

## بررسی رفتار خوردگی پوشش‌های آلیاژی Fe-Cr-Ni در محلول اسید سولفوریک\*

محمد قربانی<sup>(۱)</sup> ابوالقاسم دولتی<sup>(۲)</sup> عبدالله افشار<sup>(۳)</sup>

**چکیده** پوشش‌های آلیاژی کروم بخاطر تشکیل لایه سطحی روئینی از اکسید کروم همواره مورد توجه بوده‌اند. در این تحقیق رفتار خوردگی رسوبات آلیاژی Fe-Cr-Ni با روش پلاریزاسیون سیکی در محلول اسید سولفوریک بررسی شده و حساسیت رسوبات آلیاژی نسبت به خوردگی موضعی از راس ریزترک‌ها در محلول یاد شده توسط روش پتانسیو استاتیک ارزیابی گردید. بررسی‌ها نشان دادند که با افزایش دانسیته جریان پوشش‌دهی میزان کروم و نیکل و همچنین، ابعاد ریزترک‌های پوشش آلیاژی افزایش می‌یابد. از این رو، بهبود مقاومت خوردگی رسوبات آلیاژی به رفتار روئین حاصل از افزایش کروم و نیکل پوشش بستگی دارد. پوشش آلیاژی با ترکیب مشابه فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ دارای دانسیته جریان روئین مشابه فولاد یاد شده بوده ولیکن محدوده پتانسیل منطقه روئین پوشش آلیاژی کمتر از فولاد یاد شده می‌باشد که به ریزترک‌های موجود در ساختار پوشش آلیاژی نسبت داده می‌شود. **واژه‌های کلیدی** رسوب الکتروشیمیایی، آلیاژ Fe-Cr-Ni، خوردگی موضعی، اسیدسولفوریک.

### The Corrosion Behavior of Electrodeposited Fe-Cr-Ni Alloys in Sulfuric Acid Solution

M. Ghorbani

A. G. Dolati

A. Afshar

**Abstract** The major interest for development of chromium alloy deposits is the possible formation of a passive film of chromium oxide. This study, the corrosion behavior of Fe-Cr-Ni alloy electrodeposits is investigated by cyclic polarization in sulfuric acid solution. The localized corrosion susceptibility of alloy deposits at crack tip, is studied by potentiostatic experiments in above-mentioned solution. It is observed that with increasing the current density of electrodeposition, the chromium and nickel contents and microcracks dimensions in the alloy deposits are increased. Therefore, the enhancement in corrosion resistance is likely due to the passivation behavior due to increasing the chromium and nickel contents. The passivation behavior of alloy deposits is similar to stainless steels with same passive current density but lower passivation potential range. This effect is attributed to the presence of microcracks in microstructure of the alloy deposits.

**Key Words** Electrodeposition, Fe-Cr-Ni alloy, Localized Corrosion, Sulfuric Acid.

\* نسخه اولیه مقاله در تاریخ ۸۰/۴/۶ و نسخه نهایی آن در تاریخ ۸۱/۴/۱۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشیار، دانشگاه صنعتی شریف، دانشکده مهندسی و علم مواد

(۲) دانشجوی دکترا، دانشگاه صنعتی شریف، دانشکده مهندسی و علم مواد

(۳) دانشیار، دانشگاه صنعتی شریف، دانشکده مهندسی و علم مواد

### مقدمه

پوشش‌های آلیاژی Fe-Cr-Ni دارای مقاومت سایشی و خوردگی مناسبی بوده و اکسید کروم سطحی سبب روئین شدن سطح رسوبات آلیاژی می‌گردد [1,2]. بیشتر مطالعات بر روی سیستم سه‌جزئی Fe-Cr-Ni به منظور حصول رسوبات آلیاژی با ترکیب فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ با مقاومت خوردگی بالا انجام شده است [1,3,4]. آلیاژهای فولاد زنگ‌نزن ریختگی دارای ارزش اقتصادی بالاتری نسبت به فولاد ساده کربنی بوده و از این‌رو ایجاد پوشش‌های آلیاژی فولاد زنگ‌نزن بر روی فولاد ساده همواره مورد توجه بوده است [1,5].

پوشش‌های آلیاژی Fe-Cr-Ni به‌طور عمده از الکترولیت‌های کروم سه ظرفیتی و کمپلکس‌کننده‌های آلی بدست می‌آیند [6,7]. افزایش موضعی pH بر روی سطح کاتد سبب تشکیل ترکیبات هیدرات کروم شده که تجزیه این ترکیبات عامل اصلی ایجاد تنش و در نتیجه تشکیل ریزترک‌ها می‌باشد [3,5,6]. در این رسوبات عدم حضور کربن، گوگرد و سایر ناخالصی‌ها مقاومت خوردگی پوشش را افزایش می‌دهد [1,6]. حضور ریزترک‌ها در ساختار پوشش آلیاژی Fe-Cr-Ni سبب ایجاد خوردگی حفره‌ای از رأس ترک‌های میکروسکوپی در محیط کلریدی می‌گردد [3]. همچنین مطالعات قبلی نشان داده‌اند که ضخامت پوشش‌ها فاکتوری اساسی بوده و پوشش‌های ضخیم و با جلای فلزی و میزان ریزترک کمتر سبب افزایش مقاومت خوردگی و سایشی می‌گردند [1,8,9]. پوشش‌های آمورف بدلیل عدم حضور مرز دانه و ناپیوستگی‌های کریستالی دارای مقاومت خوردگی بالاتری می‌باشند [2,5]. ایجاد ساختارهای لایه‌ای در رسوبات آلیاژی سبب افزایش مقاومت خوردگی در محیط‌های کلریدی و یا اسیدی می‌گردد؛ بطوریکه این ساختارها

دارای مقاومت خوردگی بالاتری از رسوبات کروم سخت، نیکل سولفاماتی و یا فولادهای زنگ‌نزن متعارف می‌باشد [5,10]. یک مشخصه مهم این پوشش‌ها تأثیر مهم مواد افزودنی آلی بر روی ساختار و خواص شیمیایی و فیزیکی آنها می‌باشد [6,11,13]. متغیرهای حمام نیز بر روی ترکیب و ساختار پوشش‌های آلیاژی مؤثرند؛ بطوریکه با افزایش دانسیته جریان راندمان کاتدی و میزان کروم و نیکل پوشش افزایش می‌یابد. افزایش دما میزان کروم موجود در پوشش و توان پوشش‌دهی را کاهش می‌دهد. با افزایش pH راندمان کاتدی افزایش یافته ولیکن احتمال تشکیل هیدروکسید کروم نیز افزایش یافته و در نتیجه مقدار کروم پوشش کاهش می‌یابد [14]. به هر حال دستیابی به پوشش‌های ضخیم و با کیفیت ظاهری مناسب و میزان کروم بالا، کاملاً به انتخاب سیستم‌های کمپلکس‌کننده آلی مناسب بستگی دارد [15,16].

در بررسی حاضر از سیستم کمپلکس‌کننده آلی به صورت دو جزئی استفاده گردید. ترکیبات آلی سترات سدیم و اسید کربوکسیلیک به منظور ایجاد رسوب آلیاژ سه جزئی Fe-Cr-Ni به محلول کلریدی افزوده شدند. این سیستم برای اولین مرتبه در تحقیق حاضر به منظور رسوب آلیاژ سه جزئی بکار رفته است [17].

رفتار خوردگی رسوبات آلیاژ سه جزئی Fe-Cr-Ni با ترکیب شیمیایی مختلف در محیط اسیدسولفوریک توسط روش‌های پلاریزاسیون سیکنی و پتانسیو استاتیکی بررسی گردید. خاطر نشان می‌شود تأثیر مورفولوژی و بخصوص ابعاد ریزترک‌ها بر میزان خوردگی و حساسیت به خوردگی موضعی از رئوس ریزترک‌ها ارزیابی می‌گردد. همچنین، تأثیر دانسیته جریان پوشش‌دهی بر روی میزان خوردگی، پتانسیل

خوردگی، پتانسیل و جریان شکست لایه روئین بررسی می‌شود.

خوردگی، پتانسیل و جریان شکست لایه روئین بررسی می‌شود.

منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی با سرعت جاروب پتانسیل 1 mV/sec رسم شدند. حساسیت به خوردگی از راس ریزترک‌های این پوشش‌ها توسط روش‌های پلاریزاسیون سیکلی و منحنی‌های پتانسیواستات بررسی گردید. جریان خوردگی رسوبات توسط روش پلاریزاسیون خطی (LPR) در محدوده 20 mV اطراف پتانسیل خوردگی بدست آمد. در این حالت شیب‌های منحنی‌های کاتدی و آندی در محدوده یادشده رسم و از محل تقاطع دانسیته جریان خوردگی ( $i_{Corr}$ ) محاسبه گردید. برای تبدیل دانسیته جریان به میزان خوردگی بر حسب mpy از قانون فاراده مطابق رابطه زیر استفاده شد.

$$C.R.(mpy) = 0.129(M/n) \times (i_{Corr} / D_{alloy}) \quad (1)$$

در این رابطه از دانسیته ( $D_{alloy}$ ) واکی والان آلیاژ ( $M/n$ ) با استفاده از روابط زیر استفاده گردید.

$$(M/n)_{alloy} = (M/n)_{Fe} X_{Fe} + (M/n)_{Cr} X_{Cr} + (M/n)_{Ni} X_{Ni} \quad (2)$$

$$D_{alloy} = D_{Fe} X_{Fe} + D_{Cr} X_{Cr} + D_{Ni} X_{Ni} \quad (3)$$

در روابط بالا n ظرفیت شیمیایی عناصر و X جزء مولی آنهاست.

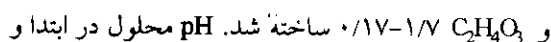
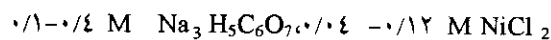
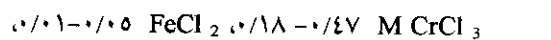
### نتایج و بحث

تاثیر دانسیته جریان پوشش‌دهی بر روی ترکیب شیمیایی رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni در شکل (1) مشاهده می‌گردد. با افزایش دانسیته جریان تا 20 A/dm<sup>2</sup> میزان کروم و نیکل پوشش آلیاژی افزایش یافته و مقدار آهن آن کاهش می‌یابد. در دانسیته جریان‌های بالاتر کروم افزایش جزئی نشان داده و نیکل تقریباً ثابت

خوردگی، پتانسیل و جریان شکست لایه روئین بررسی می‌شود.

### روش تحقیق

در بررسی حاضر از محلول الکترولیت پایه کلریدی استفاده گردید. حمام در ابتدا از انحلال نمک‌های برمید پتاسیم، کلرور آمونیوم و اسیدبوریک در آب مقطر تهیه شد و محلول نهایی با افزودن ترکیبات:



پس از هر بار پوشش‌دهی توسط محلول

اسیدکلریدریک و یا هیدروکسید آمونیوم در محدوده 2

تنظیم گردید. بررسی‌ها در محلول ساکن و در دمای

25°C انجام شده و رسوبات آلیاژی بطور

گالوانواستاتیکی در دانسیته جریان‌های مختلف در

محدوده 10-30 A/dm<sup>2</sup> ایجاد شدند. رسوبات به مدت

10 دقیقه پوشش داده شد. بدلیل پائین بودن راندمان

کاتدی، ضخامت پوشش‌ها در محدوده 4 تا 6 میکرون

می‌باشد. ترکیب شیمیایی پوشش‌ها توسط روش

اسپکتروسکوپی جذب اتمی (AAS) آنالیز گردید.

پوشش‌ها در یک سل مکعبی به حجم 100CC ایجاد

شدند. کاتد از ورق مس و آند از گرافیت فشرده بود.

آند و کاتد توسط غشاء سرامیکی از هم جدا شدند.

ورقه‌های مسی با ابعاد 3x1cm در استن چربی‌زدایی و

سپس با کاغذهای شماره 1000 و 4000 سنباده‌زنی

شدند.

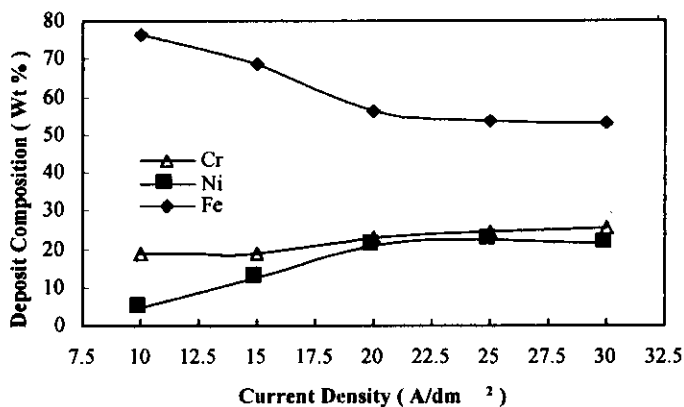
از سیستم پتانسیو استات EG&G Princeton

Applied Research مدل 273 A برای کنترل جریان

استفاده گردید. نرم‌افزارهای M270 و M253، به ترتیب،

برای ایجاد پوشش، بررسی‌های خوردگی و تجزیه و

تحلیل آنها مورد استفاده قرار گرفتند. بررسی‌های

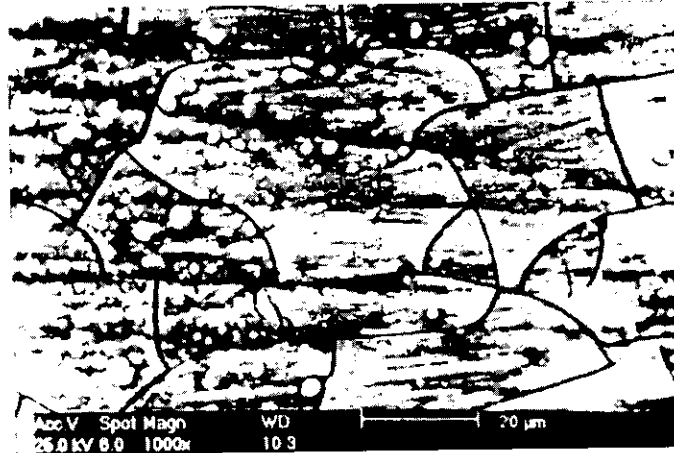


شکل ۱ تاثیر دانسیته جریان پوشش بر روی ترکیب شیمیایی رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni

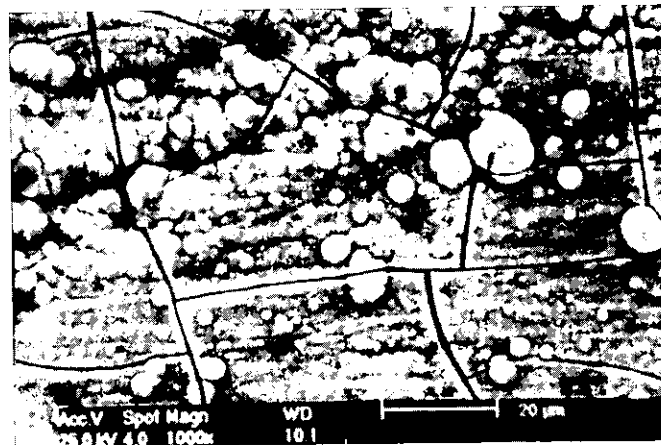
رسوب آلیاژی در دانسیته جریان پوشش دهی  $20 \text{ A/dm}^2$  در شکل (۳) دیده می شود.

در شکل (۴) منحنی های پلاریزاسیون پوشش های آلیاژی Fe-Cr-Ni در محلول  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ۱٪ رسم شده اند. با افزایش دانسیته جریان پوشش دهی از  $15 \text{ A/dm}^2$  به  $20 \text{ A/dm}^2$  منحنی پلاریزاسیون به سمت مقادیر با جریان منطقه روئین کمتر منتقل شده که نشان دهنده کاهش جریان خوردگی و جریان منطقه روئین پوشش می باشد. این در حالی است که میزان کروم از  $18/5\%$  به  $23/5\%$  و مقدار نیکل از  $12/5\%$  به  $20\%$  افزایش یافته اند (شکل ۱). با افزایش میزان کروم و نیکل رسوب آلیاژی، مقاومت خوردگی پوشش Fe-Cr-Ni بهبود می یابد. با افزایش دانسیته جریان پوشش از  $20$  به  $25$  و یا به  $30 \text{ A/dm}^2$  علی رغم افزایش میزان کروم و نیکل پوشش، بدلیل افزایش ابعاد ریزترک ها میزان خوردگی پوشش آلیاژی افزایش می یابد همچنانکه در شکل (۴) منحنی های پلاریزاسیون به سمت مقادیر با جریان بالاتر منتقل شده اند. در نتیجه همواره می بایست تأثیر افزایش میزان

می ماند. رسوبات آلیاژی Fe-Cr-Ni با ترکیب شیمیایی نزدیک به فولاد زنگ نزن  $304$  را در محدوده دانسیته جریان  $12/5-17/5 \text{ A/dm}^2$  می توان بدست آورد. در شکل (۲) ساختار میکروسکوپ الکترونی (SEM) پوشش های آلیاژی Fe-Cr-Ni در دانسیته جریان های  $15$  و  $25 \text{ A/dm}^2$  مشاهده می گردد. از آنالیز ساختار میکروسکوپی مشاهده شده که با افزایش دانسیته جریان پوشش ابعاد ریزترک ها افزایش یافته و تعداد آنها در سطح کاهش می یابد. افزایش دانسیته جریان پوشش دهی سبب بزرگتر شدن ذرات کروی رسوبات آلیاژی می شود. اندازه ذرات در محدوده  $0/5$  تا  $5$  میکرون تغییر می کند. با افزایش اندازه ذرات، ساختار پوشش فشرده تر شده و از این رو ابعاد ریزترک ها افزایش می یابد. با بزرگتر شدن ابعاد ریزترک ها امکان نفوذ محلول به درون ریزترک ها افزایش یافته و خوردگی از رأس ریزترک ها شروع شده و گسترش می یابد و در نهایت سبب شکست لایه روئین می گردد. پوشش های آلیاژی Fe-Cr-Ni دارای ساختاری آمورف اند. طیف XRD

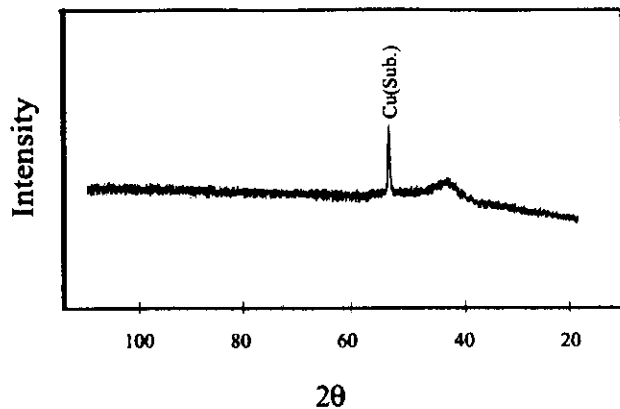


الف) دانسیته جریان پوشش  $15\text{A/dm}^2$

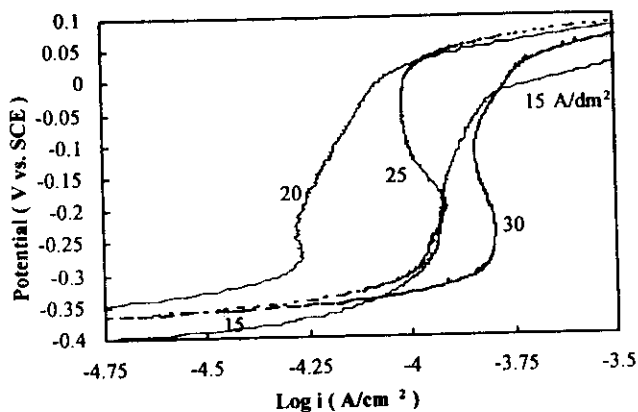


ب) دانسیته جریان پوشش  $25\text{A/dm}^2$

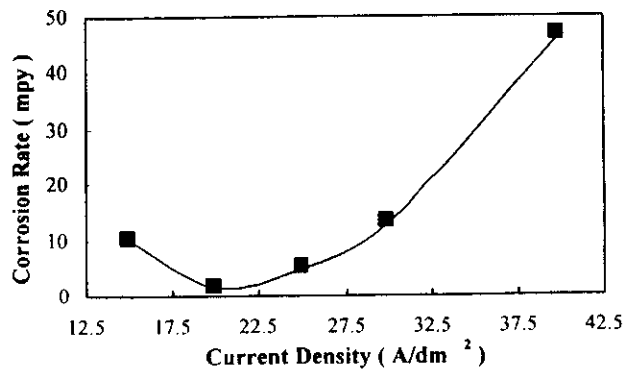
شکل ۲ ساختار میکروسکوپ الکترونی (SEM) رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni



شکل ۳ طیف XRD رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni در دانسیته جریان پوشش‌دهی  $20 \text{ A/dm}^2$



شکل ۴ منحنی‌های پلاریزاسیون پوشش آلیاژی Fe-Cr-Ni در دانسیته جریان‌های پوشش  $15$ ،  $20$ ،  $25$ ،  $30$  و  $30 \text{ A/dm}^2$



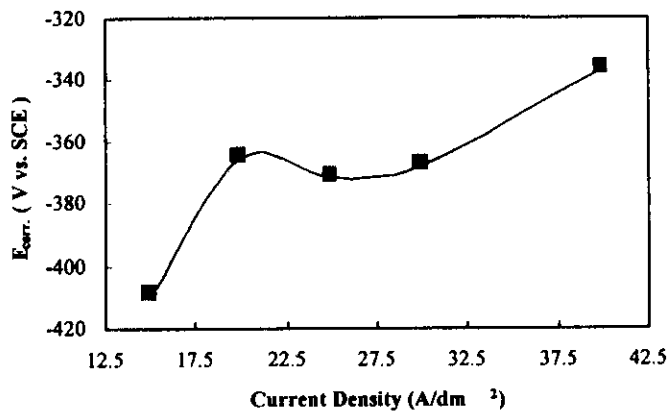
شکل ۵ تأثیر دانسیته جریان پوشش‌دهی بر روی سرعت خوردگی رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni در محلول  $\text{H}_2\text{SO}_4$

می‌باشد. در واقع دیده می‌شود که سیکل برگشت بعد از پتانسیل انتقالی سیکل رفت را قطع می‌کند که خود بیانگر حساسیت این رسوبات به خوردگی از طریق شکست لایه روئین که از رئوس ریزترک‌ها شروع می‌گردد، می‌باشد. به منظور تأیید رفتار یاد شده، منحنی‌های پتانسیو استاتیک در محدوده پتانسیل ناحیه روئین و پتانسیل منطقه شکست لایه محافظ رسم شده که در شکل (۸) مشاهده می‌شوند. در پتانسیل‌های صفر و  $0/03$  ولت قبل از پتانسیل شکست لایه و حتی در پتانسیل شکست لایه روئین ( $0/05$  ولت) دانسیته جریان روند کاهشی نشان می‌دهد در حالی که پتانسیل  $0/07$  ولت که در ناحیه انتقالی از منطقه روئین قرار دارد، دانسیته جریان برحسب زمان افزایش می‌یابد. مشاهده شده که تا قبل از نقطه انتقالی از لایه روئین روند جریان خوردگی کاهشی بوده و لایه محافظ کاملاً پایدار می‌باشد. در پتانسیل  $0/07$  ولت دانسیته جریان شکست لایه با شیب ملایم نسبت به زمان افزایش یافته که در اثر تخریب پوشش از داخل ریزترک‌ها می‌باشد. در این حالت خوردگی از رأس ریزترک‌ها بوجود آمده و رشد می‌کند و در نهایت به زیر لایه مس رسیده و لایه روئین از بین می‌رود. بنابراین، با بزرگتر شدن ابعاد ریزترک‌ها حساسیت به خوردگی موضعی افزایش می‌یابد.

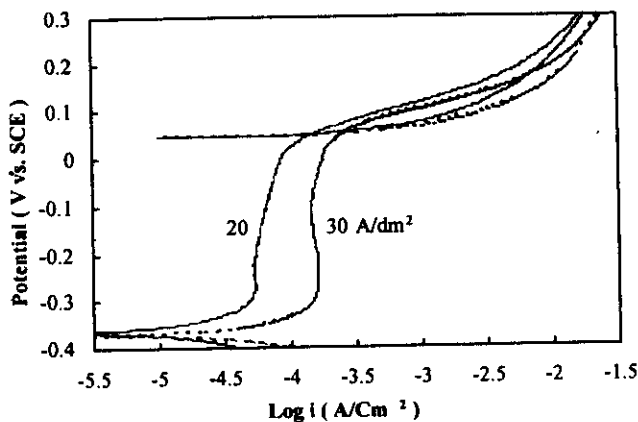
در شکل (۹) منحنی پلاریزاسیون پوشش آلیاژی در دانسیته جریان پوشش‌دهی  $20 A/dm^2$  با فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ مقایسه شده است. مشاهده می‌شود که منطقه فعال - روئین ابتدای شاخه آندی رسوب آلیاژی نسبت به فولادهای زنگ‌نزن کوچکتر می‌باشد. خاصیت یادشده به ساختار آمورف پوشش‌ها و عدم حضور عیوب بلوری در اثر فرآیند ریخته‌گری فولاد ۳۰۴ نسبت داده می‌شود. پهنای ناحیه روئین پوشش‌های آلیاژی نسبت به فولاد زنگ‌نزن با ترکیب مشابه محدودتر بوده که در اثر حضور ریزترک‌ها می‌باشد. در این حالت با افزایش پتانسیل آندی، خوردگی موضعی می‌تواند از طریق رئوس ریزترک‌ها شروع شود و از

کروم و نیکل همراه با افزایش ابعاد ریزترک‌ها بر روی خوردگی پوشش بررسی گردد. منطقه فعال - روئین در ابتدای شاخه آندی برای پوشش  $15 A/dm^2$  مشاهده نمی‌شود ولی با افزایش دانسیته جریان این ناحیه بوجود آمده و گسترش می‌یابد. توسعه این ناحیه در اثر بزرگتر شدن ابعاد ریزترک‌ها می‌باشد. شکل (۵) تأثیر دانسیته جریان پوشش دهی را بر روی سرعت خوردگی رسوب آلیاژی نشان می‌دهد. میزان خوردگی با استفاده از روابط ۱ تا ۳ محاسبه گردید. با افزایش دانسیته جریان پوشش دهی از  $15$  به  $20 A/dm^2$  میزان کروم و نیکل پوشش آلیاژی افزایش یافته، شکل (۱) و از این‌رو سرعت خوردگی پوشش در محلول اسید سولفوریک کاهش می‌یابد. در این حالت ابعاد ریزترک‌ها افزایش چندانی نشان نمی‌دهد. با افزایش مجدد دانسیته جریان پوشش به  $25 A/dm^2$ ،  $30$  یا  $40$  ابعاد ریزترک‌ها افزایش می‌یابد و از این‌رو میزان خوردگی رسوب آلیاژی تشدید می‌گردد.

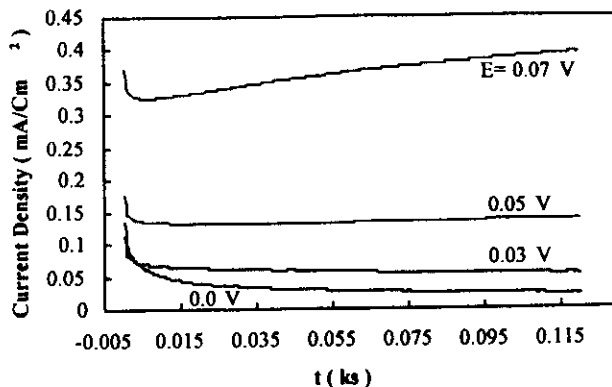
تغییرات پتانسیل خوردگی در دانسیته جریان‌های پوشش‌دهی مختلف در شکل (۶) رسم شده است. با افزایش دانسیته جریان پوشش‌دهی تا  $20 A/dm^2$  در ابتدا بدلیل افزایش کروم و نیکل رسوب آلیاژی پتانسیل خوردگی پوشش در محلول اسید سولفوریک به سمت مقادیر مثبت‌تر میل کرده ولیکن با افزایش مجدد دانسیته جریان پوشش‌دهی ابعاد ریزترک‌ها بزرگتر شده و در واقع سطح مؤثر خوردگی موضعی از طریق ریزترک‌ها افزایش یافته و از این‌رو پتانسیل منفی‌تر می‌شود. افزایش مجدد پتانسیل در دانسیته جریان پوشش‌دهی  $40 A/dm^2$  بدلیل ازدیاد مقدار نیکل پوشش می‌باشد. منحنی‌های پلاریزاسیون سیکلی پوشش‌های آلیاژی Fe-Cr-Ni در شکل (۷)، نشان می‌دهند که سیکل برگشت سیکل رفت را در محدوده پتانسیل انتقالی از لایه روئین قطع می‌کند. این منحنی‌ها نشان دهنده عدم وجود حساسیت رسوبات آلیاژی به خوردگی حفره‌دار شدن



شکل ۶ تأثیر دانسیته جریان پوشش‌دهی بر روی پتانسیل خوردگی رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni در محلول ۱٪ H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>



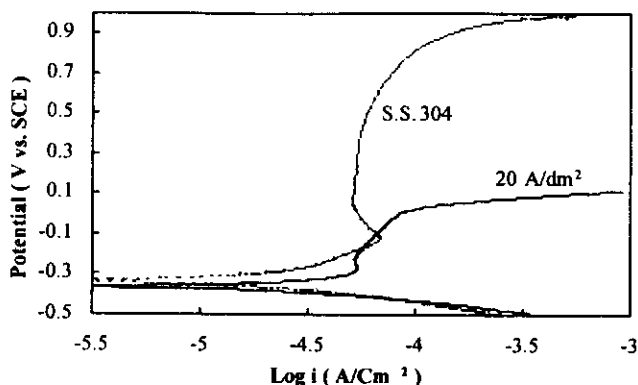
شکل ۷ منحنی‌های پلاریزاسیون سیکلی رسوب آلیاژی در محلول ۱٪ H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> و دانسیته جریان‌های ۲۰ و ۳۰ A/dm<sup>2</sup>



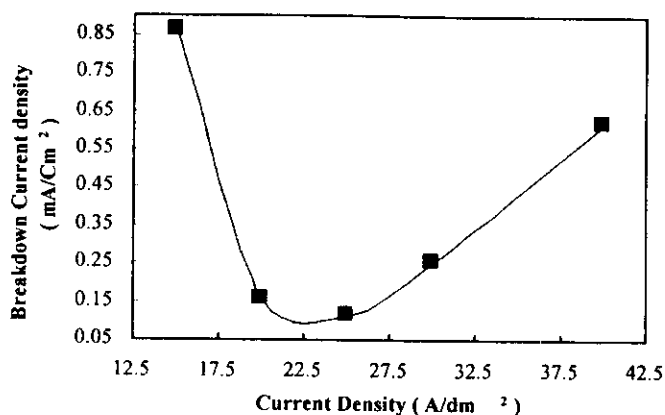
شکل ۸ منحنی‌های پتانسیو استاتیک در محلول ۱٪ H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> پوشش آلیاژی در پتانسیل‌های صفر تا ۰/۰۷ ولت، دانسیته جریان

پوشش‌دهی ۲۰ A/dm<sup>2</sup>





شکل ۹ منحنی پلاریزاسیون پوشش آلیاژی در دانسیته جریان  $20 \text{ A/dm}^2$  و فولاد زنگ نزن  $304$  در محلول  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ۱٪



شکل ۱۰ تأثیر دانسیته جریان پوشش دهی بر روی جریان شکست لایه رسوب آلیاژی Fe-Cr-Ni در محلول  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ۱٪

این رو، پتانسیل شکست لایه روئین نسبت به فولادهای زنگ نزن ریختگی کاهش می یابد. در شکل (۱۰) تأثیر دانسیته جریان پوشش دهی بر روی دانسیته جریان شکست لایه مشاهده می گردد. در ابتدا با افزایش دانسیته جریان پوشش دهی میزان کروم و نیکل افزایش یافته و از این رو، جریان شکست لایه کاهش می یابد. ولی با افزایش دانسیته جریان پوشش دهی، ابعاد ریزترک ها افزایش می یابد و از این رو پوشش به

شکست لایه از طریق ریزترک ها در محلول اسیدسولفوریک مستعدتر می گردد؛ بنابراین دانسیته جریان شکست لایه رسوبات آلیاژی مجدداً افزایش می یابد.

### نتیجه گیری

رسوبات آلیاژی Fe-Cr-Ni، بسته به ترکیب شیمیایی پوشش، مقاومت خوردگی مناسبی را در محلول اسید

حساسیت پوشش نسبت به خوردگی موضعی از طریق رئوس ریزترکها بیشتر می شود. با افزایش ابعاد ریزترکها پتانسیل خوردگی منفی تر می گردد و دانسیته جریان شکست لایه افزایش می یابد. در این حالت پتانسیل شکست لایه روئین کاهش یافته و منطقه فعال - روئین ابتدای شاخه آندی بزرگتر می گردد.

سولفوریک نشان می دهند. پوشش های آلیاژی Fe-Cr-Ni دارای سرعت خوردگی مشابه فولادهای زنگ نزن با ترکیب شیمیایی یکسان می باشند. رفتار و میزان خوردگی این پوشش ها علاوه بر میزان کروم و نیکل تابع ساختار میکروسکوپی پوشش و بخصوص دانسیته و ابعاد ریزترک های بوجود آمده، می باشد. با افزایش ابعاد هندسی ریزترک ها میزان خوردگی افزایش می یابد. افزون بر این،

### مراجع

1. Chisholm, C. U., and El-sharif, M., "A sustained deposition process for nickel-chromium and nickel-chromium-iron coatings for corrosion and wear resistance", *Tran. Inst. Met. Finish.*, Vol. 66, (1988).
2. Lin, K. L., and Ho, "Electrodeposited Ni-Cr and Ni-Cr-P Alloys", *J. Electrochem. Soc.*, 139 (5), (1992).
3. Lin, K. L., Hsu, C. J., and Hsu, I. M., "Electroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating", *J. of Mater. Eng. and Perform.*, 1(3), pp. 359-362, (1992).
4. Lashmore, "Process and Bath for Electroplating Nickel-Chromium Alloys", U.S. Pat 4461680, (1984).
5. Brooman, E. W., "Chromium Alloy Plating", *Metals Handbook*, pp. 270-273, (1994).
6. Tsai, R. Y., "Preparation and characterization of amorphous and crystalline electrodeposited chromium-nickel-carbon alloys", *J. Electrochem. Soc.*, 138(4), pp. 1006-1009, (1991).
7. Pearson, T., and Long., "Electrodeposition from trivalent ...", *Trans. IMF*, 76(6), pp. B83-B85, (1998).
8. El-Sharif, M., and McDougall, J., "Electrodeposition of thick ...", *Trans. IMF*, 77(4), pp. 139-142, (1999).
9. McDougall, J., and El-Sharif, M., "Chromium electrodeposition...", *J. of Applied Elect.*, 28, pp. 929-934, (1998).
10. Rousseau, A., and Benaben, P., "Single-Bath Electrodeposition ...", *Plat. and surf. Finish*, pp. 106-110, (1999).
11. Ibrahim, S. K., and Watson, A., "The role of formic acid and ...", *Trans. IMF*, 75(5), pp. 181-189, (1997).
12. Khomchenko, I. G., and Chernykh, I. V., "Electrodeposition of Coatings ...", *Prot. of Metals*, 32(3), (1996).
13. Harris, T. M., and Whitheny, G. M. Croll, I. M., "The electrodeposition of Ni-Fe-Cr alloys for magnetic thin film application", *J. Electrochem. Soc.*, 142(4), pp. 1013-1034, (1995).
14. Crowther, J. C., and Renton, S., "Recent Developments in Trivalent Chromium Plating", pp. 6-14, (1975).
15. Hsieh, A., and Chen, K., "Analyses of Chromium Deposit as...", *Metal Finish*, pp. 45-47, (1993).
16. El-Sharif, M., and Chisholm, C. U., "Environmentally acceptable process for electrodeposition of hard chromium from chromium (III) electrolyte", *Trans. IMF*, 73(1), pp. 19-26, (1995).
17. Dolati, A. G., Ghorbani, M., and Afshar, A., "Electrochemical behavior of Ni-Fe alloys electrodeposition in the presence of complexing agents", *4<sup>th</sup> Physical Chemistry Seminar*, Univ. of Kish, Kish Island, (2001).