



Semnan University

Journal of Modeling in Engineering

Journal homepage: <https://modelling.semnan.ac.ir/>

ISSN: 2783-2538



Research Article

Investigation of Failure Factors for Sidewalls in Pallet Cars of Pelletizing Factory Furnaces

M. J. Mahmoodabadi^{a,*}, M. Pourgharibshahi^b, S. Khani Paraki^c

^a Department of Mechanical Engineering, *Sirjan University of Technology*, Sirjan, Iran

^b Department of Chemical and Metallurgical Engineering, *Sirjan University of Technology*, Sirjan, Iran

^c Department of Mechanical Engineering, *University of Guilan*, Rasht, Iran

PAPER INFO

Paper history:

Received: 2024-03-13

Revised: 2024-05-12

Accepted: 2024-10-19

Keywords:

Oxidation;
metallurgical
transformation;
sidewall;
pallet car;
pelletizing;
Premature failure;

ABSTRACT

This study investigates the premature failure of the sidewalls related to a sintering pallet car of pelletizing plant of Gol-e-Gohar Mining and Industrial Company, Sirjan, Iran. At first, the extent of failure and the distribution pattern of common defects of the sidewalls are investigated through visual inspections. In this regard, the quality of the walls is classified in five different levels, and more than half of the existing side walls are randomly examined at different time intervals. According to the amount of the damage, they are regarded into one of the defined levels. Then, by performing tensile and stiffness tests, the mechanical specifications of three specimens of the sidewalls are extracted and presented. Next, the chemical analyses of the three samples are determined via quant metric tests and the results along with the standard ranges of the relevant alloy are compared. Some thermal tests are implemented on the samples to investigate the temporal oxidation reactions of the regarded alloys. To study the microstructures of the samples, including the type of granulation and chemical composition of different phases, metallographic tests are employed, and the results are represented in the form of images. In addition, the effects of other factors such as fuel consumed by burners as well as operating conditions on the life of the part are discussed. Finally, the data obtained by the mentioned experiments are analyzed in details, and the effects of the different factors on the premature failure of the side walls of the pelletizing machines are discussed.

DOI: <https://doi.org/>

© 2024 Published by Semnan University Press.

This is an open access article under the CC-BY 4.0 license. (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

* Corresponding author.

E-mail address: [email of corresponding author](#)

How to cite this article:

بررسی علل خرابی دیواره جانبی واگن‌های کوره کارخانه گندله‌سازی

محمدجواد محمودآبادی^{۱*}، محمدپور غریبشاهی^۲ و سعید خانی پرکی^۳

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت مقاله: ۱۴۰۲/۱۲/۲۰	
بازنگری مقاله: ۱۴۰۳/۰۶/۲۰	
پذیرش مقاله: ۱۴۰۳/۰۷/۱۵	
واژگان کلیدی:	
اکسیداسیون،	این پژوهش به بررسی علل خرابی دیواره‌های جانبی (سایدوال‌های) مربوط به واگن‌های (پالت
استحاله متالورژیکی،	کارهای) کارخانه گندله‌سازی شماره ۲ شرکت معدنی و صنعتی گل‌گهر سیرجان می‌پردازد. بدین
دیواره جانبی،	منظور، ابتدا به بررسی میزان خرابی و الگوی پراکندگی عیوب متدوال در سایدوال‌ها به کمک
واگن گندله‌سازی،	بازرسی چشمی پرداخته شده است. در این بازرسی، کیفیت دیواره‌ها در پنج سطح مختلف طبقه-
خرابی زود هنگام،	بندی و دیواره‌های بیش از نیمی از ماشین‌های پخت موجود به صورت تصادفی در بازه‌های زمانی
	متفاوت بررسی و بنابر میزان تخریب دسته‌بندی شده‌اند. سپس، با انجام آزمایشات کشش و سختی،
	مشخصات مکانیکی دو نمونه سایدوال خریداری شده از دو شرکت ایرانی و یک نمونه کارکرده
	استخراج و ارائه شده‌است. در ادامه، ترکیب شیمیایی نمونه‌ها با انجام آزمایشات کوانتومتری بر
	روی سه نمونه فولاد مورد نظر تعیین و نتایج آنالیز به همراه محدوده استاندارد آلیاژ مربوطه به
	صورت کمی بیان شده‌است. همچنین، به منظور بررسی زمانی واکنش‌های اکسیداسیون آلیاژهای
	موجود، آنالیز حرارتی روی نمونه‌ها انجام شده‌است. علاوه بر این، به منظور بررسی ریزساختار نمونه-
	ها، اعم از نوع دانه‌بندی و ترکیب شیمیایی فازهای مختلف تست‌های متالوگرافی انجام و نتایج
	حاصل در قالب تصاویر ارائه شده است. حضور لایه پیوسته کاربید کروم در سایدوال‌های ریخته
	گری شده و همچنین تجزیه اسپینودال آستنیت زمینه در اثر کارکرد طولانی مدت در دمای بالا
	عامل اصلی تردی و شکست زود هنگام سایدوال تشخیص و برخی اقدامات اصلاحی پیشنهاد شده
	است.

DOI: <https://doi.org/>

© 2024 Published by Semnan University Press.

This is an open access article under the CC-BY 4.0 license. (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

۱- مقدمه^۱

۲۴-۲۸٪ کروم حضور دارد و از استحکام بالا و مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون برخوردار است. بر اساس استاندارد HH-type 11 ASTM A447-11 [۱]، این فولاد در دو نوع HH-type I (فریتی-آستنیتی) و HH-type II (آستنیتی) عرضه می‌شود که بسته به عملکرد مورد نیاز یکی بر دیگری ترجیح داده می‌شود.

بخش فوقانی دیواره‌های ماشین پخت (پالت‌کار) در کوره های کارخانه گندله‌سازی، بنابر اظهارات شرکت‌های سازنده، از جنس فولاد زنگ‌نزن نسوز HH با شماره و نام استاندارد به ترتیب 1.4837 و (G-X40CrNiSi 25-12) ساخته می‌شود. در ترکیب شیمیایی این فولاد ۱۴-۱۱٪ نیکل و

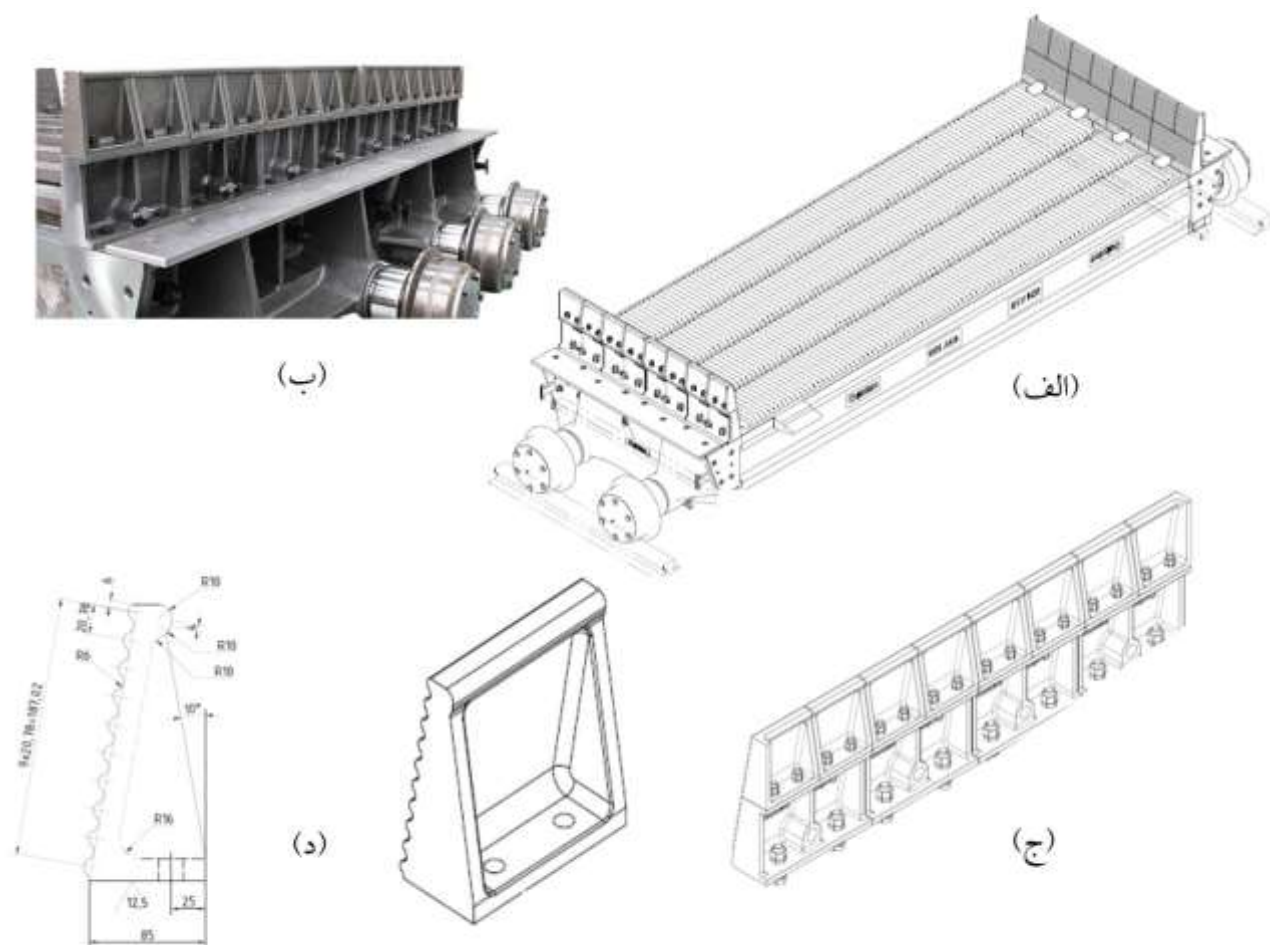
* پست الکترونیک نویسنده مسئول: mahmoodabadi@sirjantech.ac.ir

۱. دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی سیرجان

۲. استادیار، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، دانشگاه صنعتی سیرجان

۳. کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه گیلان

استناد به این مقاله: نحوه استناد فارسی در اینجا درج گردد.



شکل ۱- الف) طرحواره پالت کار، ب) نمایی از یک پالت کار واقعی، ج) چیدمان دیواره جانبی یک سمت که از دو بخش تحتانی و فوقانی تشکیل شده است و د) قطعه سایدوال مورد بررسی در این پژوهش به همراه نقشه و ابعاد.

استفاده می‌شود. از آنجایی که ماشین‌های پخت گندله خام از مراحل مختلف کوره پخت با دمای حداکثر 1300°C عبور می‌کنند، این قطعات در تماس مستقیم با جریان‌های هوای گرم با دمای بالا هستند و در مرحله خنک‌سازی گندله، تحت سرمایش نسبتاً شدیدی نیز قرار می‌گیرند که **سیکل گرمایش و سرمایش** مرتباً تکرار می‌شود. در اتمسفر کوره حضور گازهای حاصل از احتراق سوخت از جمله مونوکسید و دی‌اکسید کربن و همچنین اکسید گوگرد محتمل است. از این جهت، انتظار می‌رود این قطعات علاوه بر مقاومت بالا در برابر حرارت و اکسیداسیون، مقاومت به شوک حرارتی و مقاومت در برابر بارگذاری دینامیکی (خستگی حرارتی) و استاتیکی در دمای بالا (خزش) خوبی نیز داشته باشند. به دلیل تأثیرات منفی خرابی زود هنگام و غیر قابل پیش‌بینی این دیواره‌ها بر فعالیت کوره، **همچون**

محدوده دمایی استفاده این آلیاژ بین دمای $900-1050^{\circ}\text{C}$ است که در صورت عدم حضور گوگرد در اتمسفر تا 1150°C افزایش می‌یابد [۲]. فولاد نوع اول به دلیل حضور فریت در ساختار مستعد به تشکیل فاز سیگما (σ) و تردی است. نوع دیگری از کاهش دکتیلیتی در حوالی دمای 475°C در فولاد نوع اول اتفاق می‌افتد که به تردی 475°C درجه موسوم است. فولاد نوع دوم حساس به تردی نیست و از این جهت در کاربردهایی که نیاز به استحکام خزشی بالا نباشد به فولاد نوع اول ترجیح داده می‌شود [۳]. طرحواره‌ای از پالت کار و قطعه مذکور در شکل ۱ ارائه شده است. مطابق با شکل ۱ الف، تعداد ۱۶ عدد از این قطعه بر روی دو طرف قسمت‌های بالایی دیواره‌های هر ماشین پخت نصب می‌شود که با توجه به وجود ۲۳۲ عدد ماشین پخت، ۳۷۱۲ عدد دیواره جانبی به طور همزمان در کوره پخت مورد نظر

سازی اکسیداسیون داخلی (نفوذ اکسیژن از طریق مرز دانه‌ها و ترکیب با عناصر آلیاژی موجود روی مرز دانه‌ها) و پدیده خوردگی غباری (داستینگ) است. اکسیداسیون داخلی از طریق آنالیز عنصری نوک ترک‌ها در یک نمونه کار کرده و یافتن اکسید کروم اثبات شد. باقری و همکاران [۱۳] نشان دادند که تشکیل رسوبات غنی از گوگرد و حاوی منگنز و گاهی کربن در دامنه انجماد و نواحی بین دندردیتی محل شروع ترک‌های بین دانه ای و شکست در فولاد HH است. بسته به شرایط کاری کوره، جنس و کیفیت فولاد مورد استفاده عوامل مختلفی در تخریب دیواره‌های جانبی مربوط به پالت‌کارها نقش ایفا می‌کنند.

در این پژوهش، با در نظرگیری شرایط کاری شرایط بهره‌برداری کوره پخت گندله در گندله‌سازی گل گهر سیرجان با انجام بازرسی‌های میدانی و مشخصه‌یابی ریزساختاری، مکانیکی و شیمیایی قطعات فوقانی سایدوال‌های نو و کار کرده از دو شرکت تأمین کننده به شناسایی عوامل ایجاد اکسایش و ترک در این قطعات پرداخته و دلایل کاهش عمر فولاد نسوز HH تبیین می‌شود.

۲- مواد و روش‌ها

برای تعیین نوع و عوامل ایجاد کننده خسارات وارد بر بخش بالایی سایدوال و شناسایی مکانیزم غالب تخریب، بررسی‌ها و آزمایش‌های مختلفی بر روی نمونه‌های تهیه شده انجام گرفت. سایدوال‌های مصرفی در کارخانه گل‌گهر سیرجان از دو شرکت ایرانی خریداری می‌شود که در این مقاله برای پرهیز از تجاری‌گرایی به نام این شرکت‌ها اشاره نمی‌شود و هر جا لازم است از نام‌های فولاد شرکت ۱ و فولاد شرکت ۲ استفاده شده است. بازرسی‌ها و آزمایش‌های انجام شده عبارتند از: بازرسی چشمی، آزمایش کشش، بررسی‌های ساختاری، آنالیز شیمیایی و آنالیز حرارتی که در ادامه جزئیات بیشتری از روش انجام هر یک ارائه می‌شود. جزئیات انجام هر یک از روش‌ها به صورت مختصر پیش از ارائه نتایج مربوطه در بخش نتایج و بحث ارائه شده است.

بازرسی به صورت چشمی و در نور کافی با چشم سالم به لحاظ بررسی تغییر رنگ سایدوال ناشی از شدت اکسیداسیون و برآورد میزان تخریب و تا حدی شناسایی مکانیزم و پدیده‌های دخیل در تخریب انجام شد. همچنین، به منظور بررسی میزان خرابی و الگوی پراکندگی عیوب،

افت فشار و خسارت به نسوز جداره کوره رفع این مشکل ضروری است.

در دمای بالا تمایل به انجام واکنش‌های شیمیایی با گازهای محیطی نظیر اکسیژن و نیتروژن بیشتر است [۴ و ۵]. علاوه بر این، گازهای حاصل از احتراق مانند ترکیبات گوگرد و کربن، نیز ممکن است به شدت خورنده باشند. از طرف دیگر، در دمای بالاتر از 900°C اثرات مخرب این گازها بر فلز افزایش یافته و ممکن است پس از مدت کوتاهی منجر به خوردگی و ترد شدن آن شود. به طور خلاصه، مهمترین تبعات حاصل از کارکرد در دماهای بالا را می‌توان اکسیداسیون، کربوریزاسیون و سولفوراسیون دانست [۶]. همچنین، توجه به این نکته بسیار ضروری است که گرچه در آلیاژهای مقاوم به حرارت، یک لایه‌ی اکسیدی محافظ بر روی سطح قطعه تشکیل می‌شود، اما پدیده‌هایی مانند سایش، خزش، خستگی، ترک خوردگی و تبخیر ممکن است سبب از بین رفتن کلی یا جزئی لایه مذکور شده و فرآیند تخریب را شروع کند [۷ و ۸].

لیو و همکاران [۹]، در سال ۲۰۲۲، به بررسی پیشرفت‌های تحقیقاتی در زمینه فولادهای زنگ نزن آستنیتی تشکیل دهنده آلومینا پرداختند. ویژگی‌های رسوبات و خواص دمای بالا فولاد زنگ نزن آستنیتی تشکیل دهنده آلومینا توسط گوو و همکاران در سال ۲۰۲۳ مورد توجه قرار گرفت [۱۰]. پژوهش جامعی در خصوص خوردگی گریت بارها توسط سخار و همکاران [۱۱] انجام شده است که شامل بررسی خورنده‌های انباشته شده، مشخصه سطحی و مقطعی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی پراش انرژی می‌باشد. این مطالعه همچنین شامل آزمایش‌های شبیه‌سازی خوردگی آزمایشگاهی بر روی نمونه‌های گریت بارها با استفاده از محلول آب با قطران زغال سنگ مورد استفاده در کارخانه گندله‌سازی است. گریت بارهای دچار پدیده شکست از کارخانه گندله‌سازی با نمونه‌های شبیه‌سازی شده در معرض خوردگی مقایسه شدند. این مقایسه نشان داد که شکست گریت بارها به دلیل خوردگی بین دانه‌ای ناشی از ورود کلرید بالا به کوره که در آن منبع اصلی کلرید آب قطران زغال سنگ بود، رخ می‌دهد. این آسیب با حضور مواد قلیایی و گوگرد همراه با چرخه حرارتی و عمل فرسایشی در کوره تشدید می‌شود.

علیزاده و پالیزدار [۱۲] دریافتند که مکانیزم اصلی اعوجاج و خرابی فولاد های HH مورد استفاده در کوره‌های گندله

ریختگی نشان می‌دهد که هیچ فرآوری بعدی روی این فولادها انجام نشده است.

برای بررسی دقیق‌تر ویژگی‌های ریزساختاری و همچنین شناسایی فازهای مشخص شده در تصاویر، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج توزیع انرژی (EDS) استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

در این قسمت، بر اساس نتایج حاصل از بازرسی‌ها و آزمایشات (ارائه شده در بخش قبل) تأثیر عوامل مختلف در تخریب زودرس دیواره‌های جانبی ماشین‌های پخت مورد بحث و بررسی قرار گرفته‌اند.

۳-۱- بازرسی چشمی

در این بررسی، ابتدا کیفیت دیواره‌ها در ۵ سطح مختلف طبقه‌بندی شده‌اند که در آن عدد ۵، سطح کیفیت عالی و عدد ۱، بدترین وضعیت را نشان می‌دهند. در واقع، در این روش دسته‌بندی در وضعیت شماره (۵)، ظاهر سایدوال به گونه‌ای است که از فاصله نزدیک تفاوت چندانی با دیواره تازه نصب شده نداشته باشد. در وضعیت (۴)، از فاصله یک متری تفاوت ظاهری با دیواره تازه نصب شده به راحتی قابل تشخیص نیست. در حالت (۳)، از فاصله یک متری تغییر شکل ظاهری شامل تغییر شکل بدون شکست در سایدوال مشاهده می‌شود. در نوع شماره (۲)، از فاصله یک متری تغییر شکل ظاهری همراه با ترک در نمونه وجود دارد. و در نهایت، در نوع شماره (۱)، وضعیت ظاهری سایدوال به نحوی است که اکسیداسیون شدید و شکست در آن مشاهده می‌شود. بازرسی‌های چشمی انجام شده بر روی دیواره‌ها حاکی از تغییر رنگ قابل توجه ناشی از اکسیداسیون و ترک در لبه‌های در تماس مستقیم با جریان هوای داغ و همچنین اثرات ساییدگی شدید در سطح تماس با گندله و در برخی موارد تغییر شکل است. نمونه‌هایی از عیوب مشاهده شده؛ شامل اکسایش و ترک شدید، سایش قابل ملاحظه لبه‌ها و تغییر اندازه دیواره‌ها به ترتیب در شکل‌های (۲) تا (۴) نشان داده شده است. عکس‌برداری‌های تصادفی هفتگی به مدت هشت ماه از ۴۸ عدد سایدوال نشان می‌دهند که پس مدت کوتاهی بعد از نصب (بین سه تا شش ماه بسته به محل) پدیده‌های مذکور در لبه بالایی دیواره‌های جانبی رخ می‌دهند.

دیواره‌های بیش از نیمی از ماشین‌های پخت موجود، مورد بررسی و با توجه به میزان خرابی دسته‌بندی و مشخص شده‌اند.

آزمایش‌های کشش با کمک یک دستگاه کشش STM-50 و با استفاده از نمونه‌های با سطح مقطع گرد مطابق با استاندارد ASTM E8/E8M انجام شده است.

همچنین، برای انجام آزمایش سختی از دستگاه سختی‌سنج استفاده شده است. نمونه‌های مورد استفاده برای مشخصه-یابی مکانیکی با استفاده از دستگاه مینی سنگ از سطح دیواره‌ها بریده شد و با بکارگیری سنباده‌های نرم آماده-سازی شده‌اند. علاوه بر این، برای انجام آزمایش ضربه از دستگاه آزمایش ضربه شارپی مطابق با استاندارد ASTM A370 استفاده شد.

برای بررسی ترکیب شیمیایی نمونه‌ها، آنالیز شیمیایی به روش طیف‌سنجی نشر جرقه‌ای (کوانتومتری) طبق استاندارد ISO/IEC17025 انجام شد.

به منظور انجام آنالیز توزین حرارتی، نمونه‌های آزمایش به شکل پولکی با قطر حداکثر ۹ میلی‌متر و وزن تقریبی ۱۰ میلی گرم آماده شد. این نمونه‌ها از هر سه قطعه (ساخت فولاد شرکت ۱، فولاد شرکت ۲ و نمونه مستهلک) مورد نظر بر اساس شکل و اندازه مذکور تهیه و آزمایش‌ها مطابق با استاندارد ASTM E1131 انجام شد. این آنالیز در بازه دمایی 25°C تا 1350°C با نرخ گرمایش 30°C/min صورت گرفته و محیط آنالیز با فشار اتمسفر (۱۰۰ کیلو پاسکال) انتخاب شده است.

جهت انجام متالوگرافی، نمونه‌هایی از قسمت فوقانی هر یک از سایدوال‌ها به صورت بزرگ و به وسیله سنگ فرز بریده شد و در ادامه به روش دستی به ابعاد کوچک تر و مناسب برای متالوگرافی آماده شد. سطح مورد نظر نمونه‌ها در ادامه پس از مانت، به روش استاندارد سنباده‌زنی و صیقلی شد. نمونه‌ها پس از شست و شو و خشک کردن، در محلول اچ گلیسرژیا حک‌کاری شد و در ادامه پس از شست و شوی نهایی با استون و خشک کردن برای تصویربرداری با میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌هایی مختلف استفاده شد. تصاویر نوری در دو بزرگنمایی $200\times$ و $1000\times$ برای فولاد شرکت ۲ و فولاد شرکت ۱ به ترتیب در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ ارائه شده است. بر اساس تصاویر متالوگرافی ساختار خام ریختگی (دندریتی بودن دانه‌ها و یوتکتیک بین دندریتی) و همچنین درشت دانگی به وضوح محرز است. ساختار خام



شکل ۲- اکسایش و ترک شدید (مطابق با بیشینه آسیب به سایدوال با درجه کیفی ۱؛ بدترین وضعیت).



شکل ۳- سایش قابل ملاحظه لبه‌ها



شکل ۴- تغییر اندازه دیواره‌ها

جدول ۱: درصد پراکندگی کیفیت‌های مختلف دیواره‌ها در سمت راست و چپ پالت کار

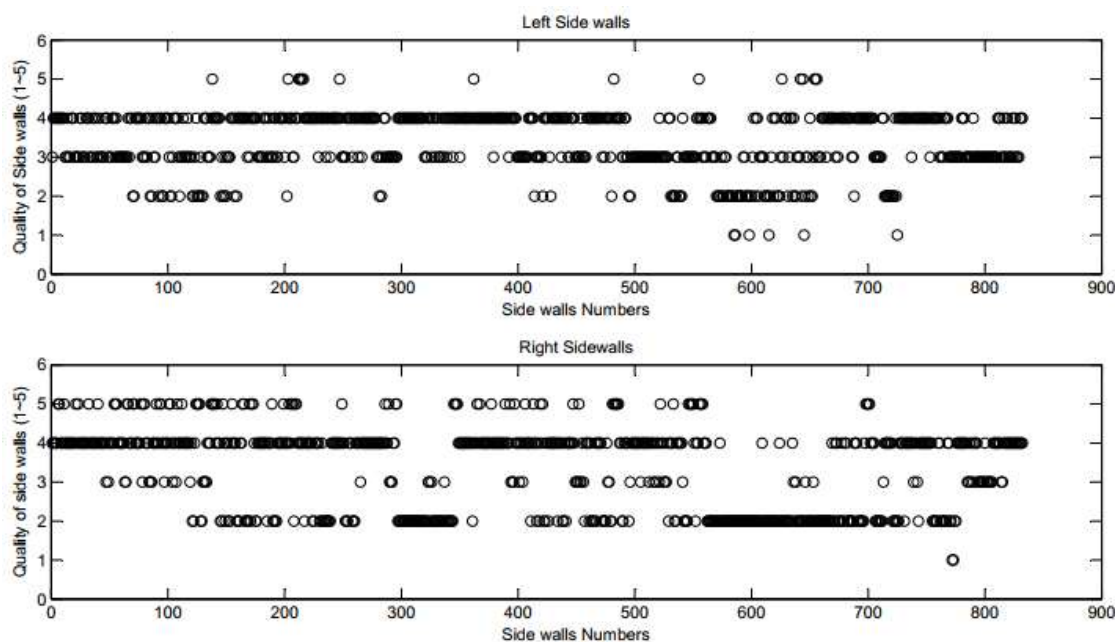
درصد از دیواره سمت راست	درصد از دیواره سمت چپ	درجه کیفیت
۱۰/۷	۲	۵
۴۸	۵۰/۴۸	۴
۸/۶۵	۳۵/۴۵	۳
۳۲/۳۳	۱۱/۲۹	۲
۰/۲۴	۰/۷۸	۱

بر اساس این تقسیم‌بندی، وضعیت دیواره‌های هر دو سمت ماشین‌های پخت بر این اساس تعیین سطح کیفیت شده‌اند که این اطلاعات در شکل (۵) به صورت شماتیک ارائه شده‌اند. علاوه بر این، برای بررسی آماری بیشتر این موضوع، درصد پراکندگی کیفیت‌های مختلف دیواره‌ها در دو سمت ماشین‌های پخت در جدول (۱) و شکل (۶) مشخص شده است.

۲-۳- خواص مکانیکی

این بخش، مشخصات مکانیکی سه نمونه از سایدوال‌های مورد استفاده در پالت‌کارهای کارخانه گندله‌سازی شماره (۲) استخراج و تحلیل شد.

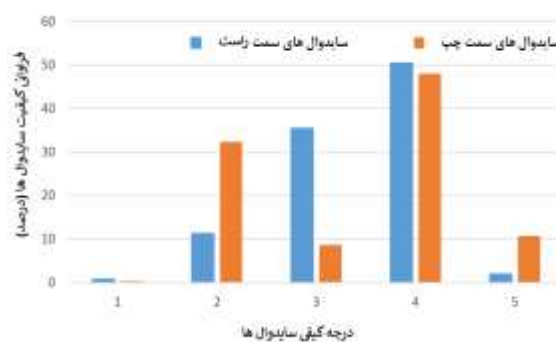
نتایج حاصل از آزمایشات کشش و ضربه شامل تنش تسلیم و تنش شکست، سختی برینل و ویژگی‌های ضربه شامل میزان جذب انرژی و مقاومت ضربه در جدول ۲ آمده است. بر اساس اطلاعات ارائه شده توسط استاندارد آلیاژ در خصوص مقادیر مورد انتظار، می‌توان پی برد که گرچه ساختار قطعات تحویل داده شده در وضعیت خوبی قرار دارد اما قطعات مستهلک، در اثر حرارت شدیداً ترد و شکننده شده‌اند. با توجه به جدول ۲ مقاومت به ضربه هیچکدام از فولادها (نو و کارکرده) در محدوده استاندارد نیست. با در نظر گرفتن خطای آزمایش، فولاد شرکت ۲ نیز الزامات استاندارد را ندارد. هرچند نمونه مستهلک استحکام تسلیم و کششی نهایی خود را حفظ کرده است، مقاومت به ضربه آن کاهش یافته است. از آنجا که هر دو نمونه (نمونه کشش و نمونه ضربه) از طریق ماشینکاری به ابعاد مورد نظر رسانده شده است، خواص اندازه‌گیری شده مربوط به عمق ماده است و متأثر از ترک‌های سطحی نیست. کاهش محسوس انرژی ضربه و مقاومت به ضربه در نمونه مستهلک نشان از ترد شدن عمق ماده از طریق نفوذ اکسیژن، کربن و یا گوگرد و یا وقوع برخی استحاله‌های متالورژیکی ترد کننده نظیر تشکیل رسوبات و تجزیه اسپینودال فاز زمینه دارد. مکانیزم دخیل و غالب تخریب را می‌توان از طریق آزمایشات آنالیز عنصری و معاینات میکروسکوپی اثبات کرد.



شکل ۵- تعیین سطح کیفی دیواره‌ها در بیش از نیمی از خط تولید در دو طرف پالت کار (عدد ۵ نمایانگر سطح کیفی عالی و عدد ۱ بدترین وضعیت)

مولیبدن، منگنز، کبالت، تنگستن، وانادیوم، تیتانیوم، آلومینیوم و سیلیسیوم (اگر چه سیلیسیوم مقاومت به اکسیداسیون را بالا می‌برد اما همزمان تشکیل فریت را تهييج می‌کند که در ادامه منجر به تشکیل فاز سیگما و ترد شدن فولاد می‌شود). نیوبیم یک کاربیدزای قوی است و با تشکیل سریع‌تر کاربید نسبت به کروم علاوه بر این که مانع از رشد دانه‌های آستنیت و افت استحکام در دما بالا می‌شود [۱۸]، از کاهش کروم در نواحی اطراف مرزدانه از طریق ممانعت از تشکیل کاربید کروم جلوگیری می‌کند [۱۹]. بدیهی است حضور این عنصر حد مجاز و مشخصی دارد و مقادیر بیشتر از حد (در محدوده ppm)، ممکن است اثرات منفی داشته باشد. آنالیز EDS فولاد شرکت ۱ حاکی از حضور موضعی حدوداً ۰.۴٪ وزنی معادل با ۴۰۰۰۰ ppm نیوبیم در این فولاد است. شاهد این امر، حضور کاربیدهای درشت نیوبیم در ریزساختار است. این کاربیدها که در نمونه نو، به صورت ذرات آگلومره شده در کنار هم دیده می‌شوند، در نمونه مستهلک، در اثر افزایش دما یا کارکرد طولانی به یکدیگر الحاق شده و به صورت تیغه‌ای در آمده‌اند.

علاوه بر این، اثرات آخال‌های اکسید سیلیسیوم که احتمالاً ناشی از ماسه شسته شده از قالب است، نیز در نمونه فولاد شرکت ۱ دیده می‌شود. در مقابل، در ترکیب شیمیایی فولاد شرکت ۲، به میزان قابل توجهی نیتروژن وجود دارد که معمولاً به عنوان یک عنصر آستنیت‌زا به منظور افزایش



شکل ۶- درصد پراکندگی کیفیت سایدوال‌ها در دو سمت راست و چپ پالت کار

۳-۳- اثر عناصر آلیاژی

نتایج آنالیز انجام شده نشان می‌دهد که جنس این دیواره‌ها نزدیک به آلیاژ HH مقاوم به حرارت با شماره استاندارد Xn40CrNi2512 (DIN1.4837) است. نتیجه آنالیز انجام شده به همراه محدوده استاندارد ترکیبات آلیاژ HH برگرفته از مرجع [۱۴] در جدول ۳ آورده شده است. با توجه به نتایج کوانتومتری نمونه‌های مورد بررسی و بر اساس مقدار عناصر آلیاژی گزارش شده، میزان مقاومت به اکسیداسیون در دمای بالا برای نمونه‌ها قابل بررسی است. عناصری که اثر قابل توجهی در افزایش مقاومت به اکسیداسیون در دمای بالا دارند عبارتند از: کروم، نیکل،

یکی از عوامل پایین بودن مقاومت به ضربه فولادها (جدول ۲) وجود همین آخال‌ها در ساختار فولادها می‌تواند باشد. کاهش درصد نیتروژن در فولاد شرکت ۲ و استفاده از فیلترهای سرامیکی در کنار افزایش استحکام قالب از جمله راه کارهایی است که می‌توان برای کاهش حضور آخال‌ها در این قطعات پیشنهاد کرد. در صورت استفاده از نیتروژن حضور عناصر نیتريدزای قوی مثل تیتانیم، آلومینیم و وانادیم در ترکیب فولاد منجر به تشکیل آخال‌های نیتريدی و کاهش خواص مکانیکی فولاد می‌شود.

پایداری آستنیت به فولاد اضافه می‌شود. مشاهده آخال‌های نیتريدی حاوی عناصر تیتانیم، آلومینیم و وانادیم در ریزساختار فولاد شرکت ۲ حضور نیتروژن در این فولاد را تأیید می‌کند. پیش از این، آنالیز کوانتومتری نمونه‌ها نیز حضور نیتروژن در این فولاد را تأیید کرده بود. کاهش چقرمگی شکست ناشی از حضور آخال‌ها در فولادها به ویژه تحت بارگذاری دینامیکی امری اثبات شده است. تحت تنش‌های اعمالی حین سرویس دهی، این آخال‌ها محل تمرکز تنش قرار گرفته و ترک جوانه زنی و در ادامه اشاعه می‌یابد.

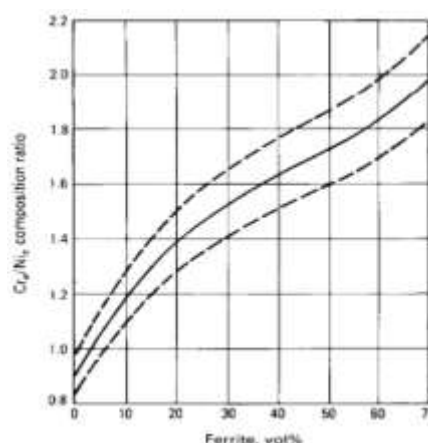
جدول ۲: نتایج آزمایشات کشش، ضربه و سختی به تفکیک نمونه‌ها

شرکت سازنده	فولاد شرکت ۱		فولاد شرکت ۲		نمونه مستهلک		مقدار مورد انتظار با توجه به استاندارد
	الف	ب	الف	ب	الف	ب	
تنش تسلیم (MPa)	۵۱۲	۴۳۷	۵۳۳	۴۹۷	۵۳۱	۵۱۰	≥ 230
استحکام کششی (MPa)	۶۱۰	۶۱۷	۶۴۸	۶۱۸	۵۹۶	۶۲۲	≥ 440
انرژی جذب شده ($\text{kg} \cdot \text{m}^2/\text{s}^2$)	۷/۹	۷/۸	۸/۹	۸/۰	۲/۷	۲/۸	۸-۱۴
مقاومت ضربه (kg/m)	۱۹۹۵۰	۱۹۸۷۵	۲۲۷۲۵	۲۰۳۰۰	۶۹۰۰	۷۰۲۵	۲۰۰۰۰-۳۵۰۰۰
سختی برینل (HB)	۱۷۹	۲۲۳	۲۳۴	۲۵۷	۲۷۱	۲۸۵	≥ 150

جدول ۳: نتایج آنالیز کوانتومتری و محدوده شیمیایی آلیاژ استاندارد

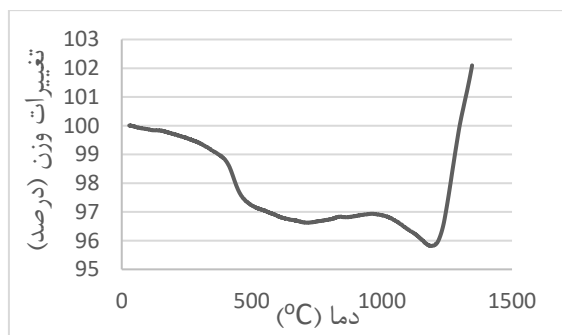
فولاد	ترکیب شیمیایی															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	V	Ti	W	N
شرکت ۱	۰/۳۶	۱/۲۵	۱/۱۶	۰/۰۲۹	۰/۰۱۸	۲۴/۷۹	۰/۱۵	۱۳/۳۰	۰/۰۱	۰/۱۳	۰/۱۹	۰/۱۱	۰/۰۰۴	۰/۰۹	۰/۰۴	۰/۰۶
شرکت ۲	۰/۴۲	۱/۸۳	۰/۹۰	۰/۰۲۹	۰/۰۱۱	۲۴/۵۹	۰/۰۱	۱۱/۵۴	۰/۰۱	۰/۱۴	۰/۰۹	۰/۰۱	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۱	۰/۱۸
مستهلک	۰/۴۲	۱/۴۵	۰/۷۹	۰/۰۲۸	۰/۰۰۶	۲۶/۳۳	۰/۱۰	۱۲/۰۲	۰/۰۴	۰/۱۵	۰/۲۱	۰/۰۸	۰/۰۰۷	۰/۱	۰/۰۲	۰/۰۴
استاندارد	۰/۵ ۰/۲	<۲	<۲	<۰/۰۴	<۰/۰۴	۲۴-۲۸	<۰/۵	۱۱-۱۴	-	-	-	-	-	-	-	-

فولادهای HH-type II فولادهای آستنیتی هستند (زمینه کاملاً آستنیت) و فریت در آن‌ها پدیدار نیست. در مقابل، فولادهای HH-type I فولادهای فریتی-آستنیتی هستند که در آن‌ها بسته به نوع ریخته‌گری و تاریخچه سرمایش، فریت می‌تواند حضور داشته باشد. برای کاربرد در کوره گندله‌سازی، خواص مکانیکی فولاد HH-type II پاسخگو است و حضور فریت در ساختار فولاد، در دمای بالا زمینه ساز تشکیل فازهای مضر از جمله فاز σ می‌شود. برای تشخیص نوع فولاد (درصد فریت) می‌توان از منحنی یا دیاگرام شوفر^۲، نشان داده شده در شکل ۷ استفاده کرد [۳]. بدین منظور، کافی است کروم معادل و نیکل معادل را بر اساس روابط ارائه شده محاسبه و سپس از روی منحنی

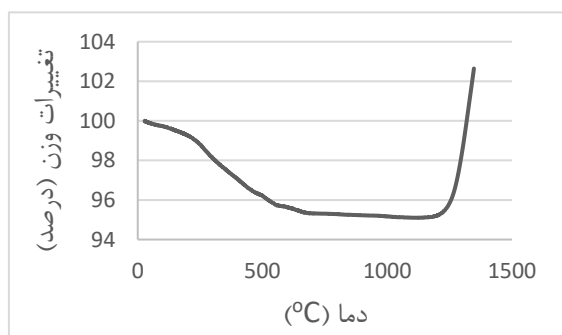


شکل ۷- دیاگرام شوفر مورد استفاده جهت تعیین درصد فریت نمونه‌های فولادی مورد بررسی [۳].

² Schoefer Diagram



شکل ۸- نمودارهای توزین حرارتی و مشتق آن (به ترتیب از بالا به پایین) مربوط به نمونه فولاد شرکت ۱



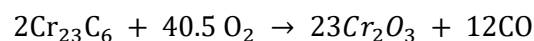
شکل ۹- نمودارهای توزین حرارتی و مشتق آن (به ترتیب از بالا به پایین) مربوط به نمونه فولاد شرکت ۲

درصد فریت را مشخص نمود. با استفاده از نتایج کوانتومتری فولادها و قرار دادن مقادیر عناصر در نمودار ارائه شده در شکل ۷، نسبت Cr/Ni برای هر دو فولاد مورد بررسی، تقریباً برابر 0.7 محاسبه می‌شود که نشان می‌دهد نمونه‌های مورد بررسی از نوع فولاد کاملاً آستنیتی یعنی HH-type II است. حضور نیتروژن قابل توجه در ترکیب فولاد شرکت ۲ در حالی که محتوای نیکل کمتری نسبت به فولاد شرکت ۱ دارد، احتمالاً به دلایل اقتصادی انجام شده است. نیکل نسبت به نیتروژن عنصر گران‌تری است و بخشی از نقش آستنیت‌زایی آن در فولاد شرکت ۲ به نیتروژن سپرده شده است. باید توجه داشت که فولاد شرکت ۱ درصد کربن کمتری دارد و با توجه به آستنیت‌زا بودن کربن و نیکل، بالاتر بودن محتوای نیکل در این فولاد نسبت به فولاد شرکت ۲ احتمالاً به دلیل کم‌تر بودن درصد کربن بوده است. در ترکیب فولاد شرکت ۱ مقدار قابل توجهی مولیبدن نیز وجود دارد که مقدار این عنصر در فولاد شرکت ۲ تقریباً ناچیز است. مولیبدن سینتیک نفوذ کربن و در نتیجه تجمع آن در اطراف مرز دانه‌ها را به تأخیر می‌اندازد و بنابراین می‌تواند تشکیل کاربیدها و کربونیت‌ریدها در مرز دانه را به تعویق بیندازد.

۳-۴- تحلیل نتایج آنالیز حرارتی

نتایج آنالیز توزین حرارتی و مشتق آن در شکل‌های ۸، ۹ و ۱۰ برای هر سه نمونه ارائه شده است.

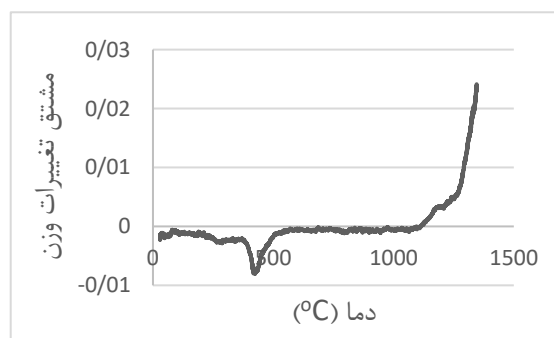
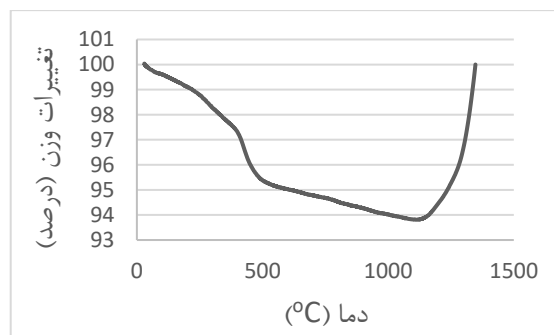
فولادهای زنگ نزن آستنیتی از نظر کاربرد و تعداد آلیاژها، بزرگترین خانواده فولادهای زنگ نزن هستند. فولاد نوع HH این آلیاژها با $11-14\%$ نیکل و $24-28\%$ کروم از استحکام بالا و مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون تا دمای $1095^{\circ}C$ برخوردار است. نکته قابل توجه در بسیاری از آلیاژهای مقاوم به دمای بالا، تشکیل لایه اکسیدی مقاوم بر روی سطح قطعه می‌باشد. به خوبی ثابت شده است که مقاومت در برابر خوردگی در دماهای بالا به لایه ضد اکسید احتیاج دارد که از فولاد در برابر محیط خوردگی محافظت کند. در واقع، با وجود این لایه ضد اکسید، مقاومت در برابر اکسیداسیون به دست می‌آید. به بیان دقیق‌تر، در اکسیداسیون داخلی، اکسیژن با کاربیدهای کروم در مرزهای دانه واکنش نشان داده و اکسید کروم را به از طریق واکنش زیر تولید می‌کند.



یکی از مکانیزم‌های آسیب‌زا در فولادهای مقاوم در برابر حرارت است. اکثر اکسیداسیون‌های داخلی در آلیاژها به صورت عمده از طریق انتشار اکسیژن از طریق مسیرهای مختلف به ویژه مسیرهای ترجیحی مانند مرزهای دانه رخ می‌دهد. انتشار اکسیژن از طریق مرزهای دانه نسبتاً سریع بوده و تشکیل اجزای اکسید در این مرزها آسان‌تر از درون دانه‌ها است. علاوه بر این، تشکیل فازهای گسترده اکسید در مرز دانه باعث تنش شدید در اطراف مرزها شده که این خود نیز منجر به ایجاد ترک می‌شود که می‌تواند به عنوان یک مسیر جدید انتشار اکسیژن ایفای نقش کند.

با بررسی نتایج آزمایشات توزین حرارتی و مشتق آن، مشاهده می‌شود که نمونه فولاد شرکت ۱ و نمونه مستهلک در دمای تقریبی 400°C الی 500°C ، در طی واکنش-هایی با اتمسفر دچار کاهش وزن قابل ملاحظه‌ای می‌شوند. در نمونه فولاد شرکت ۲، این کاهش وزن با سرعت کمتری از دمای 250°C شروع و تا دمای 600°C ادامه پیدا می‌کند. از بررسی فرآیند اکسایش کاربید کروم با اکسیژن و تولید گاز منوکسید کربن می‌توان این اتفاق را مساوی با انجام واکنش اکسایش کاربید کروم در نظر گرفت. از طرف دیگر پس از گذر از این واکنش و ایجاد لایه اکسید سطحی، نمونه فولاد شرکت ۲ یک پایداری نسبی تا دمای تقریباً 1100°C را تجربه می‌کند. در نمونه فولاد شرکت ۱ پس از واکنش‌های اولیه اکسایش کاربید کروم، واکنش اکسایش کروم و افزایش جرم نمونه ناشی از ضخیم شدن لایه اکسیدی رخ می‌دهد که از دمای 500°C شروع و تا دمای 1000°C ادامه پیدا می‌کند. در نمونه مستهلک پس از گذار اولیه، تشکیل لایه اکسیدی غالب نشده است و این زمینه ساز نفوذ ادامه دار اکسیژن از طریق مرز دانه و اکسایش کاربید کروم است. نمونه‌ها به طور تقریباً یکسان پس از رسیدن به دمای 1100°C شروع به اکسایش سریع می‌کنند (نقطه تسلیم آلیاژ در برابر اکسیداسیون). در این دما، لایه اکسیدی متخلخل شده یا در آن ترک‌هایی ناشی از ضخیم شدن بیش از حد ایجاد می‌شود. تحت این شرایط، اکسیژن خیلی سریع‌تر به فصل مشترک فلز و اکسید رسیده و فرآیند اکسید شدن فلز زیر لایه سریع و بدون توقف پیش می‌رود.

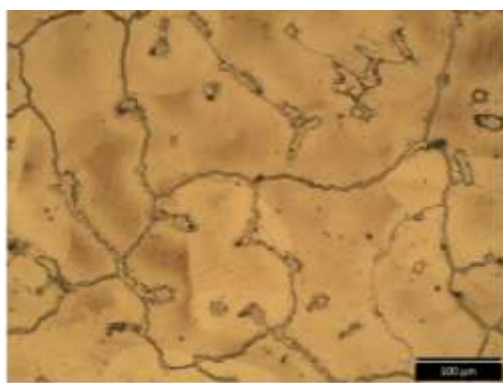
نکته اصلی در رابطه با کاهش مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون فولادهای زنگ‌نزن تهی شدن نواحی اطراف فازهای کاربید کروم از کروم است. به این ترتیب، لایه



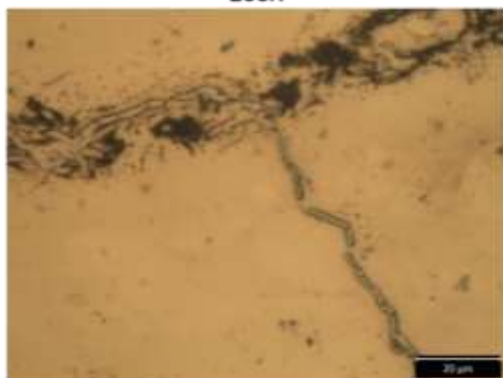
شکل ۱۰- نمودارهای توزین حرارتی و مشتق آن (به ترتیب از بالا به پایین) مربوط به نمونه بدون شناسه مستهلک

از نظر ترمودینامیکی، این واکنش در دماهای بالاتر از 450°C انجام می‌شود. باید توجه داشت که اکسیداسیون داخلی و تشکیل اجزای اکسید منجر به تضعیف خصوصیات فیزیکی و مکانیکی ماده شده و در این شرایط، با وارد شدن تنش‌های کاری، شکاف‌هایی در دیواره‌ها ایجاد می‌شوند [۱۲]. به عبارت دیگر، هر عاملی که باعث ترک خوردگی، تبخیر و لایه برداری از سد مذکور شود، در اکسیداسیون آلیاژها در دماهای بالا نقش مهمی دارد. متعاقباً، اکسیداسیون فولاد مقاوم در برابر حرارت از نوع HH با شروع تخریب لایه پسیو (یعنی Cr_2O_3) یا کند شدن قابل توجه سرعت تشکیل آن شروع می‌شود. این لایه پسیو روی سطح فولاد می‌تواند به دلیل دمای زیاد و تنش‌های حرارتی یا مکانیکی و یا به دلیل ضخیم شدن بیش از حد آسیب ببیند.

بررسی‌های تجربی نشان داده شده است که لایه‌های حاصل از واکنش اکسیداسیون معمولاً تحت تاثیر تنش‌های مکانیکی شدید قرار می‌گیرند که همین امر باعث شکستگی، تشکیل ترک‌های ریز و لایه لایه شدن این پوسته محافظ می‌شود. با متلاشی شدن پوسته، عملکرد محافظتی آن از بین رفته و امکان دسترسی مستقیم محیط به فلز زیر این لایه فراهم می‌گردد که این خود منجر به تسریع فرآیند اکسیداسیون می‌شود. از طرف دیگر، اکسیداسیون داخلی

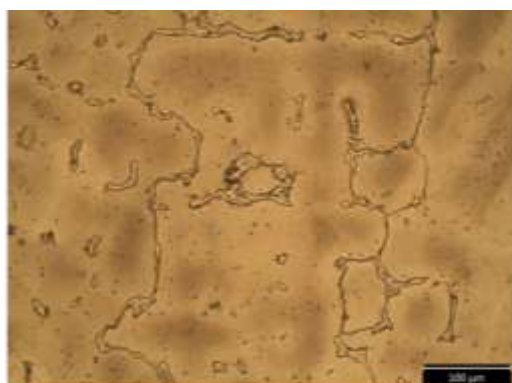


200X

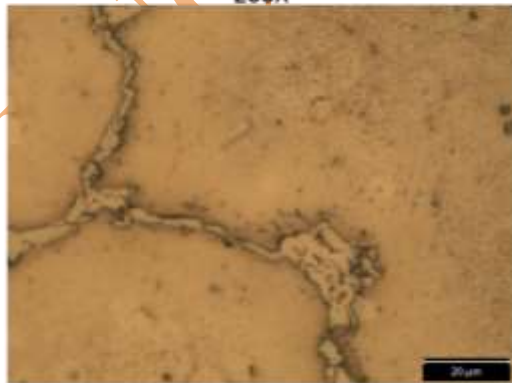


1000X

شکل ۱۱- تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختارهای فولاد شرکت ۲



200X



1000X

شکل ۱۲- تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختارهای فولاد شرکت ۱

اکسیدی روی نواحی اطراف کاربید کروم به همان سرعتی که در نواحی داخلی دانه‌ها و روی کاربید کروم تشکیل می‌شود، شکل نمی‌گیرد و به این ترتیب اکسیداسیون شدید در این نواحی منجر به کاهش عمر فولاد در دمای بالا می‌شود. راه کار پیشنهادی، حذف کاربید کروم تشکیل شده در ساختار فولاد خام ریختگی از طریق انجام عملیات همگن سازی است و در ادامه با استفاده از حضور عناصر آلیاژی نظیر تیتانیم، نیوبیم و مولیبدن مانع از تشکیل کاربید کروم در ساختار فولاد حین سرویس‌دهی در دمای بالا شد.

۳-۵- اثر آخال‌ها و استحاله‌های متالورژیکی

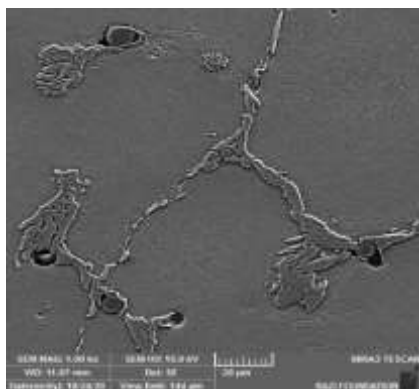
نمونه تصاویر نوری گرفته شده از ریزساختار نمونه‌های فولادی شرکت ۲، شرکت ۱ و مستهلک بدون شناسه به ترتیب در شکل‌های ۱۱، ۱۲ و ۱۳ در بزرگنمایی‌های $200\times$ و $1000\times$ نمایش داده شده است. تصاویر متالوگرافی نوری از سه نمونه فولادی، حاکی از تفاوت قابل توجه در ساختار دانه‌بندی فولادهای شرکت ۲ و شرکت ۱ می‌باشد. فولاد شرکت ۲ دارای دانه‌بندی هم محور بوده در حالی که دانه‌ها در نمونه فولاد شرکت ۱ کشیده و دندریتی هستند. وجود دانه‌های کشیده دندریتی در فولاد شرکت ۱، به عدم استفاده از مواد جوانه‌زای مناسب، دمای ریخته‌گری بالا و یا نرخ سرمایش سریع در دامنه انجماد (به دلیل استفاده از ماسه قالب با هدایت حرارتی بالا) اشاره دارد. شایان ذکر است که نمونه‌ها پس از صیقل کاری به مدت زمان برابری در معرض محلول اچ (حکاک) قرار داده شده‌اند. بنابراین، سیاه بودن تصاویر مربوط به نمونه مستهلک را می‌توان به برخی استحاله‌های متالورژیکی که احتمالاً حین سرویس‌دهی فولاد در دمای بالا رخ می‌دهد، ربط داد.

صرف نظر از تفاوت در ساختار دانه‌بندی، در ریزساختار هر دو فولاد، دانه‌های آستنیت و لایه پیوسته‌ای از یک فاز کاربیدی در اطراف آن‌ها دیده می‌شود. بنا بر این می‌توان دریافت که هر دو نمونه در دسته فولادهای HH-type II که آستنیتی هستند، قرار دارند. در شکل ۱۴، تصاویر الکترونی (الکترون ثانویه) گرفته شده به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های فولادی در بزرگنمایی‌های مختلف نمایش داده شده است.

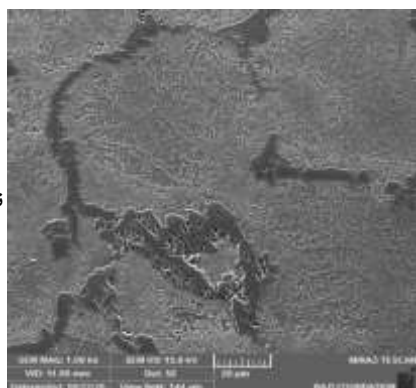
نمونه الف



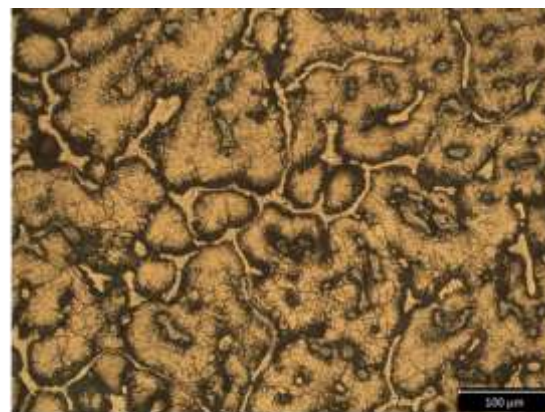
نمونه ب



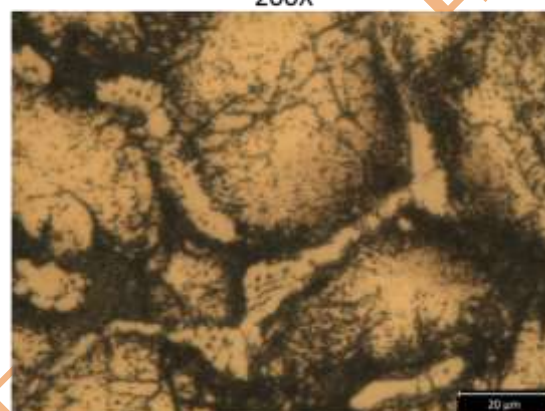
نمونه ج



شکل ۱۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختارهای مربوط به سه نمونه فولاد مورد بررسی در این پژوهش، نمونه الف) مربوط به شرکت ۲، مربوط به شرکت ۱ و مربوط به قطعه مستهلک



200X



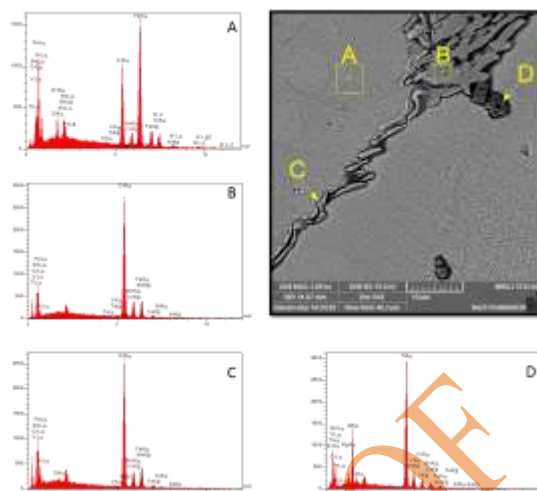
1000X

شکل ۱۳- تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختارهای نمونه مستهلک بدون شناسه

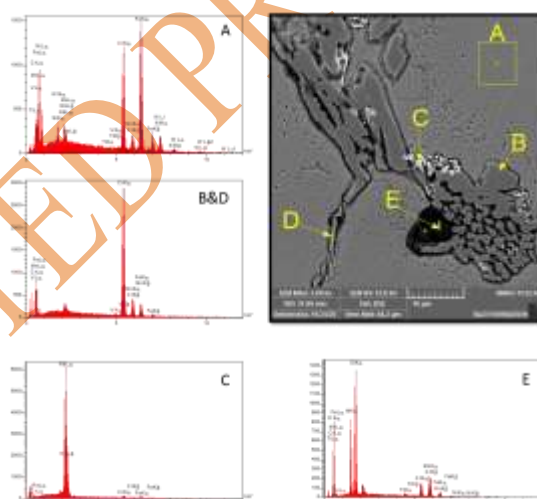
شکل‌های ۱۵، ۱۶ و ۱۷ به ترتیب آنالیز نقطه‌ای EDS از قسمت‌های مختلف ریزساختار مربوط به فولاد شرکت ۲، فولاد شرکت ۱ و فولاد مستهلک را نشان می‌دهند که بیانگر ترکیب شیمیایی فازهای مختلف برای این سه نوع آلیاژ است. بر اساس آنالیز نقطه‌ای ریزساختار غالب بر هر سه نمونه، ریزساختار آستنیتی و یک فاز غنی از کروم (۸۰٪ کروم) است. با توجه به ترکیب شیمیایی، این فاز کاربید کروم با ترکیب $Cr_{23}C_6$ است.

به رغم عدم حضور فریت و مشاهده نشدن فاز سیگما در ریزساختار فولادها، نتایج آنالیز حرارتی احتمال وقوع یک استحاله متالورژیکی در حوالی دمای 475°C را تقویت می‌کند. در این دما، معمولاً نوعی تردی و کاهش استحکام در فولادهای فریتی و دوپلکس ایجاد می‌شود که همراه با تجزیه اسپینودال فریت به دو فاز غنی از آهن و غنی از کروم است. این استحاله، در اثر حرارت دیدن طولانی مدت یا سرمایش آرام این فولادها در محدوده دمایی $400-550^{\circ}\text{C}$ انجام می‌شود و سرعت پیشروی آن در دمای 475°C بیشینه است. از این جهت به تردی 475°C معروف شده است [۲۱]. هر دو فولاد زمینه تمام‌آستنیتی دارند و بروز تغییرات روی منحنی آنالیز حرارتی در حوالی دمای 475°C باید توجیه دیگر داشته باشد.

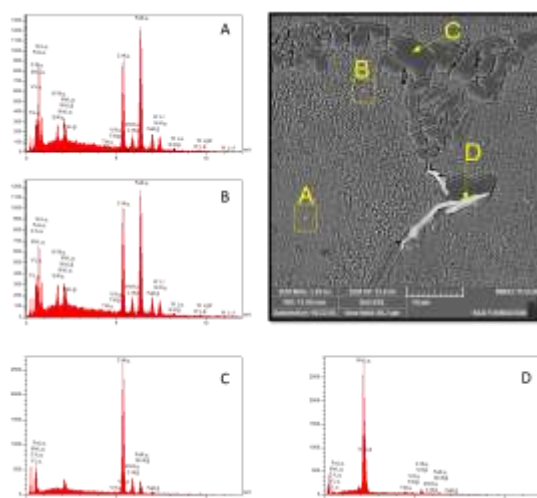
فاز سفید رنگ در شکل‌های ۱۶ و ۱۷ که آنالیز EDS نقطه‌ای متناظر با آن با نقاط C و D مشخص شده است کاربید نیوبیم NbC است. این فاز در ریزساختار فولاد شرکت ۱ (شکل ۱۵) مشاهده نشد که عدم حضور نیوبیم در ترکیب این فولاد را تأیید می‌کند. نیوبیم در فولادهای زنگ-نزن به دلیل کاربیدزایی قوی‌تر این عنصر نسبت به کروم اضافه می‌شود. این عنصر همچنین با تشکیل فازهای کاربیدی و کربونیتزیدی روی مزرده‌ها مانع از رشد دانه‌های آستنیت در دمای بالا شده و از این طریق کاهش استحکام ناشی از درشت‌دانه شدن فولاد را به تأخیر می‌اندازد. نیوبیم نیز عنصر گرانی محسوب می‌شود و حضور آن در فولاد باید براساس میزان بهبود در خواص به صورت اقتصادی توجیه داشته باشد. باید توجه داشت که نیوبیم عنصری فریت‌زا محسوب می‌شود و حضور بیش از حد آن ممکن است باعث تشکیل فریت در ساختار فولاد شود که در نتیجه آن فولاد مستعد به تردی فاز سیگما و 475°C می‌شود. به کمک منحنی شوفر می‌توان بیشینه حضور نیوبیم در ترکیب شیمیایی فولاد را تخمین زد. بر اساس شواهد ریزساختاری و پیش‌بینی منحنی شوفر، فولاد شرکت ۲ و فولاد شرکت ۱ هر دو کاملاً آستنیتی هستند و درصد فریت در آن‌ها صفر یا ناچیز است. باید توجه داشت که تحت شرایط سرمایش در قالب ریخته‌گری، مقداری از عناصر آلیاژی از جمله کروم و کربن به نواحی بین دانه‌ای جدایش می‌یابند و ساختار نهایی دارای زمینه آستنیت و فازهای کاربید کروم است. به هر حال، بحث تردی 475°C ناشی از تجزیه اسپینودال فریت موضوعیت ندارد.



شکل ۱۵- آنالیز نقطه‌ای EDS از قسمت‌های مختلف ریزساختاری مربوط به نمونه فولاد شرکت ۲



شکل ۱۶- آنالیز نقطه‌ای EDS از قسمت‌های مختلف ریزساختاری مربوط به نمونه فولاد شرکت ۱

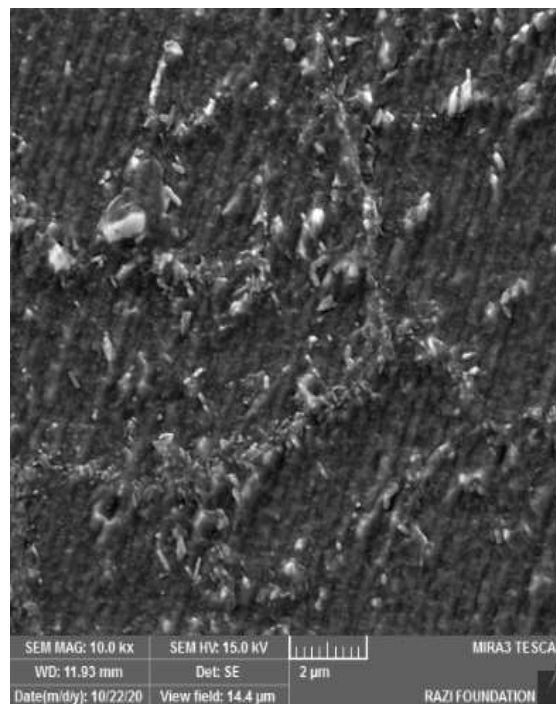


شکل ۱۷- آنالیز نقطه‌ای EDS از قسمت‌های مختلف ریزساختاری مربوط به نمونه مستهلک بدون شناسه

اسپینودال) درون دانه‌های آستنیت، ممکن است عمر ساییدوال را کوتاه کند. عدم تشکیل فاز سیگما در فولادها و عدم افزایش حضور گوگرد و بدون تغییر ماندن میزان کربن در نواحی مرزدانه‌ای (در فاز $Cr_{23}C_6$) به ویژه در فولاد مستهلک، فرضیه تردی ناشی از تشکیل فاز سیگما و همچنین فرضیه تردی متأثر از اکسیداسیون را نفی می‌کند. هرچند، اظهار نظر قطعی مستلزم انجام آزمون‌های دقیق‌تری است. از جمله، می‌توان مسیر اشاعه ترک‌ها را برای تشخیص میان دانه‌ای یا بین دانه‌ای بودن آن‌ها بررسی کرد. اگر مسیر اشاعه ترک‌ها میان دانه‌ای باشد، فرضیه تردی آستنیت ناشی از وقوع استحاله‌های متالورژیکی تأیید می‌شود.

بدیهی است در صورت بین دانه‌ای بودن مسیر اشاعه ترک‌ها، تردی در اثر لایه پیوسته کاربید کروم در مرزدانه‌های آستنیت واقع شده است. در پژوهش حاضر، آزمون ضربه روی نمونه‌ای از عمق (به اندازه کافی دور از لبه‌ها قطعه که در معرض اتمسفر کوره است) فولادهای نو و کارکرده انجام شد که در همه حالات فولادهای تأمین شده حداقل مقاومت به ضربه بر اساس استاندارد مربوطه را ندارند. درشت دانه بودن شدید و حضور لایه پیوسته و ترد کاربید کروم ناشی از جدایش عناصر آلیاژی به نواحی بین دانه‌ای حین انجماد باعث کاهش داکتیلیته شدید این فولادها است که باید نسبت به رفع آن پیش از به کارگیری در دیواره کوره‌ها اقدام شود.

از جمله کارهایی که می‌توان به عنوان فراوری بعدی پیشنهاد داد، عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمایی بالاتر از دمای انحلال کاربید کروم و سپس سرمایش سریع در آب است. به این ترتیب، فاز پیوسته کاربید کروم از بین می‌رود و مقاومت مکانیکی فولاد افزایش می‌یابد، هرچند حین کارکرد طولانی در دمای بالا این فاز کاربید کروم احتمال تشکیل در مرزدانه را دارد که به مرور باعث افت مقاومت مکانیکی فولاد می‌شود. حضور عناصری هم‌چون نیوبیم (از طریق جلوگیری از رشد دانه) و مولیبدن (با کاهش سینتیک نفوذ کربن به کروم در مرزدانه) در فولاد سرعت تشکیل فاز کاربید کروم را به شدت کاهش می‌دهد و عمر فولاد و قطعات ساییدوال ساخته شده از آن افزایش می‌یابد.



شکل ۱۸: تصویر الکترونی از درون دانه‌های آستنیت نمونه مستهلک بیانگر وقوع تغییرات ریزساختاری (شبه اسپینودال) و تشکیل برخی رسوبات (فازهای سفید رنگ)

با این حال، استحاله اسپینودال مشابهی در آستنیت و در همین محدوده دمایی امکان وقوع دارد که معمولاً چون سینتیک خیلی آرامی دارد، از آن صرف نظر می‌شود. آستنیت ابتدا طی استحاله مونوکتوئید به فریت و آستنیت ثانویه (γ_2)، سپس γ_2 طی استحاله اسپینودال در حوالی دمای $340^\circ C$ به آستنیت‌های منظم (γ' و γ'') تبدیل می‌شود [۲۰]. تصویر الکترونی با بزرگنمایی بالا از درون دانه‌های آستنیت نمونه فولاد مستهلک بدون شناسه در شکل ۱۸ آورده شده است که حضور ساختار لایه‌ای ناشی از تجزیه اسپینودال آستنیت و برخی رسوبات درون آستنیت را نشان می‌دهد. شایان ذکر است که حالات ریزساختاری مذکور، در تصاویر متناظر از درون دانه‌های آستنیت فولادهای شرکت ۱ و شرکت ۲ نو دیده نمی‌شود. با این حال، اظهار نظر دقیق در رابطه با وقوع تجزیه اسپینودال در فاز آستنیت نیازمند بررسی‌های بیشتری است.

با توجه به نتایج و بحث انجام شده، می‌توان نتیجه گرفت که حضور لایه پیوسته کاربید کروم در مرزدانه‌ها عامل اصلی تردی، شکست زود هنگام و همچنین کاهش مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون فولادهای بررسی شده است. همچنین، وقوع استحاله‌های خاص متالورژیکی (شبه

۴- نتیجه گیری و جمع بندی

نتایج زیر را می توان بر اساس بررسی اطلاعات آورده شده در بخش های قبل استخراج نمود:

(۱) پراکندگی خرابی در امتداد دیواره ها یکنواخت نیست. توقف اضطراری خط، افت ناگهانی اختلاف فشار در منطقه پخت، و اخلاخل در عملکرد مشعل ها از جمله اصلی ترین عوامل دخیل در بروز نایکنواختی مطرح است.

(۲) نتایج آنالیز شیمیایی و بررسی تصاویر ریزساختاری نشان می دهد که فولاد مورد استفاده برای ساخت دیواره ها، فولاد زنگ نزن نسوز HH با شماره استاندارد HH-type II (DIN1.4837) Xn40CrNi2512 و از نوع است که یک فولاد کاملاً آستنیتی محسوب می شود.

(۳) بررسی ریزساختاری نمونه های نو و کارکرده نشان از وجود دانه های آستنیت دارد که با لایه پیوسته ای از فاز کاربیدی و ترد $Cr_{23}C_6$ احاطه شده اند.

(۴) فولادهای نو حداقل انرژی ضربه را مطابق با استاندارد فولاد HH-type II برآورده نمی کنند. این امر علاوه بر لایه پیوسته کاربیدی در مرز دانه های آستنیت به حضور قابل توجه تخلخل و آخال های اکسیدی و کربونیتزیدی مربوط می شود. حضور تخلخل و آخال در فولادها به شدت چقرمگی شکست و مقاومت به ضربه را کاهش داده است. با این وجود همچنان مؤثر ترین مکانیزم کاهش چقرمگی و مقاومت به ضربه لایه پیوسته کاربید کروم است که حین انجماد در نواحی بین دندریتی تشکیل می شود و حین کارکرد طولانی فولاد در دمای کاری امکان رشد و تغییر مورفولوژی نیز دارد.

(۵) کاهش محسوس مقاومت به ضربه در نمونه کارکرده نشان از ترد شدن یا ترد بودن عمق ماده دارد. به عبارتی اکسیداسیون سطحی و بروز ترک های سطحی عامل تردی فولاد نیست. نفوذ اکسیژن از طریق مرز دانه ها به نواحی داخلی (وقوع اکسیداسیون داخلی) و وقوع برخی استحاله های متالورژیکی ترد کننده نظیر تشکیل رسوبات و تجزیه اسپینودال فاز آستنیت زمینه (به دلیل قرارگرفتن طولانی مدت در محدوده دمایی بسیار بالا) از جمله علل ترد شدن شدید و زوال استحکام مکانیکی و مستعد شدن این فولادها به ترک خوردن معرفی می شود.

(۶) براساس آنالیز شیمیایی در نمونه فولاد شرکت ۲ مقدار قابل توجهی نیتروژن وجود دارد. مشاهده آخال های نیتزیدی و کربونیتزیدی در فولاد شرکت ۲ گواهی بر این

مدعاست. هرچند افزودن نیتروژن به فولادها با پیچیدگی-هایی همراه است اما به لحاظ قیمت، نیتروژن نسبت به سایر عناصر پایدارکننده آستنیت ارزان تر است و افزودن آن احتمالاً برای کاهش نیاز به عنصر گران نیکل بوده است.

(۷) آزمایشات توزین حرارتی و مشتق آن نشان می دهند که فولادهای مورد نظر به طور تقریباً یکسان پس از رسیدن به دمای $1100^{\circ}C$ شروع به اکسایش سریع می کنند. همچنین، در دمای تقریبی $500^{\circ}C$ وقوع برخی استحاله های خاص در فولاد محرز است که نیاز به مشخصه یابی دارد (۸) عدم تشکیل فاز سیگما در فولادها و عدم افزایش حضور گوگرد و بدون تغییر ماندن میزان کربن در نواحی مرزدانه ای (در فاز $Cr_{23}C_6$) در فولاد مستهلک، فرضیه تردی ناشی از تشکیل فاز سیگما و همچنین فرضیه تردی متأثر از اکسیداسیون داخلی را نفی و وقوع تردی ناشی از حضور لایه پیوسته کاربید کروم و تجزیه اسپینودال آستنیت را تقویت می کند.

(۹) هیچ یک از فولادهای HH تولید داخل (خریداری شده از دو شرکت ریخته گری ایرانی) حداقل کیفیت لازم برای به کارگیری به عنوان سایدوال در کوره های گندله سازی را ندارند. تشکیل لایه پیوسته کاربید کروم در مرز دانه های آستنیت و همچنین، تهی شدن نواحی اطراف مرز دانه از کروم، حضور تخلخل های داخلی و آخال های اکسیدی و کربونیتزیدی درشت در قطعات بررسی شده از جمله عوامل کاهش کیفیت تولیدات داخلی است. فرآوری بعدی روی فولاد خام ریختگی به سبب وجود جدایش شدید عناصر آلیاژی و تشکیل کاربید کروم در مرز دانه ها ضروری به نظر می رسد. ممکن است از طریق نوعی عملیات حرارتی موسوم به همگن سازی و متعاقب با آن سرمایش سریع بتوان لایه پیوسته کاربید را حذف کرد

تقدیر و تشکر

از مجتمع معدنی-صنعتی گل گهر سیرجان به دلیل حمایت مالی از انجام این پروژه تحت قرارداد ۹۸/۵/۱۶/۳۶۶۶ بدینوسیله قدردانی به عمل می آید.

تعارض منافع

نویسندگان اعلام می دارند که در مورد انتشار این مقاله تعارض منافع وجود ندارد.

- [10] Gao, Q., Liu, Z., Sun, L., Ma, Q., Zhang, H., Bai, J., Lin, X., Yu, L. and Li, H., 2023. Review on precipitates and high-temperature properties of alumina-forming austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*. doi: [10.1016/j.jmrt.2023.07.030](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.030)
- [11] Sekhar, C., Moon, A.P., Dwarapudi, S., Kadhe, D.M., Gupta, N., Kundu, S., Mondal, A., Paul, I. and Singh, U., 2021. Failure analysis and improvement measures of grate bars used in iron ore pelletizing plant. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(8), pp.6269-6283. doi: [10.1007/s11665-021-05835-9](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05835-9)
- [12] Alizadeh M, Palizdar Y. The Influence of HH Type Steel Microstructure on the Distortion Behavior of Grate Bar Part in the Indurating Machine of Pelletizing Plant. *International Journal of Iron & Steel Society of Iran*. 2016; 13(2):7-12. doi: [article_23707_4f0ebbc0f24f5011dbba6fbca9ef1064](https://doi.org/article_23707_4f0ebbc0f24f5011dbba6fbca9ef1064)
- [13] Bagheri M, Pourdehshaykhi H, Kermani S M, Pourmahyabadi A. Damage characterization of heat resistant stainless steel grate plates in an iron ore pelletizing plant. *Engineering Failure Analysis*. 2020; 110: 04414. doi: [10.1016/j.engfailanal.2020.104414](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104414)
- [14] Bringas JE. Handbook of Comparative World Steel Standards, ASTM data series, DS 67A, 2002; 669. doi: [10.1520/DS67D-EB](https://doi.org/10.1520/DS67D-EB)
- [18] Zhao Y, Shi J, Cao W. Kinetics of austenite grain growth in medium-carbon niobium-bearing steel, *Journal of Zhejiang University-Science A*. 2011; 12:171-176. doi: [10.1631/jzus.A1000150](https://doi.org/10.1631/jzus.A1000150)
- [19] Klinkenberg C, Hulka K, Bleck W, Niobium carbide precipitation in microalloyed steel, *steel research international*. 2004; 75:744-752. doi: [10.1002/srin.200405837](https://doi.org/10.1002/srin.200405837)
- [20] Brooks CR, Fitch SB. Transmission electron microscopy observations of the lamellar structure in the Arispe iron meteorite, *Materials Characterization*. 2000; 45:365-377. doi: [10.1016/S1044-5803\(00\)00106-6](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00106-6)

References

- [1] American Society for Testing and Materials. ASTM A447-11: 2021: Standar Specification for Steel Castings, Chromium-Nickel-Iron Alloy (25-12 Class), for High-temperature Service. American Society of Mechanical Engineers, 2021. doi: [10.1520/A0781_A0781M-21](https://doi.org/10.1520/A0781_A0781M-21).
- [2] Wegst C, Micah W. *Stahlschlüssel-Key to Steel* 2013: Nachschlagewerk Dt./Engl./Franz. Stahlschlüssel, 2013. ISBN: [9783922599296](https://www.isbn-international.org/product/9783922599296)
- [3] Hudok D. Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. *Metals handbook* 1 1990; 200-211. doi: [ASM/ASM%20Handbook%20Vol%201](https://doi.org/ASM/ASM%20Handbook%20Vol%201)
- [4] Kofstad P, *High Temperature Corrosion*, Elsevier, London. 1988; 437. doi: [10.1016/B978-0-12-819726-4.00064-8](https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819726-4.00064-8)
- [5] Holt A, Kofstad P. High temperature corrosion of iron in O₂ + 4% SO₂/SO₃ at 500-800°C, *Materials Science and Engineering*, AI. 1989; 20:101-104. doi: [10.1016/0921-5093\(89\)90725-9](https://doi.org/10.1016/0921-5093(89)90725-9)
- [6] Mrowec S, Tochowicz S, Werber T, Podhorodecki J. High temperature sulphur corrosion of iron-chromium-aluminium alloys, *Corrosion Science*, 1967; 7:697-707. doi: [10.1016/S0010-938X\(67\)80011-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(67)80011-8)
- [7]. Niksirat, M., Rahimi, G. H., Hosseini, S. Analysis of crack behavior caused by corrosion in metal vessel repaired with composite under monotonic loading. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*, 2023. doi: [10.22034/ijme.2023.419708.1853](https://doi.org/10.22034/ijme.2023.419708.1853)
- [8] Hajannia I, Pakmanesh MR, Shamanian M, Atapour M. Comparison of wear behavior of an alloy developed as TRIP steel and DP steel. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*, 2020; 7(4): 48-54. https://www.iranjme.ir/article_109415.html?lang=en
- [9] Liu, L., Fan, C., Sun, H., Chen, F., Guo, J. and Huang, T., 2022. Research progress of alumina-forming austenitic stainless steels: A review. *Materials*, 15(10), p.3515. doi: [10.3390/ma15103515](https://doi.org/10.3390/ma15103515)