

Microstructurally and Electromagnetically Evaluations of Aging Phenomenon in 2304 Duplex Stainless Steel

Hossein Alinejad¹, *Majid Abbasi²

1. Ph.D. Candidate, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran.

2. Associate Professor, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran.

Citation: Alinejad H, Abbasi M. Microstructurally and Electromagnetically Evaluations of Aging Phenomenon in 2304 Duplex Stainless Steel. Metallurgical Engineering 2020; 23(2): 102-117 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.128040.1287>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.128040.1287>

ABSTRACT

Microstructural and Electromagnetically Methods were performed for evaluation of aging phenomenon in 2304 duplex stainless steel. The artificial aging process were carried out at temperatures of 700, 800 and 900 °C and at 15, 60 and 120 minutes. For microscopic and hardness evaluations, optical microscopy equipped with image analysis software, scanning electron microscopy equipped with chemical analyzer, X-ray diffraction device and Vickers method were used. Then, for electromagnetic evaluation, the eddy current test at 100 kHz was performed, and the data were presented and evaluated as an impedance plan. The microscopic studies showed that with increasing aging intensity by increasing aging temperature and time, reduced the amount of ferrite phase. In contrast, the secondary phases of $M_{23}C_6$ carbide, Cr_2N nitride, and secondary austenite form and grow in the microstructure. These secondary phases are formed within the ferrite phase and lead to a reduction in the volume fraction of the ferrite phase relative to the annealed sample. The most sever changes were observed at 900 °C and 120 min. The results of electromagnetic evaluation have shown that with increasing the aging temperature and time, formation of more destructive phases and a sharp decreasing of ferrite content in the microstructure, the electromagnetic responses change appropriately by further reducing the inductive reactance and impedance index and further increasing the resistance index. Therefore, the severity of the aging phenomenon in the steel can be seen from its impedance plan.

Keywords: Duplex Stainless Steel, Aging Phenomenon, Nondestructive Evaluation, Eddy Current Method, Impedance Plan.

Received: 22 May 2020

Accepted: 31 October 2020

■ ■

* *Corresponding Author:*

Majid Abbasi, PhD

Address: Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran.

Tel: +98 (11) 35501806

E-mail: abbasim@nit.ac.ir

ارزیابی میکروسکپی و الکترومغناطیسی پدیده پیری در فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴

حسین علی‌نژاد^{۱*}، مجید عباسی^۲

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل، ایران.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل، ایران.

چکیده

برای ارزیابی پدیده پیری در فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ از بررسی‌های میکروسکپی و الکترومغناطیسی استفاده شد. عملیات پیرسازی مصنوعی در دماهای ۷۰۰، ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های ۱۵، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه انجام شد. برای بررسی‌های ریزساختاری و سختی، از میکروسکوپ نوری مجهز به نرم‌افزار آنالیز تصویر، میکروسکپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیزگر شیمیایی، دستگاه پراش پرتو ایکس و روش ویکرز استفاده شد. سپس برای ارزیابی الکترومغناطیسی از آزمون جریان گردابی در فرکانس ۱۰۰ kHz استفاده شد که داده‌ها به صورت نقشه امپدانس ارائه و ارزیابی شد. بررسی‌های میکروسکپی نشان داد که با افزایش شدت پیری از طریق افزایش دما و زمان پیرسازی، مقدار فاز فریت کاسته می‌شود و در مقابل فازهای ثانویه از نوع کاربید $M_{23}C_6$ ، نیتريد Cr_2N و آستنیت ثانویه (γ_2) در ریزساختار تشکیل و رشد می‌کنند. این فازهای ثانویه در داخل فاز فریت تشکیل شده و منجر به کاهش کسر حجمی فاز فریت، نسبت به نمونه پیرنشده شده است. بیشترین این تغییرات در دمای ۹۰۰ و زمان ۱۲۰ دقیقه مشاهده شده است. نتایج ارزیابی الکترومغناطیسی نشان داده است که با افزایش دما و زمان پیرسازی، تشکیل بیشتر رسوبات مخرب و کاهش شدید میزان فریت در ریزساختار، پاسخ‌های الکترومغناطیسی به طور مناسبی با کاهش بیشتر دو شاخص مقاومت خود القایی و امپدانس و افزایش بیشتر شاخص مقاومت الکتریکی تغییر می‌کند. بنابراین می‌توان شدت وقوع پدیده پیری در این فولاد را از روی نقشه امپدانس آن مشاهده نمود.

واژه‌های کلیدی: فولاد زنگ‌نزن دوفازی، پدیده پیری، ارزیابی غیرمخرب، روش جریان گردابی، نقشه امپدانس.

دریافت: ۱۳۹۹/۰۳/۰۲ | پذیرش: ۱۳۹۹/۰۸/۱۰

۱. مقدمه

انواع فازهای مخرب در فولادهای زنگ‌نزن می‌توانند در دو محدوده دمایی ۳۰۰ الی ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و ۵۵۰ الی ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل شوند که مطابق شکل (۱) تابعی از ترکیب شیمیایی آلیاژ و نوع فازهای موجود در زمینه است [۷،۶]. برای فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴، تشکیل فازهای مخرب کاربیدی، نیتريدی، سیگما و چای در محدوده دمایی بالاتر از ۵۵۰ درجه گزارش شده است [۸].

پدیده پیری و تشکیل فازهای مخرب با تغییر میزان کسر حجمی فازهای آستنیت و فریت، خواص الکترومغناطیسی^۳ فولادهای زنگ‌نزن دوفازی را تحت تأثیر قرار می‌دهند. لذا روش جریان‌های گردابی که بر پایه خواص الکترومغناطیس مواد فلزی است، توانمندی مناسب برای شناسایی و تعیین این فازها در فولادهای زنگ‌نزن دوفازی را دارا خواهد بود. در این زمینه تحقیقات جدید و نوآورانه‌ای انجام شده و در حال توسعه است که از آن جمله می‌توان به استفاده از آزمون

فولادهای زنگ‌نزن دوفازی از مقاومت به خوردگی و خواص مکانیکی بالاتری نسبت به فولادهای زنگ‌نزن تک‌فاز آستنیتی و فریتی برخوردار هستند. این مجموعه خواص به علت حضور دو فاز فریت و آستنیت به‌طور هم‌زمان در کنار یکدیگر است [۲،۱]. بهترین خواص در این دسته از فولادها با کسر حجمی یکسانی از دو فاز فریت و آستنیت به دست می‌آید [۳]. این فولادها با قرارگیری در دمای بالا می‌توانند در معرض پدیده پیری^۱ قرار گیرند. در این شرایط با تشکیل فازهای مخرب^۲ در ریزساختار، خواص و عملکرد آنها در معرض خطر قرار می‌گیرد. بنابراین می‌توان انتظار داشت که در مواقع مختلفی همچون تولید، جوشکاری و به کارگیری قطعاتی از این آلیاژها در صنایع مختلف، پدیده پیری، رخ دهد. لذا کنترل و شناسایی تشکیل این رخداد در فولادهای دوفازی از اهمیت بالایی برخوردار است [۵،۴].

1. Aging Phenomenon
2. Destructive Phases

* نویسنده مسئول:
دکتر مجید عباسی

نشانی: بابل، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، دانشکده مهندسی مواد و صنایع.
تلفن: +۹۸ (۱۱) ۳۵۵۰ ۱۸۰۶

پست الکترونیکی: abbasim@nit.ac.ir

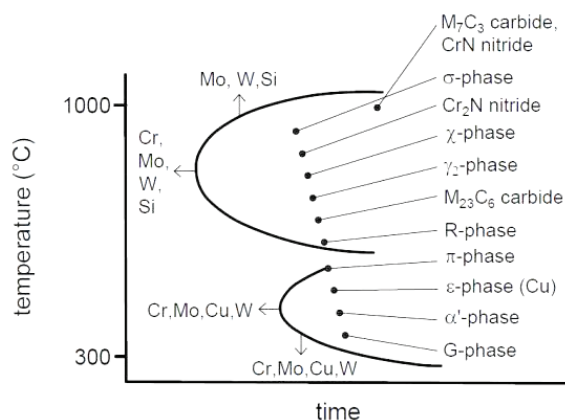
پره‌های توربین مستعمل) استفاده نمود. لذا هدف از این تحقیق، توسعه دانش و فناوری لازم برای کنترل کیفیت غیرمخرب و ارزیابی پدیده پیری در فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ با استفاده از روش الکترومغناطیس جریان گردابی است.

۲. مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ تولید شده در مجتمع فولاد اسفراین، با استفاده از دستگاه طیف سنجی نشری با جرقه^۹ مدل Spectro M12 تعیین و در جدول (۱) آورده شده است. تعداد ۱۰ عدد نمونه دیسکی شکل از این فولاد به قطر ۱۰۰ میلی‌متر و ضخامت ۱۰ میلی‌متر بعد از عملیات آهنگری شعاعی گرم تهیه شد. همه نمونه‌ها برای ایجاد ریزساختار با کسر حجمی تقریباً برابر از فازهای فریت و آستنیت، تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی^{۱۰} قرار گرفتند. این عملیات در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۶۰ دقیقه انجام شد و نمونه‌های بعد از آن به سرعت در آب سرد، خنک‌کاری شدند. سپس طبق جدول (۲)، عملیات پیرسازی مصنوعی در سه دمای ۷۰۰، ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و با سه زمان نگهداری ۱۵، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه انجام شد. با این عملیات، نمونه‌هایی با کسر حجمی متفاوتی از فازهای مخرب به‌دست آمده است.

برای مطالعات میکروسکوپی یک سری نمونه‌های متالوگرافی از دیسک‌های عملیات حرارتی شده، تهیه شد. از محلول براها (۱۰۰ میلی لیتر از محلول اسید هیدروکلریدریک و آب (نسبت ۱ به ۵) همراه با ۵۰۰ میلی گرم متابی‌سولفید پتاسیم) برای حکاکی نمونه‌ها استفاده شد [۱۹]. از میکروسکوپ نوری مجهز به نرم‌افزار آنالیز تصویر MIP4، میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیزگر شیمیایی EDS و همچنین آنالیز پراش اشعه ایکس^{۱۱} (XRD) با پرتو $K\alpha$ مس (طول موج 1.5406 \AA) برای تحلیل ریزساختار و شناسایی فازها استفاده شد. سختی‌سنجی نمونه‌ها به روش ویکرز^{۱۲} با اعمال نیروی ۱۰ کیلوگرم در دمای محیط و با حداقل سه بار تکرار انجام و متوسط آنها گزارش شد.

برای بدست آوردن و ارزیابی پاسخ‌های الکترومغناطیسی، از دستگاه جریان گردابی پرتابل، ساخت شرکت ایرانیان هیبرید مدل IH-HCP 103 مجهز به یک سیم‌پیچ (پراب) با هسته فریتی استفاده شد. بعد از قرار دادن پراب به صورت کاملاً عمودی و بدون فاصله روی نمونه، تغییرات ولتاژ و جریان پراب توسط دستگاه به صورت خودکار اندازه‌گیری شد. مشخصات پراب اندازه‌گیری جریان گردابی در جدول (۳) نشان داده شده است.



شکل ۱. نمودار تشکیل رسوبات مخرب در فولادهای زنگ‌نزن دوفازی و تأثیر عناصر آلیاژی بر آنها [۷]

جریان گردابی معمولی^۴ (ECT) و جریان گردابی فرکانس پایین فوق اشباع^۵ (SLOFEC) برای نمایش فازهای ثانویه و مخرب در فولادهای زنگ‌نزن سوپر دوفازی [۹]، فولادهای زنگ‌نزن دوفازی [۱۰ و ۱۱] و فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی [۱۲] و همچنین برای ضخامت‌سنجی مبدل‌های حرارتی [۱۳] و بازرسی سطح داخلی لوله‌ها [۱۴] به علت عدم دسترسی به آنها و برای اطمینان از کیفیت و شناسایی عیوب داخلی، استفاده نمودند.

لی^۶ و همکاران [۱۵] با استفاده از روش جریان گردابی به بررسی خواص مکانیکی و تردی تمپر در فولادهای زنگ‌نزن دوفازی پرداختند و نشان دادند که یک وابستگی خطی نزدیکی بین خروجی سیگنال‌های جریان گردابی با مقدار انرژی ضربه و میکروسختی فازها وجود دارد. همچنین بر اساس این تحقیقات، مشخص شده است که وجود تفاوت زیاد بین خواص پارامغناطیس^۷ آستنیت و فرومغناطیس^۸ فریت می‌تواند قابلیت روش جریان گردابی در ارزیابی ریزساختار انواع فولادها [۱۶، ۱۷] و چدن‌های چند فازی [۱۸] را به خوبی فراهم نماید.

از سوی دیگر، یکی از راهبردهای مرسوم برای تضمین و کنترل کیفیت قطعات صنعتی (چه در حین تولید قطعات نو و چه برای تعیین عمر باقیمانده قطعات کار شده یا در حال کار)، استفاده از روش‌های ارزیابی غیرمخرب است. با این راهبرد، سلامت قطعات، بعد از آزمون محفوظ می‌ماند. روش الکترومغناطیسی جریان گردابی این قابلیت را دارد که بتوان با آن ارزیابی ریزساختاری و خواص مکانیکی قطعات فلزی را با سرعت و دقت بالا و بدون تخریب ارائه داد. به ویژه از آن می‌توان برای تخمین عمر باقیمانده قطعات نیروگاهی (نظیر

9. Spark Optical Emission Spectrometer

10. Solution Annealing

11. X-Ray Diffraction

12. Vickers Hardness

4. Eddy Current Test

5. Saturate Low Frequently Eddy Current

6. Liu

7. Paramagnetic

8. Ferromagnetic

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ مورد استفاده (درصد وزنی)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	N	Fe
0.018	0.71	0.65	0.037	0.011	21.33	0.17	5.08	0.01	0.15	0.02	Bal.

جدول ۲. کدبندی نمونه‌های شاهد بر اساس تغییرات در سه سطح از دما و زمان عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی

ردیف	کد نمونه	عملیات پیرسازی	
		دما (°C)	زمان (دقیقه)
۱	AG71	۷۰۰	۱۵
۲	AG72	۷۰۰	۶۰
۳	AG73	۷۰۰	۱۲۰
۴	AG81	۸۰۰	۱۵
۵	AG82	۸۰۰	۶۰
۶	AG83	۸۰۰	۱۲۰
۷	AG91	۹۰۰	۱۵
۸	AG92	۹۰۰	۶۰
۹	AG93	۹۰۰	۱۲۰
۱۰	SA00	عملیات آنیل انحلالی بدون پیرسازی	

جدول ۳. مشخصات پراب اندازه‌گیری امپدانس

مشخصه پراب	مقدار بر حسب میلی‌متر
قطر سیم	۰/۳۰
قطر هسته فریتی	۳
ارتفاع هسته فریتی	۲۰
تعداد دور سیم‌پیچ	۵۰۰
قطر خارجی سیم‌پیچ	۸
ارتفاع سیم‌پیچ	۱۷

پراب روی نمونه، مقادیر مقاومت اهمی و مقاومت القایی سیم‌پیچ به سرعت تغییر می‌کند. این مقادیر واقعی با استفاده از مدار اختصاصی و تجهیزات اندازه‌گیری دقیق ولتاژ و آمپر در دستگاه جریان گردابی به طور جداگانه و سریع توسط دستگاه تعیین می‌شود. سپس در برنامه اجرایی دستگاه، مقادیر خام به دست آمده در ضرایب ثابتی ضرب می‌شود تا به اعداد سه رقمی بی بعد تبدیل شود تا ماتریس دو تایی R_x و X_L ، مختصات یک نقطه در صفحه نمایش دستگاه را نشان دهد. این ضرایب به صورت هوشمند توسط دستگاه انتخاب می‌شود که تابعی از نمونه انتخاب شده مرجع برای انتخاب نقطه مبنا^{۱۶} و تنظیمات دستگاه شامل فرکانس انتخاب شده، مکان نقطه مبنا در صفحه نمایش‌گر و مقدار بزرگ‌نمایی‌های^{۱۷} انتخاب شده برای دو محور افقی و عمودی است این تنظیمات به گونه‌ای انجام می‌شود که سیگنال‌های الکترومغناطیسی نمونه‌های مورد بررسی با اعداد صحیح سه رقمی با قابلیت تفکیک مناسب باشند و در صفحه نمایش قابل رویت باشند. در این تحقیق نمونه AG82 نمونه مرجع برای نقطه مبنا ۱ و مکان نقطه مبنا، مرکز صفحه نمایش باشد، مقادیر انتخاب شد که برای این حالت برای متغیرهای R_x و X_L ، اعدادی نزدیک ۵۰۰ تعیین می‌شود. پاسخ الکترومغناطیسی بقیه نمونه‌ها با این نقطه مبنا مقایسه شده است. فرکانس (۱۰۰ kHz) و بزرگ‌نمایی‌ها برای دو محور x و y (۳۵ dB) به گونه‌ای انتخاب شده است تا تفکیک مناسبی بین نمونه‌ها برقرار شود.

در شکل (۱-الف)، تصویر دستگاه جریان گردابی به همراه یک نمونه دیسکی شکل و پراب نشان داده شده است. دستگاه در فرکانس مناسب ۱۰۰ kHz که با انجام آزمایش‌های قبلی در فرکانس‌های مختلف به دست آمده، تنظیم شده است. هم‌زمان بر اساس این اندازه‌گیری‌ها، شاخص‌های اولیه جریان گردابی شامل مقدار مقاومت القایی نرمال شده^{۱۳} (X_L) و مقدار مقاومت اهمی نرمال شده (R_x) سیم‌پیچ مربوط به هر نمونه، به صورت اعداد بی‌بعد دیجیتال شده سه رقمی روی صفحه نمایش دستگاه مشخص و ثبت شد. سپس از روی این مقادیر مطابق روابط (۱) و (۲)، شاخص‌های دیگر جریان گردابی شامل زاویه فازی^{۱۴} (θ) بر حسب درجه و امپدانس^{۱۵} (Z)، به دست آمد [۲۰]. قابل ذکر است که هم زمان با قرار دادن

16. Null Point

17. Gain

13. Inductance

14. Phase Angle

15. Impedance

۳. نتایج و بحث

بررسی ریزساختار بعد از عملیات آنیل انحلالی

شکل (۳) تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی از نمونه SA00 (بعد از عملیات انحلالی و بدون هیچ عملیات پیرسازی) به همراه آنالیز EDS از فازهای مختلف و نمودار XRD آن را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل دو فاز به میزان ۵۲ درصد حجمی آستنیت و ۴۸ درصد حجمی فریت است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با انجام عملیات آنیل انحلالی در محدوده دمایی ۱۰۸۰ درجه سانتیگراد کسر حجمی فازهای موجود تقریباً یکسان هستند که این با نتایج حاصل از منبع دیگر تطابق دارد [۲۲]. در این شرایط، نمونه دارای سختی 297 ± 3 ویکرز است. آنالیز شیمیایی فازها در شکل (۳-ج) نشان می‌دهد که فاز فریت (نقطه ۱) غنی از عناصری همچون کروم، مولیبدن و فکیرتر از عنصر نیکل است در حالی که فاز آستنیت (نقطه ۲) غنی از عناصر پایدارکننده آستنیت همچون نیکل و کربن است [۲۳]. به طوری که مقدار نیکل در فاز فریت از میزان اندازه‌گیری شده توسط دستگاه طیف سنجی نشری با جرقه از مقدار ۵/۰۸ به ۴/۵۷ درصد وزنی کاهش پیدا کرده است. همچنین نمودار XRD در شکل (۳-د) حضور تنها دو فاز آستنیت و فریت به میزان تقریباً یکسان را تایید می‌نماید.

بررسی ریزساختار بعد از عملیات پیرسازی

در این بخش اثر دما و زمان پیرسازی بر ریزساختار ارائه می‌شود. در شکل (۴) تصاویر میکروسکوپی نوری (سمت راست) و الکترونی روبشی (سمت چپ) از نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای مختلف و در مدت ۱۲۰ دقیقه نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش دمای پیرسازی از ۷۰۰ به ۸۰۰ و سپس ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد در مدت زمان پیرسازی ۱۲۰ دقیقه، کسر حجمی فازهای ثانویه همچون فازهای نیتريد کروم (Cr_2N)، کاربید کروم ($M_{23}C_6$) و آستنیت ثانویه (γ_2) در ریزساختار، بیشتر شده است. تشکیل و نوع این فازها نیز با توجه به محدوده دمای انجام عملیات پیرسازی و ترکیب شیمیایی فولاد ۲۳۰۴ می‌تواند در نظر گرفته شود. مطابق شکل (۱) مشاهده می‌شود که در محدوده دمایی ۷۰۰ الی ۹۰۰ درجه سانتیگراد علاوه بر کاربید $M_{23}C_6$ و نیتريد Cr_2N ، فازهای همچون فازهای بین‌فلزی سیگما (σ) و چای (χ) هم قابلیت تشکیل را دارند، ولی با توجه به میزان درصد وزنی مولیبدن در ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد مطالعه، تشکیل این فازها مخصوصاً فاز چای امکان‌پذیر نیست و فقط در زمان‌های طولانی پیرسازی و دماهای نسبتاً بالا، امکان تشکیل مقداری فاز سیگما در مرز فازی فریت/آستنیت و مرزدانه‌های فریت/فریت وجود دارد [۲۴،۷].

همان‌طور که در تصاویر متالوگرافی میکروسکوپی

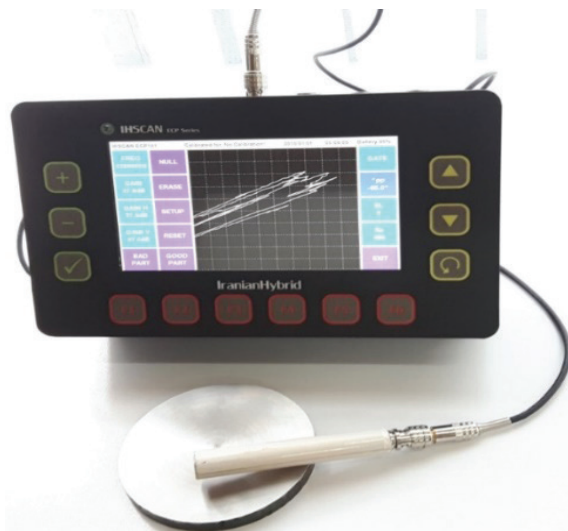
رابطه (۱)

$$Z = \sqrt{R_x^2 + X_L^2}$$

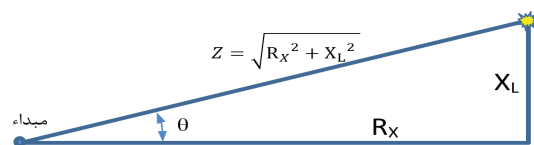
رابطه (۲)

$$\theta(\circ) = \frac{180}{\pi} \tan^{-1} \frac{X_L}{R_x}$$

در صفحه نمایش دستگاه (نقشه امپدانس)، تغییرات R_x روی محور افقی و تغییرات X_L روی محور عمودی نمایش داده می‌شود و هر نمونه در این صفحه، مختصات منحصر به فرد دارد. برآیند دو متغیر R_x و X_L مطابق رابطه (۱)، معرف Z (امپدانس، مقاومت ظاهری پراب) است. بنابراین به هنگام آزمایش، علاوه بر مقادیر دیجیتالی R_x و X_L ، مقدار Z مربوط به هر نمونه روی صفحه نمایش به صورت یک نقطه (موقعیت مکانی Z)، نشان داده و ثبت می‌شود (شکل ۲-ب). به علاوه توجه شود که زاویه فازی (θ)، همان زاویه بین محور افقی (R_x) با محور Z در مثلث قائم‌الزاویه است که سه ضلع آن بردارهای R_x و X_L و Z است. با مقایسه موقعیت‌های مکانی نمونه‌ها در صفحه نمایش (نقشه امپدانس^{۱۸}) می‌توان تحلیل‌ها و مقایسه‌های متالورژیکی روی ریزساختار و یا خواص نمونه‌ها را انجام داد [۲۱].

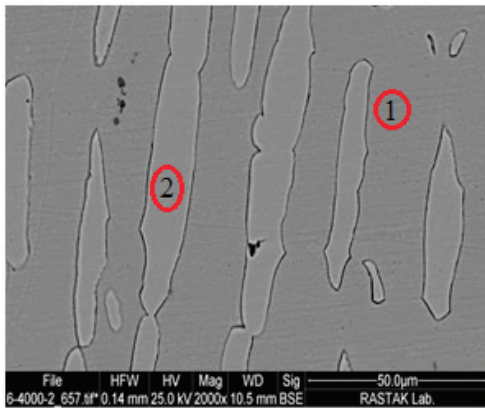


(الف)

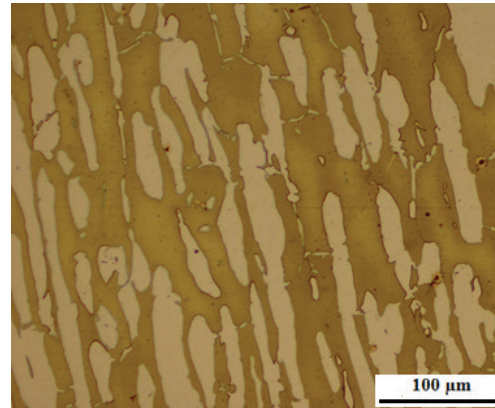


(ب)

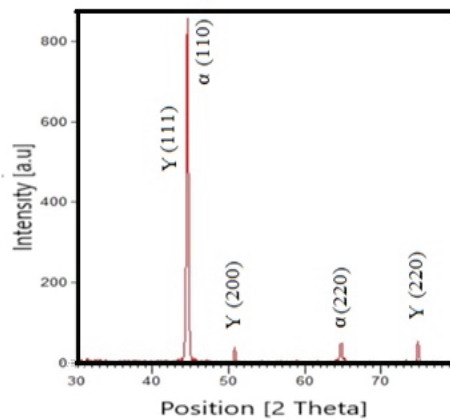
شکل ۲. الف) تصویری از دستگاه آزمون غیرمخرب جریان گردابی ساخت شرکت ایرانیان هیبرید شمال، پراب و یک نمونه از فولاد مورد نظر، ب) طرح تصویری رابطه (۱) برای نمایش و تعیین شاخص‌های جریان گردابی



(ب)



(الف)



(د)

Element (wt.%)	Test Position	
	1 (Ferrite)	2 (Austenite)
Ni	4.57	6.60
N	0.02	0.01
Cr	21.72	18.00
Mo	0.11	0.02
Ti	0.30	0.30
C	0.07	0.31
Fe	70.31	72.06
Mn	2.10	1.78
Si	0.81	0.93

(ج)

شکل ۳. الف) تصاویر میکروسکوپی نوری و ب) میکروسکوپی الکترونی روبشی، ج) آنالیز EDS از فازهای نشان داده شده در تصویر ب، د) نمودار XRD از نمونه SAOO (بعد از عملیات انحلالی و بدون هیچ عملیات پیرسازی)

ابتدا جوانه‌زنی به وسیله واکنش یوتکتوئیدی در فاز آستنیت نزدیک مرز فازی فریت/آستنیت (به دلیل داشتن کوهرنسی بالا با هم و یکسان بودن نوع شبکه کریستالی) شروع می‌شود. سپس با افزایش بیشتر زمان پیرسازی در دمای ۷۰۰ درجه (۱۲۰ دقیقه)، تشکیل رسوب کاربید کروم در فصل مشترک فریت/آستنیت، منجر به ایجاد یک سری مناطق فقیر از کروم در مجاورت مرزها در داخل فریت می‌شود و این می‌تواند یک نیروی محرکه خوبی برای استحاله فازی مناطق فقیر از کروم که از لحاظ ترمودینامیکی ناپایدار است، به آستنیت ثانویه^{۱۹} باشد (طبق رابطه (۳) [۲۵]).

رابطه (۳)

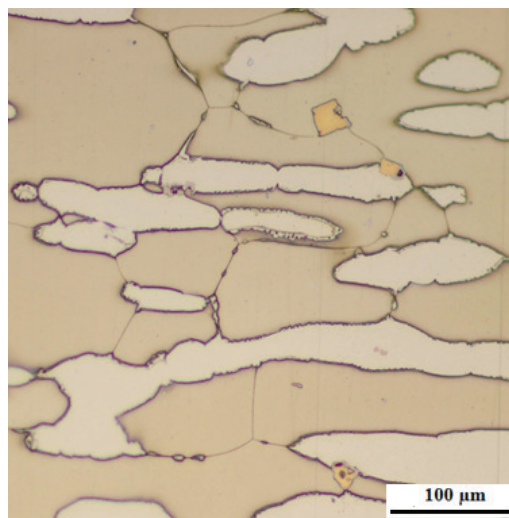
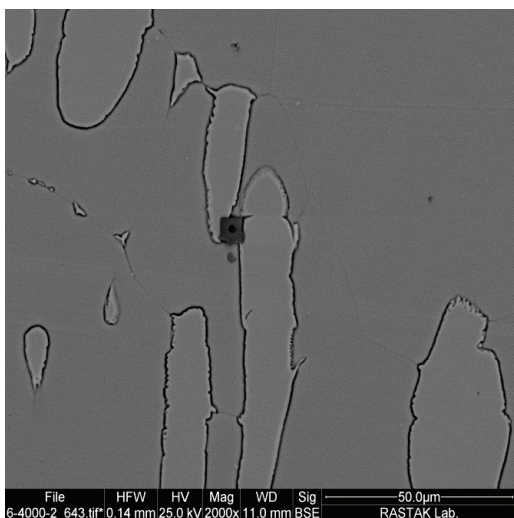
$$\alpha = Cr_2N / M_{23}C_6 + \gamma_2$$

با تشکیل و رشد آستنیت ثانویه همراه با رشد کاربید به داخل فاز فریت، عناصری همچون کروم و مولیبدن از فاز آستنیت ثانویه پس زده می‌شود و غلظت عناصر آلیاژی همچون کروم و مولیبدن در اطراف این فاز افزایش می‌یابند.

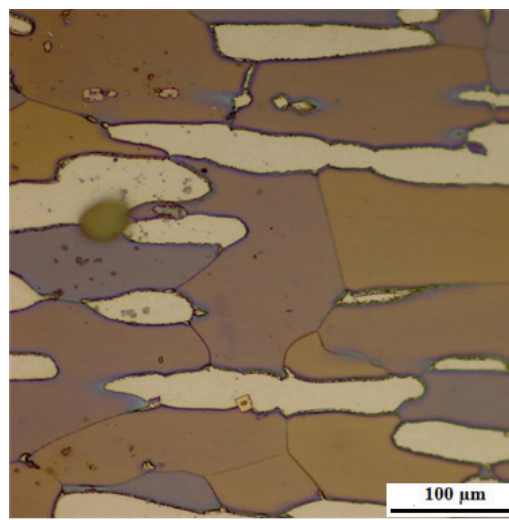
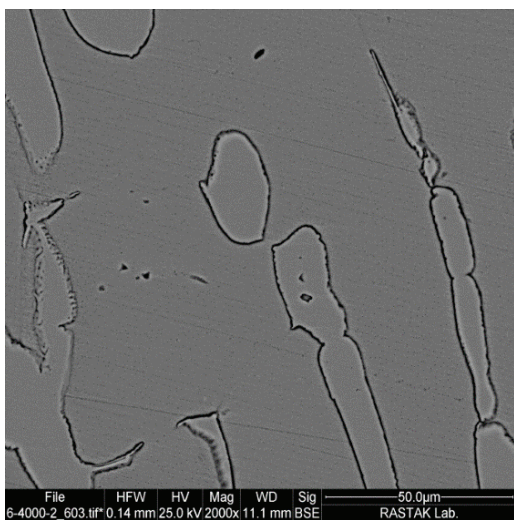
19. Secondary Austenite

نوری و الکترونی در شکل (۴) دیده می‌شود، جوانه‌زنی و رسوب‌گذاری فازهای ثانویه همچون کاربید و نیتريد در فصل مشترک فریت/آستنیت شروع می‌شوند و سپس رشد و توسعه آنها با افزایش درجه حرارت پیرسازی از دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد، شکل (۴-الف) تا دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد، شکل (۴-ج) به داخل فاز فریت است و لذا به مرور زمان و افزایش دمای پیرسازی، کسر حجمی این فازهای ثانویه در ریزساختار بیشتر شده و در عوض کسر حجمی فاز فریت کاهش پیدا می‌کند.

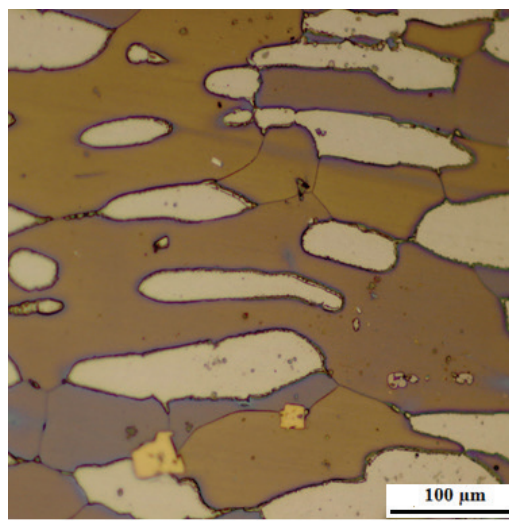
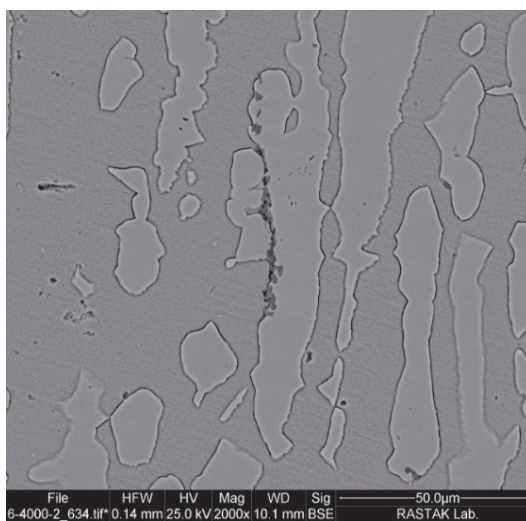
قابل ذکر است که جوانه‌زنی و تشکیل کاربید در مرز فازی فریت/آستنیت، به دلیل قرار گرفتن فاز فریت غنی از کروم در کنار فاز آستنیت غنی از کربن در مرز فازی فریت/آستنیت است و از طرفی محل مرز فازی فریت/آستنیت به دلیل بی‌نظمی بیشتر و انرژی بالاتر، محل مناسبی برای جوانه‌زنی فازهای ثانویه همچون کاربید کروم در ریزساختار است. رسوبات فازهای مخرب از نزدیک مرز فازی بین فریت و آستنیت شروع شده و سپس با افزایش زمان پیرسازی به داخل فاز فریت رشد می‌نمایند که می‌توان این گونه تفسیر نمود که



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۴. تصاویر میکروسکوپی نوری (سمت راست تصویر) و الکترونی روبشی (سمت چپ تصویر) از نمونه‌های پیرسازی در دماهای: (الف) ۷۰۰، (ب) ۸۰۰ و (ج) ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد در مدت‌زمان ۱۲۰ دقیقه

جدول ۴. حداکثر حلالیت (درصد وزنی) عناصر آلیاژی در فازهای فریت و آستنیت در فولاد زنگ‌نزن [۲۷]

عناصر آلیاژی	ساختار کریستالی	فریت (α)	آستنیت (γ)
W	BCC	۳۵	۴/۷
Mo	BCC	۳۱	۱/۷
Mn	FCC	۳/۵	۱۰۰
Cr	BCC	۱۰۰	۱۲/۵
Cu	FCC	۲/۱	۱۲
Ni	FCC	۶	۱۰۰
Si	Diamond	۱۱	۱/۷
C	-	۰/۰۳	۲/۱
N	-	۰/۱	۲/۸

رابطه (۴)

$$\alpha = \gamma_2 + \sigma$$

کاربید کروم $M_{23}C_6$ دارای مورفولوژی خاصی است که در مرز فازی فریت / آستنیت جوانه‌زنی و رشد پیدا می‌کند. رشد این کاربیدها باعث کاهش و حذف کربن محلول در فازهای زمینه می‌شود. در همان زمان‌های اولیه پیرسازی به علت غلظت پایین کربن آلیاژ، رشد آنها متوقف می‌شود. بنابراین در کنار این رسوبات کاربیدی نوع دیگری از رسوبات نیتریدی همچون CrN و Cr_2N در ریزساختار فولادهای دوفازی نیز تشکیل می‌شوند، لازم به ذکر است که در آلیاژ مورد بررسی با توجه به ترکیب شیمیایی و محدوده دمایی عملیات پیرسازی، فقط رسوب نوع Cr_2N در ریزساختار تشکیل می‌شود که دارای مورفولوژی میله‌ای شکل بوده و علاوه بر مرز فازی فریت / آستنیت در مرز دانه‌های فریت / فریت هم تشکیل می‌شوند و خواص خوردگی و مکانیکی آلیاژ را تحت تاثیر زیادی قرار می‌دهند [۵].

در شکل (۵) تصاویر مربوطه از نمونه‌های پیرسازی شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و در مدت زمان‌های ۱۵، ۶۰ دقیقه نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۵-الف) دیده می‌شود، پیرسازی فولاد دوفازی ۲۳۰۴ در مدت زمان ۱۵ دقیقه منجر به تشکیل نیتريد کروم در مرز دانه‌های فریت / فریت و تا حدودی در فصل مشترک فریت / آستنیت می‌شود. به دلیل ضریب نفوذ بالاتر عنصر بین‌نشین نیتروژن در فاز فریت و همچنین حلالیت بالاتر عنصر کروم در فاز فریت می‌توان این‌گونه بیان کرد که پیرسازی در مدت زمان‌های کوتاه، فقط منجر به تشکیل رسوب در مرز دانه‌های فریت می‌شود [۲۷، ۲۸].

بعد از ۶۰ دقیقه پیرسازی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد، یک سری رسوبات با اندازه‌های بزرگ‌تر و با پیوستگی بیشتر در فصل مشترک فریت / آستنیت مشاهده می‌شود. با انجام خط آنالیز EDS بر روی رسوبات نشان می‌دهد که پیک‌های از

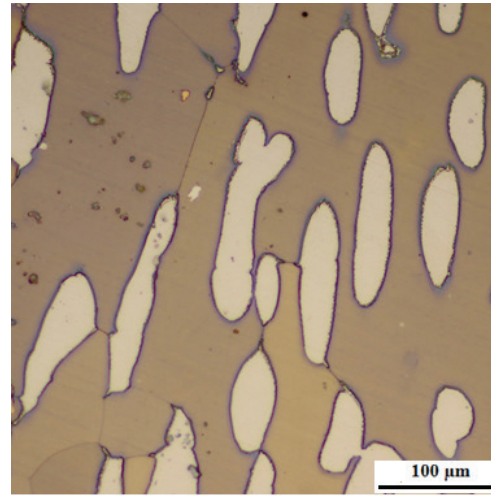
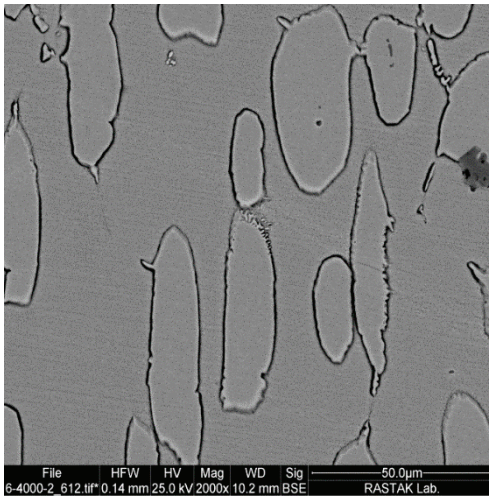
این پدیده به نوبه خود نیروی محرکه جدیدی را برای تشکیل لایه بعدی کاربید در داخل فاز فریت فراهم می‌کند. بنابراین، آستنیت ثانویه و کاربید به صورت لایه‌ای و پشت سر هم به داخل فاز فریت توسعه پیدا می‌کنند و این شرایط تا مصرف شدن تمام کربن موجود در فازها ادامه می‌یابد. علت اینکه کاربید به طور کاملاً مشخص به داخل فاز فریت رشد می‌کند، می‌تواند ناشی از حلالیت بیشتر عناصر کروم و مولیبدن با ضریب نفوذ بالا در فاز فریت با ساختار کریستالوگرافی مکعبی مرکز پر 20 (BCC) نسبت به فاز آستنیت با ساختار شبکه‌ای مکعبی مرکز وجه پر 21 (FCC) به علت تفاوت در تراکم اتمی سلول واحد آنها باشد [۲۶]. در جدول (۴) حداکثر حلالیت عناصر آلیاژی اصلی موجود در فولاد های زنگ نزن دوفازی در دو فاز فریت و آستنیت به تفکیک آورده شده است [۲۷].

در فولاد زنگ‌نزن دوفازی مورد مطالعه چون مقدار کربن در ترکیب شیمیایی آن پایین است، لذا با رشد لایه‌ای کاربید و آستنیت ثانویه و کاهش بیشتر درصد کربن، رشد کاربید $M_{23}C_6$ محدود شده و زمینه برای رشد فازهای دیگری همچون سیگما و چای غنی از کروم و مولیبدن فراهم خواهد شد. سرعت تشکیل پایین فازهای فوق در مقایسه با فاز کاربیدی، به خاطر جوانه‌زنی عقب افتاده ذاتی آنها ناشی از اختلاف جهت‌گیری شبکه‌ای با زمینه آستنیت است [۲۷، ۲۸].

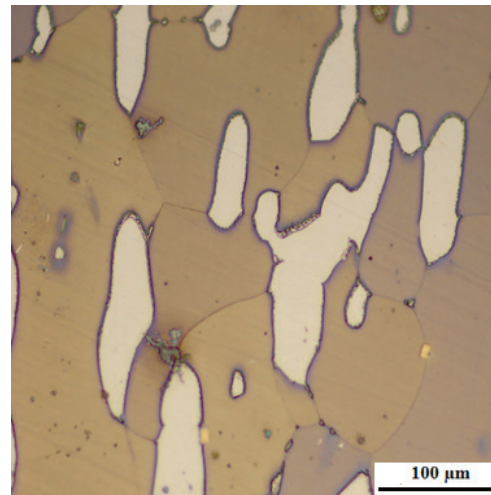
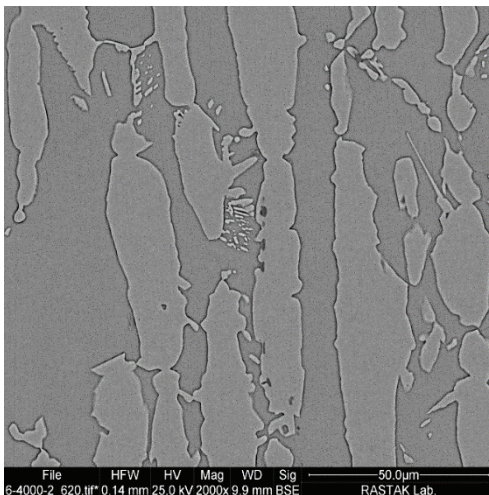
لذا واکنش یوتکتوئیدی دوم بعد از اتمام کامل رسوبات لایه‌ای کاربیدی اتفاق می‌افتد. به طوری که فاز سیگما در فصل مشترک فریت / آستنیت جوانه‌زنی کرده و به داخل فاز فریت رشد می‌نماید. در این حالت، استحاله فازی فریت به آستنیت ثانویه و فاز سیگما مشاهده خواهد شد (بر اساس رابطه ۴) [۲۸]. در طول رسوب گذاری فاز سیگما در ریزساختار، کروم جذب فاز سیگما شده و نیکل به مناطق اطراف آن پس‌زده می‌شود و در ادامه این فرایند، یک برآمدگی‌هایی از آستنیت ثانویه مستقل از رسوبات لایه‌ای، بوجود می‌آیند.

20. Body Centered Cubic

21. Face Centered Cubic



(الف)



(ب)

شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی نوری (سمت راست تصویر) و الکترونی روبشی (سمت چپ تصویر) از نمونه‌های پیرسازی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و در مدت‌زمان‌های: الف) ۱۵ و ب) ۶۰ دقیقه (تصویر مربوط به زمان ۱۲۰ دقیقه در شکل (۳-ج) ارائه شده است)

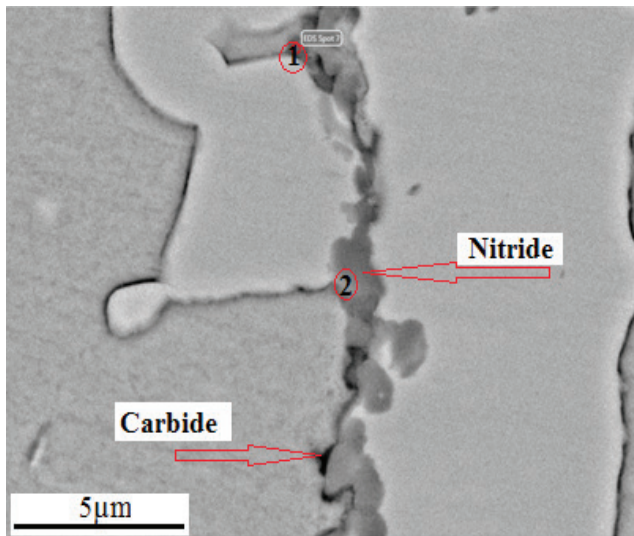
این فازهای رسوب‌گذاری شده در مرز فازی فریت/آستنیت از پیوستگی بیشتری برخوردار شده و همچنین پهنای منطقه مهاجرت مرز فازی از محل مرز فازی اولیه به محل جدید افزایش پیدا کرده است. به عبارت دیگر با بیشتر شدن زمان پیرسازی، کسر حجمی فازهای مخرب مخصوصاً فاز آستنیت ثانویه در ریزساختار بیشتر شده است.

همان‌طور که در بالا هم اشاره شد با افزایش بیشتر زمان پیرسازی در درجه حرارت ۹۰۰ درجه سانتیگراد، احتمال تشکیل رسوبات فاز سیگما بین‌دانه‌ای در مرز دانه‌های فریت/فریت و فریت/آستنیت وجود دارد که بعد از جوانه‌زنی و تشکیل، به داخل فریت اولیه رشد می‌نمایند.

نتایج ارزیابی ریزساختار نشان می‌دهد که کسر حجمی رسوبات به بیشترین مقدار خود در دمای ۹۰۰ درجه

کروم، نیتروژن، مولیبدن و کربن مشاهده می‌گردد که می‌تواند ناشی از رسوب نیتريد کروم و همچنین مقداری کمی کاربید کروم (مولیبدن) باشد.

همان‌طور که در شکل (۴-ج) هم نشان داده شد، بعد از زمان‌های طولانی پیرسازی (۱۲۰ دقیقه) و در دماهای بالاتر (۹۰۰ درجه سانتیگراد)، نیتريد‌ها علاوه بر مرز دانه فریت/فریت در مرز دانه‌های آستنیت/آستنیت هم به صورت محدود مشاهده می‌شوند و با بالا رفتن سرعت نفوذ در فریت و آستنیت، شرایط برای تشکیل ذرات نیتريدی ناپیوسته بزرگ فراهم می‌شود. برای نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای بالا و زمان‌های طولانی، یک سری رسوبات نیتريدی میله‌ای مانند در فصل مشترک فازی فریت/آستنیت نیز مشاهده می‌شوند که با افزایش بیشتر زمان پیرسازی شکل (۴-ج)



1

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.
C K	2.4	10.47	9.12
N K	0.02	0.08	0.08
MoL	22.13	12.1	321.95
TiK	38.04	41.68	793.35
CrK	8.67	8.75	131.8
MnK	0.91	0.87	12.33
FeK	25.38	23.85	314.59
NiK	2.47	2.2	25.1

2

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.
C K	3.74	15.08	14.67
N K	1.23	4.28	4.73
MoL	18.02	9.1	283.4
TiK	28.37	28.89	622.38
CrK	11.6	10.81	190.99
MnK	1.38	1.22	19.86
FeK	33.37	28.95	428.85
NiK	2.3	1.89	23.68

شکل ۶. آنالیز شیمیایی رسوبات مخرب در دمای پیرسازی ۹۰۰ درجه و مدت زمان ۱۲۰ دقیقه در مرز فاز فريت و آستنیت (نقطه ۱ کاربید کروم غنی از تیتانیوم و مولیبدن نقطه ۲ کربونیتريد کروم غنی از تیتانیوم و مولیبدن)

بر آنالیز شیمیایی نشان داده شده در شکل (۶)، مشخص است که فاز کاربیدی نسبت به فاز نیتريدی چون جذب انرژی بیشتری را دارند در تصویر میکروسکوپ الکترونی نسبت به فاز نیتريدی تیره تر دیده می شوند. مطابق جدول (۵)، داده های سختی سنجی نشان می دهد که کمترین میزان سختی مربوط به ریزساختار آنیل انحلالی بدون عملیات پیرسازی با سختی آن مقدار ۲۹۷ ویکرز است. از طرف دیگر در هر دمای پیرسازی، با افزایش بیشتر زمان پیرسازی از ۱۵ دقیقه تا ۱۲۰ دقیقه، میزان سختی افزایش می یابد. این تغییرات نتیجه افزایش کسر حجمی فازهای ثانویه با افزایش مدت زمان نگهداری است که با تصاویر میکروسکوپی

سانتیگراد می رسد. در این دما با افزایش زمان پیرسازی، نرخ افزایش کسر حجمی رسوبات و فازهای ثانویه، کاهش یافته و تا حد زیادی در این دما، رسوباتی که محدوده پایداری آنها دماهای پایین تری هستند در ریزساختار حل می شوند. به طوری که با افزایش بیشتر درجه حرارت، میزان حلالیت این فازهای غنی از کروم و مولیبدن در ریزساختار بیشتر شده و باعث کاهش شیب غلظتی عناصر آلیاژی در مناطق مختلف ریزساختار می شود و مناطق فقیر از کروم و مولیبدن در ریزساختار کاهش می یابد که در نهایت منجر به افزایش مقاومت به خوردگی حفره ای^{۲۲} و تنش^{۲۳} در فولادهای زنگ نزن دوفازی در دماهای پیرسازی بالاتر از ۹۰۰ درجه سانتیگراد یا آنیل خواهد [۳۰، ۲۹].

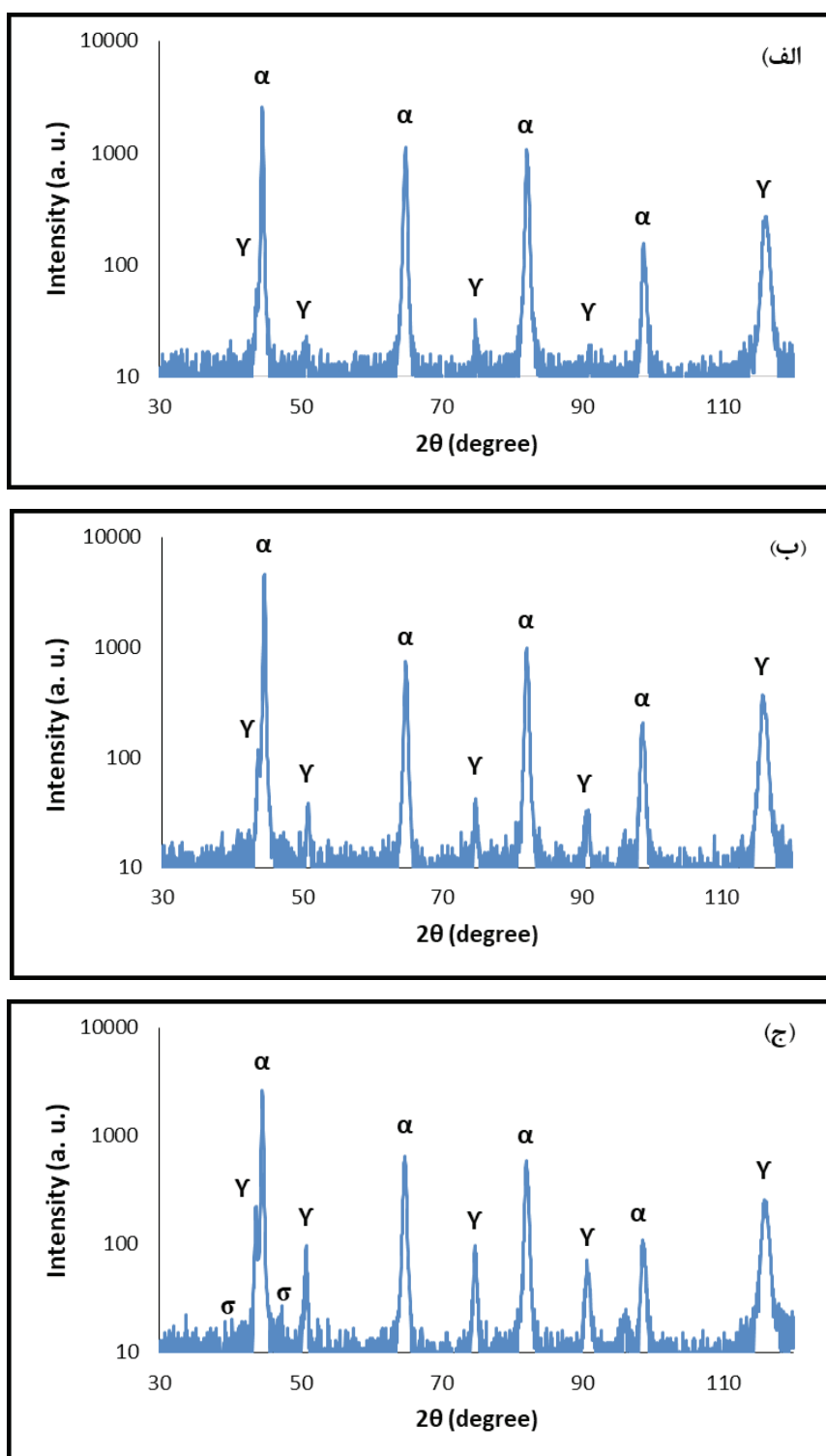
جدول ۵. سختی نمونه های آنیل انحلالی شده اولیه (SA00) و پیرسازی شده (AGXY) در شرایط دمایی و زمانی مختلف

ردیف	کد نمونه	متوسط سختی (HV ₁₀)
۱	AG71	۳۱۲
۲	AG72	۳۳۵
۳	AG73	۳۳۸
۴	AG81	۳۵۰
۵	AG82	۳۶۵
۶	AG83	۳۸۰
۷	AG91	۳۴۰
۸	AG92	۳۵۶
۹	AG93	۳۶۰
۱۰	SA00	۲۹۷

شکل (۶) تصویر میکروسکوپی الکترونی روشی به همراه آنالیز EDS نمونه پیرسازی شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد و مدت زمان ۱۲۰ دقیقه را نشان می دهد. همان طور که دیده می شود، در این شرایط پیرسازی، فازهای مخرب از پیوستگی بالاتری برخوردار هستند، همچنین نشان می دهد که با افزایش زمان پیرسازی، تعدادی از فازهای ثانویه که دارای اندازه کوچک تری نسبت به بقیه هستند با گذشت بیشتر زمان به فازهای مخرب دیگر چسپیده و از پیوستگی بیشتری برخوردار می شوند و باعث کاهش بیشترین مقدار انرژی ضربه در ریزساختار شود. با انجام آنالیز EDS بر روی این فازهای مخرب که در تصویر نشان داده شده است، مشخص است که دو نوع فاز مخرب کاربید کروم (تیره) غنی از تیتانیوم و مولیبدن (نقطه ۱) و فاز نیتريد کروم (روشن تر) غنی از تیتانیوم و مولیبدن (نقطه ۲) در ریزساختار وجود دارد. علاوه

22. . Pitting Corrosion

23. . Stress Corrosion Cracking



شکل ۷. نمودارهای XRD فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ پیرسازی شده در دماهای: (الف) ۷۰۰، (ب) ۸۰۰ و (ج) ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد در مدت‌زمان ۱۲۰ دقیقه

سری از رسوبات ناپایدار در ریزساختار حل شده و از طرف دیگر کسر حجمی آستنیت ثانویه (فاز با سختی کمتر نسبت به فریت) افزایش یافته است که این عوامل سبب کاهش سختی در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد (۳۶۰ ویکرز) نسبت

در شکل‌های (۴) و (۵) مطابقت دارد. بیشترین سختی در دمای پیرسازی ۸۰۰ درجه سانتیگراد و مدت زمان نگهداری ۱۲۰ دقیقه (AG83) اتفاق افتاده است و این نشان می‌دهد که با افزایش دمای پیرسازی تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد، یک

مرتبط دانست. به بیان دیگر می‌توان گفت که با انجام عملیات پیرسازی در دماها و زمان‌های مختلف و ایجاد تغییرات ریزساختار، پاسخ‌های الکترومغناطیسی متفاوتی دریافت می‌شود [۳۱-۳۳]. در بخش‌های قبل هم به ارتباط بین تغییرات ریزساختاری و سختی با متغیرهای عملیات پیرسازی در نمونه‌ها اشاره شده است. در این بخش ارتباط این دو ویژگی متالورژیکی با خواص الکترومغناطیسی مورد ارزیابی و تحلیل قرار می‌گیرد.

با افزایش زمان پیرسازی در هر دمای مشخص، میزان مقاومت الکتریکی نمونه‌ها افزایش می‌یابد که می‌تواند ناشی از تشکیل رسوب و افزایش کسر حجمی فازهای ثانویه غیرمغناطیس در نمونه‌ها باشد که با افزایش بیشتر زمان، کسر حجمی فازهای ثانویه در ریزساختار تغییر نموده و با وجود آمدن این تغییرات، مقاومت در برابر حرکت دیواره حوزه‌های مغناطیسی افزایش یافته و از تحرک آنها کاسته می‌شود. لذا شاخص مقاومت الکتریکی نمونه‌ها افزایش می‌یابد (افزایش RX) [۳۴].

از طرفی با افزایش زمان نگهداری در دمای پیرسازی و بیشتر شدن کسر حجمی فازهای ثانویه، مقاومت القایی نمونه‌ها کاهش یافته است. این را می‌توان این‌گونه بیان کرد که با تشکیل فازهای ثانویه در مرز فازی/آستنیت و همراه با اعمال میدان مغناطیسی، دیواره حوزه‌های مغناطیسی توسط این رسوبات پین می‌شوند و موبیلیتی و حرکت آنها در ریزساختار کاهش پیدا می‌کند. بنابراین برای ردیف کردن حوزه‌های مغناطیسی و غلبه بر این موانع، شدت میدان مغناطیسی بزرگ‌تری لازم است [۱۷، ۳۵]. تشکیل فازهای ثانویه پارامغناطیس همچون کاربید، نیتريد، فاز سیگما و آستنیت ثانویه در ریزساختار، کاهش نفوذپذیری مغناطیسی را به همراه خواهد داشت که طبق رابطه (۵) با میزان ضریب خودالقایی در ارتباط هستند.

رابطه (۵)

$$L = \mu N^2 A / l$$

همان‌طور که از روی رابطه (۵) مشخص است با کاهش μ (نفوذپذیری مغناطیسی) مقدار ضریب خودالقایی L کاهش یافته و این کاهش مقدار ضریب خودالقایی، منجر به کاهش مقاومت القایی (X_L) طبق رابطه (۶) می‌شود.

رابطه (۶)

$$X_L = 2\pi fL$$

با تشکیل این فازهای ثانویه همچون کاربید و نیتريد و همچنین فازهای سیگما در ریزساختار مقدار مقاومت اهمی (R_x) افزایش پیدا می‌کند. مقدار امپدانس طبق رابطه (۱) با مقاومت اهمی و مقاومت القایی در ارتباط هستند.

به دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد (۳۸۰ ویکرز) مخصوصاً در مدت زمان‌های پیرسازی بالا (۱۲۰ دقیقه) می‌شود.

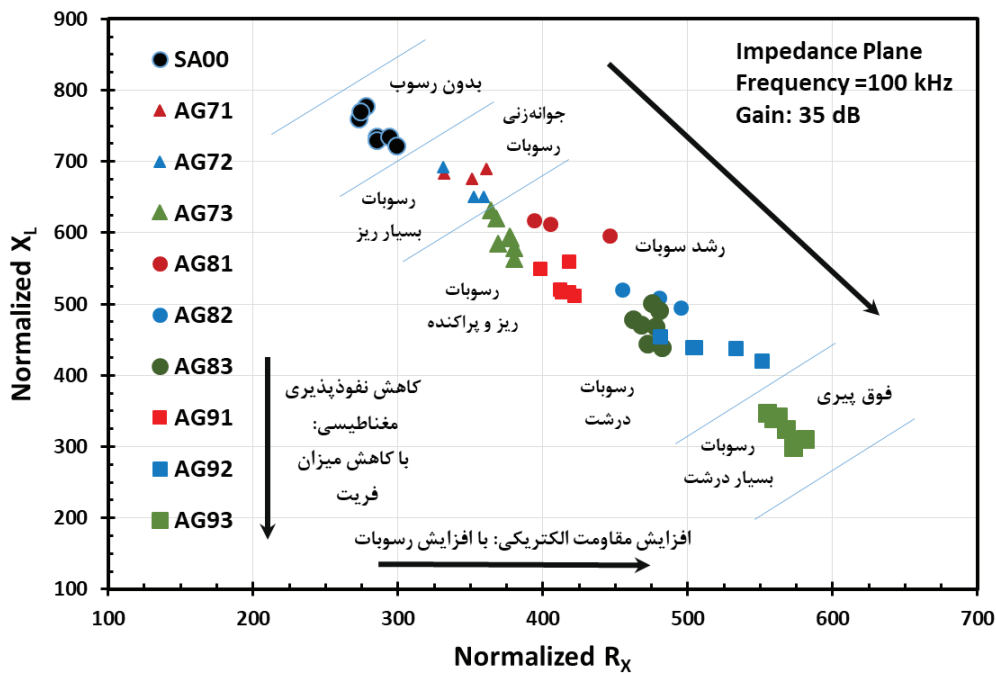
شکل (۷) نمودارهای XRD نمونه‌های پیرسازی شده در دماهای ۷۰۰، ۸۰۰ و ۹۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. فقط دو پیک اصلی مربوط به فاز فریت و آستنیت در الگوی پراش مشاهده می‌شود و دیگر پیک‌ها خیلی کوچک هستند و همچنین نشان می‌دهد که به غیر از پیک‌های کوچک فاز سیگما که در شکل (۷-ج) نشان داده شده است، کسر حجمی رسوبات مختلف در ریزساختار، پایین‌تر از حد تفکیک اندازه‌گیری با این روش است. لذا برای بررسی‌های بیشتر رسوبات مخرب از میکروسکپ الکترونی روبشی استفاده شد.

الگوی پراش اشعه ایکس در شکل (۷) این فرضیه را تایید می‌کند که با افزایش بیشتر دمای پیرسازی، کسر حجمی فاز فریت کاهش یافته و پیک مربوط به فاز آستنیت مقداری افزایش را نشان می‌دهد. این افزایش می‌تواند ناشی از تشکیل فاز آستنیت ثانویه با افزایش دمای پیرسازی باشد. چون این آستنیت، شبیه آستنیت اولیه بوده و فقط مقداری عناصر آلیاژی در آنها متفاوت است، لذا در الگوی پراش، کاهش قابل ملاحظه‌ای در کسر حجمی آستنیت مشاهده نمی‌شود در حالی که کسر حجمی فریت با تشکیل فازهای ثانویه و پیشرفت آنها با داخل فاز فریت یک روند کاهشی را نشان می‌دهد که در شکل (۷-ج) از روی شدت پیک‌های مربوط به دو فاز فریت و آستنیت به خوبی این مساله نمایان است. به طوری که مقدار شدت پیک آستنیت بر روی صفحه اتمی (۲۲۰) در نمونه AGY۳ از مقدار ۳۲ به مقدار عددی ۸۲ بر روی همین صفحه اتمی در نمونه AG۹۳ افزایش پیدا کرده است.

بررسی الکترومغناطیسی ریزساختار: نقشه امپدانس

نقشه امپدانس نمونه‌های مختلف حاصل از آزمایش جریان گردابی در فرکانس ۱۰۰ kHz در شکل (۸) نشان داده شده است (این تصویر بازسازی شده تصویر نمایشگر دستگاه است). در این تصویر موقعیت مکانی هر نمونه (مختصات نقطه‌ای) با چندین بار تکرار به صورت شکل -رنگ مشخص است. مختصات دو بعدی هر نقطه معرف دو شاخص R_x (محور افقی) و X_L (محور عمودی) است (مطابق شکل ۲-ب). متوسط این داده‌ها و سایر شاخص‌های حاصل از آنها در جدول (۶) ارائه شده است و آنها را می‌توان با داده‌های اندازه‌گیری سختی در جدول (۵) مقایسه کرد.

مطابق شکل (۸) مشاهده می‌شود که در صفحه نمایش دستگاه (نقشه امپدانس) موقعیت مکانی هر نمونه متفاوت است. به عبارت دیگر، هر نمونه دارای خواص الکترومغناطیسی متفاوتی است. این تفاوت در خواص الکترومغناطیسی را می‌توان به تغییرات متالورژیکی اتفاق افتاده در ریزساختار



شکل ۸. نقشه امپدانس نمونه‌ها پیرسازی شده در دماها و زمان‌های مختلف و ناحیه‌گذاری آن بر اساس اندازه رسوبات و مکانیزم تشکیل آنها (دقت شود که موقعیت هر نمونه با چندین تکرار به صورت شکل و رنگ مشخص شده است)

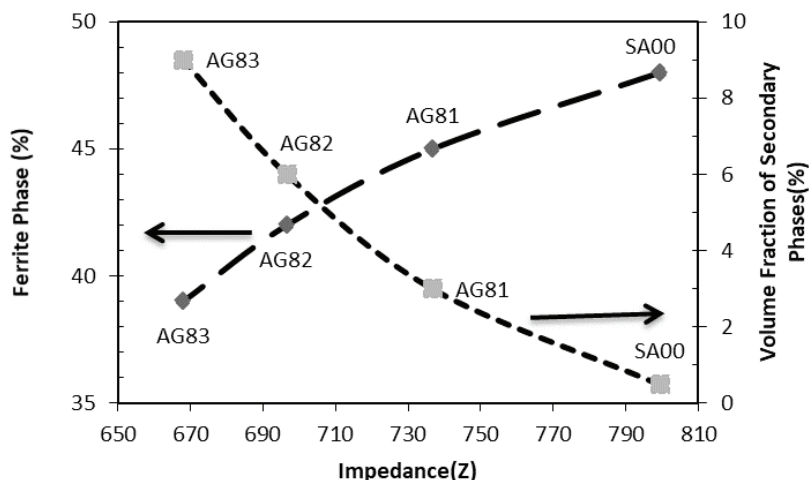
جدول ۶. نتایج داده‌های آزمایش الکترومغناطیسی جریان گردابی در فرکانس ۱۰۰ kHz

شاخص الکترومغناطیس (مقادیر بدون بعد هستند)						کد نمونه	ردیف
Z (امپدانس)		XL (مقاومت القایی)		RX (مقاومت اهمی)			
متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار		
۷۶۶/۵	۸/۶	۶۸۳/۰	۵/۷	۳۴۸/۰	۱۲/۰	AG71	۱
۷۴۹/۷	۱۲/۳	۶۶۴/۳	۱۹/۶	۳۴۷/۳	۱۱/۹	AG72	۲
۷۰۲/۷	۱۶/۱	۵۹۵/۱	۲۲/۰	۳۷۳/۷	۶/۱	AG73	۳
۷۳۶/۸	۵/۴	۶۰۸/۳	۹/۰	۴۱۵/۰	۲۲/۴	AG81	۴
۶۹۶/۶	۴/۲	۵۰۸/۰	۱۰/۲	۴۷۶/۷	۱۶/۵	AG82	۵
۶۶۸/۱	۱۴/۷	۴۷۱/۰	۲۰/۹	۴۷۳/۹	۶/۶	AG83	۶
۶۷۱/۷	۱۳/۳	۵۲۹/۳	۱۸/۵	۴۱۳/۵	۷/۷	AG91	۷
۶۷۶/۰	۱۲/۵	۴۳۸/۴	۱۱/۱	۵۱۴/۶	۲۴/۶	AG92	۸
۶۵۴/۴	۳/۶	۳۳۰/۶	۱۷/۶	۵۶۴/۷	۹/۱	AG93	۹
۷۹۹/۳	۱۶/۳	۷۴۷/۱	۲۰/۲	۲۸۴/۰	۹/۱	SA00	۱۰

است [۳۶،۳۵]. چون تأثیر این کاهش مقاومت القایی بیشتر از افزایش شاخص مقاومت الکتریکی است، لذا برای در هر دمای پیرسازی مشخص با افزایش زمان، مقدار امپدانس کاهش پیدا می‌کند که در شکل (۸) این مورد به‌خوبی نشان داده شده است.

با افزایش بیشتر زمان عملیات پیرسازی، کسر حجمی فازهای غیرمغناطیس در ریزساختار افزایش می‌یابد و این

همان طور که از شکل (۸) مشخص است، مقدار امپدانس (Z)، با افزایش زمان پیرسازی کاهش پیدا می‌کند و این کاهش مقدار امپدانس می‌تواند به این دلیل باشد که کاهش میزان مقاومت القایی خیلی بیشتر از افزایش مقاومت الکتریکی بر روی مقدار امپدانس خروجی اثر می‌گذارد. لذا می‌توان این‌گونه بیان کرد که در آلیاژهای فرومغناطیس، تأثیر میزان نفوذپذیری مغناطیسی خیلی بیشتر از مقاومت الکتریکی



شکل ۹. تغییرات مقادیر امپدانس در حالت آنیل انحلالی و دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف بر حسب کسر حجمی فاز فریت و فازهای ثانویه

فریت (فرومگناطیس) منجر به کاهش امپدانس اندازه‌گیری شده می‌شود. لذا با این تفاسیر می‌توان میزان کاهش مقدار امپدانس را به افزایش میزان کسر حجمی فازهای ثانویه مرتبط دانست. از طرفی باید به این نکته نیز توجه نمود که تغییرات امپدانس ناشی از تغییر در خاصیت نفوذپذیری مغناطیسی هر کدام از فازها است در نتیجه با افزایش زمان پیرسازی و کاهش نفوذپذیری مغناطیسی، مقدار شاخص جریان گردابی (امپدانس) نیز به تبع آن کاهش می‌یابد. مشابه این موارد همچون تشکیل فازهای ثانویه در ریزساختار و کاهش میزان امپدانس، در انواع فولادهای زنگ‌نزن دوفازی دیگر نیز آمده است [۳۷].

۴. نتیجه‌گیری

- تغییرات ریزساختاری در اثر پیرسازی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ شامل کاهش میزان فریت و جوانه‌زنی و رشد رسوبات Cr_2N , $M_{23}C_6$ و آستنیت ثانویه (γ_2) در مرز فازی آستنیت و فریت و به سمت داخل دانه‌های فریت است. این پدیده با افزایش دما و زمان تشدید می‌شود.
- بیشترین مقدار تغییرات ریزساختاری مربوط به نمونه پیرسازی شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و مدت ۱۲۰ دقیقه است.
- سختی با ایجاد رسوبات مخرب از ۲۹۷ ویکرز در نمونه پیرسازی نشده تا حداکثر ۳۸۰ ویکرز (۲۷/۵ درصد) افزایش می‌یابد که مربوط به نمونه پیرشده در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۲۰ دقیقه است. با افزایش بیشتر دما تا ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد، سختی مقداری کاهش می‌یابد. با افزایش زمان در هر دما، سختی افزایش می‌یابد.

افزایش فازهای غیرمغناطیس باعث کاهش بیشتر در مقاومت القایی و افزایش بیشتر در میزان مقاومت اهمی ریزساختار می‌شود. در شکل (۹) تغییرات میزان امپدانس نمونه‌ها در حالت آنیل انحلالی و نمونه‌های پیرسازی شده در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و در مدت زمان‌های مختلف پیرسازی ۱۵، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه نشان داده شده است.

همان‌طور که مشخص است با کاهش کسر حجمی فاز فریت و افزایش کسر حجمی فازهای ثانویه، مقدار امپدانس کاهش پیدا می‌کند به طوری که مقدار عددی آن از حدود ۸۰۰ در حالت آنیل انحلالی به مقدار عددی ۶۶۸ در نمونه پیرسازی در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان طولانی ۱۲۰ دقیقه (AG83) می‌رسد که در این شرایط حدود ۳۹ درصد میزان کسر حجمی فاز فریت در ریزساختار است. در فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴، دو فاز فریت (α) فرومگناطیس و فاز آستنیت (γ) غیرمغناطیس (پارامغناطیس) قرار گرفته است که با افزایش زمان پیرسازی مقداری فاز مخرب با خاصیت پارامغناطیسی در ریزساختار به وجود می‌آید. همان‌طور که در شکل‌های (۴)، (۵) و (۶) نشان داده شد، این فازهای مخرب همچون کاربید کروم ($Cr_{23}C_7$)، نیتريد کروم (Cr_2N) و آستنیت ثانویه (γ_2)، (همگی دارای خواص غیرمغناطیسی هستند) در مرز دانه‌ها و مرزهای فازی ریزساختار، جوانه‌زنی نموده و با افزایش بیشتر دما و زمان نگه‌داری، به داخل فاز فریت (فاز فرومغناطیس) رشد می‌کردند. تشکیل این فازهای مخرب در داخل فاز فریت، منجر به کاهش کسر حجمی فاز فریت الکترومغناطیس در ریزساختار می‌شود، به طوری مقدار آن در حالت آنیل انحلالی از مقدار ۴۸ درصد (کسر حجمی) به مقدار حدودی ۳۶ درصد (کسر حجمی) در دمای پیرسازی ۹۰۰ و مدت زمان نگه‌داری ۱۲۰ دقیقه (AG93) می‌رسد که این کاهش کسر حجمی فاز

References

- [1] A. Tahchieva, N. Llorca-Isern, J.-M. Cabrera, Duplex and superduplex stainless steels: microstructure and property evolution by surface modification processes, *Metals (Basel)*. 9 (2019) 347.
- [2] R. Badji, N. Kherrouba, B. Mehdi, B. Cheniti, M. Bouabdallah, C. Kahloun, B. Bacroix, Precipitation kinetics and mechanical behavior in a solution treated and aged dual phase stainless steel, *Mater. Chem. Phys.*, 148, (2014), 664-672.
- [3] M. Yang, YC. Chen, CH. Chen, WP. Huang, D-Y. Lin, Microstructural characterization of $\delta/\gamma/\sigma/\gamma_2/\chi$ phases in silver-doped 2205 duplex stainless steel under 800°C aging, *J. Alloys Compd*, 633, (2015), 48-53.
- [4] C. Gennari, L. Pezzato, E. Piva, R. Gobbo, I. Calliari, Influence of small amount and different morphology of secondary phases on impact toughness of UNS S32205 Duplex Stainless Steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 729 (2018) 149-156.
- [5] J.Y. Maetz, T. Douillard, S. Cazottes, C. Verdu, X. Kleber, M23C6 carbides and Cr2N nitrides precipitation in aged duplex stainless steel: A SEM, TEM and FIB tomography investigation, *Micron*, 84, (2016), 43-53.
- [6] A.D. C. Rocha, M.C.L. Areiza, S.S. Tavares, J.M.A. Rebello, Microstructural evaluation of a lean duplex UNS S32304-X-ray diffraction and scanning electron microscopy techniques correlated with eddy current testing, *Annual Meeting Supplemental Proceedings TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) TMS*, (2014), 741-749.
- [7] K.W. Chan, S. C. Tjong, Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steels, *Materials*, 7, (2014), 5268-5304.
- [8] C. Ornek, J. Walton, T. Hashimoto, T.L. Ladwein, S.B. Lyon, D.L. Engelberg, Characterization of 475 °C embrittlement of duplex stainless steel microstructure via scanning kelvin probe force microscopy and magnetic force microscopy, *J. Electrochem. Soc.* 164 (2017), 207-217.
- [9] C. Camerini, R. Sacramento, M. C. Areiza, A. Rocha, J. M. Rebello, Pereira G., Eddy current techniques for super duplex stainless steel characterization, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 388, (2015), 96-100.
- [10] M.C.L. Areiza, R. Sacramento, R. Sommer, D. Gonzalez and J.M.A. Rebello, Understanding sigma phase influence on the magnetic behavior of duplex stainless steel, (Paper presented at the 16th International Workshop on Electromagnetic Non-destructive Evaluation, ENDE2011. Chennai, India), March, (2011).
- [11] D.D.S. Silva, J.M.B. Sobrinho, C.R. Souto, R.M. Gomes, Application of electromechanical impedance technique in the monitoring of sigma phase embrittlement in duplex stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*. (2020), 139457.
- [12] Y. Kelidari, M.Kashefi, M.Mirjalili, M.Seyedi, T.W. Krause. Eddy current technique as a nondestructive method for evaluating the degree of sensitization of 304 stainless steel. *Corrosion Science* 173 (2020), 108742.

۴- ارزیابی نمونه‌های پیرسازی شده با روش الکترومغناطیسی نشان داده است که یک رابطه خطی بین تغییرات شاخص‌های مقاومت القایی و مقاومت اهمی وجود دارد. با تشدید فرایند پیری، شاخص مقاومت القایی و امپدانس کاهش و در مقابل شاخص مقاومت اهمی افزایش می‌یابد.

۵- نمایش پاسخ‌های الکترومغناطیسی آزمایش جریان گردابی به صورت نقشه امپدانس و ترکیب آن با تغییرات ریزساختاری می‌تواند روشی برای تعیین وضعیت شدت میزان پیری در ریزساختار فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ در مقایسه با نمونه پیرسازی نشده باشد.

۶- از آزمون الکترومغناطیسی جریان گردابی می‌توان به عنوان یک روش غیرمخرب ارزیابی ریزساختار فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و کنترل کیفیت محصولات آنها در مدت‌زمان‌های کوتاه‌تر و سرعت بالاتر استفاده نمود.

تقدیر و تشکر

نویسندگان مقاله از مدیریت محترم شرکت فولاد اسفراین بابت حمایت‌های مناسب برای اجرای این تحقیق صمیمانه سپاس‌گزاری می‌نمایند.

- [13] J.D. Angelo, A. Bennecer, P. Picton, S. Kaczmarczyk, A. Soares. Eddy current analysis of shipped stainless steel heat exchanger bundle, *Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation* 6, (2016), 89-93.
- [14] M. Bohacova, Detection of imperfections on internal surface of super-duplex stainless steel tubes designated for oil and gas exploration by means of eddy current method, 11th European Conference on Non-Destructive Testing, ECNDT, (2014).
- [15] T. Liu, W. Wang, W. Qiang, G. Shu. Mechanical properties and eddy current testing of thermally aged Z3CN20.09M cast duplex stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 501, 1, (2018), 1-7.
- [16] K.K. Nezhad, S. Kahrobaee, I.A. Akhlaghi,. Application of magnetic hysteresis loop method to determine prior austenite grain size in plain carbon steels. *J. Magn. Magn. Mater.* 324(23), (2019), 4090-4093.
- [17] S. Kahrobaee, H. Norouzi Sahraei, I. Ahadi Akhlaghi,. Non-destructive characterization of microstructure and mechanical properties of heat treated H13 tool steel using magnetic hysteresis loop methodology. *Res. Nondestruct. Eval.* 30(1), (2019), 1-13.
- [18] A. Asadi, M. Abbasi, M. Shamgholi, Eddy current detection of retained austenite in Ni-hard4 cast iron, *Research in Nondestructive Evaluation*, 29, (2018), 38-47.
- [19] G. Straffelini, S. Baldo, I. Calliari, E. Ramous, Effect of aging on the fracture behavior of lean duplex stainless steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40, 11, (2009), 2616-2621.
- [20] J. García, J. Gómez, E. Vázquez, Non-destructive techniques based on eddy current testing, *Sensors*, 11, (2011), 2525-2565.
- [21] Eddy Current Testing at Level 2: Training guidelines for non-destructive testing, Vienna, International Atomic Energy Agency, (2011), 99-111.
- [22] Z. Zhang, Dong Han, Yiming Jiang, Chong Shi, Jin Li, Microstructural evolution and pitting resistance of annealed lean duplex stainless steel UNS S32304. *Nuclear Engineering and Design* 243, (2012), 56-62.
- [23] J. Maetz, S. Cazottes, C. Verdu, X. Kleber, Precipitation and phase transformations in 2101 lean duplex stainless steel during isothermal aging, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, (2016), 239-253.
- [24] I. Mészáros, B. Bögre, Complex study of eutectoidal phase transformation of 2507-type super-duplex stainless steel, *Materials*, 12, 13, (2019), 1-19.
- [25] A.J. Ramirez, J.C. Lippold, S.D. Brandi. The relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite precipitation in Duplex Stainless Steels. *Metallurg. Mater. Trans. A*, 34A, (2003), 1575-1596.
- [26] M. Knyazeva, M. Pohl, Duplex Steels. Part II: Carbides and Nitrides, *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 2, (2013), 343-351.
- [27] H. Berns, W. Theisen, in *Ferrous Materials-Steel and Cast Iron*, Springer, Berlin, (2008) 47 & 322.
- [28] Y. Ohmori, K. Nakai, H. Ohtsubo, Y. Isshiki, Mechanism of Widmannstatten austenite formation in a a/c-duplex phase stainless steel, *ISIJ Int.* 35, 8, (1995), 969-975.
- [29] D. Zou, Y. Han, W. Zhang, G. Fan. Phase transformation and its effects on mechanical properties and pitting corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel, *J. of Iron and Steel Research Inter.*, 17, 11, (2010), 67-72.
- [30] EM. Silva, JP. Leite, FA. França Neto, JP. Leite, WML. Fialho, VHC. Albuquerque, JMRS, Tavares, Evaluation of the Magnetic permeability for the microstructural characterization of a duplex stainless steel, *Journal of Testing and Evaluation*, 44, 3,(2014), 44.
- [31] S. Topolska., B. Labanovski, Effect of microstructure on impact toughness of duplex and super duplex stainless steels, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 36, (2009), 142-149.
- [32] A. Asadi, M. Abbasi, M. Shamgholi, Nondestructive evaluation of microstructure of wear resistance Ni-hard4 cast iron by eddy current technique, *Metallurgical Engineering*, 18, 59, (2016) 34-43.
- [33] S. Ghanei, M. Kashefi, M. Mazinani, Comparative study of eddy current and Barkhausen noise nondestructive testing methods in microstructural examination of ferrita-martensite dual-phase steel, *J. Magn. Mater.*, 356, (2014), 103-110.
- [34] L. K. Kogan, A.P. Nichipuruk, L.D. Gavrilova, Effect of the carbon content on the magnetic and electric properties of thermally treated carbon steels and the possibilities of testing the quality of tempering of articles produced from them via the eddy current method, *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 42 (2006), 616-629.
- [35] M. Sheikh Amiri, M. Kashefi, Application of eddy current nondestructive method for determination of surface carbon content in carburized steels, *NDT & E Int.* 42 (2009) 618-621.
- [36] S. Kahrobaee, M.S.Haghighi, I.A.Akhlaghi, Improving non-destructive characterization of dual phase steels using data fusion, *J. Magn. Magn. Mater.*, 458, (2018), 317-326.
- [37] S.S.M. Tavares, J.M. Pardal, J.L. Guerreiro, A.M. Gomes, M.R. Da Silva, Magnetic detection of sigma phase in duplex stainless steel UNS S31803, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 322, (2010), 29-33.