

## اثر سرعت سیال بر خوردگی فرسایشی فولاد CK45 دوفازی

علی محمد رشیدی\*

دانشیار، گروه مهندسی مواد و نساجی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران

سجاد اکرمیان زاده

دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و نساجی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران

## چکیده

خوردگی فرسایشی اغلب در صنایع پتروشیمی، نفت و گاز و همچنین سازه های دریایی رخ می دهد. شدت خسارت به عواملی چون سرعت سیال و ریزساختار ماده بستگی دارد. در این تحقیق اثر سرعت سیال بر خوردگی فرسایشی فولاد CK45 دوفازی با ریزساختارهای مختلف مورد بررسی قرار گرفت. این ریزساختارها با آستنیت کردن نمونه ها در دمای °C 740 به مدت 45 دقیقه و سپس با یکی از فرایندهای سرد کردن در هوا، کوئنچ در آب و یا آستمپر کردن در دمای °C 400 به مدت دو ساعت ایجاد شدند. آزمون خوردگی فرسایشی در آب مقطر حاوی 3 wt% کلرید سدیم و 1 wt% ذرات آلومینا در سرعت های 5، 9 و 16 m/s انجام شد. مطابق نتایج بدست آمده، سینتیک خوردگی فرسایشی خطی بود. با افزایش سرعت سیال از 5 m/s به 16 m/s شیب خط بسته به نوع ریزساختار چهار تا شش برابر شد. تغییرات نرخ خوردگی فرسایشی با سرعت سیال از یک رابطه توانی تبعیت نمود. مقدار توان سرعت بین 2 تا 3 متغیر بود. **واژه های کلیدی:** خوردگی فرسایشی، فولاد CK45، سرعت سیال، ریزساختار دوفازی.

## Effect of Fluid Velocity on Erosion-Corrosion of Dual Phase CK45 Steel

A. M. Rashidi

Department of Materials Engineering, Razi University, Kermanshah, Iran

S. Akramianzadeh

Department of Materials Engineering, Razi University, Kermanshah, Iran

## Abstract

Erosion-corrosion usually occurs in the petrochemical, oil and gas industry and marine structures. Therefore, it is important to study the factors affecting. The severity of damage depends on various factors such as fluid velocity and microstructure of the material. The objective of this paper is to experimentally investigate the effect of fluid velocity on the erosion-corrosion of dual phase samples of Ck45. These were achieved by austenitising of samples at 740 °C for 45 min and then cooling in air, or quenching in water and/or austempering at 400 °C in salt bath for two hours. Erosion-corrosion tests were carried out in slurry composed of distilled water, 3 wt% NaCl and 1 wt% of alumina particles in flow velocities of 5, 9 and 16 m/s. The results revealed that the kinetic of erosion-corrosion was a linear. By increasing the velocity from 5 m/s to 16 m/s, the line slope is increased by a factor of 4-6, depending on the microstructures of samples. The erosion-corrosion rate increased by increasing velocity in accordance with a power relationship. The amount of power varied from 2 up to 3.

**Keyword:** CK45 steel, Dual phase structures, Erosion-corrosion, Fluid velocity.

پدیده هایی که سبب کاهش تدریجی ضخامت مواد می شوند یا متاثر از عوامل مکانیکی (تنش های اعمالی و انرژی ضربه ای) هستند و یا ناشی از واکنش های شیمیایی یا الکتروشیمیایی با محیط. در برخی کاربردها، وجود هم زمان این دو عامل سبب می شود آسیب دیدن ماده بگونه ای خطرناک تشدید گردد. به عنوان مثال موادی که به خاطر ویژگی غیر فعال شدن (تشکیل لایه پاسیو)، در مقابل خوردگی مقاوم هستند، در حضور تنش برشی اعمالی از طرف سیالات دچار خوردگی شدید می شوند. در واقع در برخی موارد یک ماده تحت فرسایش خالص و یا در محیط خورنده دچار آسیب نشده و یا میزان آسیب دیدن آن اندک است، اما وقتی این دو عامل با هم حضوردارند، میزان تخریب به شدت افزایش یافته و غالباً گفته می شود این دو بر همدیگر اثر هم افزایی دارند. از این اثر توامان خوردگی و فرسایش، با عنوان کلی خوردگی فرسایشی یاد می شود [1-7].

خوردگی فرسایشی به لحاظ تاریخی ابتدا در آلیاژهای Cu-29%Zn-1%Sn مورد استفاده در چگالنده کشتی های نیروی دریایی در سال های 1916-1914 میلادی به عنوان یک مشکل

## 1- مقدمه

یکی از مشکلات صنایع مختلف نازک شدن سازه ها و تجهیزات مورد استفاده با گذشت زمان در اثر برهمکنش بین عوامل محیطی و ماده است. نتیجه تداوم این پدیده می تواند تغییر شکل پلاستیک نامطلوب یا شکست ناگهانی ماده در اثر کاهش سطح مقطع و به تبع آن، افزایش تنش به بیش از مقادیر استحکام تسلیم و یا استحکام نهایی به رغم ثابت ماندن بار اعمالی باشد. سوراخ شدن و ایجاد نشی یکی دیگر از تبعات نازک شدن موضعی اجزائی مانند لوله ها و مخازن نگهداری مواد شیمیایی است که علاوه بر زیان های اقتصادی، می تواند موجب مشکلات زیست محیطی شده و حتی سلامت و حیات انسان ها را با تهدید جدی مواجه سازد. در برخی موارد نیز نازک شدن موضعی سبب می شود این مناطق به صورت نقاط تمرکز تنش عمل نموده و شرایط برای دیگر پدیده های تخریب مانند خستگی و خوردگی تنش فراهم می شود [1]. برای کاهش چنین اثرات تخریبی، آشنائی با پدیده های مرتبط با آنها و انجام تحقیقات در این زمینه ها ضروری است.

\* نویسنده مکاتبه کننده، آدرس پست الکترونیکی: rashidi673@yahoo.com

پرلیتی ایجاد شود. برای بدست آوردن ساختار فریتی-مارتنزیتی نیز ۱۵ نمونه در آب یخ کوئنچ شد. ۳۰ نمونه هم در حمام نمک مذاب با دمای °C ۴۰۰ کوئنچ گردید و در این دما به مدت دو ساعت نگهداری شد (عملیات آستمپرینگ)، تا ریزساختار دوفازی فریتی-بینیتی به وجود آید. بعد از آن سطح کلیه نمونه ها سمباده زنی شد و با استفاده از خمیر آلومینا کاملا صیقلی و سپس اچ گردید.

جدول ۱- ترکیب شیمیائی فولاد مورد استفاده

عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی
Si	۰٫۲۵	C	۰٫۴۴
Cr	۰٫۲۷	Mn	۰٫۵۷
P	۰٫۱۰	S	۰٫۱۰
Fe	مابقی		

ریزساختار نمونه ها با میکروسکپ نوری و میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. سختی نمونه ها با روش برینل مطابق استاندارد ASTM E-10 اندازه گیری شد. محیط مورد استفاده برای انجام آزمون خوردگی فرسایشی ۵ لیتر آب مقطر حاوی ۳ wt% کلرید سدیم و ۱ wt% ذرات آلومینا با میانگین اندازه حدود ۱۰۰ μm به عنوان ذرات ساینده بود. نمونه ها بر روی یک صفحه دوار از جنس پلیمر فشرده نصب شدند. فاصله مرکز صفحه تا مرکز هر نمونه ۱۱٫۵ cm بود. صفحه دوار توسط یک محور به سه نظام یک دستگاه دریل ستونی بسته شد (شکل ۱). این صفحه با پائین آوردن دسته دریل، در داخل سیال خورنده غوطه ور گردید. با روشن کردن دریل، و چرخش صفحه دوار در درون محیط، حرکت نسبی بین سیال و سطح نمونه ها با زاویه برخورد صفر درجه ایجاد شد. آزمایش ها در سه سرعت چرخش rpm ۴۱۵، ۷۵۰ و ۱۳۳۰ متناظر با سرعت های خطی ۵، ۹ و ۱۶ m/s انجام شدند. برای تعیین میزان کاهش جرم ناشی از خوردگی فرسایشی، ابتدا محصولات خوردگی تشکیل شده بر روی نمونه ها، طبق استاندارد ASTM-G1 پاک شد. وزن نمونه ها با دقت یک دهم میلی گرم قبل و بعد از هر یک از دوره های زمانی ذکر شده در جدول ۲ تعیین گردید.

### ۳- نتایج

#### ۳-۱- نتایج میکروسکپی

در شکل ۲ نمونه هایی از ریزساختار ایجاد شده پس از آستنیته کردن در منطقه دو فازی  $\gamma + \alpha$  نمودار فازی آهن-کربن و سپس سرد کردن در هوا و آستمپر کردن در °C ۴۰۰ ارائه شده است. هر دو تصویر نشان می دهند که فاز فریت پرویوتکتوئیدی در نواحی مرزخانه ای تشکیل شده است. با استفاده از آنالیز تصویری مقدار این فاز در نمونه های فریتی-پرلیتی (F-P)، فریتی-مارتنزیتی (F-M) و فریتی-بینیتی (F-B) به ترتیب ۲۴، ۲۰ و ۲۱ درصد سطحی تعیین شد. نمونه های کوئنچ شده در آب و حمام نمک با دمای °C ۴۰۰ همچنین حاوی ۱۰ و ۵ درصد فاز آستنیته باقیمانده بودند. بقیه ساختار از فاز سخت مارتنزیت یا بینیت تشکیل شده بود. این نتایج نشان می دهد مقدار فاز فریت در هر سه نمونه تقریبا مشابه هم بوده و اختلاف بین

تشخیص داده شد [۸]. صنایع نفت و گاز، جایی که فولادها در تماس با مایعات و گازهای گوناگون و گاهی اوقات ترکیبات جامد حاوی دی اکسید هستند، سازه های ساحلی و بدنه کشتی ها و همچنین نیروگاه های تولید برق، جایی که اجزاء فولادی در معرض آب یا مخلوط آب و بخار در محدوده دمائی °C ۲۸۰-۹۰ قرار می گیرند، از جمله حوزه هایی هستند که خوردگی فرسایشی در آنها مشکل ساز است [۸]. به طور کلی تقریبا همه اجزائی که در مجاورت یک سیال خورنده در حال حرکت واقع هستند و یا چنین سیالی به سطح آنها برخورد می کند، در معرض خوردگی فرسایشی قرار دارند. در این میان لوله های انتقال گاز، نفت، آب، خطوط انتقال هر گونه سیال خورنده در راکتورهای صنعتی تولید مواد شیمیائی، غذائی ... و همچنین مبادله کن های حرارتی بیشترین آسیب را از خوردگی فرسایشی می بینند.

عامل های متعددی مانند نوع و سختی ماده و شرایط سطحی آن، نوع سیال و جریان آن، نوع، ابعاد، شکل، مقدار و سختی ذرات معلق در سیال، زاویه برخورد، سرعت برخورد و دما بر شدت ونحوه آسیب دیدگی ناشی از خوردگی فرسایشی اثر گذارند. در این میان سرعت نسبی سیال و حضور ذرات نقش بارزتری ایفا می کنند. در عمل خوردگی فرسایشی زمانی رخ می دهد که تنش برشی اعمال شده توسط سیال بر روی سطح فلز از یک حد بحرانی بیشتر باشد. این تنش خود به سرعت نسبی سیال وابسته است. لذا اگر سرعت نسبی سیال از یک حد بحرانی بیشتر گردد، احتمال رخ دادن خوردگی فرسایشی به شدت افزایش می یابد. معمولا نرخ خوردگی فرسایشی با سرعت سیال به صورت توانی مرتبط بوده و مقدار توان بسته به مکانیزم غالب آسیب، بین صفر تا ۸ متغیر است. اگر کمتر از ۱ باشد، مکانیزم غالب خوردگی بوده و اگر بین ۲ تا ۳ باشد مکانیزم غالب، مکانیزم فرسایش در اثر برخورد ذرات جامد ساینده معلق در سیال است [۹].

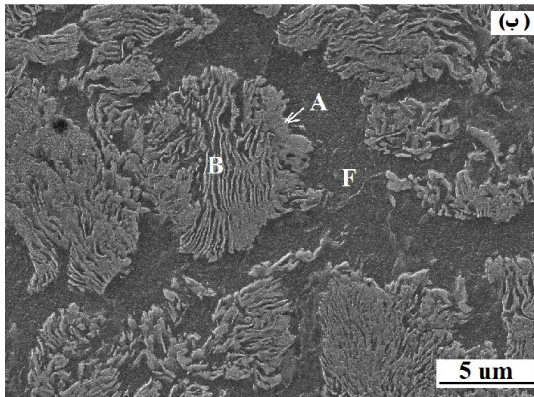
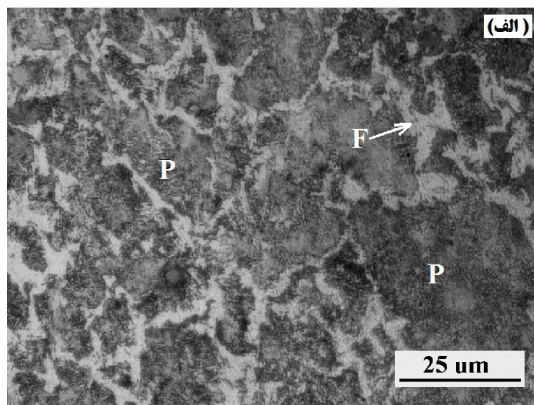
نیاز به تهیه فولادهایی با استحکام بالا همراه با قابلیت شکل پذیری خوب سبب تولید نسلی از فولادها با عنوان فولادهای دوفازی گردیده است. ساختار این فولادها متشکل از فاز نرم فریت به همراه فاز سخت مارتنزیت یا بینیت است. اولی عامل ایجاد انعطاف پذیری و دومی عامل استحکام بخشی است. این فولادها از ترکیب مناسبی از خواص مکانیکی چون استحکام تسلیم نسبتا پائین همراه با استحکام نهائی بالا و درصد ازدیاد طول بالا دارند. مرور منابع علمی نشان می دهد که خواص مکانیکی این فولادها همچون خواص کششی و رفتار خستگی مورد مطالعه نسبتا وسیعی قرار گرفته اند [۱۰-۱۴]. در خصوص خوردگی فرسایشی آنها اطلاعاتی یافت نشد. طراحی صحیح قطعات و سازه ها از این دسته فولادها برای کار در محیط خورنده ای که با جریان سیال همراه است، قطعاً نیازمند وجود اطلاعات کافی در خصوص رفتار خوردگی فرسایشی آنهاست. این تحقیق در همین راستا انجام شد.

#### ۲- مبانی و روش کار

ابتدا ۶۰ نمونه به ضخامت ۱۰ mm از یک میله فولادی به قطر ۳۰ mm از فولاد ساده کربنی CK45 تهیه شد. ترکیب شیمیایی فولاد با کواتمتری تعیین گردید (جدول ۱). تمام نمونه ها در دمای °C ۷۴۰ آستنیته شدند. ۱۵ نمونه در هوا سرد شد تا ساختار دوفازی فریتی-

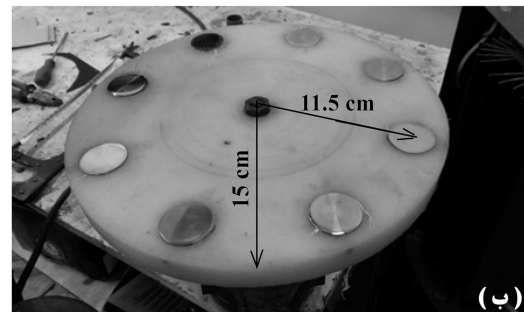
پلاستیک است. آهنگ کارسختی فازهای فریت، آستنیت، پرلیت، بینیت و مارتنزیت متفاوت است. هنگام برخورد ذرات جامد معلق در سیال، هر فاز با نرخ خاص خود دچار تغییرشکل دائمی می شود. در نتیجه شدت تغییرشکل در برخی مناطق بالاتر بوده و سبب می شود این مناطق در برابر خوردگی فعال تر از نواحی مجاور بوده و سریع تر از نواحی مجاور دچار خوردگی شوند.

شکل ۴- ب نشان می دهد در نمونه آستمپر شده علاوه بر ایجاد حفره، برخی نواحی مجاور فاز بینیت نیز دچار ترک خوردگی شده است. احتمال داده می شود این ترک ها از نوع ترک های ناشی از خوردگی تنش<sup>۱</sup> باشند. نتیجه مشابهی توسط لی و همکارانش [۱۵] برای آلومینیوم در اثر وجود تنش پسماند گزارش شده است. در نمونه های تحقیق حاضر، در ناحیه مجاور فاز بینیت گرانوله، آستنیت باقیمانده وجود داشته است (شکل ۲)، احتمالاً در اثر برخورد های متوالی ذرات معلق در سیال با سرعت بالا، این فاز دچار تغییر شکل پلاستیک زیادی شده و نتیجه تنش پسماند زیادی در آن به وجود آمده و چون محیط هم به شدت خورنده بوده، لذا وجود هم زمان خوردگی و تنش سبب ترک خوردن نمونه شده است [۸].



شکل ۲- تصویر الف) میکروسکپی نوری نمونه F-P، ب) میکروسکپی SEM نمونه F-B

آنها در حد خطای روش تعیین مقدار فازها است. بنابراین مهمترین اختلاف ریزساختاری بین نمونه ها نوع فاز سخت یعنی، پرلیت، بینیت و مارتنزیت و حضور فاز آستنیت است.



شکل ۱- تصویر الف) اتصال صفحه دوار به دریل، ب) نصب نمونه ها در صفحه پلیمری دوار مورد استفاده

جدول ۲- مدت قرارگیری نمونه ها در داخل سیال خورنده (ساعت)

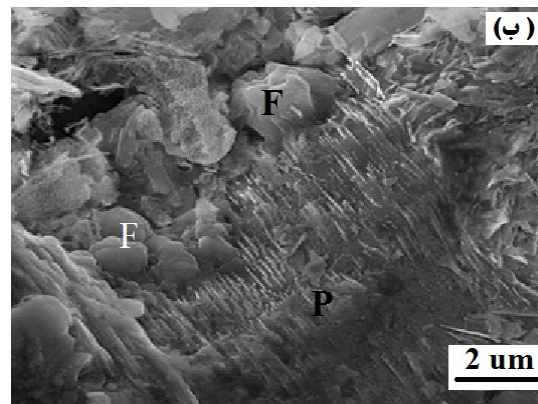
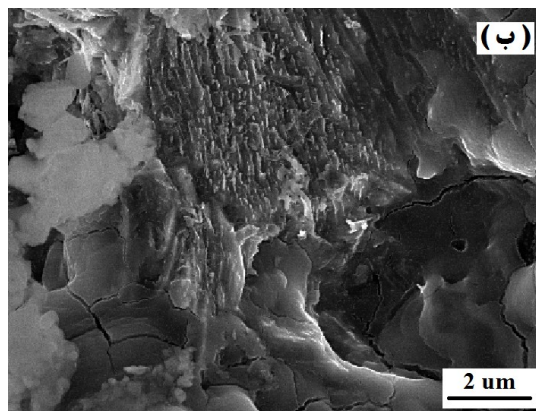
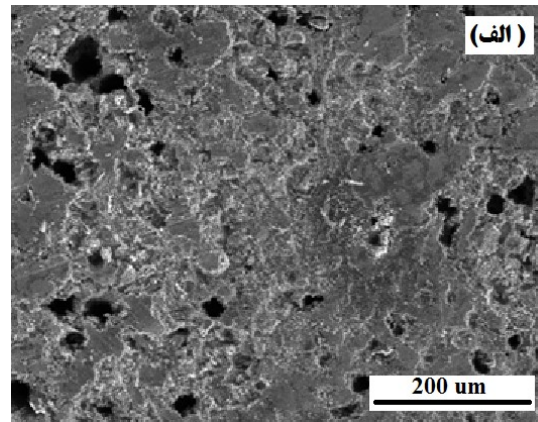
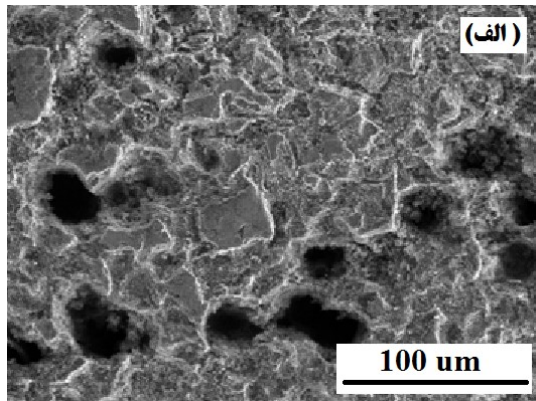
۱۳۳۰ rpm	۷۵۰ rpm	۴۱۵ rpm
۶	۱۲	۲۴
۱۲	۲۴	۴۸
۱۸	۳۶	۷۲
۲۴	۴۸	۹۶
۳۰	۶۰	۱۲۰

در شکل های ۳ و ۴ نمونه هایی از تصویر سطح نمونه های F-P و F-B پس از انجام آزمون خوردگی فرسایشی با سرعت ۱۶ m/s به مدت ۳۰ ساعت ارائه شده است. در هردو نمونه پدیده حفره دار شدن مشاهده می شود. از آنجا که در حضور سیال خورنده در حال جریان امکان ایجاد خوردگی حفره ای<sup>۱</sup> وجود ندارد [۱]، احتمالاً این حفره ها جای خالی دانه های فریتی کنده شده در اثر تنش های برشی هستند. مرز دانه ها همواره مستعدتر از بقیه مناطق برای خوردگی بوده و در نتیجه سریع تر خورده می شوند [۳]. این باعث می گردد فضای اطراف دانه های فریت خالی گردد (شکل ۳- ب). در نتیجه اتصال این دانه ها به زمینه ضعیف شده و به تبع آن در اثر تنش های برشی به راحتی کنده شده اند. یک احتمال دیگر فعال شدن موضعی در اثر تغییر شکل

<sup>2</sup> Stress corrosion cracking (SCC)

<sup>1</sup> Pitting





شکل ۴- تصویر SEM سطح نمونه F-B بعد از خوردگی فرسایشی، (الف) نمایش حفره ها، (ب) ترک خوردگی فاز مجاور بینیت

شکل ۳- تصویر SEM سطح نمونه F-P بعد از خوردگی فرسایشی، (الف) نمایش حفره ها، (ب) نمایش وضعیت فازهای فریت و پرلیت

فرصت تشکیل لایه محافظ را نمی یابند. در نتیجه آسیب دیدگی سطح با سینتیک خطی رخ می دهد.

شیب خطوط نشان داده شده در شکل های ۵ و ۶ بیانگر نرخ خوردگی فرسایشی نمونه ها است. مطابق راهنمایی های مرجع [۱۶] با بهترین خط راست بر داده ها انطباق داده شد و شیب آنها بر حسب  $\text{mg.cm}^{-2}.\text{h}^{-1}$  تعیین گردید. از طرفی بیان میزان آسیب بر حسب میلیمتر بر سال بهتر از  $\text{mg.cm}^{-2}.\text{h}^{-1}$  است زیرا میزان کاهش ضخامت در سال و به تبع آن عمر مفید یک سازه را مستقیماً بدست می دهد [۱]. لذا تمامی داده ها با استفاده از رابطه ۱ به نرخ خوردگی فرسایشی بر حسب  $\text{mm.y}^{-1}$  تبدیل شدند:

$$\text{ECR}(\text{mm.y}^{-1}) = 11.159 \times \text{ECR}(\text{mg.cm}^{-2}.\text{h}^{-1}) \quad (1)$$

در شکل ۸ چگونگی تغییر نرخ خوردگی فرسایشی بر حسب سرعت سیال برای نمونه های فریتی-پرلیتی، فریتی-مارتنزیتی و فریتی-بینیتی مقایسه شده است. همان طور که دیده می شود نرخ خوردگی فرسایشی نمونه فریتی- پرلیتی در تمام سرعت های مورد بررسی به مراتب بالاتر از دو نمونه دیگر بوده است. در سرعت  $415 \text{ rpm}$  نرخ آسیب در نمونه آستمبر شده تفاوت معناداری با نمونه فریتی-مارتنزیتی نداشته، اما با افزایش سرعت چرخش تفاوت بین این دو بیشتر شده است. خوردگی فرسایشی متأثر از اثرگذاری هم زمان دو پدیده آسیب رسان خوردگی و فرسایشی است. بنابراین هر عاملی که

### ۲-۳- نتایج وزن سنجی

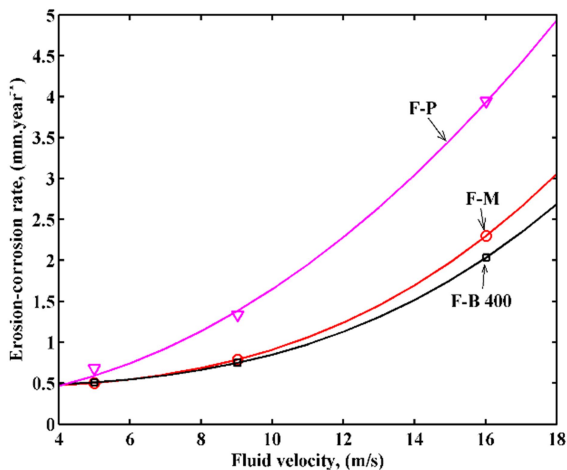
در شکل های ۵ و ۶ به ترتیب چگونگی تغییر کاهش جرم در واحد سطح نمونه های سرد شده در هوا، کونچ شده در آب و آستمبر شده در حمام نمک با دمای  $400^\circ \text{C}$  بر حسب زمان آزمون خوردگی فرسایشی در سرعت های چرخش  $415 \text{ rpm}$ ،  $750 \text{ rpm}$  و  $1330 \text{ rpm}$  معادل سرعت خطی  $5 \text{ ms}$ ،  $9 \text{ ms}$  و  $16 \text{ ms}$  نشان داده شده است. همان گونه که دیده می شود این تغییرات برای همه ریزساختارها و سرعت های مورد بررسی به صورت خط راست می باشد. در واقع سینتیک خوردگی فرسایشی از نوع سینتیک خطی بوده است. در مباحث خوردگی، سینتیک خطی مشخصه سیستم هایی است که در آنها نحوه رسیدن عامل خورنده به سطح ماده با گذشت زمان تغییری نکند. معمولاً در چنین سیستم هایی محصولات خوردگی از روی سطح حذف شده یا قابلیت تشکیل یک لایه پیوسته محافظ ندارند و در نتیجه در اثر تماس سیال خورنده با سطح تازه به صورت پیوسته ای با همان مکانیزم اولیه آسیب ادامه می یابد [۳]. در فرایند خوردگی سایشی نیز به دلیل حرکت سیال یون های خورنده با سرعت ثابتی به سطح نمونه رسیده و سبب خوردگی آن می شوند. در اثر تنش برشی وارده از طرف سیال و همچنین برخورد ذرات ساینده موجود در سیال با سطح نمونه ها، محصولات اکسیدی نیز از روی سطح کنده شده و

بنابراین برای اینکه ماده ای از مقاومت به خوردگی فرسایشی مناسبی برخوردار گردد باید هم سختی بالایی داشته و هم از فازهای پایداری تشکیل شده باشد. ریزساختار فریتی- پرلیتی به لحاظ ترمودینامیکی پایدارتر از بقیه بوده، اما به لحاظ سختی، از سختی کمتری برخوردار است. لذا علت بالاتر بودن نرخ خوردگی فرسایشی نمونه فریتی- پرلیتی را می توان به سختی کم این نمونه ها ارتباط داد. نمونه فریتی- مارتنزیتی سختی بسیار بالایی داشته، اما از لحاظ مقاومت به خوردگی به دلیل وجود فاز مارتنزیت، ضعیف تر از بقیه است. نمونه آستمیر شده در دمای °C ۴۰۰ تقریباً هر دو ویژگی را دارا بوده و به همین دلیل بالاترین مقاومت به خوردگی فرسایشی را داشته است.

نرخ خوردگی فرسایشی معمولاً به صورت توانی به سرعت نسبی بین سیال و سطح نمونه وابسته بوده و مقدار توان از صفر تا ۸ متغیر است [۹]. برای بررسی این موضوع، داده های نرخ خوردگی فرسایشی نمونه های مختلف بر حسب سرعت چرخش ترسیم شدند. با استفاده از نرم افزار Matlab بهترین منحنی توابع توانی بر داده ها انطباق داده شد و برای هر ریزساختار ثابت ها و توان معادله توانی تعیین گردید. نتایج در جدول ۳ ارائه شده و بر اساس آنها نمودارهای نشان داده شده با خط توپر در شکل ۷ ترسیم شده اند. دیده می شود که داده ها به خوبی از معادله توانی تبعیت کرده اند. مقادیر توان و ضریب سرعت چرخش به نوع ریزساختار بستگی داشته و مقدار توان بین ۲ تا ۳ متغیر است. حساسیت ضریب سرعت (a) به نوع ریزساختار شدید بوده و با تغییر ریز ساختار تا ۳۰ برابر تغییر نموده است.

جدول ۳- مقادیر پارامترهای رابطه توانی بین نرخ خوردگی

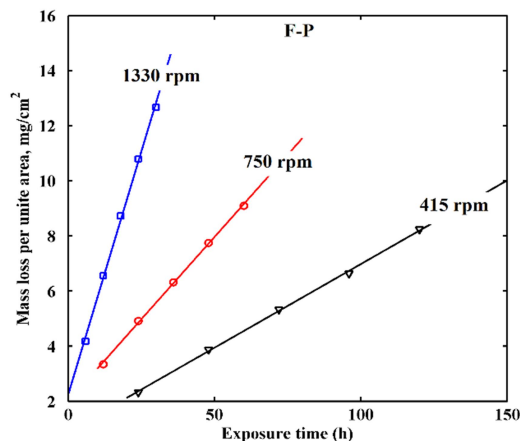
فرسایشی (x) و سرعت سیال (v=a.x <sup>n</sup> +c)			
ریزساختار	c	n	a×10 <sup>4</sup>
F-P	۰٫۲۵۷۰	۲٫۰۶۴	۱۲۰۰
F-M	۰٫۴۴۱۴	۲٫۹۳۱	۵٫۵
F-B	۰٫۴۶۰۹	۲٫۹۷۵	۱٫۴



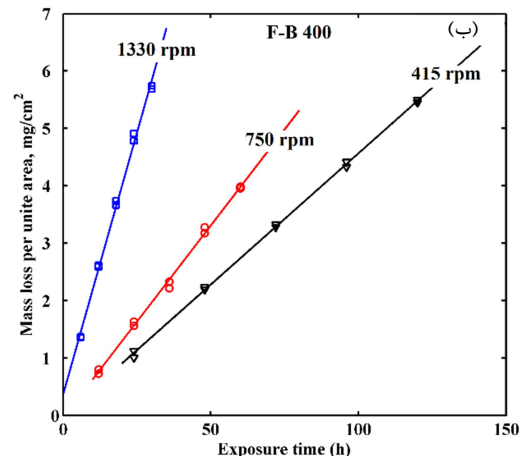
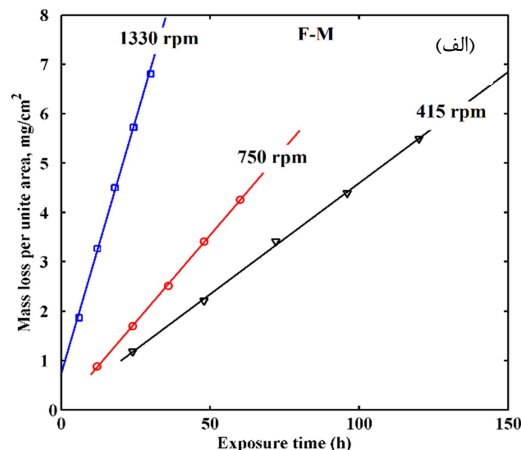
شکل ۷- تغییر نرخ خوردگی فرسایشی با سرعت سیال در نمونه های فریتی- پرلیتی، فریتی، مارتنزیتی و فریتی- بینیتی.

هریک از این دو را تحت تاثیر قرار دهد، نرخ خوردگی فرسایشی را نیز متاثر خواهد ساخت.

ناپایداری ترمودینامیکی یک فاز بر خوردگی آن اثر گذار است، در حالی که نرم بودن یک فاز می تواند رفتار فرسایش آن را تحت تاثیر قرار دهد.



شکل ۵- تغییر کاهش جرم در واحد سطح نمونه فریتی- پرلیتی با زمان آزمون خوردگی فرسایشی در سرعت های چرخش مختلف



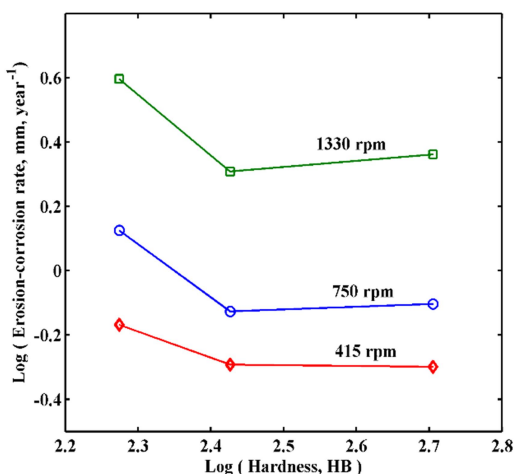
شکل ۶- تغییر کاهش جرم در واحد سطح نمونه های الف) فریتی- مارتنزیتی، ب) فریتی- بینیتی با زمان آزمون خوردگی فرسایشی

### ۴-۳- تکرار پذیری نتایج

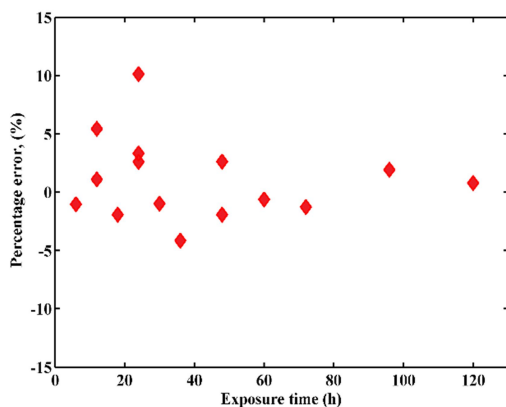
به منظور بررسی تکرارپذیری نتایج و این که تفاوت بین نتایج بدست آمده برای ریزساختارها و سرعت‌های مختلف معنادار بوده یا در حد خطاهای آزمایشگاهی است، آزمون خوردگی فرسایشی برای یک نمونه آستمپر شده دیگر در تمام زمان ها و سرعت های مورد بررسی تکرار شد. بر اساس نتایج بدست آمده برای دو نمونه درصد خطای نسبی داده ها براساس رابطه (۳) محاسبه شد:

$$Er\% = 100 \times \frac{X_1 - X_2}{X_2} \quad (2)$$

برای بررسی اتفافی بودن خطاها، مقدار خطای نسبی بر حسب زمان آزمون ترسیم گردید. نتایج در شکل ۱۰ ارائه شده است. همان طور که دیده می‌شود بیشینه خطای نسبی ناشی از تکرار آزمون خوردگی فرسایشی کمتر از ۱۰٪ است. داده ها در اطراف مقدار صفر پراکنده بوده و برخی مثبت و برخی منفی هستند. این یعنی اینکه خطاها از نوع اتفافی بوده است [۱۶].



شکل ۹- تغییر لگاریتم نرخ خوردگی فرسایشی در سرعت های چرخش مختلف بر حسب لگاریتم سختی برینل نمونه ها



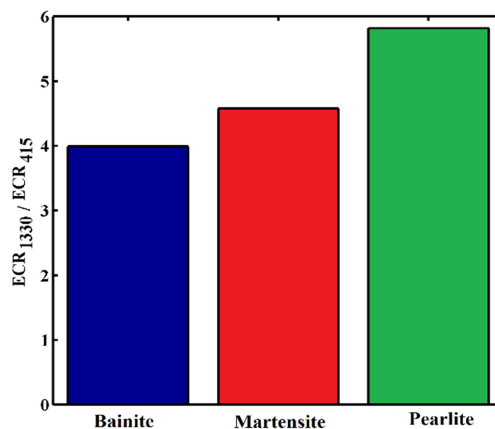
شکل ۱۰- توزیع خطای نسبی نتایج مربوط به نمونه های F-B

در شکل ۸ نسبت نرخ خوردگی فرسایشی در سرعت ۱۳۳۰ rpm به سرعت ۴۱۵ rpm مقایسه شده است. دیده می‌شود با تقریباً سه برابر شدن سرعت سیال، نرخ خوردگی فرسایشی چهار تا شش برابر شده است. این یعنی اینکه سرعت سیال نقش بسزایی در خوردگی فرسایشی داشته است.

### ۳-۳- رابطه نرخ خوردگی فرسایشی و سختی

سختی یکی از پارامتر های است که رابطه آن با فرسایش مورد توجه محققین بوده و یک رابطه توانی برای آن پیشنهاد شده است [۱۷]. برای بررسی این موضوع در خصوص خوردگی فرسایشی ابتدا آزمون سختی سنجی به روش برینل در سه نقطه بر روی سطح هر نمونه انجام شد. میانگین سختی برینل بدست آمده برای نمونه های با ریزساختارهای F-B و F-M، F-P به ترتیب ۱۸۸، ۵۰۷ و ۲۶۷ برینل با تقریباً پنج درصد خطای نسبی بود.

برای بررسی برقرار بودن رابطه توانی بین سختی و نرخ خوردگی فرسایشی می توان لگاریتم نرخ خوردگی فرسایشی را بر حسب لگاریتم سختی ترسیم نمود. اگر داده ها روی یک خط راست واقع شدند، آنگاه می توان گفت قاعده تبعیت نرخ خوردگی سایشی از سختی مطابق رابطه توانی صادق است. انحراف از خط راست نیز نشان دهنده عدم تبعیت داده ها از رابطه توانی است. در این تحقیق لگاریتم داده های نرخ خوردگی سایشی بر حسب لگاریتم سختی برای هر یک از ریزساختارها به صورت جداگانه ترسیم گردید. نتایج در شکل ۱۰ ارائه شده است. مشاهده می گردد در مقایسه بین نمونه فریتی- پرلیتی با نمونه های فریتی-مارتنزیتی و فریتی-بینیتی، قاعده کلی کمتر بودن مقاومت به خوردگی فرسایشی (بیشتر بودن نرخ خوردگی فرسایشی) با کاهش سختی صادق است، اما هر چند سختی نمونه های فریتی-مارتنزیتی بسیار بیشتر از نمونه آستمپر شده در دمای ۴۰۰ °C است، اما مقاومت به خوردگی فرسایشی آن کمتر بوده است. با افزایش سرعت چرخش، انحراف از رابطه پیش بینی شده بین سختی و نرخ خوردگی سایشی بیشتر هم شده است. این نتایج نشان می دهند قاعده رابطه توانی بین سختی و نرخ خوردگی فرسایشی همیشه برقرار نیست.



شکل ۸- نسبت نرخ خوردگی فرسایشی در سرعت ۱۳۳۰ rpm به ۴۱۵ rpm در نمونه های با ریزساختارهای مختلف

- [10] Mousavi Anijdan S.H. and Vahdani H., Room-temperature mechanical properties of dual-phase steels deformed at high temperatures, *Materials Letters*, Vol. 59, pp. 1828-1830, 2005.
- [11] Tayanc M., Aytac A and Bayram A., The effect of carbon content on fatigue strength of dual-phase steels, *Materials and Design*, Vol.28, pp 1827-1835, 2007.
- [12] Mazinani M. and Poole W.J., Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, pp. 328–339, 2007.
- [13] Davies R.G., Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels, *Metallurgical Transactions A*. Vol. 9. pp. 671-679, 1978.
- [14] Kalhor A. and Mirzadeh H., Tailoring the Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steel Based on the Initial Microstructure, *Steel Research International*, Vol. 87, No.9999, 2016.
- [15] Li Y., Burstein G., and Hutchings I., The influence of corrosion on the erosion of aluminium by aqueous silica slurries, *Wear*, Vol. 186, pp. 515-522, 1995.
- [16] Squires G.L., *Practical physics*, Cambridge University Press, Fourth edition, 2001.
- [17] Oka Y.I., Matsumura M. and Kawabata T., Relationship between surface hardness and erosion damage caused by solid particle impact, *Wear*, Vol. 162, pp. 688-695, 1993.

#### ۴- نتیجه گیری

در این تحقیق اثر سرعت نسبی بین سیال و نمونه های فولادی دوفازی بر نرخ خوردگی سایشی آنها در محلول خورنده حاوی یک درصد ذرات ساینده آلومینا بررسی شد. بر اساس نتایج به دست آمده می توان نتیجه گیری نمود که:

- ۱- نوع فاز و سرعت چرخش اثری بر نوع سینتیک کاهش ضخامت نداشته و در همه نمونه ها سینتیک خوردگی فرسایشی خطی بود.
- ۲- نرخ خوردگی فرسایشی با تغییر سرعت طبق رابطه توانی افزایش یافت.
- ۳- توان رابطه بین سرعت سیال و نرخ خوردگی فرسایشی به نوع فاز سخت موجود در زمینه فولاد دوفازی بستگی داشت و بین ۲ تا ۳ متغیر بود.
- ۴- با افزایش سرعت چرخش از ۴۱۵ rpm به ۱۳۳۰ rpm نرخ خوردگی فرسایشی نمونه های فریتی-بینیتی، فریتی-مارتنزیتی و فریتی-پرلیتی به ترتیب حدود ۰.۴، ۴/۶ و ۵/۸ برابر شد.
- ۵- بین سختی نمونه ها و نرخ خوردگی فرسایشی وابستگی معناداری وجود نداشت.
- ۶- در سرعت های بالا، در نمونه آستمپر شده علاوه بر خوردگی فرسایشی، ترک خوردگی سطحی ناشی از خوردگی تنش نیز مشاهده شد.

#### ۵- سپاسگزاری

از مسئولین دانشگاه رازی خصوصا مدیر محترم گروه مهندسی مکانیک قدردانی می گردد.

#### ۶- مراجع

- [1] Fontana M.G, *Corrosion Engineering*, McGraw-Hill, New York, 1986.
- [2] Lu B.T., and Luo J.L, Synergism of Electrochemical and Mechanical Factors in Erosion-Corrosion, *The Journal of Physical Chemistry B*, Vol. 110, pp. 4217-4231, 2006.
- [3] Shreir L.L, Jarman R.A, and Burstein G.T, *Corrosion*, Vol. I. pp. 293-303, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [4] Craig B.D. and Jones R.H., Environmentally induced cracking, In: *ASM Metals Handbook*, Vol. 13, pp. 145-171, ASM International, Materials Park, OH, 1989.
- [5] Lu B., *Erosion-corrosion in oil and gas production*, Research and Reviews in Materials Science and Chemistry, Vol. 2, pp.19-60, 2013.
- [6] Lu B.T., Lu J.F. and Luo J.L., Erosion-corrosion of carbon steel in simulated tailing slurries, *Corrosion Science*, Vol. 53, pp. 1000-1008, 2011.
- [7] Rajahram S.S., Harvey T.J. and Wood R.J.K., Erosion-corrosion resistance of engineering materials in various test conditions, *Wear*, Vol. 267, pp.244-254, 2009.
- [8] Revie R.W., Environmental cracking of metals, *Modern Aspects of Electrochemistry*, Vol. 26, pp.277-316, 1994.
- [9] Efrid K.D., Fow-Induced Corrosion, in: *Uhlig's Corrosion Handbook*, pp. 233-248, John Wiley & Sons, INC, 2000.