

نقش سموم کا تدی بر خوردگی تنشی آلیاژ زیرکالیوی - ۲ در محلول الکل متیللیک حاوی ۴/۰ درصد حجمی اسید کلریدریک

محمدعلی گلزار *

چکیده

در این تحقیق ، خوردگی و خوردگی تنشی آلیاژ زیرکالیوی - ۲ در محلول $CH_3OH/0.4\%HCl$ (موسوم به محلول پایه) بتنهائی و بسا درصدهای مختلفی از سموم کا تدی نظیر آرسنیک ، پلاتین و سلنیوم مورد بررسی قرار گرفت . ملاحظه گردید که ، آرسنیک و غلظتهای نسبتاً زیاد سلنیوم (زیادتر از $100ppm$) کاهش خوردگی و خوردگی تنشی را موجب می شوند . این امر ناشی از تشکیل فیلم غنی از عناصر مزبور بر روی سطوح نمونه تشخیص داده شد . همچنین ملاحظه گردید که $25ppm$ سلنیوم و غلظتهای کم پلاتین (نظیر $25ppm$) حساسیت نسبت به خوردگی تنشی را زیادتر می کنند ، علت این پدیده به نفوذ هیدروژن در ناحیه تحت تنش در جلوی ترک بین دانه های در حال پیشروی به داخل فلز نسبت داده شد . در حالی که $25ppm$ سلنیوم اثر قابل ملاحظه ای بر خوردگی از خود نشان نداد ، اضافه شدن همین مقدار پلاتین در محلول ، افزایش خوردگی را موجب گردید . بعلاوه ، افزایش غلظت پلاتین در محلول ، خوردگی را شدیداً افزایش داد . در هر سرعت کشش ، افزایش حساسیت نسبت به خوردگی تنشی ، افزایش سرعت اشاعه ترک ، کاهش استحکام کششی و کاهش کرنش شکست را بهمراه داشت . تغییرات مزبور ناشی از افزایش وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ در آراء کاهش وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم دانسته شد . عامل اصلی به وجود آورنده شکست

نشریه تحقیقاتی فنی - مهندسی استقلال ، دانشگاه صنعتی اصفهان شماره ۹ اسفند ۹۶

* استادیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

1- Zircaloy -2

تردکلیواژ ، هیدروژن جذب شده ، در ضمن انحلال آندی ، در ناحیه تحت تنش ، شناخته گردید .

مقدمه

از جمله مصارف عمده آلیاژهای زیرکونیوم (موسوم به زیرکالوی) در نیروگاه ها و صنایع هسته ای ، بعنوان روکش برای محفظه های نگهدارنده سوخت های هسته ای می باشد . همچنین در راکتورهای هسته ای که توسط آب خنک می شوند ، بعنوان روکش و یا مواد اصلی سازنده محفظه های که فعل و انفعالات هسته ای در آنها انجام می گیرند بکار گرفته می شوند . این کاربرد ، عمدتاً " ناشی از خواص ویژه آلیاژهای زیرکالوی نظیر مقاومت خوب خوردگی ، استحکام مکانیکی (از جمله استحکام خزشی) کافی ، شکل پذیری ، قابلیت هدایت حرارتی زیاد و از همه مهمتر ، سازگاری با سوخت های هسته ای ، سردکننده ها و کندانسره ها می باشد . مورد آخر ، مستقیماً " ناشی از خاصیت جذب نوترون بسیار کم این آلیاژها می باشد .

محیط هایی که موجب خوردگی تنشی زیرکونیوم و آلیاژهای آن می گردند توسط COX مورد جمع بندی قرار گرفته [۳]-[۱] و گزارش شده است که ، عامل اصلی خوردگی تنشی آلیاژهای زیرکالوی ، جذب اجزاء فعال از محیط درنواحی تحت تنش می باشد . از سوی دیگر ، *Elayaperumal* و همکارانش [۴] و [۵] با تکیه بر نتایج حاصل از آزمایشات الکتروشیمیایی خود که بر روی زیرکالوی ۲- انجام داده نتیجه گرفته اند که ، در محیط CH_3OH/I_2 جذب اجزاء فعال در محیطهای تحت تنش و در محیط CH_3OH/HCl ، انحلال آندی تشدید شده توسط تنش عامل اصلی خوردگی تنشی این آلیاژ می باشد . مطالعات خوردگی تنشی زیرکالوی ۲- در محلول CH_3OH/HCl که توسط *Majumdar* و همکاران او [۶] و [۷] انجام گرفته است نشان می دهد که ، سطوح مقطع شکست این نمونه ها شامل خوردگی بین دانه ای و شکست کلیواژ می باشد .

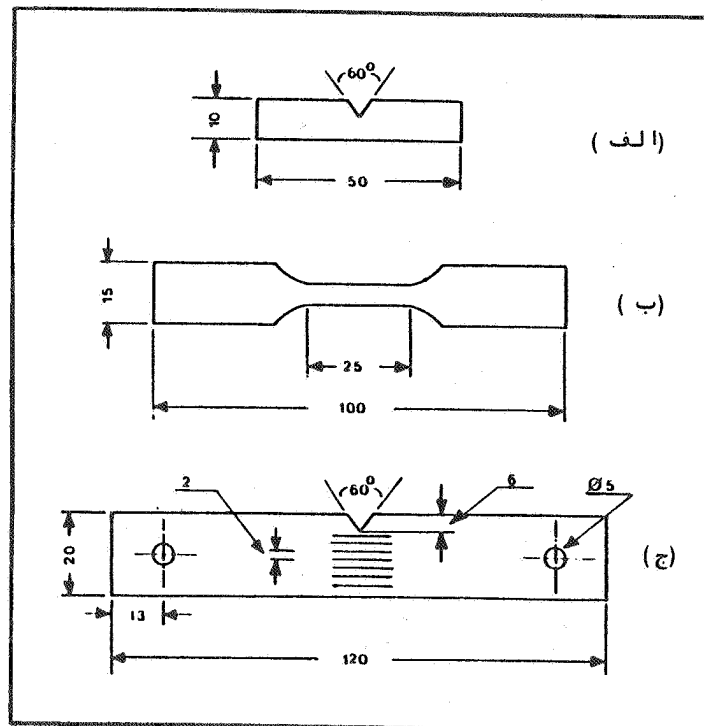
نتایج ارائه شده توسط *Majumdar* و همکاران او [۶] و [۷] و همچنین تحقیقات مشابه دیگر [۱۰] - [۸] بیانگر نقش احتمالی هیـدروژن در شکست ترد کلیواژ و عدم مشارکت آن در خوردگی بین دانه‌ای می‌باشد. هدف از این تحقیق عبارتست از: روشن و مشخص نمودن نقش و جایگاه هیدروژن اتمی در مکانیزم خوردگی تنش‌ی آلیاژ زیرکالی-۲. برای این منظور، از سموم کاتدی مختلف نظیر آرسنیک، پلاتین و سلنیوم کمک گرفته شده است. گفته می‌شود [۱۱] و [۱۲] که، حضور این عناصر در محیط خوردنده موجب می‌شود که، در ضمن انحلال آندی، هیـدروژن اتمی بیشتری توسط فلز جذب شود.

روش آزمایش

در این تحقیق، سه نوع نمونه (شکل ۱) ساخته شده از ورقه‌های زیرکالی-۲ به ضخامت ۱/۵ میلی‌متر و ترکیب شیمیایی زیرمورد استفاده قرار گرفت.

نوع عنصر:	قلع	آهن	کرم	نیکل	زیرکونیم
درصد وزنی:	۱/۵	۵/۱۵	۵/۱	۵/۵	بقیه

نمونه‌های نوع ۱- الف برای اندازه‌گیری کاهش وزن و عمق نفوذ در خوردگی بین دانه‌ای، نمونه‌های نوع ۱- ب برای اندازه‌گیری خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی و کرنش شکست و نمونه‌های نوع ۱- ج برای اندازه‌گیری سرعت اشاعه ترک بکار گرفته شدند. ابعاد و مشخصات هر یک از نمونه‌ها در شکل ۱ مشخص شده‌اند. تمامی نمونه‌ها در کوره خلا بادمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت آنیل شده، سپس تا ۲۰۰ درجه سانتیگراد در کوره سرد و آنگاه تادمای اتاق در هوا سرد شدند. خواص مکانیکی چنین نمونه‌هایی عبارت بودند از: استحکام کششی ۴۰۰ نیوتن بر میلی‌متر مربع، کرنش شکست ۳۵ درصد و سختی ۲۲۴ ویکرز، ساختار میکروسکوپی نمونه‌های مزبور شامل دانه‌های ریـز



شکل ۱: انواع نمونه‌های مورد استفاده، ابعاد مشخصات آنها.

(۲۵ تا ۲۵ میکرون) هم محور آلفا بود .

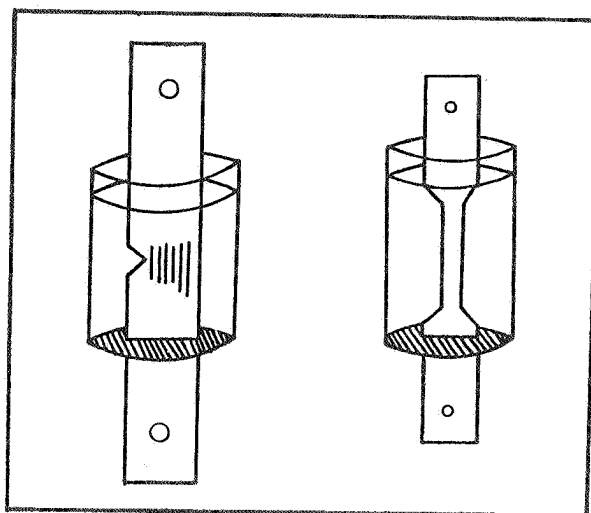
پس از عملیات آنیل ، ابتدا نمونه‌ها در استون گریس زدائی شده و بعد در محلولی از ۵ درصد حجمی اسید فلئوئیدریک در آب مقطر اسید شوئی ، آنگاه با آب مقطر و سپس با الکل شسته ، خشک شده و تا زمان آزمایش در دیسکا تورنگهداشته شدند . زمان اسید شوئی حداکثر ۶۰ ثانیه انتخاب شد و با استفاده از نیتروژن مایع ، درجه حرارت محلول در حدود ۲۵ درجه سانتیگراد حفظ گردید .

از آزمایش غوطه ورسازی برای بررسی اثرات ترکیب شیمیائی

محلول وزمان بر روی رفتار خوردگی آلیاژ زیرکالوی ۲- استفاده شد. برای این منظور، به تعداد موردنیاز از نمونه‌های نوع ۱- الف انتخاب و پس از اندازه‌گیری دقیق وزن و مساحت، در محلول موردنظر غوطه‌ور شدند. پس از گذشت زمانهای ازپیش تعیین شده، نمونه‌های مزبور از محلول خارج و مجدداً " وزن شده، آنگاه توسط دستگاه کشش در هوا شکسته شدند. با استفاده از وزن‌های اولیه و ثانویه و مساحت نمونه‌ها، کاهش وزن برای واحد سطح بر حسب نینوگرم بر میلیمتر مربع ($ng\ mm^{-2}$) محاسبه گردید و سطوح مقطع شکست توسط میکروسکوپیهای نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفته، حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌های مشخص گردید.

کلیه آزمایشات خوردگی تنشی توسط دستگاه کشش ساخته شده بر اساس طرح اولیه ارائه گشته توسط *payer* و همکاران او [۱۳] انجام گرفت. برای این منظور هر یک از نمونه‌های کشش (شکل ۱- ب) و یا تک‌شیار (شکل ۱- ج) که قرار بود آزمایش شوند، مطابق شکل ۲ در داخل یک ظرف شیشه‌ای استوانه‌ای قرار داده و محلول شیمیائی مورد نظر در داخل آن ریخته شد. همچنین، به منظور متمرکز کردن تاثیر محلول خورنده بر روی طول مفید نمونه‌های کشش و یا در انتهای شیار ایجاد شده بر روی نمونه‌های تک‌شیار، بجز طول مفید نمونه‌های کشش و فاصله‌های در حدود ۲ میلیمتر در طرفین شیار موجود بر روی نمونه‌های تک‌شیار، بقیه نواحی نمونه‌ها توسط لاک ضد اسید پوشانیده شد.

استحکام کششی و کرنش شکست مستقیماً " توسط نمودارهای تنش-کرنش رسم شده محاسبه گردید. برای اندازه‌گیری سرعت پیشرفت ترک از خطوط موازی که در امتداد انتهای شیار نمونه‌های نوع ۱- ج بده فواصل ۲ میلیمتر از یکدیگر ایجاد شده بود کمک گرفته شد. برای این منظور، اشاعه ترک خوردگی تنشی که در انتهای شیار به وجود آمده بود، همچنین چگونگی پیشرفت آن توسط تلسکوپ نوری دقیقاً " دنبال گردید. زمان لازم برای پیشرفت یک ترک منحصربه‌فرد در فاصله‌های



شکل ۲: نحوه قراردادن نمونه‌های خوردگی تنشی در ظروف شیشه‌ای حاوی محلول مورد نظر

در حدود ۸ میلیمتر اندازه گرفته شد و بدینوسیله سرعت اشاعه ترک محاسبه گردید. بطور کلی، هر یک از اعداد و ارقام مربوط به نتایج ارائه شده در این تحقیق، میانگین نتایج به دست آمده از حداقل ۲ الی ۳ آزمایش می باشد.

محلول شیمیائی پایه که مورد استفاده قرار گرفت، عبارت بود از الکل متیلیک حاوی ۰/۴ درصد حجمی اسید کلریدریک غلیظ (۳۵ درصد وزنی). این محلول بر اساس نتایج به دست آمده از آزمایشات قبلی [۷] و [۸] انتخاب گردید. محلولهای حاوی سموم کاتدی آرسنیک، پلاتین و سلنیوم با اضافه کردن به ترتیب ترکیبات آرسنیت سدیم، اسید کلروپلاتینیک و دی اکسید سلنیوم به محلول پایه تهیه گردید. بررسی و مطالعه سطوح مقطع شکست توسط میکروسکوپهای نوری و الکترونی انجام گرفت.

نتایج

الف- اندازه‌گیری کاهش وزن

نتایج به دست آمده از اندازه‌گیری کاهش وزن به کمک آزمایشات غوطه‌ورسازی در جدول ۱ الی ۳ خلاصه شده است. در این رابطه، اثر زمان غوطه‌وری و نوع و غلظت سموم کاتدی آرسنیک، پلاتین و سلنیوم به ترتیب در جدول ۱، ۲ و ۳ همراه با نتایج مربوط به محلول پایه ارائه گردیده است.

جدول ۱: اثر زمان و غلظت آرسنیک در محلول پایه بر کاهش وزن - نینوگرم بر میلی‌متر مربع (ng/mm^2)

غلظت آرسنیک (ppm)	زمان غوطه‌وری - ساعت					
	۲۴	۴۸	۷۲	۹۶	۱۲۰	۱۳۰
۰	۲۲۰	۴۵۰	۷۶۰	۱۰۰۰	۱۳۰۰	۱۳۰۰
۲۵	۱۷۰	۳۵۱	۵۲۷	۶۶۳	۸۱۶	۸۱۶
۱۰۰	۸۰	۱۴۴	۲۱۶	۲۵۶	۳۲۱	۳۲۱
۵۰۰	۳۴	۴۰	۶۵	۷۱	۹۲	۹۲
۱۰۰۰	۱۳	۲۰	۳۲	۳۹	۴۱	۴۱

همانگونه که ملاحظه می‌گردد، بطور کلی در رابطه با تمامی محلولهای مورد آزمایش با گذشت زمان غوطه‌وری، کاهش وزن افزایش یافته است. معیناً، تا اثر زمان غوطه‌وری در محلولهای مختلف متفاوت می‌باشد. از سوی دیگر ملاحظه می‌شود که تاثیر جزء اضافه شده به محلول و همچنین افزایش غلظت آن بر کاهش وزن شدیداً بستگی به نوع جزء اضافه شده دارد. اضافه شدن آرسنیک و افزایش غلظت آن در محلول پایه موجب افت کاهش وزن شده (جدول ۱) در حالی که، حضور

جدول ۲: اثر زمان و غلظت پلاتین در محلول پایه بر کاهش وزن نینوگرم
بر میلیمتر مربع (ng/mm^2)

غلظت پلاتین (ppm)	زمان غوطه‌وری - ساعت				
	۱	۲	۵	۱۰	۲۴
۰	-	-	۱۳۵	۱۷۵	۲۲۰
۲۵	۹	۳۰	۱۹۰	۲۹۰	۵۷۲
۱۰۰	۱۷	۶۸	۳۷۰	۵۳۰	۹۸۰
۵۰۰	۳۹	۱۱۷	۴۱۱	۷۶۰	۱۰۵۴
۱۰۰۰	۵۵	۱۶۰	۴۷۵	۷۸۰	۱۰۹۰

جدول ۳: اثر زمان و غلظت سلنیوم در محلول پایه بر کاهش وزن نینوگرم
بر میلیمتر مربع (ng/mm^2)

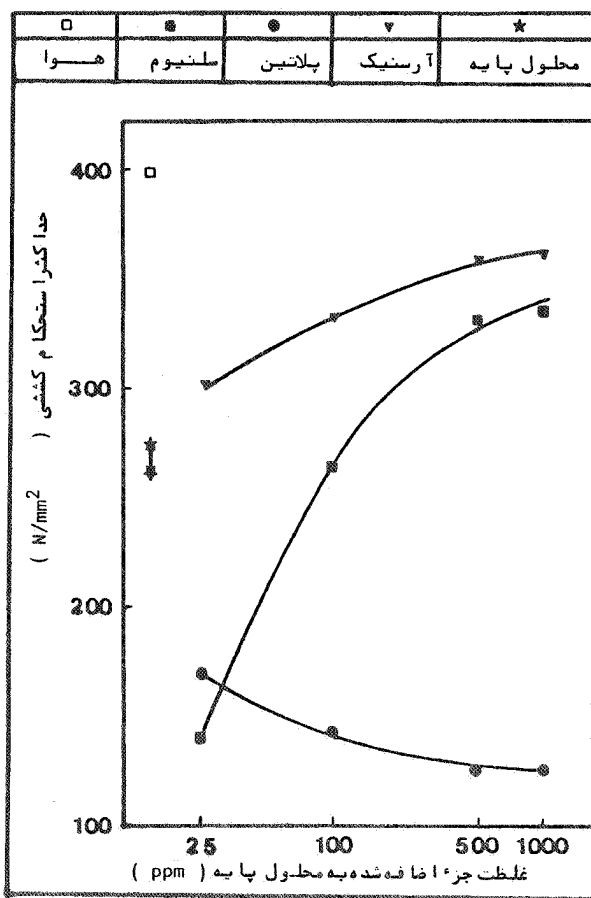
غلظت سلنیوم (ppm)	زمان غوطه‌وری - ساعت				
	۲۴	۴۸	۷۲	۹۶	۱۲۰
۰	۲۲۰	۴۵۰	۷۶۰	۱۰۰۰	۱۳۰۰
۲۵	۲۳۵	۵۰۸	۸۵۰	۱۰۴۵	۱۲۴۰
۵۰	۲۱۸	۴۷۰	۷۸۰	۹۸۰	۱۱۸
۱۰۰	۲۲۴	۴۳۵	۷۷۸	۹۹۵	۱۰۹۵
۲۰۰	۱۷۰	۳۶۷	۶۰۱	۷۴۵	۸۰۳
۵۰۰	۹۰	۱۷۰	۳۴۵	۳۹۰	۴۰۲
۱۰۰۰	۳۸	۵۴	۶۲	۷۰	۸۱

پلاتین در محلول و افزایش غلظت آن کاهش وزن را زیادتر می‌کند (جدول ۲). اضافه شدن مقادیر کم سلینیوم ($25-50 \text{ ppm}$) اثرچندان قابل توجهی بر کاهش وزن نداشته، در حالی که افزایش غلظت آن بیشتر از حدود $100-200 \text{ ppm}$ موجب شدید کاهش وزن می‌گردد. نکته قابل توجه در رابطه با نمونه‌های غوطه‌ور شده در محلول‌های حاوی سموم کاتدی آرسنیک، پلاتین و سلینیوم، رسوبات آنها بر روی نمونه‌های مورد آزمایش می‌باشد. در محلول‌های حاوی غلظت بالایی از سموم کاتدی مزبور (بیشتر از 500 ppm) این رسوبات خیلی سریع تشکیل شده، در حالی که در محلول‌های حاوی غلظت کم (کمتر از 50 ppm) تشکیل این رسوبات نیاز به زمان طولانی دارد. بعلاوه، تشکیل رسوبات آرسنیک بمراتب سریع‌تر و شدیدتر از تشکیل رسوبات سلینیوم ملاحظه گردید. از سوی دیگر، تشکیل رسوبات پلاتین همراه با خوردگی شدید و تجمع محصولات خوردگی بر روی سطوح نمونه‌ها مشاهده گردید.

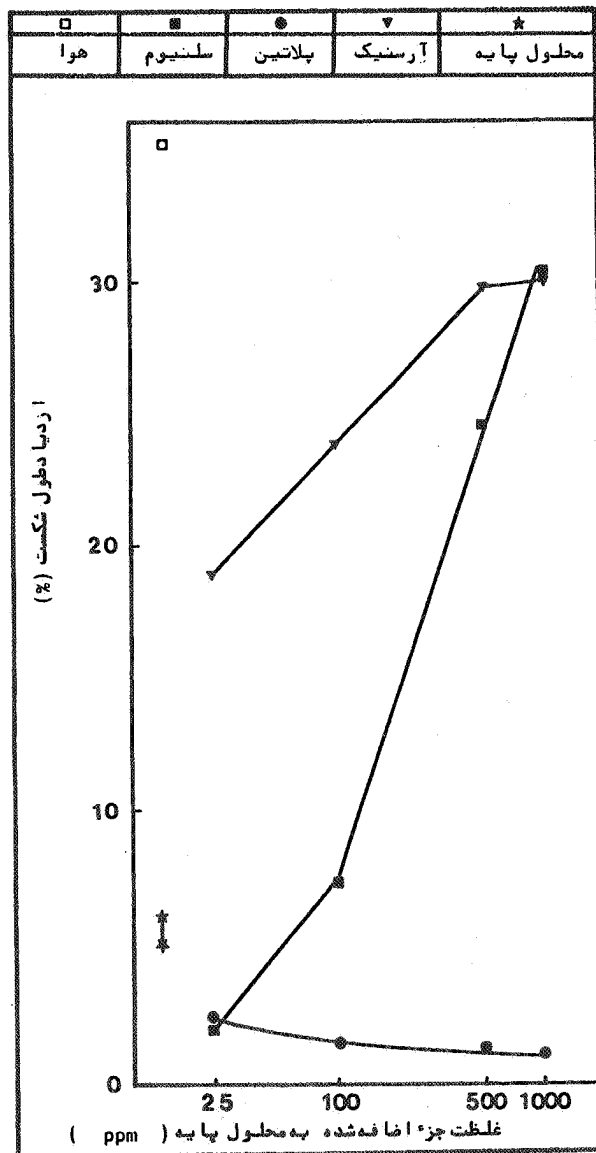
ب- اندازه‌گیری خواص مکانیکی

نتایج به دست آمده از آزمایشات انجام گرفته به منظور بررسی اثرات نوع و غلظت جزء اضافه شده به محلول پایه بر استحکام کشش و کرنش شکست به ترتیب در شکل‌های ۳ و ۴ ارائه گردیده‌اند. آزمایشات مزبور بر روی نمونه‌های کشش نشان داده شده در شکل ۱ (نمونه نوع ۱ - ب) انجام گرفته‌اند. سرعت کشش مورد استفاده برای این منظور $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه انتخاب گردید. این امر با عنایت به نتایج به دست آمده از مطالعات قبلی [۷] و [۸] انجام پذیرفت. در شکل‌های مزبور، نتایج به دست آمده از انجام آزمایشات کشش در هوا و محلول پایه نیز نشان داده شده‌اند.

همانگونه که ملاحظه می‌شود، حضور آرسنیک در محلول پایه و اضافه شدن غلظت آن افزایش استحکام کششی و کرنش شکست را موجب می‌شود. در رابطه با 25 ppm آرسنیک (که حداقل مقدار اضافه شده



شکل ۳: تاثير غلظت سموم کاتدی اضافه شده به محلول پایه بر استحكام کشش، سرعت کشش: $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه



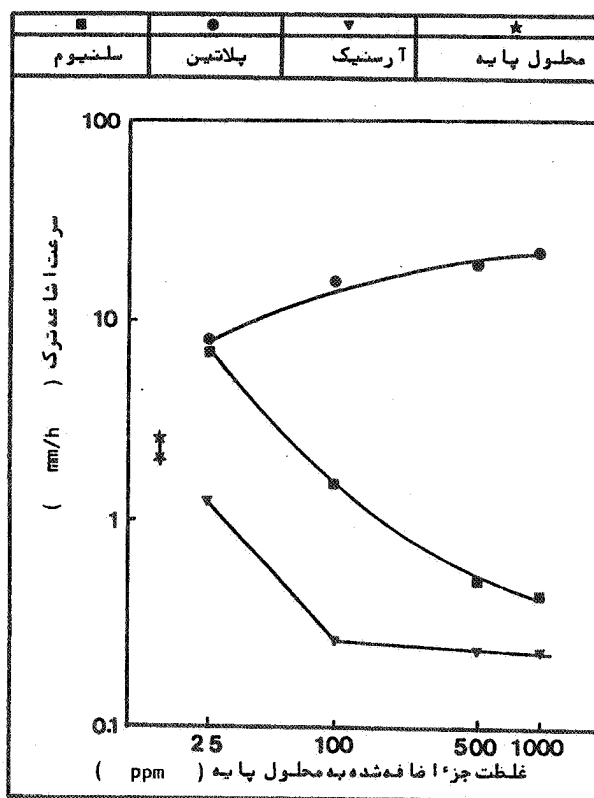
شکل ۴ : تا شیر غلظت سموم کاتدی اضافه شده با محلول پایه برگردنش شکست، سرعت کشش : $2/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه

این جزء به محلول است) استحکام کشش از ۲۷۰ به ۳۰۰ نیوتن بر میلیمتر مربع و کرنش شکست از ۵/۵ به ۱۹ درصد افزایش یافته است. برخلاف آرسنیک، با اضافه شدن 25ppm پلاتین به محلول پایه، استحکام کششی از ۲۷۰ به ۱۷۰ نیوتن بر میلیمتر مربع و کرنش شکست از ۵/۵ به ۲/۵ درصد کاهش می‌یابد. همچنین با اضافه شدن غلظت پلاتین در محلول، استحکام کششی و کرنش شکست مرتباً " کاهش می‌یابد. این کاهش با افزایش میزان پلاتین بیشتر از 500ppm چندان محسوس نمی‌باشد. برخلاف روند تقریباً "یکنواخت اثرات آرسنیک و پلاتین بر خواص مکانیکی، چگونگی تاثیر سلینیوم بر این خواص شدیداً " بستگی به غلظت آن در محلول دارد. همانگونه که مشاهده می‌گردد، مشابه با پلاتین، اضافه شدن 25ppm سلینیوم به محلول موجب کاهش استحکام کششی و کرنش شکست می‌گردد (استحکام کشش از ۲۷۰ به ۱۳۷ نیوتن بر میلیمتر مربع و کرنش شکست از ۵/۵ به ۲ درصد افت می‌یابد). در حالی که اضافه شدن غلظت سلینیوم در محلول، استحکام کششی و کرنش شکست را مجدداً " افزایش داده به سمت مقادیر مربوط به محلول حاوی آرسنیک متمایل می‌نماید.

ج - سرعت پیشرفت ترک

نتایج حاصل از اندازه‌گیری سرعت اشاعه ترک در محلول پایه و همچنین در حضور سموم کاتدی آرسنیک، پلاتین و سلینیوم در شکل ۵ ارائه گردیده‌اند. برای این منظور از نمونه‌های شکل ۱ج و سرعت کشش $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه که بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات قبلی [۷] و [۸] انتخاب گردید استفاده شده است.

همانگونه که ملاحظه می‌شود، اضافه شدن آرسنیک به محلول پایه و افزایش غلظت آن، سرعت پیشرفت ترک را کاهش داده، در حالی که حضور پلاتین در محلول و افزایش غلظت آن، افزایش سرعت اشاعه ترک را موجب گردیده است.



شکل ۵: تاثیر غلظت سموم کاتدی اضافه شده به محلول پایه بر سرعت

اشعه ترک : سرعت کشش ، $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه

بعنوان مثال ، با اضافه شدن 25 ppm آرسنیک و یا پلاتین به محلول

پایه ، سرعت اشعه ترک از حدود ۲/۳ به ترتیب به ۱/۲ و ۸ میلی متر در

ساعت تغییر می کند. کاهش و یا افزایش سرعت پیشرفت ترک با اضافه شدن غلظت عناصر به ترتیب آرسنیک و پلاتین بیشتر از 500ppm چندان قابل ملاحظه نمی باشد. مشابه با خواص مکانیکی، در اینجا نیز نقش سلنیوم در رابطه با سرعت اشاعه ترک بستگی به غلظت آن در محلول دارد. همانند پلاتین با اضافه شدن 25ppm سلنیوم به محلول، سرعت اشاعه ترک افزایش می یابد (از $2/3$ به 7 میلیمتر در ساعت). در حالی که افزایش بیشتر غلظت سلنیوم در محلول، مشابه آرسنیک، کاهش سرعت پیشرفت ترک را موجب خواهد شد.

د. تا شیر سرعت کششی بر خواص مکانیکی

نتایج حاصل از آزمایشات انجام گرفته در رابطه با بررسی تاثیر سرعت کشش بر استحکام کششی و کرنش شکست در محلول پایه و همچنین محلول پایه حاوی 25ppm از سموم کاتدی مختلف به ترتیب در شکل های ۶ و ۷ ارائه گردیده اند.

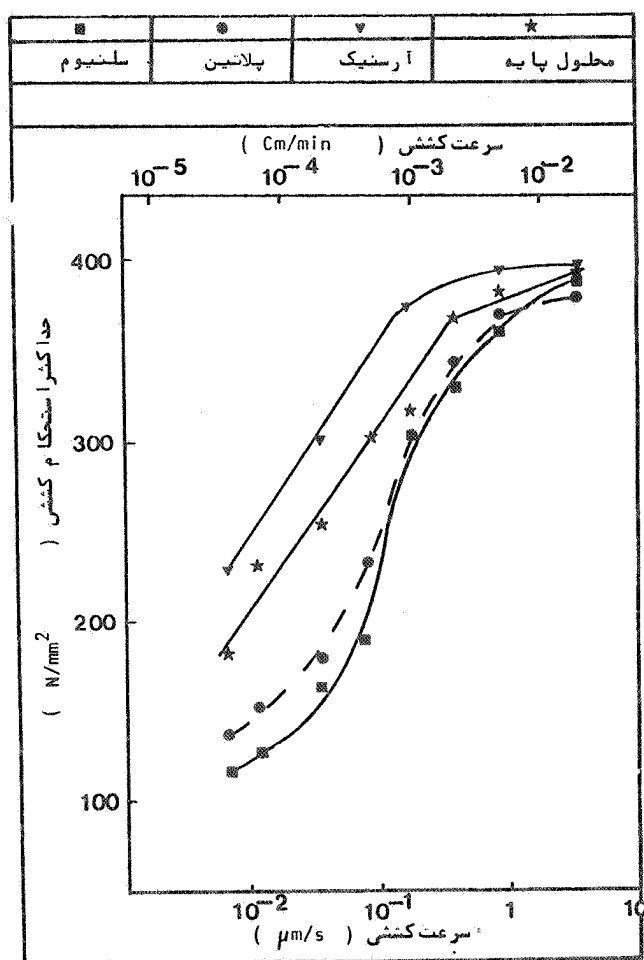
همانگونه که ملاحظه می گردد، در تمام سرعت های کشش، اضافه شدن 25ppm آرسنیک به محلول پایه موجب افزایش استحکام کششی و کرنش شکست می گردد. در حالی که، حضور همین مقدار پلاتین و یا سلنیوم در محلول پایه استحکام کششی و کرنش شکست را در تمام سرعت های کشش کاهش می دهد. همچنین ملاحظه می گردد که، در سرعت های کشش پائین، سلنیوم در مقایسه با پلاتین تاثیر بیشتری بر کاهش استحکام کششی و کرنش شکست از خود نشان می دهد، در حالی که، در سرعت های کشش بالا، تاثیر پلاتین تا حدودی شدیدتر می باشد.

ه. تا شیر سرعت کشش بر سرعت اشاعه ترک

نتایج حاصل از اندازه گیری سرعت پیشرفت ترک تحت تاثیر سرعت های کشش مختلف در محلول پایه و محلول پایه حاوی 25ppm از سموم کاتدی مختلف در شکل ۸ ارائه گردیده اند.

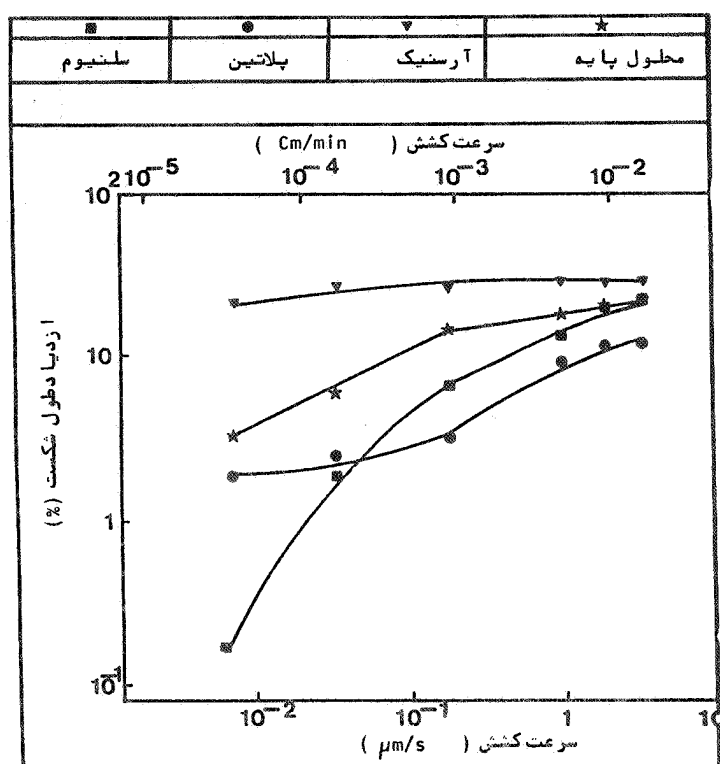
همانگونه که ملاحظه می گردد، در حالی که در سرعت های کشش متوسط و زیاد حداکثر سرعت اشاعه ترک مربوط به محلول پایه حاوی

25ppm پلاتین بوده، حداقل سرعت پیشرفت ترک در تمام سرعت‌های کشش مربوط به محلول پایه حاوی همین مقدار آرسنیک می باشد. در رابطه با سلینیوم، مشاهده می گردد که، در سرعت‌های کشش بالا افزایش سرعت پیشرفت ترک ناشی از حضور 25ppm سلینیوم در محلول پایه چندان محسوس نمی باشد.



شکل ۶: تاثير سرعت کشش و نوع سموم کاتدی (غلظت 25ppm) اضافه شده به محلول پایه بر استحکام کششی

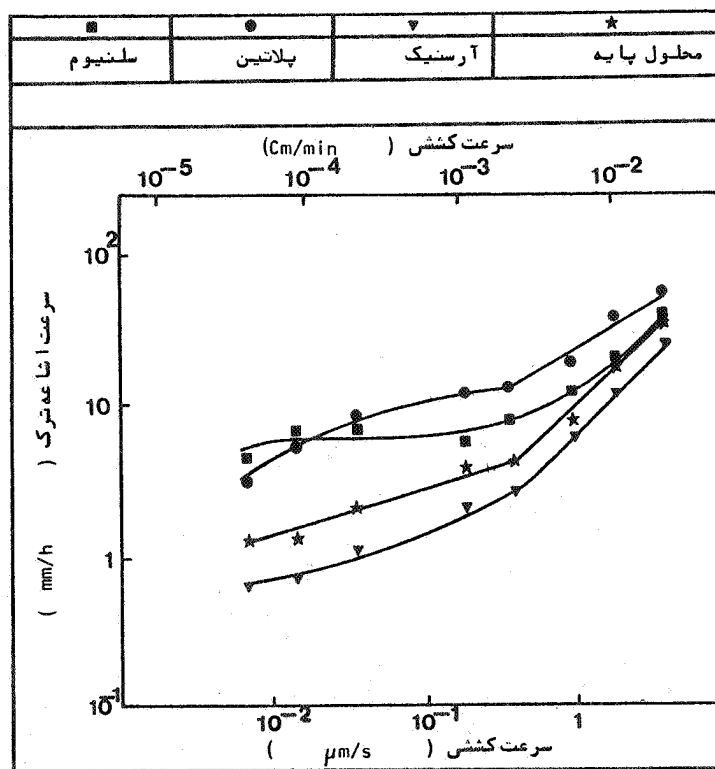
معینا ، با کاهش سرعت کشش ، نقش سلیوم بر افزایش سرعت اشاعه ترک کاملا " مشهود می باشد : بطوری که ملاحظه می شود ، با کاهش سرعت کشش و نزدیک شدن به حد پائینی سرعت های کشش استفاده



شکل ۷ : تأثیر سرعت کشش و نوع سموم کاتدی (غلظت 25ppm) اضافه شده به محلول پایه بر کرنش شکست .

شده ، آهنگ کاهش سرعت اشاعه ترک در محلول پایه حاوی 25ppm سلیوم مرتبا " کم شده و در نهایت تقریبا " مستقلا از سرعت کشش باقی می ماند . در حالی که ، آهنگ کاهش سرعت

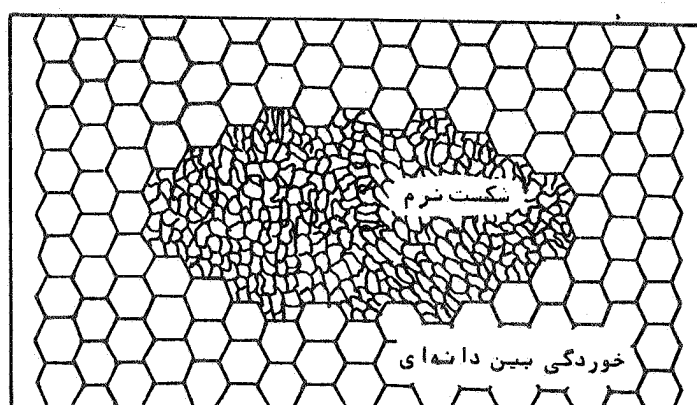
اشاعه ترک در نمونه‌های آزمایش شده در محلول پایه حاوی 25 ppm پلاتین در سرعت‌های کشش خیلی کم (در حدود 0.01 میکرون بر ثانیه) افزایش می‌یابد. این امر موجب می‌شود که، در سرعت‌های کشش خیلی کم سرعت اشاعه ترک در حضور 25 ppm سلنیوم بیشتر از سرعت پیشرفت ترک در حضور 25 ppm پلاتین باشد.



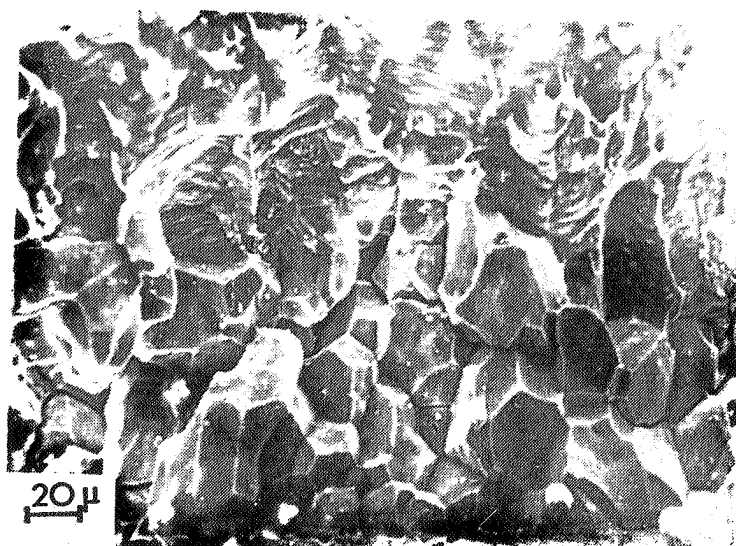
شکل ۸ : تأثیر سرعت کشش و نوع سموم کا تندی (غلظت 25 ppm)
 اضافه شده به محلول پایه بر سرعت اشاعه ترک .

۱ - بررسی ساختار میکروسکوپی سطوح مقطع شکست ۱ - نمونه‌های آزمایش غوطه‌وری

کلیه نمونه‌های مورد استفاده در آزمایشات غوطه‌ورسازی پس از اندازه‌گیری کاهش وزن توسط دستگاه کشش شکسته و سطوح مقطع شکست آنها مورد بررسی و مطالعه میکروسکوپی قرار داده شدند. نتایج حاصل از مطالعات میکروسکوپی فوق‌بیانگر خوردگی بین دانه‌ای در نواحی خارجی یا لبه‌های نمونه‌ها و شکست مکانیکی نرم در بقیه قسمت‌های آنها می‌باشد. چگونگی توزیع خوردگی بین دانه‌ای و شکست مکانیکی نرم در سطح مقطع شکست این نمونه‌ها بطور شماتیک در شکل ۹ نشان داده شده است. همچنین، تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع شکست نمونه‌های مزبور شامل خوردگی بین دانه‌ای و شکست مکانیکی نرم، در شکل ۱۰ ارائه گردیده است.



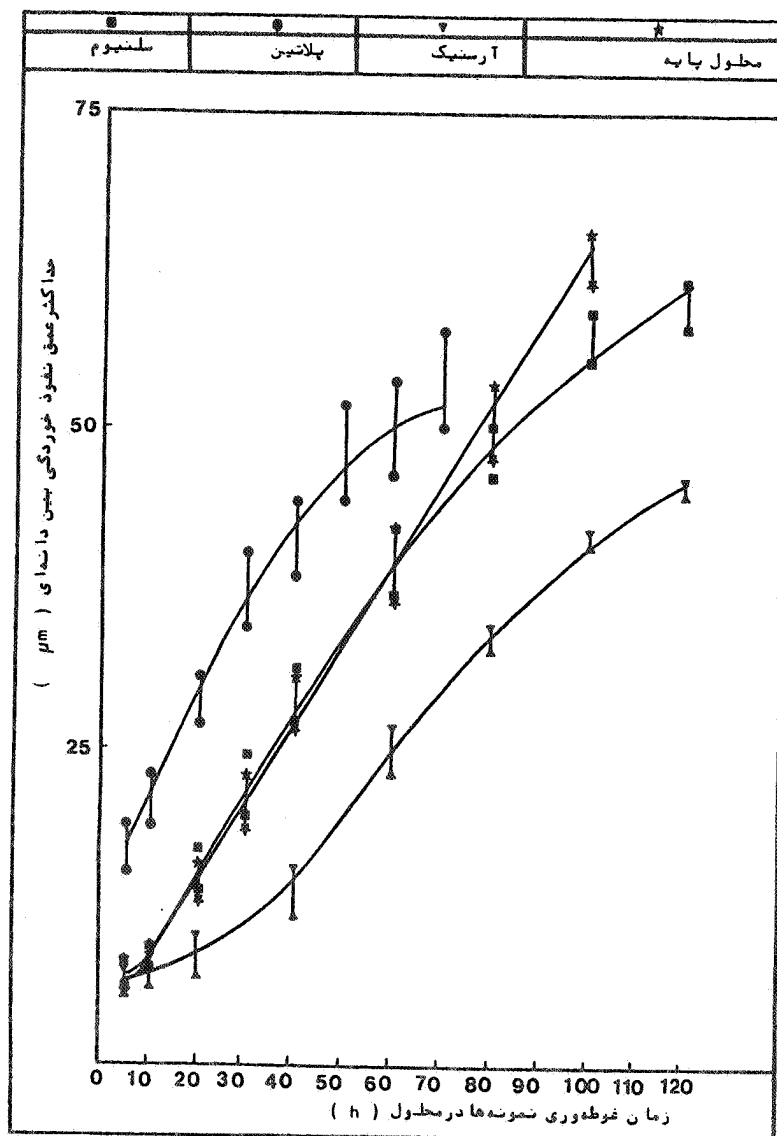
شکل ۹ : نمایش شماتیک چگونگی توزیع خوردگی بین دانه‌ای مکانیکی نرم در سطح مقطع شکست نمونه‌های غوطه‌ور شده در محلول .



شکل ۱۰ : تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع شکست نمونه‌های غوطه‌ور شده در محلول، شامل خوردگی بین دانه‌های درکناره‌ها و شکست مکانیکی نرم در بقیه نمونه .

حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌های در کلیه نمونه‌ها اندازه گرفته شد . نتایج حاصل از این اندازه‌گیری که تاثیر زمان غوطه‌وری و غلظت جزء اضافه شده به محلول بر حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌های را نشان می‌دهد، همراه با نتایج مربوط به محلول پایه به ترتیب در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ ارائه گردیده است .

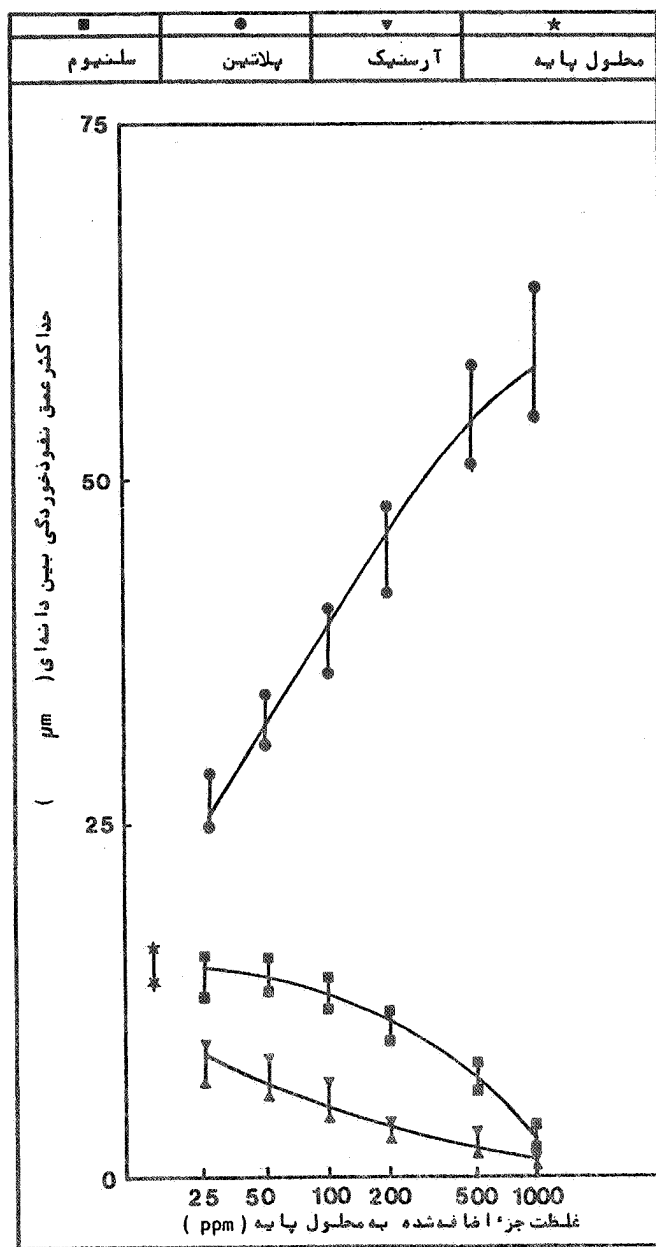
همانگونه که از شکل ۱۱ ملاحظه می‌گردد، بدون توجه به نوع محیط مورد استفاده با افزایش زمان غوطه‌وری حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای افزایش می‌یابد . همچنین ، افزایش 25ppm آرسنیک به محلول پایه موجب کاهش حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای می‌شود . از سوی دیگر، حضور 25ppm پلاتین در محلول پایه ، حداکثر



شکل ۱۱ : تأثیر زمان غوطه‌وری بر حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای در محلول پایه و محلول پایه‌ها وی 25ppm آرسوم کا تدی مختلف .

عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای را افزایش می‌دهد. این افزایش در زمانهای کوتاه غوطه‌وری مشهودتر از زمانهای زیاد می‌باشد، درحالی که کاهش حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای ناشی از اضافه شدن 25ppm آرسنیک به محلول پایه در زمانهای زیاد مشهودتر خواهد بود. در رابطه با سلنیوم دیده می‌شود که، اضافه کردن 25ppm سلنیوم به محلول پایه اثرچندان قابل ملاحظه‌ای بر حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای نخواهد داشت. درعین حال ملاحظه می‌شود که، در زمانهای نسبتاً " طولانی (بیشتر از ۸ ساعت) حضور 25ppm سلنیوم در محلول، حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای را تا حدودی کاهش می‌دهد.

اثر غلظت سموم کاتدی بر حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای در شکل ۱۲ ارائه شده است. همانگونه که ملاحظه می‌گردد، حضور و افزایش غلظت آرسنیک موجب کاهش حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای می‌شود. از سوی دیگر، اضافه شدن و افزایش غلظت پلاتین، افزایش شدید حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای را به همراه خواهد داشت. در رابطه با سلنیوم، دیده می‌شود که، تا حدود 100ppm سلنیوم اضافه شده به محلول، حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای کاهش مختصری از خود نشان می‌دهد. درحالی که با اضافه شدن غلظت سلنیوم بیشتر از 1000ppm به سمت حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای در محلولهای حاوی آرسنیک (بیشتر از 1000ppm) میل می‌کند. نکته قابل توجه در رابطه با نمونه‌های آزمایشات غوطه‌وری تشکیل فیلم و یا رسوبات غنی از سموم کاتدی موجود در محلول بر روی سطوح نمونه‌ها می‌باشد. تشکیل و ضخامت فیلم مزبور، همچنین چسبندگی آن شدیداً بستگی به نوع و غلظت جزء اضافه شده به محلول و زمان غوطه‌وری دارد. بدین صورت که، در محلولهای حاوی آرسنیک فیلم مزبور از بیشترین چسبندگی برخوردار بوده و حتی در غلظتهای کم (25ppm) وزمانهای کوتاه آزمایش (۲۴ ساعت) نیز مشاهده گردید. در محلولهای حاوی پلاتین، فیلم مزبور که همراه با محصولات خوردگی و ذرات فلزی جدا شده



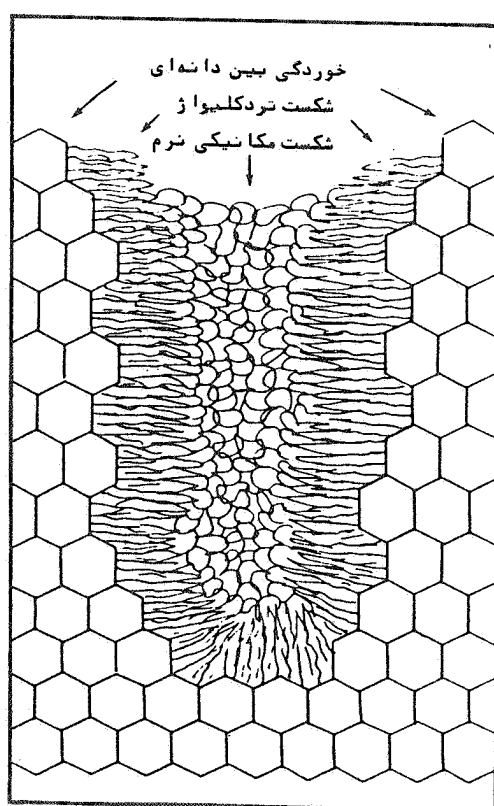
شکل ۱۲ : تأثیر غلظت سموم کما تندی مختلف در محلول پایه بر جدا کردن عمیق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای ، زمان غوطه‌وری ۲۰ ساعت ،

از سطح نمونه بوده (مخصوصاً در غلظت‌های زیاد) از چسبندگی کمی برخوردار بوده، بنحوی که جداسازی قسمت عمده‌ای از آن از روی سطوح نمونه به سادگی امکان‌پذیر بود. در محلول‌های حاوی سلنیوم، فیلم مزبور فقط در غلظت‌های زیاد (بیشتر از 200ppm) و یا زمان‌های طولانی (بیشتر از ۱۲۰ ساعت) تشکیل شد. بعلاوه، ملاحظه گردید که امکان تشکیل رسوبات مزبور در غلظت‌های زیاد و زمان‌های کوتاه بمراتب بیشتر از زمان‌های طولانی ولی غلظت‌های کم می‌باشد. قسمت عمده رسوبات مزبور به سادگی از سطوح فلز جدا شده و وارد محلول می‌شوند.

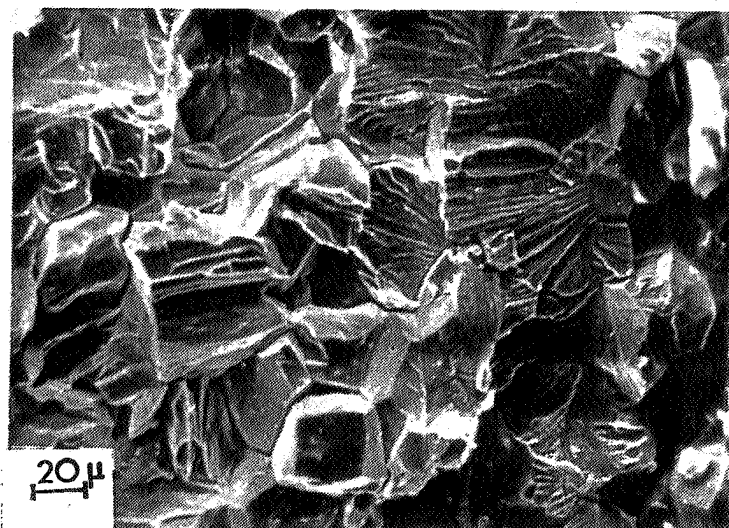
۲- نمونه‌های خوردگی تنشی

بطور کلی، سطوح مقطع شکست نمونه‌های آزمایش شده تحت شرایط خوردگی تنشی شامل سه ناحیه بصورت زیر بودند: یک ناحیه بین‌دانه‌ای خارجی در لبه‌ها، یک ناحیه شکست مکانیکی نرم (بصورت میان‌دانه‌ای) در مرکز و یک ناحیه شکست میان‌دانه‌ای ترد بصورت کلیواژ در حدها وصل دونه‌های مزبور. چگونگی توزیع و موقعیت هر یک از نواحی فوق بطور شماتیک در شکل ۱۳ نشان داده شده است. همچنین، مثالی از ساختار میکروسکوپی سطح مقطع شکست که شامل سه ناحیه مزبور باشد در شکل ۱۴ نشان داده شده است. وجود هر یک از نواحی فوق بر روی سطح مقطع شکست و همچنین وسعت آن شدیداً بستگی به سرعت کشش و نوع محیط مورد آزمایش دارد. در رابطه با نقش سرعت کشش می‌توان گفت که، بطور کلی در یک محیط مشخص که امکان خوردگی تنشی وجود داشته باشد، هر چه سرعت کشش کاهش یابد، از وسعت ناحیه شکست مکانیکی نرم (A_D) در مغز نمونه کاسته شده و در عوض بوسعت نواحی خوردگی بین‌دانه‌ای در لبه‌ها (A_I) و شکست ترد کلیواژ (A_C) افزوده می‌شود. شایان ذکر است که، نسبت مساحت منطقه اشغال شده توسط شکست ترد کلیواژ به مساحت ناحیه خوردگی بین‌دانه‌ای، یعنی A_C/A_I نیز تابعی از سرعت کشش می‌باشد. بدین صورت که، با کاهش سرعت کشش نسبت A_C/A_I

افزایش می یا بدوبرعکس با افزایش سرعت کشش این نسبت کاهش خواهد یافت. بعنوان مثال، در رابطه با مخلول پایه، برای سرعت‌های کشش بیشتر از $3/3 \times 10^{-1}$ میکرون بر ثانیه نسبت A_C/A_T به سمت صفر میل کرده درحالی که برای سرعت‌های کششی کمتر از $0/01$ میکرون بر ثانیه این نسبت حتی به بیشتر از ۲ تا ۳ خواهد رسید.



شکل ۱۳ : نمایش شماتیک چگونگی توزیع و موقعیت نواحی خوردگی بین دانه‌ای، شکست مکانیکی نرم و شکست تردکلیواژ بر روی سطوح مقطع شکست نمونه‌های آزمایش شده تحت شرایط خوردگی تنش.



شکل ۱۴ : تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع شکست شامل سه ناحیه خوردگی بین دانه‌ای ، شکست ترد کلیواژ و شکست نرم مکانیکی ، محلول مسورد استفاده : محلول پایه سرعت کشش : $3/3 \times 10^{-1}$ میکرون بر ثانیه

در رابطه با نقش محیط خورنده و یا سموم کاتدی موجود در محلول پایه بر وسعت هر یک از نواحی شکست ، نتایج حاصل از مطالعه و بررسی سطوح مقطع شکست نمونه‌ها را می‌توان بصورت زیر خلاصه نمود .
 اضافه شدن 25 ppm آرسنیک به محلول پایه ، کاهش وسعت نواحی خوردگی بین دانه‌ای و شکست ترد کلیواژ و متعاقباً " افزایش وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم را در تمام سرعت‌های کشش به همراه دارد .
 همچنین ملاحظه گردید که ، در مقایسه با محلول پایه ، سرعت کششی که نسبت A_C/A_T به سمت صفر میل می‌کند به مراتب کمتر می‌باشد .

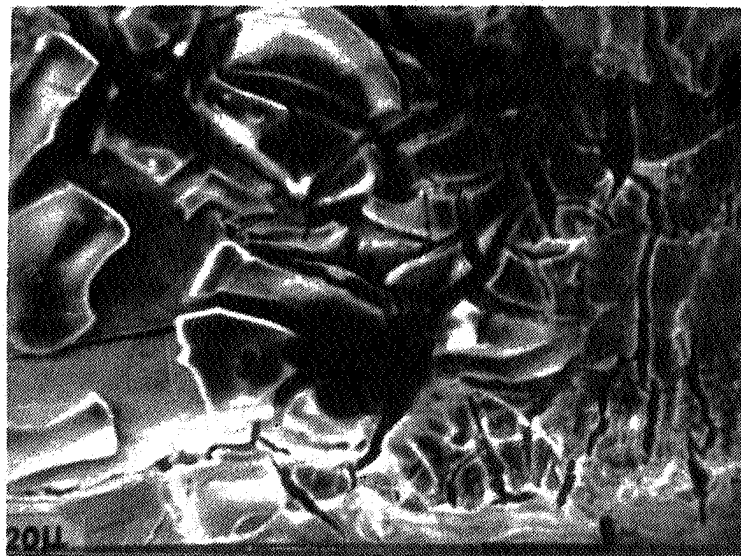
نتایج حاصل از بررسی سطوح مقطع شکست نمونه‌های آزمایش شده در غلظت‌های مختلف آرسنیک و سرعت کشش ثابت $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه نشان داد که، با افزایش غلظت آرسنیک و سرعت نواحی خوردگی بین دانه‌ای (A_I) و شکست ترد کلیواژ (A_C) شدیداً "افت کرده و بجای آن وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم (A_D) افزایش یافته است. همچنین بر روی سطوح مقطع شکست نمونه‌هایی که برای مدت زمان طولانی در تماس با محلول پایه محتوی غلظت کم آرسنیک و یا برای مدت زمان کوتاه در تماس با محلول پایه حاوی غلظت زیاد آرسنیک بودند، رسوبات سیاه رنگی ملاحظه گردید (شکل ۱۵). این رسوبات که از قابلیت چسبندگی بالایی بر روی نمونه‌ها برخوردار بود و به سادگی امکان جدا سازی آنها از روی نمونه‌ها میسر نبود توسط *TEDAX* آنالیز شده و مشخص گردید که عمدتاً "ترکیبات غنی از آرسنیک می باشد. در رابطه با نقش پلاتین بر روی ساختار میکروسکوپی سطوح مقطع شکست، بطور کلی می توان گفت که اضافه شدن این جزء به محلول پایه افزایش شدید خوردگی بین دانه‌ای را به همراه دارد. در سرعت‌های کشش متوسط و با لانظیر سرعت کششی بیشتر از ۱/۰ میکرون بر ثانیه و غلظت‌های کم پلاتین نظیر 25 ppm ، حضور پلاتین نه تنها وسعت ناحیه خوردگی بین دانه‌ای بلکه منطقه مربوط به شکست ترد کلیواژ را نیز بطور قابل ملاحظه‌ای وسیع‌تر می نماید. تحت شرایط فوق و در مقایسه با محلول پایه، ملاحظه گردید که برخلاف آرسنیک، سرعت کششی که بالاتر از آن نسبت A_C/A_I به سمت صفر میل می کند افزایش یافته است. در غلظت‌های زیاد پلاتین، نظیر بیشتر از 100 ppm و یا سرعت‌های کشش کم نظیر کمتر از $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه، سطح نمونه‌ها شدیداً "خورده شده بنحوی که ذرات ریز فلزی همراه با رسوبات سیاه رنگ تشکیل شده بر روی نمونه‌ها از سطح آنها جدا شده و بداخل محلول ریخته می شوند. تحت چنین شرایطی ملاحظه گردید که، وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ مجدداً "کاهش یافته است. همچنین، سطوح نمونه‌های

آزمایش شده در سرعتهای کشش کم و متوسط و یا غلظتهای متوسط تا زیاد پلاتین از رسوبات سیاه رنگی پوشیده شده که به سمافنگی از سطح نمونه جدامی شوند. بعلاوه ، بر روی سطوح مقطع شکست نواحی نسبتاً وسیع که مشابه بالجن های خشک شده و ترک خورده بودند ملاحظه گردید (شکل ۱۶) مطالعاتی که توسط EDAX بر روی نواحی رسوبی (سطوح جانبی و سطح مقطع شکست) انجام گرفت ، وجود ترکیبات غنی از پلاتین را در این نواحی به اثبات رسانید.



شکل ۱۵ : تصویر میکروسکوپی الکترونی از رسوبات ضخیم و غنی از آرسنیک که بر روی سطح نمونه خوردگی تنش تشکیل شده و ترک خورده اند .
 محلول : محلول پایه حاوی 500ppm آرسنیک
 سرعت کشش : $3/3 \times 10^{-2}$ میکرون بر ثانیه

در خصوص نقش سلینیوم بر روی وسعت نواحی مختلف شکست در نمونه های آزمایش شده تحت شرایط خوردگی تنش، شایان ذکر است که، این امر بستگی شدید به غلظت سلینیوم در محلول پایه دارد. بدین صورت که، اضافه شدن در حدود 25ppm سلینیوم به محلول پایه وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ (A_c) را در تمام سرعت های کشش افزایش و از آن شکست مکانیکی نرم (A_D) را کاهش می دهد. در حالی که، در وسعت ناحیه خوردگی بین دانه های (A_I) چندان تغییرات قابل ملاحظه ای به وجود نمی آورد. معینا، ملاحظه گردید که در مقایسه با محلول پایه، در سرعت های کشش کم وسعت ناحیه خوردگی بین دانه های (A_I) تا حدودی کاهش یافته است.

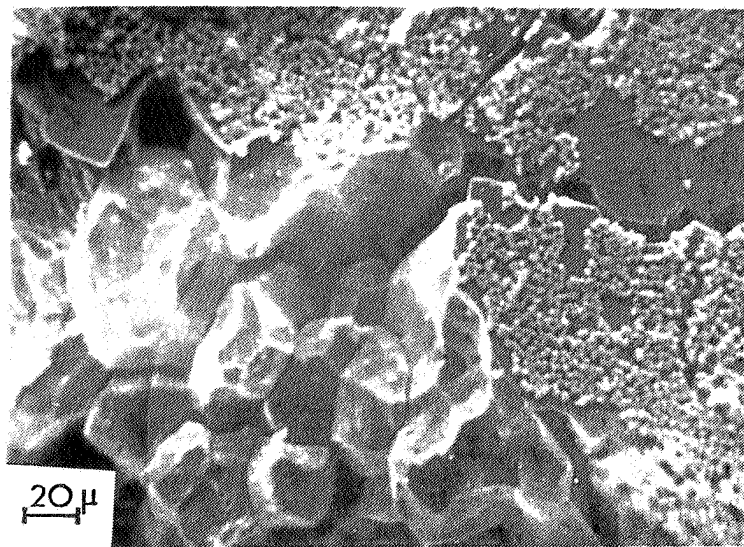


شکل ۱۶ : تصویر میکروسکوپی الکترونی از رسوبات غنی از پلاتین تشکیل شده بر روی سطوح نمونه های خوردگی تنش، محلول، محلول پایه حاوی 1000ppm پلاتین، سرعت کشش، $1/3 \times 10^{-3}$ میکرون بر ثانیه .

بررسی و مطالعه دقیقتر ساختار میکروسکوپی سطوح مقطع شکست نمونه‌های آزمایش شده در سرعت‌های گشش مختلف و در محلول پایه حاوی 25ppm سلنیوم، مشخص نمود که، سرعت گششی که نسبت A_C/A_I به سمت صفر میل می‌کند در مقایسه با محلول پایه بیشتر می‌باشد. همچنین ملاحظه گردید که، اضافه شدن 25ppm سلنیوم به محلول پایه موجب افزایش سرعت گششی می‌شود که در سرعت‌های گششی کمتر از آن ناحیه شکست مکانیکی نرم در مرکز نمونه کاملاً از بین می‌رود.

افزایش غلظت سلنیوم نقشی مشابه با آرسنیک بر روی ساختار میکروسکوپی سطح مقطع شکست از خود نشان داد. بدین ترتیب که، در یک سرعت گشش ثابت نظیر 2×10^{-2} میکرون بر ثانیه، با اضافه شدن غلظت سلنیوم وسعت ناحیه شکست مکانیکی نرم افزایش یافته در حالی که مناطق خوردگی بین دانه‌ای و شکست ترد کلیواژ محدودتر می‌گردند.

بررسی و مطالعه دقیق سطوح و همچنین سطوح مقطع شکست نمونه‌ها نشان داد که، در سرعت‌های گشش خیلی کم و یا در غلظت‌های بالای سلنیوم، رسوبات قرمز رنگ سلنیوم بصورت ذرات ریز پراکنده بر روی سطوح نمونه‌ها تشکیل می‌شود (شکل ۱۷). قسمت عمده این رسوبات به سادگی از روی سطوح نمونه‌ها جدا شده و وارد محلول می‌شوند. شدت و وسعت تشکیل رسوبات سلنیوم بر روی نمونه‌های آزمایش شده در محلول‌های رقیق و زمان‌های طولانی کم‌تر از نمونه‌های آزمایش شده در محلول‌های غلیظ ولی زمان‌های کوتاه ملاحظه گردید. به بیان دیگر، نقش غلظت سلنیوم در محلول پایه بر تشکیل رسوبات آن بمراتب بیشتر از نقش زمان غوطه‌وری در محلول تشخیص داده شد.



شکل ۱۷ : تصویر میکروسکوپی الکترونی از رسوبات سلنیوم
تشکیل شده بر روی سطوح نمونه‌های غوطه‌وری
محلول : محلول پایه حاوی 100ppm سلنیوم
زمان غوطه‌وری : ۷۲ ساعت

بحث و نتیجه گیری

الف- محلول پایه

زیرکونیوم و آلیاژهای آن جزء گروه فلزات و آلیاژهای غیر فعال و یا پاسیو^۱ می باشند. پاسیویته آنها ناشی از تشکیل فیلم (پوسته) دی اکسید زیرکونیم (ZrO_2) بوده که با قرار گرفتن زیرکونیوم در آتمسفر ویا محیطهای آبی بر روی آن تشکیل می شود.

واکنش اصلی در این رابطه عبارتست از:

$$(۱) \quad Zr + 2H_2O \longrightarrow ZrO_2 + 2H_2$$

^۱ Passive

در همین مورد، نمودار $E-pH$ پوریه برای سیستم $Zr-H_2O$ نیز تشکیل فیلم غیرفعال اکسیدی را تایید می نماید. این فیلم در محدوده وسیعی از pH و پتانسیل بر روی زیرکونیوم و آلیاژهای آن پایدار می باشد.

گفته شده است که، کاهش مقاومت خوردگی زیرکونیوم و آلیاژهای آن در محلولهای حاوی اسید کلریدریک ناشی از حضور یونهای کلرید (Cl^-) در محلول می باشد [۱]. نقش یونهای کلرید در رابطه با فیلم پاسیو توسط *Sculliy* و *Adepoju* [۱۴] بطور دقیق مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. گرچه تحقیقات مزبور صرفاً "در ارتباط با آلیاژهای تیتانیم می باشد، ولی اعتقاد بر این است که نقش یونهای کلرید در خوردگی تنشی آلیاژهای تیتانیم و زیرکالوی [۱] و [۱۱] یکسان می باشد. نقش یونهای کلرید احتمالاً "عبارتست از، کمک کردن به شکسته شدن فیلم سطحی در مرز دانه ها و بنا بر این آندساختن آنها در مقایسه با بقیه نمونه، بدین ترتیب انحلال آندی در امتداد مرز دانه ها تشدید می شود. در رابطه با نمونه های زیرکالوی ۲- غوطه ور شده در محلول $CH_3OH/0.4\%HCl$ (بدون تنش)، اعتقاد بر این است که، شکسته شدن فیلم پاسیومی تواند ناشی از وجود یونهای کلرید در محلول، در اثر تنشهای باقیمانده و یا هردو باشد.

نتایج به دست آمده از آزمایشات انجام گرفته در محلول پایه نشان می دهند که، نمونه های بدون تنش غوطه ور شده در محلول بصورت بین دانه ای خورده می شوند (شکل های ۹-۱۱). در واقع، با قرار گرفتن زیرکالوی ۲- در محلول $CH_3OH/0.4\%HCl$ ، فیلم پاسیو در مرز دانه ها توسط یک عامل شیمیائی، مکانیکی و یا هردو شکسته شده، آنگاه یک واکنش شیمیائی - الکتروشیمیائی بین محیط و فلز عاری از فیلم انجام گرفته که نتیجه آن خوردگی بین دانه ای خواهد بود.

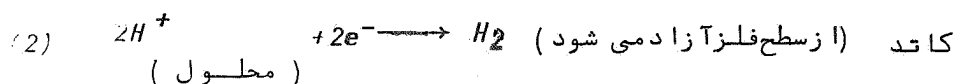
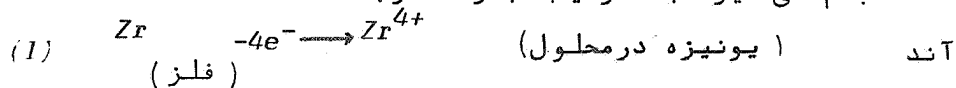
مطالعات انجام گرفته بر روی آلیاژ زیرکالیوم ۲- [۱] و [۲] مؤید بر حضور ترکیبات بین فلزی $Zr-Fe-Ni$ و $Zr-Fe-Cr$ در مرزدانه‌ها می‌باشد. همچنین گزارش شده است که حضور ترکیبات بین فلزی مزبور موجب می‌شوند که انحلال آندی زیرکالیوم ۲- عمدتاً " در مرزدانه‌ها متمرکز گردد. متمرکز شدن انحلال آندی در مرزهای غنی از ترکیبات بین فلزی، به پیل‌های گالوانیکی موضعی تشکیل شده بین زمینه آلفا و ترکیبات مزبور نسبت داده می‌شود.

نقش تنش بر سرعت پیشرفت خوردگی بین دانه‌ای به داخل فلز، همچنین وسعت ناحیه خوردگی بین دانه‌ای از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. گفته شده است که، با اعمال تنش فیلم پایوباشدت بیشتری در امتداد مرزدانه‌ها شکسته می‌شود [۱۵] و [۱۶] بدین ترتیب، خوردگی در محل‌های مزبور، یعنی مرزدانه‌ها، متمرکزتر می‌گردد. تحت شرایط فوق، اگر یک شرایط تعادل مناسبی بین سرعت انحلال آندی در مرز دانه‌ها و سرعت پاسیون شدن مجدد فلز (ناشی از واکنش‌های شیمیایی-الکتروشیمیایی بین محیط و نواحی عاری از فیلم) در نواحی مزبور وجود داشته باشد، انحلال آندی تشدید شده توسط تنش حاصل می‌شود. این امر موجب می‌شود که وسعت ناحیه خوردگی بین دانه‌ای بر روی سطوح مقطع شکست نمونه‌های خوردگی تنشی در مقایسه با وسعت منطقه خوردگی بین دانه‌ای در نمونه‌های غوطه‌وری (بدون تنش) که برای زمان یکسان در تماس با محلول بوده‌اند بیشتر باشد. مطالعات میکروسکوپی و مقایسه وسعت نواحی انحلال آندی بین دانه‌ای در هر دو نوع نمونه (غوطه‌وری و خوردگی تنشی) نشان داد که اعمال تنش موجب افزایش عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای می‌شود. به بیان دیگر، اعمال تنش موجب تشدید انحلال آندی بین دانه‌ای آلیاژ زیرکالیوم ۲- می‌گردد. همچنین ملاحظه گردید که، تاثیر تنش در خوردگی بین دانه‌ای شدیداً " بستگی به سرعت اعمال تنش و یا سرعت کشش دارد. بدین صورت که، در سرعت‌های کشش بالا، این اثر کم بوده و با کاهش سرعت

کشش افزایش می یابد. از سوی دیگر در سرعت‌های کشش خیلی کم، مجدداً اثر تنش بر افزایش خوردگی بین دانه‌ای کاهش خواهد یافت. نتایج حاصل از انجام آزمایشات خوردگی تنشی در محلول پایه نشان می‌دهند که، نقش تنش نه تنها تشدید نمودن انحلال آندی و افزایش وسعت منطقه خوردگی بین دانه‌ای است، بلکه شرایط لازم برای به وجود آمدن شکست ترد کلیواژ را نیز فراهم می‌کند. بدین ترتیب که، سطوح مقطع شکست نمونه‌های خوردگی تنشی حاوی سه ناحیه می‌باشد. خوردگی بین دانه‌ای در لبه‌ها، شکست نرم مکانیکی در مغز نمونه و شکست ترد کلیواژ در حدفاصل دو ناحیه مزبور (شکل‌های ۱۳ و ۱۴). همچنین ملاحظه گردید که، با کاهش سرعت کشش وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ مرتباً "افزایش یافته و در عوض از وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم در مغز نمونه کاسته می‌شود. در سرعت‌های کششی خیلی کم نظیر کمتر از ۰/۰۱ میکرون بر ثانیه سطح مقطع شکست نمونه‌های خوردگی تنشی عملاً شامل انحلال آندی بین دانه‌ای و شکست ترد کلیواژ می‌باشد. تحت شرایط فوق، شکست مکانیکی نرم منحصراً "محدوده تعداد معدودی از نواحی پراکنده در سطح مقطع شکست می‌باشد.

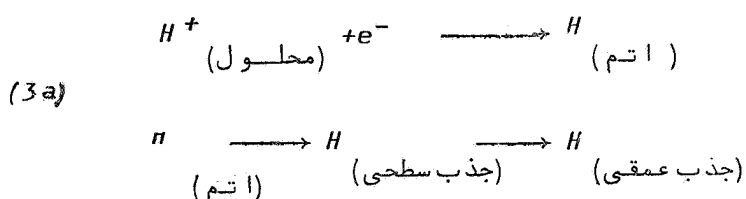
در رابطه با علت شکست ترد کلیواژ نظرات مختلفی وجود دارد. برخی [۳] و [۱] معتقدند که این امر احتمالاً ناشی از جذب اجزاء فعال محیط در محل‌های تحت تنش و تغییر شکل پلاستیک یافته است. در حالی که، گروهی [۱۰] و [۶] احتمال تردی هیدروژنی را مطرح می‌نمایند.

در محیط‌های هیدروژن دار نظیر محلول‌های آبی و یا الکل متیلیک با شکسته شدن فیلم پاسیو در مرز دانه‌ها، واکنش‌های آندی و کاتدی که انجام می‌گیرند به ترتیب عبارتند از:

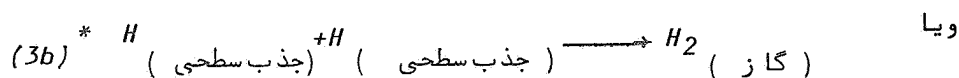
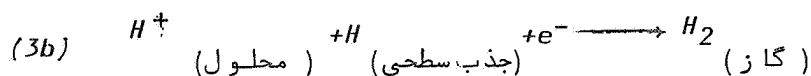


واکنش کاتدی ، ۳ ، معمولاً طی دو مرحله انجام می گیرد. بدین صورت. که معمولاً یک مرحله واسطه‌ای وجود دارد که طی آن هیدروژن اتمی حاصل ابتدا جذب سطحی شده و سپس درصدی از آن جذب عمقی می گردد. به صورت زیر :

مرحله ۱ یا مرحله واسطه‌ای



مرحله ۲



بطور کلی گفته شده است که، در حدود ۳ الی ۵ درصد هیدروژن اتمی حاصل از مرحله 1، 3a، توسط زیرکالوی جذب عمقی می گردد [۱۷]. این امر به دو صورت امکان پذیر است. یکی توسط دیفوزیون و دیگری با رسوب کردن بر روی نا بجا ئیها و ایجاد اتمسفر کاترل. در روش دوم نا بجا ئیهای متحرک هیدروژن رسوب یافته بر روی خود را بمراتب سریعتر از سرعت پیش بینی شده توسط دیفوزیون به داخل فلز منتقل می کنند. هیدروژن جذب شده توسط زیرکالوی وارد شبکه فلزی شده و تردی هیدروژنی را موجب می شود.

با عنایت به نتایج به دست آمده از تاثیر همزمان اعمال

تنشهای کششی یک بعدی و شارژ هیدروژن به کمک جریان و پتانسیلهای کاتدی بر روی آهن، توسط Beck و همکاران او [۱۸] گزارش شده است که، اعمال تنش کششی غلظت هیدروژن اتمی جذب عمقی شده را افزایش می دهد. این امر به افزایش قطرها های خالی بین نشینی موجود در شبکه های کریستالی که اتمهای هیدروژن در داخل آنها قرار می گیرند نسبت داده شده است. به عبارت دیگر، Beck و همکاران او معتقدند که افزایش غلظت هیدروژن اتمی جذب عمقی شده توسط فلزات تحت تنش کششی، عمدتاً ناشی از افزایش حد حلالیت هیدروژن در اثر اعمال تنش می باشد.

گرچه نقش دقیق هیدروژن در تردی هیدروژنی هنوز بطور کامل روشن نیست ولی عقیده بر این است که، هیدروژن جذب شده توسط شبکه کریستالی فلزنا بجا ئیهای فعال را تحت تاثیر قرار داده و قفل شدن آنها را موجب می گردد. همچنین گفته شده است که هیدروژن می تواند به ناحیه تغییر شکل پلاستیک یافته در جلوی ترک در حال پیشروی نفوذ کرده و بر روی صفحات لغزش تشکیل هیدرید دهد. بدین ترتیب تنش برشی (τ) افزایش یافته و در نتیجه نسبت تنش شکست کلیواژ (δ_c) به تنش برشی (τ) کاهش می یابد. نتیجه حاصل عبارتست از شروع و اشاعه شکست ترد بر روی صفحات کلیواژ. این نوع شکست، به شکست ترد کلیواژ موسوم است. گزارش شده است که، سرعت پیشرفت ترکهای حاصل از شکست ترد کلیواژ در زیرکالوی بین ۲۰ الی ۴۰ میکرون بر ثانیه می باشد [۱] و [۹]. سرعت مزبور حداقل سه برابر سرعت اشاعه ترکهای بین دانه های می باشد. گرچه گفته شده است که [۲۰]، در فلزاتی که خوردگی تنشی آنها توأم با شکست ترد کلیواژ می باشد، ترکهای شروع شده می توانند تا خارج از ناحیه ترد شده توسط هیدروژن پیشرفت کنند ولی عقیده بر این است که مسافت طی شده توسط ترک حاصل از شکست ترد کلیواژ نه تنها مستقل از وسعت ناحیه غنی از هیدروژن نخواهد بود، بلکه در ارتباط مستقیم با آن می باشد.

از اینرو گفته می شود که، در یک سرعت کشش ثابت و یا تحت تنش ثابت، افزایش هیدروژن جذب شده توسط فلز در ضمن انحلال آندی بین دانه‌ای، افزایش سرعت پیشرفت ترک حاصل از خوردگی تنشی را موجب می شود. این پدیده همراه است با کاهش استحکام کششی و کرنش شکست.

ب- محلولهای پایه حاوی سموم کاتدی

در رابطه با نقش ترکیب شیمیایی محلول و حضور اجزاء اکتیو و پاسیوکننده بر حساسیت فلز نسبت به خوردگی تنشی گفته شده است که [۲۱]، نسبت عوامل اکتیو به پاسیوکننده "R" در ناحیه انتهایی ترک تحت تنش فاکتور تعیین کننده برای ایجاد و اشاعه خوردگی تنشی می باشد. بطور کلی، همواره نسبتی از اجزاء اکتیو به پاسیوکننده "R" وجود دارد که، در نسبتهای بیشتر از آن شکست ترد ناشی از خوردگی تنشی امکانپذیر می باشد. اضافه شدن اجزاء اکتیو و پاسیوکننده به محلول می تواند نسبت R را به سمت شرایط به ترتیب اکتیو و پاسیو تر تغییر دهد. در نتیجه حساسیت فلز نسبت به خوردگی تنشی به ترتیب افزایش و یا کاهش یابد.

برای سیستم های فلز- محلول نظیر آلیاژهای تیتانیم و زیر کالوی در محلولهای متانولیک و یا آبی که گفته می شود هیدروژن نقش مهمی را در رابطه با خوردگی تنشی بازی می کند [۶] و [۷] و [۱۴] و [۲۰] و [۲۲]، زمان پاسیو شدن مجدد از اهمیت ویژه ای برخوردار است. زیرا، جذب و نفوذ هیدروژن به داخل فلز در همین پریود زمانی انجام می گیرد. بنا بر این، جذب و نفوذ هیدروژن به داخل فلز در نتیجه حصول غلظت مشخصی از آن در جلوی ترک خوردگی بین دانه‌ای در حال پیشروی به منظور تردی موضعی بستگی به سرعت تشکیل فیلم پاسیو دارد. سرعت تشکیل فیلم پاسیو، مستقیماً بستگی به حضور و غلظت اجزاء اکتیو و پاسیوکننده در محلول خواهد داشت. اضافه شدن اجزاء اکتیوکننده به محلول موجب تاخیر در تشکیل فیلم پاسیو و افزایش سرعت ورود هیدروژن به داخل فلز می شود. بدین ترتیب، حساسیت فلز نسبت

به خوردگی تنش‌ی را افزایش می‌دهند. این امر تا زمانی امکانپذیر است که سرعت پیشرفت خوردگی بین دانه‌ای ناشی از انحلال آن‌دی (یا انحلال آن‌دی شدید شده توسط تنش) به داخل فلز بیشتر از سرعت انتقال هیدروژن به داخل فلز نباشد. از سوی دیگر حضور اجزای $6\text{H}_2\text{O}$ یا سیوکننده در محلول، موجب تسریع تشکیل فیلم پایوویا کاهش سرعت ورود هیدروژن به داخل فلز شده و بدین ترتیب حساسیت فلز به خوردگی تنش‌ی را کاهش می‌دهد.

۱- محلول پایه حاوی آرسنیک ($\text{CH}_3\text{OH}/0.4\% \text{HCl} + \text{As}$)

نتایج به دست آمده از آزمایشات خوردگی و خوردگی تنش‌ی انجام گرفته در محلول پایه و محلول پایه حاوی غلظت‌های مختلف آرسنیک نشان می‌دهد که، حضور آرسنیک در محلول موجب کاهش خوردگی و همچنین خوردگی تنش‌ی زیرکالوی ۲- می‌گردد. بعلاوه افزایش غلظت آرسنیک در محلول، کاهش بیشتر خوردگی و خوردگی تنش‌ی را به همراه خواهد داشت. کاهش خوردگی با افت کاهش وزن (جدول ۱) و کاهش حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای (شکل‌های ۱۲ و ۱۱) مشخص گردید. کاهش حساسیت نسبت به خوردگی تنش‌ی با افزایش وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم و کاهش وسعت نواحی شکست ترد کلیواژ و بین دانه‌ای معین گردید. این امر موجب کاهش سرعت اشاعه ترک (شکل‌های ۸ و ۵) و افزایش استحکام کشش (شکل‌های ۳ و ۶) و کرنش شکست (شکل‌های ۴ و ۷) گردید.

گرچه آرسنیک جزء گروه عناصری است که بعنوان سموم کاتدی شناخته شده است و انتظار می‌رود که در مواردی که تردی هیدروژنی عامل شکست باشد، حساسیت نسبت به خوردگی تنش‌ی را تشدید کند ولی همانگونه که ملاحظه می‌شود، در رابطه با زیرکالوی ۲- در محلول الکلی اسید کلریدریک تا ثیر معکوس از خود نشان داده است. همانگونه که در بررسی میکروسکوپی سطوح و سطوح مقطع شکست اشاره شد، بر روی نمونه‌های در تماس با محلول پایه حاوی آرسنیک فیلم نسبتاً ضخیم چسبنده و غنی از آرسنیک مشاهده شد (شکل ۱۵). احتمال تشکیل

این فیلم وضاحت آن با افزایش غلظت آرسنیک در محلول و یا افزایش زمان افزایش یافت. اعتقاد بر این است که فیلم مزبور بعنوان مانعی بر روی سطوح نمونه عمل کرده که از در تماس قرار گرفتن آن با محلول جلوگیری بعمل می آورد. بنا بر این واکنشهای خوردگی متوقف شده، خوردگی و همچنین خوردگی تنشی کاهش می یابد. نشان داده شده است که [۲۳]، حضور آرسنیک بصورت آرسنیت سدیم در محلول اسید سولفوریک نفوذ هیدروژن به داخل فولادهای ساده کربنی را در حوالی پتانسیل خوردگی کاهش می دهد. این امر ناشی از احیاء آرسنیت سدیم به اتمهای آرسنیک و رسوب آنها بر روی سطح فلز شناخته شده است. بدین ترتیب، آرسنیک (و یا آرسنیت سدیم) در شرایط مزبور بعنوان مانع کننده برای واکنش احیاء هیدروژن عمل می کند. عملکرد ترکیبات آرسنیکی بعنوان مانع کننده برای واکنشهای آزاد شدن و جذب هیدروژن و در نتیجه کاهش انحلال آندی فلز توسط محققین دیگری نیز [۲۴] نشان داده شده است. علت این امر به جذب سطحی اجزائی از محیط نظیر اتمهای عنصر آرسنیک بر روی سطح فلز و یا تشکیل ترکیبات غنی از آرسنیک بر روی سطح فلز و در نتیجه افزایش پتانسیل اضافی لازم برای آزاد شدن و جذب هیدروژن نسبت داده شده است.

۲ - محلول پایه حاوی پلاتین ($CH_3OH/0.4\%HCl+Pt$)

بطور کلی، حضور پلاتین در محلول پایه افزایش خوردگی و افزایش حساسیت نسبت به شکست تحت تاثیر همزمان تنش و خوردگی را موجب می گردد. افزایش خوردگی با افزایش کاهش وزن (جدول ۲) و افزایش حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌های (شکل‌های ۱۱ و ۱۲) مشخص گردید. از آنجائی که دانسیته جریان تبدیلی احیاء هیدروژن بر روی پلاتین زیاد می باشد ($i_{OH+H_2} = 10^{-3} \text{ amp/Cm}^2$ در محلول $1N HCl$) افزایش سرعت خوردگی زیر کالوی -۲ در حضور پلاتین در محلول انتظار می رود. همچنین پتانسیل اضافی احیاء هیدروژن بر روی پلاتین کم

بوده و از این رو، احیاء و دشارژ شدن یونهای هیدروژن بر روی نمونه‌های زیرکالوی -۲ که سطوح آن توسط اتمهای پلاتین پوشیده شده است به سادگی امکانپذیر می‌باشد. این امر نیز موجب افزایش انحلال آندی و در نتیجه افزایش کاهش وزن و حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای خواهد شد. افزایش حساسیت نسبت به شکست تحت تاثیر همزمان تنش و خوردگی با افزایش سرعت اشاعه ترک (شکل‌های ۸ و ۵) و کاهش استحکام کششی (شکل‌های ۶ و ۳) و کرنش شکست (شکل‌های ۷ و ۴) همراه بود. نقش پلاتین بر ساختمان میکروسکوپی سطح مقطع شکست مستقیماً " در ارتباط با غلظت پلاتین در محلول و سرعت کشش بکار گرفته شده می‌باشد. بدین صورت که در غلظتهای کم (نظیر 25ppm) و سرعت‌های کشش متوسط تا زیاد (بیشتر از ۱/۰ میکرون بر ثانیه) و سرعت نواحی خوردگی بین دانه‌ای و شکست ترد کلیواژ افزایش یافته و در عوض ناحیه شکست مکانیکی نرم محدود ترمی شود. از سوی دیگر، در غلظتهای متوسط و زیاد پلاتین (بیشتر از 500ppm) و یا سرعت‌های کشش کم (در محدوده ۱/۰ میکرون بر ثانیه) از وسعت ناحیه شکست مکانیکی نرم در مغز نمونه کاسته شده است، در حالی که شکست ترد کلیواژ تغییرات قابل ملاحظه‌ای از خود نشان نداده است. بعلاوه ملاحظه گردید که در شرایط فوق، ضخامت نسبتاً " قابل توجهی از نمونه تحت تاثیر خوردگی بین دانه‌ای قرار گرفته است.

آنچه در رابطه با چگونگی رفتار خوردگی تنشی زیرکالوی -۲ در محلول پایه حاوی پلاتین بنظر می‌رسد این است که، تحت شرایط فوق هم واکنش انحلال آندی تسریع شده و هم جذب و نفوذ هیدروژن به داخل فلز افزایش یافته است. منتهی، افزایش نسبی هر کدام بستگی به پارامترهای مختلفی دارد که از آن جمله می‌توان، غلظت پلاتین در محلول و سرعت کشش را نام برد. بدین ترتیب که، در غلظتهای کم (نظیر 25ppm) و سرعت‌های کشش متوسط تا زیاد (بیشتر از ۱/۰ میکرون بر ثانیه) سرعت نفوذ هیدروژن به داخل فلز بیشتر از سرعت پیشرفت

ترکهای بین دانه‌ای بوده و از اینرو، امکان تشکیل منطقه غنی از هیدروژن در ناحیه تعییر شکل پلاستیک یافته میسر می‌باشد. تحت شرایط فوق، حضور پلاتین در محلول افزایش وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ را موجب می‌گردد. از سوی دیگر، در غلظتهای متوسط و زیاد پلاتین (بیشتر از 500ppm) ویاسرعتهای کشش کم (در محدوده ۰/۰۱ میکرون بر ثانیه) سرعت پیشرفت خوردگی بین دانه‌ای بیشتر از سرعت نفوذ هیدروژن به داخل فلز بوده و از اینرو امکان حصول منطقه غنی از هیدروژن در جلوی ترک در حال پیشروی به داخل فلز و بنا بر این ایجاد شرایط لازم برای شکست ترد کلیواژ فراهم نمی‌گردد. تحت شرایط فوق، قسمت عمده‌ای از فلز تحت تاثیر انحلال آندی بین دانه‌ای قرار گرفته و با کاهش سطح مقطع، تنش اعمال شده بر روی نمونه از تنش شکست زیادتر شده و در نتیجه نمونه بصورت مکانیکی شکسته می‌شود. اعتقاد بر این است که، نقش پلاتین در محلول پایه برخوردارگی تنش زیر کالوی - ۲ مشابه با اثرات اعمال جریان ویا پتانسیل‌های آندی می‌باشد. با عنایت به نتایج به دست آمده از اثرات پتانسیلهای آندی و کاتدی اعمال شده بر روی خوردگی تنش آلیاژ زیر کالوی - ۲ در محلول پایه [۷] و [۹] گفته شده است که، حصول شکست ترد کلیواژ مستلزم داشتن غلظت مشخصی از هیدروژن در ناحیه تعییر شکل پلاستیک یافته در جلوی ترک بین دانه‌ای در حال پیشروی به داخل فلز می‌باشد. اعمال پتانسیل ویا جریان نهایی آندی، هم واکنش انحلال آندی بین دانه‌ای و هم نفوذ هیدروژن به داخل فلز را افزایش می‌دهد. معیناً، در پتانسیل‌ها و جریان‌های آندی کم، هیدروژن در مقایسه با انحلال آندی بین دانه‌ای با سرعت بیشتری به داخل فلز نفوذ کرده و از اینرو، وجود آمدن ناحیه‌ای غنی از هیدروژن در جلوی ترک بین دانه‌ای در شرایط پیشروی به داخل فلز فراهم شده و شرایط مناسب برای ایجاد شکست ترد کلیواژ به وجود می‌آید. برعکس، در پتانسیل‌ها و جریان‌های آندی زیاد، قبل از اینکه هیدروژن فرصت نفوذ کردن به داخل فلز را داشته باشد،

خوردگی بین دانه‌ای ناحیه تغییرشکل پلاستیک یافته توسط تنش را پیموده و سطح مقطع نمونه را آنقدر کاهش داده که شکست مکانیکی نرم موجب می‌شود.

۳- محلول پایه حاوی سلنیوم ($CH_3OH/0.4\%HCl+Se$)

اضافه شدن سلنیوم به محلول پایه اثراتی کاملاً متفاوت با اثرات آرسنیک و پلاتین برخوردارگی و خوردگی تنش‌زیرکالی - ۲ را موجب گردید. بدین صورت که، درحالی که اضافه شدن 25ppm سلنیوم به محلول پایه اثرات قابل ملاحظه‌ای برخوردارگی که شامل کاهش وزن (جدول ۳) و حداکثر عمق نفوذ خوردگی بین دانه‌ای است شکل (۱۱)، به وجود نیامد، خوردگی تنش‌زایی را شدیداً تحت تأثیر قرار داد. تأثیر فوق برخوردارگی تنش‌زایی با افزایش سرعت اشاعه ترک (شکل ۸) کاهش استحکام کششی (شکل ۶) و کاهش کرنش شکست (شکل ۷) همراه بود. بعلاوه، تحت شرایط فوق، وسعت ناحیه شکست ترد کلیواژ شدیداً افزایش یافته و درازای آن وسعت منطقه شکست مکانیکی نرم از خود کاهش نشان داد. در این حالت، ناحیه خوردگی بین دانه‌ای تغییرات چندان محسوسی از خود نشان نداد. اغتقاد بر این است که، افزایش حساسیت زیرکالی - ۲ به خوردگی تنش‌زایی در محلول پایه حاوی 25ppm سلنیوم احتمالاً ناشی از ایجاد یک ناحیه غنی از هیدروژن در جلوی ترک بین دانه‌ای در حال پیشروی به داخل فلز در منطقه تحت تنش می‌باشد. در حمایت از این ادعا می‌توان به تحقیقات *Shneir* و *Radhakrishnan* [۲۵] اشاره کرد. آنها با عنایت به نتایج به دست آمده از تحقیقات خود گزارش کرده‌اند که، حضور سلنیوم موجب افزایش سرعت نفوذ هیدروژن به داخل فولاد در ضمن اسیدشوئی آن می‌گردد. همچنین گزارش شده است که [۲۶]، اضافه شدن سلنیوم به محلول $CH_3OH/1\%HCl$ موجب افزایش شکست ترد کلیواژ حاصل بر روی سطح مقطع شکست آلیاژ تیتانیم می‌گردد.

افزایش غلظت سولنیوم (100ppm ویا بیشتر) در محلول پایه اثری مشابه با آرسنیک به وجود می‌آورد. بدین ترتیب که، کاهش خوردگی (جدول ۳ و شکل ۱۲) و خوردگی تنشی (شکل‌های ۳ تا ۵) را موجب می‌گردد. به بیان دیگر، غلظت‌های زیاد سولنیوم در محلول نقش پسیوکننده و یا حفاظت‌کننده را بازی می‌کند. با توجه به مطالعات میکروسکوپی انجام گرفته بر روی سطوح و سطوح مقطع شکست نمونه‌های خوردگی و خوردگی تنشی آزمایش شده در محلول‌های حاوی غلظت‌های زیاد سولنیوم بنظر می‌رسد که این امر ناشی از تشکیل یک لایه یا فیلم غنی از عنصر سولنیوم بر روی سطوح نمونه‌ها باشد. فیلم مزبور می‌تواند بعنوان مانعی عمل کرده و از رسیدن و یا در تماس قرار گرفتن محلول با سطح فلز مانعت بعمل آورد. بدین ترتیب خوردگی و خوردگی تنشی کاهش می‌یابد. اثرات مشابهی نیز در رابطه با نقش سولنیوم بر نفوذ هیدروژن در فولاد معمولی در محلول $0.1\% \text{H}_2\text{SO}_4$ گزارش شده [۲۵] است. بدین صورت که، حداکثر نفوذ هیدروژن به داخل فولاد در غلظت $2/1$ میلی‌گرم سولنیوم در یک لیتر محلول اسید سولفوریک $0/1$ نرمال بوده و با افزایش غلظت سولنیوم، نفوذ هیدروژن نیز کاهش یافته است.

مراجع

۹. محمد علی گل‌عذار، کنگره ملی خوردگی، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، ۱۳۶۷

1. Cox, B., *Rev. Coating and Corrosion*, Vol.1, 1975.
2. Cox, B., *Atomic Energy of Canada Limited*, Report No. 3551.
3. Cox, B., *Corrosion*, Vol. 28, 1972.
4. De, P.K., Elayaperumal, K., and Balachandra, J., *Trans. of SAEST* 5,15, 1970.
5. Elayaperumal, K., De, P.K., and Balachandra, J., *Corrosion science*, Vol. 11, 1971.
6. Majumdar, P., and Scully, J.C., *Corrosion Science*, Vol. 19, 1979.
7. Majumdar, P., Golozar, M.A., and Scully, J.C., *Third inter. Conf. on Effect of Hydrogen on Behaviour of Mat.*, Jackson Lake Lodge, Wyoming, August 1980.
8. Golozar, M.A., *Ph.D. Thesis, Dept. of Metallurgy, Leeds Univ., England*, 1981.

10. Golozar, M.A., *To be Published in the Journal of Engineering.*
11. Radhakrishnan, T.P., and Shreir, L.L., *Elec, Chem. Acta, 11, 1966.*
12. McCright, *Effects of Environmental Species and Metallurgical Structure on the Hydrogen Entry Into Steel, Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE 5, Ed. Staehle, R.W.*
13. Payer, H.H., Berry, W.E. and Boyd, W.K., *Stress Corrosion- New Approaches, ASTM, STP, 610 Ed. Craige, Jr., H.L. 1975.*
14. Scully, J.C., Adepoju, T.A., *Corrosion Science vol, 17, 1977.*
15. Parkins. R.M., *Br. Corr. J., 7, 15, 1972 .*
16. Scully. J.C. " *Mechanisms of Environment Sensitive Cracking of Materials*", *Int. Conf. Univ. of Surrey, 4-7 April, 1977.*
17. Greenfield, P., *"Zirconium in Nuclear Technology"*, *Published by Mills & Boon Limited, London, 1972.*

18. Beck. W., Bockris, J. McBreen, J. and Nonin. Li, Proc, Royal, Soc., London. 1966.
19. Cox. B., Corr. No. 4, 29, 1973.
20. Scully, J.C. and Powell, D.T., Corr. Sci., 10, 1970.
21. Scully, J.C. Ed. "The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", NATO. Brussels, 1971.
22. Scully, J.C. and Adepoju, T.A. Ref, 16. P. 496.
23. McCright, R.D. and Staehle, R.W., J. Elec, Soc., 121, 1974.
24. Hudson, R.M. and Stragand, G.L., Corrosion, 18, 1962.
25. Radhakrishman, T.P., Shreir, L.L., Elec. Chem. Acta, 11, 1966.
26. Holms, P., Research Report, Department of Metallurgy, Leeds Univ., England, 1980.