^{-7}$)	Polarization resistance ($\Omega/cm^2 \times 10^4$)	Corrosion rate (mpy)
Untreated	190.4	9.575	7.47	0.375
1 h heat treatment	132.9	4.484	7.57	0.175
1 h heat treatment	168.8	8.128	10.25	0.318

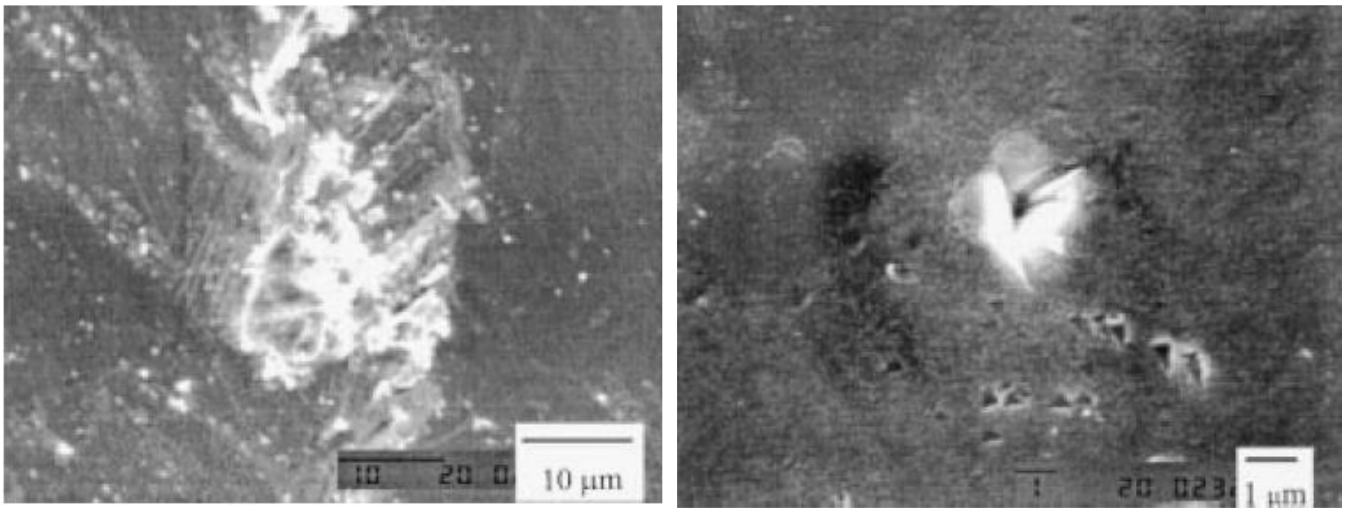


شکل ٣-١٦- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه اولیه(عملیات حرارتی نشده) [٢٤]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل۳-۱۷- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه ۱ ساعت عملیات حرارتی شده[۲٤]



شکل ۳-۱۸- عکس ریزساختاری حفرات ظاهر شده بر روی سطح نمونه ۲ ساعت عملیات حرارتی شده [۲٤]

۳-٤- عملیات حرارتی پیشنهادی شرکت سازنده توربین گازی V94.2

شرکت سازنده با توجه به تعمیرات انجام شده در داخل کشور و در چند نیروگاه گازی ابتدا ریزساختارهای موجود را مورد بررسی غیر مخرب قرار داده است سپس با توجه به بررسی‌های بعمل آمده سیکل عملیات حرارتی را جهت بازیابی ارائه کرده است. شکل ۳۴-۱۹ سیکل عملیات حرارتی را نشان می‌دهد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

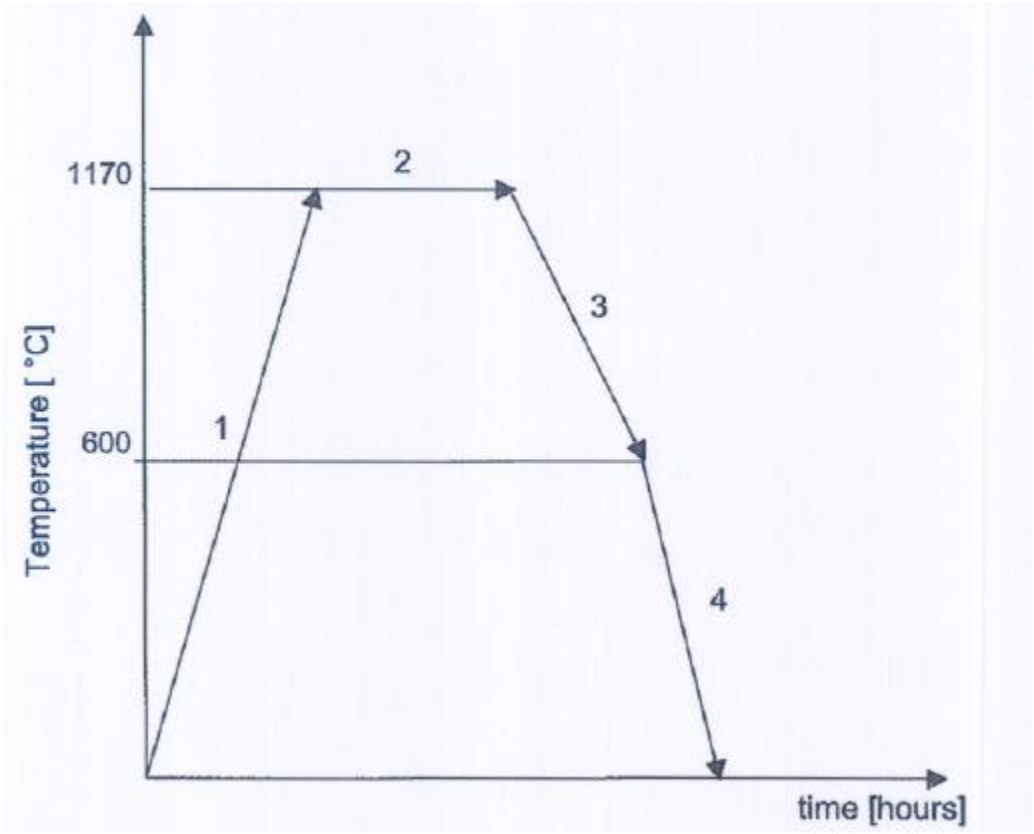
۱- حرارت دادن نمونه تا دمای ۱۱۷۰ درجه سانتیگراد با نرخ کمتر از *200 k/h* (نرخ پیشنهادی *100 k/h*)

۲- نگهداری در دمای ۱۱۷۰ درجه سانتیگراد به مدت یکساعت با تلرانس ۲۰- تا ۲۰+ درجه سانتیگراد

۳- خنک کردن تا ۶۰۰ درجه ساتیگراد با نرخ *200-400 k/h*

۴- خنک کردن تا ۱۰۰ درجه سانتیگراد با نرخ *50 k/h*

در ابتدا بایستی ۳ ترموکوپل بر روی نمونه‌ها بطور مستقیم قرار گیرد و در حین عملیات حرارتی دماها ثبت گردد.



شکل۳-۱۹- سیکل عملیات حرارتی بازیابی آلیاژ IN617 **[۲۵]**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل چهارم

بررسی ارتباط بین ریزساختار و عمر باقیمانده قطعه

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

٤-١- مقدمه

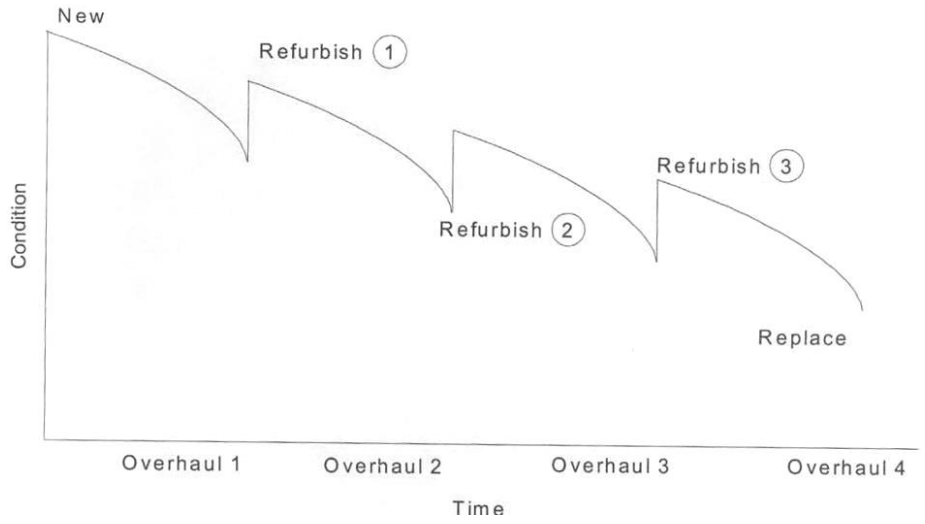
دوام و پایداری قطعات دما بالا، همواره مورد توجه بهره برداران توربین گازی بوده است، چرا که بین $\frac{1}{2}$ تا $\frac{2}{3}$ از هزینه‌های نگهداری یک واحد، مربوط به تعمیر و تعویض قطعات پر ارزش آن می‌باشد. این قطعات معمولاً تحت شدیدترین و بحرانی‌ترین شرایط کاری نیز قرار دارند. به همین دلیل، همواره در ساخت این قطعات از جدیدترین و پیشرفته‌ترین مواد و فرآیندهای تولید استفاده می‌شود.

از سوی دیگر استفاده روز افزون از توربین‌های گازی در واحدهای سیکل ترکیبی به صورت بار پایه و یا استفاده از آنها برای تولید سریع برق برای جبران کمبود نیرو باعث ایجاد زمینه‌ای در بدست آوردن متدهای بهتر در تشخیص شرایط و عمر مفید باقیمانده این قطعات شده است. افزایش عمر مفید این قطعات و یا افزایش فواصل زمانی بازرسی و *overhaul* موجب صرفه جویی زیادی در هزینه‌های نگهداری می‌شود [۲۶]. قطعات دما بالا، به طور معمول تحت تعمیر و بازسازی در طول عمر خود قرار می‌گیرند. این تعمیرات بیشتر بر روی پوشش قطعات انجام می‌شود. چرا که عمر مفید پوشش‌ها بسیار کمتر از عمر طراحی قطعات بوده و در واقع این مواد، مواد فدا شونده هستند. پس از انجام هر مرحله *overhaul* خواص از دست رفته ماده تا حدودی برگردانده می شود، ولی باید توجه داشت که این برگشت خواص به طور کامل نبوده و در نهایت عمر قطعه پس از چند *overhaul* به پایان می رسد. این مسئله به طور شماتیک در شکل (۱-۴) نشان داده شده است.

برای تشخیص عمر باقیمانده چندین روش مختلف وجود دارد ولی باید در نظر داشت که نسبت به فولادهای دما بالا با روش‌های کمتری مواجه هستیم، علاوه بر بیشتر بودن قدمت استفاده از فولادها، وجود طراحی‌های مختلف در تولید قطعات و گستردگی آلیاژهای مورد استفاده از دلایل این نقصان می باشد.

یکی از روش‌های تاکید شده در تخمین عمر، بکارگیری یک روش سه مرحله‌ای بطور متوالی و مکمل می‌باشد مرحله اول این روش ایجاد یک مدل هندسی دقیق از قطعه و آنالیز تنش و دمای قطعه در شرایط کاری و استفاده از قوانین خرابی و تغییر شکل ماده برای تخمین عمر گذارنده شده است در صورتی که عمر گذارنده شده به وسیله این محاسبات بیشتر از ٪۵۰ باشد وارد فاز دوم می‌شود. مرحله دوم شامل بررسی‌های غیرمخرب با استفاده از تکنیک‌های مرسوم می‌باشد و در نهایت مرحله سوم که شامل بررسی‌های مخرب قطعات با استفاده از متالوگرافی و تست‌های مکانیکی برای تشخیص نهایی خرابی می‌باشد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤-١) روند از بین رفتن قطعه [٦ ٢].

آزمون‌های غیر مخرب[٧] (*NDT*) مختلفی برای بررسی مواد وجود دارد. هر کدام از این روش‌ها قابلیت اندازه‌گیری تغییرات خواص قطعه در طول پیر شدن و کارکرد توربین (سوپرآلیاژها) را داشته باشد، می‌تواند به عنوان روشی برای تخمین عمر اجزای توربین‌ها نیز بکار رود. با توجه به اهمیت روش‌های غیر مخرب در ارزیابی قطعات داغ توربین‌های گازی، در این گزارش سعی شده است روش‌های مختلف غیر مخرب تخمین عمر قطعات مسیر گاز داغ توربین گازی معرفی و بررسی گردد. از آنجاکه در میان روش‌های غیر مخرب معمول برای اجزای توربین‌های گازی، روش رپلیکاگیری کمی غیرمتداول می‌باشد، لذا این روش در این فصل به طور ویژه مورد توجه قرار گرفته است.

٤-٢- رپلیکاگیری

رپلیکاگیری سطحی[٨] یک روش آماده سازی نمونه برای بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی است. این روش یک روش غیرمخرب شناخته شده است که معمولاً برای ارزیابی عمر باقیمانده قطعات به کار می‌رود. روش مخرب بررسی ریزساختاری یا همان روش متالوگرافی مستلزم بریدن تکه‌هایی از قطعه می‌باشد که باعث از دست رفتن کارآیی آن می‌شود. اما روش رپلیگاگیری به عنوان یک روش غیر مخرب به صورت گسترده در مطالعات ریزساختاری قطعات تحت سرویس کاربرد دارد.

[7] *Non Destructive Test*

[8] *Surface Replication*

روش آماده سازی نمونه :

پولیش مکانیکی :

قطعاتی که در سرویس بوده‌اند، معمولاً دارای محصولات اکسیداسیون، خوردگی و لایه دکربوره شده روی سطح می‌باشند که لازم است قبل از رپلیکاگیری، این لایه‌ها برداشته شوند. مرحله بعدی شامل سنباده زنی و پولیش سطح قطعه می‌باشد. در نهایت مرحله اچ کردن ماده می‌باشد که بوسیله اچانت مخصوص صورت می گیرد. برای آشکار کردن برخی ریزساختارها نظیر حفرات خزشی بهتر است، دو یا سه بار فرآیند اچ کردن، پولیش و اچ مجدد تکرار شود.

الکتروپولیش:

پولیش کردن الکترولیتیک اغلب به عنوان آخرین مرحله آماده سازی نمونه در نظر گرفته می‌شود، ولی مشکلاتی در این فرآیند وجود دارد. روش الکتروپولیش با استفاده از یک واکنش الکترولیتیک مواد را از سطح قطعه بر می‌دارد و یک سطح عاری از خراش ایجاد می‌کند. در این روش، نمونه در یک سلول الکترولیتیک به عنوان آند قرار دارد و کاتد نیز بوسیله الکترولیت موجود در سلول به آند متصل می‌شود. نمونه بسته به ولتاژ و دانسیته جریان اعمالی مطابق شکل ۲-۲ ممکن است اچ و یا پولیش شود. با افزایش ولتاژ و دانسیته جریان اعمالی می‌بینیم که نمونه ممکن است حفره‌دار شود. از ورود به ناحیه حفره‌دار شدن باید جلوگیری نمود زیرا حفره‌دار شدن اثرات مضری بر نمونه باقی می‌گذارد و ممکن است به عنوان حفرات خزشی تلقی شود. بنابراین متغیرهای مهم مثل زمان، ترکیب الکترولیت و رابطه بین ولتاژ و دانسیته جریان باید در فرآیند الکتروپولیش بسیار حائز اهمیت بوده و بایستی در طی فرآیند کنترل شوند.

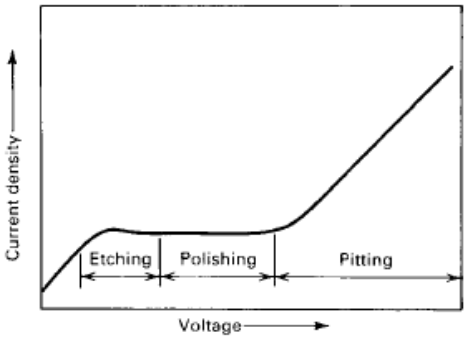
٤-۲-۱- استفاده از تغییرات ریزساختاری در تخمین عمر

در واقع تغییرات ریز ساختاری، تشکیل حفرات خزشی، ترک خوردگی و حملات سطحی از جمله علائمی هستند که می توانند در هنگام استفاده از روش‌های متالوگرافی در تخمین عمر به ما کمک کنند. به طور کلی می توان روش‌های مبتنی بر متالوگرافی برای تخیمن عمر باقیمانده را به دو بخش تقسیم کرد. بخش اول براساس تغییرات ریز ساختاری است که بر سرعت خزش تاثیر دارند و بخش دوم براساس اندازه گیری برخی نشانه های مستقیم شکست مثل حفره ها و ترک ها و پیش بینی عمر باقیمانده با رجوع به سینتیک خرابی مربوط به آنها می باشد.

در مورد تغییرات ریز ساختاری می توان گفت که با وجود اینکه اطلاعات بدست آمده از این نوع علائم بسیار مفید است ولی در بیشتر مواقع نمی‌توان از آن‌ها به طور مستقیم برای تشخیص میزان عمر گذرانده و یا

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

باقیمانده استفاده کرد. این مطلب در مورد سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ که مطالعات بسیار اندکی در جهت کلاسه‌بندی تغییرات ریزساختاری آن در طی شرایط سرویس انجام شده است، بسیار شدیدتر می‌باشد



شکل (۲-٤) منحنی ولتاژ – دانسیته جریان برای الکتروپولیش کردن

عمده مطالعات انجام شده تاکنون که در رابطه با سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در منابع مطالعاتی گزارش شده است، به بررسی موردی تغییرات ریزساختاری این سوپرآلیاژ در شرایط دمایی و یا شرایط خزشی خاص می‌پردازد. به طور مثال در یکی از این پژوهش‌ها، منکینز[۹] و همکارانش [۲۷] پایداری ریزساختاری شش نمونه از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ قرار گرفته در شرایط خزشی مختلف را بررسی نمودند. شرایط دمایی، تنشی و مدت زمان آزمون خزشی برای هر یک از این نمونه‌ها در جدول ۴-۱ نشان داده شده است. آزمون‌های خزشی پیش از شکست قطعات متوقف شده است.

شکل ۴-۳ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های آنیل و تحت شرایط خزشی قرار گرفته را نمایش می‌دهد. با توجه به ریز بودن کاربیدها، امکان مشاهده تمام رسوبات به وسیله میکروسکوپ نوری فراهم نمی‌باشد. همانگونه که در شکل ۲-۳-a مشاهده می‌شود، تعداد کمی رسوب ریز در داخل دانه‌های نمونه آنیل به کمک میکروسکوپ نوری قابل تشخیص می‌باشد. همچنین مرزهای دانه نیز دارای تعدادی رسوبات خیلی ریز می‌باشند. تاثیر شرایط تنشی برابر MPa ۲۴۱ و در دمای °C ۶۴۹ بر ریزساختار در شکل ۴-۳-b نشان داده شده است. ذرات ریز و جدا از هم در مرزهای دانه در این شکل قابل تشخیص هستند. ذرات درون‌دانه‌ای[۱۰] در این نمونه تاحدودی از ذرات بین‌دانه‌ای[۱۱] در نمونه آنیل بزرگتر بوده و شکل چندوجهی‌تری دارند. برخی از رسوبات در خطوط دوقلویی قابل تشخیص می‌باشند.

Mankins[۹]

Intragranular[۱۰]

Intergranular[۱۱]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول (۲-۱) شرایط آزمون‌های خزشی انجام شده بر روی هر یک از نمونه‌های سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ [۲۷]

Specimen No.	Temperature °F	Temperature °C	Stress psi	Stress MPa	Duration,* h
1	1200	649	35,000	241	956.0
2	1400	760	15,000	103	10,330.5
3	1500	816	10,000	69	3,023.0
4	1600	871	4,000	28	666.3
5	1800	982	3,000	21	379.4
6	2000	1093	1,000	7	215.3

*All tests were discontinued before rupture.

در نمونه‌های قرار گرفته در دماهای $C°$ ۷۶۰، ۸۱۶ و ۸۷۱ حجم رسوبات هم در درون دانه و هم در مرزدانه‌ها افزایش یافته است (شکل‌های ۴-۳-c تا ۴-۳-e). در این دماها نرخ جوانه‌زنی افزایش قابل توجهی می‌یابد، اما از طرفی دما به اندازه‌ای زیاد نیست که درشت شدن رسوبات اتفاق بیافتد. در دمای $C°$ ۹۸۲ (شکل ۴-۳-f) کسر کمتری از رسوبات قابل تشخیص می‌باشد. این مطلب به دلیل جوانه‌زنی کمتر فاز کاربید در این دما می‌باشد. در دمای $C°$ ۱۰۹۳ (شکل ۴-۳-g) تعداد کمتری ذرات درون‌دانه‌ای قابل تشخیص است، اما این ذرات تاحدودی درشت‌تر می‌باشند. در این دما به دلیل سرعت نفوذ بالاتر رشد بر جوانه‌زنی برتری دارد.

بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی، استخراج الکترولیتی[۱۲] و استخراج به کمک رپلیکا حاکی از این نکته است که قسمت اعظم ذرات، کاربید $M_{23}C_6$ می‌باشند. فازهای موجود در این سوپرآلیاژ قرار گرفته در شرایط مختلف دمایی و تنشی در جدول ۴-۲ آورده شده است. شکل ۴-۴ یک مرزدانه مشخص شده به وسیله کاربیدهای ناپیوسته $M_{23}C_6$ را نشان می‌دهد. همچنین در زمینه هم مقدار قابل توجهی از کاربیدهای ناپیوسته $M_{23}C_6$ مشاهده می‌شود. طبیعت ناپیوسته رسوبات در مرزهای دانه باعث بهبود خواص مکانیکی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ می‌شود. این کاربیدهای ناپیوسته باعث قفل شدن مرزهای دانه و در نتیجه جلوگیری از لغزش مرزدانه‌ای در دماهای بالا می‌شود. فازهای MC و M_6C در درون نمونه‌های سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ که در شرایط مختلف خزشی قرار گرفتند (در محدوده دقت پراش پرتو ایکس) شناسایی نشدند. همچنین وجود فازهای مضر TCP[13] در ریزساختار این نمونه‌ها توسط این محققین در این پژوهش گزارش نشده است [۲۷]. البته وجود این فازها در مقادیر بسیار اندک منتفی نبوده و بسته به دقت روش آنالیز قابلیت اندازه‌گیری خواهد داشت.

[12] *Phase Extraction*

[13] *Topologically Close-Packed*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

مطالعات فراوان دیگری توسط پژوهشگران در رابطه با بررسی موردی تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شرایط مختلف دمایی و تنشی صورت گرفته است. این مطالعات به دو دسته بررسی تغییرات ریزساختار در اثر قرارگیری در دماهای بالا (در شرایط بدون تنش) و بررسی پایداری ریزساختار در شرایط خزشی تقسیم می‌شود. از آنجا که تاکنون مطالعه جامعی در زمینه تخمین عمر سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ با استفاده از تغییرات ریزساختار گزارش نشده است، لذا در این گزارش سعی شده است، خلاصه‌ای از نتایج مقالات مرتبط تهیه شده و در قالب جدول ارائه شود. با بهره‌گیری از این جداول و مقایسه کیفی ریزساختار قطعه تحت سرویس قرار گرفته و ریزساختارهای ارائه شده در مقالات مختلف، تخمین دمای کاری قطعه و همچنین تخمین میزان خرابی تاحدودی ممکن می‌شود.

جدول ۴-۳ تصویر ریزساختار نمونه‌های نو (آنیل شده) از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، گزارش شده در مقالات مختلف را نمایش می‌دهد. خصوصیات بارز ریزساختاری این نمونه‌ها نیز در این جدول مورد اشاره قرار گرفته است. همچنین جدول ۴-۴ تغییرات ریزساختاری نمونه‌های قرار گرفته در دماهای بالا را نشان می‌دهد. این جدول از دماهای کاری پایین تا دماهای کاری بالا مرتب شده است. تنش‌های اعمالی و همچنین مدت زمان قرارگیری در این دماها نیز در این جدول مشخص شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

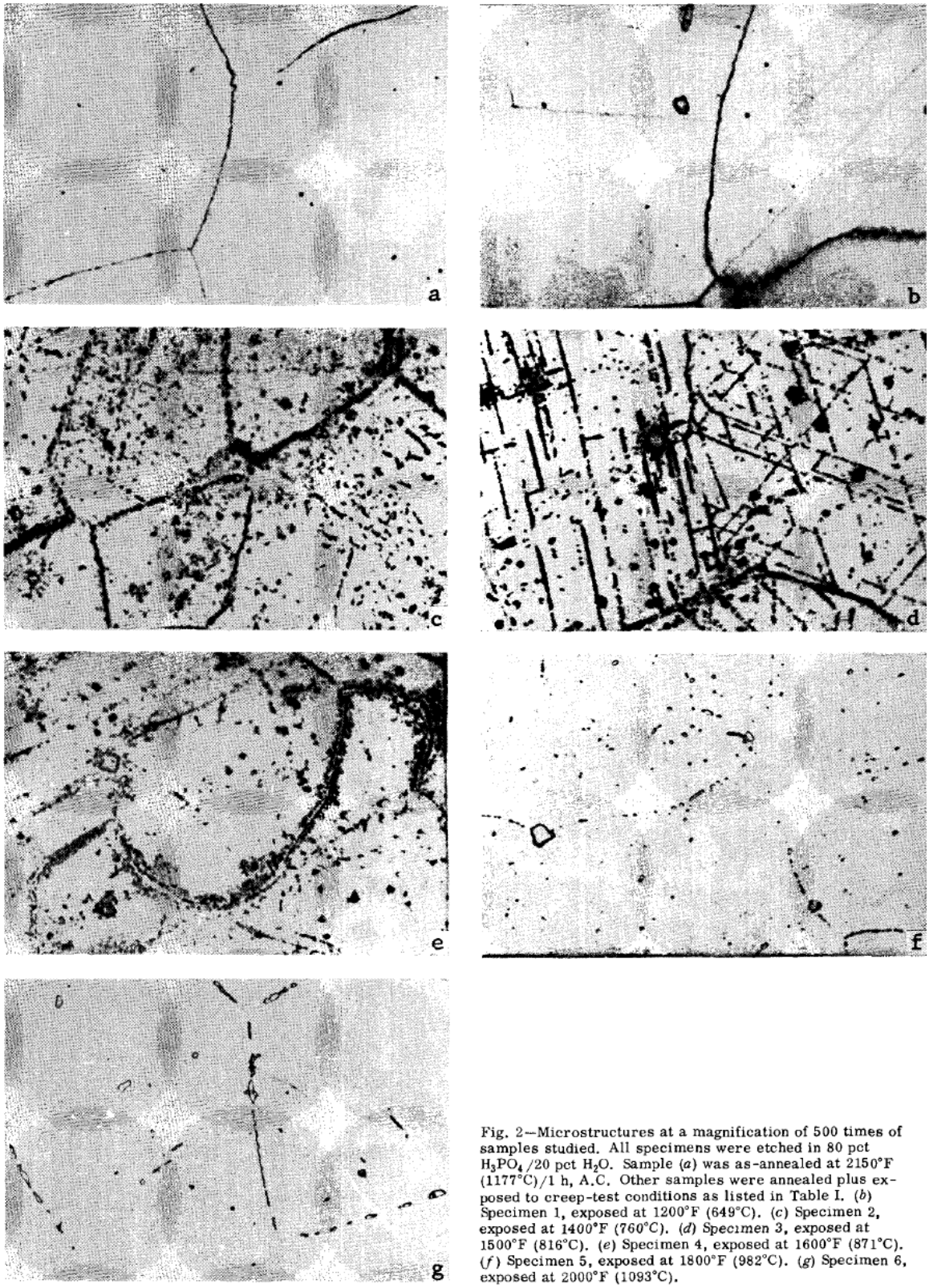


Fig. 2—Microstructures at a magnification of 500 times of samples studied. All specimens were etched in 80 pct H_3PO_4/20 pct H_2O. Sample (*a*) was as-annealed at 2150°F (1177°C)/1 h, A.C. Other samples were annealed plus exposed to creep-test conditions as listed in Table I. (*b*) Specimen 1, exposed at 1200°F (649°C). (*c*) Specimen 2, exposed at 1400°F (760°C). (*d*) Specimen 3, exposed at 1500°F (816°C). (*e*) Specimen 4, exposed at 1600°F (871°C). (*f*) Specimen 5, exposed at 1800°F (982°C). (*g*) Specimen 6, exposed at 2000°F (1093°C).

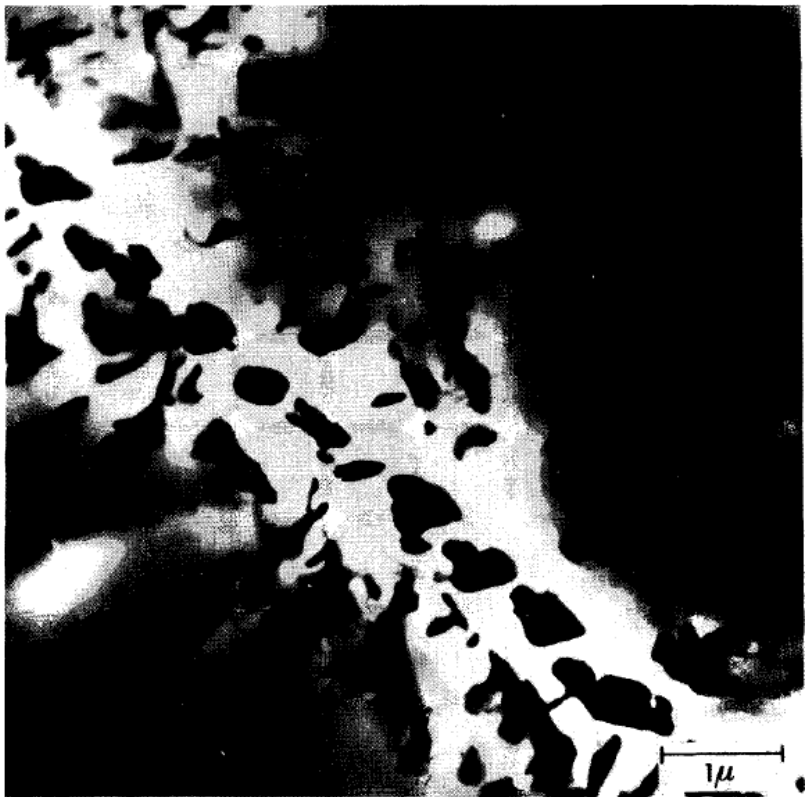
شکل (٤-٣) ریزساختار نمونه سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ در شرایط (a) آنیل و پس قرارگیری در شرایط خزشی در دمای (b) ٦٤٩ °C، (c) ٧٦٠ °C (d)،٨١٦ °C (e)،٨٧١ °C (f) و ٩٨٢ °C (g) ١٠٩٣ °C [٢٧].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول (٤-٢) شناسایی فازهای استخراج شده از سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ [٢٧].

Table III. Identification of Extracted Phases

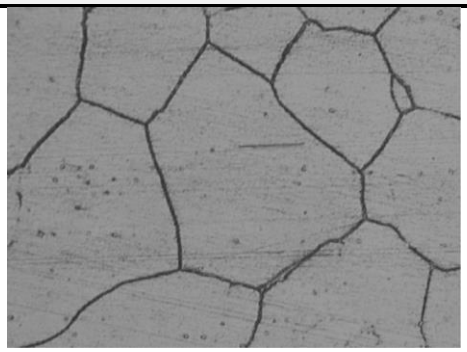
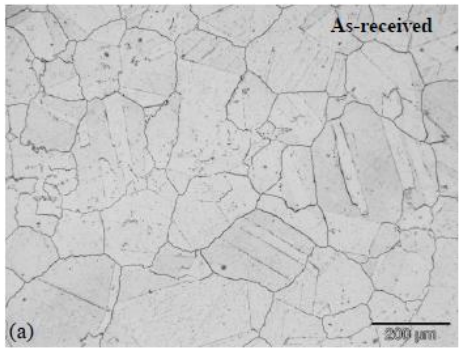
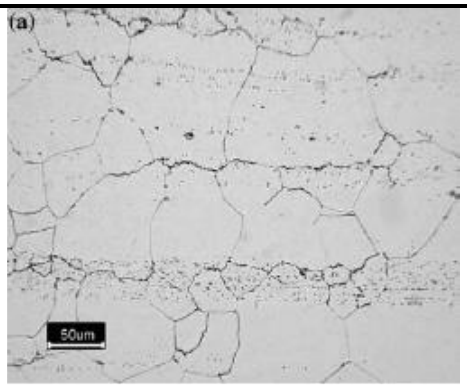
Phase	Temperature Range °F	Temperature Range °C	Amount
$M_{23}C_6$	1200-2000	649-1093	Very abundant
$Cr_{23}C_6$	1200-2000	649-1093	Rare
TiN	1200-2000	649-1093	Rare
CrMo (C, N)	1200-2000	649-1093	Very rare
γ' (Ni_3Al)	1200-1400	649-760	Rare



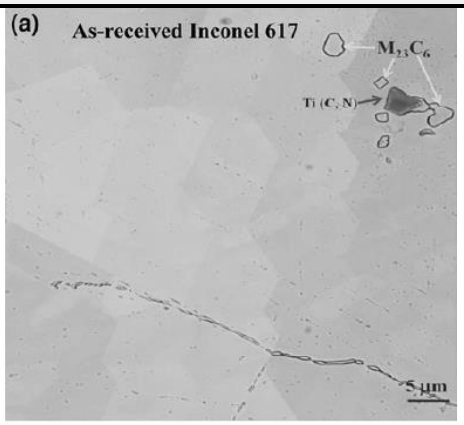
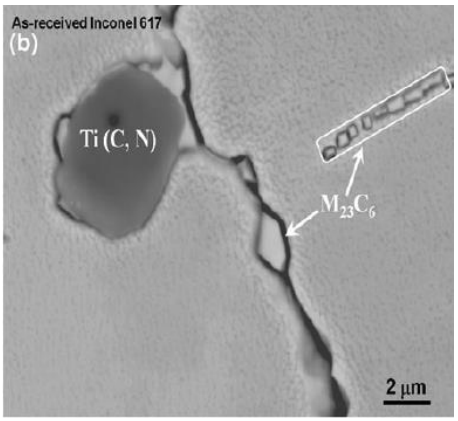
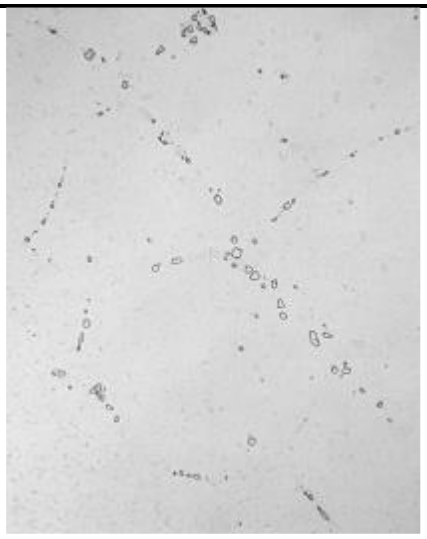
شکل (٤-٤) رسوبات ناپیوسته در مرزدانه نمونه قرار گرفته در دمای ٨٧١°C و تنش ٢٨ MPa برای مدت ٦٦٦/٣ ساعت [٢٧].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

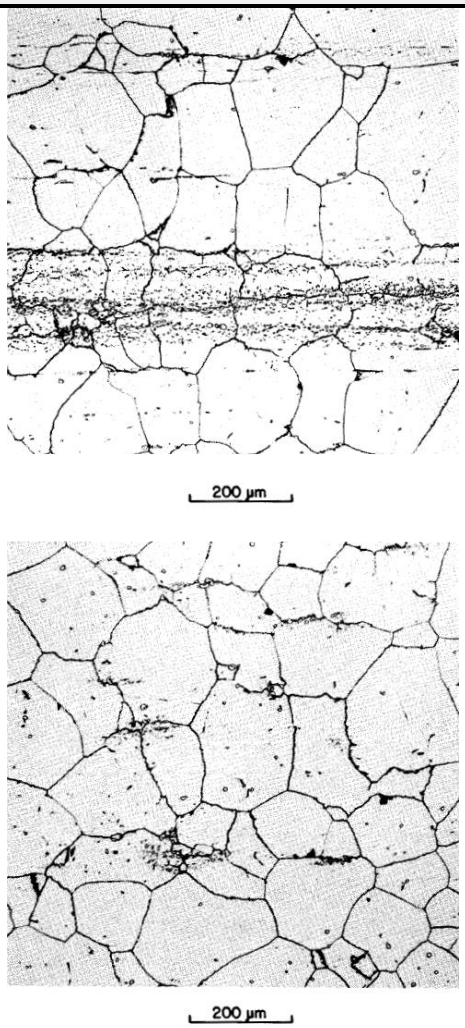
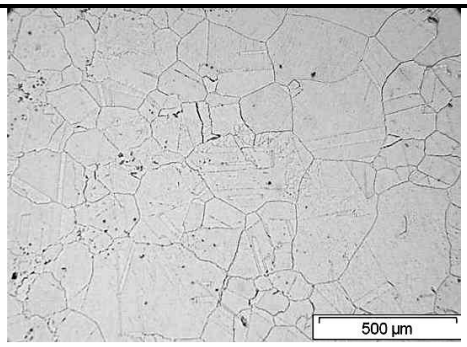
جدول (٤–٣) ریزساختار نمونه‌های نو (آنیل شده) از سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ گزارش شده در برخی از مقالات.

شماره	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
I	ساختار دانه درشت فاز γ با اندازه دانه ۴۵ میکرومتر و درصد رسوبات کمتر از ۱ درصد حجمی [۳].		[۲۸]
II	۱– رسوبات $Ti\ (C, N)$ با سایز ۲ تا ۱۰ میکرومتر و کسر سطحی ۰/۳ درصد در داخل دانه، مرزهای دانه و مرزهای دوقلویی قابل مشاهده است. ۲– رسوبات $Cr_{23}C_6$ با سایز ۱ تا ۶ میکرومتر و کسر سطحی ۱/۴ درصد در مرزهای دانه و داخل دانه قابل مشاهده است. ۳– اندازه متوسط دانه (پس از نمونه آنیل و پیرسازی شده در دمای ۶۷۰ برای مدت ۱۰ ساعت) برابر ۱۲۰ میکرومتر بدست آمد. (از ۷۰ تا ۴۴۰ میکرومتر) [۴].		[۲۹]
III	۱– ساختار دانه درشت ۲– حضور ساختار باندینگ (به دلیل قرار گرفتن دانه‌های ریز آستنیت در حضور مقادیر قابل توجه از فازهای ثانویه) ۳– کاربیدهای کروم و مولیبدن در داخل دانه، دوقلویی‌ها و در طول مرزهای دانه مشاهده می‌شود [۵].		[۳۰]

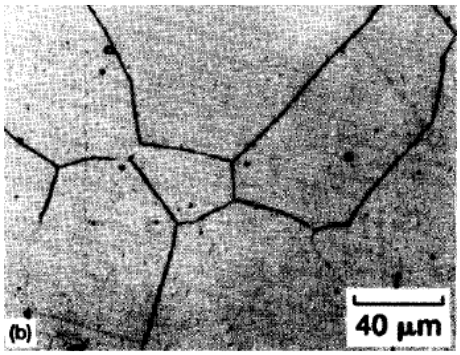
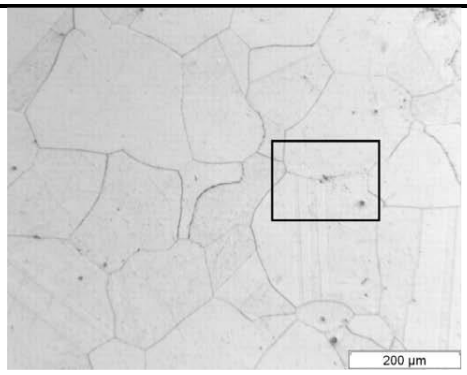
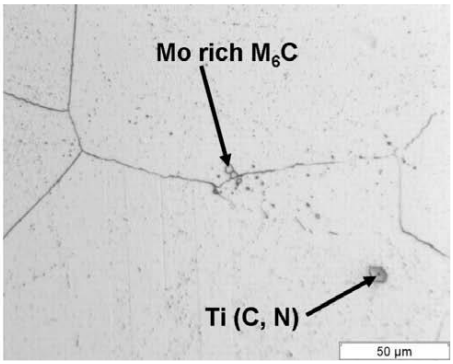
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شماره	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۱۷	مقدار اندک رسوبات اولیه $Ti(C,N)$ و رسوبات کوچکتر $M_{23}C_6$ هم در مرزهای دانه و هم در درون دانه مشاهده شد.	 	[۳۱]
۱۸	کاربیدها بیشتر در مرزهای دانه قرار گرفته‌اند. همچنین تعداد محدودی کاربید نیز در درون دانه توزیع شده‌اند [۷].		[۳۲]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

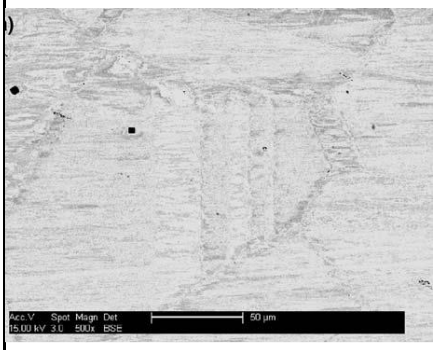
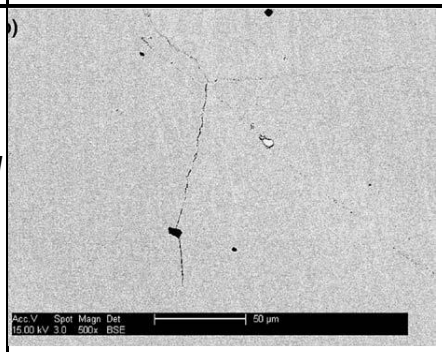
شماره	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
VI	مقطعی طولی ساختار اولیه تهیه شده از ورق به ضخامت ۱۳ میلیمتر: مناطقی کشیده شده (*Stringer*) از فازهای ثانویه در ریزساختار طولی قابل تشخیص می‌باشد. مقطع عرضی همان نمونه:		*[۳۳]*
VII	۱- ذرات کربونیترید تیتانیم *Ti (C,N)* با ابعاد ۱۰-۴ میکرون (قبل از اچ نیز قابل تشخیص هستند). ۲- ذرات بلوکی کاربیدی با اندازه زیرمیکرون (عموماً $M_{23}C_6$) *[۹]*. ۳- مقدار بسیار اندک رسوب M_6C نیز گزارش شده است *[۱۰]*.		*[۳۴]*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

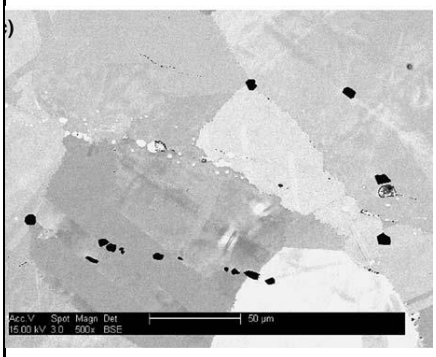
شماره	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
VIII	دانه‌های هم محور آستنیتی با اندازه دانه در محدوده ۹۰ تا ۱۵۰ میکرومتر (میانگین: ۱۱۵ میکرومتر)		*[۳۵]*
IX	دانه‌های هم محور آستنیتی با اندازه دانه متوسط ۲۷۰ میکرومتر (*ASTM No. 5*) ریزساختار شامل کاربیدهای اولیه *Ti(C,N)* و M_6C با اندازه متوسط ۷ میکرومتر می‌باشد که به طور نامتقارن در زمینه توزیع شده است. همچنین مقادیر ناچیز از کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ که غنی از کروم می‌باشند نیز در داخل دانه و در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود.	 	*[۳۶]*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

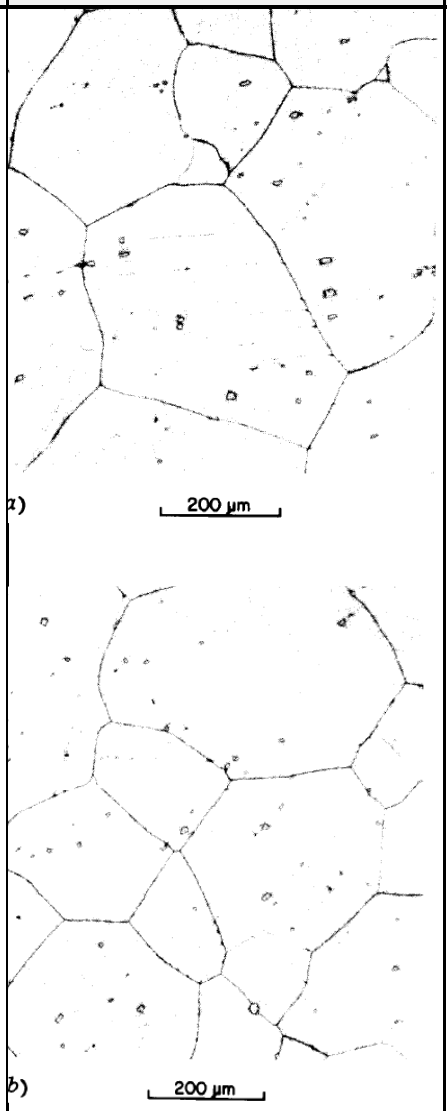
جدول (٤–٤) برخی از مطالعات و مشاهدات انجام شده در رابطه با تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ پس از قرارگیری در دماهای بالا و یا شرایط خزشی.

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۴۸۲	۰	۲۸۳۰۰	۱– رسوبات خیلی ریز بین فلزی $Ni_2(Cr,Mo)$ با ابعاد ۲ تا ۵ نانومتر مشاهده شد که در دماهای بالاتر از $^{\circ}C$ ۵۳۸ حذف می شوند. ۲– رسوبات $Ti(C,N)$ در داخل دانه مشاهده شد. ۳– رسوبات $M_{23}C_6$ با اندازه ۲ تا ۱۰ میکرومتر در مرزهای دانه و در درون دانه به میزان کم مشاهده شد. ۴– مقدار بسیار ناچیز ذرات فاز γ' با ابعاد ۱۰ تا ۲۰ نانومتر در این دما دیده شدند. ۵– دانه‌های هم محور با سایز ۵۰ تا ۱۰۰ میکرومتر و حضور دوقلویی‌های آنیل		[۳۵]
۵۳۸	۰	۴۳۱۰۰	۱– رسوبات $Ti(C,N)$ با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲– رسوبات $M_{23}C_6$ درشت در مرزهای دانه مشاهده شدند. ۳– ذرات فاز γ' با ابعاد ۱۰ تا ۲۰ نانومتر در این دما دیده شدند.		[۳۵]

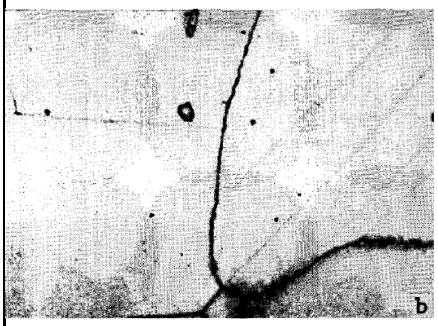
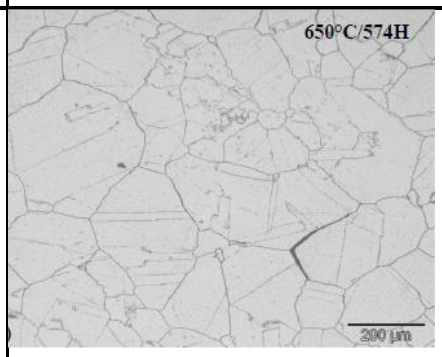
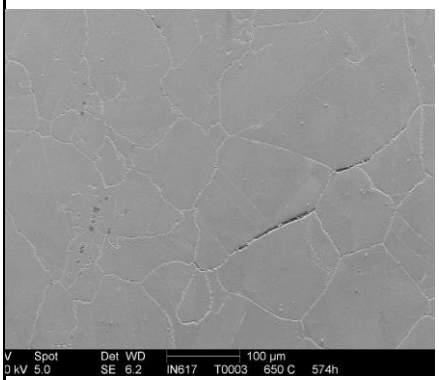
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۵۹۳	۰	۶۳۹۶۰	۱- رسوبات *Ti (C,N)* با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $M_{23}C_6$ درشت در مرزهای دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $Eta\text{-}M_6C$ درشت در مرزهای دانه و درون دانه مشاهده شدند. ۳- حدود ۵ درصد کسر حجمی ذرات فاز γ' با ابعاد ۲۰ تا ۳۰ نانومتر در این دما دیده شدند (حداکثر کسر حجمی و پیک سختی در این دما مشاهده شد).		*[۳۵]*

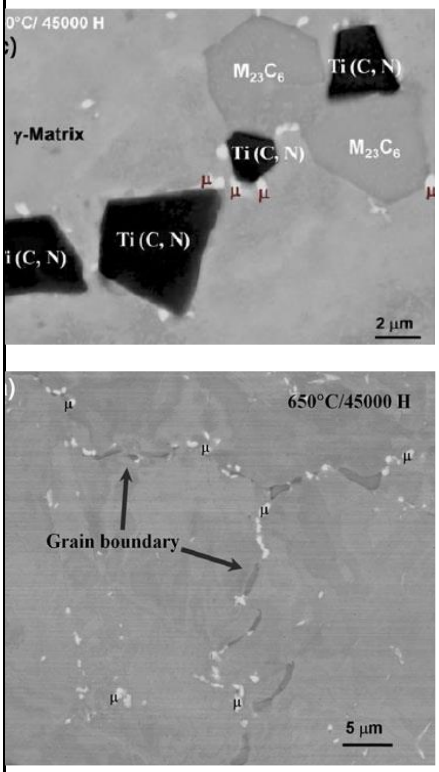
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۵۹۳	۰	۱۰۰۰۰	ریزساختار طولی: ۱- افزایش اندازه دانه نسبت به نمونه اولیه ۲- اثرات مربوط به لایه‌های طولی فاز ثانویه (*Stringers*) که در مقطع طولی نمونه اولیه وجود داشت، در این نمونه از بین رفته است. (ریزساختار اولیه: *VI*) ریزساختار عرضی:		*[۳۳]*

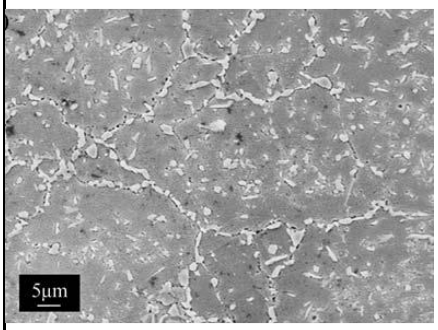
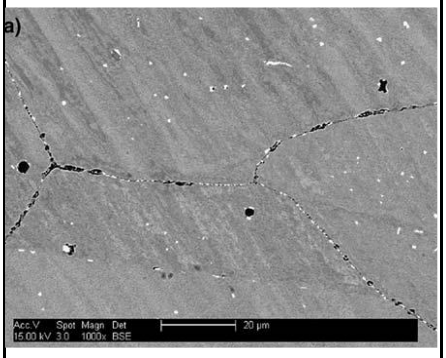
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۶۴۹	۲۴۱	۹۵۶	۱- ذرات ریز و جدا از هم در مرزهای دانه در تصاویر میکروسکوپ نوری قابل تشخیص هستند. ۲- ذرات درون‌دانه‌ای در این نمونه تاحدودی از ذرات بین‌دانه‌ای در نمونه آنیل بزرگتر بوده و شکل چندوجهی‌تری دارند. ۳- برخی از رسوبات در خطوط دوقلویی قابل تشخیص می‌باشند.		*[۲۷]*
۶۵۰	*Intermediate Stress*	۵۷۴	۱- رسوبات *Ti (C, N)* با سایز ۳ تا ۵ میکرومتر و کسر سطحی ۰/۸ درصد قابل مشاهده است. ۲- رسوبات $Cr_{23}C_6$ با سایز ۱ تا ۱۷ میکرومتر و کسر سطحی ۶/۳ درصد و به خصوص در مرزهای دانه و مرزهای دوقلویی‌ها قابل مشاهده است. ۳- اندازه متوسط دانه برابر ۱۵۸ میکرومتر بدست آمد. (از ۴۶ تا ۵۴۴ میکرومتر) *[۹]*. (ریزساختار اولیه: *II*)	 	[۲۹] [۳۴]

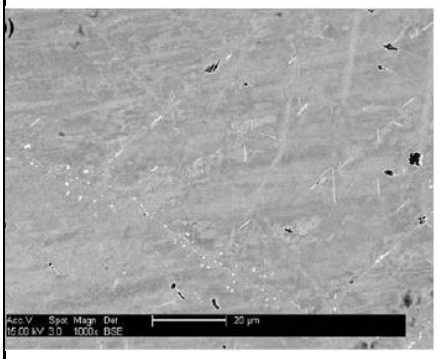
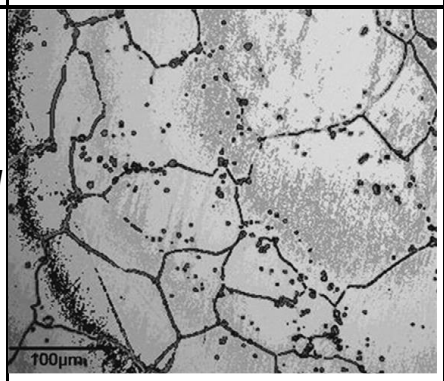
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۶۵۰	*Creep Condition*	۴۵۰۰۰	ساختار ناهمگن با اندازه دانه از ۲۸ تا ۴۸۷ میکرومتر (با میانگین اندازه دانه برابر ۱۳۵ میکرومتر) *[۶]*. پهن شدن منحنی توزیع اندازه دانه‌ها (درشت شدن دانه‌های بزرگتر به خرج کوچک شدن دانه‌های کوچکتر) *[۳]*. در زمان‌های کارکرد کمتر از ۱۰۰۰ ساعت، شبکه ناپیوسته از کاربیدها در مرزهای دانه مشاهده می‌شود. در حالی که در زمان‌های بیش از ۸۰۰۰ ساعت، شبکه کاربیدهای مرزدانه‌ای نزدیک به پیوسته شده و درشت می‌شوند. تغییر چشمگیری در کسر و اندازه روسب‌های درون دانه‌ای در این زمان‌ها مشاهده نمی‌شود *[۱۳]*. (ریزساختار اولیه: *IV*)		*[۳۱]*

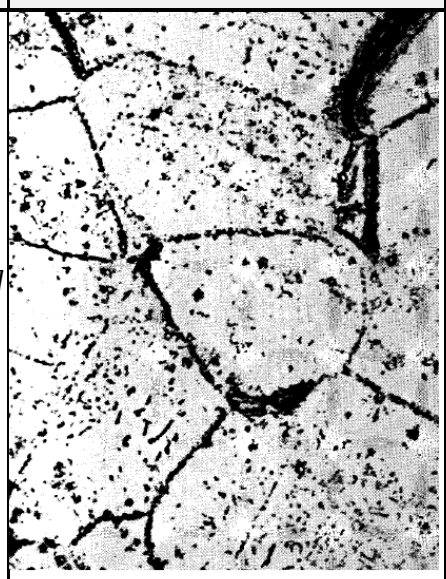
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۷۰۰	*Creep Condition*	۳۴۰۰۰	تشکیل مقادیر قابل توجه رسوبات ناپیوسته $(Cr,Mo,Fe)_{23}C_6$ و مقادیر کمتر رسوبات MC و M_6C در مرزهای دانه و همچنین در طول مرزهای دوقلویی مشاهده شد. مقادیر کمتر رسوبات $Ti(C,N)$، $(Nb,Ti)C$ و کاربید $(Cr,Mo,Fe)_{23}C_6$ در درون دانه توزیع شده است. همچنین مقادیر اندک از رسوبات کروی فاز γ' با قطر حدود ۶۰ nm در درون دانه‌ها مشاهده شدند. در اطراف مرزها ناحیه خالی از رسوب γ' مشاهده شد. در این ناحیه رسوبات تیغه‌ای δ-Ni_3Mo به صورت زیگزاگ (*Zigzag*) در تصاویر *TEM* مشاهده شد. نتایج حاکی از نقش استحکام‌بخشی فاز δ در زمینه می‌باشد. (ساختار اولیه: *III*)		*[۳۰]*
۷۰۴	۰	۴۳۱۰۰	۱- رسوبات $Ti\ (C,N)$ با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $M_{23}C_6$ با ابعاد ۲ تا ۱۰ میکرومتر در مرزهای دانه و به صورت ریز در داخل دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات Eta-M_6C درشت در مرزهای دانه و درون دانه مشاهده شدند. ۳- حدود ۴ درصد کسر حجمی ذرات فاز γ' با ابعاد ۴۰ تا ۶۰ نانومتر در این دما دیده شدند.		*[۳۵]*

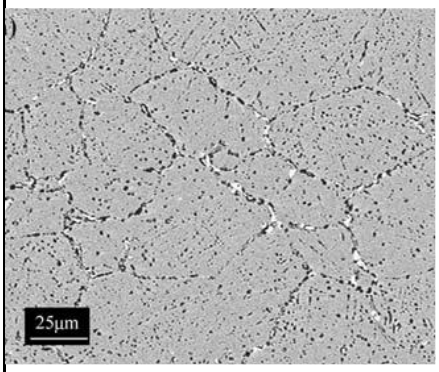
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۷۰۴	۰	۶۵۶۰۰	۱- رسوبات *Ti (C,N)* با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $M_{23}C_6$ با ابعاد ۲ تا ۱۰ میکرومتر در مرزهای دانه و به صورت مکعبی و صفحه‌ای شکل و بعضاً آگلومره شده در داخل دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات *Eta-*M_6C درشت در مرزهای دانه و درون دانه مشاهده شدند. ۳- حدود ۲ درصد کسر حجمی ذرات فاز γ' با ابعاد حدود ۲۰۰ نانومتر در این دما دیده شدند.		*[۳۵]*
۷۵۰	۲۲	۱۰۰۰	۱- اندازه دانه‌های بزرگ فاز آستنیت ۲- دوقلویی‌های آنیل ۳- رسوبات متشکل از کاربیدهای $M_{23}C_6$ و احتمالاً ترکیبات بین‌فلزی کروم و مولیبدن		*[۳۹]*

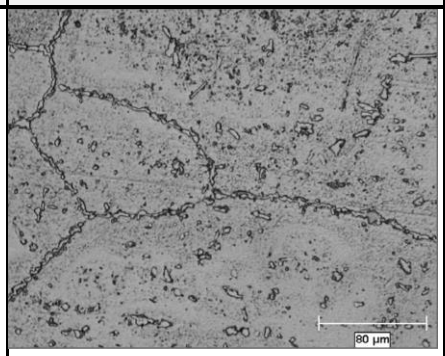
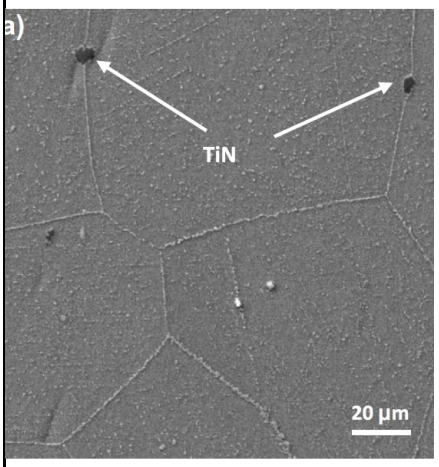
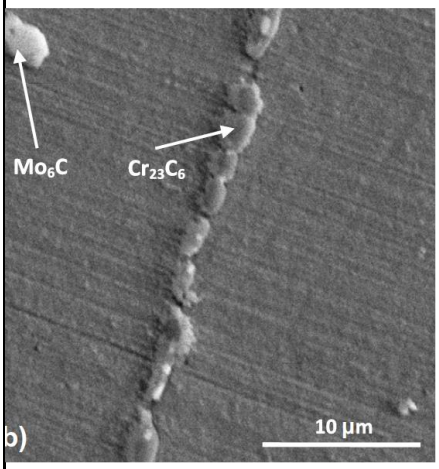
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۷۶۰	۱۰۳	۱۰۳۳۰	**۱- مقادیر فراوان ذرات کاربید در مناطق بین‌دانه‌ای و درون‌دانه‌ای قابل تشخیص است.** **۲- در این نمونه حجم رسوبات هم در درون دانه و هم در مرزدانه‌ها نسبت به نمونه‌های قرار گرفته در دماهای کمتر از ۷۰۰ به وضوح افزایش یافته است. در این دما نرخ جوانه‌زنی افزایش قابل توجهی می‌یابد، اما از طرفی دما به اندازه‌ای زیاد نیست که درشت شدن رسوبات اتفاق بیافتد.**		[۲۷]

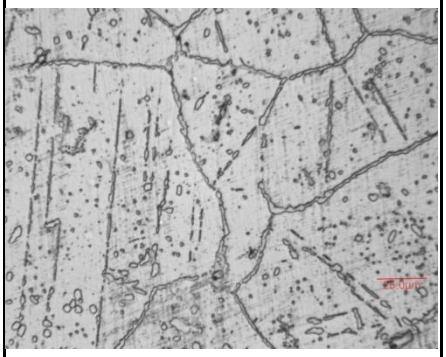
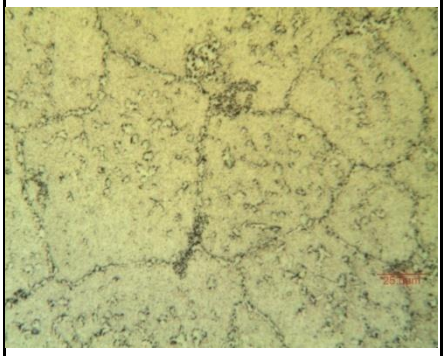
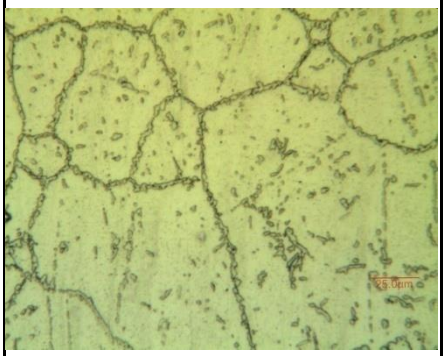
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۰۰	Creep Condition	۱۳۰۰۰	مقادیر بسیار زیاد کاربیدهای $(Cr,Mo,Fe)_{23}C_6$ کشیده شده در جهت کریستالی خاص در درون دانه و مقادیر قابل توجه رسوبات ناپیوسته $(Cr,Mo,Fe)_{23}C_6$ و مقادیر کمتر رسوبات $(Cr,Mo)C$ در طول مرزهای دانه مشاهده شد. همچنین مقادیر اندک از رسوبات مربعی فاز γ' با قطر حدود ۲۵۵ nm و در درون دانه‌ها در تصاویر TEM مشاهده شد. در این نمونه کاربیدهای M_6C و رسوبات δ- Ni_3Mo مشاهده نشد. (خشن شدن کاربیدهای ناپیوسته $(Cr,Mo,Fe)_{23}C_6$ و رشد آن‌ها تا تشکیل فیلم پیوسته در مرزهای دانه به عنوان عامل اصلی تردی مرزدانه‌ای و افت خواص خزشی تلقی می‌شود.) (ریزساختار اولیه: III)		[۳۰]

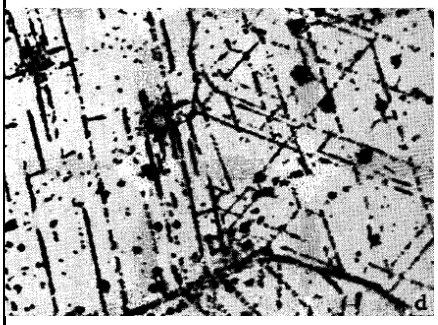
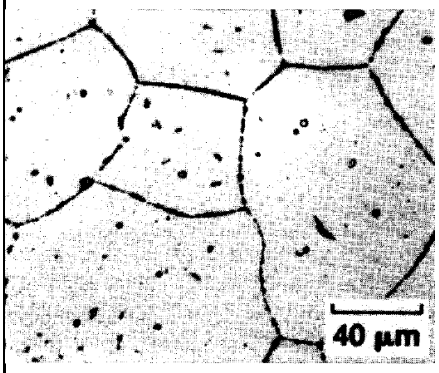
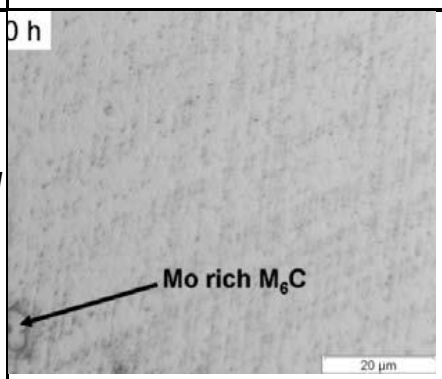
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۰۰	*Hot Path Gas*	۱۰۱۵۰۰	این تصاویر مربوط به قطعات مسیر گاز داغ در توربین گازی نیروگاه گیلان می‌باشد. ۱- تشکیل رسوبات به هم پیوسته در مرزهای دانه و افزایش چشمگی رسوبات درون دانه‌ای. ۲- رسوبات *TiN* مربعی شکل با ابعاد ۵ تا ۱۰ میکرومتر به صورت تیره رنگ در تصاویر *SEM* با رنگ روشن متمایل به نارنجی در تصاویر میکروسکوپ نوری قابل مشاهده است (کسر حجمی این رسوبات نسبت به نمونه آنیل تاحدودی افزایش یافته است). ۳- شبکه پیوسته رسوبات مرزدانه‌ای $M_{23}C_6$ در این نمونه مشاهده شد. ۴- تشکیل رسوبات M_6C در این نمونه گزارش شده است. ۵- پهن شدن منحنی توزیع اندازه دانه‌ها (درشت شدن دانه‌های بزرگتر به خرج کوچک شدن دانه‌های کوچکتر) *[۳]*. (ریزساختار اولیه: *I*)	  	*[۲۸]*

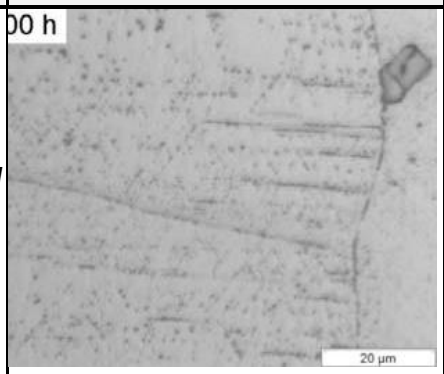
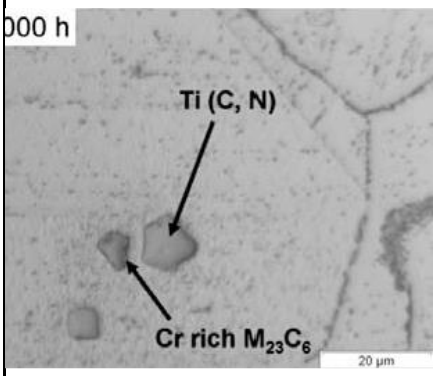
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۰۰	*Hot Path Gas*	۱۰۰۰۰۰	۱. این تصاویر مربوط به سه نقطه متفاوت از محفظه اختلاط توربین گازی نیروگاه کرمان می‌باشد. تمام تصاویر با بزرگنمایی ۲۰۰ برابر تهیه شده است. ۲. همانگونه که ملاحظه می‌شود، همخوانی زیادی بین این تصاویر و تصاویر متالوگرافی مربوط به نیروگاه گیلان وجود دارد. ۳. در هر سه تصویر تشکیل رسوبات به هم پیوسته در مرزهای دانه مشهود می‌باشد. البته شدت این رسوبگذاری در مکان‌های مختلف قطعه متفاوت می‌باشد. ۴. همچنین افزایش چشمگیر رسوبات درون دانه‌ای نیز در این تصاویر به خصوص در موقعیت‌های بحرانی قطعه مشاهده می‌شود. ۵. رسوبات TiN مربعی شکل با ابعاد ۵ تا ۱۰ میکرومتر نیز در بعضی از تصاویر قابل تشخیص می‌باشد. ۶. شبکه پیوسته رسوبات مرزدانه‌ای $M_{23}C_6$ تقریباً در هر سه تصویر قابل مشاهده می‌باشد.	  	*[۴۰]*

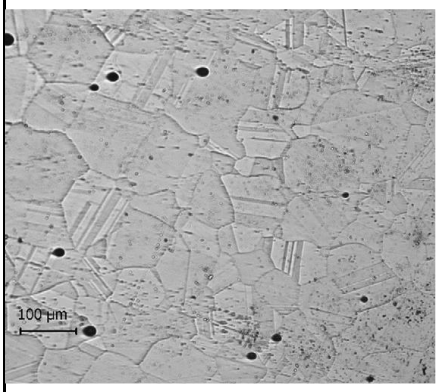
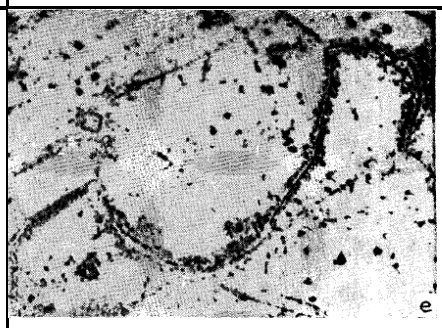
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۱۶	۶۹	۳۰۲۳	۱- مقادیر فراوان ذرات کاربید در مناطق بین‌دانه‌ای و درون‌دانه‌ای قابل تشخیص است. ۲- در این نمونه حجم رسوبات هم در درون دانه و هم در مرزدانه‌ها نسبت به نمونه‌های قرار گرفته در دماهای کمتر از ۷۰۰ °C به وضوح افزایش یافته است. میزان رسوبات در این نمونه حتی نسبت به نمونه قرار گرفته در دمای ۷۶۰ °C نیز بیشتر است. در این دما نرخ جوانه‌زنی افزایش قابل توجهی می‌یابد، اما از طرفی دما به اندازه‌ای زیاد نیست که درشت شدن رسوبات اتفاق بیافتد.		[۲۷]
۸۲۰	۰	۱۰۰۰۰	۱- تشکیل اندک کاربیدها در ساختار ۲- با توجه به درصد به مراتب بیشتر کاربیدها در نمونه‌های قرار گرفته در شرایط تنشی، احتمالاً جوانه‌زنی کاربیدها بسیار متاثر از دانسیته نابه‌جایی‌ها می‌باشد. ۲- عدم افزایش مشخص در اندازه دانه با گذشت زمان (ریزساختار اولیه: *VIII*) [۱۱].		[۳۶]
۸۵۰	۰	۱۰	تعداد قابل توجهی رسوبات ریز $M_{23}C_6$ غنی از کروم در خطوط لغزش مشاهده شده است. رسوبات درشت‌تر $M_{23}C_6$ در مرزهای دانه این نمونه مشاهده شده است.		[۳۷]

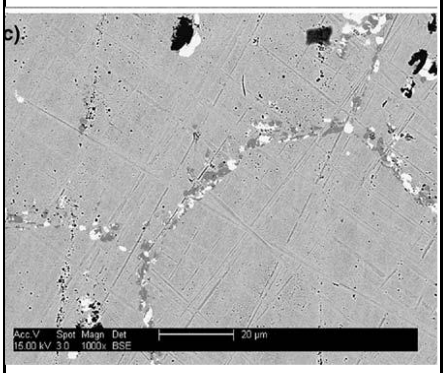
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۵۰	۰	۱۰۰	رسوبات بین‌دانه‌ای در این نمونه نسبت به نمونه پیرسازی شده برای مدت ۱۰ ساعت اندکی کمتر بوده، اما ضخیم‌تر می‌باشند.		[۳۷]
۸۵۰	۰	۱۰۰۰	رسوبات ریز کماکان بعد از ۱۰۰۰ ساعت کارکرد در خطوط لغزش این نمونه مشاهده می‌شوند، اما تعداد آن‌ها نسبت به نمونه‌های پیرسازی شده برای مدت زمان‌های ۱۰ و ۱۰۰ ساعت کمتر می‌باشد. تعدادی رسوبات درشت درون‌دانه‌ای $M_{23}C_6$ در درون دانه‌ها و در اطراف رسوبات اولیه $Ti(C,N)$ و M_6C مشاهده شده‌اند که حاکی از تجزیه این فازها در این زمان پیرسازی می‌باشد. ضخیم شدن کاربیدهای مرزدانه‌ای کماکان ادامه داشته است، در حالیکه که ضخامت کاربیدهای موجود در صفحات دوقلویی بدون تغییر باقی مانده‌اند.		[۳۷]

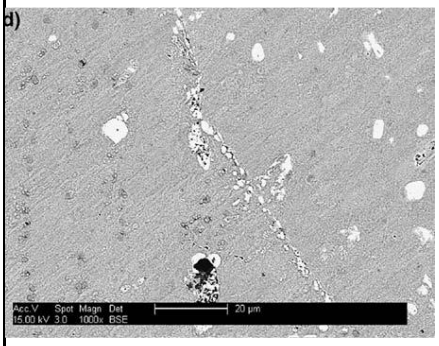
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۵۰	۲۴	۱۰۰۰	۱- دانه‌های بزرگ آستنیت، دوقلویی‌های آنیلی و رسوبات در این تصویر قابل تشخیص است. ۲- کاربیدهای درون‌دانه‌ای ضخیم‌تر هستند، اما ضخامت کاربیدهای صفحات دوقلویی همانند پیرسازی پس از ۱ ساعت می‌باشد. ۲- رسوبات درون دانه ای هنوز وجود دارند اما تعدادشان نسبت به زمان‌های کوتاه کمتر می‌باشد.		[۳۹]
۸۷۱	۲۸	۶۶۶	۱- مقادیر فراوان ذرات کاربید (که قسمت اعظم آن کاربید $M_{23}C_6$ است) در مناطق بین‌دانه‌ای و درون‌دانه‌ای قابل تشخیص است. ۲- در این نمونه حجم رسوبات هم در درون دانه و هم در مرزدانه‌ها نسبت به نمونه‌های قرار گرفته در دماهای کمتر از ۷۰۰ به وضوح افزایش یافته است. در این دما نرخ جوانه‌زنی افزایش قابل توجهی می‌یابد، اما از طرفی دما به اندازه‌ای زیاد نیست که درشت شدن رسوبات اتفاق بیافتد. ۳- رسوبات ناپیوسته $M_{23}C_6$ در امتداد مرزهای دانه مشاهده می‌شود. این کاربیدهای ناپیوسته باعث قفل شدن مرزهای دانه و در نتیجه جلوگیری از لغزش مرزدانه‌ای در دماهای بالا می‌شود.	 	[۲۷]

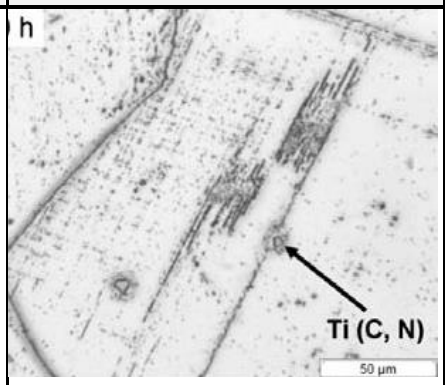
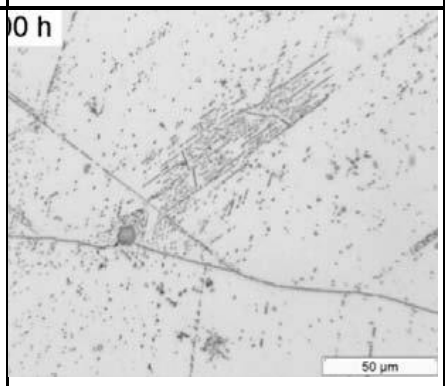
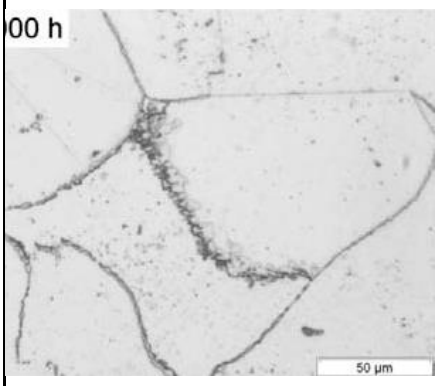
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۷۱	۰	۲۹۳۵۰	۱- رسوبات $Ti\ (C,N)$ با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $M_{23}C_6$ در مرزهای دانه و به تعداد خیلی زیاد با مورفولوژی مکعبی و با اندازه زیرمیکرون در داخل دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $Eta\text{-}M_6C$ درشت هم در مرزهای دانه و هم در درون دانه مشاهده شدند. ۳- ذرات فاز γ' به میزان بسیار ناچیز دیده شدند.		*[۳۵]*

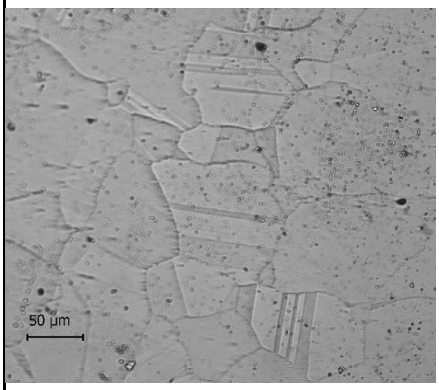
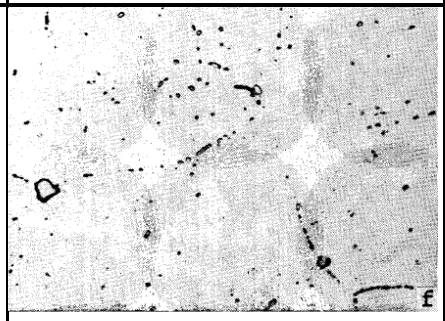
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۷۱	۳۵	۵۱۸۵۰	۱- رسوبات $Ti\ (C,N)$ با ابعاد ۰/۵ تا ۲ میکرومتر در داخل و مرز دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات درشت‌تر $M_{23}C_6$ در مرزهای دانه با ابعاد ۲ تا ۱۰ میکرومتر و به تعداد زیاد با مورفولوژی مکعبی و صفحه‌ای در داخل دانه مشاهده شدند. ۲- رسوبات $Eta\text{-}M_6C$ درشت هم در مرزهای دانه و هم در درون دانه مشاهده شدند. کسر سطحی این کاربید با افزایش دمای سرویس افزایش می‌یابد. ۳- رسوبات کوچک M_6C که در دماهای پایین‌تر مشاهده شده بودند، در این دما در ساختار مشاهده نشدند. این مطلب به دو دلیل پدیده درشت شدن رسوبات و انجام واکنش زیر مربوط دانسته می‌شود: $M_6C + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ ۳- ذرات فاز γ' به میزان بسیار ناچیز در این دما دیده شدند.		[۳۵]

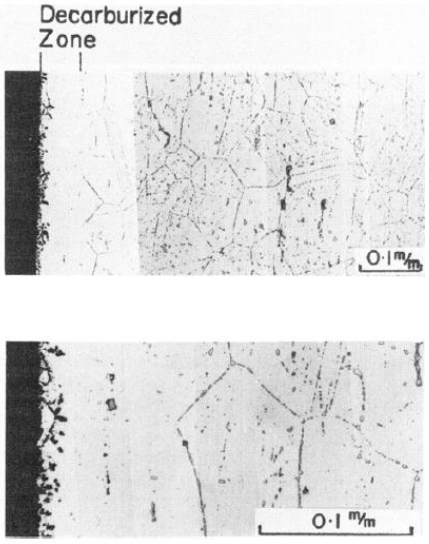
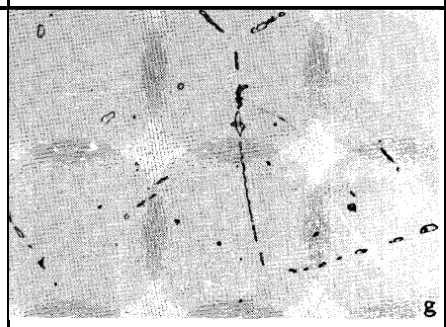
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۹۵۰	۰	۱۰	توسعه کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ در این دما نسبت به دمای $^{\circ}C$ ۸۵۰ سریعتر می‌باشد. رسوبات درشت $M_{23}C_6$ در مرزهای دانه این نمونه مشاهده شده است.		[۳۷]
۹۵۰	۰	۱۰۰	تعداد و اندازه کاربیدهای درون‌دانه‌ای تا ۱۰۰ ساعت تقریباً بدون تغییر باقی می‌ماند.		[۳۷]
۹۵۰	۰	۱۰۰۰	تعداد رسوبات درون‌دانه‌ای به شدت کاهش یافته و اندازه آن‌ها بزرگ شده است. پدیده درشت شدن رسوبات بین‌دانه‌ای باعث تشکیل دیواره‌ی فشرده از کاربیدها در مرزدانه‌ها شده است. در مقایسه با نمونه پیرسازی شده در دمای $^{\circ}C$ ۸۵۰ دیواره‌ی تقریباً پیوسته‌ای از کاربیدها در مرز دوقلویی‌ها مشاهده می‌شود.		[۳۷]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۹۵۰	۱۸	۱۰۰۰	۱- مقدار کمی رسوبات درشت درون‌دانه‌ای وجود دارد. ۲- تعداد کاربیدهای $M_{23}C_6$ نسبت به ۸۵۰ درجه کمتر اما بزرگتر است. ۳- اندازه دانه برای نمونه‌های قرار گرفته در دماهای ۷۵۰ تا ۹۵۰ و در شرایط خزشی مختلف بین ۹۸ تا ۱۲۶ میکرومتر تغییر می‌کند (افزایش ناچیز اندازه دانه با توجه شرایط تنشی مشاهده شد).		[۳۹]
۹۸۲	۲۱	۳۷۹	در این دما و زمان تحت سرویس قرار گرفتن کسر کوچکتری از رسوبات قابل تشخیص می‌باشد. این مطلب به دلیل جوانه‌زنی کمتر فاز کاربید در این دما و مدت زمان می‌باشد. در این دما نه تنها جوانه زنی بلکه رشد نیز از سرعت بالایی برخوردار نیست.		[۲۷]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۱۰۰۰	۳۵	۳۳۱	کاربیدهای درشت در ریزساختار کاملاً قابل تشخیص می‌باشند. لایه دکربوره در این نمونه کاملاً مشهود می‌باشد. در این لایه اثری از کاربیدها دیده نمی‌شود. افزایش عمق لایه دکربوره شده، یکی از عوامل اصلی کاهش خواص خزشی در این نمونه می‌باشد. نتایج خزشی تقریباً یکسانی برای محیط‌های هوا، خلأ بالا و گاز هلیم خالص حاصل شد. کمترین مقاومت خزشی برای محیط‌های دارای مقدار متوسط گاز اکسیژن حاصل شد. دکربوره شدن سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، دلیل اصلی کاهش مقاومت خزشی می‌باشد.		[۴۱]
۱۰۹۳	۷	۲۱۵	تعداد کمتری ذرات درون‌دانه‌ای قابل تشخیص است، اما این ذرات تاحدودی درشت‌تر می‌باشند. در این دما به دلیل سرعت نفوذ بالاتر رشد بر جوانه‌زنی برتری دارد.		[۲۷]

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۲-۲-٤- جمع‌بندی تغییرات ریزساختاری در سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧

همانطور که پیش‌تر ذکر شد، تاکنون ارتباط بین تغییرات ریزساختار و عمر سپری شده در شرایط خزشی برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ به طور کامل مورد مطالعه قرار نگرفته و عمده مطالعات به صورت بررسی موردی بوده است. با بررسی تغییرات ریزساختاری ارائه شده در جدول ۴-۵ می‌توان نتیجه گرفت که برخی از متغیرهای ریزساختاری در صورت تهیه بانک‌های اطلاعاتی مناسب، به منظور تخمین میزان زوال ریزساختار بسیار مناسب می‌باشند. مواردی از قبیل مقدار متوسط و توزیع اندازه دانه فاز زمینه، درصد فاز γ'، نوع کاربیدها، اندازه متوسط و کسر سطحی کاربیدها و تشکیل فازهای *TCP* از جمله‌ی این خصوصیات ریزساختاری می‌باشند. برخی از این خصوصیات ریزساختاری قابل اندازه‌گیری بوده و در صورت طراحی و انجام آزمون‌های استاندارد متعدد و تهیه بانک اطلاعاتی مناسب امکان تخمین عمر کمی قطعه را نیز فراهم می‌آورند.

به طور کلی، مشاهدات و مطالعات ریزساختاری سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ حاکی از این مطلب است که پایداری ریزساختاری اینکونل ۶۱۷ در محدوده‌ی دمایی $C°$ ۵۳۸ تا $C°$ ۷۰۴ مناسب بوده، اما در دماهای بالای $C°$ ۸۷۱ کسر حجمی فاز γ' به مقدار قابل توجهی کاهش یافته و پدیده درشت شدن و تجمع کاربیدها اتفاق می‌افتد. این مطلب افت شدید میکروسختی را به دنبال دارد [۳۵].

جدول ۴-۵ تغییرات به وجود آمده در رسوبات موجود در ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شرایط دمایی مختلف نمایش می‌دهد. با توجه به اطلاعات این جدول، مشخص است که در تمام شرایط دمایی مختلف ذرات $Ti\ (C,N)$ در داخل دانه‌ها و مرزهای دانه پایدار می‌باشند. همچنین ذرات $M_{23}C_6$ نیز در ریزساختار نمونه‌های قرار گرفته در دماهای مختلف و برای زمان‌های مختلف نیز مشاهده می‌شود. این ذرات با قرار گرفتن در دماهای بالاتر و برای زمان‌های طولانی‌تر درشت‌تر شده، مورفولوژی مکعبی و صفحه‌ای پیدا کرده و کسر حجمی آن‌ها در مرزهای دانه افزایش می‌یابد.

در دماهای $C°$ ۵۹۳ و بالاتر از آن، ذرات فاز M_6C به صورت درشت در مرزهای دانه و درون دانه مشاهده شدند. فاز γ' نیز در نمونه‌های قرار گرفته در دماهای $C°$ ۴۸۲ تا $C°$ ۷۰۴ تشکیل شده است. بیشترین کسر حجمی این رسوبات به میزان ۵ درصد و در دمای $C°$ ۵۹۳ حاصل شده است. در نمونه‌های پیرسازی شده در دمای $C°$ ۸۷۱ فاز γ' پایدار نبوده و در نتیجه کسر حجمی آن بسیار ناچیز بوده است [۳۶].

جدول (٥-٤) خلاصه مشخصه‌یابی رسوبات در سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ قرار گرفته در شرایط دمایی مختلف [٣٦].

Table IV. Summary of SEM and TEM Characterization of Phases in Long-Term Aged IN 617 Alloy

			Phase: GB = Grain Boundary, I = Intragrain (Size, Shape, *etc.*)				
Sample	Temperature (°C)	Time (h)	Ti (C,N)	$M_{23}C_6$	Eta-M_6C	$Ni_2(Mo,Cr)$	γ'
01	482	28,300	I	GB (2 to 10 μm)/I	I (very low v.f.)	I (2 to 5 nm)	I (10 to 20 nm)
02	538	28,300	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (coarse)	I (very low v.f.)	absent	I (10 to 20 nm)
03	593	63,960	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (coarse)	GB (coarse)/I	absent	I (20 to 30 nm/~5 pct v.f.)
04	704	43,100	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to 10μm)/I (fine)	GB (coarse)/I (coarse + fine, sub-μm plate-shaped)	absent	I (40 to 60 nm/~4 pct v.f.)
05	704	65,600	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to10μm)/I (cuboidal, sub-μm fine, plate-shaped agglomerates)	GB (coarse)/I (coarse + fine, sub-μm, plate-shaped)	absent	I (~200 nm, ~2 pct v.f.)
06	871	29,350	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB/I (sub-μm, cuboidal, high v.f.)	GB (coarse)/I (coarse present, fine absent)	absent	I (very low v.f.)
07	871	51,850	GB/I (0.5 to 2 μm)	GB (2 to 10μm)/I (sub-μm, cuboidal/plate-shaped, high v.f.)	GB (coarse) / I (coarse present, fine absent)	absent	I (very low v.f.)

همانطور که عنوان شد، مشاهده فازهای مختلف در ریزساختار قطعه تحت سرویس قرار گرفته، یکی از خصوصیات ریزساختاری است که در تخمین دمای کاری مورد استفاده قرار می‌گیرد. در این مورد منحنی *TTT* (زمان- دما – دگرگونی) سوپرآلیاژ مورد بررسی، به منظور پیش‌بینی فازهای پایدار در شرایط دمایی و زمانی مختلف بسیار سودمند خواهد بود. در شکل ۴-۵، منحنی *TTT* ارائه شده توسط اچ. نیکل[14] و همکارانش *[۴۲]* برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ نمایش داده شده است. این منحنی در سال ۲۰۰۸ توسط کوان یان وو[15] و همکارانش *[ب۱۳]* اصلاح شده است (شکل ۴-۶). در این دیاگرام مناطق پایداری فازهای مختلف نمایش داده شده است که به منظور تعیین دمای کاری قطعه بسیار مفید می‌باشد.

همانگونه که از شکل ۴-۶ مشخص است در دماهای کمتر از $^{\circ}C$ ۱۰۰۰، ذرات $Ti(C,N)$ و کاربیدهای M_6C به عنوان رسوبات اولیه در ریزساختار حضور دارند. در بازه زمانی چند دقیقه تا تقریباً ۱۰۰ ساعت، رسوبات $M_{23}C_6$ در تمام دما شکل می‌گیرند. پس از آن، در بازه چند ساعت تا تقریباً صدها ساعت، فاز γ' در دماهای $^{\circ}C$ ۵۵۰ تا $^{\circ}C$ ۱۰۰۰ تشکیل می‌شود. در زمان‌های ۱۰۰۰ تا ۱۰۰۰۰ ساعت و در دماهای $^{\circ}C$ ۷۵۰ به بالا حل شدن فاز M_6C طی واکنش زیر پیشنهاد شده است:

$$M_6C + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$$

فاز γ' تقریباً در تمام نمونه‌های قرار گرفته در دماهای $^{\circ}C$ ۴۸۲ تا $^{\circ}C$ ۸۷۱ مشاهده شده است. هر چند که مقدار این فاز در نمونه قرار گرفته در دمای $^{\circ}C$ ۸۷۱ کمتر از یک درصد حجمی بوده است، اما این مطلب نشان می‌دهد که خط انحلال فاز γ' در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ بیش از دمای $^{\circ}C$ ۸۷۱ می‌باشد. در منحنی *TTT*

[14] *H. Nickel*

[15] *Quanyan Wu*

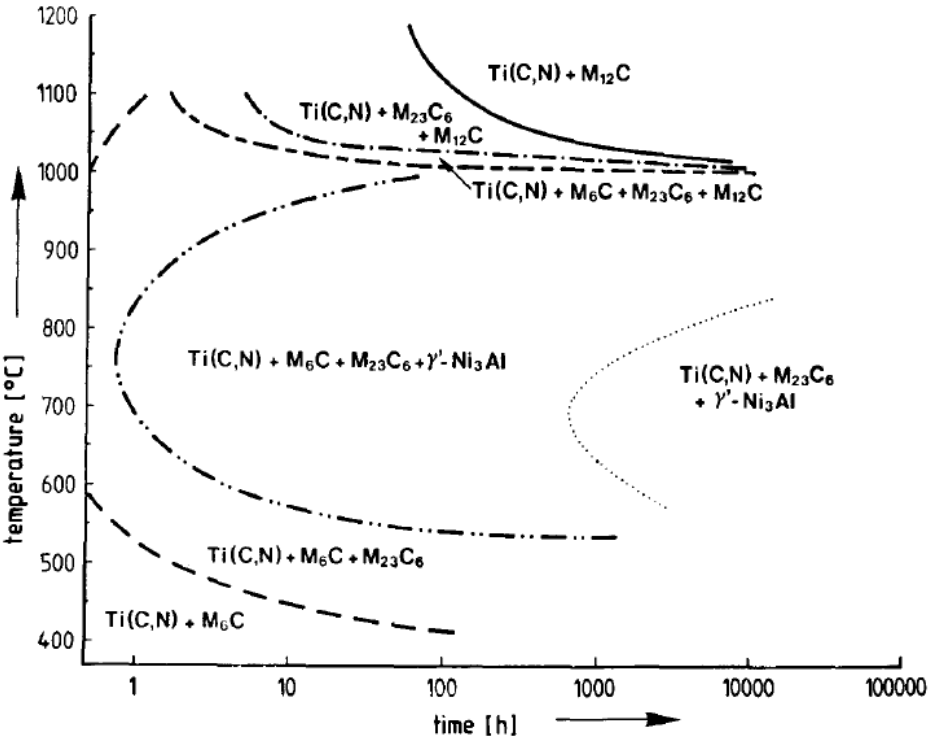
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ خط تکمیل فرآیند تشکیل فاز γ' نیز نمایش داده شده است. پس از اتمام رسوب‌گذاری فاز γ'، مرحله رشد این رسوبات فرا می‌رسد. لذا در نمونه‌های قرار گرفته در زمان‌های پس از خط اتمام رسوب‌گذاری افت سختی مشاهده می‌شود [۳۵].

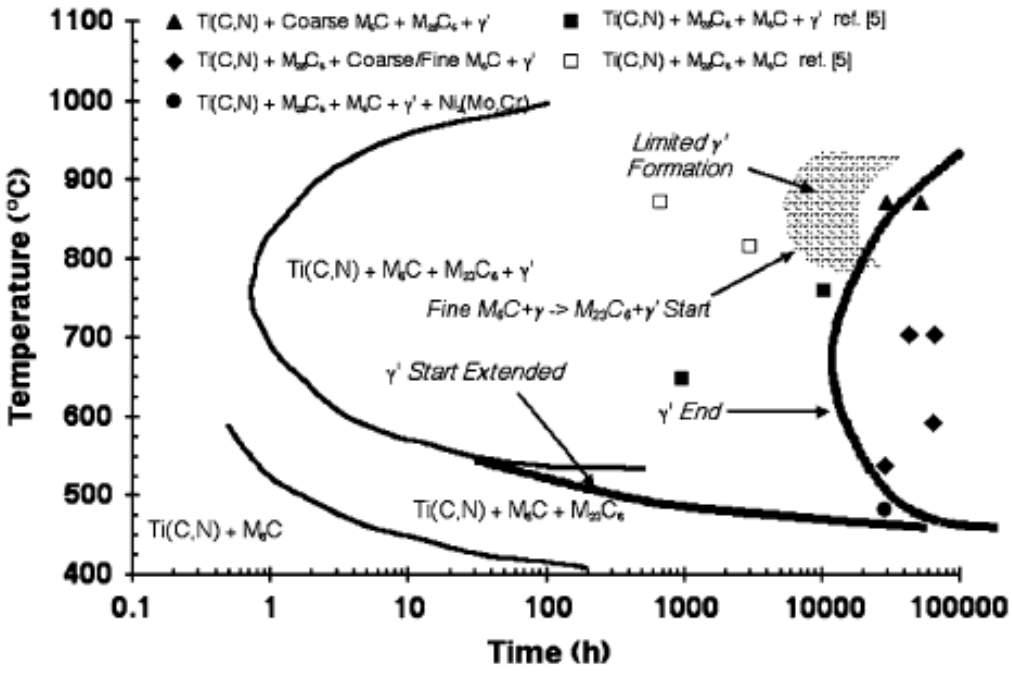
فازهای پایدار در دماهای مختلف برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، محاسبه شده به وسیله نرم‌افزار *Thermocalc*، در شکل ۴-۷ نمایش داده شده است. هر چند که تفاوت‌های مختصری بین نتایج این منحنی‌ها با نتایج آزمایشگاهی مشاهده می‌شود، اما حضور فازهای γ'، TiN، M_6C و $M_{23}C_6$ در ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ اثبات شده است. همچنین اخیراً تشکیل فاز μ در زمان‌های بسیار طولانی گزارش شده است که با نتایج محاسبات ترمودینامیکی همخوانی دارد. همچنین شکل ۲-۸ منحنی *TTT* محاسبه شده توسط نرم‌افزار *JMatPro* برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ را نمایش می‌دهد. همانگونه که ملاحظه می‌شود، هر چند که تفاوت‌های فاحشی بین نتایج این منحنی با منحنی شکل ۴-۶ مشاهده می‌شود، اما این منحنی نیز تشکیل فازهای M_6C و TiN در زمان‌های بسیار کوتاه و سپس تشکیل فازهای $M_{23}C_6$ و γ' و در زمان‌های طولانی تشکیل فاز μ را به درستی پیش‌بینی می‌کند [۳۱].

شکل‌های ۴-۶ و ۴-۸ برای تعیین دمای کاری قسمت‌های مختلف قطعه *Inner Casing* و *Mixing Chamber* بسیار سودمند می‌باشند. در صورت شناسایی فازهای موجود در ریزساختار این قطعات پس از قرارگیری در شرایط سرویس، با توجه به مدت زمان کارکرد توربین و با بهره‌گیری از دیاگرام *TTT* سوپر آلیاژ اینکونل ۶۱۷، تخمین محدوده‌ی دمایی کارکرد قطعه ممکن می‌شود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

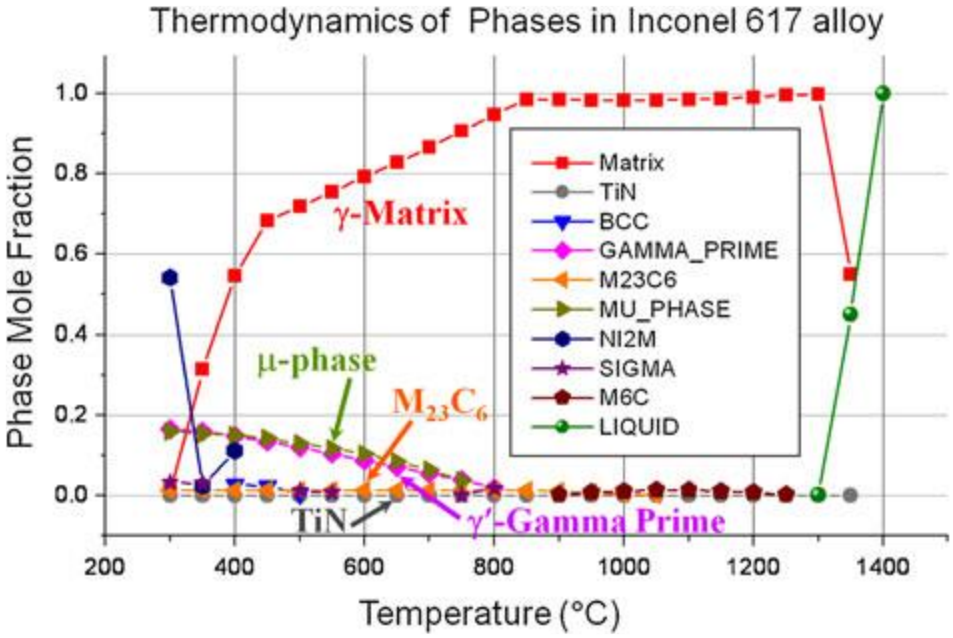


شکل (٥-٤) منحنی TTT (زمان- دما- دگرگونی) برای سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧[٤٢].

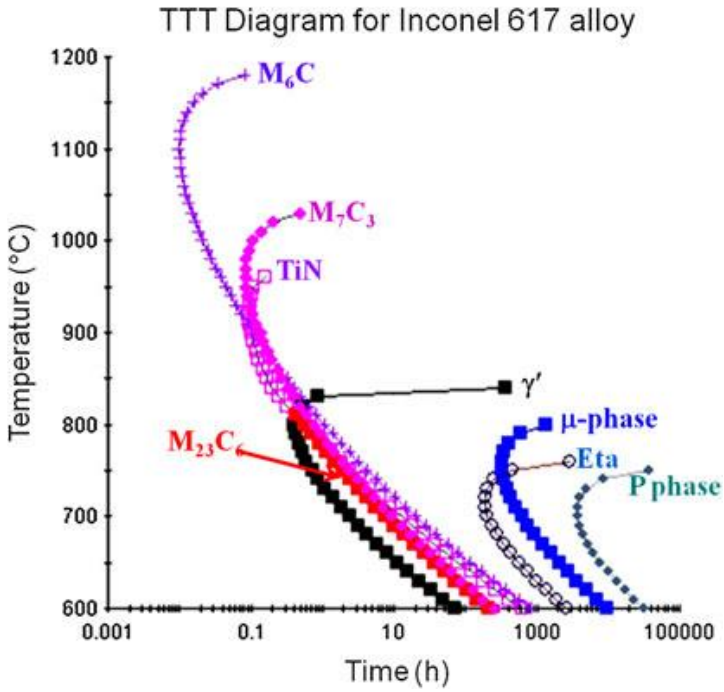


شکل (٦-٤) منحنی TTT (زمان- دما- دگرگونی) برای سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ *[٣٥]*.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (۷-٤) شرایط پایداری و کسر مولی فازها در دماهای مختلف، محاسبه شده توسط نرم‌افزار Thermocalc **برای سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ [۳۱].**



شکل (۸-٤) منحنی TTT **(زمان- دما- دگرگونی) محاسبه شده توسط نرم‌افزار** JMatPro **برای سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ [۳۱].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

تشکیل فازهای *TCP* در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ کمتر گزارش شده است. اما اخیراً تشکیل این فازها در برخی از نمونه‌های قرار گرفته در دماهای بالا برای مدت زمان‌های طولانی، مشاهده شده است. با توجه به اثرات بسیار مخرب فازهای *TCP* بر خواص خزشی سوپرآلیاژها، تشکیل این فازها از نقطه نظر تخمین عمر باقیمانده بسیار حائز اهمیت می‌باشد. فازهای *TCP* ترکیبات بین‌فلزی دارای عناصر دیرگداز می‌باشند. هر چند که افزودن عناصر دیرگداز خواص خزشی سوپرآلیاژها را به مقدار قابل توجهی بهبود می‌بخشد، اما درصورت زیاد بودن غلظت این عناصر، امکان تشکیل فازهای بین‌فلزی مضر *TCP* در حین قرارگیری در شرایط تنشی و دمای بالا وجود خواهد داشت. طبیعت ترد و شکننده بودن این فازها و همچنین خالی شدن فاز γ زمینه از عناصر افزایش دهنده استحکام، دو عامل اصلی افت خواص خزشی سوپرآلیاژها و تشکیل زودهنگام حفرات و ترک‌ها در فصل‌مشترک غیرهمدوس ذرات *TCP* می‌باشد *[۳۱]*.

به طور معمول دو فاز μ و σ در سوپرآلیاژهای جدید پرآلیاژ از لحاظ ترمودینامیکی پایدار می‌باشند. فاز σ معمولاً در درجه حرارت‌های پایین‌تر پایدارتر است و در درجه حرارت بالاتر نسبت به فاز μ شبه پایدار می‌شود. فاز μ که غنی از مولیبدن و تنگستن است در انواع سوپرآلیاژهای پایه نیکل قرار گرفته در شرایط خزشی و گرمایی یافت شده است. ترکیب استیوکیومتری این آلیاژ از نوع A_6B_7 (که $A=Mo/W$ و $B=Cr, Co, Ni, Fe,Nb$ می‌باشد) آنالیز شده است.

تا پیش از سال ۲۰۰۸، هیچ موردی از شناسایی فازهای *TCP* در نمونه‌های قرار گرفته در شرایط خزشی و دمای بالا گزارش نشده بود. در این سال برای اولین بار تشکیل فاز δ (Ni_3Mo) توسط کابیبو[۱۶] و همکارانش *[۵]* در نمونه‌های اینکونل ۶۱۷ قرار گرفته در دمای $^{\circ}C$ ۷۰۰ برای مدت ۳۴۰۰۰ ساعت گزارش شد. این فاز در این نمونه‌ها به صورت زیگزاگ شکل (*Zigzag*) و در نزدیکی مرزهای دانه، در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (*TEM*) مشاهده شد. علاوه بر این در سال ۲۰۱۳ برای اولین بار، فاز μ توسط کریشنا[۱۷] و همکاران *[۳۱]* در نمونه‌های اینکونل ۶۱۷ قرار گرفته در دمای $^{\circ}C$ ۶۵۰ برای ۴۵۰۰۰ ساعت و دمای $^{\circ}C$ ۷۰۰ برای مدت ۴۰۰۰ ساعت شناسایی شد. فاز μ در این نمونه‌ها با ابعاد ۶۰ تا ۵۰۰ نانومتر در موقعیت‌های درون دانه‌ای، در طول مرزهای دانه، مرزهای دوقلویی و در نزدیکی کاربیدهای درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای مشاهده شد.

بنابراین با توجه به موارد فوق می‌توان نتیجه گرفت که تشکیل فازهای *TCP* در زمان‌های طولانی سرویس برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ بسیار محتمل می‌باشد. وجود گزارش‌های اندک از تشکیل این فازها احتمالاً به

---

[۱۶] *Cabibbo*

[۱۷] *Krishna*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دلیل دشواری‌های شناسایی فازهای *TCP* در ریزساختار نمونه‌های تحت سرویس قرار گرفته، می‌باشد. با توجه به اثرات مخرب این فازها بر خواص مکانیکی دمای بالای سوپرآلیاژها، بررسی شرایط تشکیل فازهای *TCP* در طی سرویس و همچنین اثرات مخرب آن‌ها بر خواص سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ بسیار با اهمیت می‌باشد. لذا این موارد به منظور تخمین عمر دقیق‌تر قطعه و همچنین طراحی عملیات حرارتی مناسب، از موضوعات حائذ اهمیت در مطالعات آتی می‌باشند.

برای تخمین عمر باقیمانده‌ی قطعات محفظه اختلاط و پوسته داخلی با استفاده از ریزساختار، در مرحله اول بایستی مطابق دستورالعمل مربوطه نقاط بحرانی قطعه تعیین شده و پس از انجام مراحل آمادسازی، از سطح قطعه رپلیکاگیری شود. رپلیکاهای تهیه شده توسط تصاویر میکروسکوپ نوری (*OM*) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (*TEM*) مورد مطالعه قرار می‌گیرد. در نهایت با بهره‌گیری از جداول و مستندات این گزارش و همچنین استفاده از روابطی که نمادهای ریزساختاری را با عمر باقیمانده مرتبط می‌کند، میزان خرابی در اثر سرویس تخمین زده می‌شود. روش‌های کمی و کیفی مطالعه ریزساختار قطعه تحت سرویس قرار گرفته، تخمین دمای کاری قطعه و همچنین تخمین عمر باقیمانده قطعه را ممکن می‌سازد.

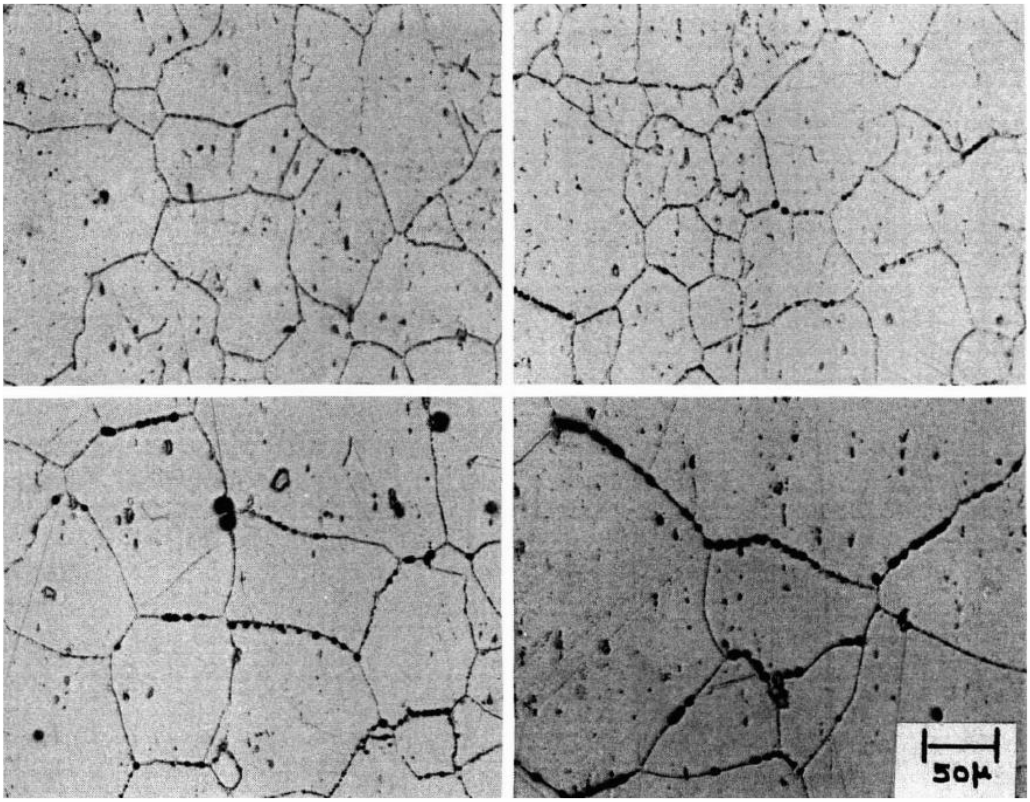
٤-٣- تخمین عمر باقیمانده به روش اندازه‌گیری حفره‌های خزشی

تشکیل حفرات در مرزهای دانه، یکی از مهمترین شاخص‌های تخریب در اثر خزش در سوپرآلیاژها می‌باشد. بررسی ارتباط کیفی و بعضاً کمی تشکیل و گسترش حفرات در سوپرآلیاژهای مختلف مورد توجه بسیاری از پژوهشگران بوده است. تاکنون تلاش‌های متعددی در جهت ارائه روش‌های مختلف برای تخمین عمر قطعات با استفاده از مشاهده و بررسی حفرات صورت گرفته است. از آنجا که حفرات خزشی را می‌توان با روش رپلیکاگیری بررسی و مطالعه کرد، لذا تخمین عمر قطعات به روش بررسی و اندازه‌گیری حفرات خزشی در زمره روش‌های غیر مخرب تخمین عمر قطعات توربین‌های گاز قرار می‌گیرد.

در روشی که توسط ورتمن[18] ارائه شده است، درجه حفرات خزشی نمونه قرار گرفته در شرایط سرویس با تصاویر کاتالوگ‌های تهیه شده بر اساس نتایج آزمایشگاهی مقایسه می‌شود. در شکل ۴-۹ ارتباط کسر حفرات خزشی با عمر خزشی سپری شده برای سوپرآلیاژ *Nimonic 108* نشان داده شده است *[۲۶]*.

[18] *Wortmann*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤–٩) ارتباط درجه تشکیل حفرات خزشی با کسر عمر خزشی سپری شده. تصویر بالا چپ: ٪ ٤٠، بالا راست: ٪ ٦٠ و پایین چپ و راست: ٪ ٨٠ [٢٦].

در روشی دیگری که توسط لیندلوم[19] توضیح داده شده است، از یک سیستم طبقه‌بندی مرتبط با کسر حجمی حفرات برای تخمین عمر خزشی سپری شده بهره برده شده است. در شکل ۴–۱۰ رابطه بین سرعت حفره‌دار شدن و زمان شکست در نمونه‌های *Nimonic 100* که تحت تنش *MPa* ۱۱۰ و دمای *°C* ۹۴۰ تست شده‌اند نشان داده شده است. همانگونه که انتظار می‌رود با تشکیل و افزایش کسر حفرات خزشی عمر خزشی نمونه کاهش می‌یابد. مشاهده می‌شود که افت شدیدی در عمر خزشی با تشکیل مقادیر اندک حفرات قابل ملاحظه است؛ اما در مقادیر فراتر از ۰/۵ درصد کسر حفرات، عمر خزشی نمونه تقریباً به افزایش میزان حفرات حساس نمی‌باشد. این مطلب نشان می‌دهد که کسر قابل توجهی از عمر خزشی به محض تشکیل حفرات در قطعه کاهش می‌یابد. پراکندگی زیاد داده‌ها در شکل حاکی از خطای تخمین عمر به کمک این روش می‌باشد. این پراکندگی نتایج در شکل ۴–۱۱ به طور واضح‌تری نشان داده شده است. در این شکل دایره‌های سیاه نشانگر مقادیر میانگین و اعداد نزدیک دایره‌ها، تعداد پره‌های تحت سرویس مورد آزمایش را نشان می‌دهند. از آنجا

[19] *Lindblom*

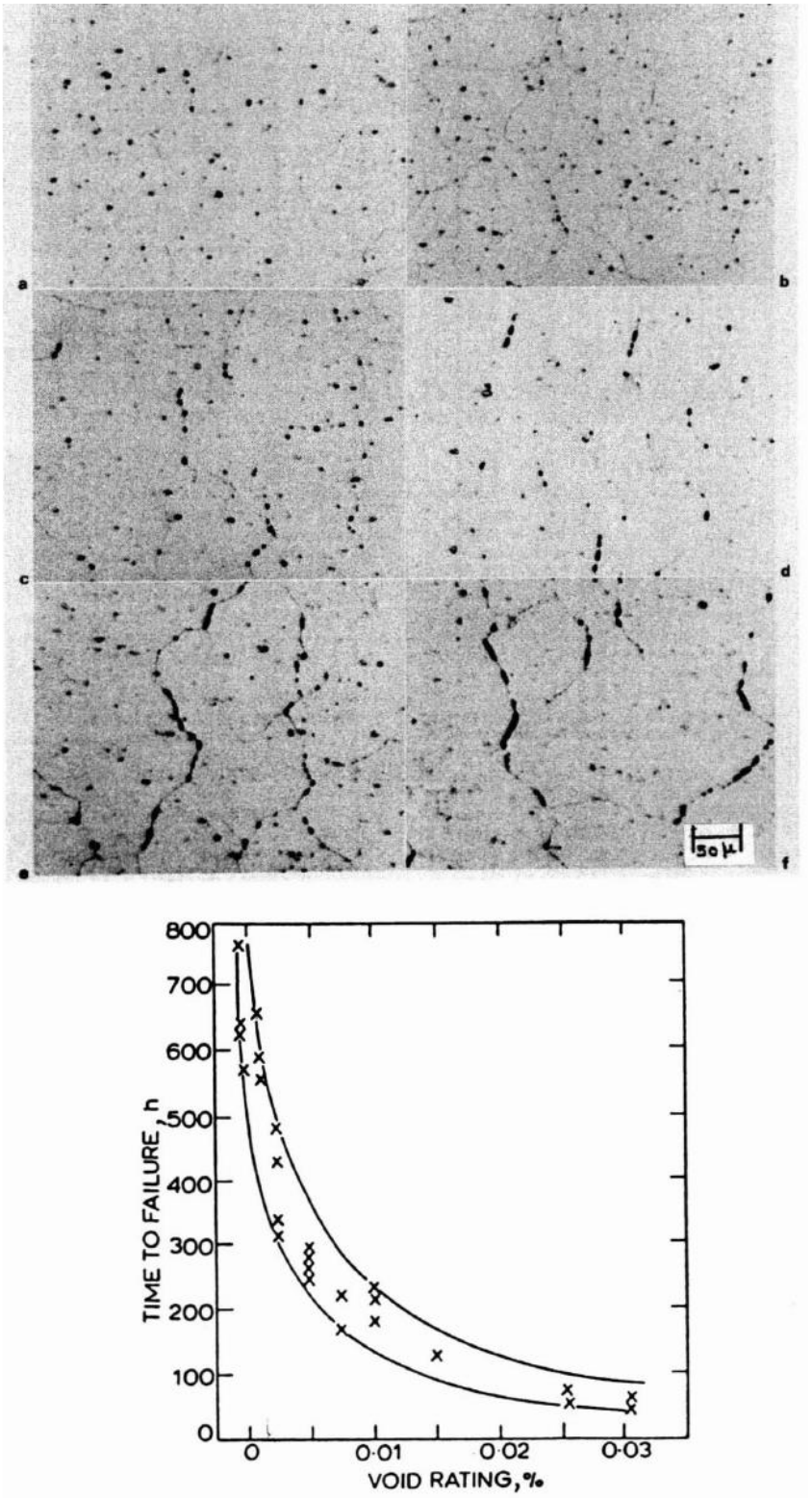
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

که تشکیل حفرات تنها قسمتی از تخریب‌های تجمع یافته در قطعه در طی سرویس است، لذا ارزیابی عمر شکست به وسیله بررسی اثر حفرات تاحدودی مشکل بوده و دارای خطا می‌باشد *[۲۶]*.

نکته مهم دیگری که در بحث تعمیر و ترمیم قطعات قرار گرفته در شرایط سرویس بروز پیدا می‌کند، بحث میزان بازیابی ریزساختار و کاهش کسر حفرات در اثر عملیات حرارتی و یا عملیات پرس ایزواستاتیک داغ[۲۰] (*HIP*) می‌باشد که بایستی در تخمین عمر باقیمانده قطعات مورد توجه قرار گیرد. این مطلب در شکل ۴-۱۲ برای سوپرآلیاژ اینکونل *X-750* مورد بررسی قرار گرفته است. مشاهده می‌شود که هر دو فرآیند عملیات حرارتی و عملیات *HIP* باعث بهبود و بازیابی خواص خزشی شده‌اند. از آنجا که در طی فرآیند عملیات حرارتی معمولاً تنها ریزساختار بازیابی می‌شود و در حین عملیات *HIP*، هم ریزساختار و هم حفرات اصلاح می‌شوند، لذا در حین عملیات *HIP* عمر خزشی به میزان بیشتری افزایش یافته است. با مقایسه نتایج حاصل از آزمایش نمونه‌های عملیات حرارتی شده و *HIP* شده از این سوپرآلیاژ، می‌توان تا حدودی کسر تخریب در اثر تغییرات ریزساختاری را از کسر تخریب در اثر حفرات تفکیک کرد *[۲۶]*.

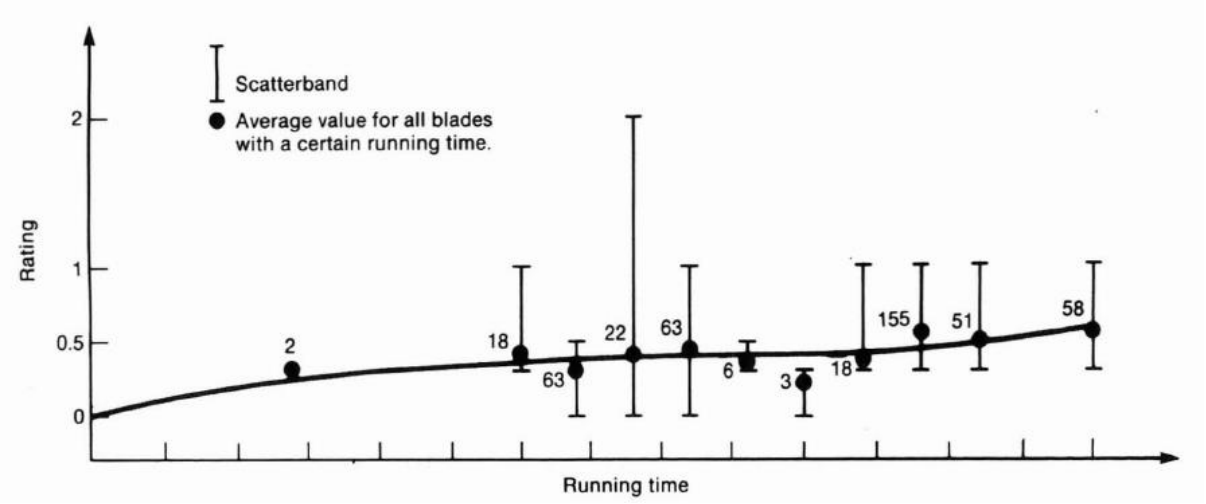
[20] *Hot isostatic pressing*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

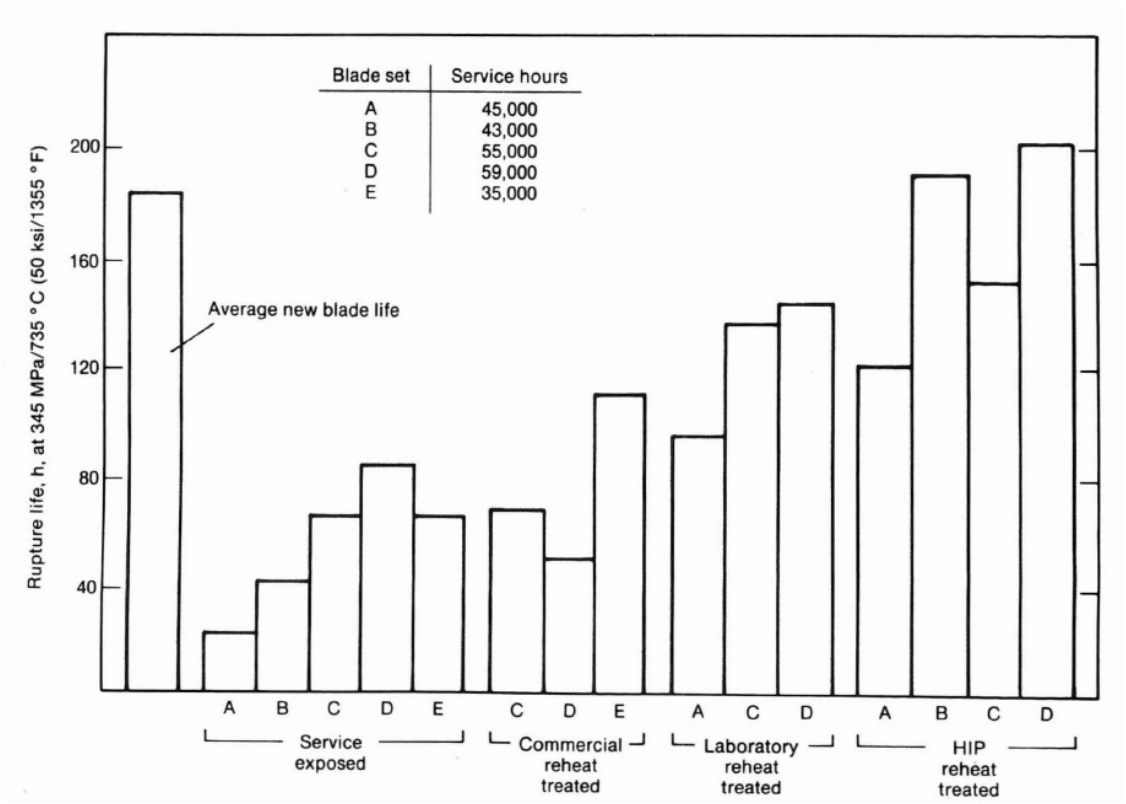


شکل (٤–١٠) کاهش زمان شکست با افزایش کسر حفرات خزشی. تصاویر ریزساختار شش طبقه اصلی حفرات خزشی را تعریف می‌کند (a<0.5, b~0.5, c~1.0, d~1.5, e~2.0, f~3.0**). منحنی پایین رابطه بین کسر حفرات خزشی و عمر شکست خزشی سوپرآلیاژ** Nimonic 100 **تست شده در دمای** °C **٩٤٠ و تنش** MPa **١١٠ را نشان می‌دهد** [**٢٦**].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤–١١) مرتبه کسر حفرات خزشی به عنوان تابعی از زمان سرویس برای سوپرآلیاژ Nimonic 100 **[٢٦].**



شکل (٤–١٢) مقایسه عمر تنش-گسیختگی نمونه‌های مختلف در تنش MPa **٣٤٥ و دمای** °C **٧٣٥. نمونه‌ها از پره‌های قرار گرفته در شرایط سرویس (از جنس سوپرآلیاژ** Inconel X-750**) و در حالت‌های پس از سرویس، پس از عملیات حرارتی ترمیمی و پس از عملیات** HIP **تهیه شده‌اند [٢٦].**

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

علیرغم مطالعات و مشاهدات کیفی و بعضاً کمی فراوان انجام شده در زمینه تشکیل و توسعه حفرات در سوپرآلیاژهای قرار گرفته در شرایط سرویس، اما این مطالعات در مورد سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ به شدت محدود می‌باشد. در جدول ۴-۶ خلاصه‌ای از برخی مطالعات انجام شده در مورد این سوپرآلیاژ ارائه شده است. در این جدول تغییرات مورفولوژی، توزیع و کسر حفرات پس از قرارگیری در شرایط کاری مختلف آورده شده است. کسر حفرات برای برخی از مقالات با استفاده از تصاویر متالوگرافی موجود در آن مقالات اندازه‌گیری و در این جدول گزارش شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود در این پژوهش‌ها عمدتاً به بررسی مورفولوژی و مکانیزم تشکیل حفرات اشاره شده است و رابطه تشکیل حفرات با عمر خزشی سپری شده کمتر مورد توجه گرفته است.

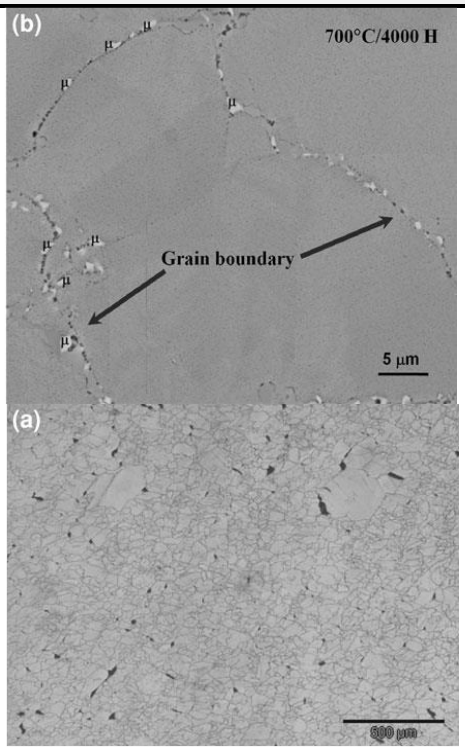
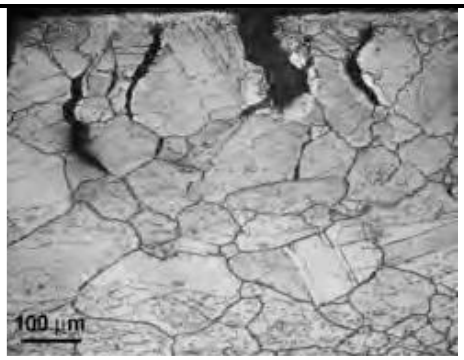
کِوتر[۲۱] و همکارانش *[۱۸]* خالی شدن مرزهای دانه از عناصر کروم و آلومینیم پس از ۳۷۰۰۰ ساعت سرویس را از جمله عوامل موثر در تشکیل حفرات در مرزهای دانه دانسته‌اند. همچنین بنابر مشاهدات آن‌ها، تشکیل رسوبات بیشتر در مناطقی که تجمع کاربیدهای مرزدانه‌ای وجود دارد صورت پذیرفته است. کریشنا[۲۲] و همکارانش *[۶]* جوانه‌زنی حفرات بر روی کاربیدها را مکانیزمی محتمل برای تشکیل حفرات در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ دانسته‌اند.

[21] *Kewther*

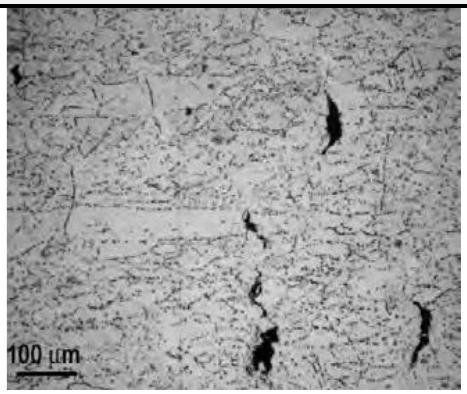
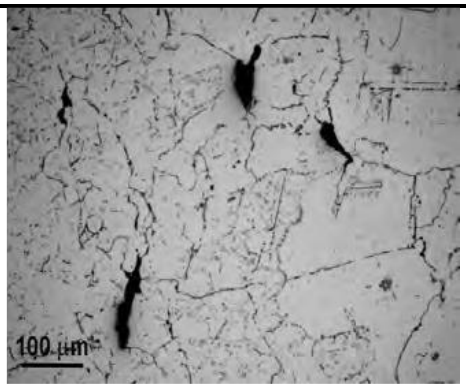
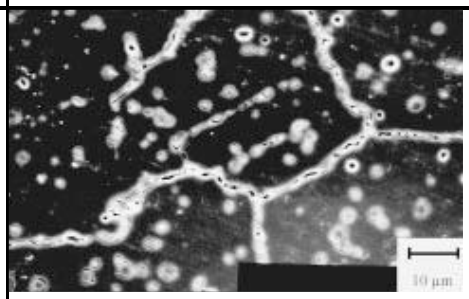
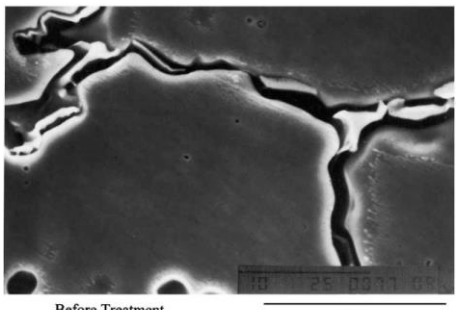
[22] *Krishna*

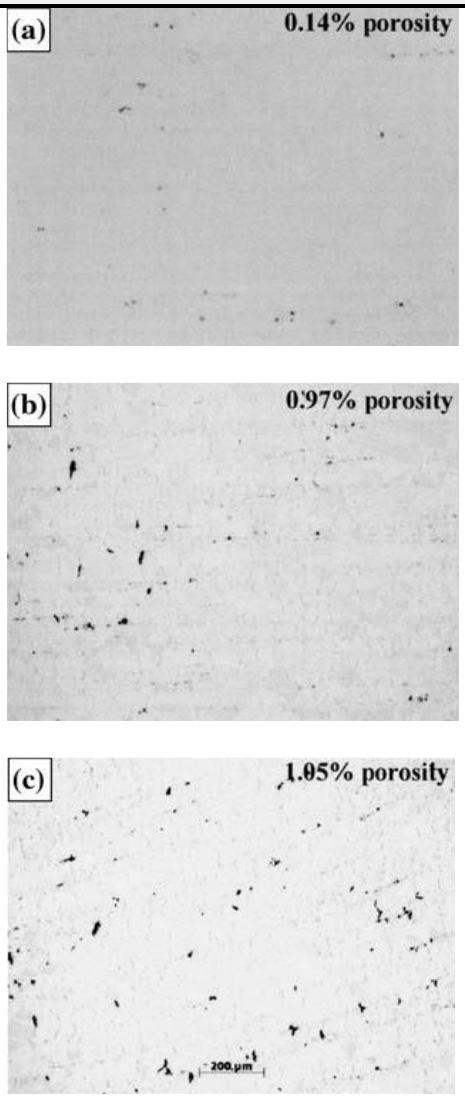
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول (٤–٦) برخی از مطالعات و مشاهدات انجام شده در رابطه با حفرات در سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧.

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۷۰۰	*Intermediate Stress*	۴۰۰۰	در این مطالعه تشکیل حفرات در مرزهای دانه‌ها و در کنار کاربیدها گزارش شده است. (رسوبات به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی ترک/حفره در مرزهای دانه عمل می‌کنند. این رسوبات در ادامه در طول مرزهای دانه رشد می‌کند)		*[۳۱]*
۷۵۰	۱۳۷/۸	۱۴۷۰	تشکیل ترک‌های بین‌دانه‌ای قابل توجه در سطح و مغز نمونه‌ی دچار شکست شده مشاهده شده است.		*[۴۴]*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دمای کاری (°C)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
۸۵۰	۵۴/۱	۳۹۴	تشکیل ترک‌های بین‌دانه‌ای قابل توجه در سطح و توده نمونه‌ی دچار شکست شده مشاهده شده است.		[۴۴]
۹۵۰	۲۸/۶	۵۶۲	تشکیل ترک‌های بین‌دانه‌ای قابل توجه در سطح و توده نمونه‌ی دچار شکست شده مشاهده شده است.		[۴۴]
Elevated Temperature *Intermediate Stress*		۳۷۰۰۰	۱- حفرات در طول مرزهای دانه خصوصاً در جاهایی که تجمع کاربیدهای مرزدانه‌ای اتفاق افتاده قابل تشخیص می‌باشد. ۲- کاهش غلظت عناصر کروم و آلومینیم در امتداد مرزهای دانه در طول سرویس	 	[۴۳] [۴۵]

دمای کاری ($^{\circ}C$)	تنش کاری (MPa)	مدت زمان (h)	توصیف ساختار	ریزساختار	مرجع
			افزایش کسر حفرات با افزایش کرنش خزشی. کسر حجمی حفرات تنها تابعی از کرنش خزشی است و تابعی از شرایط تنشی و دمای کاری نیست.		*[۴۶]*

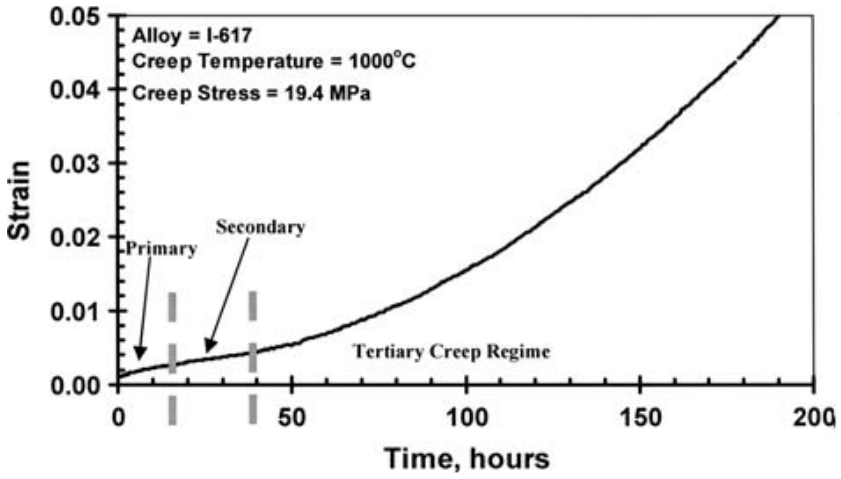
** Not reported in the paper*

لیلو[۲۳] و همکارانش *[۲۱]*، تغییرات کسر سطحی حفرات در اثر قرار گرفتن در شرایط مختلف خزشی را بررسی کردند و اثر کرنش خزشی، دما و تنش را بر کسر حفرات برای سوپر آلیاژ اینکونل ۶۱۷ بررسی نموده‌اند. منحنی خزشی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در شکل ۴-۱۳ نمایش داده شده است. همانگونه که در این

[23] Lillo

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شکل مشاهده می‌شود، در دماهای بالا بیشتر عمر خزشی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در مرحله سوم خزش سپری می‌شود. محدود بودن ناحیه خطی (مرحله دوم) در منحنی کرنش خزشی- زمان پیش‌تر برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ گزارش شده بود *[۱۹]*. از آنجا که عمدتاً تشکیل و توسعه حفرات در مرحله سوم خزش فلزات صورت می‌گیرد، لذا بررسی تشکیل و توسعه این حفرات در حین خزش این سوپرآلیاژ بسیار حائز اهمیت است. نتایج بررسی‌ها حاکی از این نکته است که با افزایش کرنش خزشی، کسر سطحی حفرات در ریزساختار افزایش می‌یابد. البته میزان تنش و دما به دلیل این نکته که در هنگام شکست نمونه‌ها سرعت کرنش مرحله سوم چندین برابر مقدار اولیه است، تاثیر قابل توجهی بر این رفتار سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ ندارد *[۴۶]*.



شکل (٤-١٣) بیشتر عمر خزشی سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ در مرحله سوم آن سپری می‌شود [٤٦].

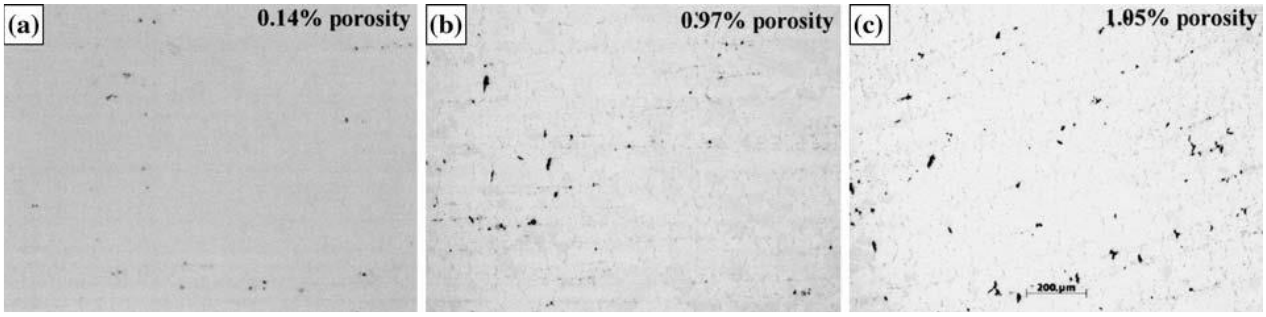
به طور معمول در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، گذار از مرحله ۲ به ۳ در مقادیر کرنش خزشی کمتر از ۰/۵ درصد و به طور معمول در زمان‌های کمتر از ۵۰ ساعت صورت می‌گیرد. و همانگونه که عنوان شد، بیشتر عمر خزشی این سوپرآلیاژ در مرحله سوم سپری می‌شود. در مرحله سوم نه تنها قطر مقطع نمونه کاهش می‌یابد، بلکه به دلیل تشکیل حفرات در ریزساختار سطح مقطع موثر نمونه نیزکاهش می‌یابد. بنابراین میزان تنش حقیقی در مرحله سوم به میزان چشمگیری نسبت به تنش در مراحل اول و دوم بیشتر است. این مطلب ممکن است باعث تغییر مکانیزم خزش از مکانیزم کابل[۲۴] به مکانیزم نابه‌جایی شود *[۲۱]* (البته در کاربردهای با تنش پایین همانند آنچه در اجزای محفظه احتراق توربین گاز اتفاق می‌افتد، مکانیزم‌های نفوذ شبکه‌ای یعنی نابارو- هرینگ[۲۵] نیز ممکن است فعال باشد).

[24] *Coble*

[25] *Nabarro-Herring*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

نتایج بررسی‌های آماری حاکی از این نکته است که برای بدست‌آوردن نتایج قابل اطمینان بایستی حفرات با اندازه بزرگتر از ۱ میکرومتر در سطحی بزرگتر از ۵۰ میلیمتر مربع اندازه‌گیری شوند. برای این منظور استفاده از سیستم‌های خودکار عکس‌برداری[۲۶] و مونتاژ تصویر[۲۷] پیشنهاد می‌شود. در شکل ۴-۱۴ توزیع و کسر سطحی حفرات خزشی تشکیل شده در کرنش‌های مختلف خزشی نمایش داده شده است. نتایج حاصل از اندازه‌گیری میانگین درصد حفرات خزشی در سه حالت تنشی و دمایی مختلف در شکل ۲-۱۵ نمایش داده شده است. همانگونه که انتظار می‌رود با افزایش کرنش خزشی، کسر حفرات نیز افزایش می‌یابد. همچنین ملاحظه می‌شود که تفاوت مشخصی در نتایج شرایط دمایی و تنشی مختلف وجود ندارد. لازم به ذکر است که به دلیل تغییر شکل موضعی در نمونه‌های تحت کرنش خزشی شدید، معمولاً حفرات به صورت همگن در نمونه توزیع نمی‌شوند و در مناطق کوچکی از سطح مقطع نمونه متمرکز می‌شوند. این مطلب با توجه به نتایج شکل ۲-۱۶ به راحتی قابل استنتاج است. در این شکل مقدار کسر حفرات بیشینه (یعنی کسر حفرات در مناطقی با تمرکز حفرات) به عنوان تابعی از کرنش خزشی رسم شده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، مقادیر کسر حفرات بیشینه نسبت به میانگین کسر حفرات برای نمونه‌های مختلف با کرنش خزشی یکسان، بیشتر می‌باشد. البته در هر دو شکل ۴-۱۵ و ۴-۱۶ با افزایش میزان کرنش خزشی میزان حفرات خزشی افزایش می‌یابد.

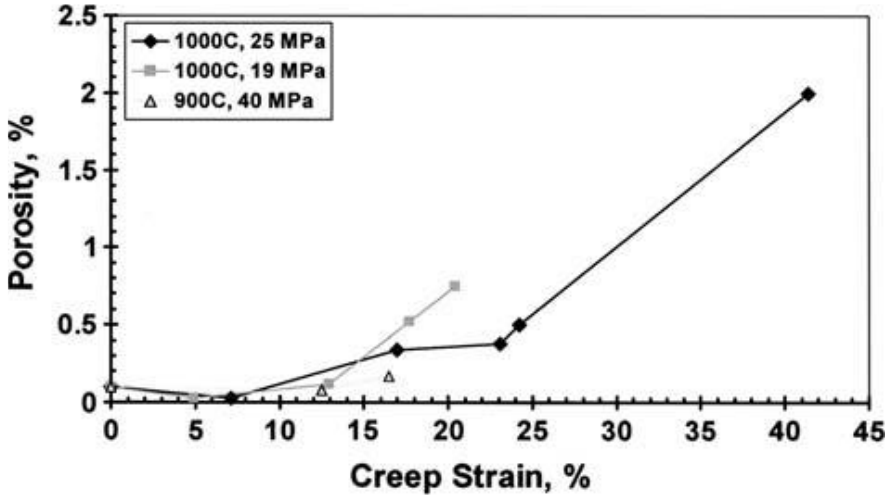


شکل (٤-١٤) توزیع حفرات در تصاویر میکروسکوپ نوری از سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧ پس از کرنش خزشی برابر (a) ۰/۰۵، (b) ۰/۱۵ و (c) ۰/۲۵ [٤٦].

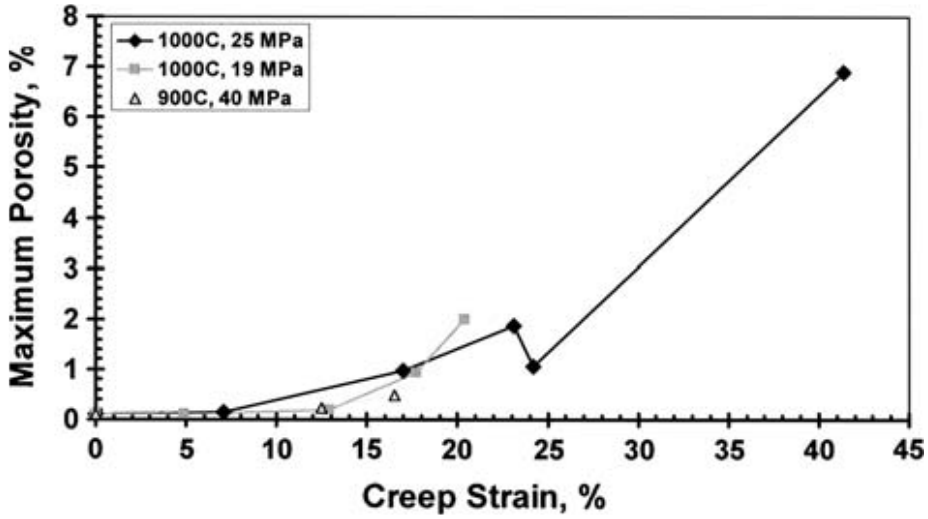
[26] *Automated image acqusition*

[27] *Image montage*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤–١٥) میانگین کسر سطحی حفرات خزشی به عنوان تابعی از کرنش خزشی. تنش و دمای خزش تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر کسر حفرات خزشی ندارد. با افزایش کرنش خزشی کسر حفرات خزشی افزایش می‌یابد [٤٦].



شکل (٤–١٦) کسر سطحی بیشینه حفرات خزشی به عنوان تابعی از کرنش خزشی. تنش و دمای خزش تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر کسر حفرات خزشی ندارد. با افزایش کرنش خزشی کسر بیشینه حفرات خزشی افزایش می‌یابد [٤٦].

نتایج این تحقیق مشخص می‌کند که کسر حجمی حفرات تنها تابعی از کرنش خزشی است و تابعی از شرایط تنشی و دمای کاری نیست. البته تغییرات شدید دمای کاری به دلیل تغییر مورفولوژی و کسر حجمی کاربیدها و در نتیجه تغییر تعداد مراکز جوانه‌زنی حفرات، تا حدودی بر کسر حجمی حفرات موثر می‌باشد، اما در مقایسه با میزان تغییرات شدید کسر حفرات با کرنش خزشی قابل صرف نظر کردن می‌باشد. از منظر مهندسی،

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

نکته قابل توجه برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ عدم افزایش مشخص در کسر حفرات خزشی تا کرنش خزشی ۰/۰۵ در طی خزش مرحله سوم این سوپرآلیاژ می‌باشد *[۴۶]*.

با توجه به موارد فوق می‌توان نتیجه گرفت که استفاده از منحنی شکل ۲-۱۶ به منظور تخمین عمر قطعات پوسته داخلی[۲۸] و محفظه اختلاط (از جنس سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷) با ملاحظات زیر قابل استفاده می‌باشد:

۱. با توجه به نتایج مرجع *[۴۶]*، این منحنی وابستگی چندانی به دما و تنش نداشته و تقریباً برای اکثر شرایط کاری قابل استفاده است.

۲. از آنجا که دمای کاری و شرایط تنشی قطعات پوسته داخلی و محفظه احتراق همواره پایین‌تر از مقادیر آزمایش شده در شکل ۲-۱۶ می‌باشد، لذا تخمین عمر برای این قطعات دارای ضریب اطمینان بالایی نبوده و در دماهای پایین‌تر بایستی با دقت و احتیاط بیشتری به کار برده شود.

۳. با توجه به اینکه شکست عمدتاً از مناطق با تمرکز بالای حفرات آغاز می‌شود و همچنین نتایج منحنی شکل ۲-۱۶ برای مناطق با بیشترین مقدار حفرات رسم شده است، لذا برای تخمین عمر قطعات محفظه احتراق، تنها کافی است که کسر حجمی حفرات در مناطق متمرکز از حفرات (یعنی بیشترین کسر حجمی حفرات) محاسبه شود. لذا این روش از نقطه نظر عملی امکان‌پذیرتر می‌باشد.

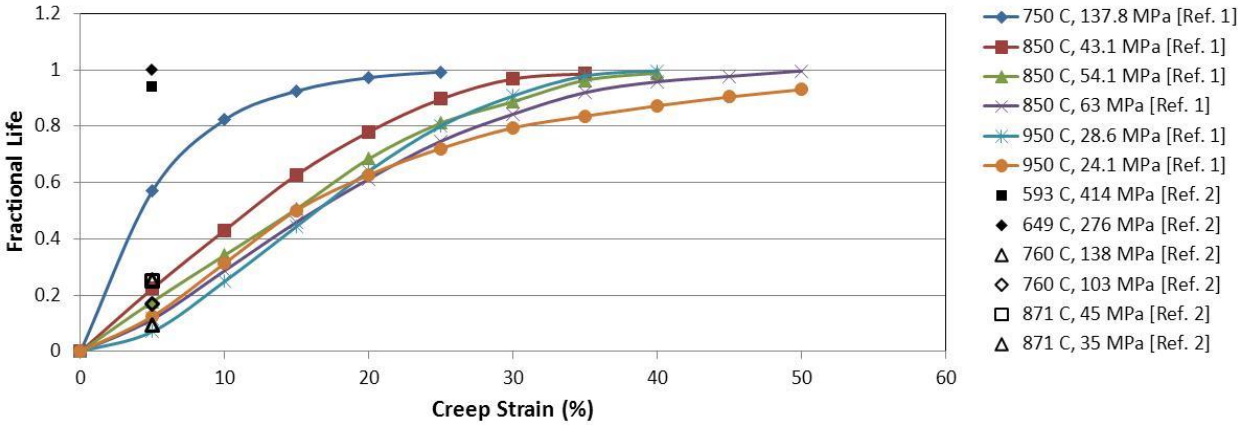
۴. از آنجا که حفرات در تصاویر متالوگرافی نمونه‌های مختلف کاملاً سیاه بوده و کنتراست مناسبی دارند، لذا اندازه‌گیری کسر سطحی آن‌ها به کمک نرم‌افزارهای پردازش تصویر با دقت بالایی امکان‌پذیر بوده و پیشنهاد می‌شود.

به منظور محاسبه عمر باقیمانده در قطعات پوسته داخلی و محفظه احتراق، ابتدا بایستی کسر بیشینه حفرات در تصاویر رپلیکا تهیه شده از قطعات تحت سرویس، توسط نرم‌افزارهای پردازش تصویر محاسبه شده و سپس با استفاده از منحنی شکل ۴-۱۶، کرنش خزشی اعمال شده تخمین زده شود. در نهایت از منحنی شکل ۴-۱۷ به منظور تخمین عمر سپری شده در قطعات استفاده خواهد شد. این منحنی از نتایج آزمون تنش-

[28] *Inner casing*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

گسیختگی نمونه‌های سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ موجود در منابع مختلف استخراج شده است. همانگونه که در نتایج این منحنی مشاهده می‌شود، عمر خزشی سپری شده برای دماهای بالای $^{\circ}C$ ۷۵۰ تقریباً مستقل از شرایط دمایی و تنشی بوده و رفتار یکسانی از خود نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که برای نمونه‌های سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، قرار گرفته در شرایط خزشی در دماهای بالای $^{\circ}C$ ۷۵۰، تا کسر حفرات برابر ۰/۲ درصد سطحی و یا تا کرنش خزشی کمتر از ۵ درصد عمر خزشی ناچیزی از نمونه (کمتر از ۲۰ درصد) مصرف می‌شود.



شکل (٤–۱۷) کسر عمر سپری شده به عنوان تابعی از کرنش خزشی در دماها و شرایط تنشی متفاوت (مرجع Ref. 1: [٤٤] و مرجع Ref. 2: [٤٧]).

٤–٤– بررسی تغییرات سختی

استحکام سوپرآلیاژهای پایه نیکل با قرارگیری در شرایط سرویس به صورت تابعی از زمان و دما تغییر می‌کند. سختی سوپرآلیاژها معمولاً به دلایلی از قبیل رسوب ذرات γ'، تشکیل کاربیدها و رشد ریزساختار دچار تغییر می‌شوند. بنابراین آزمون سختی‌سنجی می‌تواند به عنوان روشی غیرمخرب برای تخمین عمر و تخمین دمای کاری قطعات داغ محفظه احتراق به کار گرفته شود. ارتباط تغییرات سختی با شرایط کاری قطعه معمولاً به وسیله پارامتر لارسون میلر نشان داده می‌شود تا تاثیر هر دو پارامتر دما و زمان بر سختی به طور همزمان توضیح داده شود. پارامتر لارسون–میلر در اینجا برابر با

$$P=T(20+\log t)\times 10^{-3} \qquad (۲–۲۰)$$

که P نمایانگر پارامتر لارسون–میلر، T دمای کاری برحسب کلوین و t در اینجا مدت زمان کارکرد قطعه بر حسب ساعت می‌باشد. تغییرات سختی به عنوان تابعی از پارامتر P باعث دستیابی به رابطه‌ی $H = f(P)$ می‌شود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

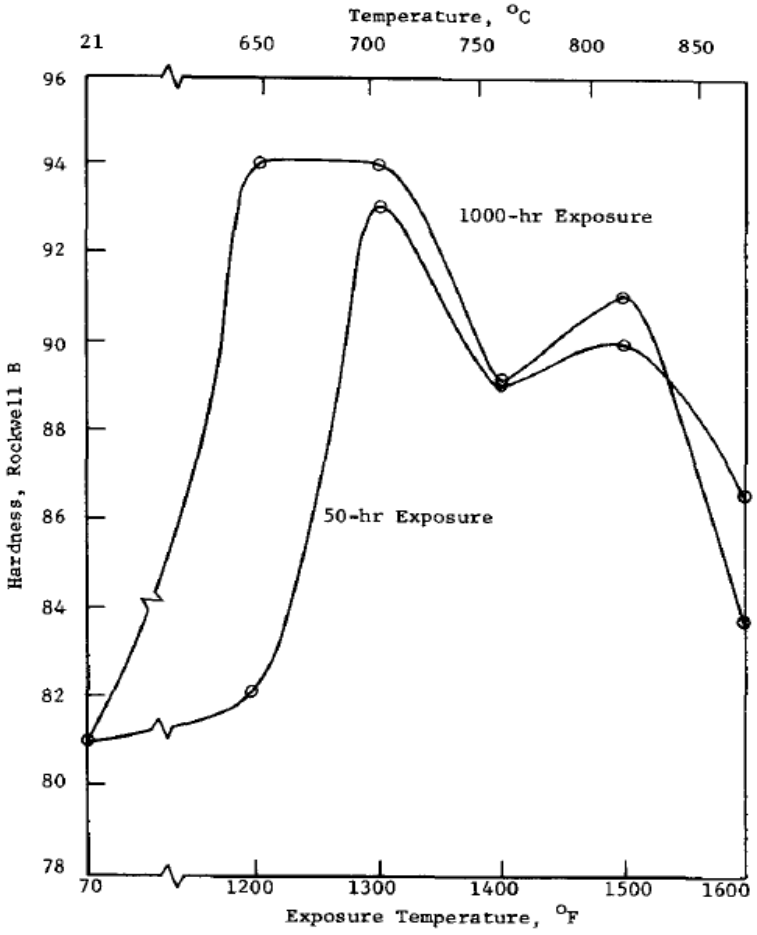
شکل ۴-۱۹ تغییرات سختی برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، قرار گرفته در دماهای مختلف برای مدت زمان‌های ۵۰ و ۱۰۰۰ ساعت را نشان می‌دهد. همانگونه که در این منحنی مشاهده می‌شود، تغییرات سختی در این سوپرآلیاژ یکنواخت نبوده و در دماهای مختلف به دلیل حضور فازهای متفاوت به شدت متغیر است. افزایش سختی در اثر استحکام‌دهی به روش پیرسازی فاز γ' در این منحنی کاملاً مشهود است. در حالی که سختی سوپرآلیاژ فوق در حالت آنیل برابر با RB ۸۱ بوده است، پس از قرارگیری در دمای $°C$ ۶۵۰ برای مدت ۱۰۰۰ ساعت، سختی آن به مقدار RB ۹۴ افزایش یافته است. همچنین ملاحظه می‌شود که قرار گرفتن نمونه برای مدت ۵۰ ساعت در دمای $°C$ ۶۵۰ به دلیل تشکیل مقدار کم فاز γ' باعث افزایش قابل توجه سختی نمی‌شود. این مطلب با نتایج سایر پژوهش‌ها و همچنین منحنی TTT این سوپرآلیاژ همخوانی دارد[۲۹]. در دماهای بالای $°C$ ۷۰۴ همانگونه که انتظار می‌رفت، به دلیل شروع انحلال فاز γ' (عدم تشکیل فاز γ') سختی افزایش قابل توجهی نمی‌یابد. اما با افزایش بیشتر دما، میزان سختی به دلیل تشکیل مقدار قابل توجه کاربیدها مجددا افزایش می‌یابد *[۲۷]*.

مارسلو کبیبو[۳۰] و همکاران *[۳۰]*، در سال ۲۰۰۷ نتایج سختی‌سنجی نمونه‌های قرار گرفته در دماهای $°C$ ۷۰۰ و $°C$ ۸۰۰ را با نتایج سختی‌سنجی سایر پژوهش‌ها مقایسه کردند. شکل ۴-۲۰ تغییرات سختی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ بر حسب زمان‌های مختلف کاری را نشان می‌دهد. اولین نکته‌ای که در مورد تغییرات سختی این سوپرآلیاژ به چشم می‌خورد، عدم رفتار یکسان سختی‌پذیری این آلیاژ در دماهای مختلف است. این مطلب با توجه به تشکیل و انحلال فازهای مختلف در دماهای مختلف قابل پیش‌بینی بود. همانگونه که در شکل ۴-۲۰ مشاهده می‌شود، در حالی که حتی مدت زمان ۱۰۰۰۰۰ ساعت برای رسیدن به حداکثر سختی در دماهای $°C$ ۶۵۰ و $°C$ ۷۰۰ کافی نمی‌باشد، اما این سوپرآلیاژ پس از قرار گرفتن در دمای $°C$ ۷۶۰ برای مدت کمتر از ۱۰۰۰۰ ساعت دچار فراپیری می‌شود. علاوه بر این مقادیر حداکثر سختی در دماهای مختلف نیز بسیار متفاوت می‌باشد.

[۲۹] ر. ک. بخش استفاده از تغییرات ریزساختاری در تخمین عمر

[30] *Marcello Cabibbo*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



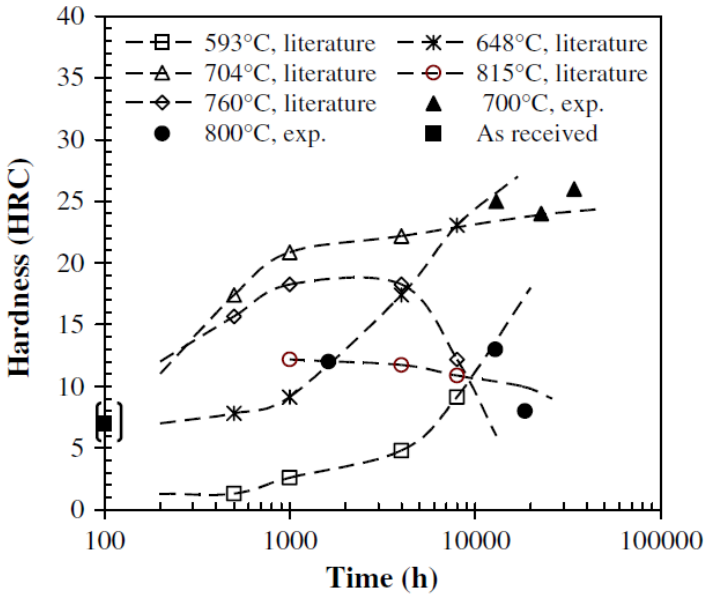
شکل (٤–١٩) تاثیر قرارگیری دمای بالا بر سختی دمای محیط سوپرآلیاژ اینکونل ٦١٧. (سختی نمونه آنیل برابر R_b ٨١ می‌باشد) [٢٧].

کریشنا[31] و همکارانش *[۹]*، در سال ۲۰۰۹ سختی نمونه‌های قرار گرفته در دماهای $°C$ ۶۵۰ و $°C$ ۷۰۰ را بررسی کردند. نتایج این بررسی‌ها در شکل ۴–۲۱ نشان داده شده است. مهمترین نکته‌ای که از این شکل قابل استنتاج است، افزایش بیشتر سختی نمونه‌ها در اثر اعمال تنش بر نمونه است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، در حالی که سختی نمونه اولیه برابر ۱۸۶/۶ ویکرز بوده است، اما سختی قسمت بدون تنش (قسمت ابتدای نمونه) تا مقدار ۲۸۷ ویکرز برای نمونه‌ی قرار گرفته در دمای $°C$ ۷۰۰ برای مدت ۳۲۰۰۰ ساعت افزایش یافته است. در مورد قسمت تحت تنش (گیج نمونه) سختی تا ۳۵۳ ویکرز برای نمونه قرار گرفته در دمای $°C$ ۶۵۰ برای مدت زمان ۴۵۰۰۰ ساعت افزایش یافته است. این نمونه در همین مدت زمان دچار شکست شده است و پس از شکست نیز درصد کاهش سطح مقطع بسیار پایین (کمتر از ۱ درصد) از خود نشان داده

[31] *Krishna*

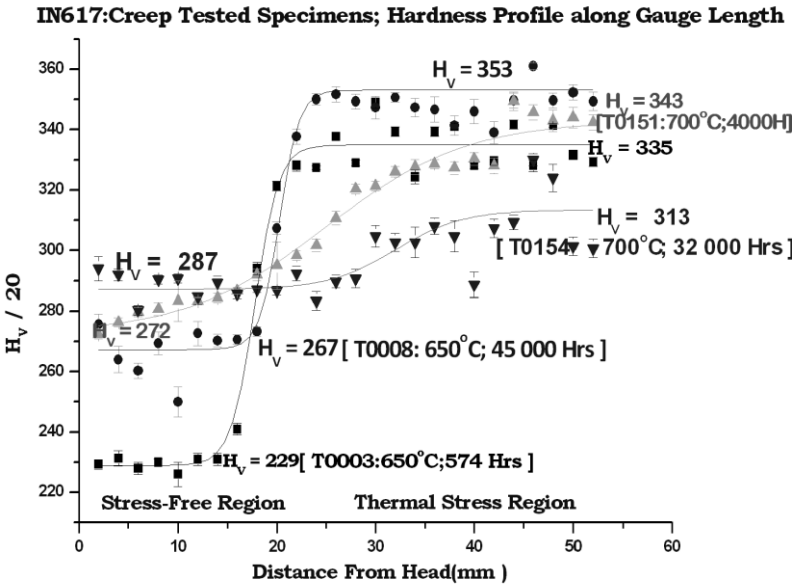
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

است. افزایش سختی در این نمونه‌ها به تشکیل مقادیر قابل توجه کاربیدها در مرزها و درون دانه و همچنین رسوب سختی سوپرآلیاژ به وسیله رسوبات γ' مربوط می‌شود. کمتر بودن سختی در نمونه قرار گرفته در دمای ۷۰۰ $^{\circ}C$ برای مدت ۳۲۰۰۰ ساعت نسبت به مقدار مورد انتظار، احتمالاً به دلیل درشت شدن رسوبات فاز γ' می‌باشد.



شکل (٤–۲۰) تغییرات سختی به عنوان تابعی از مدت زمان خزش (سختی نمونه آنیل با مربع توپر نشان داده شده است) [۳۰].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

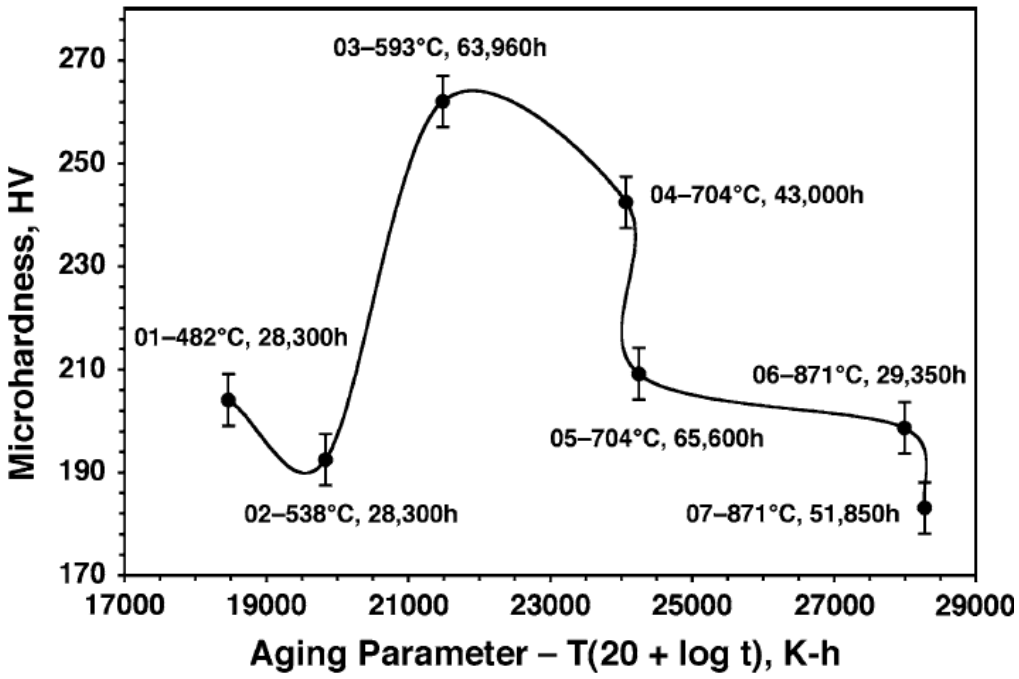


شکل (٤–٢١) تغییرات سختی به عنوان تابعی از فاصله از ابتدای نمونه برای نمونه‌های تحت خزش قرار گرفته در دماهای ٦٥٠ °C و ٧٠٠ °C [٣٤].

کوان یان وو[32] و همکارانش *[۱۰]* تغییرات سختی برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ پیرسازی شده برای مدت زمان‌های طولانی در دماهای $C°$ ۴۸۲ تا $C°$ ۸۷۱ را بررسی نمودند. شکل ۴–۲۲ تغییرات سختی برای این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. بنابر یافته‌های آن‌ها مهمترین عامل تاثیرگذار بر سختی سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ در این محدوده‌ی دمایی تغییرات کسر حجمی و اندازه ذرات γ' در ریزساختار می‌باشد. بنابر یافته‌های آن‌ها بیشترین مقدار سختی در نمونه پیرسازی شده در دمای $C°$ ۵۹۳ مشاهده شد که دارای بیشترین مقدار کسر حجمی ذرات ریز γ' (تقریباً ۵ درصد) می‌باشد. همانگونه که ملاحظه می‌شود، پیرسازی در دماهای کمتر و بیشتر از دمای $C°$ ۵۹۳ باعث کاهش سختی به دلیل کسر کمتر فاز γ' و یا درشت شدن آن می‌شود.

[32] *Quanyan Wu*

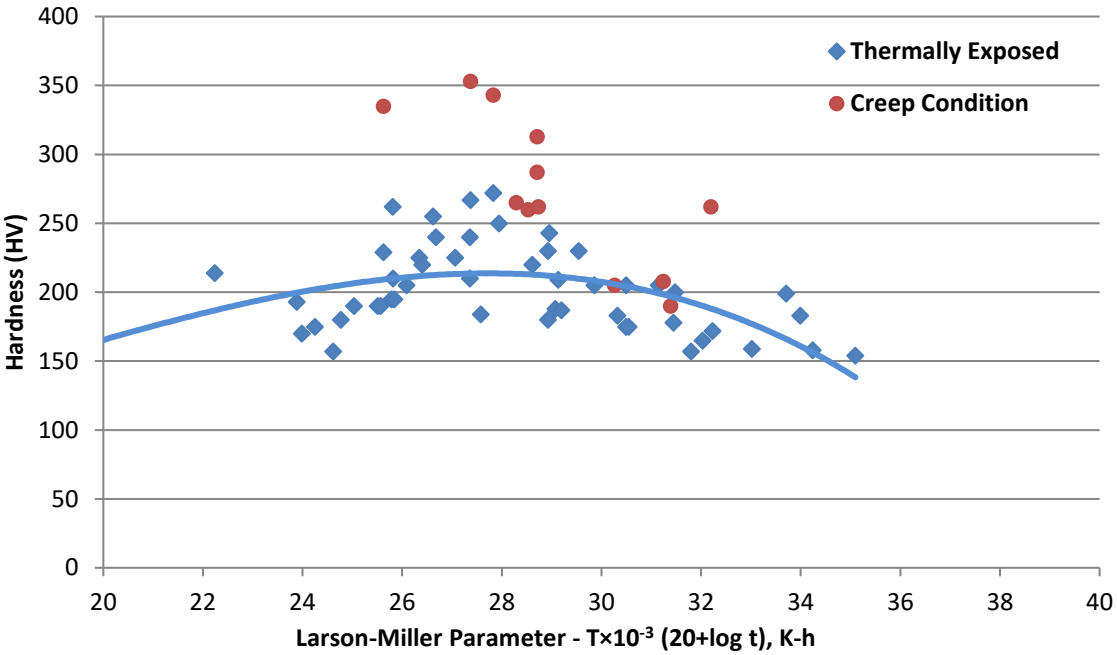
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤–٢٢) تغییرات سختی به عنوان تابعی از پارامتر پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده برای مدت زمان‌های طولانی [۳۵].

همانگونه که از مباحث مطرح شده مشخص می‌شود، در مورد سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، تغییرات سختی به شدت وابسته به دمای سرویس و تنش کاری می‌باشد. این مطلب در شکل ۴–۲۳ به وضوح نشان داده شده است. در این شکل مقادیر تغییرات سختی بر حسب پارامتر لارسون–میلر برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ پس از قرارگیری در دماهای بالا رسم شده است. داده‌های این منحنی‌ها با توجه به نتایج سختی گزارش شده در مقالات مختلف ترسیم شده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، به دلیل تفاوت مکانیزم‌های تغییرات سختی در دماهای مختلف، پراکندگی سختی برای نمونه‌های پیرسازی شده زیاد می‌باشد. علاوه بر این نمونه‌های قرار گرفته در شرایط خزشی، مقدار سختی به مراتب بیشتری را نشان می‌دهند.

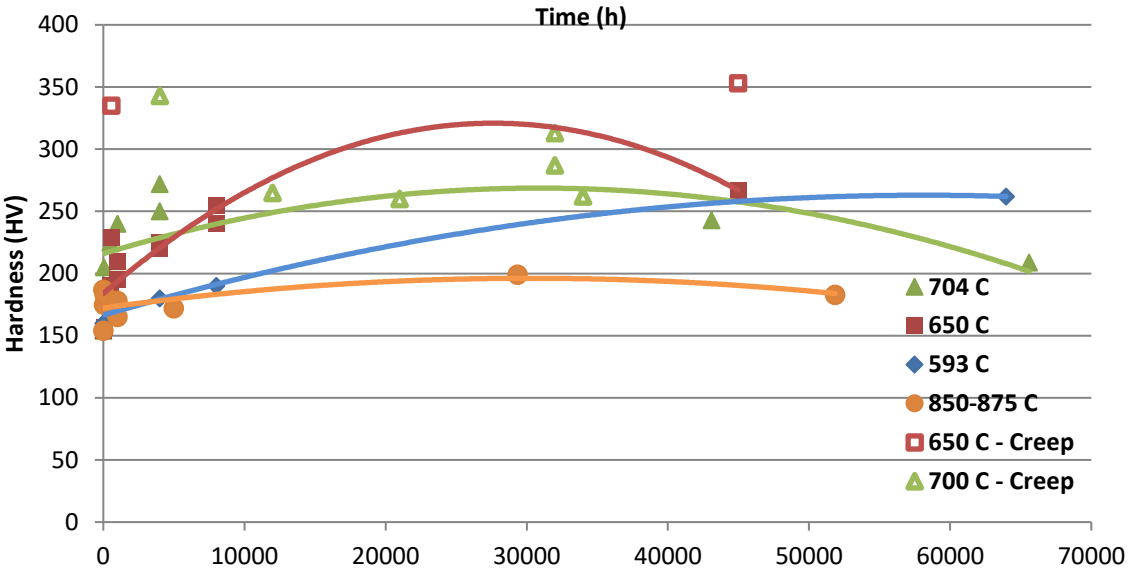
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



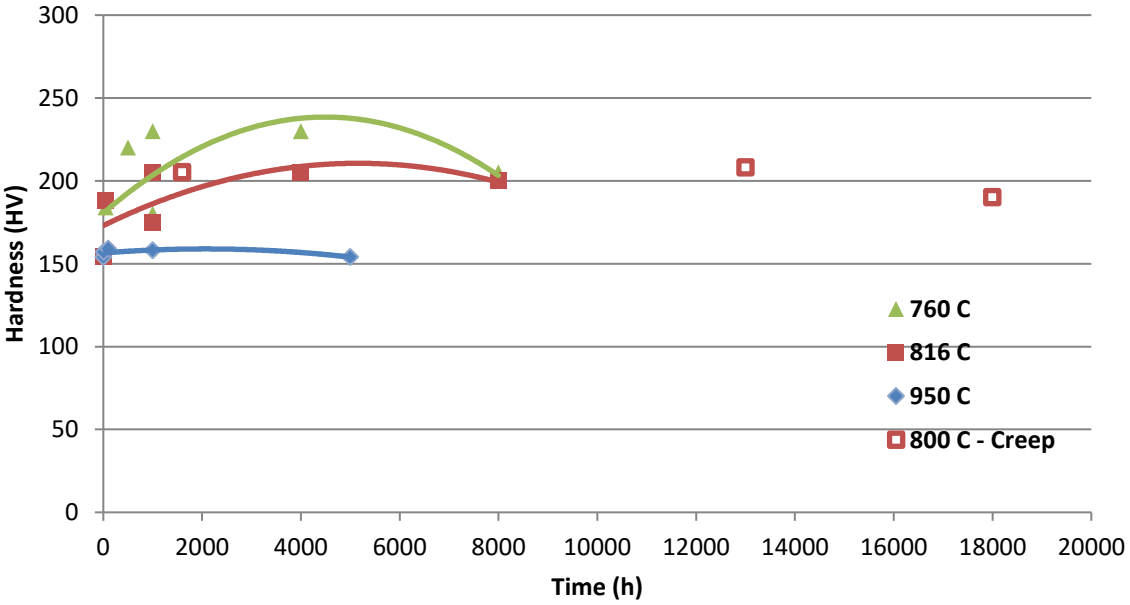
شکل (٤–٢٣) تغییرات سختی به عنوان تابعی از پارامتر لارسون میلر برای نمونه‌های پیرسازی شده برای مدت زمان‌های طولانی گزارش شده در منابع مختلف [۳۰، ۲۸، ۳۷، ۲۷، ۳۸].

لذا با توجه به موارد فوق، نتیجه می‌شود که برای تخمین عمر قطعات ساخته شده از سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ به روش سختی‌سنجی، دما و همچنین تنش کاری قطعه تحت سرویس بایستی مورد نظر قرار گیرد. برای این منظور تغییرات سختی در حالت بدون تنش و برای هر دما به صورت مجزا برای این سوپرآلیاژ ترسیم شده است. شکل‌های ۴–۲۴ و ۴–۲۵ تغییرات سختی به عنوان تابعی از دما و زمان و برای این سوپرآلیاژ را نشان می‌دهند. همچنین تغییرات سختی گزارش شده در برخی از مقالات برای شرایط خزشی نیز در این منحنی‌ها مشخص شده است. با بهره‌گیری از این منحنی‌ها و در نظر گرفتن زمان کارکرد قطعه، مشابه منحنی‌های سختی بر حسب پارامتر لارسون–میلر، تخمین دمای کاری قطعه تا حدودی امکان‌پذیر می‌شود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل (٤–٢٤) تغییرات سختی به عنوان تابعی از زمان پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای ٦٠٠، ٦٥٠، ٧٠٠ و ٨٥٠ °C [٣٠، ٣٧، ٢٧، ٣٨].



شکل (٤–٢٥) تغییرات سختی به عنوان تابعی از زمان پیرسازی برای نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای ٧٦٠، ٨٠٠ و ٩٥٠ °C [٣٠، ٣٧، ٢٧، ٣٨].

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل پنجم

نحوه انجام آزمایشها و آماده‌سازی نمونه‌ها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۵-۱- مقدمه

در این فصل مشخصات مواد مورد استفاده، نحوه نمونه‌برداری و روش انجام آزمایشها توضیح داده شده است.

۵-۲- مواد اولیه مورد استفاده

در این تحقیق سه نوع نمونه مختلف مورد استفاده قرار گرفت. نمونه نو (کارنکرده) از یک ورق کار گرم و آنیل شده در دمای ۱۱۷۵ درجه و به ضخامت ۱۲ میلیمتر تهیه گردید. نمونه‌های کارکرده در دماهای مختلف و تنش متوسط کاری که در معرض گاز داغ بوده‌اند، از اجزای محفظه احتراق توربین گاز جدا شده‌اند. در جدول ۱-۱ زمان کارکرد و دمای کاری نمونه‌های کارکرده آورده شده است. در جدول۱-۲ ترکیب شیمیایی نمونه‌ها آمده است. هم چنین تعدادی نمونه کارنکرده در دمای $^{\circ}C$ ۹۰۰ در کوره آزمایشگاهی پیرسازی شده‌اند؛ در جدول ۱-۳ زمان‌های پیرسازی نمونه‌ها آورده شده است. در شکل ۱-۱ تصاویر تعدادی از نمونه‌های مورد استفاده نشان داده شده است.

جدول ۵-۱ – شرایط کارکرد نمونه‌های کارکرده

نمونه	زمان کارکرد، ساعت	دمای کاری، $^{\circ}C$
ورق کارنکرده	--	--
۱	۱۰۵۰۰۰	۷۵۰
۲	۶۵۰۰۰	۸۰۰
۳	۹۸۰۰۰	۸۰۰
۴	۲۴۰۰۰	۸۵۰
۵	۳۵۰۰۰	۸۵۰
۶	۶۶۰۰۰	۸۵۰

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول ۵-۲- ترکیب شیمیایی نمونه‌ها

نمونه	*C*	*Si*	*Mn*	*Cr*	*Mo*	*Fe*	*Al*	*Co*	*Cu*	*Ti*	*B*	*S*
کارنکرده	*0.064*	*0.089*	*0.003*	*20.95*	*8.18*	*1.13*	*1.1*	*11.83*	*0.017*	*0.269*	*0.0002*	*0.001*
۱	*0.065*	*0.117*	*0.04*	*21.34*	*8.49*	*1.59*	*1.34*	*11.91*	*.044*	*0.37*	*0.0004*	*0.001*
۲	*0.059*	*0.102*	*0.082*	*22.27*	*8.3*	*1.71*	*1.24*	*11.9*	*0.132*	*0.343*	*0.0006*	*0.001*
۳	*0.029*	*0.08*	*0.017*	*21.29*	*8.63*	*1.06*	*1.14*	*11.84*	*0.023*	*0.333*	*0.0001*	*0.001*
۴	*0.084*	*0.012*	*0.022*	*21.17*	*9*	*1.24*	*1.22*	*12.75*	*0.027*	*0.191*	*0.0007*	*0.001*
۵	*0.068*	*0.088*	*0.077*	*21.81*	*8.32*	*1.31*	*1.24*	*11.79*	*0.072*	*0.323*	*0.0004*	*0.001*
۶	*0.068*	*0.178*	*0.1*	*22.76*	*8.74*	*1.11*	*1.28*	*11.74*	*0.09*	*0.339*	*0.0003*	*0.001*
IN617	*0.05-0.15*	*Max 1*	*Max 1*	*20-24*	*8-10*	*Max 3*	*0.8-1.5*	*10-15*	*Max 0.5*	*Max 0.6*	*0.006*	*Max 0.015*

جدول ۵-۳ – شرایط پیرسازی نمونه‌ها در دمای ۹۰۰°C

زمان پیرسازی، ساعت	**نمونه**
۱	۹۰۰۱
۱۰	۹۰۰۲
۱۰۰	۹۰۰۳
۴۰۰	۹۰۰۴
۱۰۰۰	۹۰۰۵
۱۵۰۰	۹۰۰۶
۲۰۰۰	۹۰۰۷
۳۵۰۰	۹۰۰۸
۴۲۵۰	۹۰۰۹

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۵-۱- تعدادی از نمونه‌های مورد بررسی

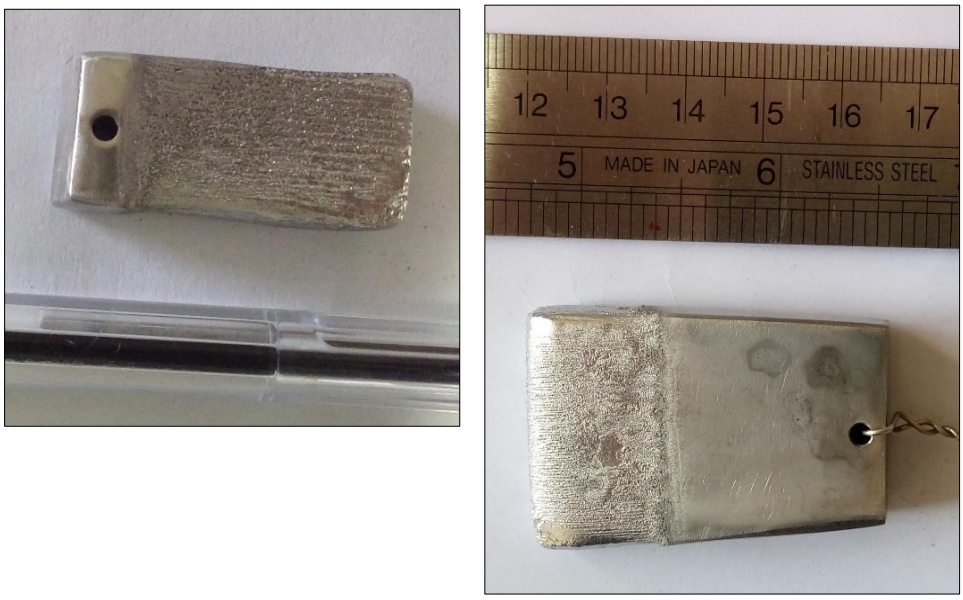
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۵-۳- بررسی ریزساختاری

جهت بررسی ریزساختاری آماده‌سازی نمونه‌ها مطابق استاندارد *ASTM-E3* انجام شد. برای اچ نمونه‌ی نو از ترکیب *15ml HCl+10ml CH_3COOH+10ml HNO_3* و برای نمونه‌های پیرسازی شده از محلول *Kalings* (*5gr $Cucl_2$+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[۳۳] (*FESEM-TESCAN MIRA3-XMU*) مجهز به آنالیز عنصری *EDS* (*SAMx*) مورد بررسی قرار گرفت.

۵-٤- استخراج فازها از زمینه

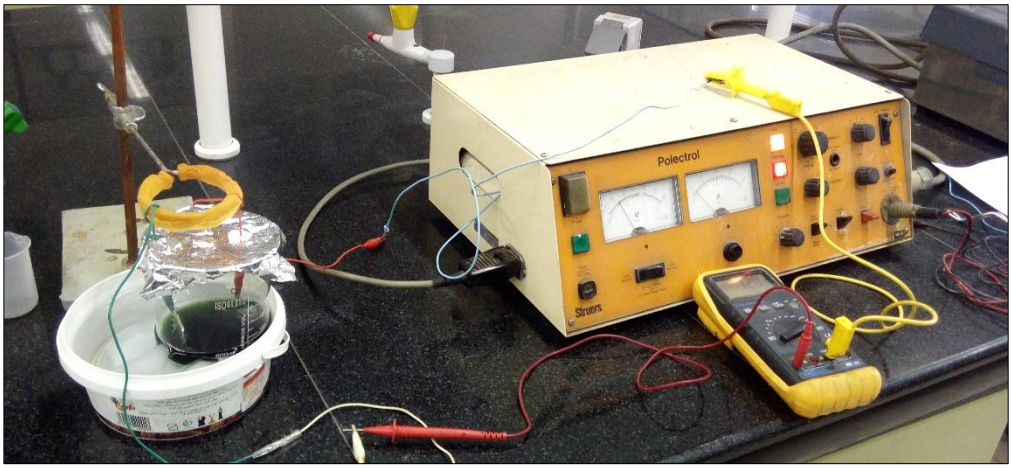
جهت ارزیابی دقیق‌تر رسوبات تشکیل شده در نمونه‌ها مطابق استاندارد *ASTM E963* استخراج گردید. در این روش با تهیه ۴۰۰ میلی لیتر محلول ۱۰ درصد *HCl* و ۹۰ درصد اتانول و با اعمال دانسیته جریان *1.2 A* بین نمونه (آند) و کاتد پلاتینی و در مدت ۴ ساعت در حدود ۴ گرم از آلیاژ در محلول حل گردید. پس از انحلال از دستگاه سانتریفوز با دور ۱۰۰۰۰ دور در دقیقه برای جداسازی رسوبات استفاده شد. در انتها حدود *0.05-0.08* گرم رسوب استخراج گردید. رسوبات با دستگاه *XRD* و میکروسکوپ *SEM* مورد آنالیز و بررسی قرار گرفت. در شکلهای ۱-۲ و ۱-۳ تجهیزات و نمونه‌های مورد استفاده نشان داده شده است.



شکل ۵-۲- نمونه‌های مورد استفاده در فرایند استخراج رسوبات از زمینه

[1] *Field Emission Scanning Electron Microscope*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337





شکل ۵-۳- سل الکتروشیمیایی و دستگاه سانتریفوژ مورد استفاده در استخراج رسوبات

۵-۵- بررسی با میکروسکوپ TEM

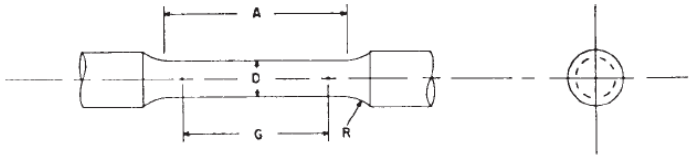
ابتدا با دستگاه وایرکات فویلی به ضخامت یک میلیمتر و در ابعاد (۱۰×۱۰) میلیمتر جدا می شود. سپس با سنباده مش ۸۰۰ ضخامت فویل به ۸۰ میکرون کاهش می‌یابد. با پانچ نمونه هایی با قطر ۳ میلیمتر از فویل جدا می شود. توسط دستگاه الکتروپولیش با جت دو طرفه و با استفاده از محلول ۱۰ درصد اسید پرکلریک و ۹۰ درصد اتانول در شرایط منفی ۳۰ درجه و پتانسیل ۱۲ ولت سوراخ در وسط نمونه ایجاد می‌گردد. برای بررسی از میکروسکوپ *Tecnai GF20 sreies* استفاده شد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۵-٦- خواص مکانیکی

آزمایشهای خواص مکانیکی مطابق استانداردهای *ASTM E8, E21,E139 and E23* انجام شد. برای آزمایشهای کشش در دمای محیط، کشش گرم و گسیختگی تنشی از نمونه گرد با قطر سنجه ۴ میلیمتر استفاده شد. ابعاد نمونه در شکل ۱-۴ نشان داده شده است. برای آزمون ضربه از روش چارپی و نمونه در ابعاد (۱۰×۱۰) میلیمتر شد.





	Dimensions, mm				
	Standard Specimen	Small-Size Specimens Proportional To Standard			
	12.5	9	6	4	2.5
G—Gage length	62.5 ± 0.1	45.0± 0.1	30.0 ± 0.1	20.0± 0.1	12.5 ± 0.1
D—Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2	9.0 ± 0.1	6.0 ± 0.1	4.0 ± 0.1	2.5 ± 0.1
R—Radius of fillet, min	10	8	6	4	2
A—Length of reduced section, min (Note 2)	75	54	36	24	20

شکل ۵-٤- ابعاد نمونه مورد استفاده در تست کشش و گسیختگی تنشی

۵-۷- نرم‌افزارهای مورد استفاده

برای اندازه گیری اندازه دانه، اندازه فازهای ثانویه و محاسبه کسر سطحی فازها از نرم افزار *ImageJ* استفاده شد. برای شناسایی کیفی فازهای موجود در الگوی پراش اشعه ایکس ذرات استخراج شده از زمینه از نرم افزار *High Score Plus* و برای محاسبه درصد کمی فازهای موجود از نرم افزار *MAUD* استفاده گردید.

۵-۸- عملیات حرارتی

برای بازیابی خواص عملیات حرارتی در دمای ۱۱۷۵ درجه و زمان نگهداری یک ساعت انجام شد. بعد از حرارت دهی نمونه ها در آب کوئنچ شده اند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل ششم

بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در آلیاژ ۶۱۷ در دماهای ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه

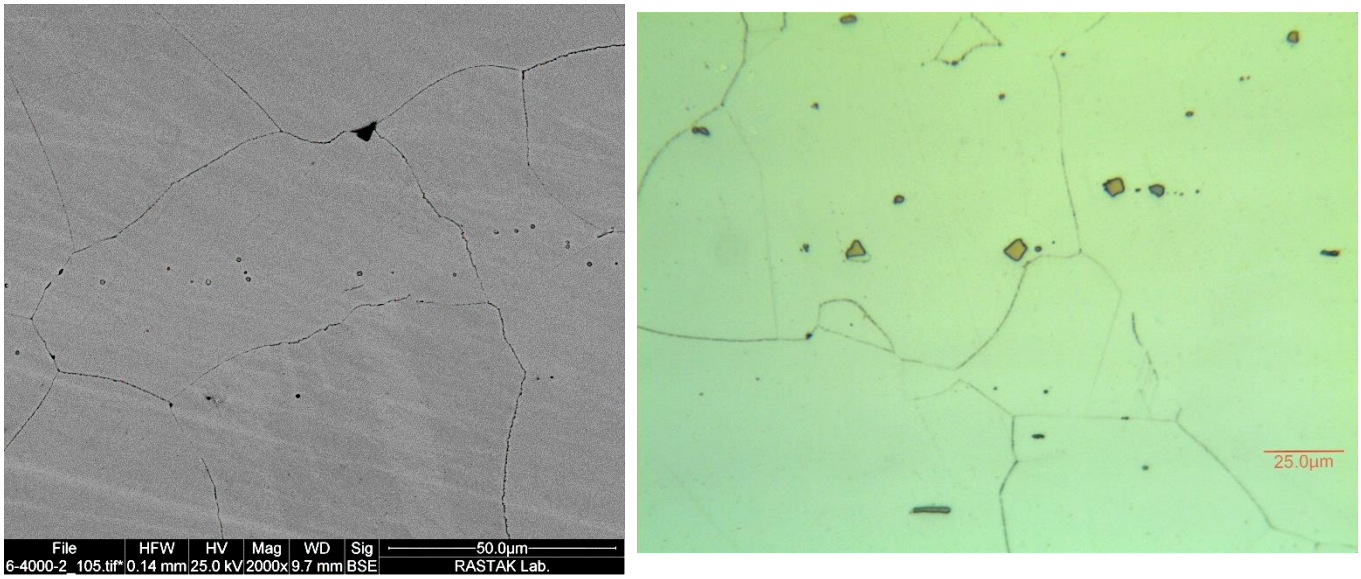
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

٦-١- مقدمه

در این فصل مطابق جدول ١-١ نمونه‌های یک، دو و سه که در اولی در دمای ٧٥٠ درجه و دو تای دیگر در دمای ٨٠٠ درجه کار کرده اند، مورد بررسی قرار می گیرند. در ابتدا ساختار نمونه ورق نو (کارنکرده) بررسی می شود.

٦-٢- ورق نو

در شکل ٢-١ ریزساختار ورق نو نشان داده شده است. ساختار از دانه‌های هم محور آستنیتی، ذرات پراکنده و بلوکی شکل درون دانه‌ای $Ti(C,N)$ و درصد بسیار کمی کاربیدهای M_6C و $M_{23}C_6$ درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای تشکیل شده است. بر اساس آنالیز تصویری درصد سطحی کاربیدهای موجود در حدود ٠/٥ درصد می‌باشد. ابعاد کربونیتریدها در محدوده طول ١١-۴ میکرون و عرض ٥-١/۴ میکرون قرار دارند.



شکل ٦-١- ریزساختار ورق آنیل شده

٦-٣- نمونه شماره یک، ١٠٥٠٠٠ ساعت کارکرد

در شکلهای ٢-٢ و ٢-٣ ریزساختار نوری و الکترونی نمونه نشان داده شده است. در بیشتر مرزدانه‌ها رسوبات پیوسته تشکیل شده، در درون دانه‌ها و مرزهای دوقلویی نیز رسوبات درشت تولید شده است. مطابق تصاویر SEM کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C در مرزدانه‌ها مجاور هم قرار دارند. در داخل دانه‌ها برخی از رسوبات شامل هر دو کاربید است. در مجاور ذرات $Ti(C,N)$ نیز هر دو کاربید تشکیل شده و استحاله تبدیل کربونیترید به

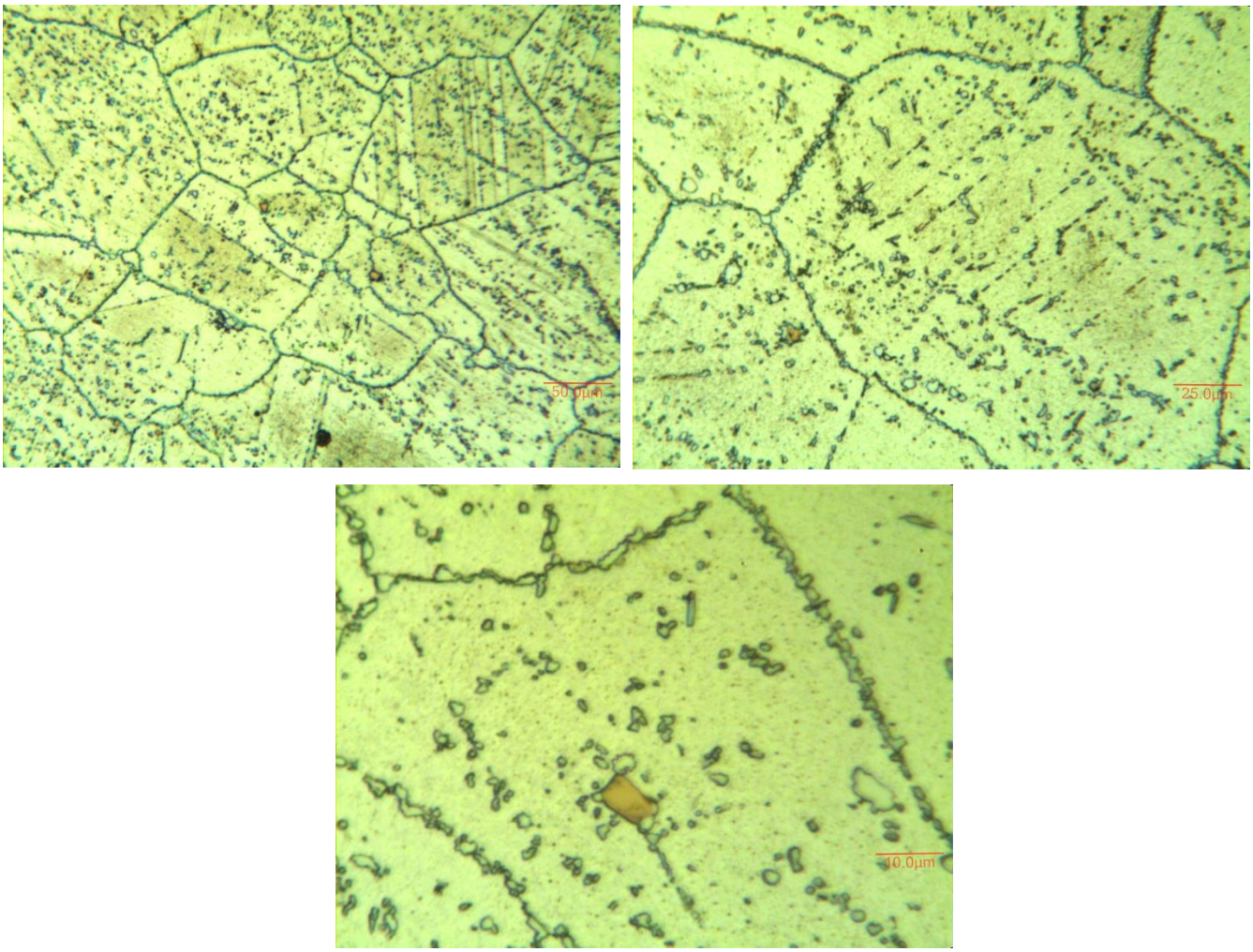
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

کاربید هم اتفاق افتاده است. در شکلهای ۲-۴ و ۲-۵ توزیع عناصر اصلی در دو نوع رسوب مختلف نشان داده شده است. شکل ۲-۴ شامل سه فاز ثانویه اصلی یعنی $M_{23}C_6$، M_6C و $Ti(C,N)$ است و بخوبی تبدیل ذره کربونیترید تیتانیم به کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C را نشان می دهد. در شکل ۲-۵ توزیع عناصر کروم، مولیبدن و نیکل برای دو کاربید نشان داده شده است. در خصوص تبدیل کاربیدها به یکدیگر در بخش بعدی توضیح داده خواهد شد.

در شکل ۲-۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری آورده شده است. ذرات گاما پرایم بصورت یکنواخت و به شکلهای مکعبی و شبه کروی در ابعاد متوسط ۴ نانومتر مشاهده می‌شود. ابعاد ذرات گاما پرایم با توجه به زمان کارکرد بسیار زیر است. در مقاله کیوآن‌یان وو و همکاران *[۱]* در دمای ۷۰۴ درجه و زمان ۶۵۶۰۰ ساعت ابعاد گاما پرایم حدود ۲۰۰ نانو ذکر شد. روند تغییرات ابعادی گاما پرایم بدین صورت است که ابتدا در ابعاد ۱۰ الی ۲۰ نانومتر بوده سپس بر حسب مقدار دما و زمان پیرسازی رشد کرده، از لحاظ درصد حجمی کاهش و از لحاظ ابعادی با پیوستن ذرات افزایش می یابد. البته بسته به مقدار دما درصد حجمی آن بسیار کاهش می یابد در دماهای بیش از ۸۷۰ درجه مقدار آن ناچیز می باشد. آنالیز *EDS* کاربیدها در شکل ۲-۷ ارائه شده است.

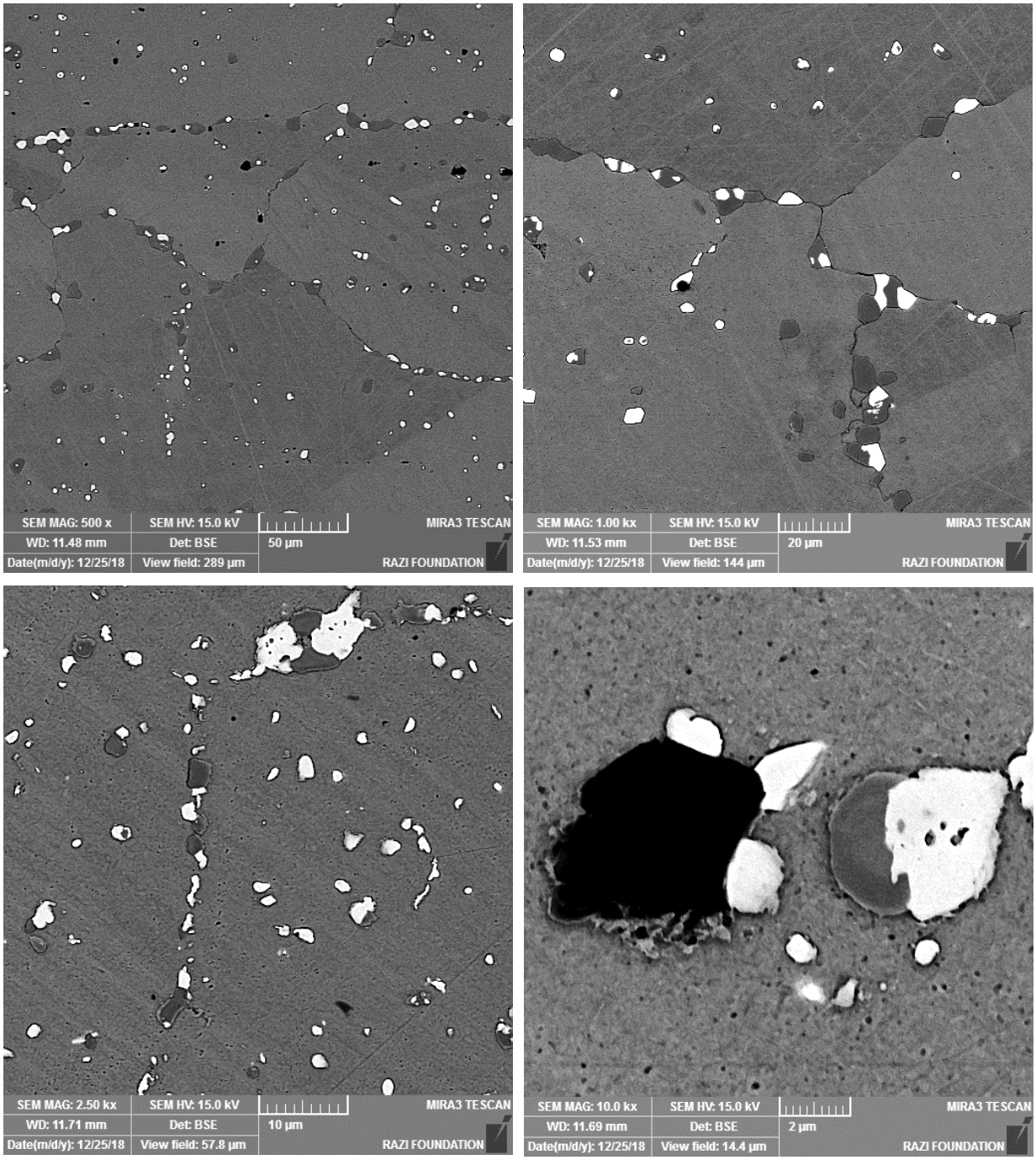
در شکل ۲-۸ تصاویر ذرات استخراج شده از زمینه آلیاژ آمده است. اکثر ذرات در محدوده ابعادی یک تا ۱۰ میکرون قرار دارند و درصد ذرات کمتر از یک میکرون بیش از ۵ درصد نمی باشد. ذرات به شکلهای شبه کروی، بی نظم، صفحه ای و میله ای شکل می باشند. در شکل ۲-۹ آنالیز عنصری ذرات استخراج شده آورده شده است، ذرات شامل کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C و درصد کمی فاز کربونیترید تیتانیم هستند. در شکل ۲-۱۰ الگوی پراش دو کاربید اصلی آلیاژ ارائه شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



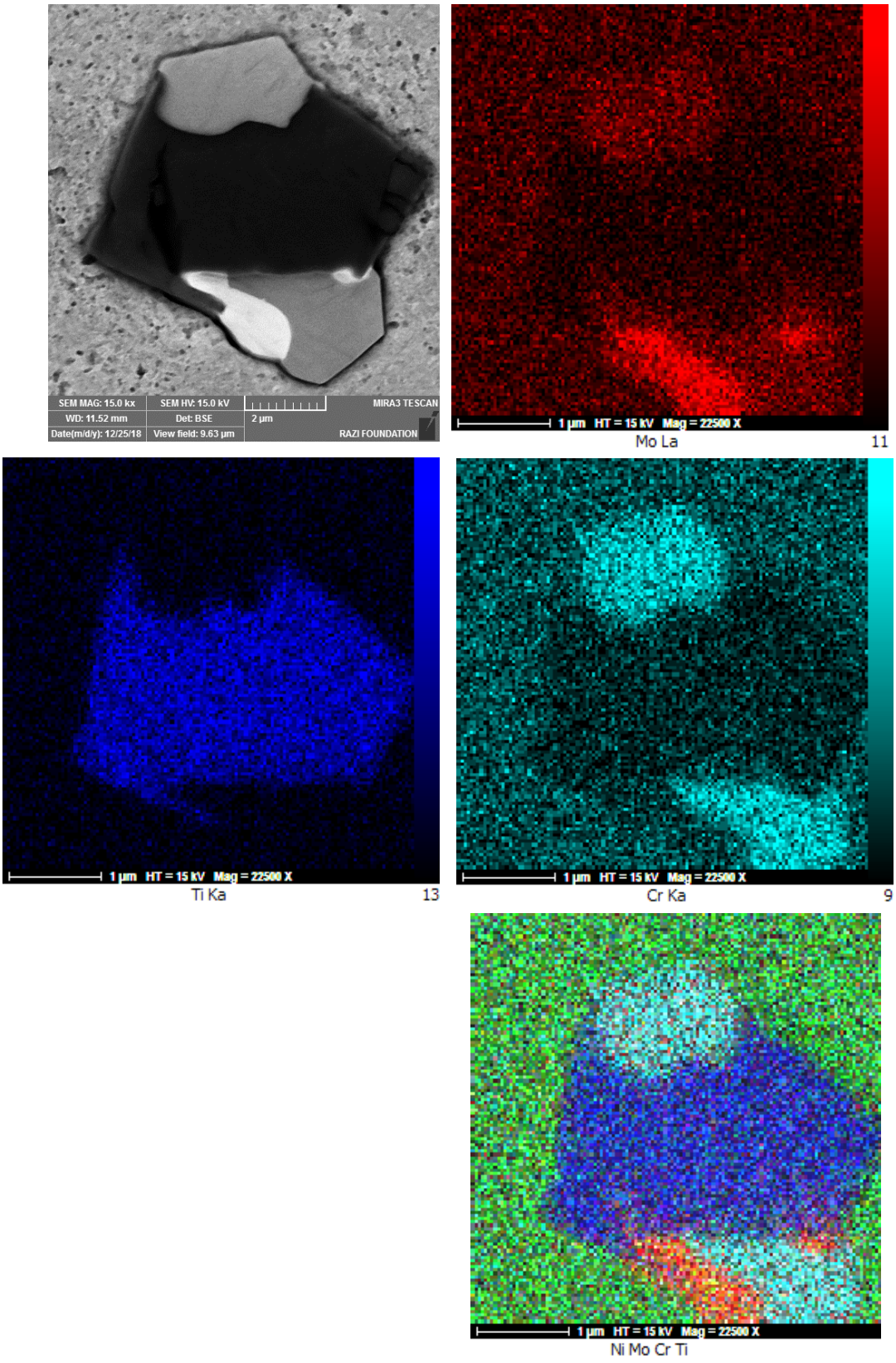
شکل ٦-٢- ریزساختار نوری نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



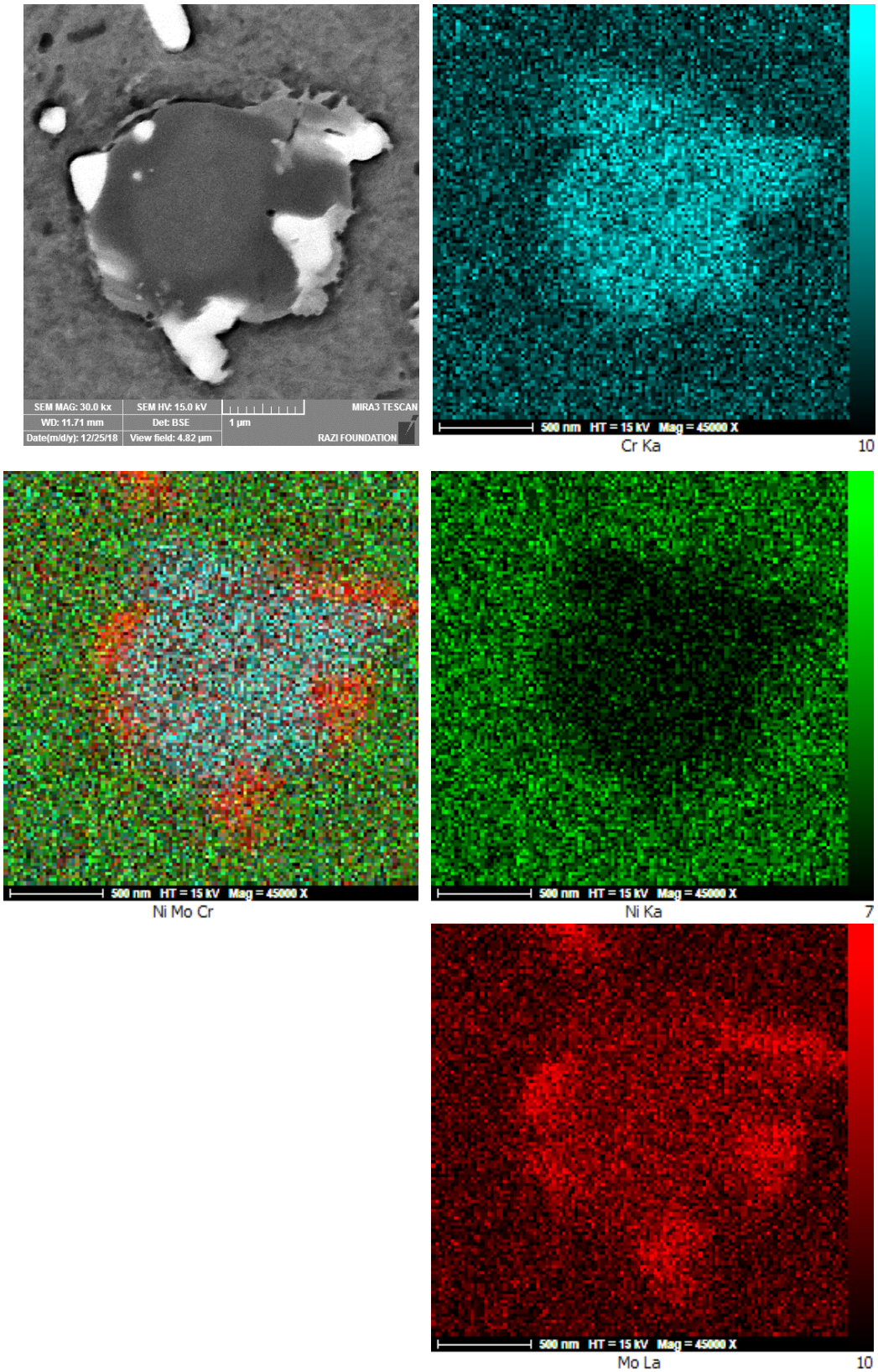
شکل ٦-٣- ریزساختار SEM نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



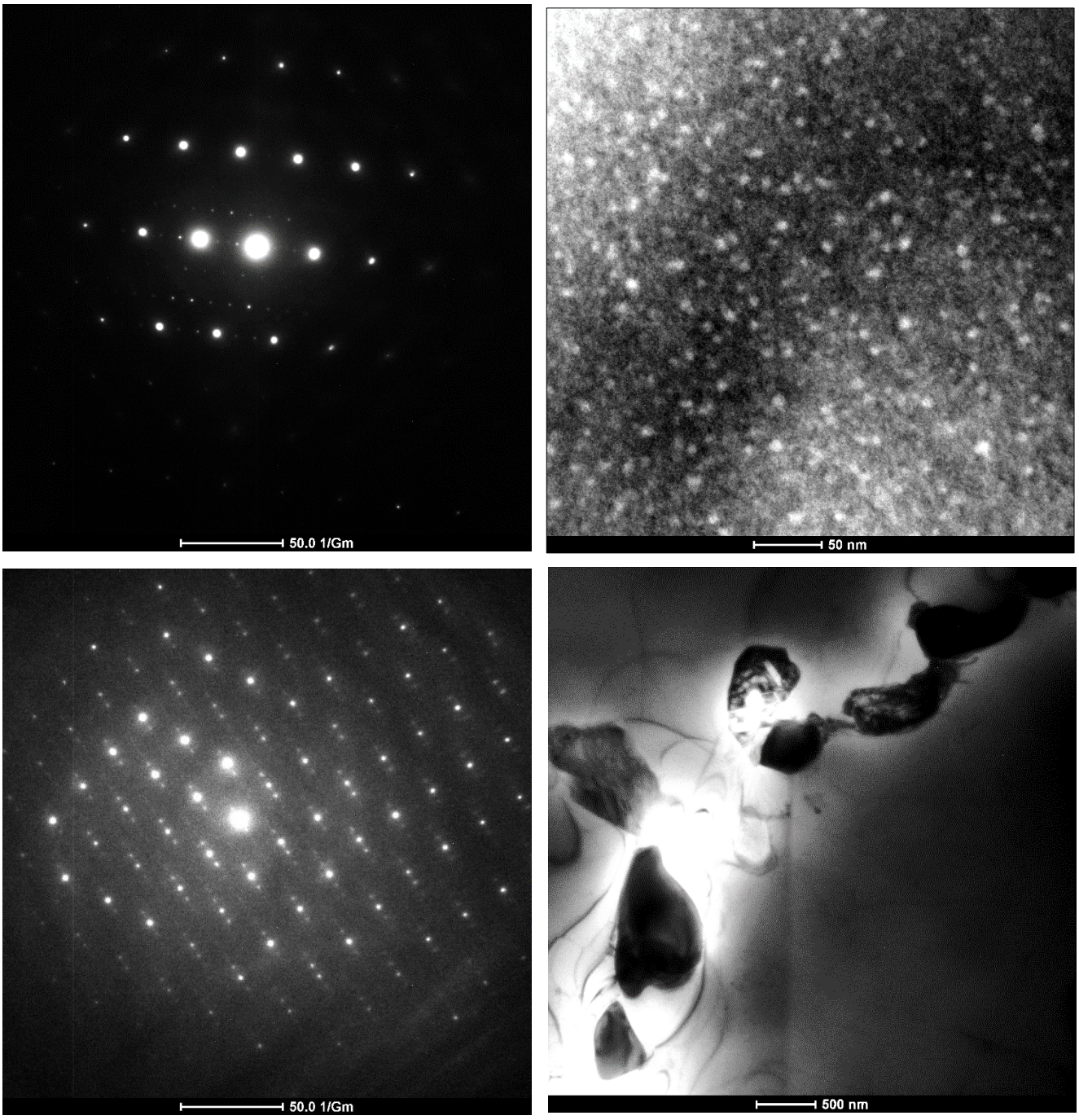
شکل ٦-٤- آنالیز EDS ترکیب کربونیترید تیتانیم و کاربیدهای مجاور

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



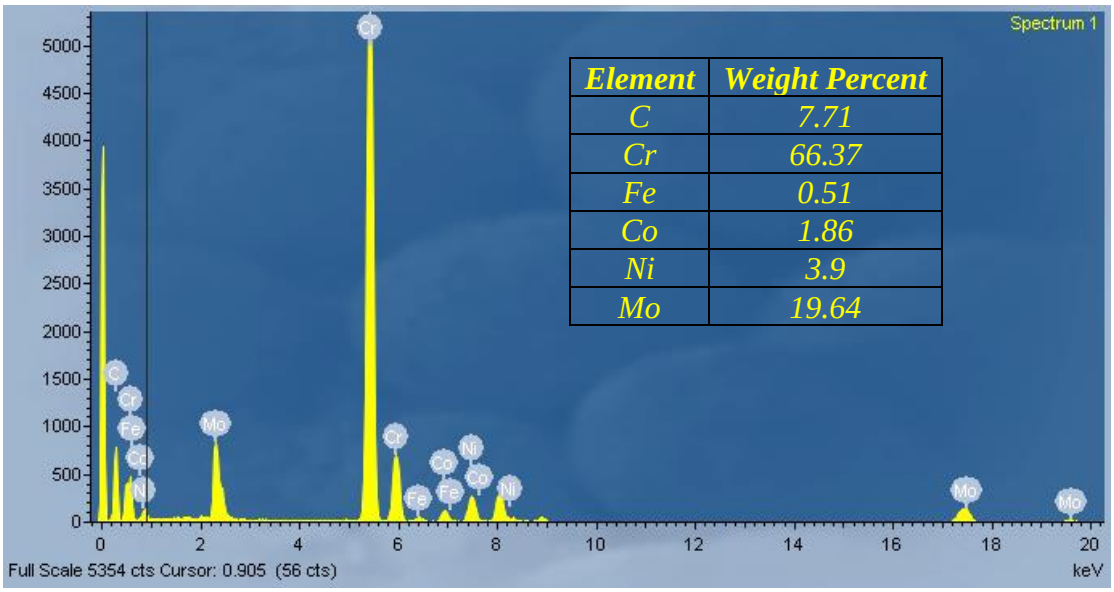
شکل ٦-٥- آنالیز عنصری رسوب کاربیدی

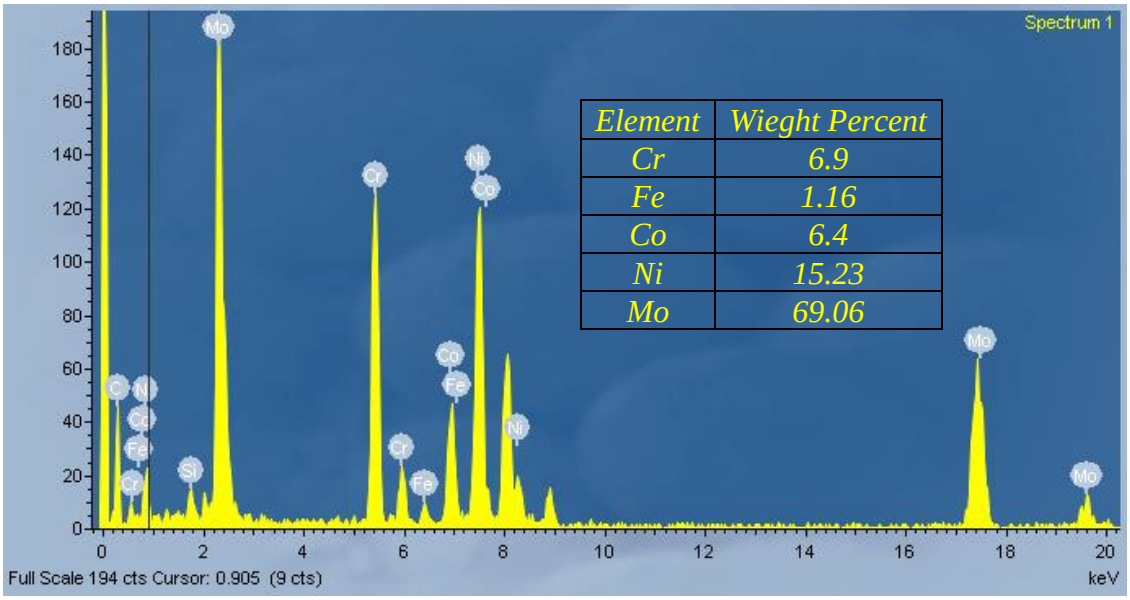
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-٦- تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری نمونه شماره یک

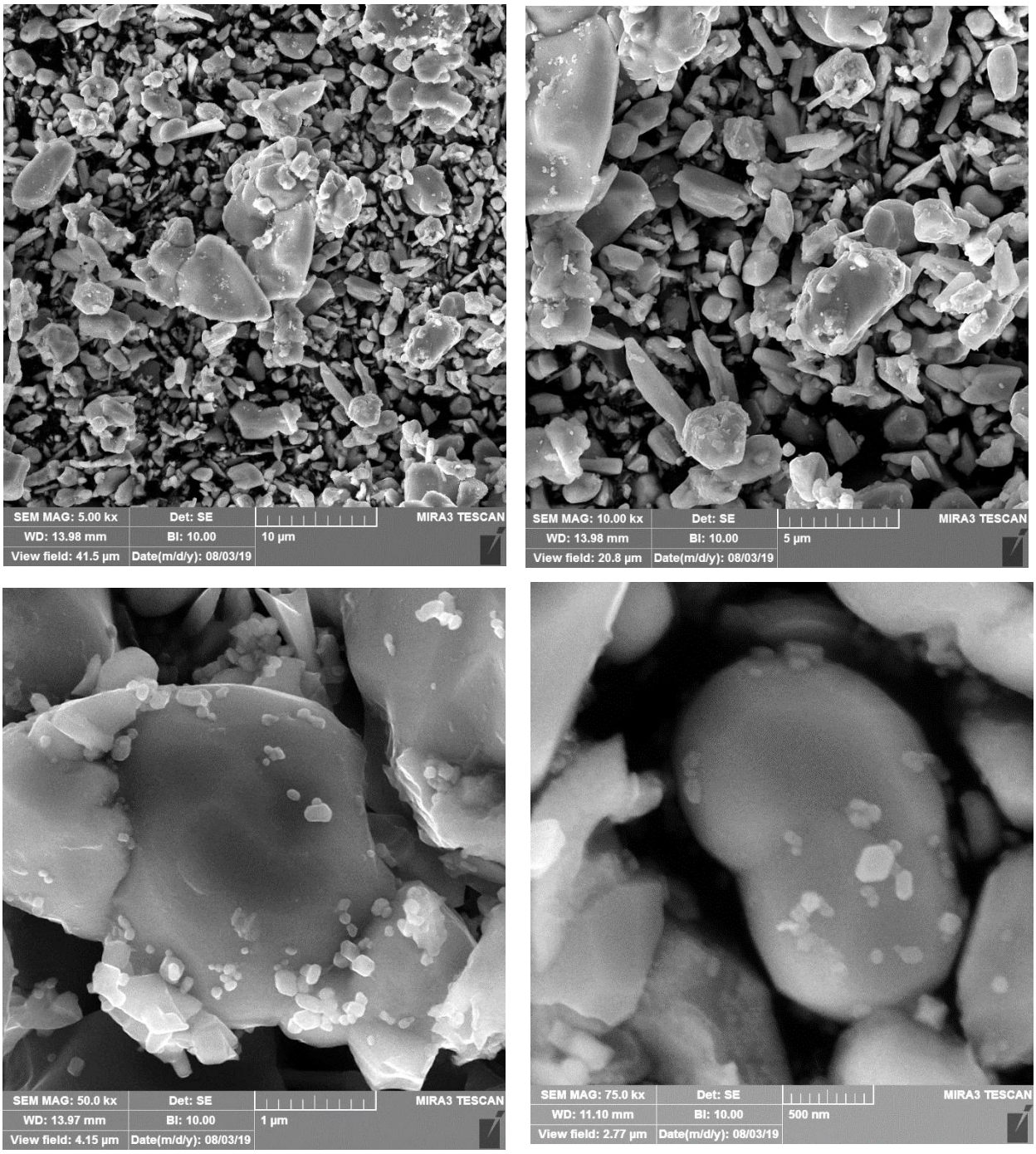
DOI: 10.30503/nripress.2020.337





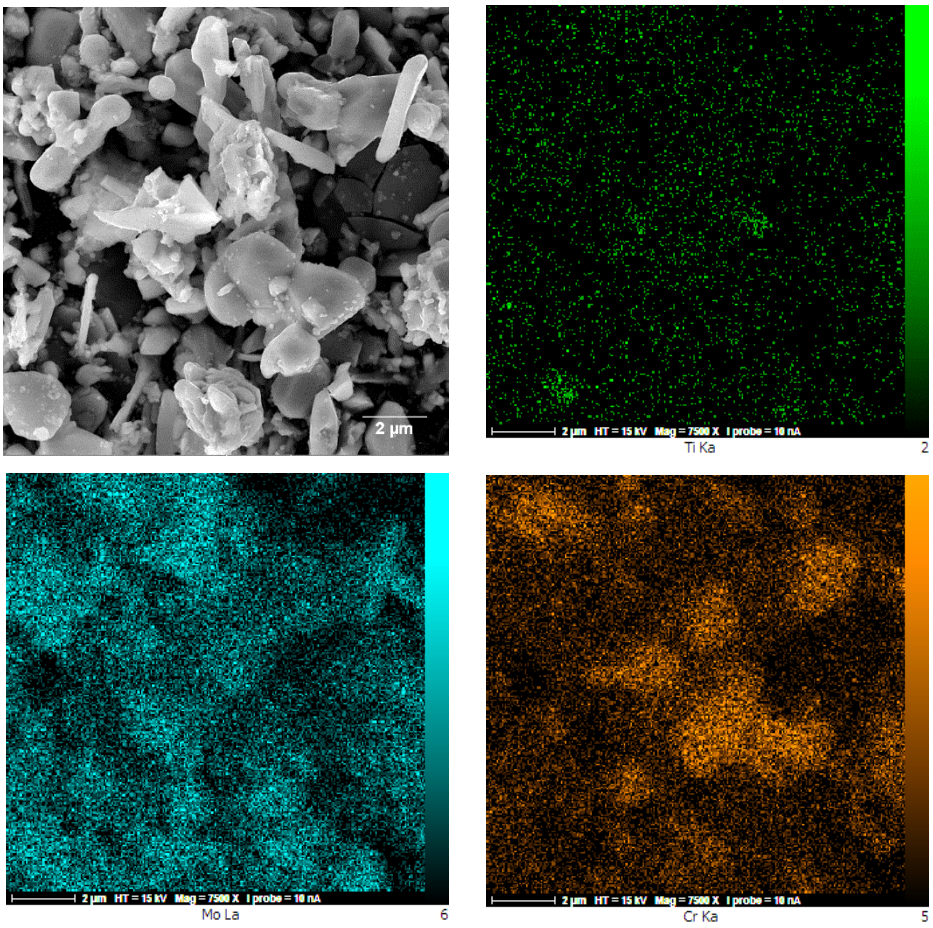
شکل ٦-٧- آنالیز کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



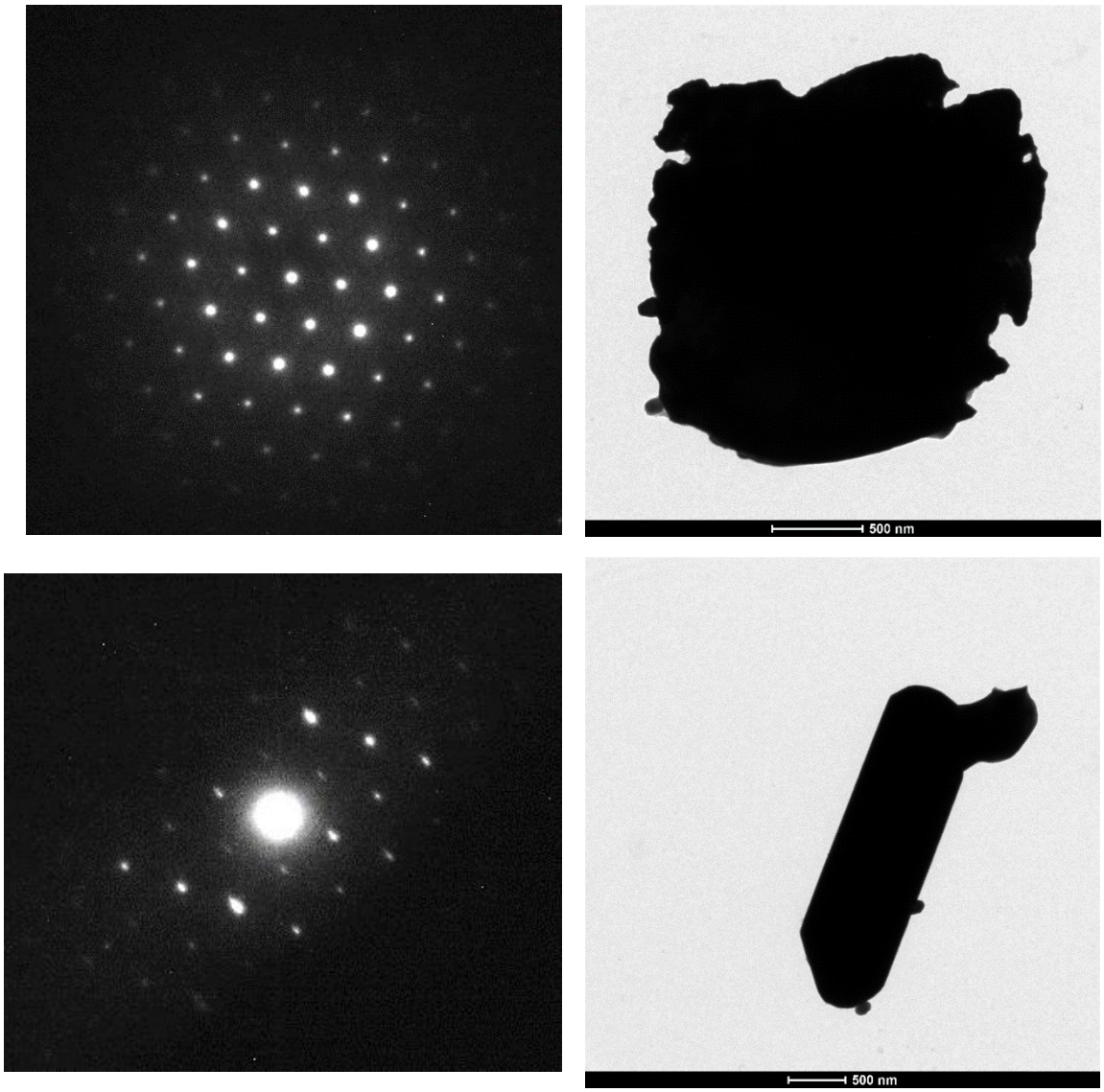
٦-٨- تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-٩- آنالیز عنصری ذرات استخراج شده

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-١٠- پترن کاربیدهای کروم و مولبیدن

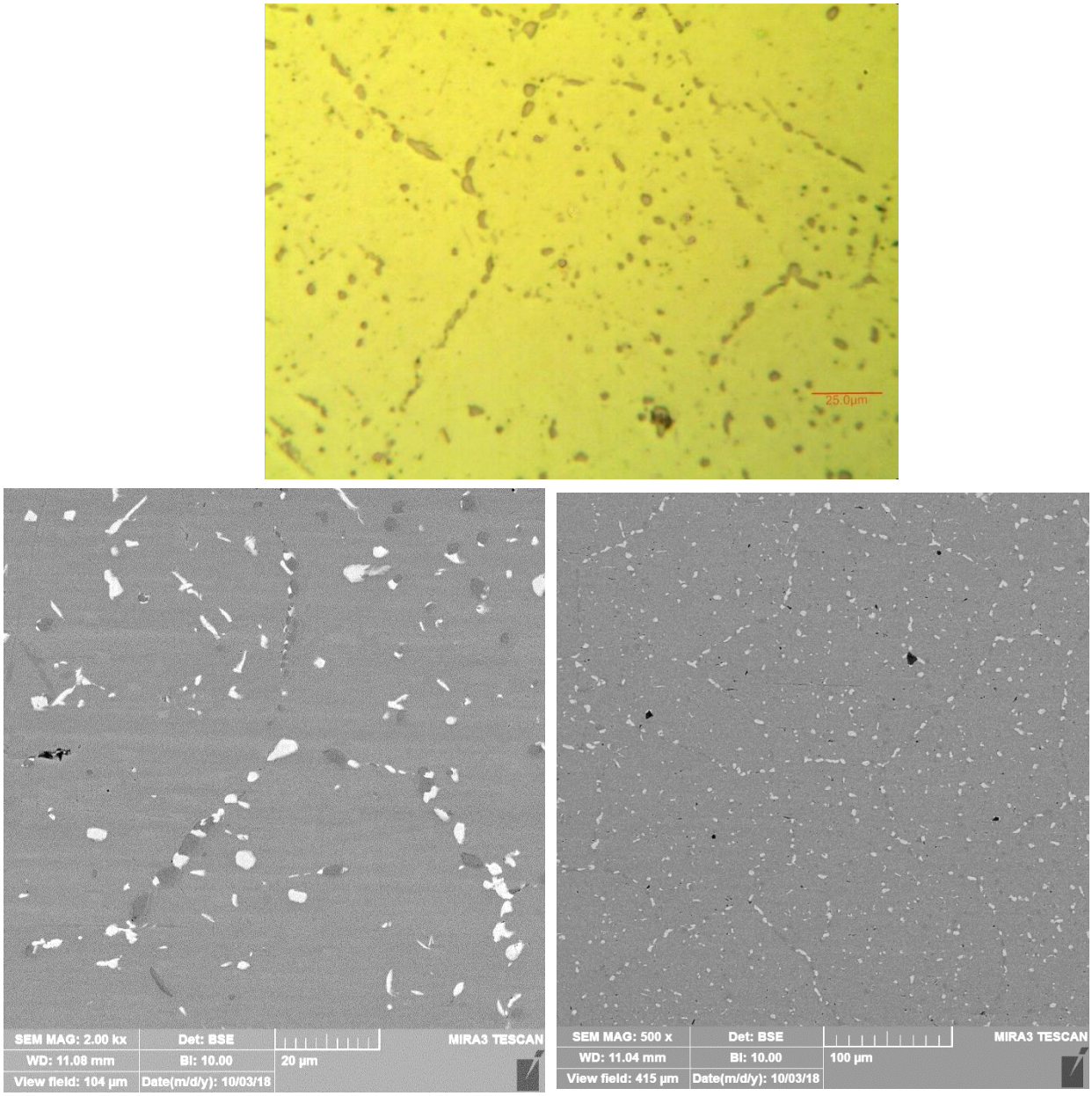
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

٦-٤- نمونه شماره ۲، ٦٥٠٠٠ ساعت کارکرد

در شکل ۲-۱۱ ریزساختار نمونه شماره ۲ با ۶۵۰۰۰ ساعت کارکرد نشان داده شده است. ساختار آستنیتی با دانه های هم محور است. در مرزدانه ها کاربیدهای سفید و خاکستری رنگ در کنار هم تشکیل شده و در داخل دانه ها نیز بصورت پراکنده دیده می شوند. در شکل ۲-۱۲ آنالیز *EDS* فازهای موجود در ساختار آورده شده است. ذرات سیاهرنگ کربونیترید تیتانیم-*Ti(C,N)*- می باشند که علاوه بر تیتانیم حاوی مقادیری *Al, Cr, Mo* هستند. فازهای سفید رنگ کاربید M_6C غنی از مولیبدن است که حاوی عاصر مولیبدن، کروم، کبالت و نیکل می باشد. ذرات خاکستری رنگ کاربید $M_{23}C_6$ غنی از کروم می باشند. در شکل ۲-۱۳ تصاویر *TEM* نمونه آورده شده است. ذرات گاما پرایم به صورت مکعبی و کروی مشاهده می شوند. متوسط ابعاد ذرات ۲۳۱ نانومتر است. نکته قابل توجه درصد حجمی و سطحی ذرات گاما پرایم پس از ۶۵۰۰۰ ساعت کارکرد در دمای ۸۰۰ درجه است. ملاحظه می شود که پس از طی زمان طولانی ذکر شده هنوز درصد قابل توجهی گاما پرایم در ساختار وجود دارد. مقادیر و درصد فازها در بخش ۲-۵ توضیح داده خواهد شد. در تصاویر *TEM* پدیده تجمع و درشت شدن ذرات گاما پرایم نیز مشاهده می گردد. در شکل ۲-۱۴ تصاویر رسوبات استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. ذرات به اشکال صفحه ای، شبه کروی و بی نظم هستند. درصد ذراتی با بعد کمتر از یک میکرون در مقایسه با ذراتی با بعد بیش از یک میکرون به مراتب کمتر است. به عبارتی ذرات تشکیل شده در مرزدانه ها و در داخل دانه ها تجمع یافته و درشت تر شده اند. این موضوع در شکل ۲-۱۳ بخوبی نشان داده شده است. تعداد ذرات صفحه ای شکل در مقایسه با دیگر اشکال قابل توجه است. در تصاویر ریزساختاری شکل ۲-۱ این پدیده نشان داده شده است. از لحاظ ترمودینامیکی و مطابق قانون اسوالد ذرات به سمت اشکال کروی و یا شبه کروی تمایل دارند لذا وجود ذرات صفحه ای شکل نشان دهنده آن است که فرایند رشد ذرات خاتمه نیافته است.

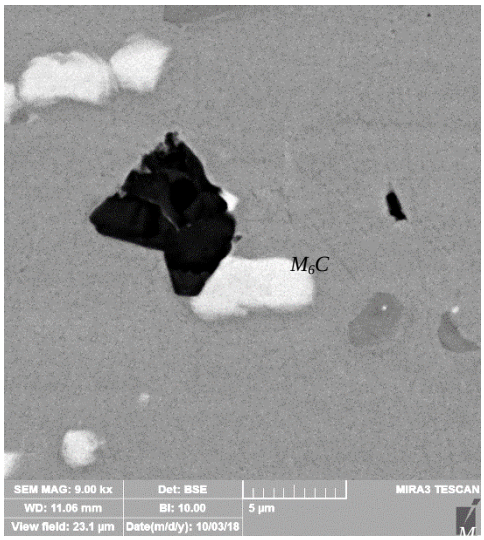
در شکل ۲-۱۵ توزیع ذرات تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده آمده است. توزیع عناصر نشان می دهد که عمده ذرات از کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C تشکیل شده و تعداد ذرات ترکیب کربونیترید تیتانیم کمتر می باشد.

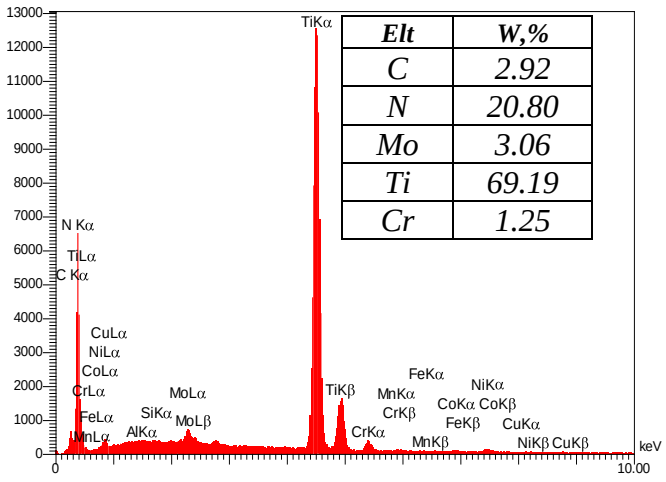
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



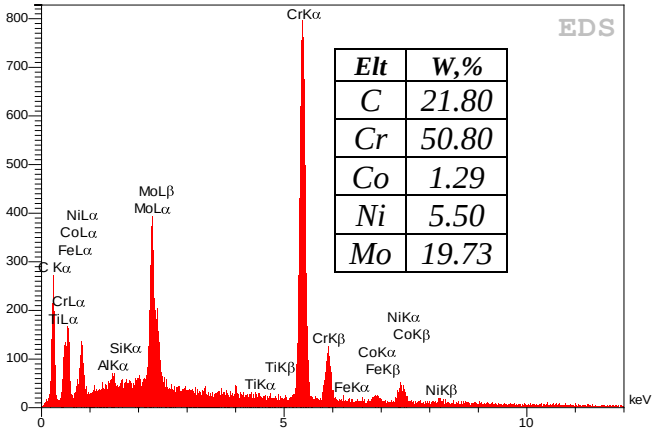
شکل ٦-١١- ریزساختار نمونه شماره یک، ٦٥٠٠٠ ساعت

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

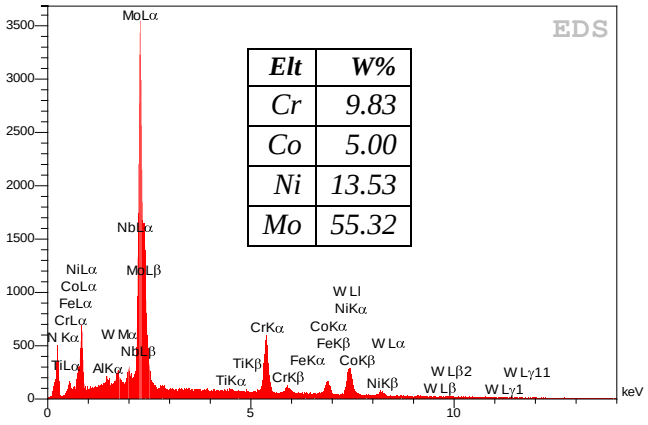




Elt	W,%
C	2.92
N	20.80
Mo	3.06
Ti	69.19
Cr	1.25



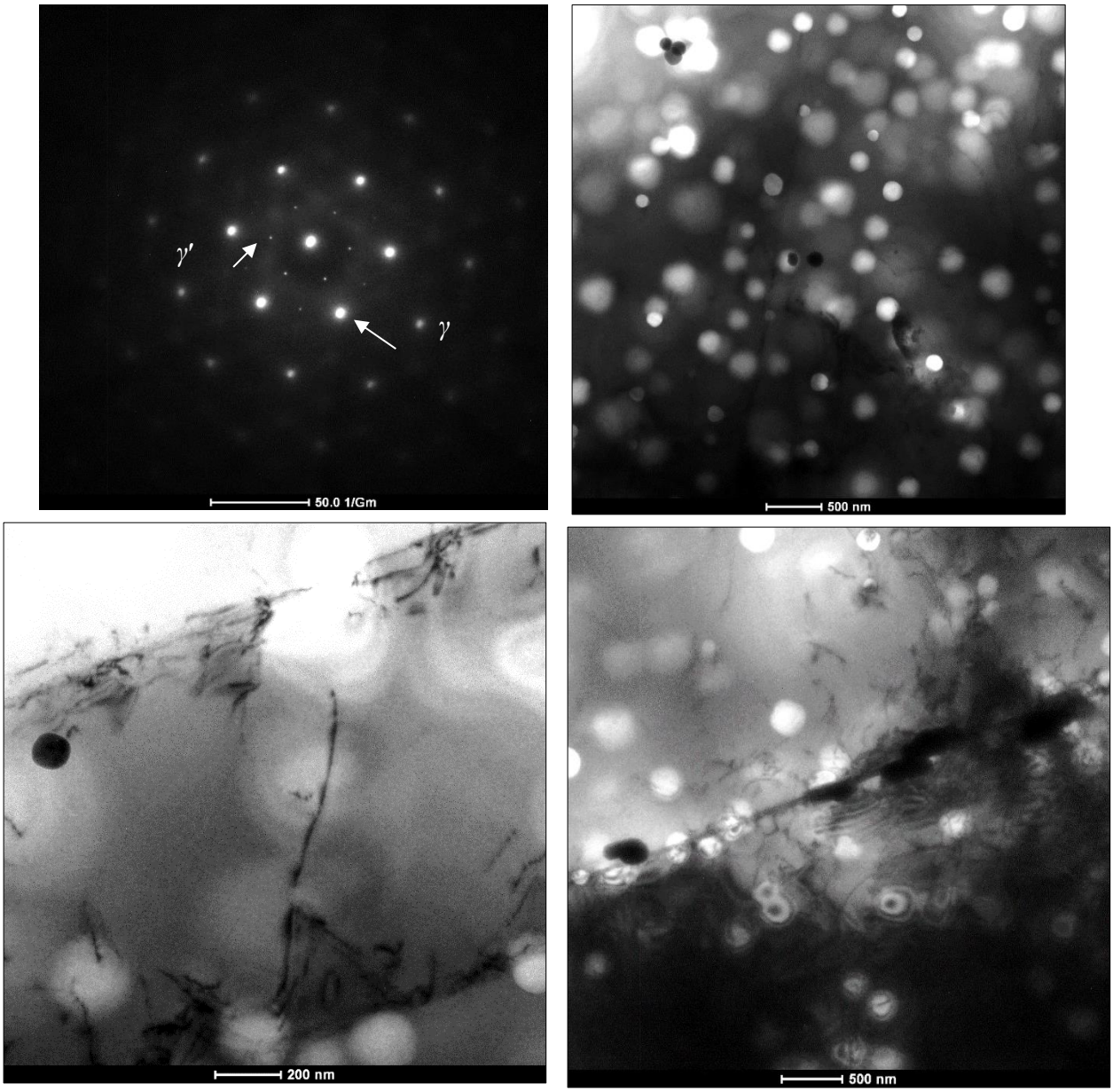
Elt	W,%
C	21.80
Cr	50.80
Co	1.29
Ni	5.50
Mo	19.73



Elt	W%
Cr	9.83
Co	5.00
Ni	13.53
Mo	55.32

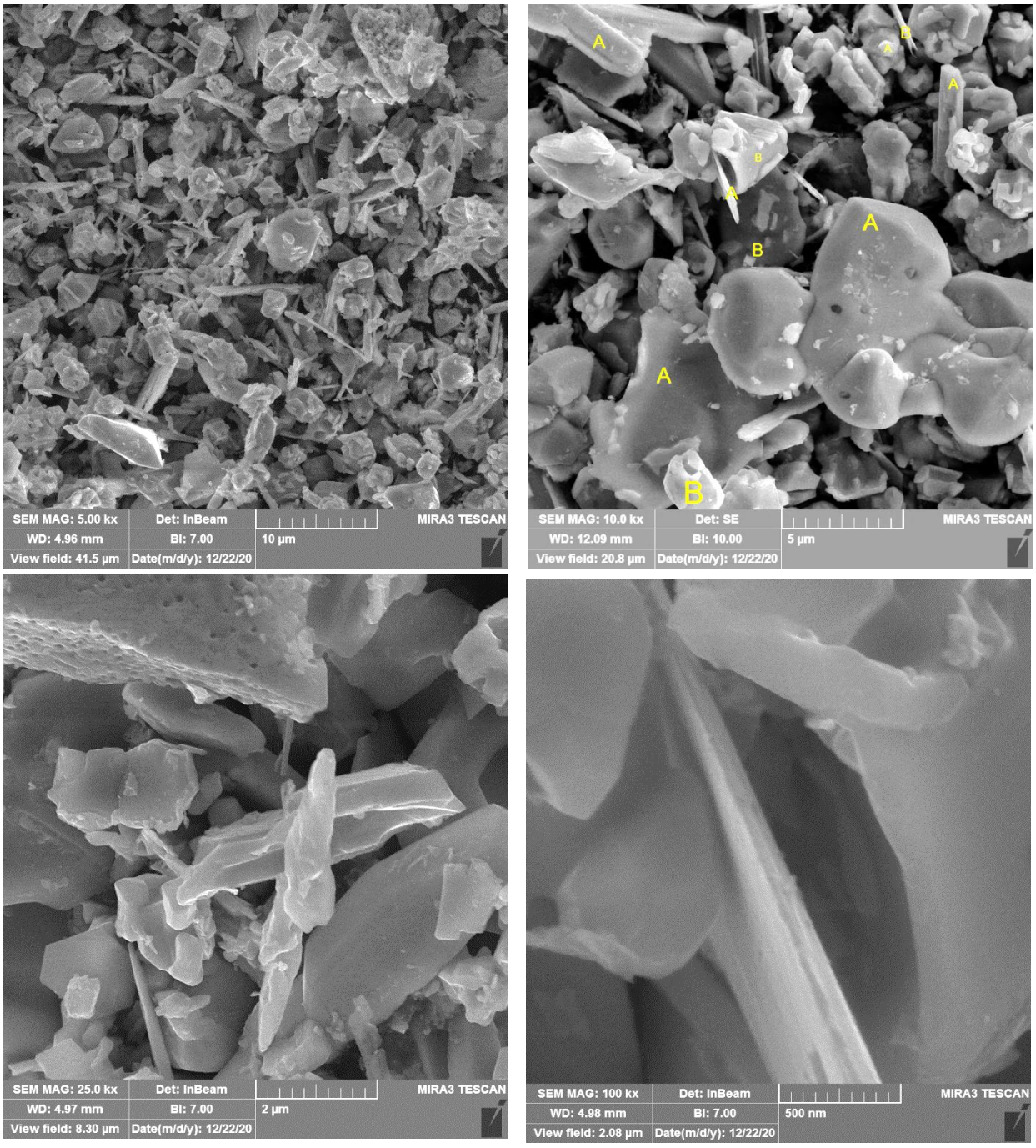
شکل ٦-١٢- نتایج آنالیز EDS فازهای موجود در ساختار

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-١٣- تصاویر TEM نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

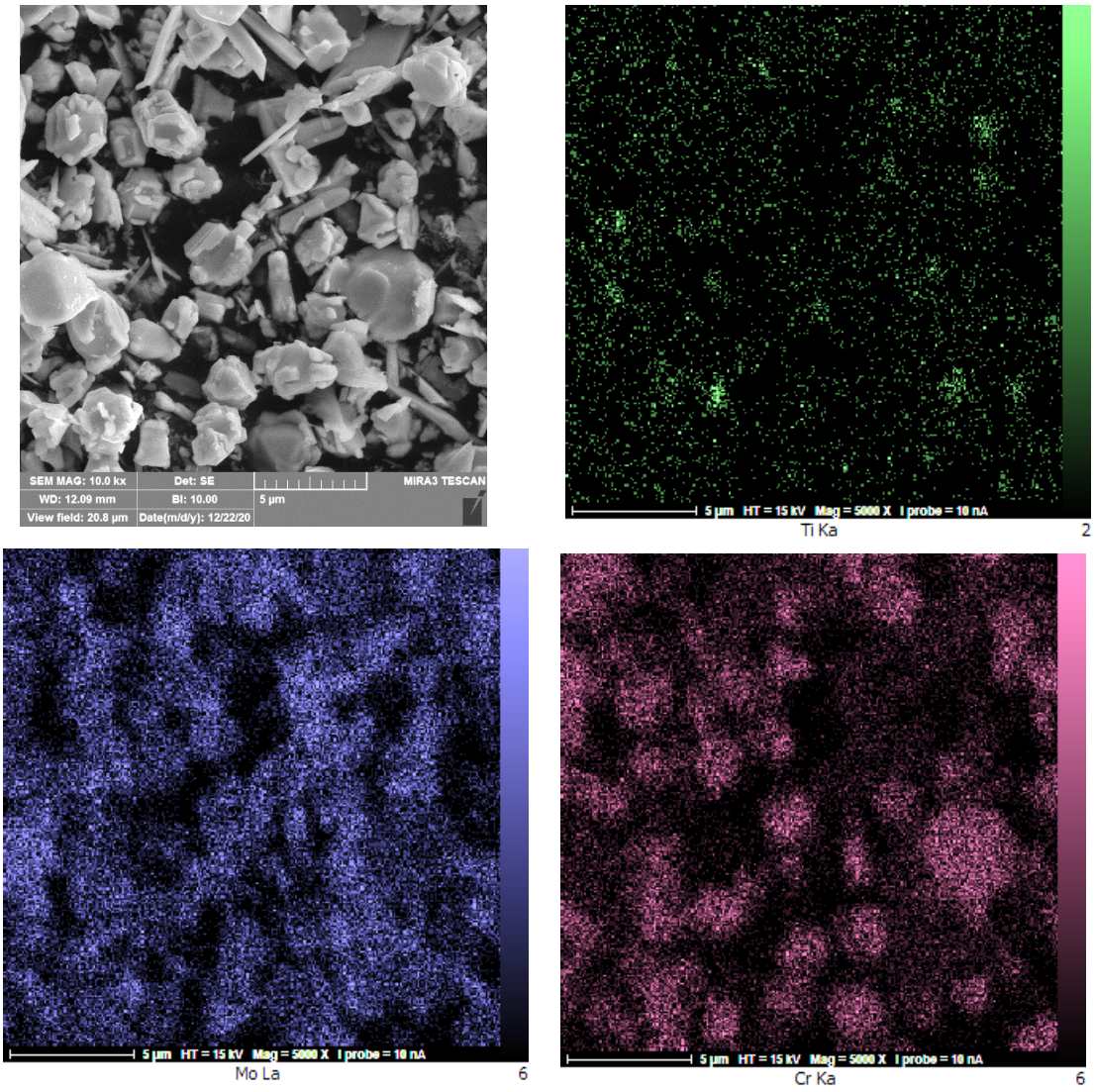


شکل ٦-١٤- تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه شماره یک

A: کاربید کروم

B: کاربید مولیبدن

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-١٥- توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

٦-٥- نمونه شماره ۳، ۹۸۰۰۰ ساعت کارکرد

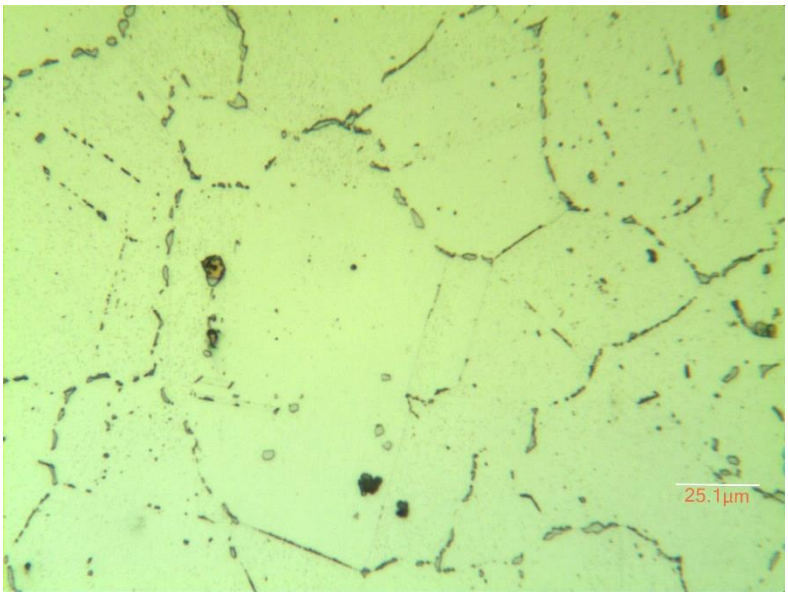
در شکل ۲-۱۶ ریزساختار نمونه شماره ۳ با ۹۸۰۰۰ ساعت کارکرد نشان داده شده است. همچون نمونه شماره یک در مرز دانه ها کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C بصورت منفصل و پیوسته تشکیل شده و در مجاور ترکیب $Ti(C,N)$ کاربید تولید شده و بخشی از ترکیب نیز به دلیل وجود کربن در آن به کاربید تبدیل شده است. ابعاد ذرات کاربیدی نسبت به نمونه شماره ۲ بزرگتر شده و در مرزهای دوقلویی نیز کاربید تشکیل شده است.

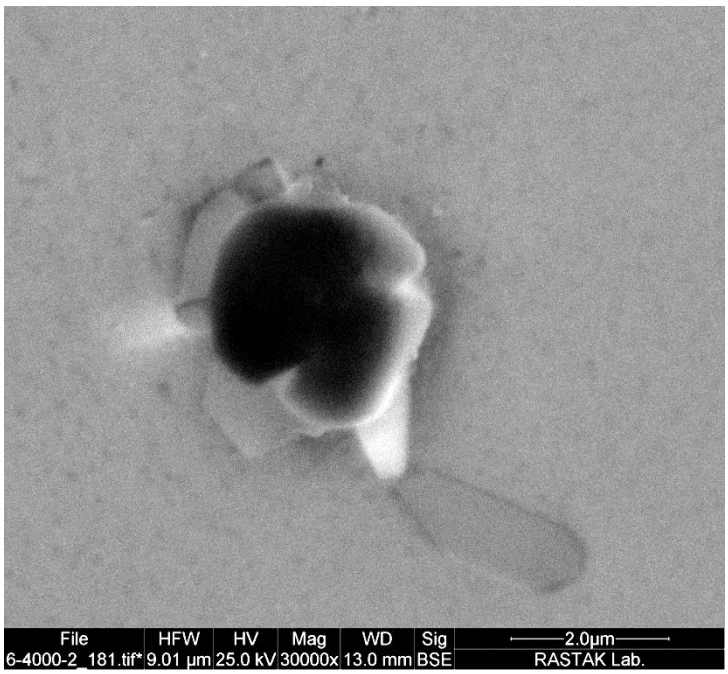
در شکل ۲-۱۷ تصاویر *TEM* نمونه نشان داده شده است. مشاهده می شود بعد از ۹۸۰۰۰ ساعت کارکرد هنوز ذرات گاما پرایم در نمونه وجود دارد. گاما پرایم به شکل مکعبی است و متوسط اندازه آنها ۲۵۸ نانومتر می‌باشد. وجود این ذرات باعث بهبود خواص مکانیکی آلیاژ می گردد. در شکل ۲-۱۸ آنالیز *EDS* ذرات گاما پرایم و کاربید تصویر ۲-۱۷ آورده شده است.

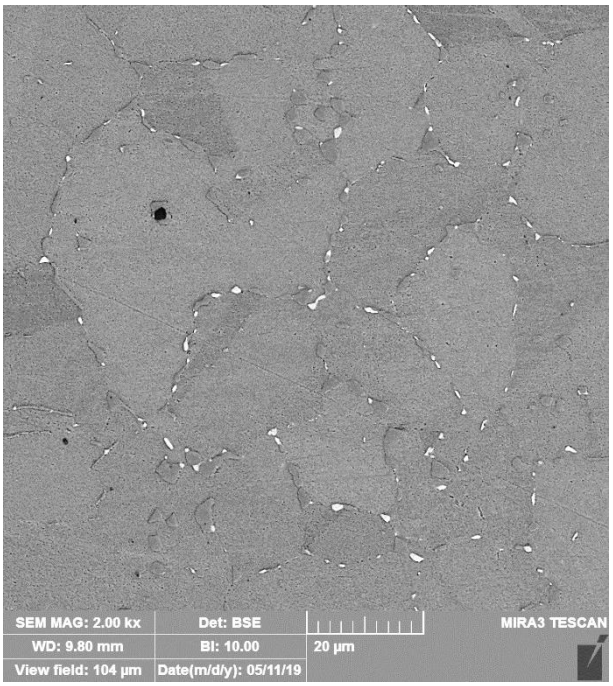
در شکل ۲-۱۹ تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه شماره ۲ نشان داده شده است. ذرات به اشکال صفحه‌ای، شبه کروی و بی نظم می‌باشند. ابعاد برخی از ذرات بیش از ده میکرون می‌باشد. نسبت به نمونه شماره یک تعداد و درصد ذرات صفحه‌ای شکل و همچنین تعداد ذرات کمتر از یک میکرون کمتر شده شده است. این موارد نشان دهنده ادغام و درشت تر شدن ذرات است. شکل ۲-۲۰ بخوبی تجمع ذرات با ابعاد کمتر از ۵۰۰ نانومتر به ذره با ابعاد بیش از ۲ میکرون را نشان می‌دهد.

در شکل ۲-۲۱ توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده را نشان می‌دهد. ذرات مانند نمونه شماره یک از سه ترکیب اصلی $M_{23}C_6$ غنی از کروم، M_6C غنی از مولیبدن و ترکیب $Ti(C,N)$ تشکیل شده و بصورت مقایسه‌ای آشکار است که درصد ترکیب $M_{23}C_6$ بیشتر از M_6C می‌باشد

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

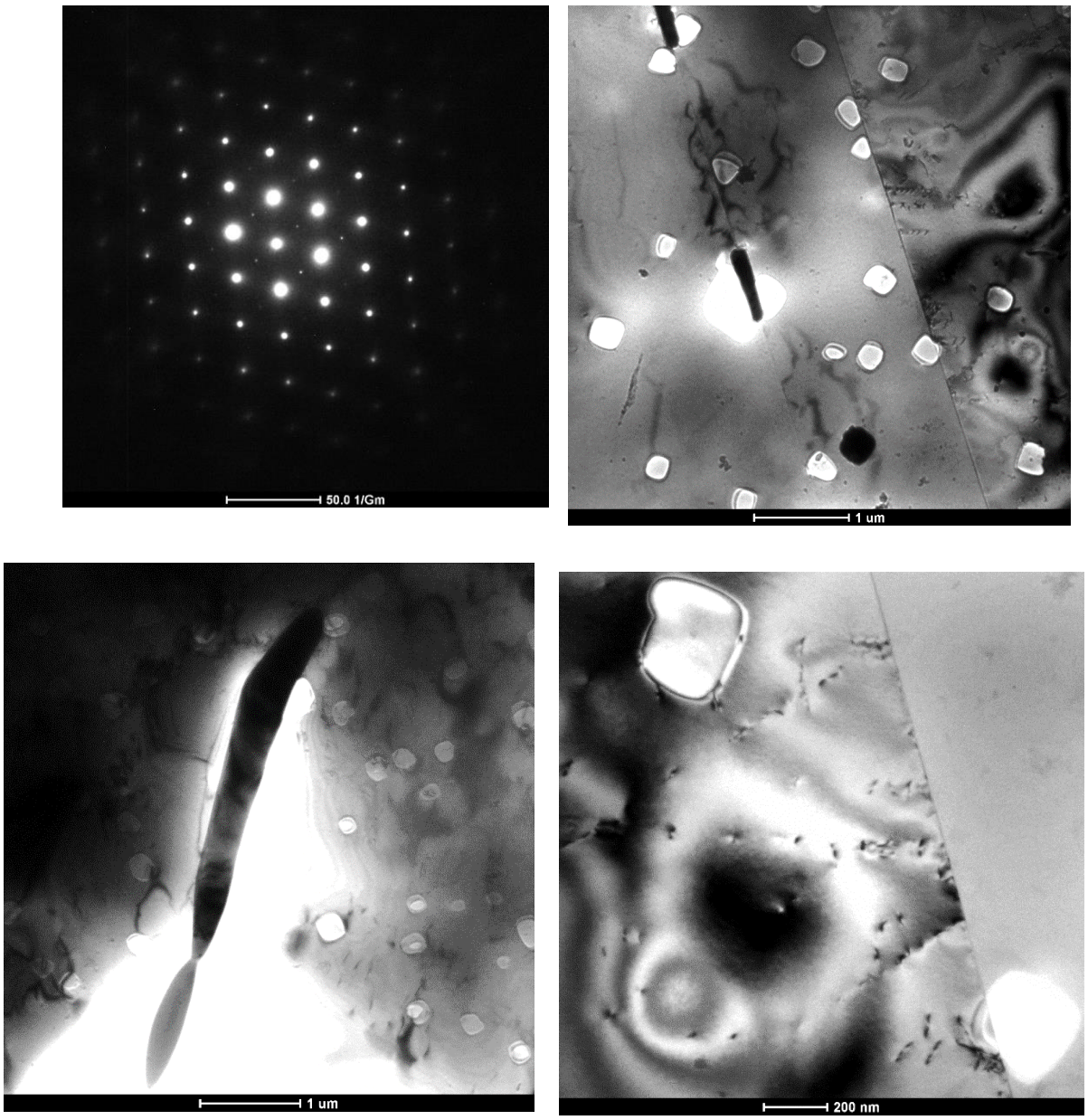






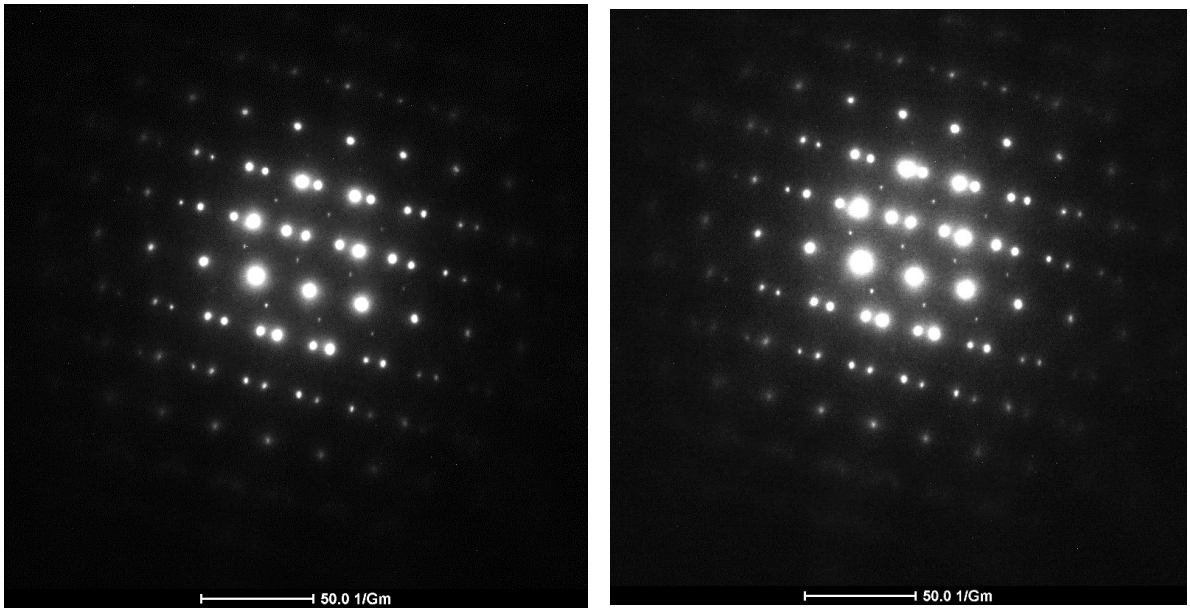
شکل ٦-١٧- ریزساختار نمونه شماره ٢

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

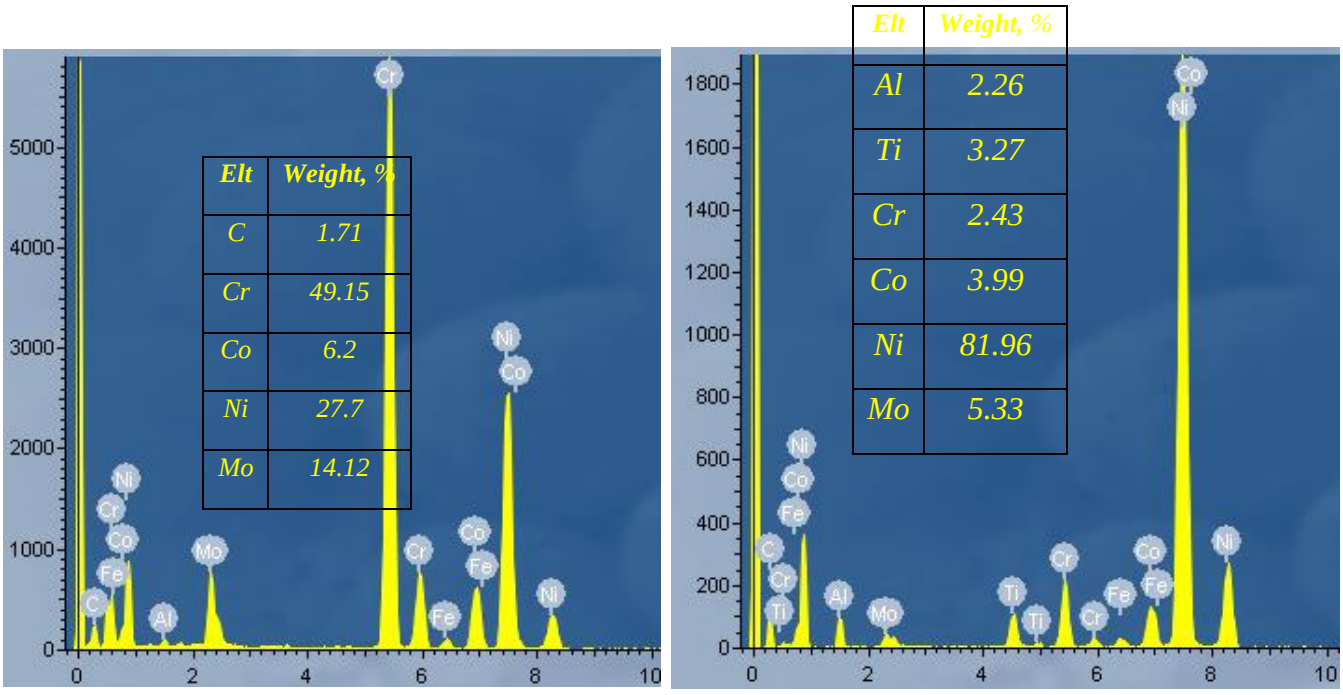


شکل ٦-١٨- تصاویر TEM نمونه شماره ٢

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

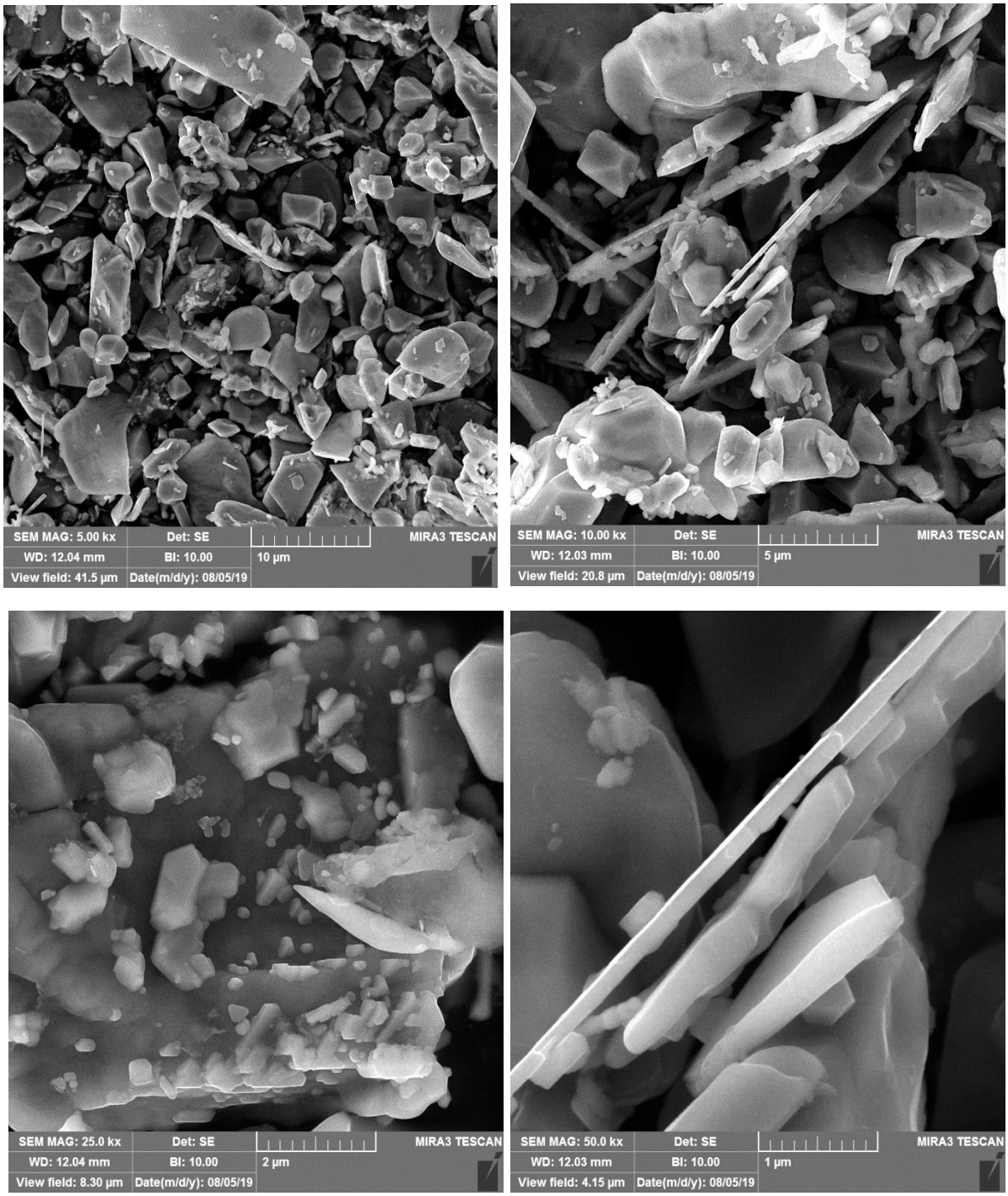


ادامه شکل ٦-١٨



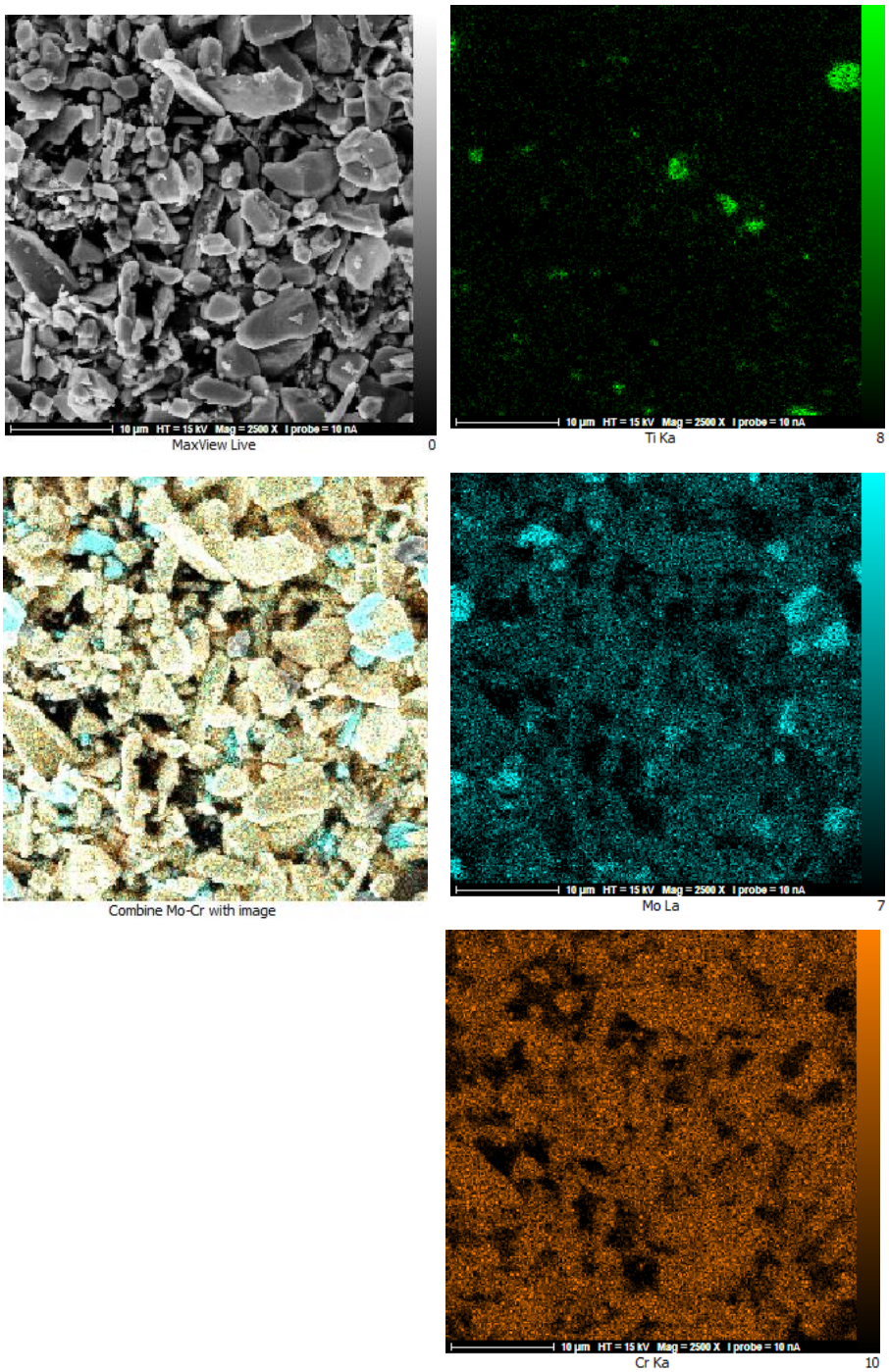
شکل ٦-١٩- نتایج EDS فازهای گاما پرایم و کاربید M23C6 نشان داده شده در شکل ٢-١٨

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-٢٠- تصاویر SEM رسوبات استخراج شده از نمونه شماره ٢

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-٢١- توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن ذرات استخراج شده از نمونه شماره ۲

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

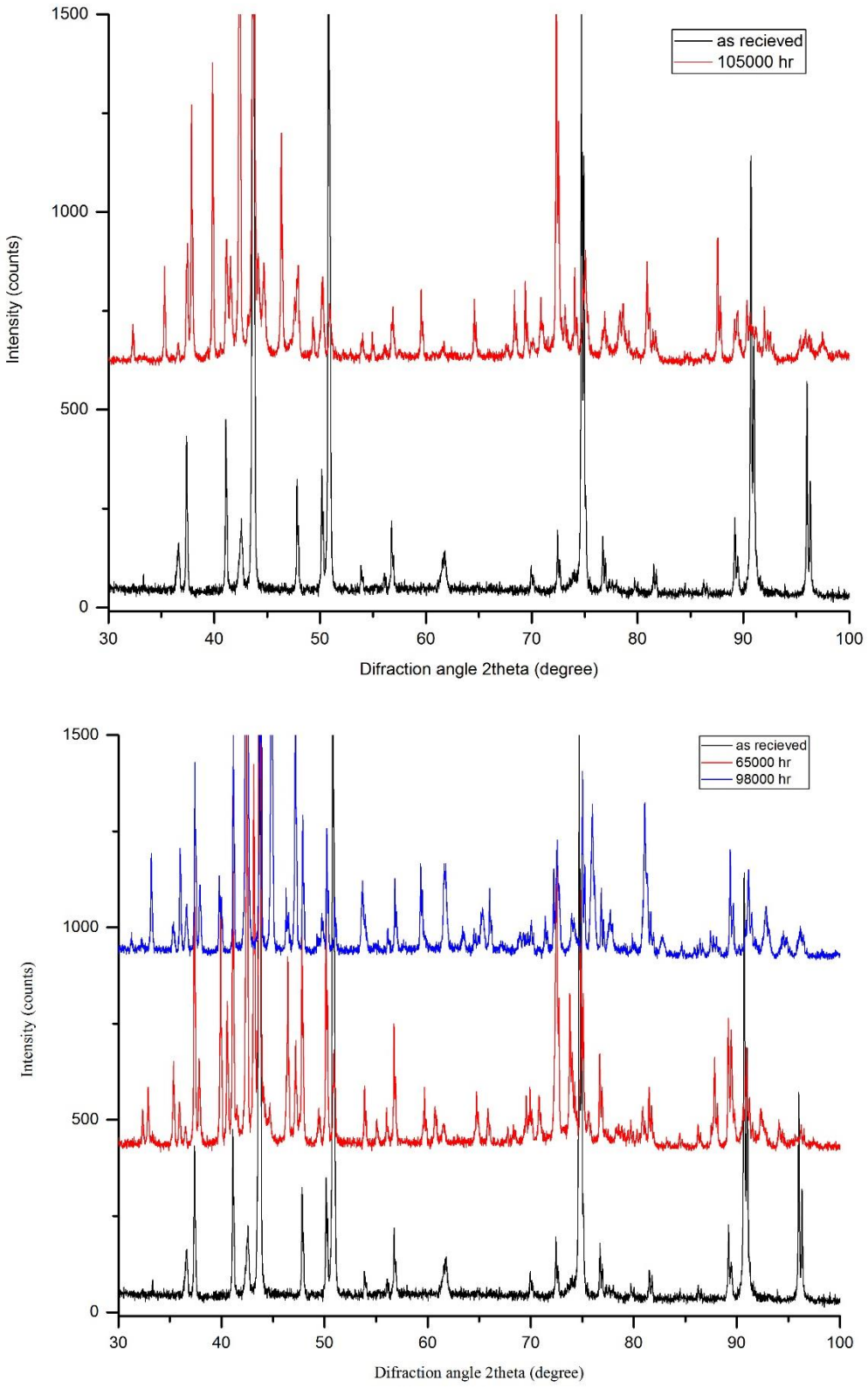
٦-٦- پراش اشعه ایکس نمونه‌ها و تحلیل فازهای موجود در آنها

در شکل ۲-۲۲ پراش اشعه ایکس سه نمونه کارکرده و نمونه نو نشان داده شده است. در جدول ۲-۱ فازهای شناسایی شده و درصد وزنی آنها در نمونه‌ها آورده شده است. نمونه کار نکرده شامل سه ترکیب اصلی $M_{23}C_6$, M_6C,$Ti(C,N)$ است و همانطور که ساختار آن نشان می‌دهد درصد کاربیدهای $M_{23}C_6$, M_6C بسیار پایین است. در مقابل همانطور که در بخش‌های قبلی توضیح داده شد؛ در اثر پیرسازی در دماهای ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه کاربیدهای مرزدانه‌ای و درون‌دانه‌ای زیادی تشکیل می‌گردد که در الگوهای نمونه‌ها مشاهده می‌شوند. پیک‌های اضافه شده نسبت به نمونه کارنکرده به کاربیدهای $M_{23}C_6$, M_6C اختصاص دارند. چون درصد کاربیدها افزایش می‌یابد پیک‌های بیشتری از این ترکیبات در الگو ایجاد می‌گردد. علاوه بر کاربیدها و فاز $Ti(C,N)$ همانطور که در تصاویر TEM نشان داده شده است، فاز گاما پرایم نیز در نمونه‌ها وجود دارد که در نمونه شماره به دلیل دمای کاری پایین‌تر بیشتر از دو نمونه بعدی می‌باشد. ترکیب دیگری که در نمونه‌ها شناسایی شد فاز TCP دلتا (Ni_3Mo) است که به عنوان یک فاز مضر محسوب می‌شود. اما مطابق جدول ۱-۲ درصد آن کم می‌باشد. کابیبو و همکارانش *[7]* تشکیل فاز δ (Ni_3Mo) در نمونه‌های قرار گرفته در دمای ۷۰۰ $^{\circ}C$ برای مدت ۳۴۰۰۰ ساعت را گزارش کردند. مطابق مقادیر جدول ۲-۱ با افزایش زمان کارکرد درصد وزنی کاربیدهای $M_{23}C_6$ نسبت به کاربیدهای M_6C افزایش می‌یابد.

در جدول ۲-۲ کسر سطحی کاربیدها که با روش آنالیز تصویری محاسبه شده، آمده است. مشاهده می‌شود که با افزایش زمان کارکرد درصد کاربیدها افزایش می‌یابد. بر خلاف افزایش درصد کل کاربیدها درصد کاربید M_6C از ۲/۲ به ۰/۹کاهش می‌یابد. به عبارتی مطابق واکنش زیر بخشی از کاربیدهای M_6C به کاربید $M_{23}C_6$ تبدیل می‌گردد.

$$M_6C+M' \rightarrow M_{23}C_6+M''$$

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۲۲-۶-پراش اشعه ایکس نمونه‌ها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول ٦-١- درصد وزنی فازها در نمونه ها بر اساس نرم افزار MAUD

Sample	*Time, hr*	*$M_{23}C_6$*	*M_6C*	*Ti(C,N)*	*Ni_3Mo, δ*	*$Ni_3(Al,Ti)$, γ'*
As received	--	*22.5*	*2.21*	*75.29*	--	*Very low*
1	*105000*	*55.53*	*35.82*	*4.3*	*0.5*	*3.89*
2	*65000*	*58.42*	*25.73*	*14.55*	*0.2*	*1.1*
3	*98000*	*67.226*	*18.85*	*13.12*	*0.004*	*0.8*

جدول ٦-٢- درصد کسر سطحی کاربیدها در نمونه‌ها

Sample	*Time, hr*	*Surface fraction of carbides, %*	*Surface fraction of M_6C carbide, %*
As received	--	*0.5*	*Very low*
1	*105000*	*6.03*	*2.2*
2	*65000*	*4.6*	*2.2*
3	*98000*	*5.5*	*0.9*

٦-٧- بررسی خواص مکانیکی

در جداول ۲-۳ و ۲-۴ خواص مکانیکی نمونه‌ها در دمای محیط و دمای ۷۵۰ درجه آورده شده است. در آلیاژ ۶۱۷ تغییرات کلی بدین صورت است که ابتدا با تشکیل ذرات گاما پرایم و هم چنین رسوبات پراکنده استحکام و سختی افزایش یافته سپس با کاهش درصد گاما پرایم و پیوسته شدن کاربیدها در مرزدانه‌ها استحکام سیر نزولی می یابد. در نمونه شماره یک استحکام و سختی با تشکیل ذرات گاما پرایم و کاربیدهای پراکنده نسبت به نمونه کارنکرده بهبود یافت. اما در نمونه دوم بدلیل درشت‌تر شدن کاربیدها، پیوستگی آنها در مرزدانه‌ها و هم چنین کاهش درصد گاما پرایم کاهش یافت.

در این آلیاژ انرژی ضربه در چند صد ساعت اول به دلیل تغییرات ریزساختاری بیان شده کاهش شدیدی داشته و بعضا تا ۱/۳ مقدار اولیه کاهش می‌یابد. در نمونه یک ملاحظه می‌شود انرژی ضربه بیش از ۷۰ درصد کاهش یافته و روند کاهشی با نرخ پایینی در نمونه دوم ادامه دارد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

درصد ازدیاد طول و کاهش سطح مقطع از ابتدای پیرسازی روند کاهشی دارد؛ در نمونه شماره یک تقریباً نصف شده و در نمونه دوم کاهش بسیار کمی نسبت به نمونه شماره یک دارد. در دمای ۷۵۰ درجه تغییرات استحکام، درصد ازدیاد طول و درصد کاهش سطح مقطع همچون دمای محیط است. در نمونه یک استحکام بیشتر از نمونه کارنکرده است اما در نمونه دوم استحکام (بخصوص استحکام تسلیم) مشابه ورق اولیه است.

جدول ٦-٣ - نتایج تست کشش دمای محیط نمونه ها

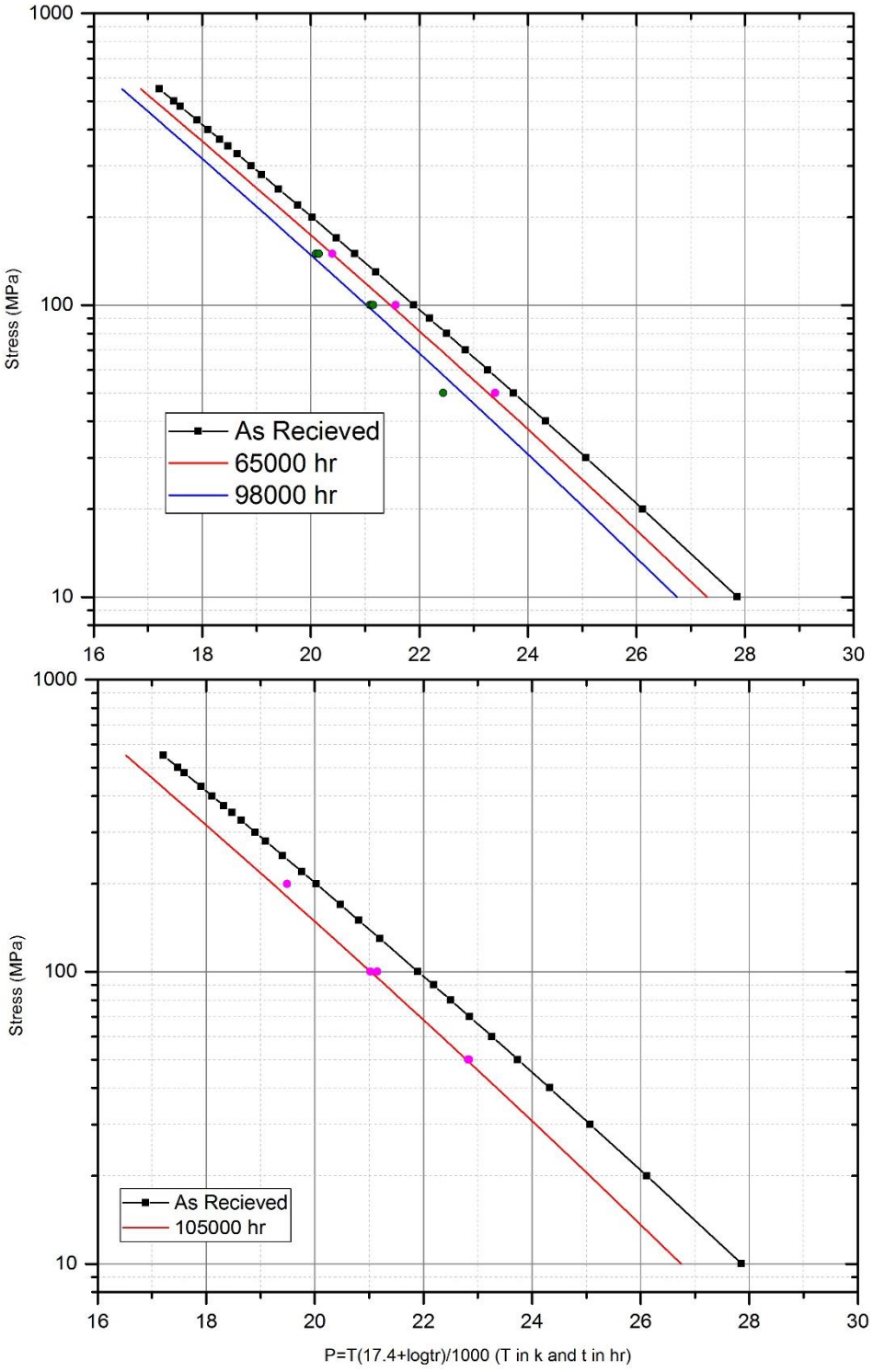
Sample	*Time, hr*	*UTS, MPa*	*YS, MPa*	*EL, %*	*RA, %*	*Impact Energy, J*	*Hardness, HV*
As received	--	*801*	*436*	*53.5*	*58.5*	*201*	*183*
1	*105000*	*903*	*420*	*35*	*27*	*44*	*218*
2	*65000*	*899*	*500*	*31*	*23*	*60*	*215*
3	*98000*	*885*	*461*	*28.5*	*21.5*	*51*	*207*

جدول ٦-٤ - نتایج تست کشش گرم در دمای ۷۵۰°C نمونه‌ها

Sample	*Time, hr*	*UTS, MPa*	*YS, MPa*	*EL, %*	*RA, %*
As received	--	*465*	*269*	*47.5*	*41*
1	*105000*	*546*	*426*	*33*	*25*
2	*65000*	*570*	*321*	*40*	*33*
3	*98000*	*521*	*272*	*34*	*26.5*

در شکل نمودار تنش-پارامتر لارسون میلر برای سه نمونه رسم شده است. برای نمونه کارنکرده از داده‌های مرجع استفاده شد. برای نمونه‌های پیرسازی شده سه نمونه آزمایش گسیختگی تنشی در تنش‌های ۵۰، ۱۰۰ و ۲۰۰ مگاپاسکال انجام شد. برای نمونه‌های کارکرده بر اساس نتایج آزمایشها خطی به موازات نمودار کارنکرده رسم گردید. در جدول ۷ زمان گسیختگی نمونه‌ها در شرایط فرضی ۱۰۰ مگاپاسکال و دمای ۸۰۰ درجه بر اساس نمودار محاسبه شد. ملاحظه می شود که عمر باقیمانده نمونه شماره دو ۱/۳ نمونه یک می باشد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ٦-۲۳- نمودار تنش-پارامتر لارسون میلر نمونه‌ها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول ٦-٥ - زمان گسیختگی نمونه‌ها بر اساس نمودار تنش-لارسون میلر

Sample	***Stress, MPa***	***T, ˚C***	***t_r, hr***
As received	*100*	*800*	*850*
1	*100*	*800*	*148*
2	*100*	*800*	*440*
3	*100*	*800*	*150*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل هفتم

بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در دمای ۸۵۰ درجه

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۷-۱- مقدمه

در این فصل مطابق جدول ۱-۱ تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی نمونه‌های چهار، پنج و شش که در دمای ۸۵۰ درجه کار کرده اند، مورد بررسی قرار می گیرند.

۷-۲- نمونه شماره ٤، ۲٤۰۰۰ ساعت

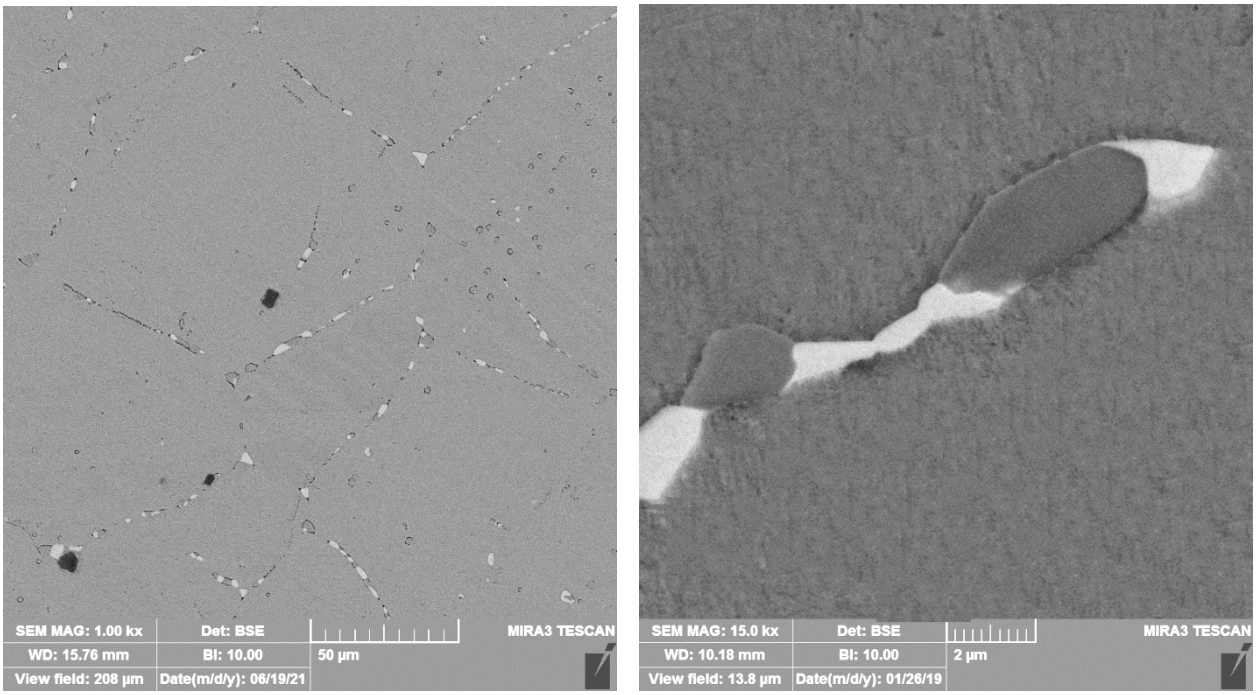
در شکل ۳-۱ ساختار نمونه یک نشان داده شده است. بعد از ۲۴۰۰۰ ساعت کارکرد در دمای ۸۵۰ درجه و تحت تاثیر مکانیزم نفوذ در مرزدانه‌ها کاربیدهای غیر پیوسته و در داخل دانه‌ها کاربیدهای درشت و پراکنده تشکیل شده است. در مقایسه با ساختار نو تغییرات زیادی در ساختار اتفاق افتاده است. آنالیز فازهای موجود در شکل ۳-۲ آورده شده است. نتایج نشان می دهد که ذرات خاکستری رنگ (در تصاویر *SEM*) کاربید غنی از کروم و فاز $M_{23}C_6$ بوده، ذرات سفید رنگ کاربیدهای غنی از مولیبدن و ترکیب M_6C می‌باشند. ذرات سیاهرنگ نیز کربونیترید تینانیم می‌باشند. ذرات *Ti(C,N)* بصورت پراکنده و بیشتر در درون دانه ها قرار دارند. در مرزدانه ها ترکیبی از کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C در کنار هم قرار دارند. در درون دانه های نیز هر دو نوع کاربید مشاهده می شود؛ اما درصد کاربیدهای غنی از کروم بیشتر از کاربیدهای غنی از مولیبدن است. در کنار ذرات کربونیترید تیتانیم نیز کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C تولید شده است.

در تصاویر *TEM* (شکل ۳-۳) تجمع و اندرکنش نابجایی‌ها و هم چنین توقف نابجایی‌ها در اطراف رسوبات ریز کاربیدی مشاهده می‌شود. قفل شدن نابجایی‌ها و تداخل آنها به همراه تشکیل کاربیدها باعث افزایش استحکام آلیاژ می‌شود که در بخش ۳-۷ به آن پرداخته می‌شود.

در شکل ۳-۴ مورفولوژی و توزیع فازهای استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. درصد کمی از ذرات درشت (بیش از یک میکرون) به شکلهای میله‌ای و صفحه‌ای بوده و سایر ذرات به شکلهای شبه کروی و بی نظم می باشند. در ذرات ریز (کمتر از یک میکرون) که در مرحله رشد قرار دارند مورفولوژی متفاوت است. شکل ذرات ریز به شکلهای بلوکی، چند ضلعی منظم و کروی است. تصاویر *TEM* (شکل ۳-۳) نیز نشان دهنده شکل ذرات ریز است. بر اساس تصاویر ریزساختاری و هم چنین تصاویر ذرات استخراج شده درصد ذرات درشت بسیار بیشتر از ذرات در مرحله رشد است.

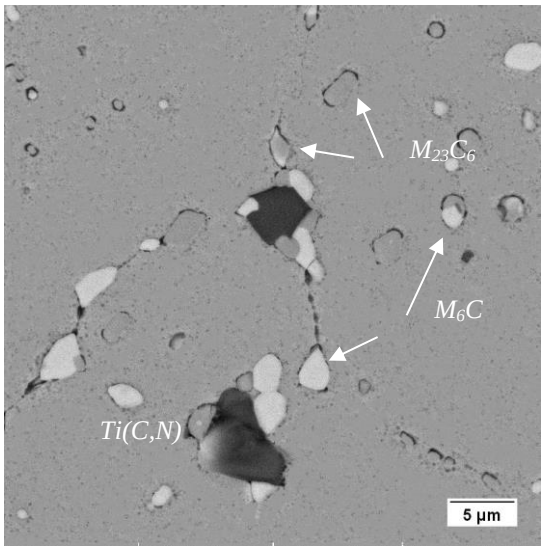
در شکل ۳-۵ توزیع عناصر کروم، مولیبدن و تیتانیم ذرات استخراج شده آورده شده است. گرچه به دلیل پستی و بلندی ذرات (هم سطح نبودن) توزیع دقیقی حاصل نمی شود؛ اما تصاویر ارائه شده توزیع عناصر را نشان می دهند و مطابق موارد ذکر شده شامل کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C و ترکیب *Ti(C,N)* است.

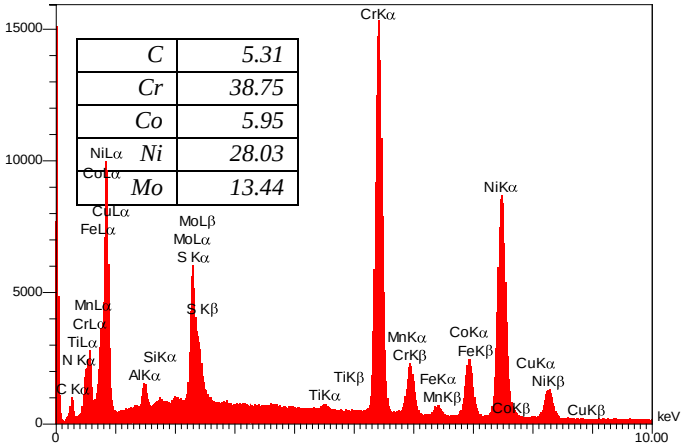
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

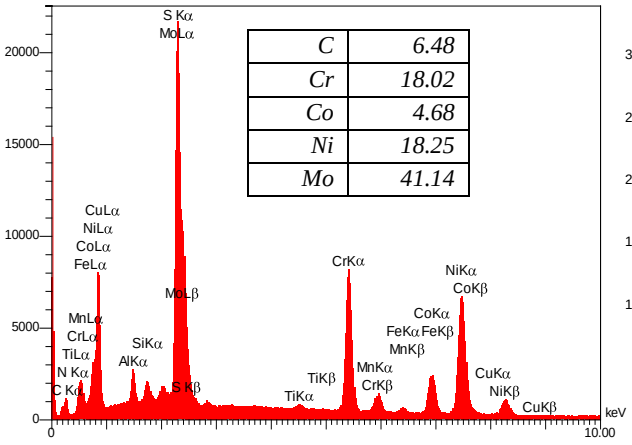


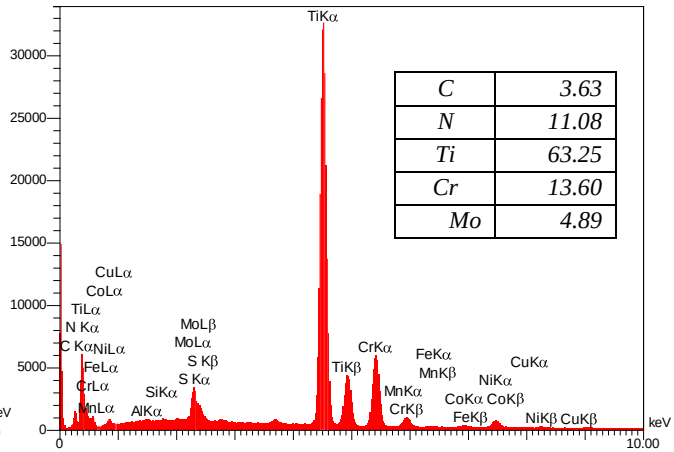
شکل ۷-۱- ریزساختار نمونه شماره ٤ با ۲٤۰۰۰ ساعت کارکرد

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



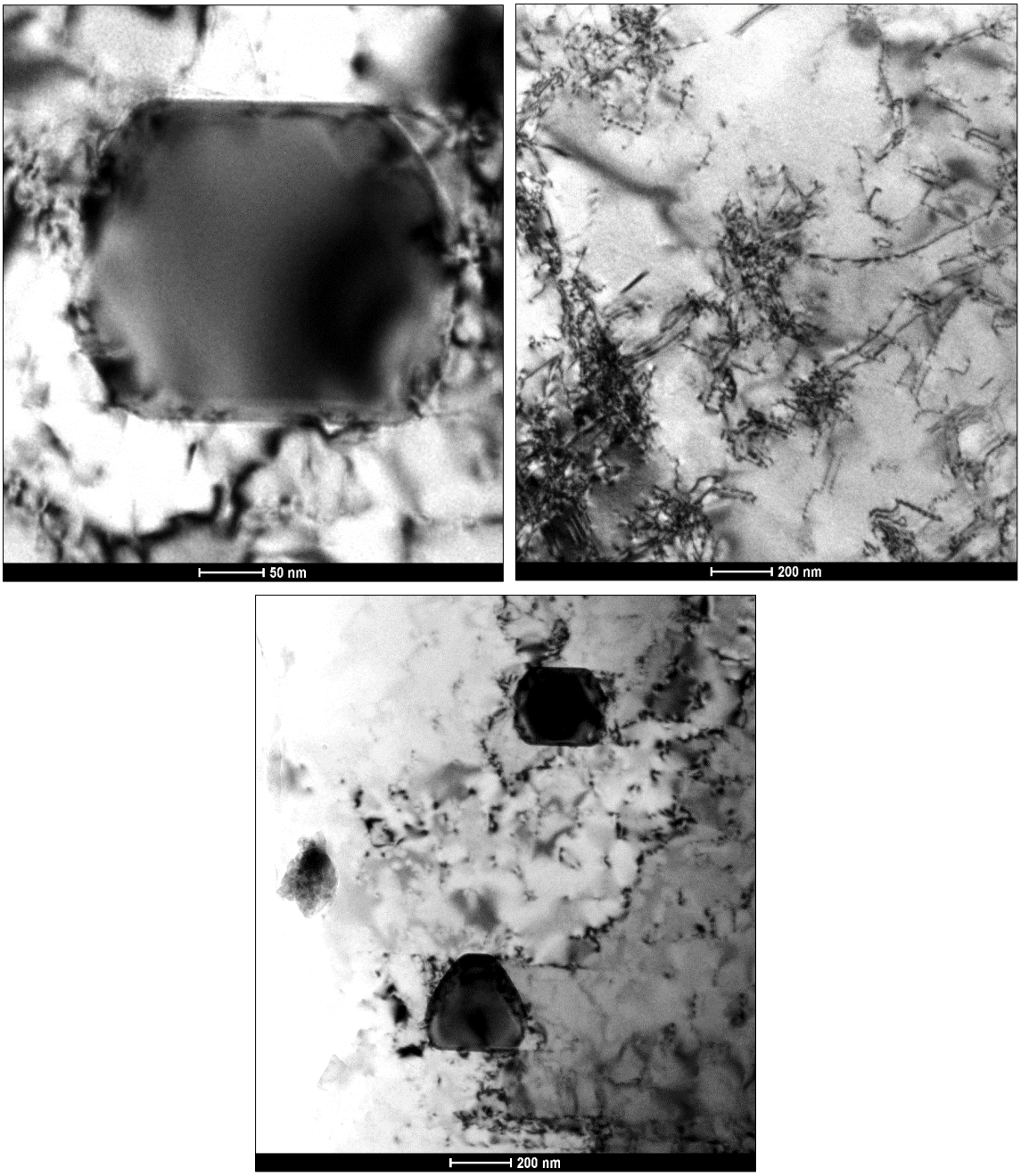






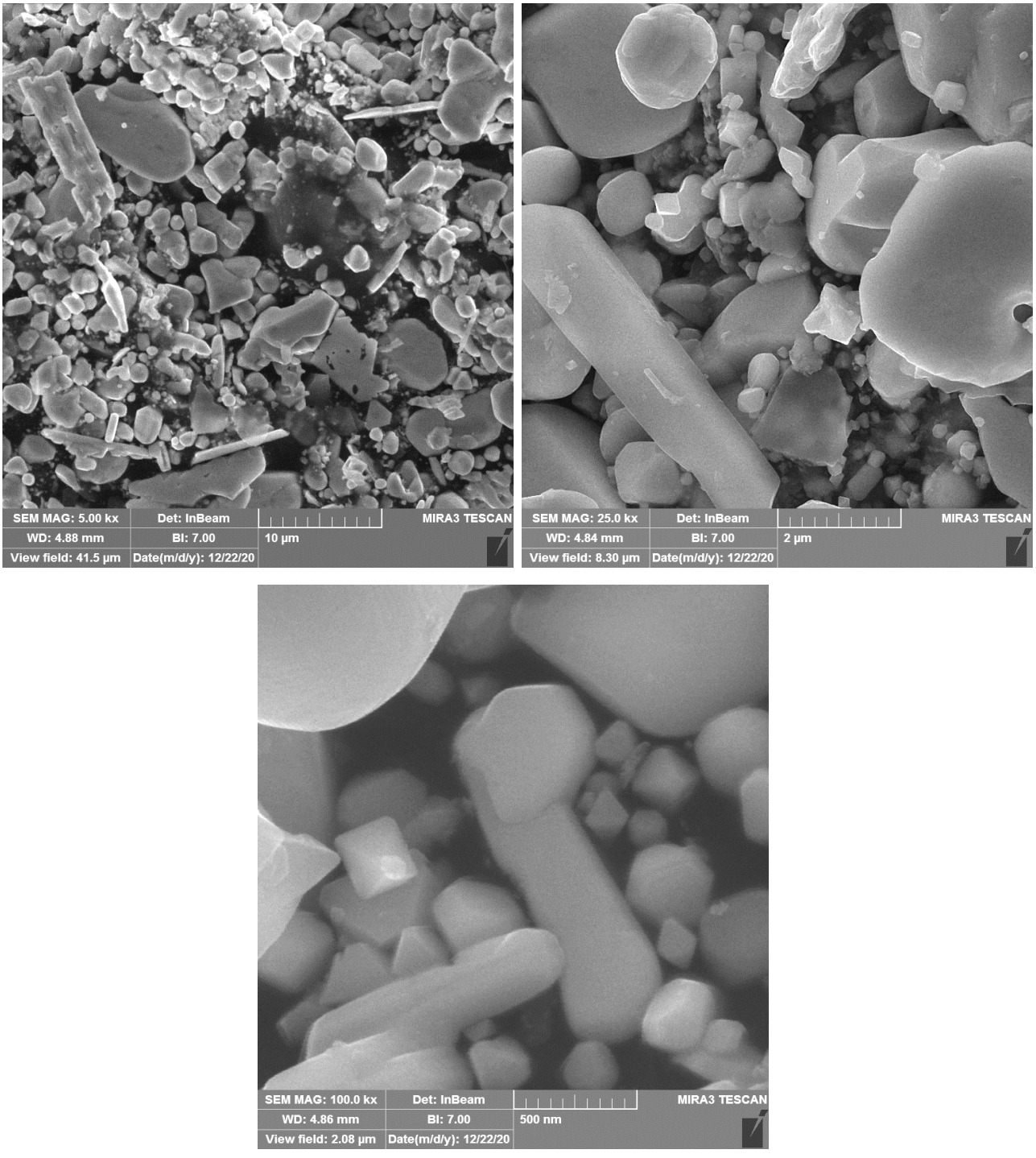
شکل ۷-۲- نتایج آنالیز EDS فازهای تشکیل شده در نمونه شماره یک، مقادیر عناصر بر حسب درصد وزنی است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



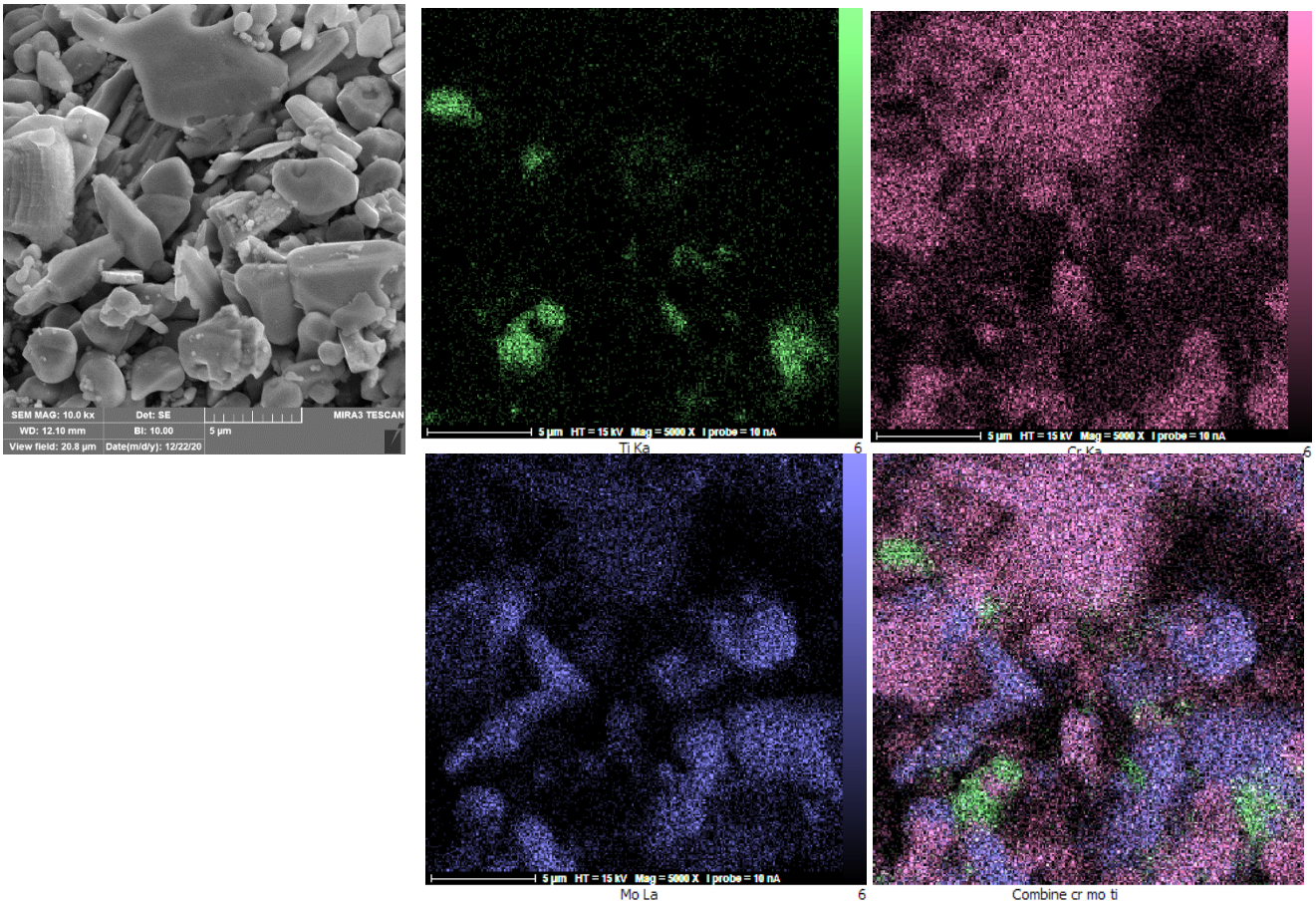
شکل ۷-۳- تصاویر TEM نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-٤-تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۵- توزیع عناصر تیتانیم، کروم و مولیبدن در ذرات استخراج شده نمونه شماره یک

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

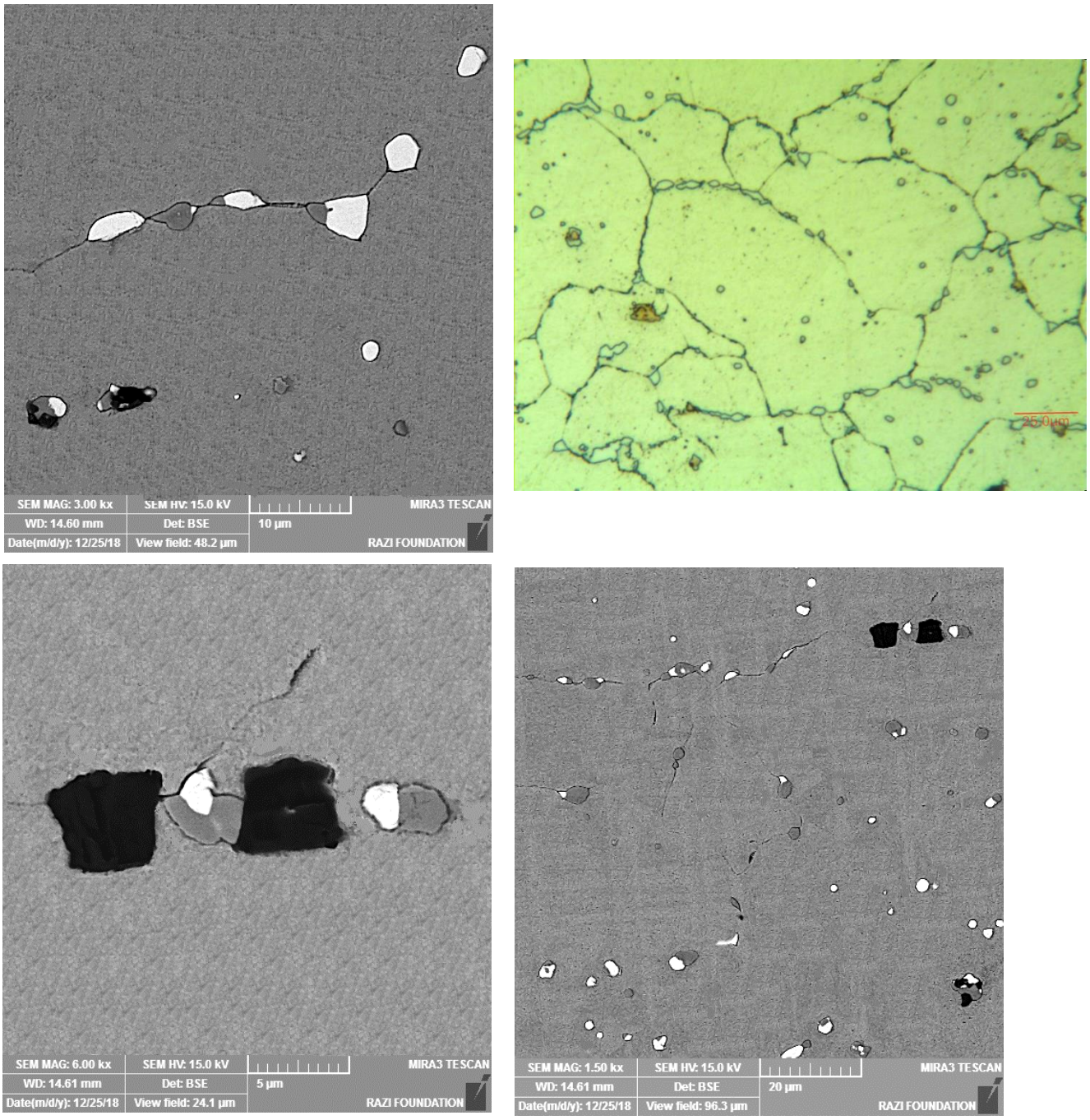
۳-۷- نمونه شماره ۵، ۳۵۰۰۰ ساعت

در شکل ۳-۶ ریزساختار نمونه دوم با ۳۵۰۰۰ ساعت کارکرد نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که کاربیدهای مرزدانه‌ای نسبت به نمونه شماره یک درشت‌تر و در برخی از مرزها، کاربیدها پیوسته شده‌اند ولی در بیشتر مرز دانه ها کاربیدها منقطع هستند. همانند نمونه شماره یک مرزها حاوی کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C بوده و در داخل دانه‌ها و هم چنین مجاور ذرات $Ti(C,N)$ این کاربیدها وجود دارند.

در تصاویر *TEM* (شکل ۳-۷) تجمع نابجایی ها ناشی از فرایند نفوذ در پشت مرز دوقلویی و .... دانسیته نابجایی ها نسبت به نمونه شماره یک کمتر است.

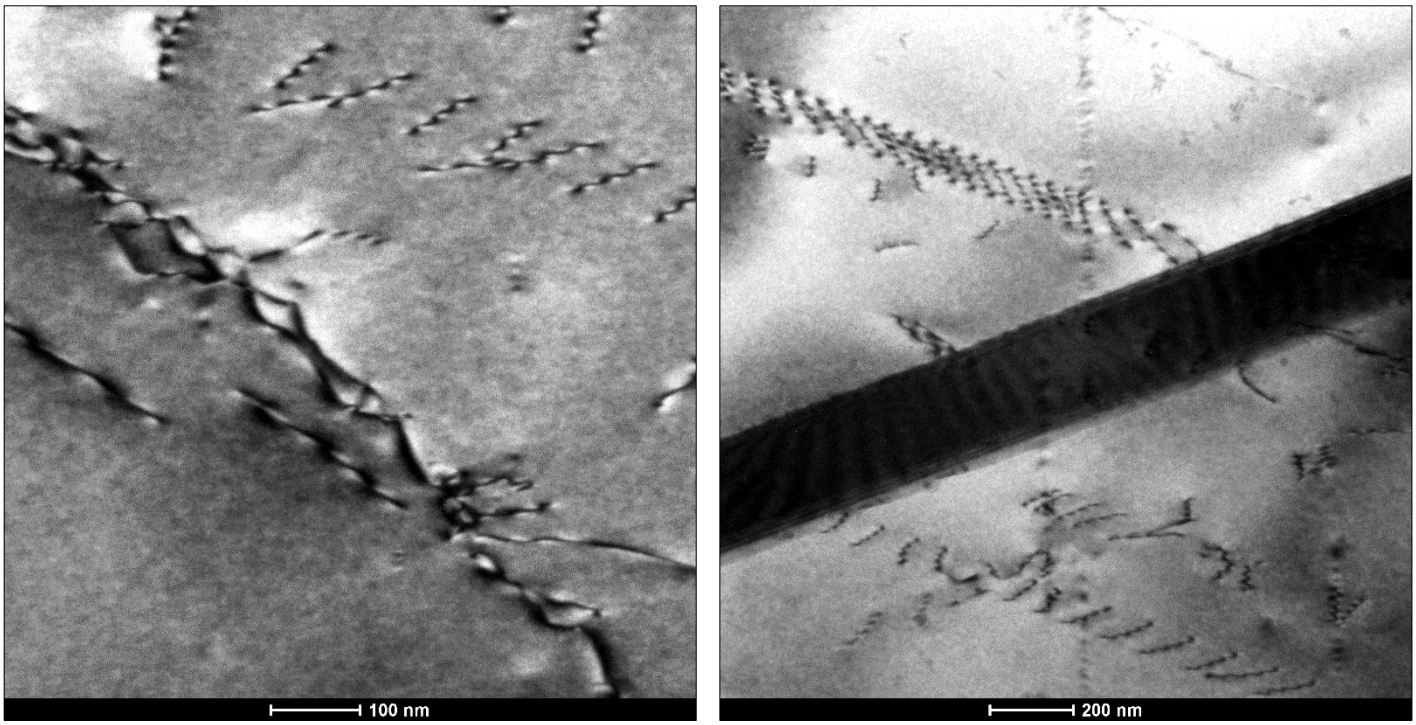
در شکل ۳-۸ تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه آمده است. تفاوت قابل توجه ذرات تشکیل شده در این نمونه نسبت به نمونه با عمر کمتر، افزایش تعداد ذرات صفحه‌ای شکل با بعد طولی بیش از ۱۰ میکرون است. بر اساس نتایج آنالیز *EDS* این ذرات بیشتر کاربیدهای غنی از مولیبدن هستند. سایر ذرات نیز شبه کروی و ذرات نامتقارن می‌باشند. در این نمونه ذرات کمتر از یک میکرون بیشتر کروی و بلوکی شکل هستند. در شکل ۳-۹ ذرات به روش *EDS* مورد آنالیز قرار گرفتند. ذرات ۱، ۲، ۳ و ۷ کاربیدهای غنی از مولیبدن و ذرات ۴ و ۵ کاربیدهای غنی از کروم و ذره ۶ $Ti(C,N)$ می باشند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



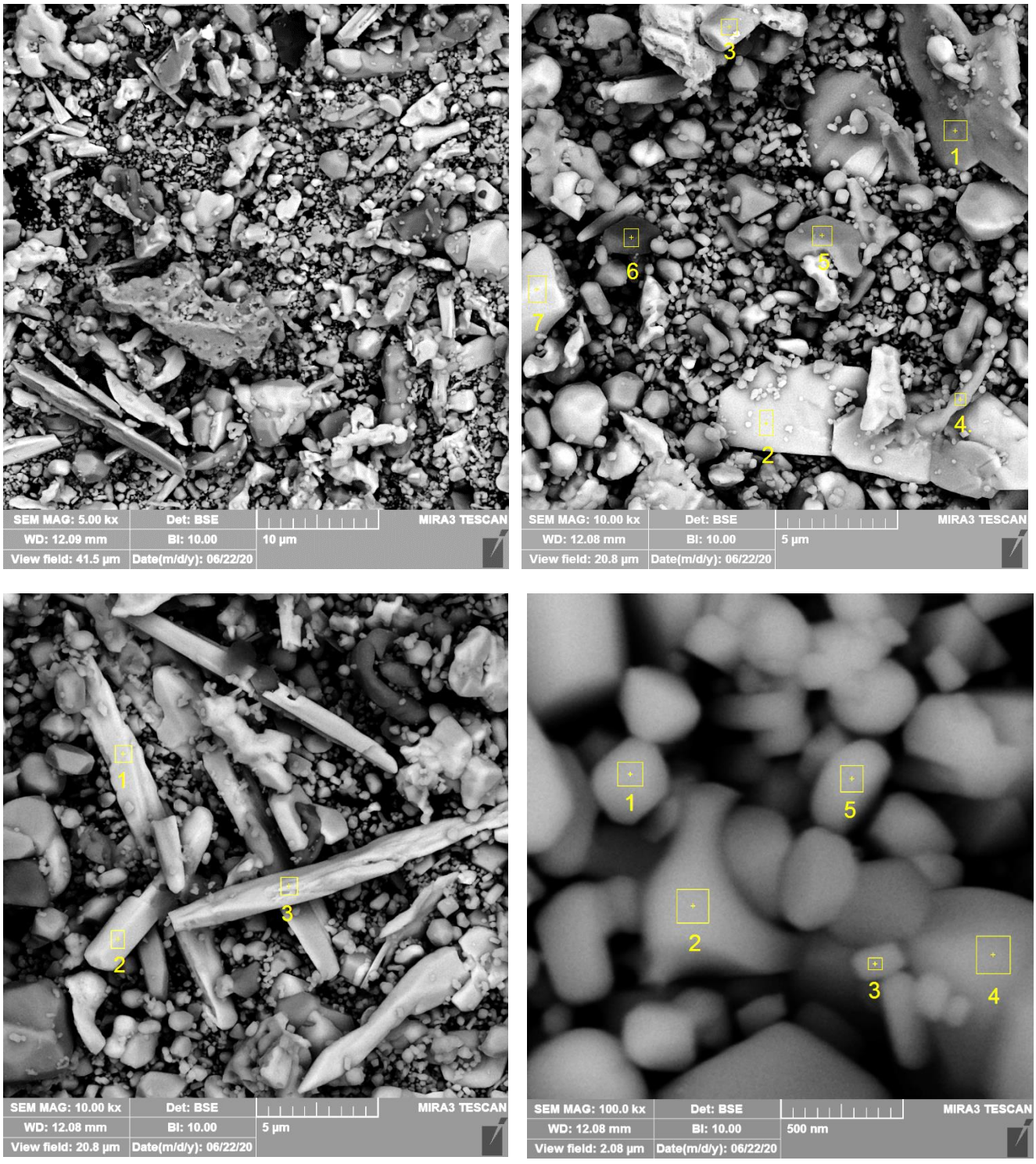
شکل ۷-٦- ریزساختار نمونه شماره ٤

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۷- تصاویر TEM نمونه شماره ٤

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۸- ذرات استخراج شده از نمونه شماره ٤، در شکل b نقاط ۱، ۲، ۳ و ۷ کاربید M_6C و نقاط ٤ و ٥ کاربید $M_{23}C_6$ و نقطه ٦ ترکیب Ti(C,N) در شکل c هر سه نقطه کاربید M_6C هستند و در شکل d همه نقاط کاربید $M_{23}C_6$ هستند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۷-٤- نمونه شماره ٦، ٦٦٠٠٠ ساعت

در شکل ۳-۹ ریزساختار نمونه ۶ با ۶۶۰۰۰ ساعت کارکرد نشان داده شده است. تفاوت فاحش نسبت به نمونه های قبلی افزایش کاربیدهای درون دانه‌ای و هم چنین کاربیدهای درشت در مرزهای دوقلویی است. در برخی از مرزها طول تعدادی از کاربیدهای غنی از کروم ($M_{23}C_6$) بیش از ۲۰ میکرون است. کاربیدهای غنی از مولیبدن بیشتر در مرزها هستند. آشکار است درصد سطحی کاربیدها بیش از دو نمونه قبلی است. همانند دو نمونه قبلی در مجاور ذرات $Ti(C,N)$ کاربید تشکیل شده؛ علاوه بر آن استحاله این ذرات به عنوان منشا کربن به کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C نیز رخ داده است (شکل ۳-۹d).

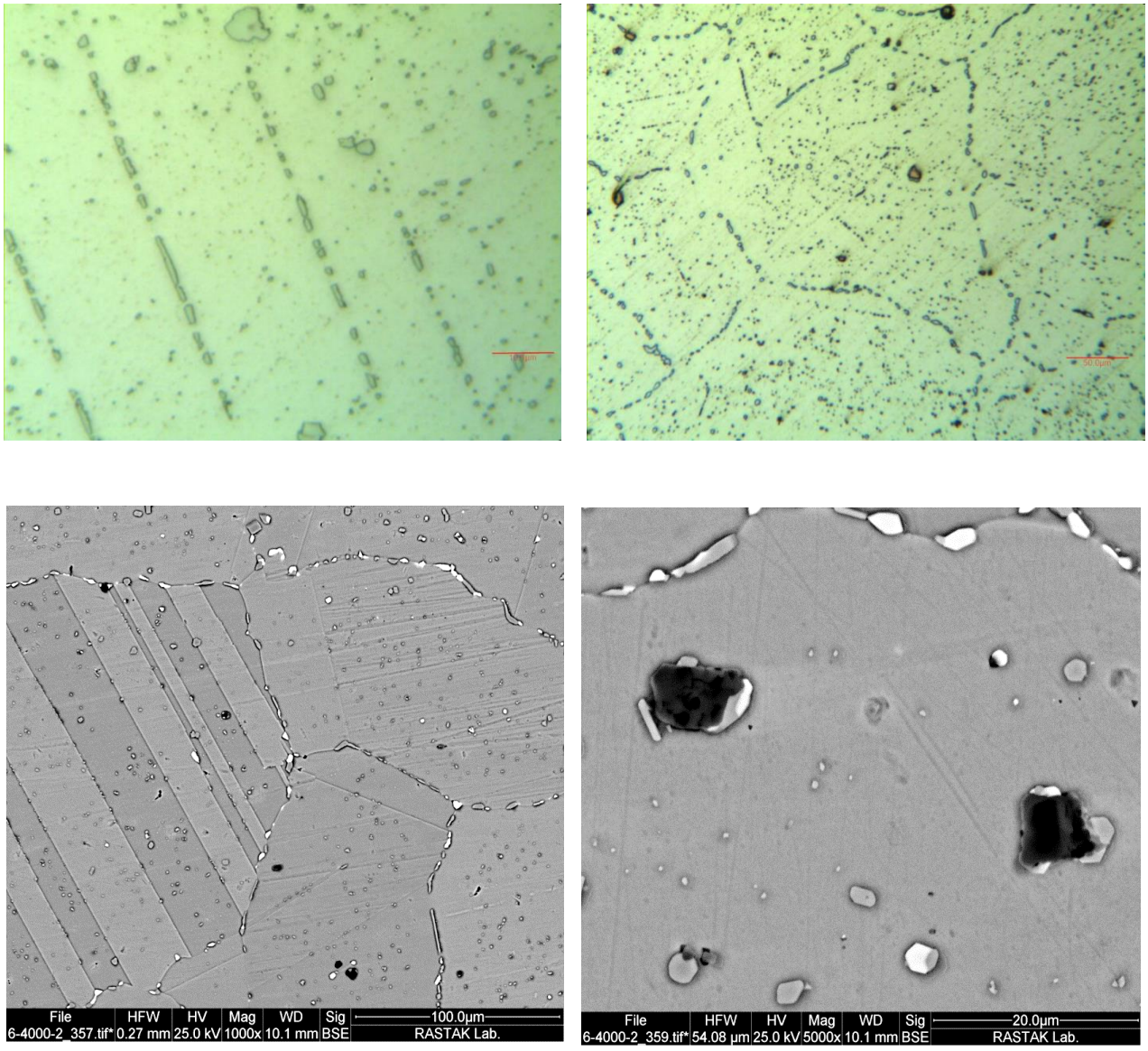
در شکل ۳-۱۰ تصاویر TEM نمونه نشان داده شده است. بر خلاف نمونه های قبلی طول و درصد نابجایی ها کاهش یافته است.

بر اساس تصاویر رسوبات استخراج شده از نمونه، ابعاد ذرات درشت‌تر از نمونه‌های قبلی است (شکل ۳-۱۱). درصد ذراتی با ابعاد بیش از ۱۰ میکرون به میزان قابل توجهی افزایش یافته است. مطابق تصاویر ریزساختاری در درون دانه ها کاربیدهای زیادی تشکیل شده اما تصاویر ذرات استخراج شده و بررسی ابعادی آنها نشان می دهد که درصد ذرات کمتر از یک میکرون نسبت به نمونه‌های قبلی کمتر است. این نتیجه موید رشد ذرات درون دانه‌ای و مرز دانه‌ای است. مطابق شکل ۳-۱۱ برخی از ذرات $Ti(C,N)$ به شکل چند ضلعی منظم (هرمی) دیده می‌شوند که نشان دهنده آن است که استحاله‌ای در آنها اتفاق نیفتاده و کماکان به شکل اولیه باقی مانده‌اند.

در شکل ۳-۱۲ توزیع عناصر تیتانیم، کروم، مولیبدن و نیکل برای ذرات استخراج شده و در شکل ۱۲a آنالیز EDS ذرات آورده شده است. توزیع عناصر و نتایج EDS نشان می دهند که ترکیب اصلی ذرات فازهای $M_{23}C_6$، M_6C و $Ti(C,N)$ بوده و درصد کاربیدهای غنی از کروم بیشتر از سایر فازها است.

در شکل ۳-۱۳ سطح شکست تست ضربه نمونه های نو و شماره ۳ نشان داده شده است. سطح شکست ورق نو بصورت نرم و شامل دیمپل و شکست نمونه ۳ از نوع مرز دانه‌ای است و حفرات خالی در مرزها و درون دانه‌ها نشان دهنده کنده شدن کاربیدها و ذرات کربونیترید تیتانیم در اثر شکست می باشد. شکست مرزدانه‌ای گویای آن است که تشکیل کاربیدهای مرزدانه‌ای منجر به ترد شدن آلیاژ و مستعد شدن آن به ترک خوردگی گردید.

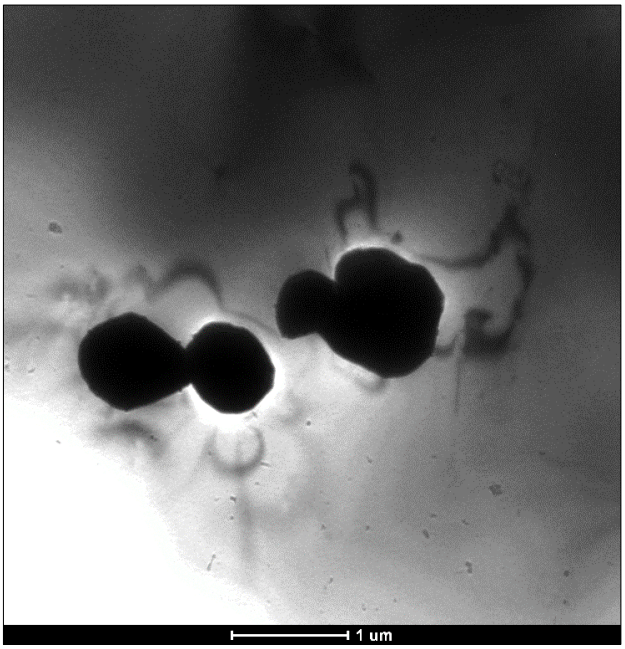
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

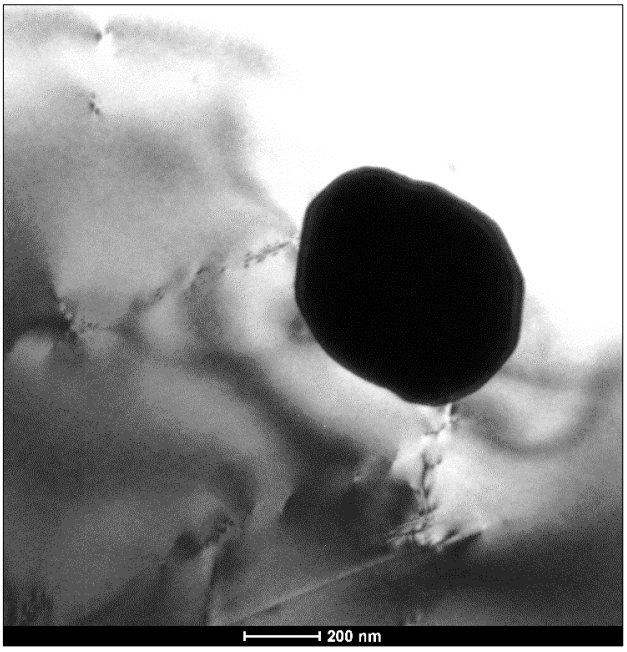


شکل ۷-۹- ریزساختار نمونه شماره ٦

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

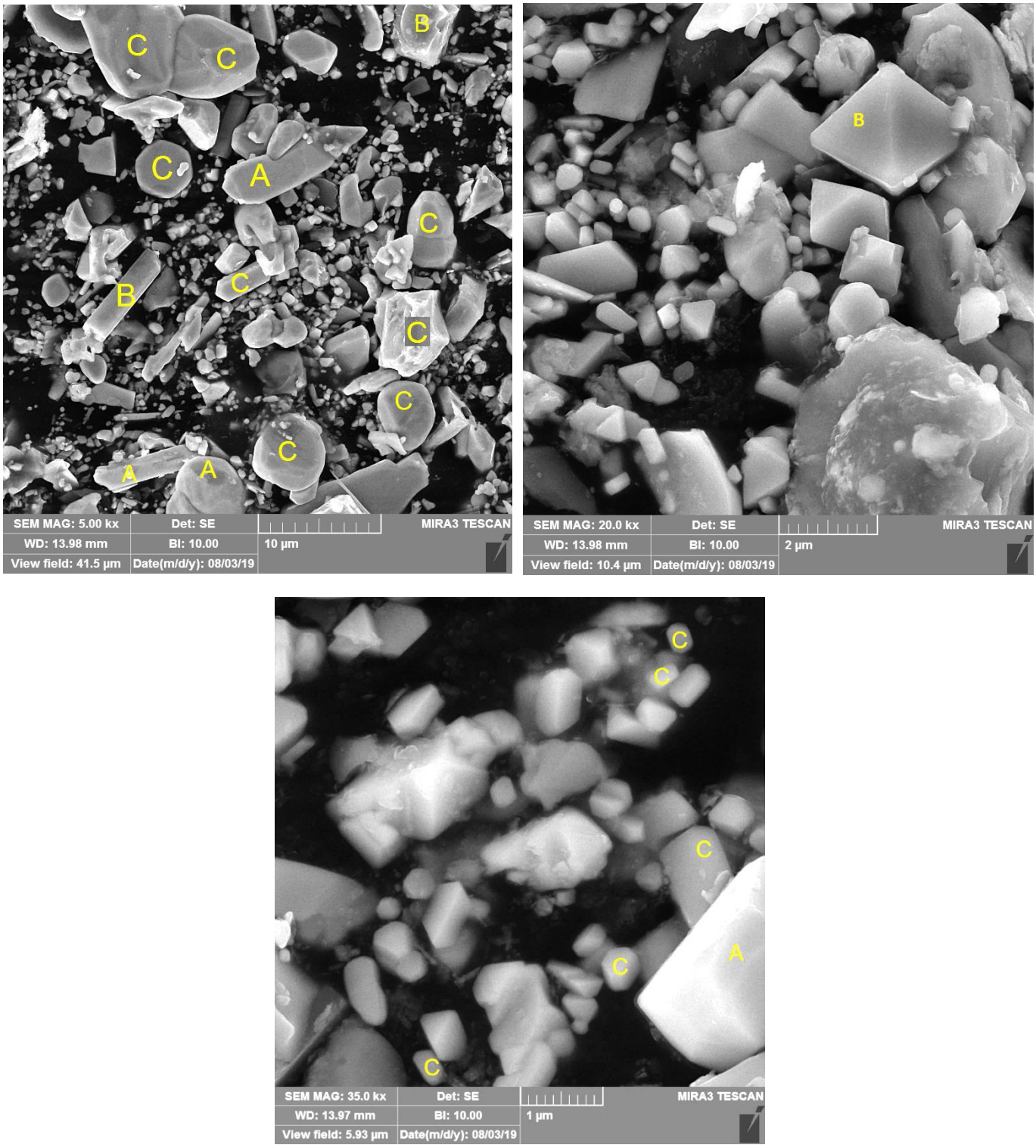






شکل ۷-۱۰- تصاویر TEM نمونه شماره ٦

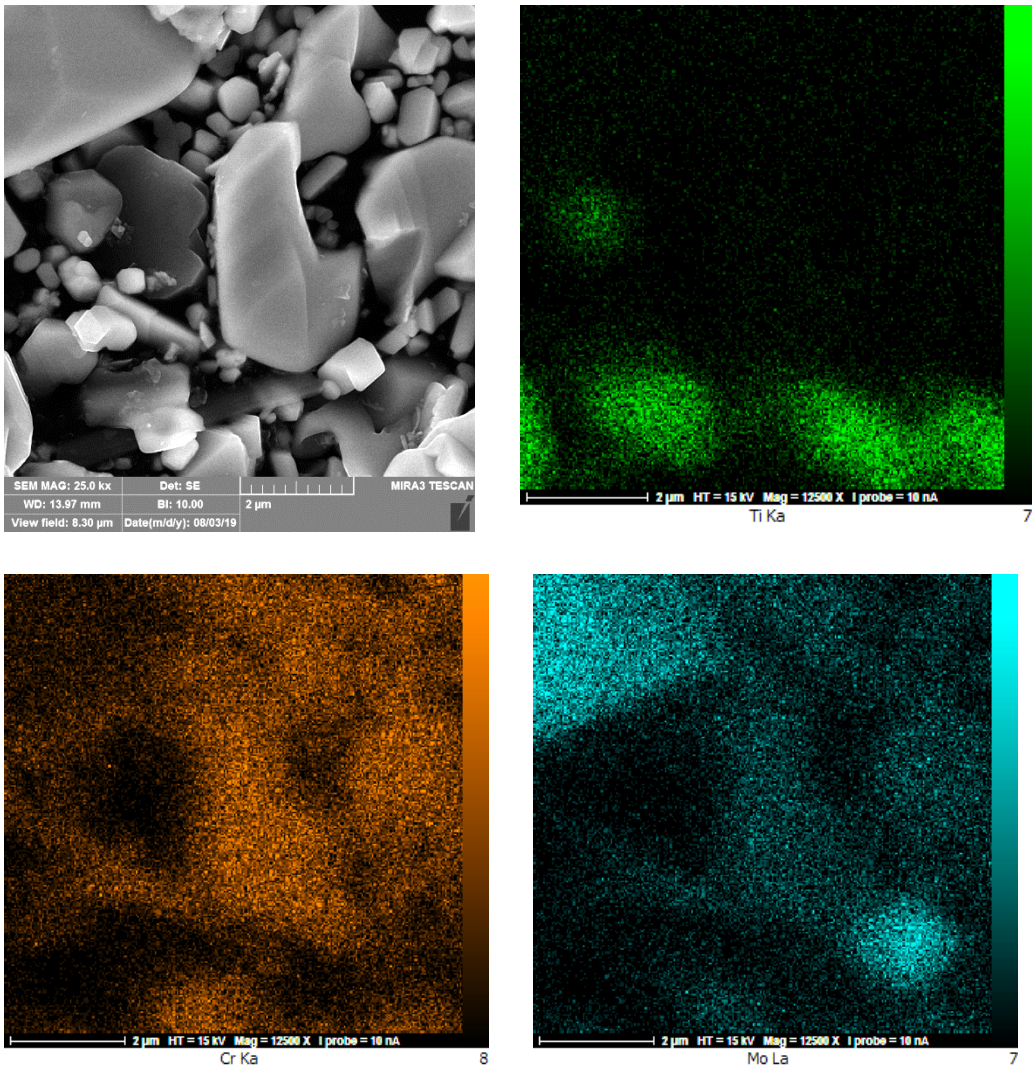
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۱۱- رسوبات استخراج شده از نمونه شماره ٦ (٦٦٠٠٠ ساعت کارکرد)

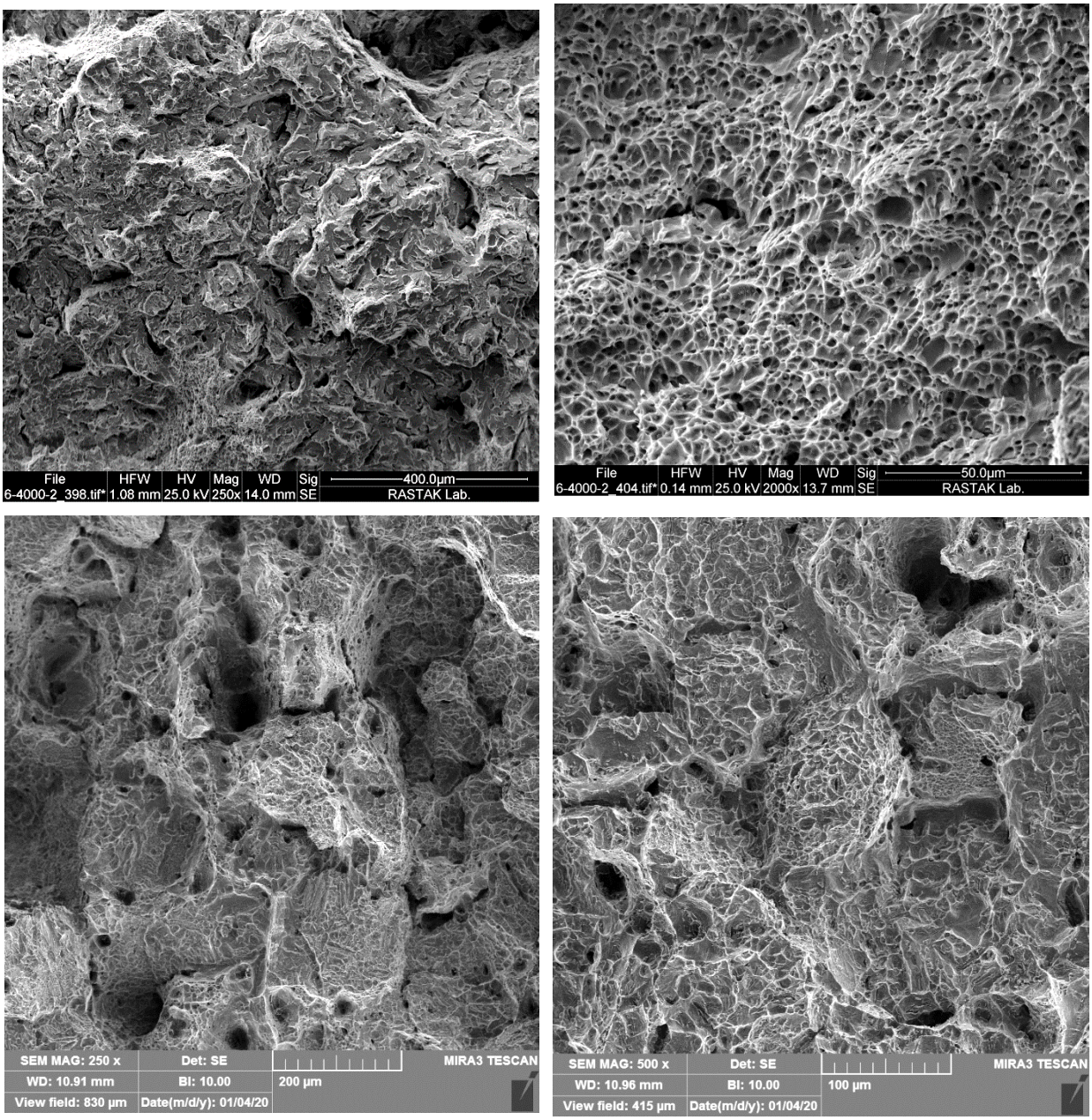
A- کاربید مولیبدن *B-Ti(C,N)* *C-* کاربید کروم

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۱۲- توزیع عناصر کروم، مولیبدن و تیتانیم در رسوبات استخراج شده از نمونه ٦

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

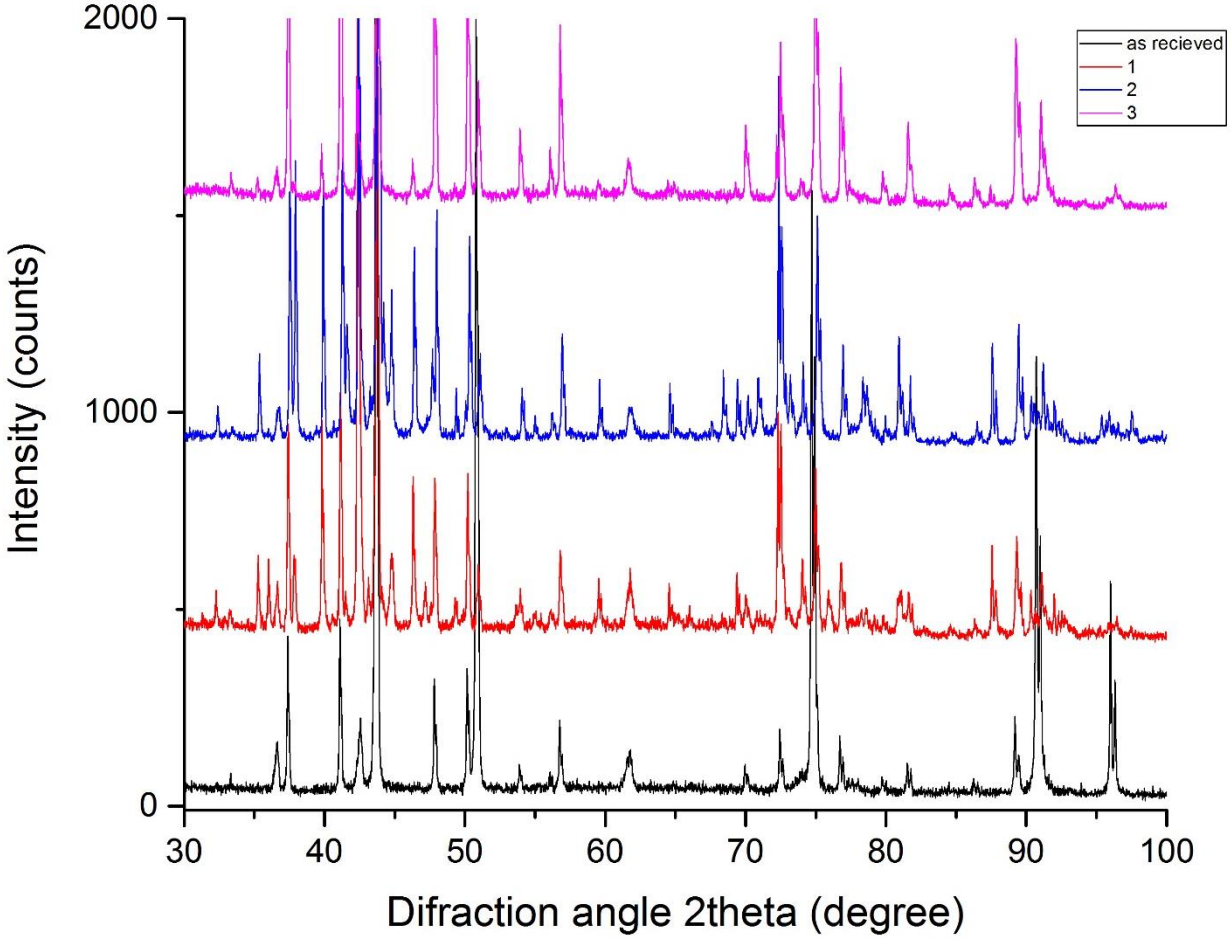


شکل ۷-۱۳- سطح شکست تست ضربه نمونه نو و نمونه شماره ٦

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۷-۵- پراش اشعه ایکس نمونه ها

در شکل ۳-۱۴ نتایج آنالیز *XRD* رسوبات استخراج شده از نمونه ها آورده شده است. در جدول ۳-۱ درصد وزنی فازهای موجود که با نرم افزار *MAUD* و نتایج الگوی *XRD* محاسبه شده، ارائه شده است. مشاهده می شود که در نمونه *As received* ذرات گاما پرایم وجود دارد. وجود درصد ناچیز این ترکیب احتمالا ناشی از فرایند تولید آن است. در سایر نمونه‌ها نیز فاز گاما پرایم شناسایی شده است. بر اساس آنالیز کمی در نمونه شماره چهار ۰/۵۳ درصد فاز گاما پرایم وجود دارد. اما در نمونه‌های ۵ و ۶ مقدار بسیار ناچیز بوده و قابل اندازه‌گیری نمی‌باشد. در نمونه های ۴ و ۵ هم چنین فاز دلتا Ni_3Mo شناسایی گردید. کابیبو و همکارانش *[7]* تشکیل فاز δ (Ni_3Mo) در نمونه‌های قرار گرفته در دمای $^{\circ}C$ ۷۰۰ برای مدت ۳۴۰۰۰ ساعت را گزارش کردند. فاز دلتا *TCP* محسوب می شود؛ اما مقدار فاز دلتا در نمونه های یاد شده بسیار ناچیز می باشد. در الگوی نتایج *XRD* مشاهده می شود که تعداد پیکها در نمونهای ۴ و ۵ نسبت به نمونه نو و نمونه ۶ بیشتر است. این پیکها به فازهای گاما پرایم و دلتا اختصاص دارند.



شکل ۷-۱۴- پراش اشعه ایکس نمونه ها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

جدول ۷-۱ - درصد وزنی فازها در نمونه ها بر اساس نرم افزار MAUD

sample	*Time, hr*	$M_{23}C_6$	M_6C	*Ti(C,N)*	$Ni_3(Al,Ti)$, γ'	Ni_3Mo, δ
As received	*0*	*21.14*	*0.61*	*78.25*	--	--
4	*24000*	*63.43*	*23.04*	*13.53*	*0.53*	*Very low*
5	*35000*	*74.26*	*17.94*	*13.84*	--	*Very low*
6	*66000*	*79.78*	*8.12*	*12.1*	--	--

۷-٦- تحلیل فازهای موجود در آلیاژ

در جدول ۳-۲ درصد سطحی مجموع کاربیدها و کاربید M_6C بصورت جداگانه آمده است. مقادیر بر اساس تصاویر ریزساختاری نوری و الکترونی در بزرگنمایی ۱۰۰ و با استفاده از نرم افزار *ImageJ* محاسبه شد. در شکلهای ۳-۱۵ و ۳-۱۶ نتایج بصورت نمودار نشان داده شده است. مطابق مقادیر جدول ۳-۱ در زمان کارکرد ۲۴۰۰۰ ساعت نمونه حاوی ۶۳ درصد کاربید $M_{23}C_6$ و ۲۳ درصد کاربید M_6C می باشد. با افزیش زمان پیرسازی در دمای ۸۵۰ درجه درصد کاربید $M_{23}C_6$ افزوده شده و در مقابل درصد کاربید M_6C کاهش می یابد. به عبارت دیگر واکنشی همچون واکنش زیر اتفاق می افتد.

$$Mo_3(Ni,Co)_3C + Cr \longrightarrow Cr_{21}Mo_2C + (Ni,Co,Mo)$$

این در حالی است که بر اساس مقادیر جدول ۳-۲ درصد کل کاربیدها از ۴ درصد در نمونه یک به ۶/۳ درصد در نمونه ۳ افزایش یافت. به عبارتی علی رغم افزایش درصد قابل توجه مجموع کاربیدها در مقابل درصد کاربید M_6C کاهش می یابد نکته دیگر در جدول ۳-۱ وجود نیم درصد فاز گاما پرایم در نمونه شماره یک است. این مقدار گاما پرایم بعد از ۲۴۰۰۰ ساعت کارکرد بیانگر آن است که انحلال ذرات گامارایم با نرخ بسیار کمی اتفاق افتاده و با توجه به درصد ناچیز آن در زمان ۳۵۰۰۰ ساعت می توان نتیجه گرفت که تا زمان ۳۰۰۰۰ ساعت درصد بسیار کمی از این فاز در آلیاژ وجود دارد. گرچه مطابق پراش اشعه ایکس در نمونه های ۲ و ۳ بصورت ناچیز شناسایی شده است.

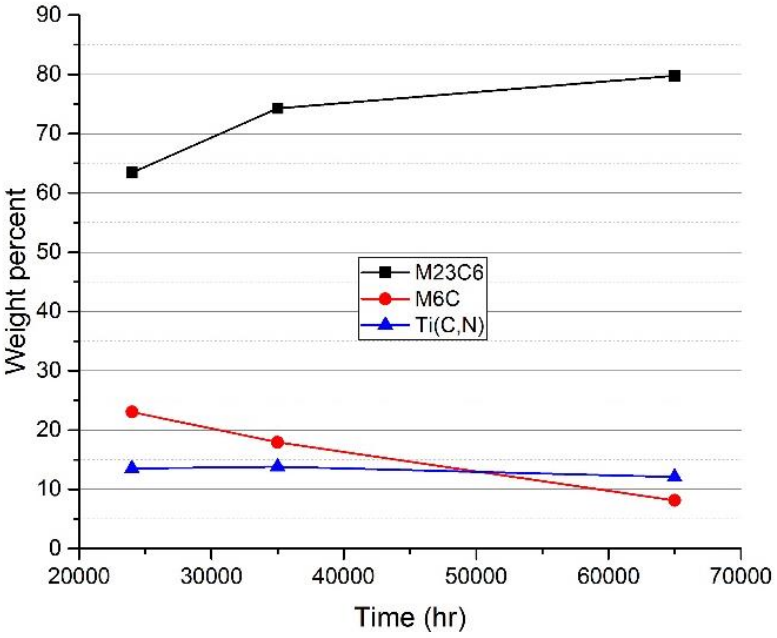
درصد فاز *Ti(C,N)* همانطور که در جدول ۳-۱ آورده شده در نمونه های ۴ و ۵ ثابت مانده اما در نمونه ۶ درصد کمی کاهش یافته است. به دلیل وجود کربن در این فاز و مطابق تصاویر ریزساختاری درصدی از این فاز به کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C تبدیل می شوند. کاهش شدید درصد کربونیترید تیتانیم در نمونه نو نسبت

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

به نمونه یک به دلیل آن است که در نرم‌افزار درصد وزنی بصورت نسبی مقایسه می‌شود. با تشکیل کاربیدها در نمونه‌های کارکرده درصد وزنی این فاز کاهش زیادی می یابد.

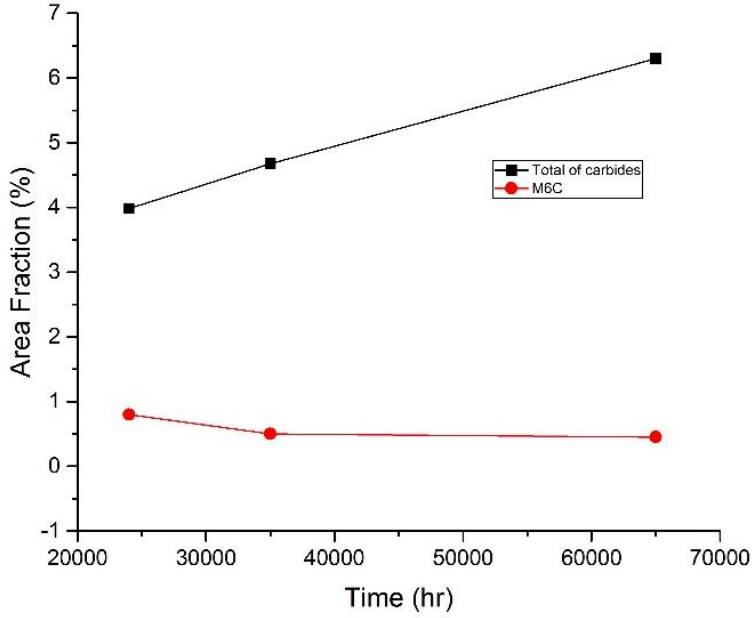
جدول ۷-۲ – درصد سطحی کاربیدها بر اساس آنالیز تصویری

Sample	*Time, hr*	*Total of carbides, %*	*M_6C*
As received	*0*	*0.5*	*0*
4	*24000*	*3.98*	*0.8*
5	*35000*	*4.675*	*0.5*
6	*66000*	*6.3*	*0.45*



شکل ۷-۱۵-تغییرات فازهای موجود در آلیاژ بر حسب زمان کارکرد

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۱۶- تغییرات درصد سطحی کاربیدها بر حسب زمان کارکرد

۷-۷- بررسی خواص مکانیکی

در جداول ۳-۳ و ۳-۴ و شکل ۳-۱۷ نتایج و نمودارهای آزمایشهای خواص مکانیکی نمونه ها آورده شده است. روال کلی تغییرات خواص مکانیکی سوپرآلیاژ ۶۱۷ بر حسب زمان پیرسازی بدین گونه است که ابتدا خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام افزایش یافته سپس سیر نزولی پیدا کرده و از خواص اولیه ی خود کمتر خواهد شد. این تغییرات به شدت به دمای کاری وابسته است. در دماهای متوسط کاری مابین ۶۵۰ تا ۷۵۰ درجه با تشکیل ذرات گاما پرایم و هم چنین کاربیدهای پراکنده مرز دانه ای و درون دانه ای خواص مکانیکی بهبود می یابد. در دماهای یاد شده تغییرات خواص مکانیکی در محدوده زمانی طولانی اتفاق می افتد. در برخی مواقع نرخ افزایش خواص ممکن است تا ده هزار ساعت ادامه یابد. اما در دماهای بالاتر که درصد ذرات گاما پرایم بوجود آمده کمتر بوده و هم چنین سریع تر حل می شوند و از طرف دیگر رسوبات کاربیدی نیز با نرخ بیشتری تشکیل و رشد می یابند، در زمان کمتری خواص به حداکثر مقدار رسیده و پس از مدتی روند نزولی شروع می گردد. همانطور که ذکر شد این تغییرات به پروسه تشکیل فازهای ثانویه ارتباط دارد. در دماهای پایین و متوسط با تشکیل ذرات گاما پرایم (حداکثر بین ۵ تا ۷ درصد) و هم چنین کاربیدهای ریز و ناپیوسته مرز دانه ای خواص استحکامی افزایش می یابد. اما در دماهای بالاتر درصد بسیار پایینی از ذرات گاما پرایم تشکیل شده و به سرعت کاربیدهای مرز دانه ای پیوسته و کاربیدهای درشت درون دانه ای ایجاد می شوند. بنابراین در زمان کوتاهی خواص شروع به کاهش می نمایند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

مطابق جدول ۳-۳ و شکل ۳-۱۷ استحکام تسلیم و نهایی آلیاژ تا محدوده ۲۴۰۰۰ الی ۳۰۰۰۰ ساعت افزایش یافته سپس روند نزولی شروع می شود. در ۶۶۰۰۰ ساعت استحکام مشابه آلیاژ نو است. مقدار سختی آلیاژ نیز روندی همچون استحکام دارد. درصد ازدیاد طول (انعطاف پذیری) و درصد کاهش سطح مقطع تا ۲۴۰۰۰ ساعت به مرور کاهش یافته و تا ۶۶۰۰۰ ساعت نرخ کاهش بسیار کمی داشته است. انرژی ضربه در طی چند ده ساعت کاهش بسیار زیادی دارد. مطابق شکل ۱۸ در ۲۴۰۰۰ ساعت ۷۵ درصد از مقدار انرژی کاهش می یابد. در ۶۶۰۰۰ ساعت ۱۰ درصد نسبت به ۳۵۰۰۰ ساعت کاهش نشان می دهد.

در جدول ۳-۴ خواص مکانیکی نمونه در دمای ۷۵۰ درجه آورده شده است. روند کلی تغییرات مشابه خواص استحکامی در دمای محیط است. اما نرخ آنها متفاوت است در زمان ۶۶۰۰۰ ساعت استحکام تسلیم آلیاژ نسبت به آلیاژ کارنکرده ۲۰ درصد کاهش یافته است.

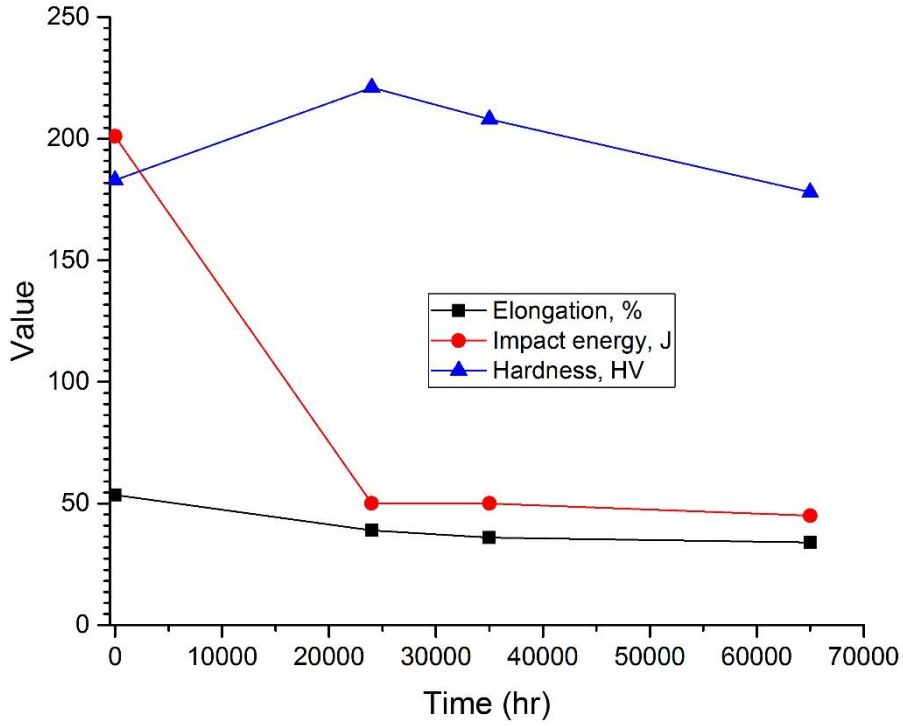
جدول ۷-۳ - خواص مکانیکی نمونه‌ها در دمای محیط

sample	***Time, hr***	***UTS, MPa***	***YS, MPa***	***EL, %***	***RA, %***	***Impact Value, J***	***Hardness, HV***
As received	*0*	*801*	*436*	*53.5*	*63*	*201*	*183*
1	*24000*	*831*	*470*	*39*	*31.5*	*50*	*221*
2	*35000*	*812*	*445*	*36*	*30*	*50*	*208*
3	*66000*	*796*	*419*	*34*	*29.5*	*45*	*178*

جدول ۷-٤ - نتایج تست کشش گرم در دمای ۷۵۰ °C نمونه‌ها

sample	***UTS, MPa***	***YS, MPa***	***EL, %***	***RA, %***
As received	*465*	*269*	*40*	*33*
1	*518*	*357*	*23*	*21*
2	*483*	*291*	*22*	*19*
3	*449*	*227*	*20*	*15.5*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۷-۱۷- تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌ها بر حسب زمان کارکرد

نتیجه مهمی که از روند تغییرات نوع و درصد کاربیدها و همچنین خواص مکانیکی بر حسب زمان در دمای ۸۵۰ می توان اتخاذ کرد، استفاده از آنها جهت تخمین عمر باقیمانده قطعه است. بدین صورت با بررسی و تحلیل ساختار قطعه موجود و همچنین اندازه گیری خواص مکانیکی آن-بخصوص سختی که براحتی بصورت پرتابل اندازه گیری می شود- و مقایسه آن نمودارهای تدوین شده می توان عمر باقیمانده قطعه را ارزیابی نمود. البته بدیهی است که روند تغییرات خواص و ساختار بایستی در دماهای مختلف از جمله ۷۰۰، ۷۵۰، ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه تدوین گردد تا با در اختیار داشتن نمودارهای تغییر خواص مکانیکی و آلبوم های تغییر ساختاری بتوان وضعیت جاری و اینده قطعه را ارزیابی نمود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل هشتم

بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در دمای ۹۰۰ درجه

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۱- مقدمه

در این فصل مطابق جدول ۱-۲ تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی نمونه‌های پیرسازی شده در دمای ۹۰۰ درجه کار کرده اند، مورد بررسی قرار می گیرند.

۸-۲- نمونه ۹۰۰۱

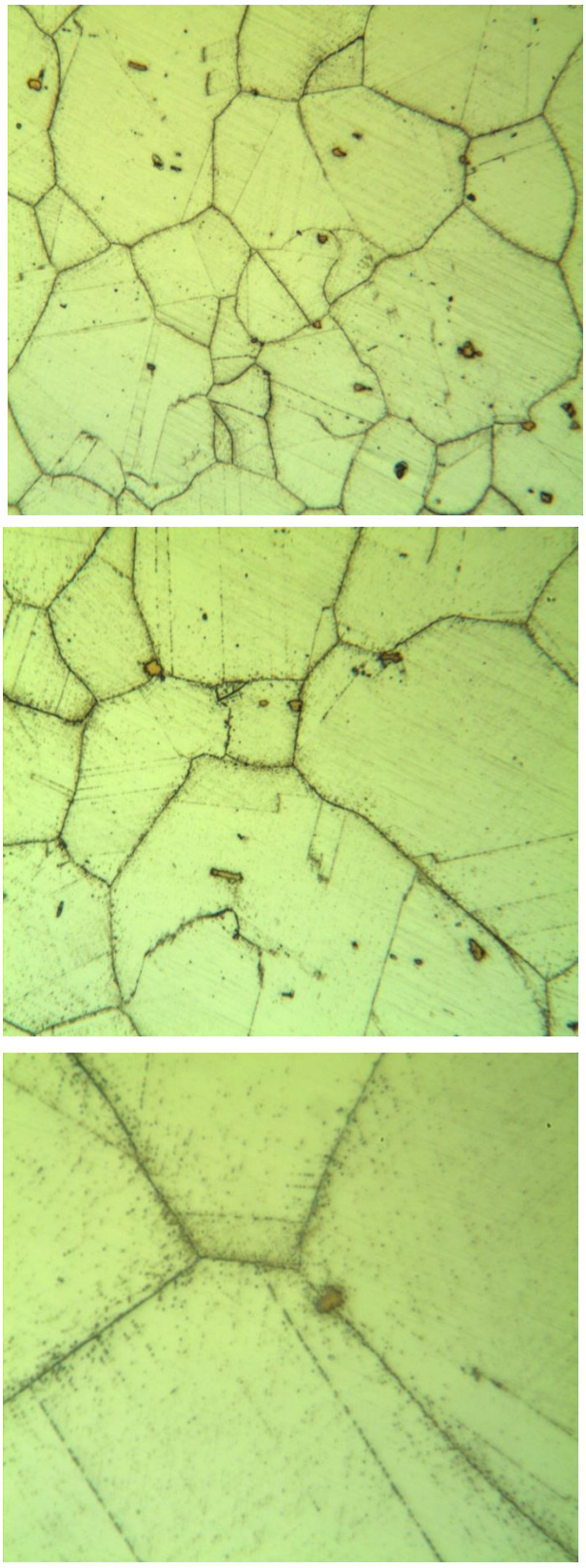
در شکل ۴-۱ ریزساختار نمونه پیرسازی شده به مدت یک ساعت در دمای ۹۰۰ درجه نشان داده شده است. نمونه پس از قرارگیری در کوره در هوا سرد گردید. تغییرات رخ داده در ریزساختار در مقایسه با ریزساختار ورق کار نکرده و زمان پیرسازی یک ساعت بسیار قابل توجه است. در مرز دانه ها، مجاور مرز دانه ها، مرزهای دوقلویی و در داخل دانه ها و در مجاوز ذرات $Ti(C,N)$ کاربیدهای ریز و پراکنده تشکیل شده است. در برخی از مرزدانه ها کاربیدها بصورت ناپیوسته درآمده اند. در شکل ۴-۲ نتایج EDS کاربیدهای موجود در نمونه آورده شده است. بر اساس نتایج کاربیدهای تشکیل شده از نوع غنی از کروم و ترکیب $M_{23}C_6$ می باشند. تغییرات شدید اتفاق افتاده نسبت به نمونه کارنکرده نشان دهنده سرعت نفوذ بالای عناصر آلیاژی بخصوص کروم و کربن در دمای ۹۰۰ درجه می باشد. تعداد و درصد ذرات کاربیدی غنی از مولیبدن M_6C بسیار کم است.

شکل ۴-۳ تصاویر مربوط به ذرات استخراج شده از نمونه را نشان می دهد. رسوبات از ذرات درشت که عمدتاً ترکیب $Ti(C,N)$ هستند و درصد بالایی از ذرات ریز کمتر از ۲۰۰ نانومتر تشکیل شده است. مشاهده می شود که ذرات درشت (بیش از ۵ میکرون) به دلیل وجود درصد بالای ذرات ریز با این ذرات بصورت کامل پوشیده شده اند. ذرات ریز به شکل بلوکی و درصد بالای آنها نشان دهنده جوانه زنی و رشد بسیار زیاد کاربید کروم در زمان کوتاه یک ساعت است.

در شکل ۴-۴ سطح شکست تست ضربه در دمای محیط نشان داده شده است. حفره ها و میکروترک های مرز دانه ای و هم چنین دیمپل های ناشی از شکست نرم مشاهده می شود. بنابراین سطح شکست تلفیقی از شکست ترد مرز دانه ای و شکست نرم می باشد.

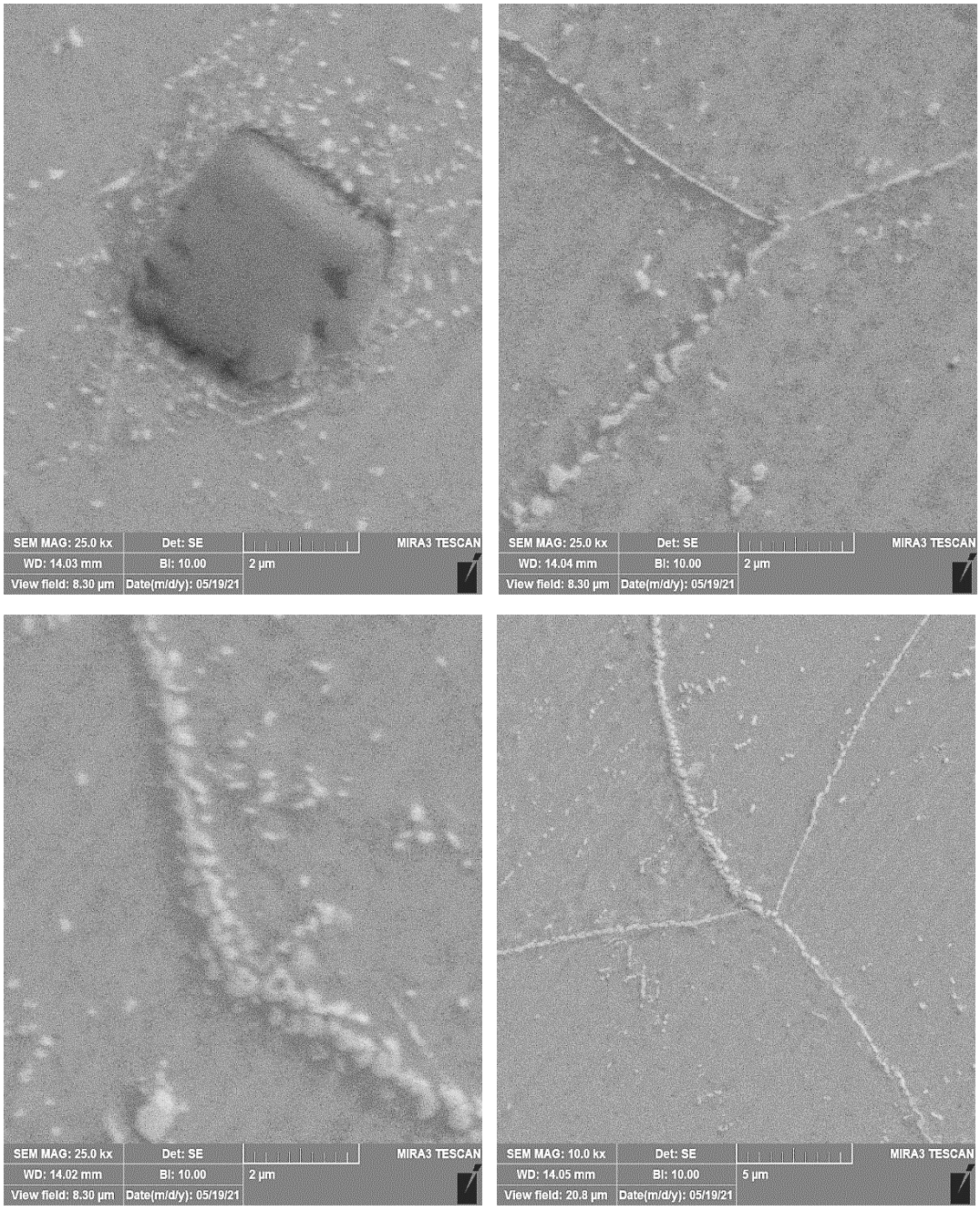
در شکل ۴-۵ تصاویر TEM نمونه نشان داده شده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



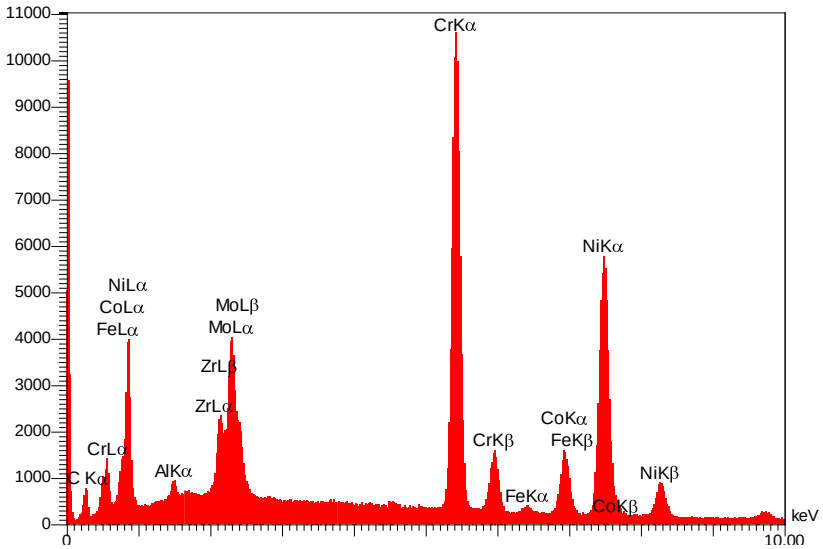
شکل ۸-۱- ریزساختار نمونه ۹۰۰۱

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۱

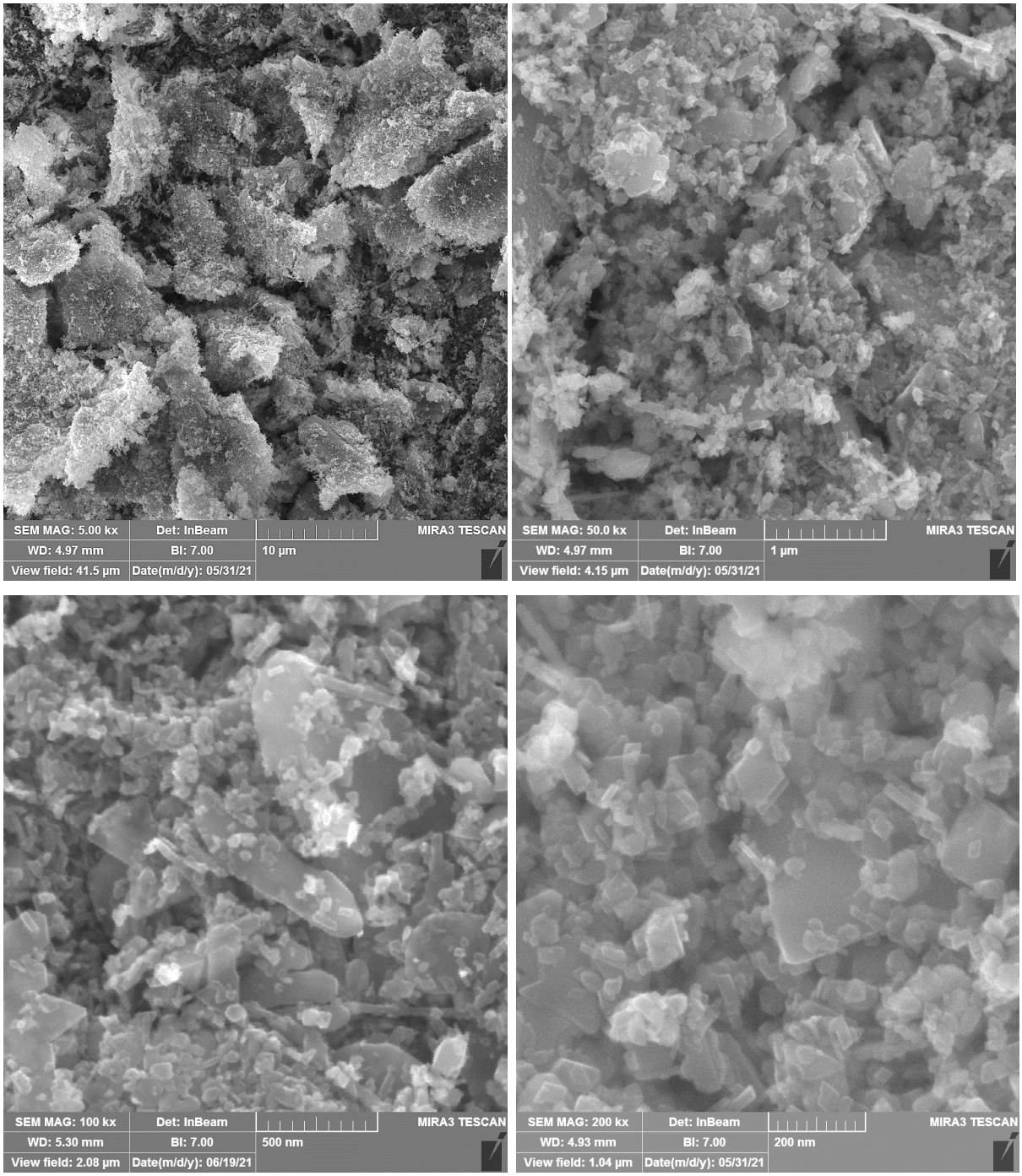
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



Elt	*W%*	*A%*
C	*5.85*	*22.70*
Al	*4.02*	*6.94*
Cr	*39.04*	*34.97*
Fe	*1.65*	*1.38*
Co	*5.53*	*4.37*
Ni	*26.76*	*21.23*
Zr	*3.15*	*1.61*
Mo	*14.01*	*6.80*

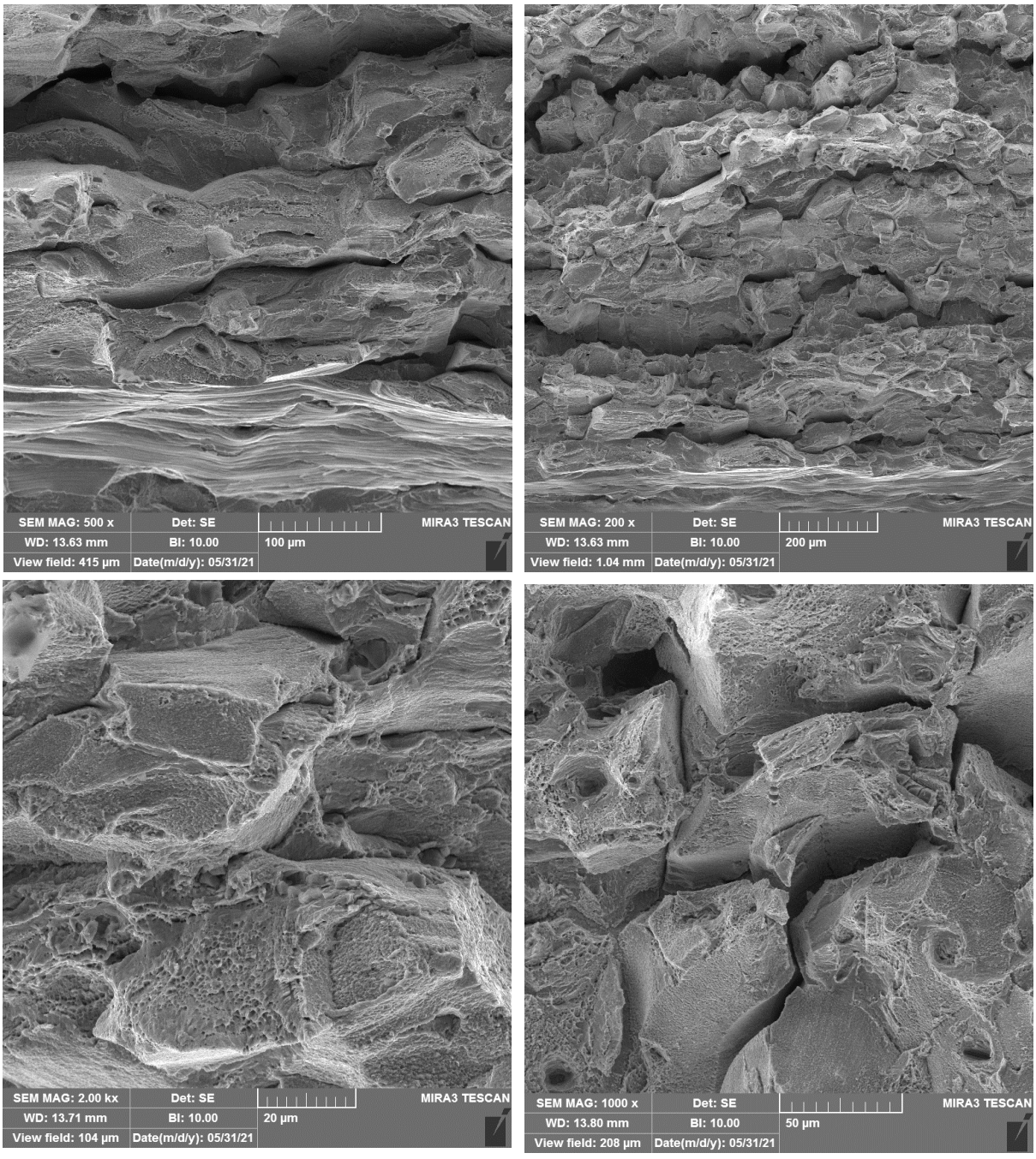
شکل ۸-۳- نتایج آنالیز کاربید نمونه ۹۰۰۱

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-٤- تصاویر ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۱

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۵- سطح شکست تست ضربه نمونه ۹۰۰۱

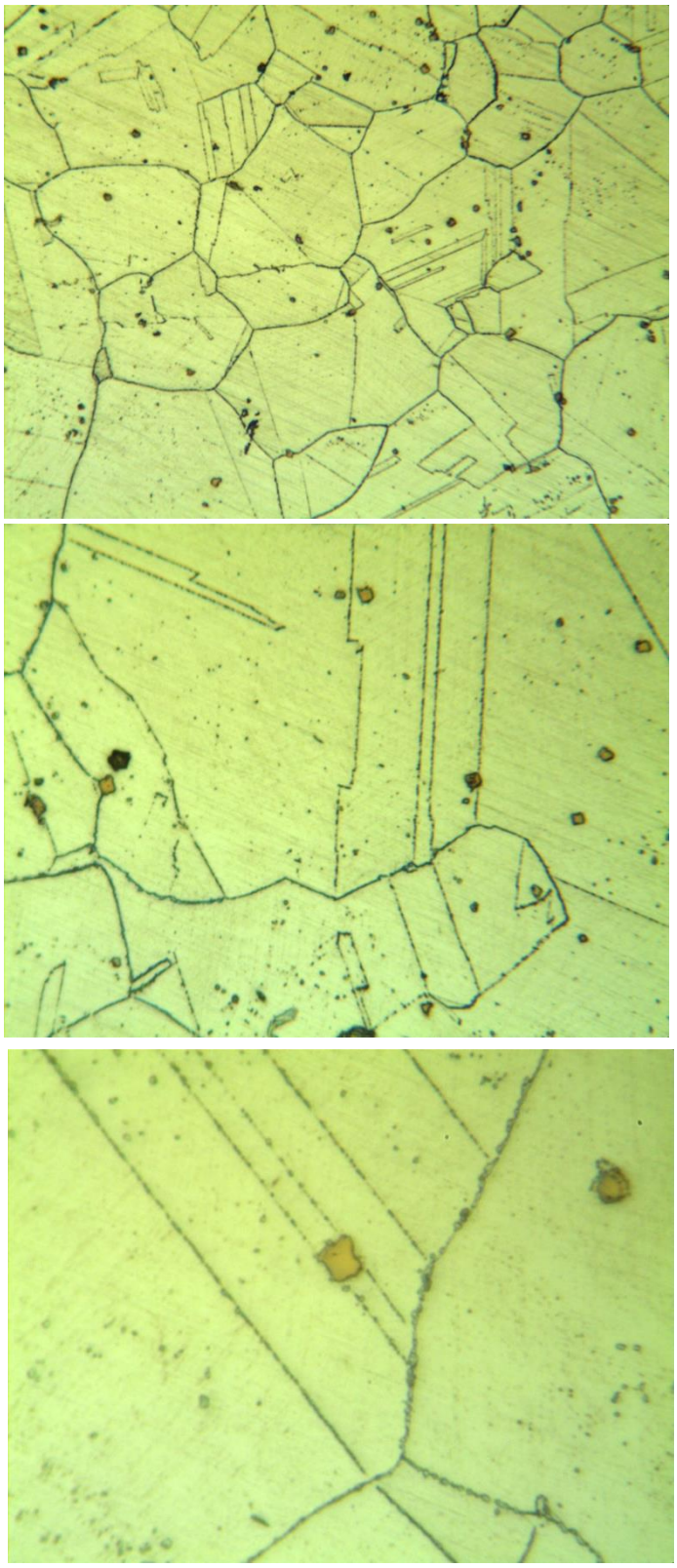
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۳- نمونه ۹۰۰۲

در شکلهای ۴-۶ و ۴-۷ ریزساختار نمونه پیرسازی شده به مدت ۱۰ ساعت نشان داده شده است. بصورت ظاهری تفاوت عمده این نمونه با نمونه پیرسازی شده به مدت یک ساعت کمتر شدن تعداد ذرات کاربیدی و در مقابل درشت تر شدن آنها در مرز دانه ها، مرزهای دوقلویی و در داخل دانه ها است. می توان نتیجه گرفت پس از جوانه زنی و رشد تعداد بسیار زیاد کاربید در نمونه قبلی در ادامه زمان پیرسازی حل شدن ذرات ریز و ادغام آنها با ذرات دیگر و درشت تر شدن ابعاد ذرات فرایند غالب بوده است. بصورتی که در برخی از مرزدانه ها مطابق شکل ۴-۸ بهم پیوستن کاربیدها بیشتر مشاهده می شود. هم چنین لصورت خیلی کم کاربید غنی از مولیبدن M_6C در مرزدانه تشکیل شده است. البته احتمال دارد این کاربید از ابتدا در نمونه اولیه وجود داشته باشد.

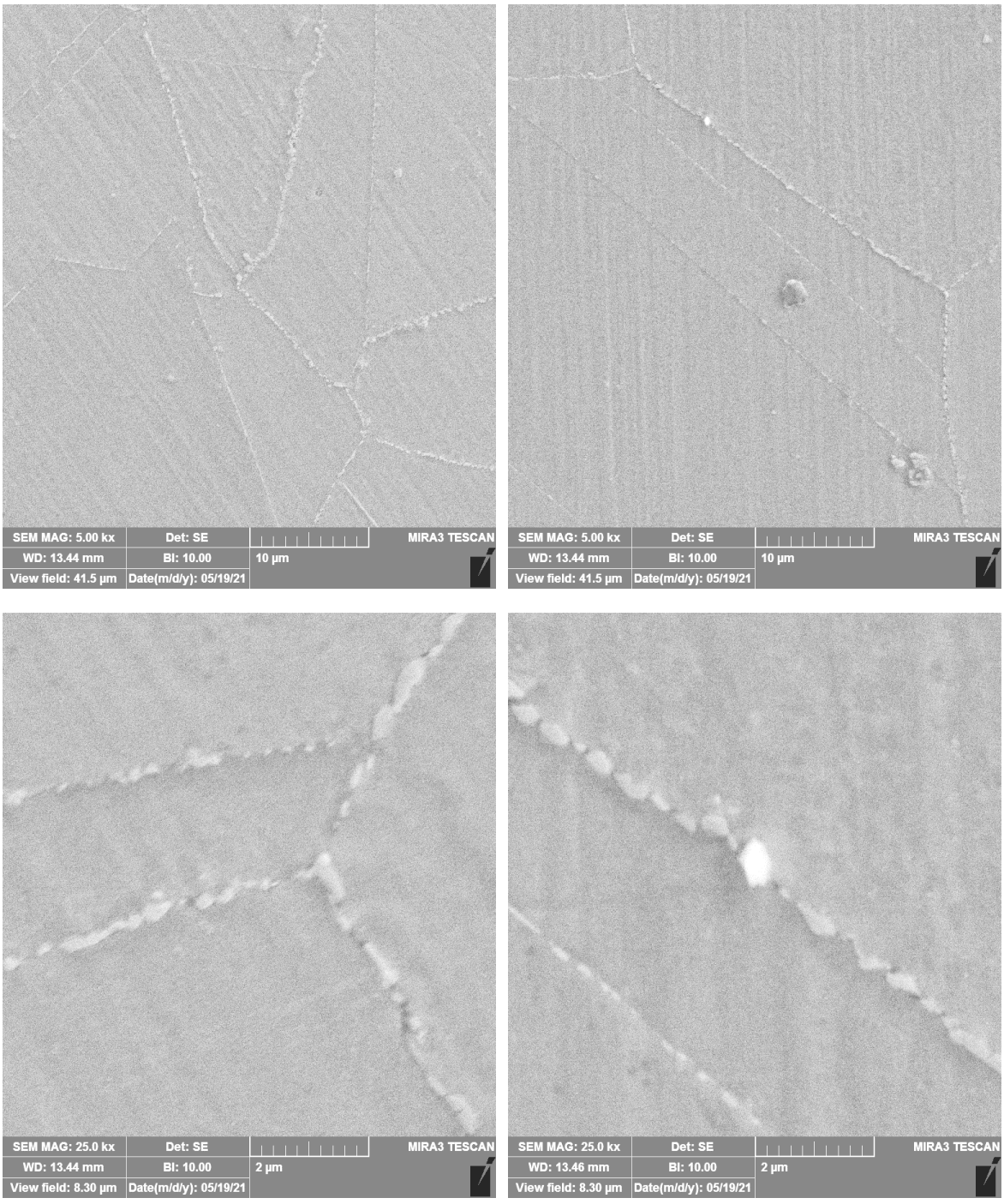
در شکل ۴-۹ تصاویر SEM ذرات استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. همانطور که توضیح داده شد درصد کمی ذرات کمتر از ۲۰۰ نانومتر کمتر بوده و ذرات درشت تر بخصوص به شکل های صفحه ای و میله ای شکل قابل تشخیص می باشند. شکل ذرات ریز بلوکی و یا چند ضلعی منظم می باشد. در شکل ۴-۱۰ سطح شکست تست ضربه دمای محیط نمونه نشان داده شده است. سطح شکست تقریباً مشابه نمونه قبلی است و شامل حفره ها و میکروترک های مرز دانه ای و تلفیقی از شکست ترد مرزدانه ای و شکست نرم است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



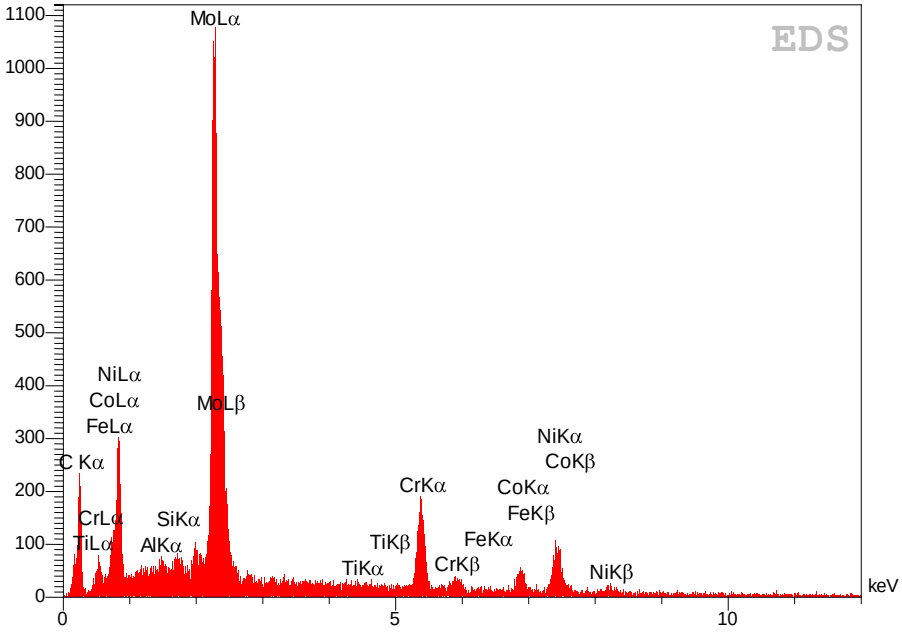
شکل ۸-٦- ریزساختار نمونه ۹۰۰۲

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۲

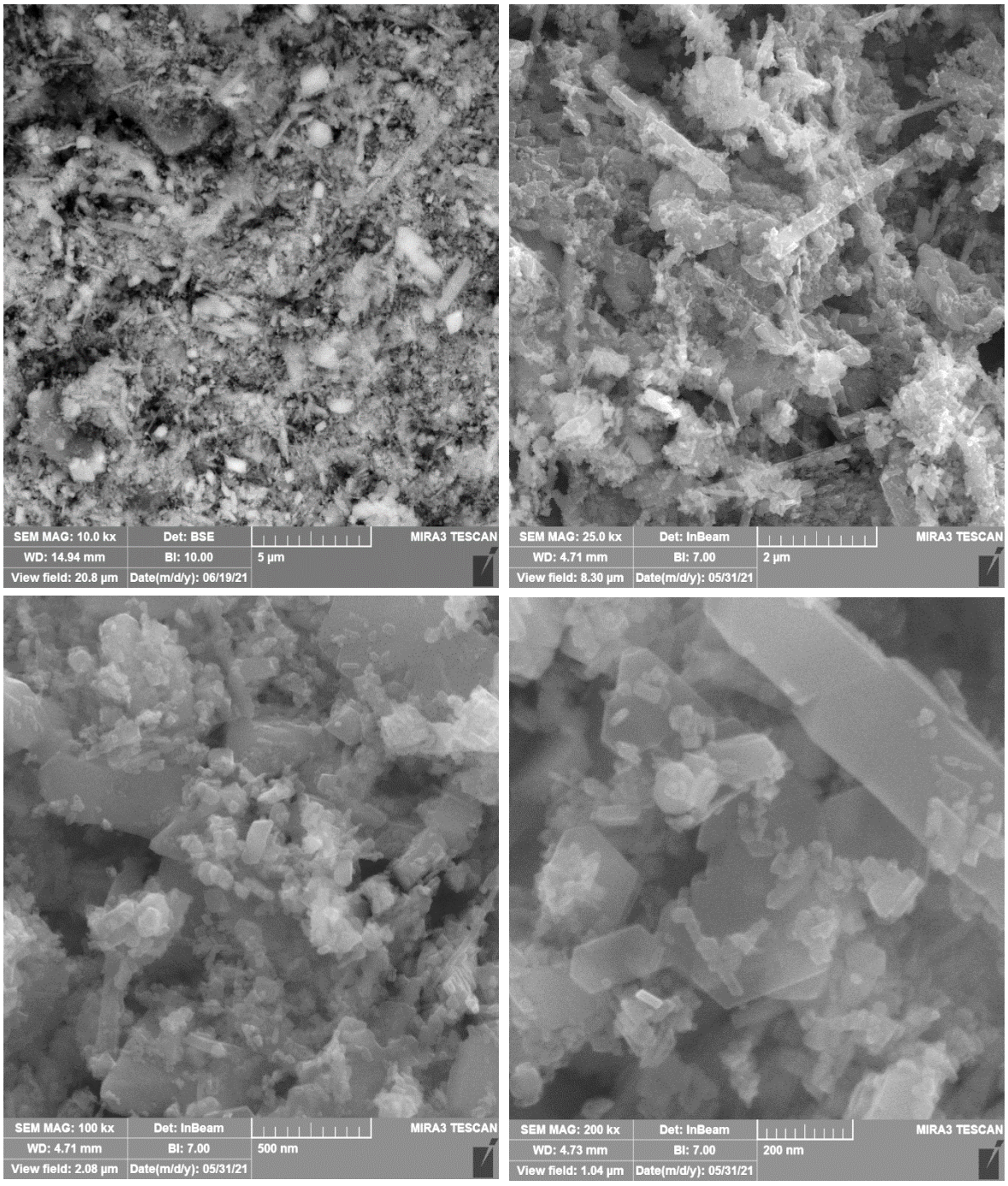
DOI: 10.30503/nripress.2020.337



Elt	*W%*	*A%*
C	*20.74*	*62.55*
Al	*0.33*	*0.44*
Si	*0.43*	*0.56*
Ti	*0.09*	*0.07*
Cr	*9.16*	*6.38*
Fe	*0.17*	*0.11*
Co	*3.98*	*2.45*
Ni	*11.97*	*7.39*
Mo	*53.14*	*20.07*

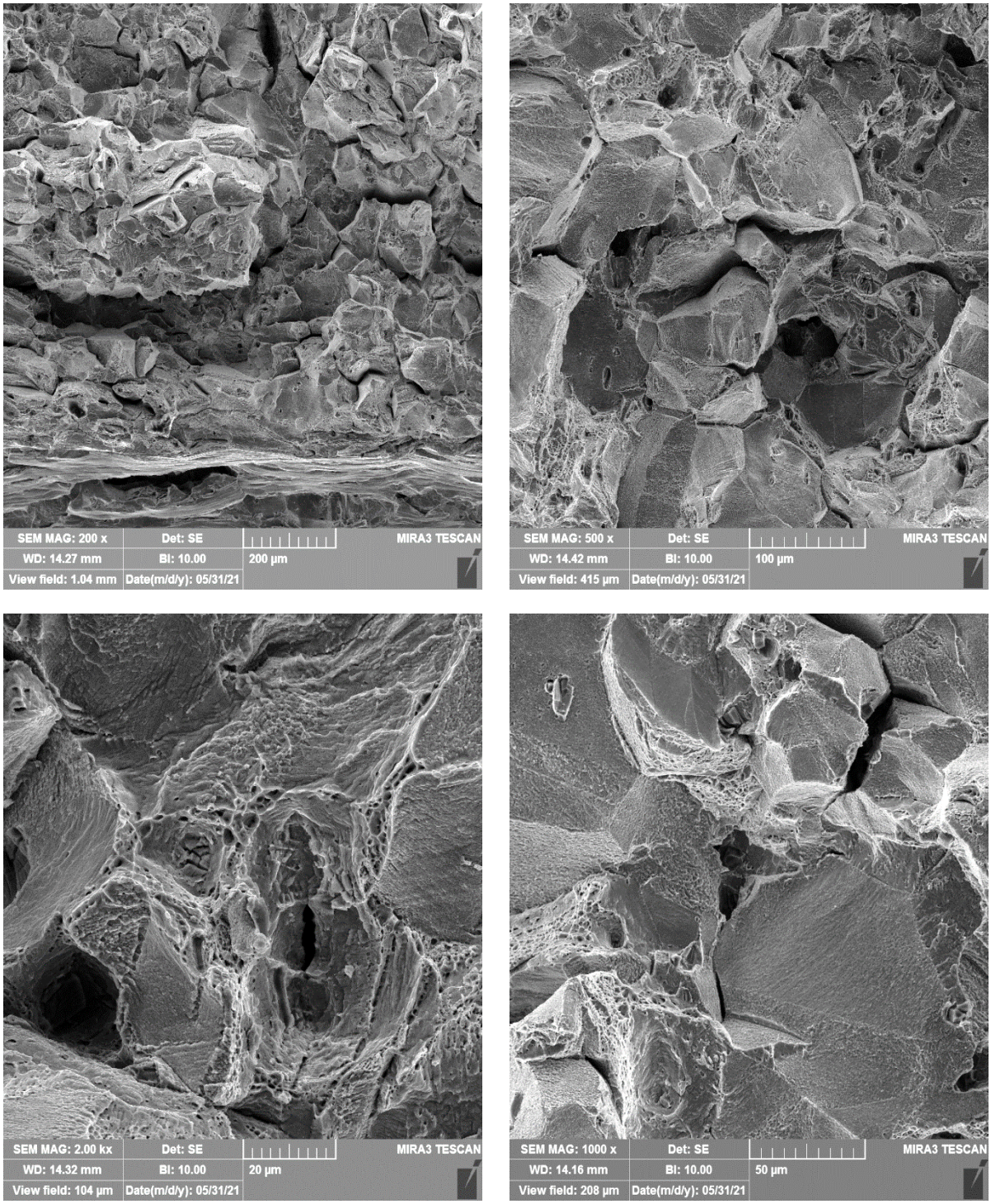
شکل ۸-۸- نتایج آنالیز کاربید غنی از مولیبدن نمونه ۹۰۰۲

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۲

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۱۰- سطح شکست تست ضربه نمونه ۹۰۰۲

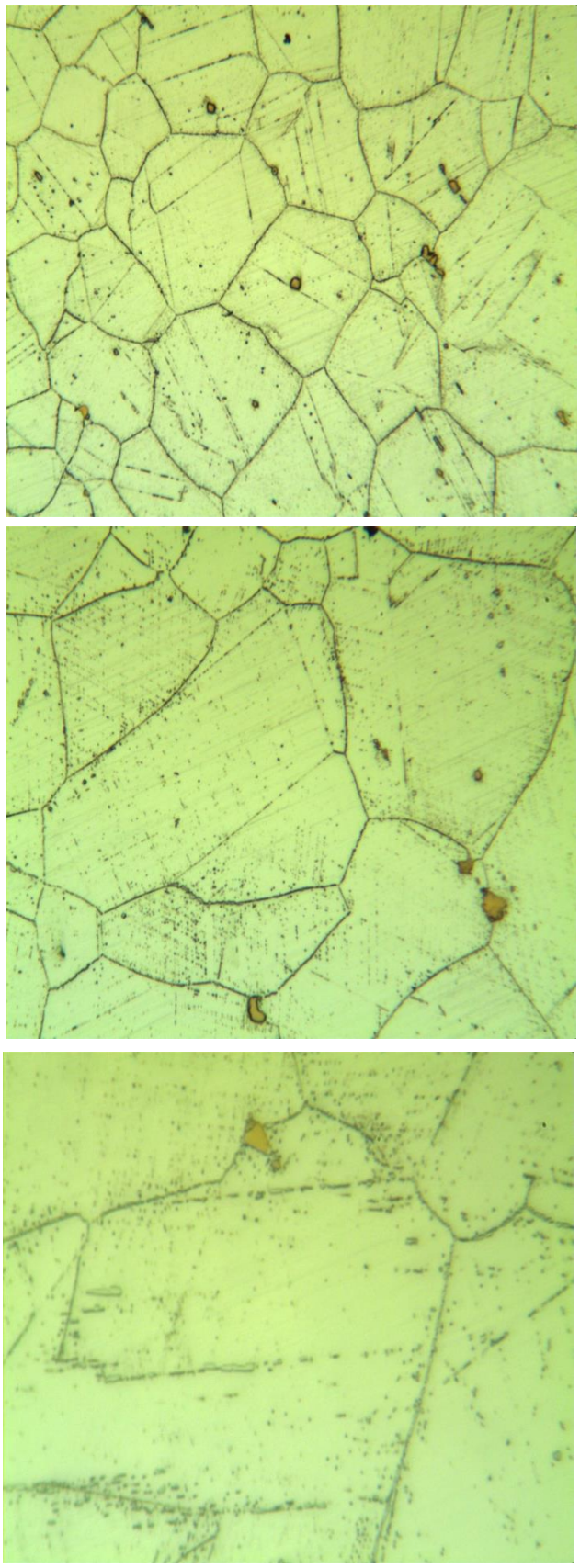
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-٤- نمونه ۹۰۰۳

در شکلهای ۴-۱۲ و ۴-۱۳ ریزساختار نمونه پس از ۱۰۰ ساعت پیرسازی نشان داده شده است. جوانه زنی و رشد کاربیدهای جدید و هم چنین فرایند درشت تر شدن کاربیدهای قبلی ادامه دارد. در برخی از مرزدانه ها کاربیدها تقریبا پیوسته شده اند. در مرزهای دوقولیی کاربیدها درشت تر و پیوسته تر شده و در داخل دانه ها کاربیدهای زیر زیادی جوانه زده است. در مجاور ذرات *Ti(C,N)* کاربیدهای درشت تشکیل شده است. تفاوت دیگر نسبت به نمونه با ۱۰ ساعت پیرسازی افزایش تعداد کاربیدهای غنی از مولیبدن *M6C* در مرز دانه ها است.

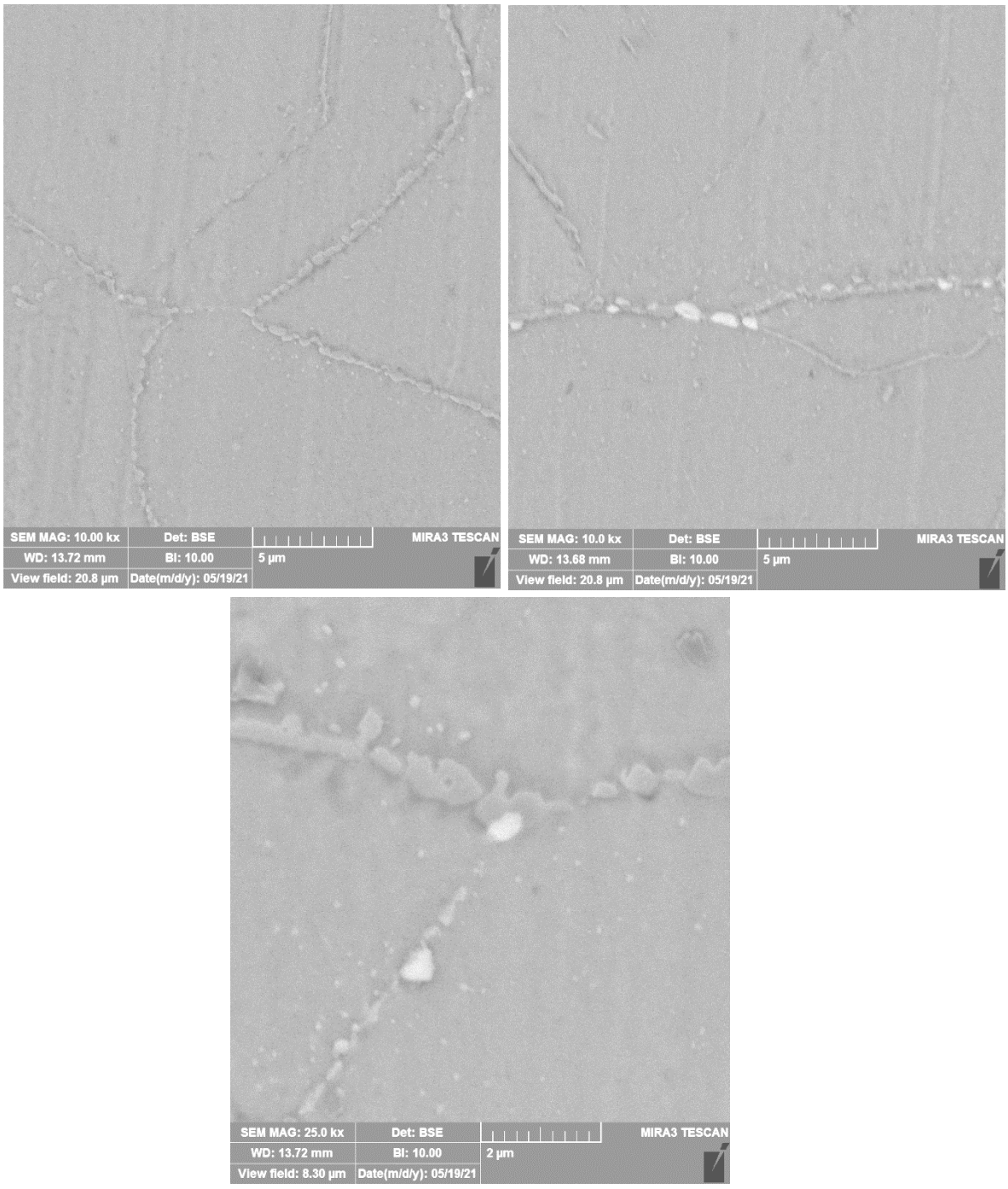
در شکل ۴-۱۴ تصاویر رسوبات استخراج شده از نمونه نشان داده شده است. مقایسه ذرات با نمونه قبلی گویای آن است که ذرات بصورت مشهود درشت تر شده و در تصاویر براحتی قابل تفکیک می باشند. ذرات ذرشت به شکل های شبه کروی، بی شکل، کروی و صفحه ای هستند. درصد ذرات کمتر از ۲۰۰ نانومتر به مراتب کمتر از نمونه های قبلی است. ذرات ریز بلوکی شکل می باشند. بر اساس آنالیز *EDX* ذرات از کاربید کروم و ترکیب *Ti(C,N)* تشکیل شده اند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



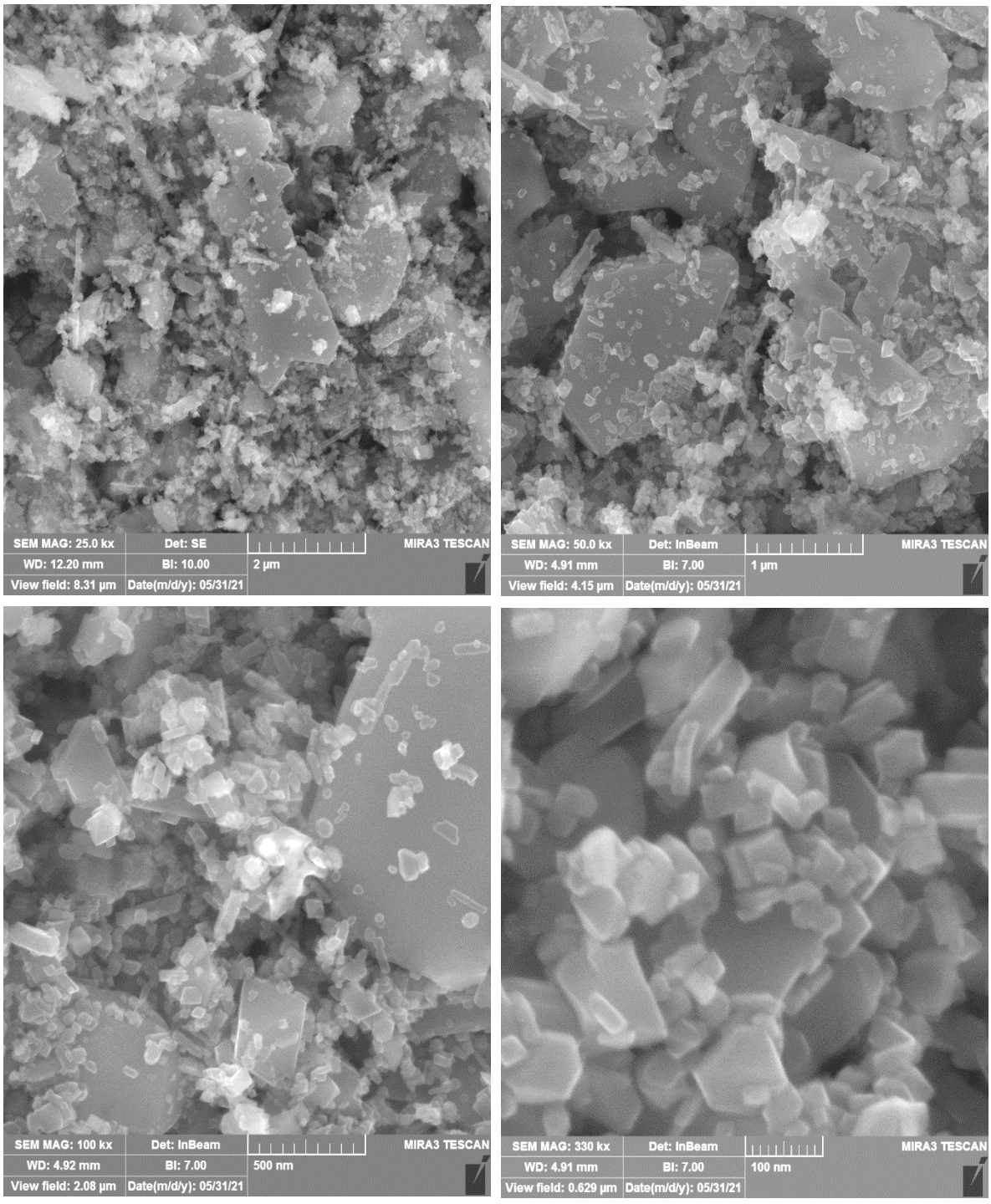
شکل ۸-۱۲- ریزساختار نمونه ۹۰۰۳

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۱۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۰۰۳

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۱۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی ذرات استخراج شده از نمونه ۹۰۰۳

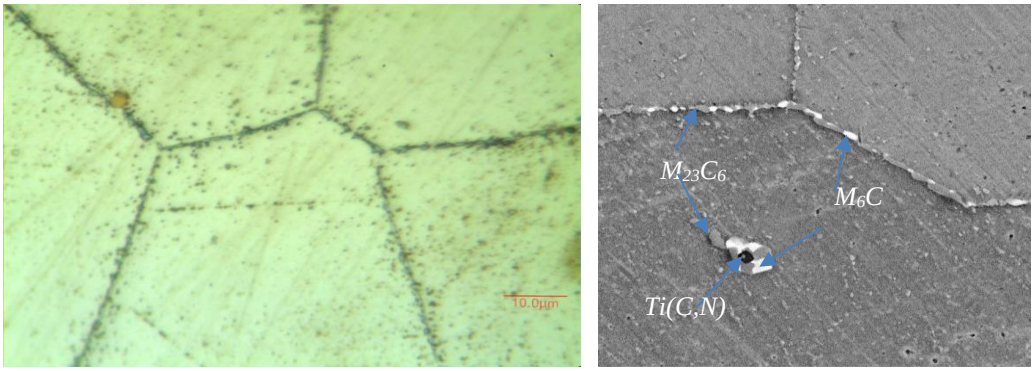
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۵- نمونه ۹۰۰٤

در شکل ۴-۱۵ ریزساختار نمونه ۹۰۰۴ نشان داده شده است. با گذشت ۴۰۰ ساعت از قرارگیری نمونه در دمای ۹۰۰ تغییرات زیادی در ساختار اتفاق افتاده است. در مرزها کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C بصورت پیوسته تشکیل شده است. تشکیل ذرات کاربیدی در اطراف مرزها بخوبی نفوذ کربن و سایر عناصر بخصوص کروم را به سمت مرز و تمایل به ایجاد کاربید را نشان می دهد. در فصل مشترک بین ذرات کربونیترید تینایم با زمینه کاربیدهای کروم و مولیبدن تشکیل شد و در داخل دانه ها نیز کاربیدهای ریز و پراکنده کروم بوجود آمده است. کاربیدهای M_6C فقط در مرز دانه و اطراف ذرات $Ti(C,N)$ دیده می شوند و بر خلاف کاربیدهای کروم در داخل دانه به ندرت تشکیل می شوند.

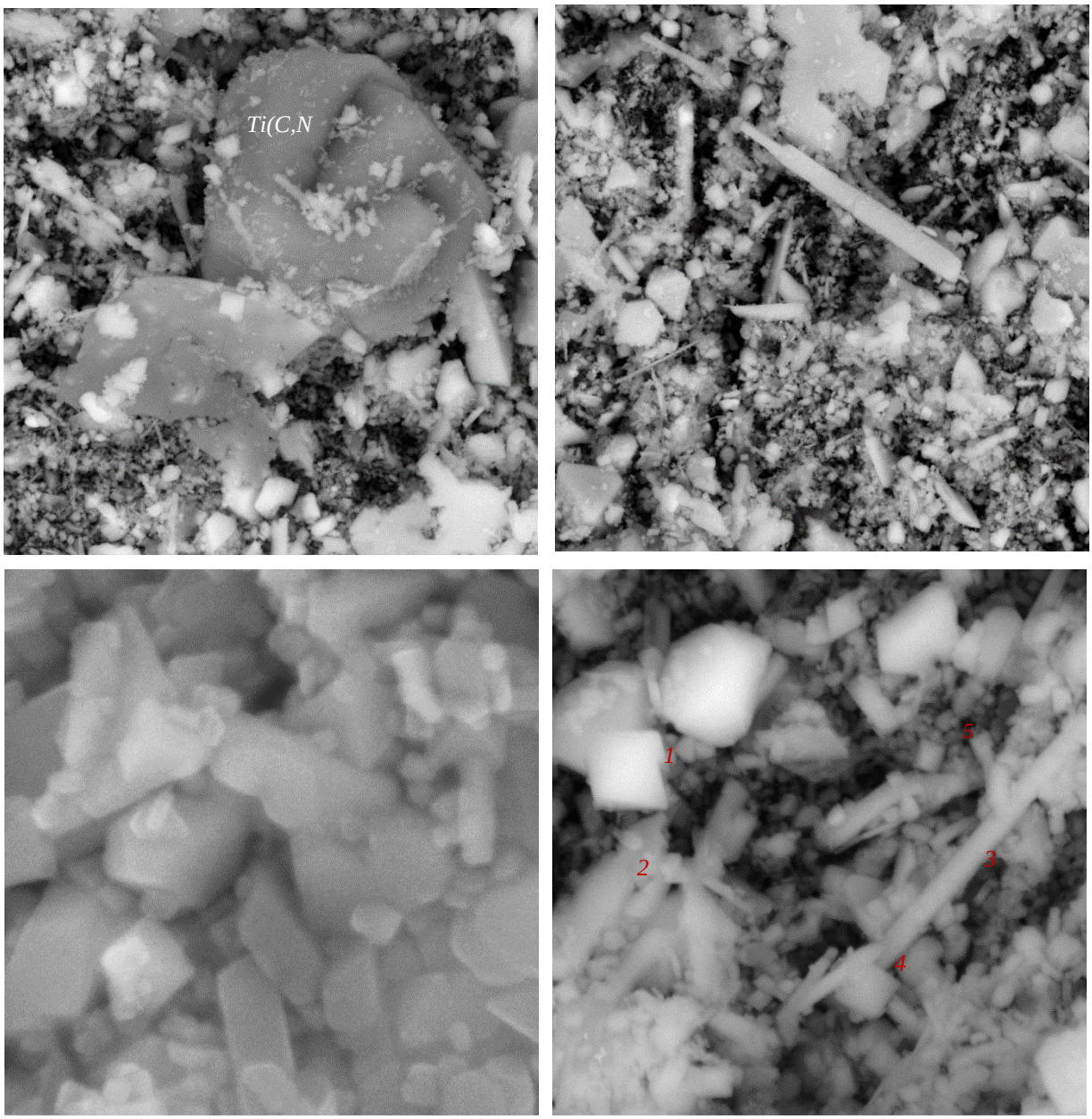
در رسوبات استخراج شده طیف گسترده ای از لحاظ اندازه و مورفولوژی شامل مکعبی، کروی و صفحه ای مشاهده می شود (شکل ۴-۱۵). ذرات کربونیترید تیتانیم بلوکی شکل و در ابعاد بیش از بیش از ۴ میکرون بوده و ملاحظه می شود ذرات ریز زیر ۱۰۰ نانومتر درصد قابل توجهی از رسوبات را شامل می شوند که با توجه به زمان پیرسازی بیانگر تشکیل هسته های مختلف کاربید به شکل بلوکی هرمی و رشد آنها می باشد. هم چنین درصد ذرات رشد یافته کاربید به شکل های صفحه ای، بلوکی و شبه کروی قابل توجه می باشد.

در نتایج *XRD* رسوبات استخراج شده که در بخش توضیح داده خواهد شد، فاز گاما پرایم شناسایی شده است. جهت اثبات وجود این فاز از بررسی با میکروسکوپ *TEM* استفاده شد. در شکل ۴-۱۷ پترن مربوط به زمینه، کاربید کروم و گاما پرایم نشان داده شده است. ذرات گاما پرایم در ابعاد کمتر از ۲۰ نانومتر و به میزان بسیار کم (کمتر از ۰/۵ درصد) در این نمونه تشکیل شده است. در شکل ۴-۱۷ تصاویر *HRTEM* و تصاویر *FFT* ذرات کاربید کروم، کاربید مولیبدن و گاما پرایم نشان داده شده است.



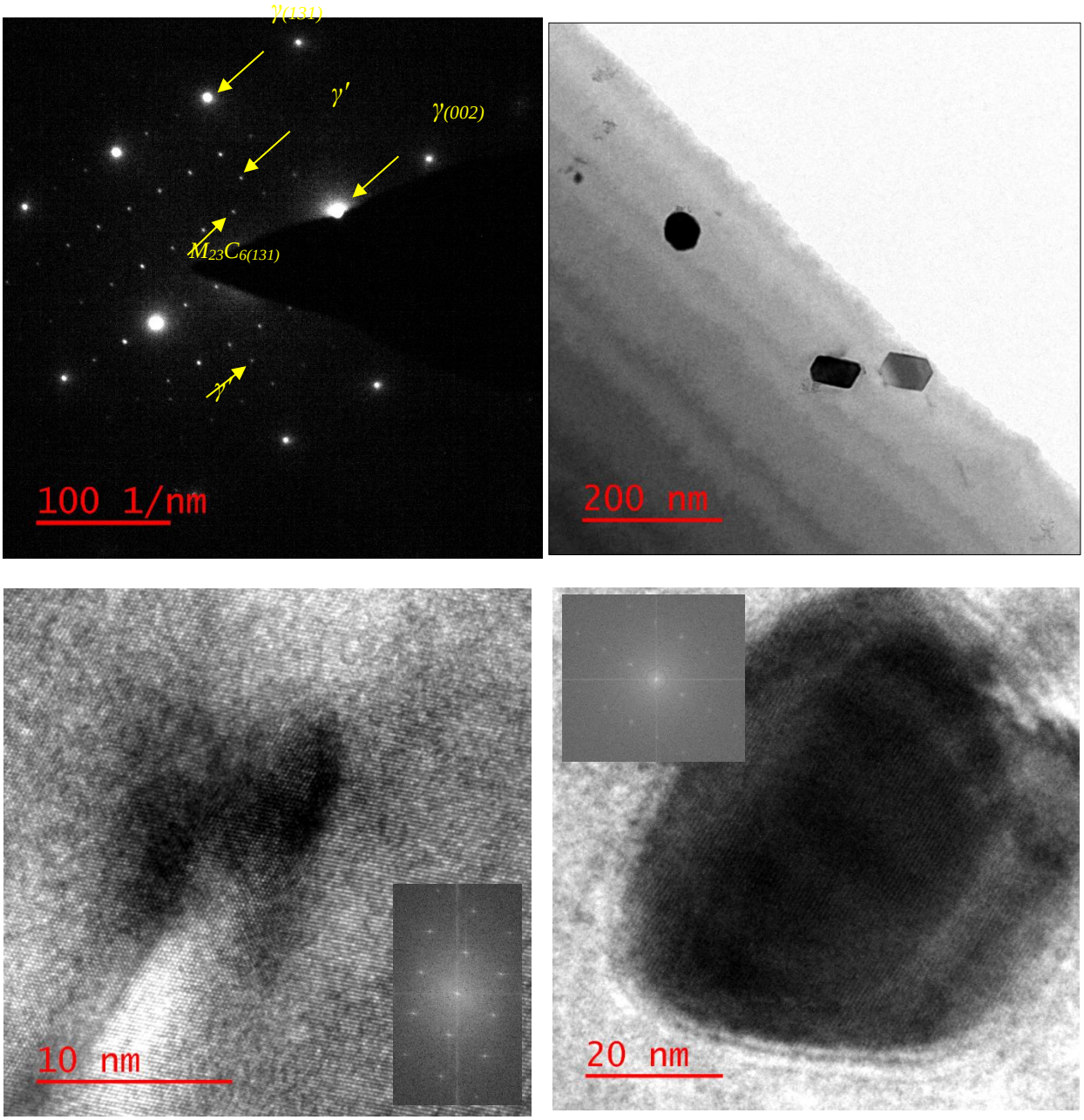
شکل ۸-۱۵ - ریزساختار نمونه ۹۰۰٤، ذرات نارنجی رنگ: کربونیترید تیتانیم

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



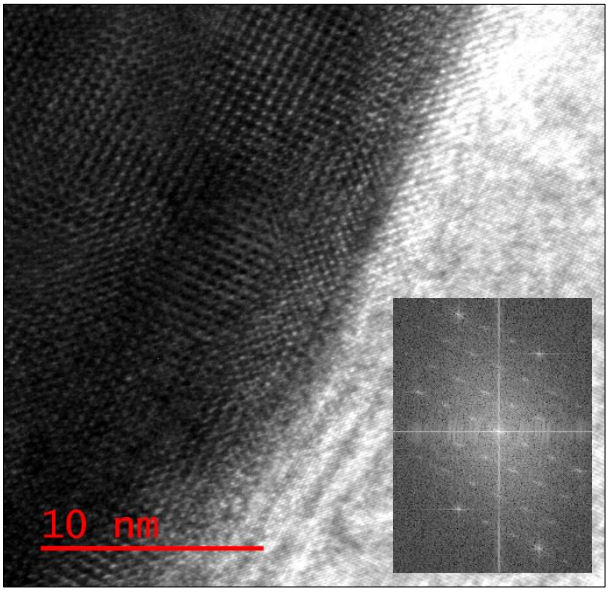
شکل ۸-۱۶ - فازهای استخراج شده از نمونه ۹۰۰٤، شماره های یک الی ٥ کاربید کروم هستند

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۱۷ – تصاویر TEM، سمت راست ، سمت M6C چپ گاما پرایم

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



ادامه شکل ۸-۱۷- کاربید $M_{23}C_6$

۸-۶- نمونه ۹۰۰۵

در تصاویر ریزساختاری مشاهده می شود که در اکثر مرزها کاربیدهای تقریبا پیوسته تشکیل شده و همچنین کاربیدهای ریز فراوانی در مجاور مرزها بوجود آمده است که این موضوع نشان دهنده نفوذ عناصر مختلف می باشد (شکل ۴-۱۸).

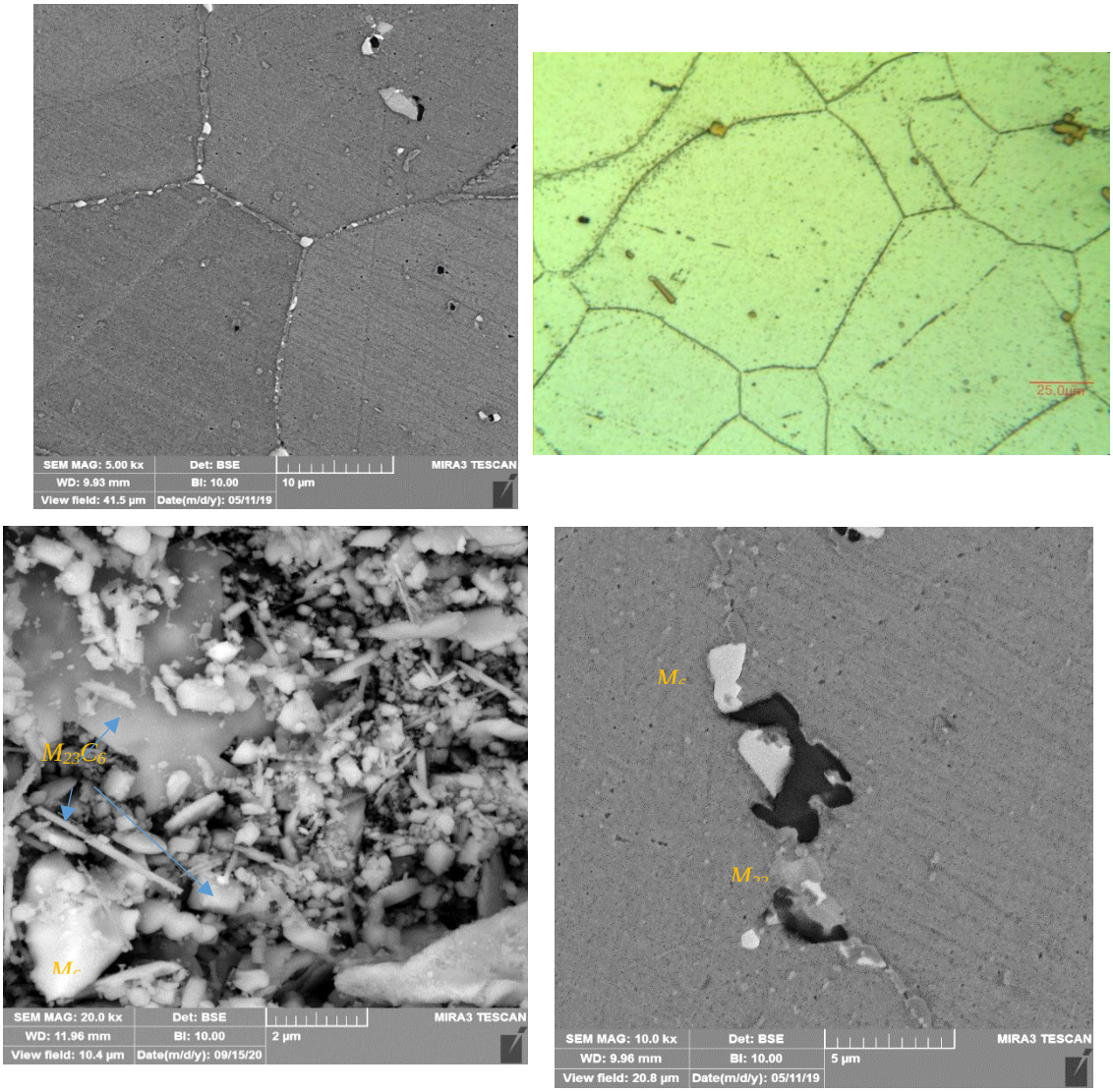
مطابق تصاویر *SEM* در مرزها بیشتر کاربیدهای کروم تشکیل شده و با توجه به تصویر پایینی شکل ۴-۱۸ استحاله های زیر محتمل است.

$$MC+\gamma \rightarrow M_6C+\gamma'$$

$$MC+\gamma \rightarrow M_{23}C_6+\gamma'$$

در تصاویر *SEM* رسوب‌های استخراج شده از آلیاژ درشت‌تر شدن ابعاد ذرات و افزایش ذراتی با مورفولوژی صفحه‌ای و شبه کروی دیده می‌شود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۱۸ - ریزساختار نمونه ۹۰۰۵

۸-۷- نمونه ۹۰۰۶

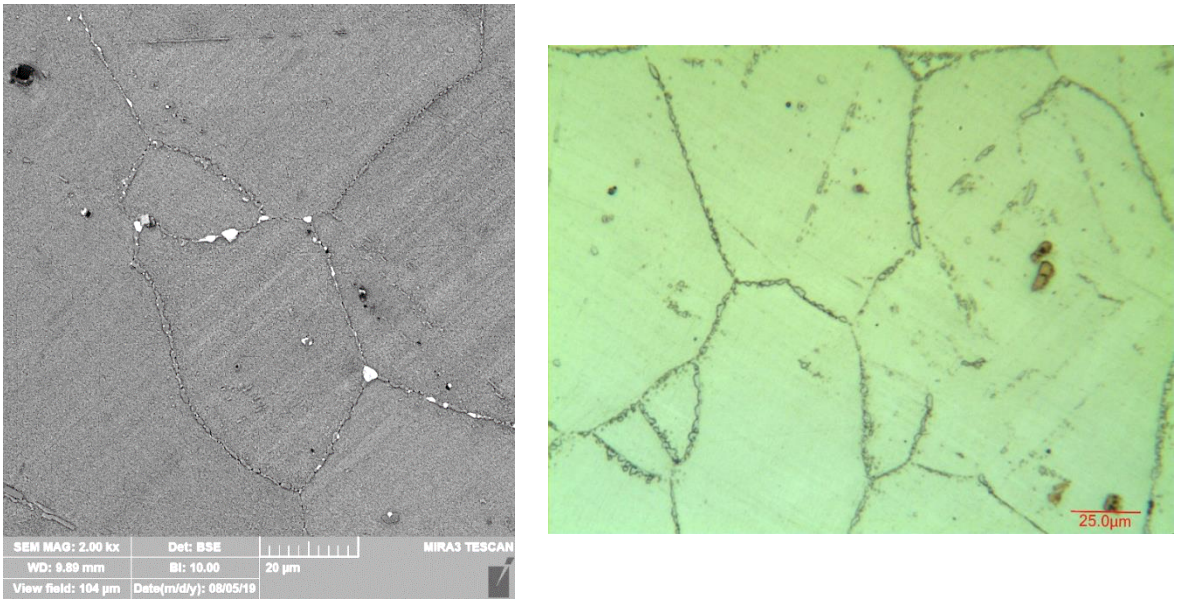
در تصاویر ریزساختاری مشاهده می شود که در اکثر مرزها کاربیدهای پیوسته تشکیل شده و همچنین در مرزهای دوقلویی و درون دانه کاربیدهای نسبتا درشت ایجاد شده است. بر اساس تصاویر *SEM* درصد فاز M_6C بسیار کمتر از کاربید $M_{23}C_6$ است. به دلیل وجود عنصر کربن در ذرات *Ti(C,N)* و مطابق تصاویر *SEM* استحاله های زیر محتمل در اطراف این ذرات اتفاق می افتد (شکل ۴-۱۹).

$$MC+\gamma \rightarrow M_6C+\gamma'$$

$$MC+\gamma \rightarrow M_{23}C_6+\gamma'$$

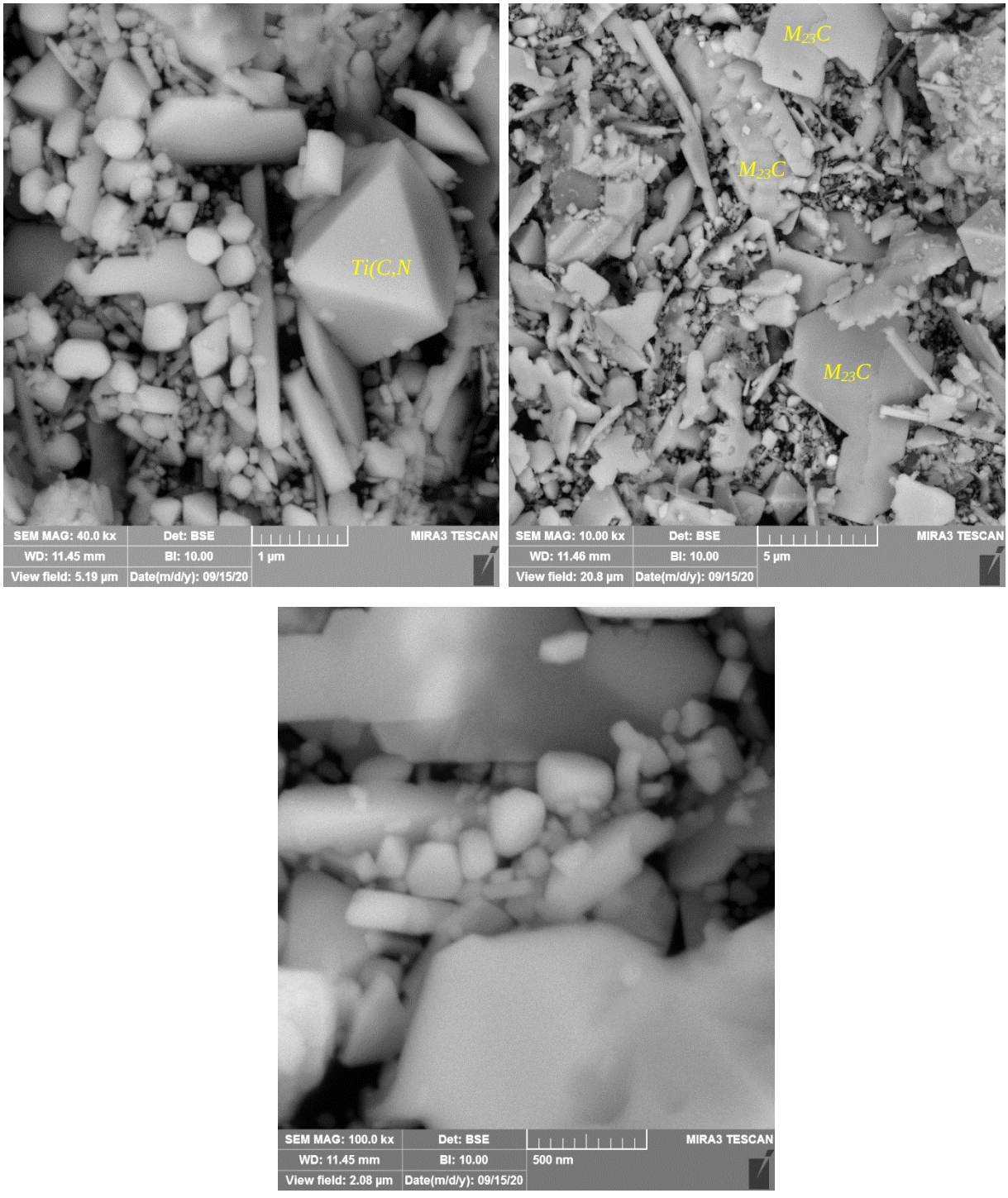
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

در تصاویر *SEM* رسوب‌های استخراج شده از آلیاژ ذراتی با موفولوژی صفحه‌ای بیشتر از سایر اشکال است. مپ توریع عناصر ذرات نشان می دهد که فازهای کربونیترید تیتانیم به شکل بلوکی درشت و سایر ذرات بیشتر کاربید کروم هستند. کاربید M_6C به سختی در رسوبات استخراج شده مشاهده می شود (شکلهای ۴-۲۰ و ۴-۲۱).



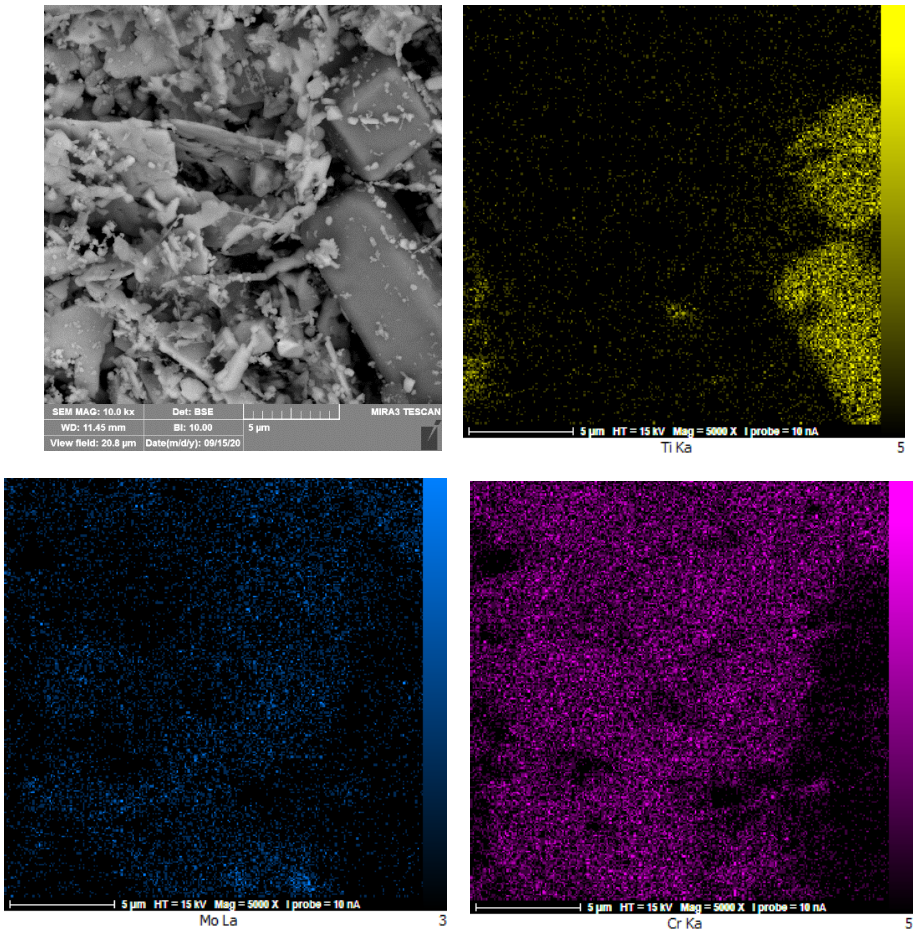
شکل ۸-۱۹ – ریزساختار نمونه ۹۰۰۶

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۲۰ - تصاویر SEM رسوب‌های استخراج شده از نمونه ۹۰۰۶

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

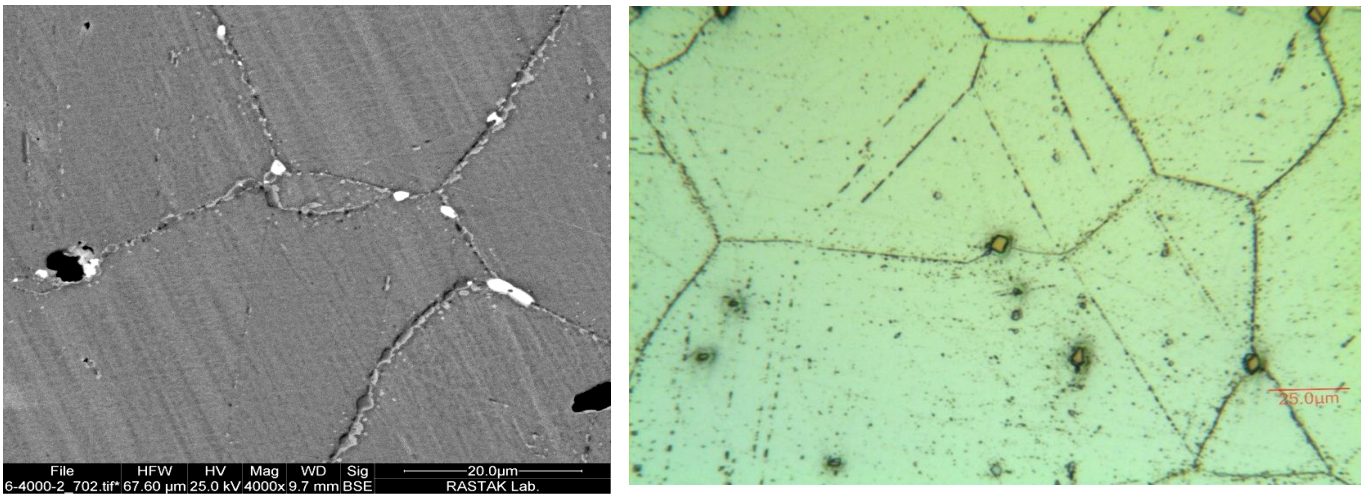


شکل ۸-۲۱- مپ عناصر در فازهای آلیاژ

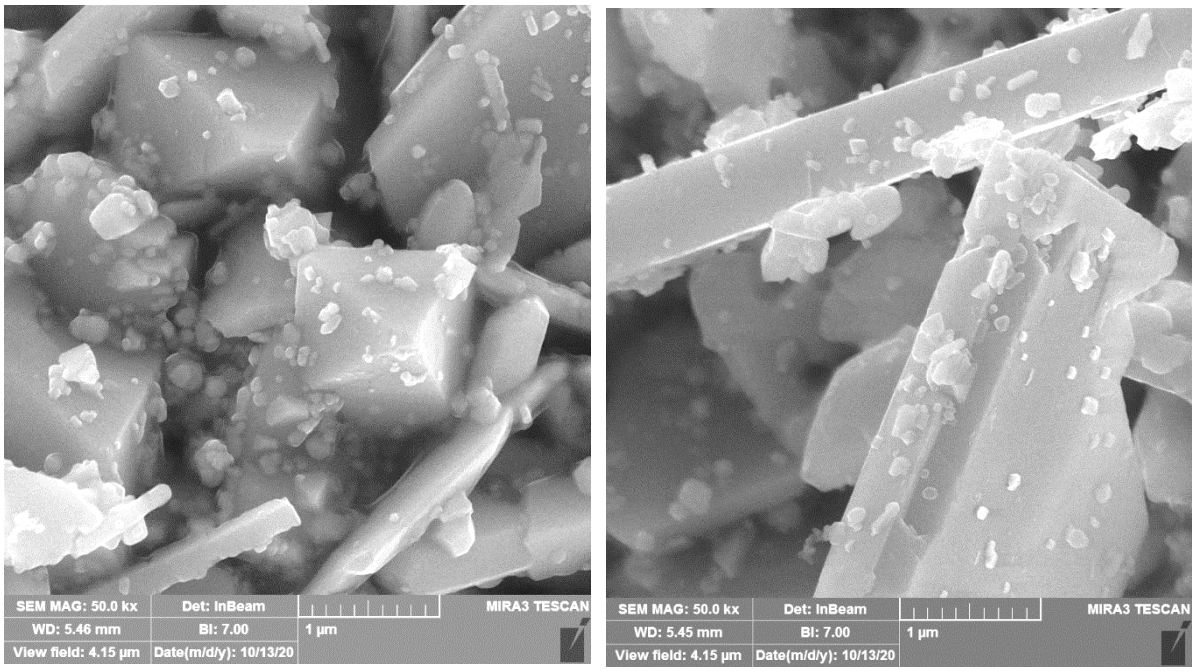
۸-۸- نمونه ۹۰۰۷

در مقایسه با نمونه ۹۰۰۶ میزان کاربیدهای مرزهای دوقلویی و کاربیدهای درون دانه ای افزایش یافته است. در مرز دانه ها کاربیدها ضخیم‌تر شده اند. با توجه درصد ذرات زیر ۱۰۰ نانومتر مشخص می گردد که جوانه زنی و رشد هسته های کاربیدی ادامه دارد (شکلهای ۴-۲۲ و ۴-۲۳).

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۲۲ – ریزساختار نمونه ۹۰۰۷



شکل ۸-۲۳- ابعاد و مورفولوژی ذرات نمونه ۹۰۰۷

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۹- نمونه ۹۰۰۸

در این نمونه هم تشکیل و درشت شدن ذرات کاربیدی و همچنین تبدیل ذرات کربونیترید تیتانیم به کاربیدهای کروم و مولیبدن ادامه یافت. درصد سطحی فازهای کاربیدی افزایش یافته و به ۵/۱ درصد رسید. درصد کاربیدهای کروم بسیار بیشتر از کاربیدهای M_6C است (شکل ۴-۲۴).

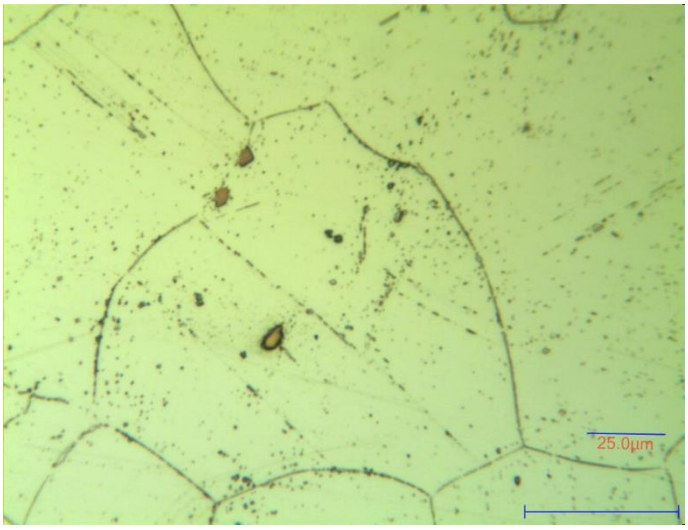
رسوبات استخراج شده از شکل های هندسی نسبتا منظم به سمت اشکال بی نظم سوق پیدا کرده و ضخامت کاربیدهای صفحه ای و ابعاد سایر اشکال افزایش یافته است. مپ توزیع عناصر فازهای استخراج شده نیز نشان می دهد که بیشتریتن درصد فازها شامل کاربید $M_{23}C_6$ است و ذرات کربونیترید تیتانیم از حالت بلوکی شکل تغییر کرده و به شکل های شبه کروی و بی منظم تغییر یافته اند (شکلهای ۴-۲۵ و ۴-۲۶).

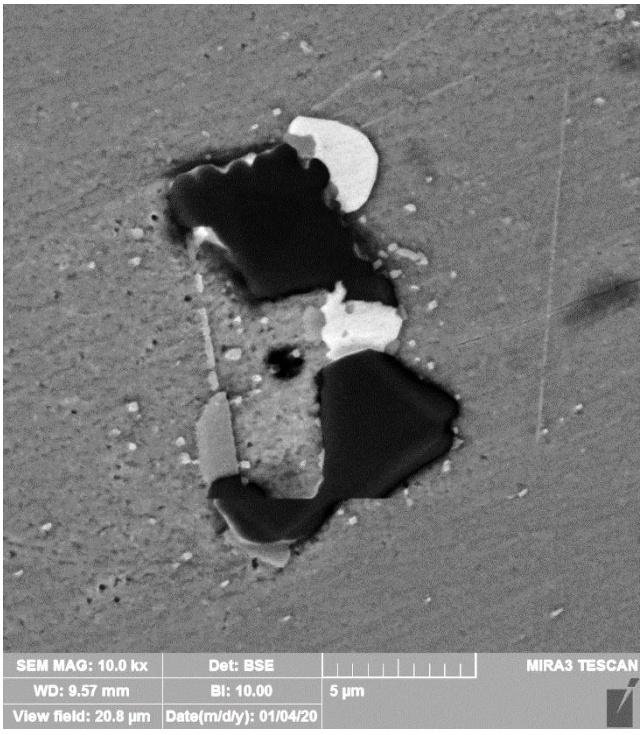
مهم ترین تفاوت در تصاویر *TEM* نمونه ۹۰۰۸ وجود اشکال ناشی از حرکت و تجمع نابجایی ها است که نسبت به نمونه های قبلی قابل توجه است (شکل ۴-۲۷).

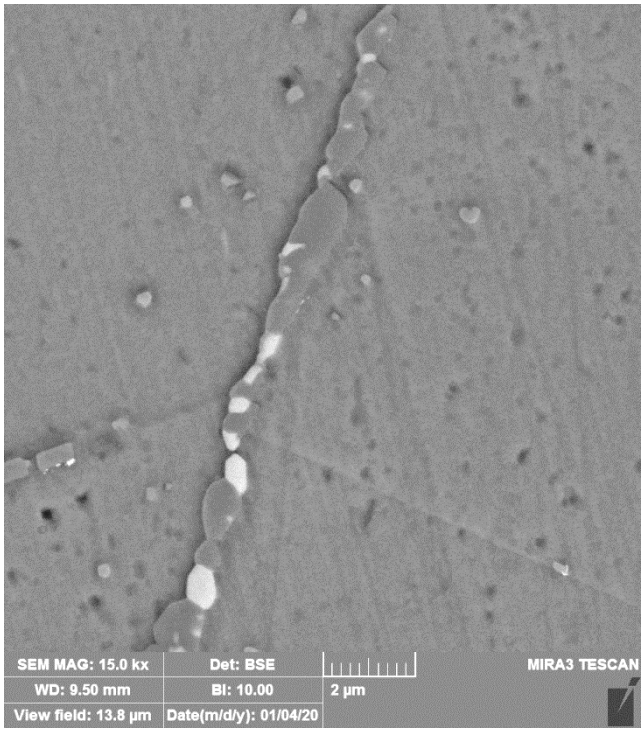
در شکل ۴-۲۷ تصویر *HRTEM High resolution* ذره گاما پرایم و تصویر *(fast fourier transform) FFT* آن آمده است. ثابت می شود که بعد از ۳۵۰۰ ساعت نگهداری در دمای ۹۰۰ درجه هنوز ذرات گاما پرایم حل نشده و در درصد بسیار پایین وجود دارند.

در شکل ۴-۲۸ سطوح شکست نمونه های ضربه و کشش دمای محیط ورق نو و نمونه ۹۰۰۸ نشان داده شده است. سطح شکست ورق نو بصورت نرم و شامل دیمپل و بر خلاف نمونه نو سطح شکست نمونه ۹۰۰۸ از نوع ترد و مرز دانه ای است. نوع سطح شکست نیز با توجه به ریزساختارهای توضیح داده شده بیانگر ترد شدن آلیاژ و تشکیل کاربیدهای متراکم در مرزها است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

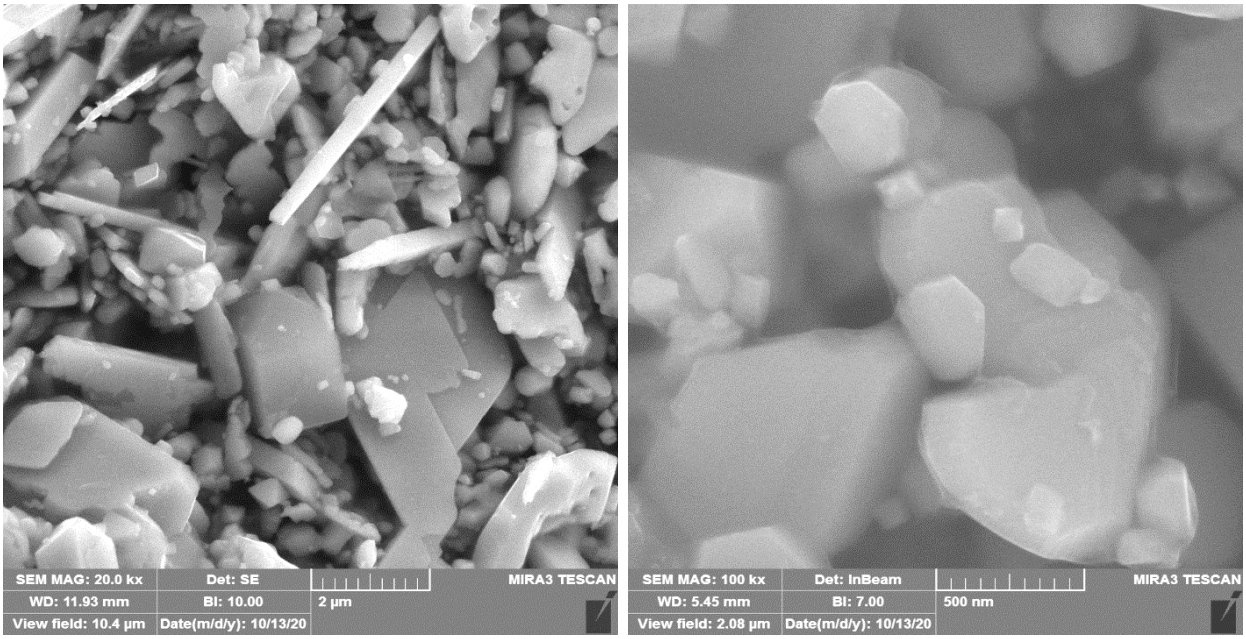






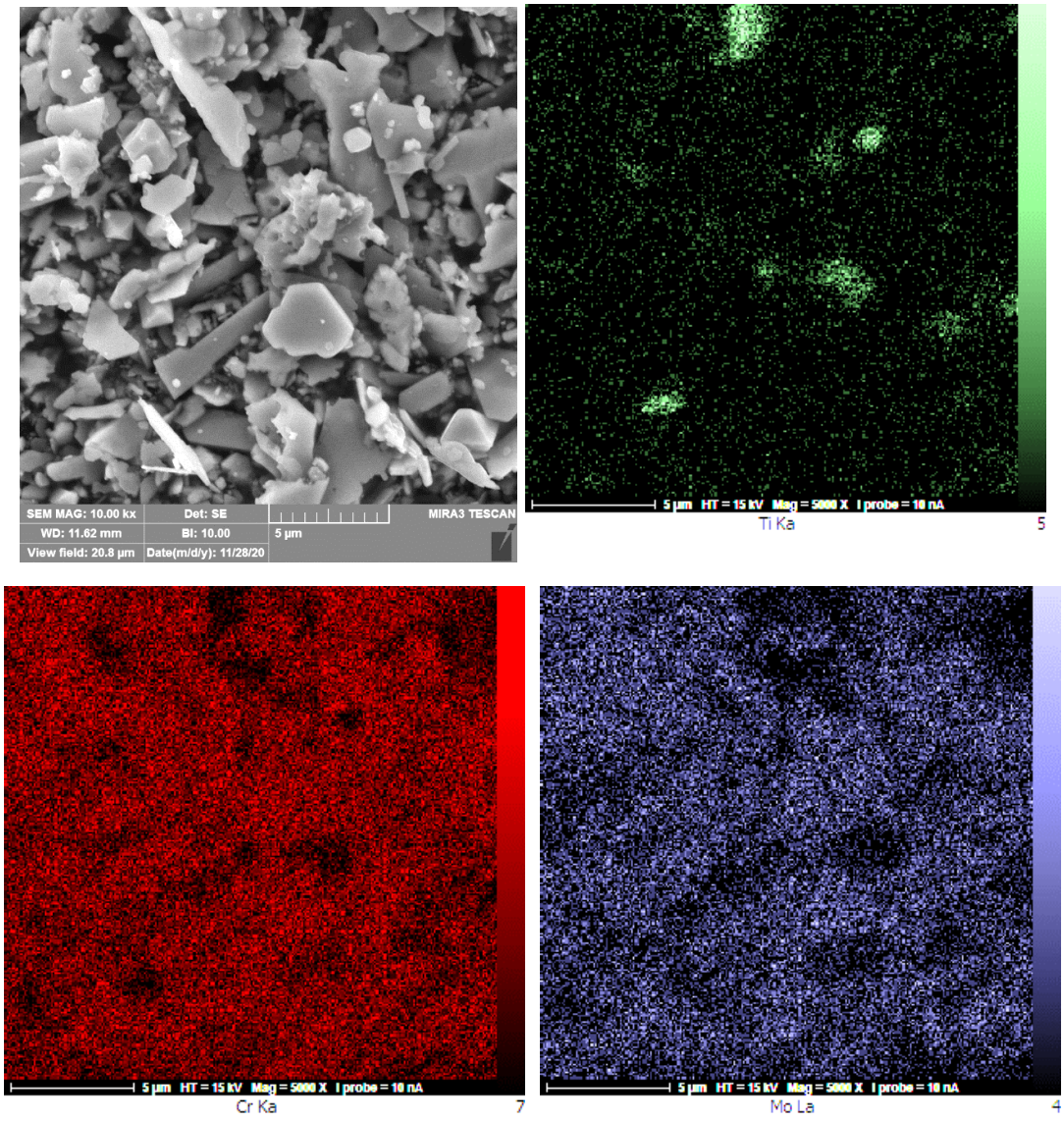
شکل ۸-۲۴- ریزساختار نمونه ۹۰۰۸

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



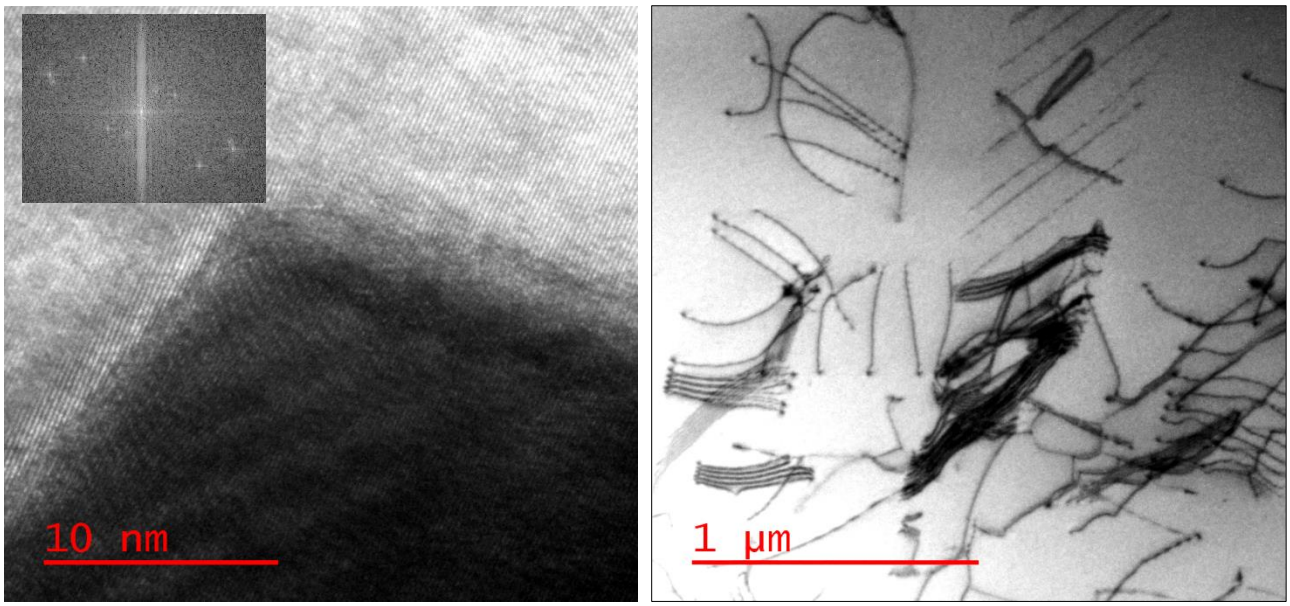
شکل ۸-۲۵- تصاویر فازهای نمونه ۹۰۰۸

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



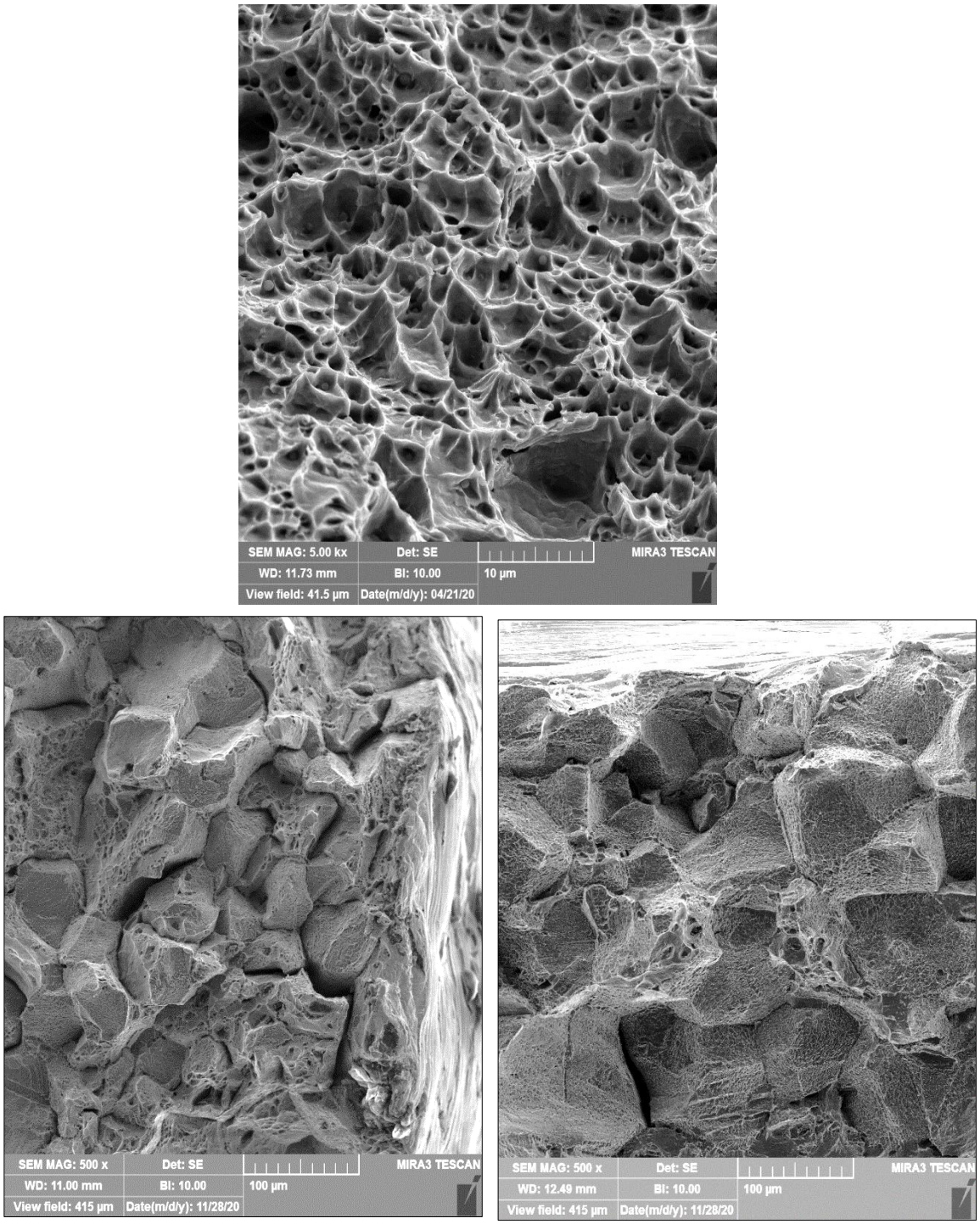
شکل ۸-۲۶- مپ توزیع عناصر فازها

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۲۷- تصاویر TEM نمونه ۹۰۰۸

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

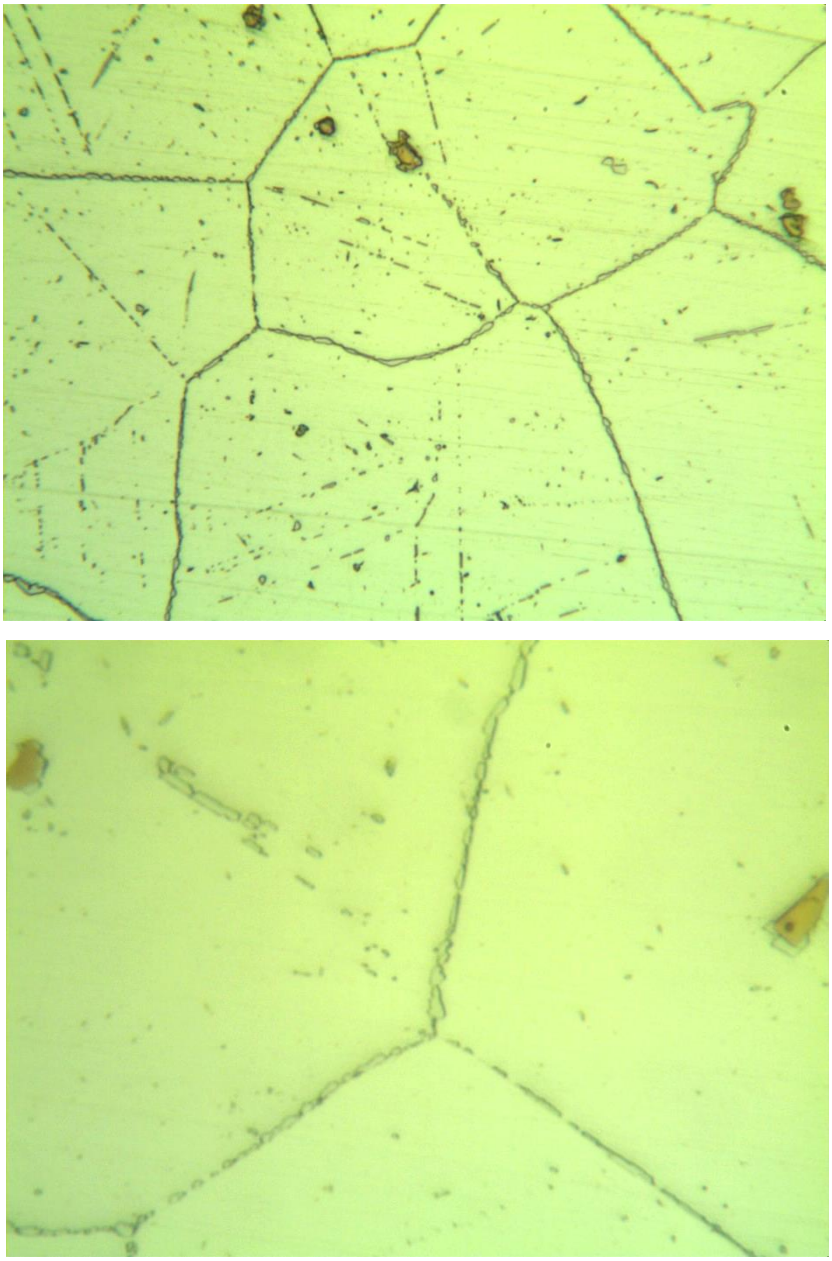


شکل ۸-۲۸ - سطح شکست نمونه ضربه ورق نو، سطح شکست نمونه ضربه و کشش دمای محیط نمونه ۹۰۰۸

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

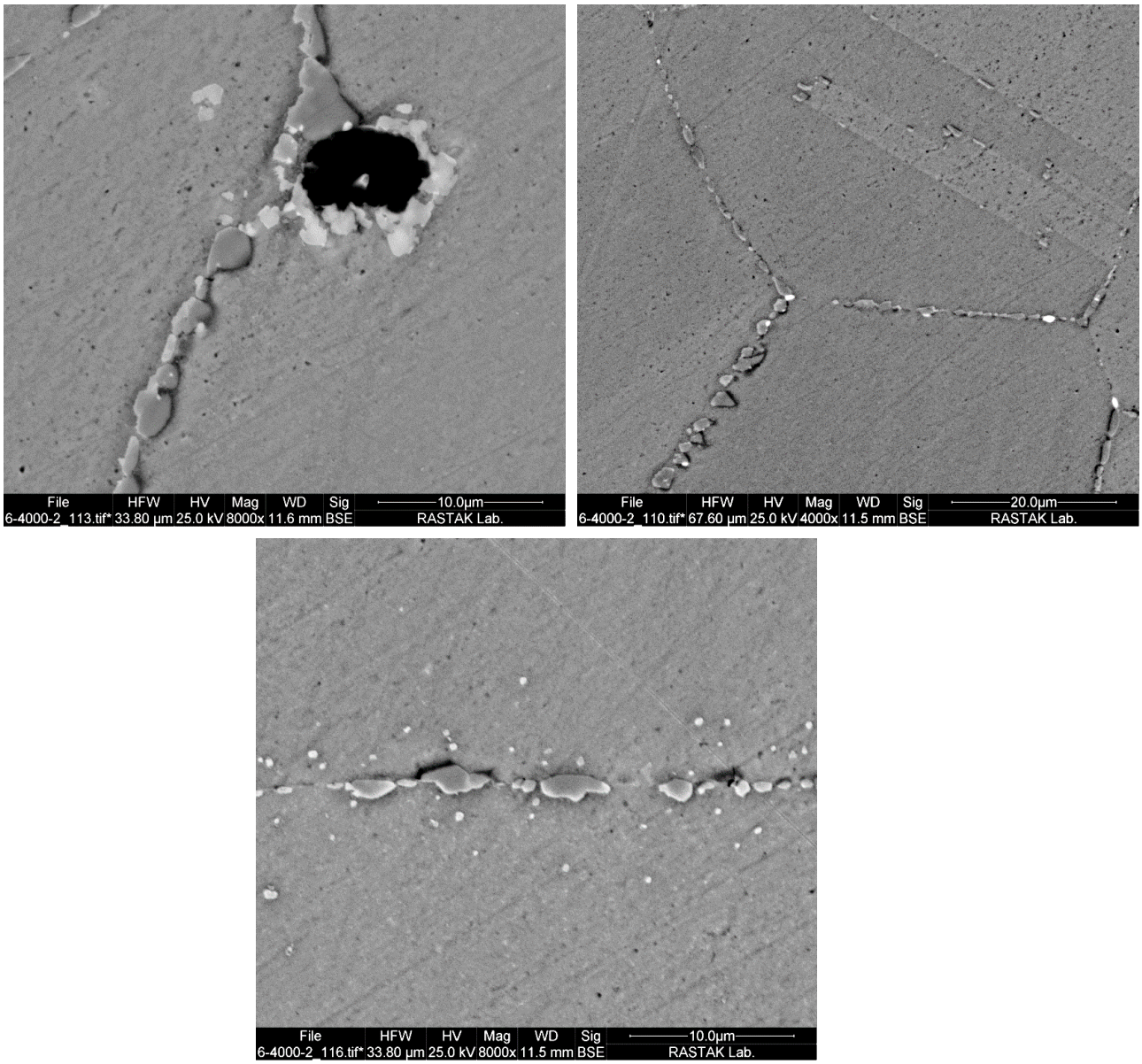
۸-۱۰- نمونه ۹۰۰۹

در این نمونه اتفاق جدیدی مشاهده نشد و همان روند نمونه های قبلی همچون جوانه زنی هسته های جدید کاربید، استحاله ذرات کربونیترید تیتانیم، افزایش ابعادی ذرات کاربیدی موجود و تغییر مورفولویی ذرات ادامه دارد. (شکلهای ۴-۲۹ و ۴-۳۰).



شکل ۸-۲۹- تصاویر نمونه ۹۰۰۹

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۳۰- تصاویر SEM نمونه ۹۰۰۹

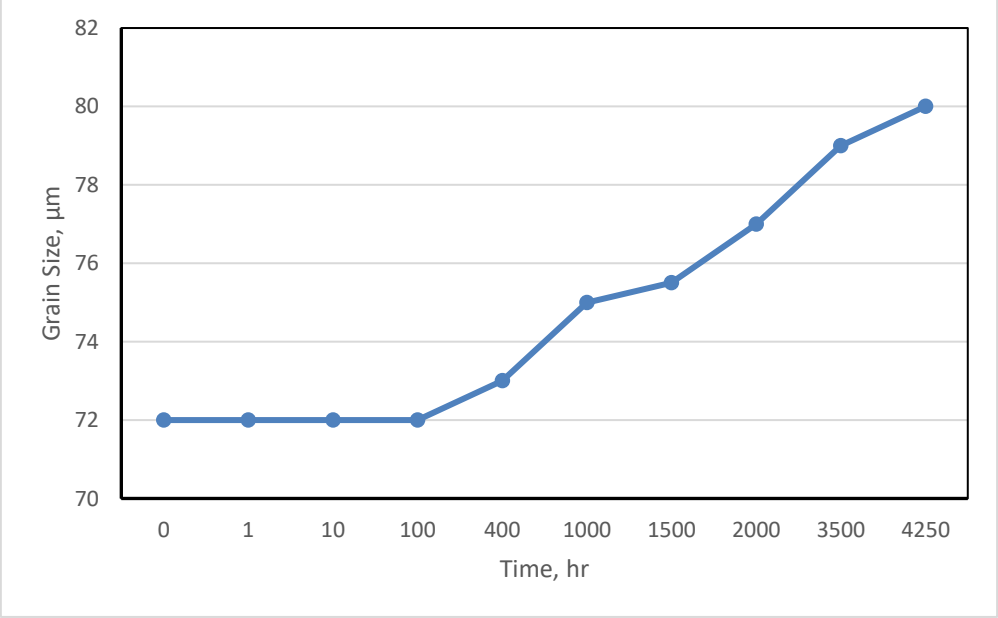
در جدول ۴-۱ و شکلهای ۴-۳۱ و ۴-۳۲ تغییرات اندازه دانه و درصد سطحی کاربیدها ارائه شده است (درصد سطحی کاربیدها با نرم افزار ***Image J*** اندازه گیری شد). هر دو پارامتر روند صعودی دارند. اندازه

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

دانه با شیب ملایمی افزایش یافت اما در مقابل درصد رشد کاربیدها همانطور که در بخشهای قبلی آورده شده است روند افزایشی قابل توجهی دارد. از مقدار ۰/۵ درصد در آلیاژ نو به عدد ۵/۱ درصد تغییر نمود.

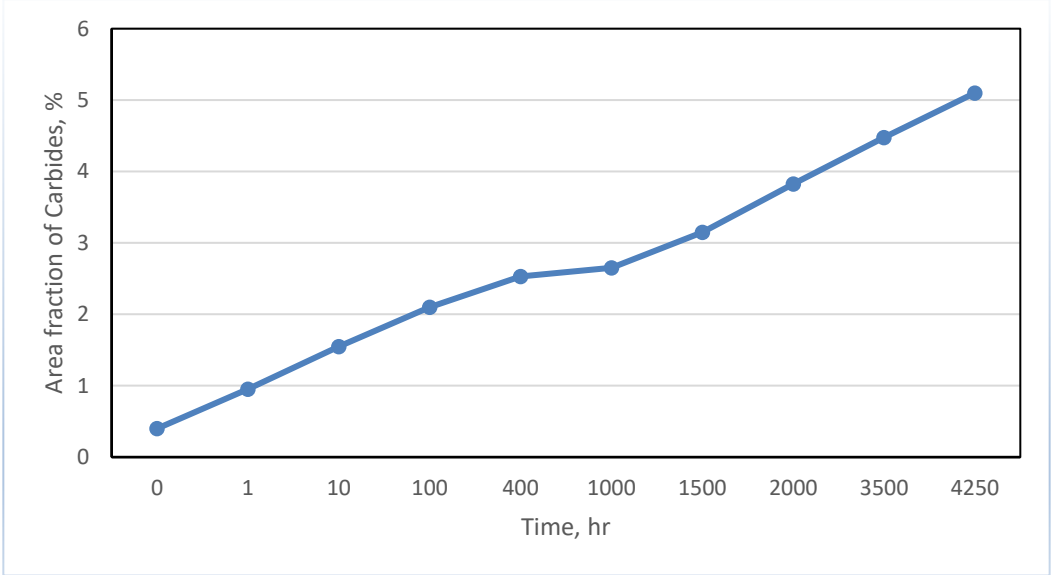
جدول ۸-۱ – تغییرات اندازه دانه و درصد کاربید سطحی نمونه ها بر حسب زمان

sample	*Time, hr*	*grain size, µm*	*Carbide percent*
N3	*0*	*72*	*0.4*
9001	*1*	*72*	*0.95*
9002	*10*	*72*	*1.55*
9003	*100*	*72*	*2.1*
9004	*400*	*73*	*2.53*
9005	*1000*	*75*	*2.57*
9006	*1500*	*75*	*3.15*
9007	*2000*	*77*	*3.825*
9008	*3500*	*79*	*4.475*
9009	*4250*	*80*	*5.1*



DOI: 10.30503/nripress.2020.337

شکل ۸-۳۱ - تغییرات اندازه دانه نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان



شکل ۸-۳۲ - درصد سطحی کاربیدها نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان

در جدول ۴-۲ درصد وزنی سه فاز اصلی آلیاژ در نمونه های مورد بررسی آورده شده است. درصدهای کمی با نرم افزار *MAUD* و براساس نتایج *XRD* رسوبات استخراج شده محاسبه شد. بر اساس داده ها گرچه درصد تجمعی کاربیدها افزایش می یابد اما درصد وزنی فازها در هر نمونه تقریبا ثابت است. بر حسب زمان درصدهای کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_6C افزایش کمی دارد و در مقابل درصد ذرات کربونیترید تیتانیم کاهش می یابد؛ که این اختلاف تایید کننده واکنش استحاله ذرات $Ti(C,N)$ به کاربید می باشد. در برخی منابع آورده شده است که در دماهای بالاتر از ۷۵۰ درجه و در زمان های ۱۰۰۰ تا ۱۰۰۰۰ ساعت حل شدن فاز M_6C طی واکنش زیر پیشنهاد شده است.

$$M_6C+\gamma \longrightarrow M_{23}C_6+\gamma'$$

ولی حداقل در نمونه های پیرسازی شده در تحقیق حاضر انجام واکنش فوق تایید نشده است. یکی از دلایل ممکن است که این باشد که انجام واکنش به ترکیب شیمیایی آلیاژ ارتباط داشته باشد.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

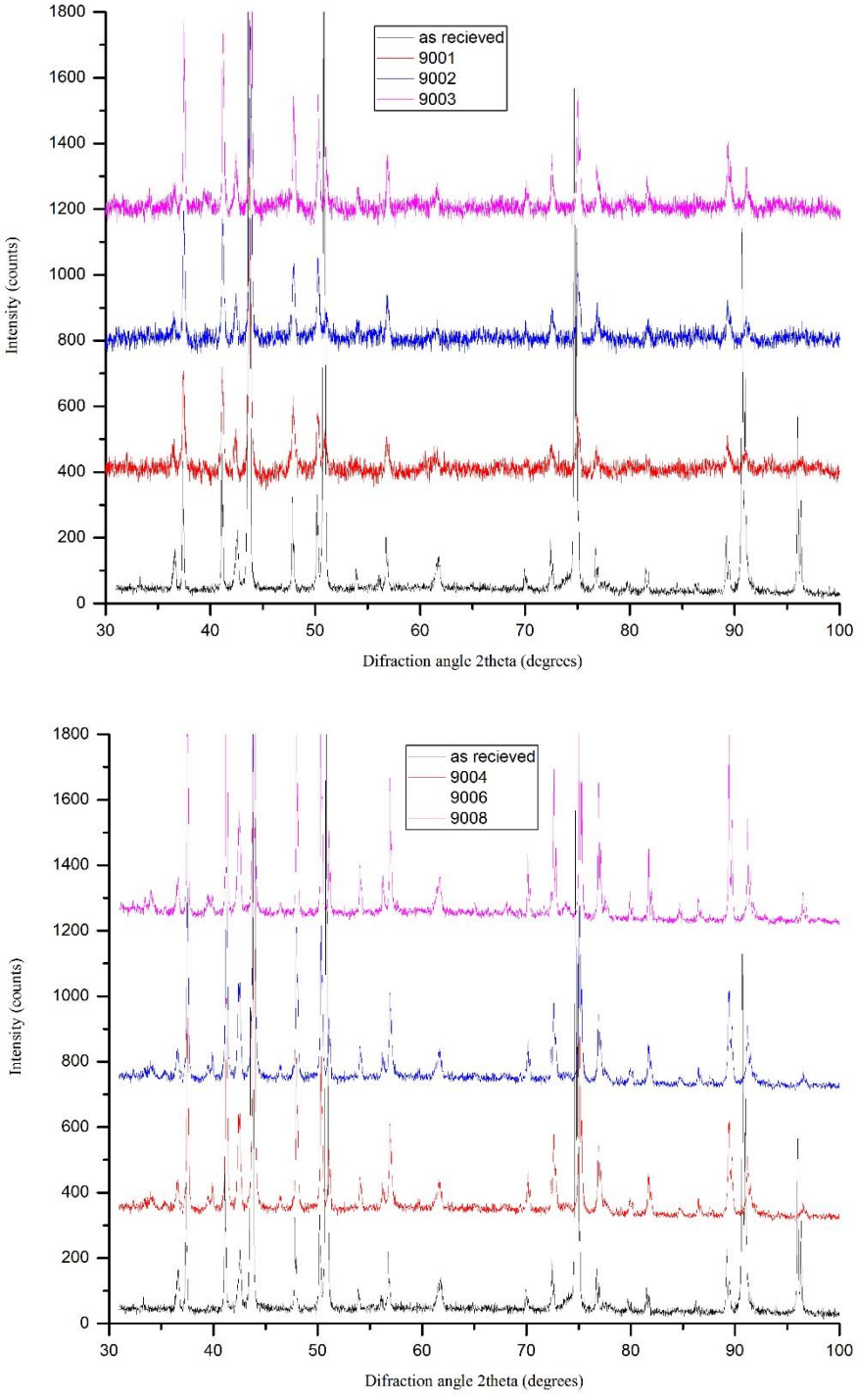
جدول ۸-۲ - درصد فازها در رسوبات جدا شده از نمونه ها

Sample	*$M_{23}C_6$*	*M_6C*	*Ti(C,N)*	*Ni3(Al,Ti)*
9001	*78.6*	*3.1*	*14.5*	*3.8*
9002	*81.3*	*3.5*	*14.5*	*0.7*
9003	*80.75*	*4.7*	*14.5*	*0.05*
9004	*81.9*	*3.6*	*14.5*	--
9005	*81.8*	*3.7*	*14.5*	--
9006	*81.9*	*3.7*	*14.4*	--
9007	*82*	*3.8*	*14.2*	--
9008	*82.1*	*4*	*13.9*	--

۸-۱۱- بررسی نتایج XRD

جهت بررسی ترکیبات موجود در پودرهای جدا شده از زمینه نمونه ها از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس مدل *Philips X'Pert Pro* استفاده شد. آزمایشها در زوایای ۳۰ الی ۱۰۰ درجه و جهت دستیابی به نتایج دقیق تر به مدت ۴ برابر زمان معمول انجام گردید. در شکل ۴-۳۳ نتایج پراش پرتو ایکس برای چهار نمونه‌ها آورده شده است. مشاهده می شود که پیک های اصلی نمونه‌ها در یک راستا قرار داشته و مربوط به ترکیبات *TiN, $M_{23}C_6$,M_6C and Ni_3(AL, Ti)* می‌باشند. بر اساس تصاویر ریزساختاری نوری و الکترونی وجود ترکیبات *TiN, $M_{23}C_6$,M_6C* بدیهی است که در بخشهای قبلی به آنها پرداخته شده است. ترکیب قابل توجهی که در نمونه‌ها شناسایی گردید فاز گاما پرایم می باشد. بر اساس منابع این فاز حداکثر ۵ تا ۶ درصد و در دماهای بین ۶۰۰ الی ۷۵۰ درجه و در طولانی مدت تشکیل می گردد. در در دمای ۸۷۱ درجه بصورت خیلی ناچیز گزارش گردید. در نمونه های پیرسازی شده و حتی در ورق نو این فاز شناسایی شد و در بخشهای قبلی تصاویر *TEM* آن نشان داده شده است. البته درصد آن بسیار ناچیز بوده و نقشی در خواص مکانیکی آلیاژ ندارد. نتیجه مهم از الگوهای *XRD* نمونه ها این است که پیک های مربوط به کاربیدهای *$M_{23}C_6$,M_6C* با افزایش زمان پیرسازی قوی تر شده و پیک مربوط به ترکیب *Ti(C,N)* تقریبا ثابت مانده است.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۳۳- نتایج آنالیز XRD نمونه های ورق نو، ۹۰۰۱، ۹۰۰۳ و ۹۰۰۵

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

۸-۱۲- خواص مکانیکی

در جدول ۴-۳ و ۴-۴ تغییرات خواص مکانیکی نمونه ها در دمای محیط و دمای ۷۵۰ درجه نشان داده شده است. در شکل های ۴-۳۴ تا ۴-۳۶ تغییرات خواص بر حسب زمان رسم شده است. ملاحظه می شود که انرژی ضربه در ساعت اول نصف شده و در ادامه تا یک چهارم نمونه نو کاهش می یابد. سختی نیز ابتدا افزایش محسوس داشته اما در ۱۰۰۰ ساعت دوباره تقریبا به سختی اولیه برگشته و در ادامه ثابت می ماند. در مقابل درصد ازدیاد طول و استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ درجه از ابتدا روند نزولی داشته اند. افزایش سختی به دلیل تشکیل کاربیدهای منفصل مرز دانه ای است که باعث بهبود خواص مکانیکی در دمای محیط و در مقابل کاهش درصد ازدیاد طول و انرژی ضربه می شوند.

جدول ۸-۳ - نتایج خواص مکانیکی نمونه ها

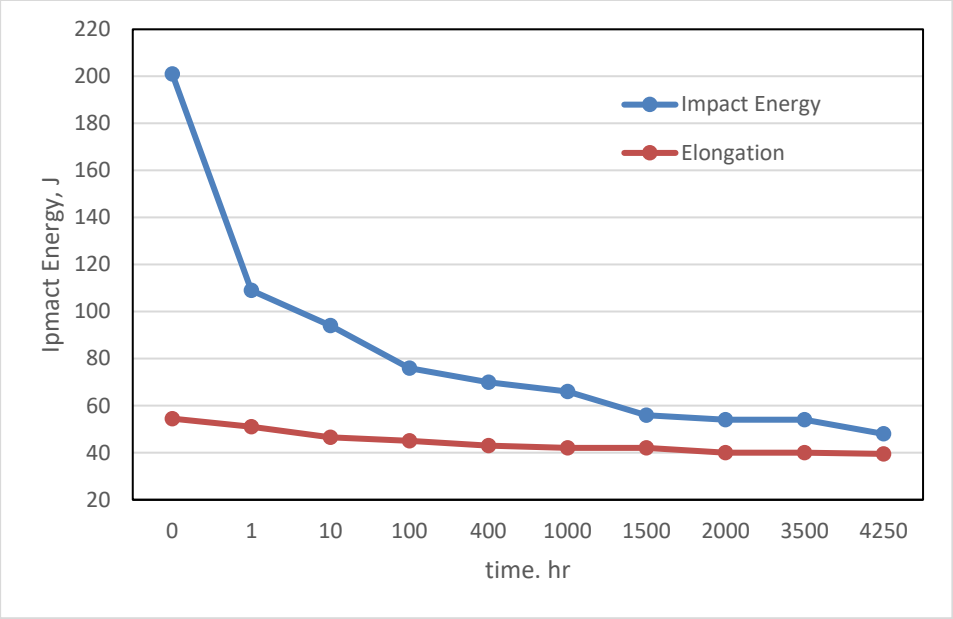
Sample	*Time, hr*	*UTS, MPa*	*YS, MPa*	*EL, %*	*RA, %*	*Impact energy, J*	*Hardness, HV*
N3	*As received*	*578*	*314*	*54.5*		*201*	*183*
9001	*1*	*839*	*415*	*51*	*44*	*109*	*197*
9002	*10*	*825*	*391*	*46.5*	*44.5*	*94*	*220*
9003	*100*	*830*	*404*	*45*	*42*	*76*	*209*
9004	*400*			*48*		*70*	*204*
9005	*1000*	*813*	*405*	*42*	*44*	*66*	*185*
9006	*1500*	*813*	*439*	*42*	*41.5*	*56*	*186*
9007	*2000*			*40*		*54*	*186*
9008	*3500*	*810*	*383*	*40*	*40.5*	*54*	*185*
9009	*4250*			*39.5*		*48*	*186*

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

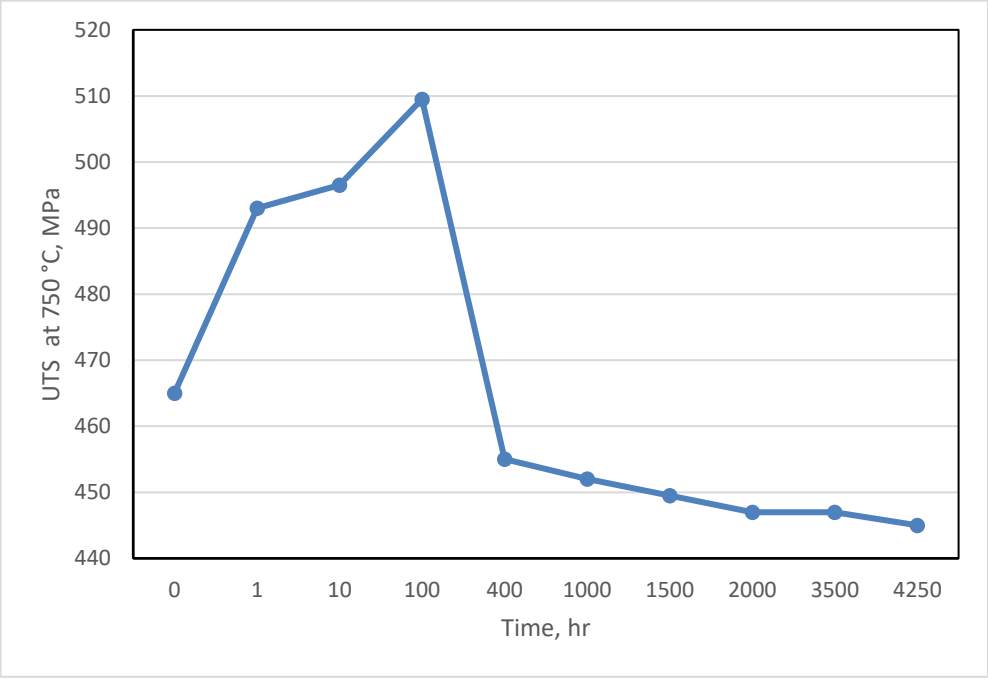
جدول ۸-٤ - نتایج تست کشش گرم نمونه ها در دمای ۷۵۰ °C

Sample	*UTS, MPa*	*YS, MPa*	*EL, %*	*RA, %*
N3	*465*	*269*	*40*	*33*
9001	*493*	*232.5*	*54.5*	*42.5*
9002	*496.5*	*244*	*58.5*	*37.5*
9003	*509.5*	*225*	*41*	*34.5*
9004	*455*			
9005	*452*	*240*	*35*	*30*
9006	*449.5*	*244*	*44.5*	*36.5*
9007	*447*			
9008	*447*	*240*	*33*	*29*
9009	*445*			

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

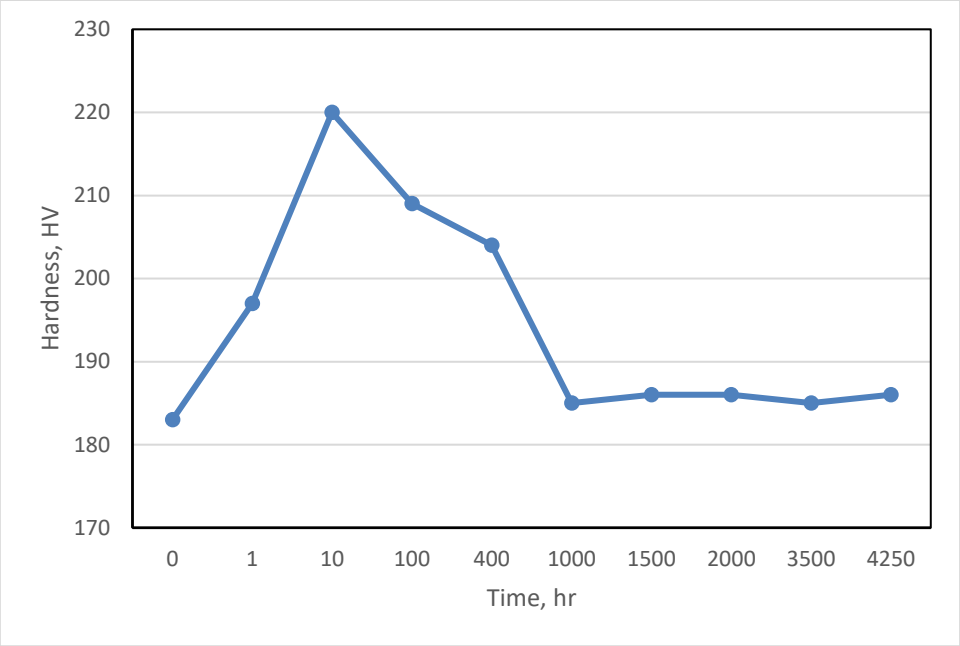


شکل ۸-۳٤ - تغییرات انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان



شکل ۸-۳۵ - تغییرات استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ °C نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۸-۳۶ - تغییرات سختی نمونه‌های پیرسازی حرارتی شده در دمای ۹۰۰ درجه بر حسب زمان

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

فصل نهم

جمعبندی و نتیجه‌گیری

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

در شکلهای ۵-۱، ۵-۲ و ۵-۳ تغییرات سختی، درصد ازدیاد طول و درصد کاربیدها در نمونه های مورد بررسی بر حسب پارامتر لارسون میلر نشان داده شده است. مهم‌ترین نتایج بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ *IN617* در دماهای ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه بشرح زیر می‌باشد.

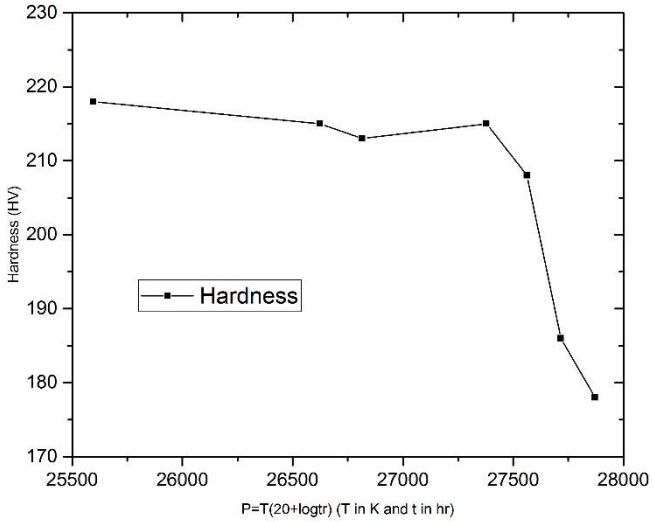
- علاوه بر سه ترکیب اصلی M_6C، $M_{23}C_6$ و $Ti(C,N)$ در نمونه ها فاز γ' وجود داشته است. وجود فاز گاما پرایم پس از زمان کارکرد ۹۸۰۰۰ ساعت نشان دهنده آن است که سوپرآلیاژ ۶۱۷ برای استفاده در ساخت لوله های بویلرهای فرا سوپر بحرانی مناسب است.
- اگرچه کسر سطحی مجموع کاربیدها از ۰/۵ درصد در نمونه نو به ۵/۵ درصد در نمونه ۹۸۰۰۰ ساعت افزایش یافته است. اما در برخی از مرز دانه ها هنوز کاربیدها به صورت ناپیوسته بوده است. نا پیوستگی کاربیدها در مرز دانه ها باعث عدم لغزش مرز دانه ای و محفوظ ماندن خواص مکانیکی است.
- بر اساس رسوبات استخراج شده از زمینه آلیاژ، درصد وزنی کاربید $M_{23}C_6$ از ۵۸ درصد در نمونه یک به ۶۷ درصد در نمونه دو افزایش یافت. در صورتی که درصد کاربید M_6C از ۲۵/۷ درصد به ۱۸/۸ درصد کاهش یافت. به عبارتی بخشی از کاربید M_6C به کاربید $M_{23}C_6$ تبدیل گردید. هم چنین درصد کمی از ترکیب $Ti(C,N)$ به دلیل وجود کربن در آن به کاربید تغییر یافته است.
- استحکام و سختی آلیاژ پس از ۹۸۰۰۰ ساعت کارکرد بهتر از ورق نو می باشد. اما به دلیل تشکیل کاربیدهای درشت مرز دانه ای انرژی ضربه ۹۰ درصد کاهش یافت.
- با افزایش زمان کارکرد نمودار تنش-پارامتر لارسون میلر نمونه‌های کارکرده به سمت خواص کمتر سوق پیدا کرده و در شرایط کاری یکسان زمان گسیختگی نمونه ۹۸۰۰۰ ساعت ۱/۳ نمونه با زمان کارکرد ۶۸۰۰۰ ساعت می‌باشد.
- با تدوین تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ در دماهای مختلف کاری می‌توان از آنها جهت محاسبه متوسط دمای کاری، وضعیت موجود و عمر باقیمانده قطعات داغ استفاده نمود.

مهم‌ترین نتایج بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ *IN617* در دماهای ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه بشرح زیر می‌باشد.

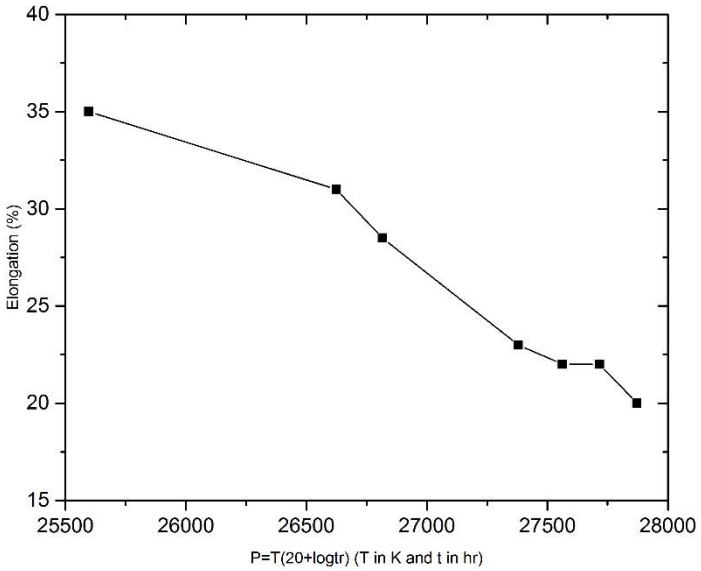
DOI: 10.30503/nripress.2020.337

- فازهای اصلی موجود در آلیاژ کاربیدهای $M_{23}C_6$، M_6C و ترکیب $Ti(C,N)$ هستند که بر حسب زمان کارکرد درصد و مقدار کاربیدها افزایش می‌یابد. در ابتدا کاربیدها بصورت ذرات ناپیوسته مرزدانه‌ای و در ادامه بصورت پیوسته در مرزدانه‌ها، مرزهای دوقلویی و پراکنده در درون دانه‌ها تشکیل می‌شوند. در نمونه ۲۴۰۰۰ ساعت حدود ۰/۵درصد ذرات گاما پرایم وجود دارد؛ در زمان‌های ۳۵۰۰۰ و ۶۶۰۰۰ ساعت مقدار آن بسیار ناچیز است. بر اساس آنالیز XRD رسوبات استخراج شده در زمان‌های ۲۴۰۰۰ و ۳۵۰۰۰ ساعت فاز TCP دلتا در آلیاژ شناسایی گردید.
- درصد کمی از کاربیدهای درشت تشکیل شده (با ابعاد بیش از یک میکرون) به شکل‌های صفحه‌ای و میله‌ای هستند و سایر ذرات به شکلهای شبه‌کروی و بی‌نظم می‌باشند. شکل ذرات کمتر از یک میکرون بلوکی، چند ضلعی منظم و کروی است. ترکیب $Ti(C,N)$ نیز به شکل هرمی و یا بلوکی است و در زمان ۶۶۰۰۰ ساعت تعدادی از آنها به دلیل استحاله جزیی به کاربید تغییر شکل می‌دهند.
- سطح شکست نمونه نو از نوع نرم و سطح شکست نمونه با زمان کارکرد ۶۶۰۰۰ ساعت به دلیل تشکیل کاربیدهای پیوسته در مرزدانه‌ها از نوع مرزدانه‌ای است.
- با افزایش زمان کارکرد درصد سطحی کاربیدها از ۰/۵ درصد در نمونه نو به ۶/۳ درصد در نمونه ۶۶۰۰۰ ساعت افزایش می‌یابد. در طی این دوره درصد وزنی کاربید $M_{23}C_6$ از ۶۳ به ۸۰ افزایش یافته و در مقابل کاربید M_6C از ۲۳ به ۸ درصد کاهش می‌یابد. به عبارتی بخشی از کاربید M_6C به کاربید $M_{23}C_6$ تبدیل می‌شود.
- تا زمان ۲۴۰۰۰ ساعت استحکام و سختی آلیاژ افزایش یافته ولی بعد از آن روند نزولی شروع شده و در ۶۶۰۰۰ ساعت به کمتر از خواص آلیاژ نو کاهش می‌یابد. درصد ازدیاد طول (انعطاف پذیری) و درصد کاهش سطح مقطع تا ۲۴۰۰۰ ساعت به مرور کاهش یافته و از ۲۴۰۰۰ تا ۶۶۰۰۰ ساعت نرخ کاهش بسیار کمی دارد. انرژی ضربه در ۲۴۰۰۰ ساعت نسبت به نمونه نو ۷۵ درصد کاهش داشته و در زمان‌های بعدی کاهش انرژی با نرخ کمی ادامه دارد.
- از تغییرات ساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ می توان جهت برآورد دمای متوسط کاری و ارزیابی عمر باقیمانده آن استفاده نمود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

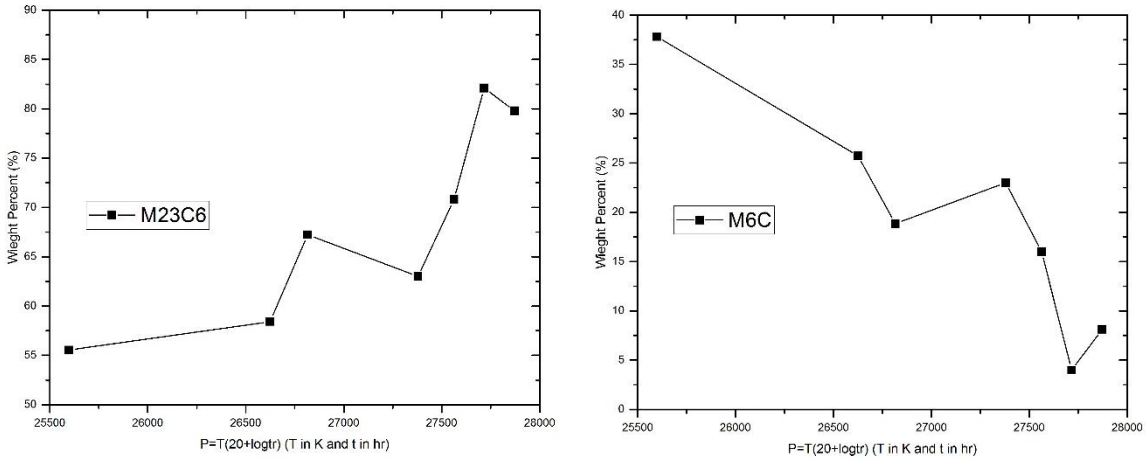


شکل ۹-۱- تغییرات سختی بر حسب پارامتر لارسون میلر



شکل ۹-۲- تغییرات درصد ازدیاد طول بر حسب پارامتر لارسون میلر

DOI: 10.30503/nripress.2020.337



شکل ۹-۳- تغییرات درصد کاربیدها در رسوبات استخراج شده بر حسب پارامتر لارسون میلر

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

نتیجه‌گیری

دو قطعه مهم اجزای محفظه احتراق میکسینگ چمبر و اینر کیسینگ می‌باشند. جنس دو قطعه یکسان و از سوپرآلیاژ *IN617* می‌باشد. به جهت شرایط کاری این قطعات –دمای بالا و تنش پایین– تغییرات ریزساختاری آلیاژ در طول بهره‌برداری امری اجتناب‌ناپذیر است. لذا جهت ارزیابی وضعیت قطعات شناخت تغییرات ریزساختاری آن ضرورت دو چندانی دارد. بر اساس مطالعات صورت گرفته مهم‌ترین تغییرات ریزساختاری و به تبع آن تغییر خواص مکانیکی آلیاژ *IN617* به شرح زیر می‌باشد.

- با قرارگیری طولانی مدت آلیاژ در دماهای میانی(۸۰۰-۷۰۰ درجه سانتیگراد) کاربیدهایی در مرز و درون دانه رسوب می کنند که بواسطه رسوب این کاربیدها استحکام آلیاژ افزایش می یابد.
- قرارگیری این آلیاژ در دماهای بالاتر از ۸۰۰ درجه سانتیگراد با افزایش رسوبات کاربیدی ناپیوسته، نیتریدها، و کربونیتریدها، همانند $M_{23}C_6$,TiN و$TiCN$ در مرزهای دانه همراه می‌گردد. همچنین برخی از آنها در داخل و امتداد دوقلویی رسوب می‌کنند.
- پیدایش کاربیدهای ناپیوسته راسب شده $M_{23}C_6$ و خشن شدن آنها تا مرحله‌ای که تشکیل یک فیلم بین دانه‌ای داده، باعث کاهش استحکام گسیختگی و افزایش تردی بین دانه‌ای می‌گردد.
- کسر حجمی و مورفولوژی فاز گاما پرایم راسب شده در دماهای بالا در حین کار نیز حتی در دماهای ۷۰۰ یا ۸۰۰ درجه، تغییر می کند. در دمای ۸۰۰ درجه کسرحجمی کمی از رسوبات مکعبی و درشت شده گاما پریم مشاهده گردید
- با قرارگیری آلیاژ در دمای نزدیک به ۷۰۰ درجه (بویژه در شرایط خزشی) شبکه پیوسته‌ای از فاز سوزنی دلتا (Ni_3Nb) مرزهای دانه را به یکدیگر متصل کرده و در عرض دانه گسترش می یابد. فاز مزبور مستقیماً از محلول جامد فوق اشباع در طول پروسه پیرسازی در دماهای نسبتا بالا، شکل می گیرد. فاز دلتا Ni_3Mo ابتدا در مناطق غنی از عناصر مولیبدن و نیوبیم واقع در مرزهای دانه و دوقلویی و کاربیدهای زمینه، رسوب می‌کند. فاز دلتا غیر همبسته می باشد و سهم اندکی در استحکام بخشی این آلیاژ دارد. گرچه این فاز برای کنترل اندازه دانه در طی پروسه ساخت و عملیات حرارتی آلیاژهای کارشده، مناسب بنظر می‌رسد. حضور فاز دلتا در مرزهای دانه جهت افزایش داکتیلیته و تافنس، مفید می باشد. شبکه های گسترش یافته فاز دلتا در درون دانه باعث کاهش استحکام بخشی رسوبات گاما پریم می شوند.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

- فاز گاما پریم نیز یکی از فازهای استحکام دهنده در اکثر سوپرآلیاژهای پایه نیکل با نسبت بالای *Ti/Al* می‌باشد. این فاز در مقادیر بسیار کم در شرایط قرارگیری قطعات در رنج دمایی ۷۶۰-۶۵۰ درجه سانتیگراد در ۶۱۷ یافت می‌شود. هیچ اثری از فاز گاما پریم پس از قرارگیری طولانی مدت آلیاژ در دمای ۸۱۶ درجه و یا حتی بعد از ۲ ساعت قرارگیری در دمای ۸۰۰ درجه، مشاهده نشده است.
- با افزایش درجه حرارت از ۷۰۰ به ۹۰۰ درجه سانتیگراد، مقدار رسوبات در مرز دانه و داخل دانه افزایش می‌یابد. در حقیقت بواسطه نرخ نفوذ پایین عناصر *Ti* و دیگر عناصر سنگین در دمای ۷۰۰ درجه ذرات *TiN* و *TiCN* و $M_{23}C_6$ تمایل به باقی ماندن در اندازه‌های ریز دارند.
- با قرارگیری آلیاژ در دما های خیلی بالاتر (۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) رسوبات نسبتاً درشتی در مقادیر کم، مشاهده شده است.

همانطور که ذکر گردید تغییرات ریزساختاری آلیاژ در شرایط کاری غیر قابل اجتناب است. به همین دلیل و بنا به توصیه سازنده جهت بازیابی ساختار و بهبود خواص آلیاژ از فرآیند عملیات حرارتی در زمان تعمیرات اساسی استفاده می‌گردد. مناسب‌ترین شرایط عملیات حرارتی جهت بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی به صورت زیر می‌باشد.

۱- حرارت دادن نمونه تا دمای ۱۱۷۰ درجه سانتیگراد با نرخ کمتر از *200 k/h* (نرخ پیشنهادی *100 k/h*)

۲- نگهداری در دمای ۱۱۷۰ درجه سانتیگراد به مدت یکساعت با تلرانس ۲۰- تا ۲۰+ درجه سانتیگراد

۳- خنک کردن تا ۶۰۰ درجه ساتیگراد با نرخ *200-400 k/h*

۴- خنک کردن تا ۱۰۰ درجه سانتیگراد با نرخ *50 k/h*

تخمین عمر باقیمانده قطعات محفظه احتراق توربین‌های گازی، از نقطه نظر اقتصادی و ایمنی کارکرد توربین‌ها اهمیت بسیار بالایی دارد. تخمین عمر غیرمخرب این قطعات، به جهت سهولت انجام و عدم نیاز به تخریب قطعه، معمولاً پیش از انجام آزمون‌های مخرب مورد توجه قرار می‌گیرد. با توجه به نتایج بررسی‌های غیرمخرب، تخمین عمر مخرب قطعه در مرحله آخر و در صورت نیاز صورت خواهد پذیرفت.

با استفاده از بررسی‌های غیر مخرب رایج مانند بررسی چشمی، التراسونیک، مایع نافذ رنگی، جریان گردابی و متالوگرافی غیرمخرب می‌توان طول ترک، آسیب‌های ناشی از کارکرد و در نهایت قابلیت قطعه برای ادامه

کار را تاحدودی محاسبه کرد. نقش اصلی این آزمون‌ها در شناسایی و ردیابی عیوب موجود در قطعات می‌باشد تا در صورت وجود عیب از انجام سایر اقدامات پرهزینه جهت تخمین عمر خودداری شود. در واقع ارزیابی‌های غیر مخرب که شامل رپلیکاگیری، سختی‌سنجی، مایعات نافذ، ادی‌کارنت و گاهاً آلتراسونیک می‌باشند از ارکان اولیه تخمین عمر هستند.

روش بررسی ریزساختار به وسیله تهیه رپلیکا از سطح فلز از جمله‌ی مهمترین روش‌های تخمین عمر قطعات داغ توربین‌های گازی می‌باشد. در مورد قطعات محفظه اختلاط و پوسته داخلی که از جنس سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ می‌باشد، تغییرات ریزساختار در دماهای کاری مختلف، اندکی با یکدیگر متفاوت می‌باشد. تشکیل کاربیدها و درشت شدن آن‌ها در زمان‌ها و دماهای سرویس مهمترین پدیده ریزساختاری مشاهده شده در این قطعات می‌باشد. البته تعداد، ابعاد و مورفولوژی این کاربیدها بسیار متاثر از شرایط سرویس می‌باشد. علاوه بر این تشکیل فاز γ' در دماهای کاری حدود $^{\circ}C$ ۵۸۰ تا $^{\circ}C$ ۸۵۰ از جمله دیگر تغییرات ریزساختاری گزارش شده برای قطعات سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ می‌باشد. تغییر اندازه دانه‌ی شدید در طی سرویس برای این سوپرآلیاژ گزارش نشده است. در برخی از شرایط دمایی و تنشی خاص، امکان تشکیل فازهای *TCP* در این سوپرآلیاژ وجود خواهد داشت. تغییرات سختی در سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷ نیز همانند تغییرات ریزساختاری بسیار تابع شرایط دمایی و تنشی سرویس می‌باشد. با مقایسه تغییرات ریزساختاری و مقادیر سختی نمونه‌ی تحت سرویس قرار گرفته، با تغییرات ریزساختاری و تغییرات سختی معمول که در این گزارش گردآوری شده است، تخمین دمای کاری و همچنین تشخیص شرایط سرویس غیر متعارف ممکن می‌شود.

در صورت مشاهده ترک در قطعه و اندازه‌گیری طول آن با روش‌های آزمون‌های غیرمخرب نظیر روش التراسونیک، امکان تخمین عمر باقیمانده و همچنین تخمین تعداد سیکل‌های روشن و خاموش شدن بی‌خطر،

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

با بهره‌گیری از روابط ارائه شده فراهم می‌باشد. همچنین در صورت تشکیل حفرات خزشی در ساختار، عمر باقیمانده به وسیله اندازه‌گیری این حفرات و استفاده از منحنی‌های ارائه شده برای سوپرآلیاژ اینکونل ۶۱۷، قابل محاسبه خواهد بود.

DOI: 10.30503/nripress.2020.337

منابع و مراجع

1. *Mitsubishi, Kazerun Gas Turbine Power Plant Mechanichal Tests Procedure for Turbine Moving Blades, U-520.*
2. *C.T.Sims et al., "The Superalloys", John Wiley, New York, 1987.*
3. *E.F. Bradley, "Superalloys, A Technical Guide", ASM International, 1988.*
4. *J.Stringer et al., "Gas Turbine Hot Section Materials and Coatings in Electric Utility Applications", Proceedings of ASM 1993 Materials Congress, Pensylvania, ASM Int., 1993.*
5. *R. Castillo et al., "Effects of Microstructural Instability on the Creep and Fracture Behavior of Cast IN–738LC Ni Base Superalloy", Proceedings of Conference High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications, Part II, 1986.*
6. *L.H.Bennett et al., "Patterns in the Occurance of the Brittle Topologically Closed Packed Phases", High Temperature Alloys, Theory and Design, 1986.*
7. *J.P.Milan Amaro et al., "Effect of σ Precipitaion on γ' Agglomeration in Nimonic 115 during Service", Metallography, Vol.9, 1976.*
8. *R.Viswanathan, "Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components", ASM International Pub., 1983.*
9. *M.Pessah et al., "Effect of μ Phase on the Mechanical Properties of a Nickel Base Single Crystal Superalloy", Superalloys 1992.*
10. *M. Cabibbo et al., Creep behavior of INCOLOY alloy 617, Journal of Materials Science Vol. 43 (2008) p. 2912.*
11. *11-R.Krishna et al., "Microstructural evolution in creep exposed IN617", Proceedings of the 2nd ECCC International Conference on Creep and Fracture in High Temperature Components: Design and Life Assessment Issues, Apr 2009, Switzerland.*
12. *A. K. Roy et al, Creep deformation of Alloys 617 and 276 at 750-950 ℃ , Materials Science and Engineering A Vol. 520 (2009) p.184*
13. *W.L.Mankins et al., Microstructure and phase stability INCONEL Alloy 617, Metallurgical Transactions Vol. 5 (1974) p. 2579.*
14. *14-H.E. Mccoy and J.F. King, Mechanical properties of INCONEL 617 and 618, Oak ridge laboratory, 1985.*
15. *www.specialmetals.com*
16. *W.L.Mankins et al., Microstructure and phase stability INCONEL Alloy 617, Metallurgical Transactions Vol. 5 (1974) p. 2579.*
17. *M. Cabibbo et al., Creep behavior of INCOLOY alloy 617, Journal of Materials Science Vol. 43 (2008) p. 2912.*
18. *A. K. Roy et al, Creep deformation of Alloys 617 and 276 at 750-950 ℃ , Materials Science and Engineering A Vol. 520 (2009) p. 184.*
19. *D. Kim et al., Oxidation characteristics and oxide layer evolution of Alloy 617 and Haynes 230 at 900 ℃ and 1100 ℃, Oxidation of Metals Vol. 71(2009), p.271.*

20. *S.K.Sharma, G.D.Ko, Li, K.J.Kang, Oxidation and creep failure of alloy foils at high temprature, Journal of Nuclear materials 378 (2008), 144-152.*
21. *21-P.J.Ennis, W.J.Quadakkers and H. Schuster, The effect of selective oxidation of chromium on the creep strength of alloy 617, journal of physic 3. Vo.3, 1993.*
22. *22-Farzad Jalilian,The influence of process parameters on TLP bonding of inconel 617 superalloy, mining, metals and material engineering department, 2006.*
23. *23- Mahmoud H.Kawther-Ali, BS & MS in Mech. Eng,Mechanical and Electrochemical properties of Inconel 617 after Refurbishment trough heat treatment, 2002.*
24. *24-A.Kewther, B.S. Yilbas, and M.S.J. Hashmi, Corrosion properties of inconel 617 alloy after heat treatment at elevated temprature, ASM Intenational, vol.10, 2000.*
25. *25-Metallographic replicas on inner casing hub ,GT V94.2, DamavandGT3, 200*
26. *R. Viswanathan, "damage mechanisms and life assessment of high – temperature components", ASM intenational, 1995.*
27. *W.L. Mankins, J.C. Hosier, and T.H. Bassford, "Microstructure and phase stability of INCONEL Alloy 617", Metallurgical Transactions, 5 (1974): 2579.*
28. *M. Akbari-Garakani, M. Mehdizadeh, "Effect of long-term service exposure on microstructure and mechanical properties of Alloy 617", Materials and Design 32 (2011) 2695–2700.*
29. *Krishna, Ram, Sarah V. Hainsworth, Helen V. Atkinson, and A. Strang. "Microstructural analysis of creep exposed IN617 alloy." Materials Science and Technology 26, no. 7 (2010): 797-802.*
30. *M. Cabibbo, E. Gariboldi, S. Spigarelli, D. Ripamonti, " Creep behavior of INCOLOY alloy 617", J Mater Sci (2008) 43: 2912–2921.*
31. *R. Krishna, S.V. Hainsworth, S.P.A. Gill, A. Strang, And H.V. Atkinson, "Topologically Close-Packed μ Phase Precipitation in Creep-Exposed Inconel 617 Alloy", Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 44a, March 2013, 1419.*
32. *N. Holcombe, Life Management System for Advanced F Class Gas Turbines, Siemens-Westinghouse W501F First Stage Blade Analysis and Transition Piece Durability, EPRI Technical Update, January 2005.*
33. *McCoy, H. E., and J. F. King. "Mechanical Properties of Inconel 617 and 618." US Department of Energy, Report No. ORNL/TM-9337 (1985).*
34. *Krishna, Ram, Sarah V. Hainsworth, S. P. A. Gill, A. Strang, and Helen V. Atkinson. "Microstructural evolution in creep exposed IN617." Proceedings of ECCC (2009).*
35. *Wu, Quanyan, Hyojin Song, Robert W. Swindeman, John P. Shingledecker, and Vijay K. Vasudevan. "Microstructure of long-term aged IN617 Ni-base superalloy.", Metallurgical and materials transactions A 39, no. 11 (2008): 2569-2585.*
36. *J.D. Whittenberger, "Effect of Long-Term 1093 K Exposure to Air or Vacuum on the Structure of Several Wrought Superalloys", Journal of Materials Engineering and Performance (1993) 2:745-758.*

37. *S. Chomette, J.-M. Gentzbittel, B. Viguier, "Creep behaviour of as received, aged and cold worked INCONEL 617 at 850 ˚C and 950 ˚C", Journal of Nuclear Materials 399 (2010) 266-274.*
38. *Kimball, O. F., G. Y. Lai, and G. H. Reynolds. "Effects of thermal aging on the microstructure and mechanical properties of a commercial Ni-Cr-Co-Mo alloy (inconel 617)." Metallurgical and Materials Transactions A 7.12 (1976): 1951-1952.*
39. *Roy, Ajit K., Muhammad H. Hasan, and Joydeep Pal. "Creep Deformation of Alloys 617 and 276 at 750–950 C." Materials Science and Engineering: A 520, no. 1 (2009): 184-188.*
۴۰. مستندات گزارش "بررسی وضعیت اجزای محفظه احتراق توربین‌های گازی نیروگاه کرمان"، پژوهشگاه نیرو، ۱۳۹۱.
41. *Y. Hosoi, S. Abe, "The Effect of Helium Environment on the Creep Rupture Properties of Inconel 617 at 1000 ˚C", Metallurgical Transactions A, Volume 6a, 1975-1171.*
42. *H. Nickel, F. Schubert and H. Schuster, Evaluation of Alloys for Advanced High-Temperature Reactor Systems, Nuclear Engineering and Design 78 (1984) 251-265.*
43. *A. Kewther, B.S. Yilbas, and M.S.J. Hashmi, ‘‘Corrosion Properties of Inconel 617 Alloy after Heat Treatment at Elevated Temperature", Journal of Materials Engineering and Performance, (2001) 10:108-113.*
44. *K. Natesan, Meimei Li, W. K. Soppet, and D. L. Rink, "Creep Rupture Testing of Alloy 617 and A508/533 Base Metals and Weldments", Technical report, Argonne National Laboratory, September 2011.*
45. *A. Kewther, M.S.J. Hashmi, and B.S. Yilbas, "Fatigue properties of the refurbished INCO-617 alloy, Journal of Materials Processing Technology 118 (2001) 45-49.*
46. *T. Lillo, J. Cole, M. Frary, and S. Schlegel, ‘‘Influence of Grain Boundary Character on Creep Void Formation in Alloy 617", Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 40a, December 2009-2803.*
47. *W. Ren, R.W. Swindeman, "Assessment of existing alloy 617 data for GEN IV materials handbook", Technical report, Oak Ridge National Laboratory, June 2005.*
48. *Schlesinger, M., C. Schweizer, and Y. Brontfeyn. "Evaluation of time dependent thermomechanical fatigue crack growth in a nickel alloy for power plant applications." In 7th International Conference on Low Cycle Fatigue. Aachen, Germany. 2013.*
49. *"Inconel Alloy 617", 2005, Publication Number SMC-029, Special Metals Corp (2005).*
50. *B. Roebuck, D. Cox, and R. Reed, "The temperature dependence of γ' volume fraction in a Ni-based single crystal superalloy from resistivity measurements", Scripta mater. 44 (2001) 917–921.*
51. *X. Xiang, Z. Yao, J. Dong and 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 787 (2019) 216-228.*
52. *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.*

53. *D. Tytko, P. Choi, J. Klower, A. Kostka, G. Inden and D. Raabe, Microstructural evolution of a Ni-based superalloy (617B) at 700 °C studied by electron microscopy and atom probe tomography, Acta Materialia 60 (2012) 1731–1740.*
54. *F. Zhang and D. P. Field, Grain Boundary Analysis of Crept Alloy 617, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 1383, 2012, Materials Research Society, DOI: 10.1557/opl.2012.243.*
55. *M. Speicher, F. Kauffmann, J. H. Shim and M. Chandran, Microstructure evolution in Alloy 617 B after along-term creep and thermal aging at 700°C, Materials Science & Engineering A, https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.004.*
56. *Fujio 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 2015, 1(2): 211–224, DOI 10.15302/J-ENG-2015031.*
57. *Shiyu Zhang, Research of morphology evolution of precipitation during aging and the effects of precipitation on creep property of 617B superalloy, 2019 5th International Conference on Energy Equipment Science and Engineering, IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 461 (2020) 012001, doi:10.1088/1755-1315/461/1/012001.*
58. *N. Phuraya1, I. Phung-on, and J. Srithorn, Effect of Heat Treatment on Properties of INCONEL 617 Investigated in Accelerated Creep Testing, ENGINEERING JOURNAL, Volume 21 Issue 5, 29 September 2017, DOI:10.4186/ej.2017.21.5.273.*
59. *W.G. Kima, J.Y. Park, I.M.W. Ekaputra, M.H. Kima and Y.W. Kima, Analysis of creep behavior of Alloy 617 for use of VHTR system, 20th European Conference on Fracture (ECF20), Procedia Materials Science 3 (2014)1285-1290.*
60. *Yan GUO, Bohan WANG and Shufang HOU, Aging Precipitation Behavior and Mechanical Properties of Inconel 617 Superalloy, Acta Metallurgica Sinica, Vol.26 No.3 pp. 307|312 June 2013.*
61. *S. Kihara, J. B. Newkirk A. Ohtomo and Y. Saiga. Morphological changes of carbides curing creep and their effects on the creep properties on Inconel 617 at 1000 °C, Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, June 1980.*
62. *Wu, Quanyan, Hyojin Song, Robert W. Swindeman, John P. Shingledecker, and Vijay K. Vasudevan. "Microstructure of long-term aged IN617 Ni-base superalloy, Metallurgical and materials transactions A 39, no. 11 (2008): 2569-2585.*
63. *M. Cabibbo, E. Gariboldi, S. Spigarelli and D. Ripamonti, Creep behavior of INCOLOY alloy 617", J Mater Sci (2008) 43: 2912–2921.*
64. *R. Krishna, S.V. Hainsworth, S.P.A. Gill, A. Strang, And H.V. Atkinson, "Topologically Close-Packed μ Phase Precipitation in Creep-Exposed Inconel 617 Alloy", Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 44a, March 2013, 1419.*
65. *Krishna, Ram, Sarah V. Hainsworth, Helen V. Atkinson, and A. Strang. "Microstructural analysis of creep exposed IN617 alloy." Materials Science and Technology 26, no. 7 (2010): 797-802.*
66. *R. Krishna, S.V. Hainsorth, P.A.Gill and H.V Atkinson, Effect of Titanium Carbonitride (Ti(C,N)) decomposition on failure mechanisms in Inconel 617 alloy, Microscopy research and technique 78:336-342, 2015*
67. *S.F.DiMartino, R.G.Faulkner, S.C.Hogg, S.Vujic and O.Tassa, Characterisation of microstructure and creep properties of alloy 617 for high-temperature applications, Materials Science & Engineering A, 619, 2014*
68. *W.L. Mankins, J.C. Hosier, and T.H. Bassford, "Microstructure and phase stability of INCONEL Alloy 617", Metallurgical Transactions, 5 (1974): 2579.*

69. *A. N. Singh, A. Moitra, P. Bhaskar, G. Sasikala, A. Dasgupta and A.K. Bhaduri, Effect of thermal aging on microstructure, hardness, tensile and impact properties of Alloy 617, Materials Science and Engineering A 710, 2018, pp 47-56.*
70. *M. Akbari-Garakani and M. Mehdizadeh, "Effect of long-term service exposure on microstructure and mechanical properties of Alloy 617", Materials and Design 32 (2011) 2695–2700.*
71. *S. Chomette, J.-M. Gentzbittel and B. Viguier, "Creep behaviour of as received, aged and cold worked INCONEL 617 at 850 ˚C and 950 ˚C", Journal of Nuclear Materials 399 (2010) 266-274.*
72. *Kimball, O. F., G. Y. Lai, and G. H. Reynolds. "Effects of thermal aging on the microstructure and mechanical properties of a commercial Ni-Cr-Co-Mo alloy (inconel 617)." Metallurgical and Materials Transactions A 7.12 (1976): 1951-1952.*
73. *Roy, Ajit K., Muhammad H. Hasan, and Joydeep Pal. "Creep Deformation of Alloys 617 and 276 at 750–950 C." Materials Science and Engineering: A 520, no. 1 (2009): 184-188.*
74. *G. Bohrenkamper, D. Reiermann, G. Hohne and U. Lingner, Technology evolution of proven gas turbine models V94.2 and V84.2 for new units and service retrofits, Siemens AG, Power generation, 2004.*
75. *H.E. McCoy and J.F. King, Mechanical properties of INCONEL 617 and 618, Oak ridge laboratory, 1985.*
76. *A. Kewther, M.S.J. Hashmi, and B.S. Yilbas, "Fatigue properties of the refurbished INCO-617 alloy, Journal of Materials Processing Technology 118 (2001) 45-49.*
77. *T. Lillo, J. Cole, M. Frary, and S. Schlegel, "Influence of Grain Boundary Character on Creep Void Formation in Alloy 617", Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 40a, December 2009-2803.*