

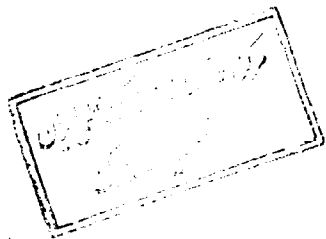
به نام خدا



# مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

[www.Iran-mavad.com](http://www.Iran-mavad.com)





بسم الله الرحمن الرحيم

بررسی تیتانیم و وانادیم بر ریز ساختار ، مقاومت خوردگی و رفتار سایشی

چدنهای نشکن آستمپر (ADI)

۲۴۸۸۶

توسط

میر آرش بهشتی وزیری

پایان نامه

ارائه شده به دانشکده تحصیلات تکمیلی به عنوان بخشی از فعالیتهای تحصیلی

لازم جهت اخذ درجه کارشناسی ارشد

در رشته

مهندسی مواد - خوردگی و حفاظت از مواد

از

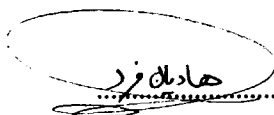
011820

دانشگاه شیراز

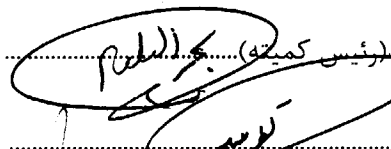
شیراز ، ایران

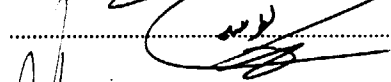
ارزیابی و تصویب شده توسط کمیته پایان نامه با درجه: عالی

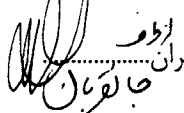
امضاء اعضاء کمیته پایان نامه :

  
هادیان فرد

دکتر محمد جعفر هادیان فرد، استادیار مهندسی مواد (رئیس کمیته)

  
دکتر محمد ابراهیم بحر العلوم ، استادیار مهندسی مواد (رئیس کمیته)

  
دکتر عباسعلی نظر بلند، استادیار مهندسی مواد

  
دکتر سیدمحمد علی بوتراهی ، دانشیار دانشکده مواد دانشگاه علم و صنعت ایران

آبانماه ۱۳۷۹

تقديم به

# پدر، مادر و خواهرم

## سپاسگزاری

اینک که به یاری خدای عزوجل این پایان نامه به فرجام رسیده است ، برخود واجب می‌دانم از زحمات اساتید گرانمایه ، دکتر هادیان فرد و دکتر بحرالعلوم که با همکاری و همیاری ایشان این مهم انجام گرفت، سپاسگزاری نمایم. همچنین از استاد ارجمند جناب آقای دکتر نظربلند که با اخلاق خوب خود همواره درسهای بسیار از او آموختم و نیز دکتر بوتراپی که مرا در انجام این پایان نامه کمک کردند و در نهایت از استاد بزرگ، دکتر جانقربان که در تهیه و تنظیم این کار، راهنمای نگارنده بودند، تشکر می‌نمایم.

از کارکنان محترم آزمایشگاه بخش مهندسی مواد، سرکار خانم پایدار، محزون، قهرمانی و آقایان کتابچی ، منتصری و سلطانی، مرکز تحقیقات ریخته‌گری، شرکت ایران نشکن، کارگاه ریخته‌گری و آزمایشگاه عملیات حرارتی دانشگاه علم و صنعت ایران که امکانات انجام آزمایشها را فراهم نمودند، کمال تشکر را دارم. و سرانجام از دانشجویان و دوستانی که هر کدام به نوعی در انجام این رساله مرا یاری نمودند نیز سپاسگزارم .

## چکیده

بررسی تیتانیم و وانادیم بر ریز ساختار، مقاومت خوردگی و رفتار سایشی

چدنهای نشکن آستمپر (ADI)

توسط

میرآرش بهشتی وزیری

در این تحقیق تاثیر تیتانیم و وانادیم در چدنهای نشکن آستمپر بر ریز ساختار، مقاومت خوردگی در سه محیط آب دریا، اسید سولفوریک ۵٪ حجمی و اسید استیک ۵٪ حجمی و رفتار سایشی مورد بررسی قرار گرفته است. سه نوع چدن نشکن آستمپر، اولی شامل تیتانیم، دومی حاوی وانادیم، و سومی معمولی تهیه شد. نمونه‌های هر گروه تحت عملیات حرارتی آستنیت‌زدن در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  و زمان یک ساعت و آستمپر کردن در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  در مدت یک ساعت قرار داده شدند. شدت بررسی ریز ساختاری در شرایط ریختگی و عملیات آستمپر شده انجام پذیرفت. برای بررسی میزان خوردگی، دو روش غوطه‌وری کامل و پولاریزاسیون آندی-کاتدی مورد استفاده قرار گرفت و لایه‌های اکسیدی توسط میکروسکوپ الکترونی ارزیابی شد. به منظور تحقیق در رفتار سایشی، نمونه‌ها تحت بار اعمالی ۲۰۰ و ۳۰۰ N و سرعت سایش ۰/۲۵ و ۰/۵  $\text{m/s}$  قرار گرفتند. در شرایط مذکور، کاهش وزن نمونه‌ها بر حسب مسافت سایش مشخص گردید. بررسی سطوح سایش نیز توسط میکروسکوپ الکترونی انجام گرفت.

نتایج آزمایش‌ها نشان می‌دهد که افزودن تیتانیم و وانادیم باعث افزایش پرلایت در ساختار چدن نشکن می‌گردد. اولی بر عکس دومی باعث تغییر شکل گرافیت‌ها از کروی به رشته‌ای می‌شود. مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر وانادیم دار در محیط اسیدی بیش از گونه تیتانیم دار است ولی در آب دریا عکس این صادق است. رفتار سایشی چدنهای نشکن آستمپر وانادیم دار بهتر از نمونه‌های تیتانیم دار می‌باشد.

## فهرست مطالب

صفحه	عنوان
دوازده	فهرست جداول
چهارده	فهرست اشکال
۱	فصل اول - مقدمه
۵	فصل دوم- تئوری و مروری بر کارهای انجام شده
۵	۱-۲- مقدمه
۷	۲-۲- گرافیت
۸	۱-۲-۲- اشکال مختلف گرافیت
۱۰	۳-۲- ساختار زمینه در چدن‌ها
۱۰	۱-۳-۲- آستنیت
۱۰	۲-۳-۲- فریت
۱۱	۳-۳-۲- سمنتیت
۱۱	۴-۳-۲- پرلیت
۱۲	۵-۳-۲- فریت - پرلیت
۱۲	۶-۳-۲- بینیت
۱۲	۷-۳-۲- مارتنزیت

صفحه	عنوان
۱۲	۴-۲- انواع چدن‌ها
۱۳	۴-۲-۱- چدن سفید
۱۴	۴-۲-۲- چدن خاکستری
۱۵	۴-۲-۳- چدن نشکن - چدن با گرافیت کروی
۱۶	۴-۲-۴- چدن‌های نشکن آستمپر - ADI
۱۷	۴-۲-۵- چدن مالیبل - چدن چکشخوار
۱۸	۴-۲-۶- چدن با گرافیت فشرده
۱۹	۴-۲-۷- چدن‌های آلیاژی
۲۰	۴-۲-۵- کنترل ترکیب در چدن‌های نشکن
۲۰	۴-۲-۱- کربن
۲۱	۴-۲-۲- سیلیسیم
۲۱	۴-۲-۳- کربن معادل (C.E.V.)
۲۲	۴-۲-۴- منگنز
۲۳	۴-۲-۵- منیزیم
۲۳	۴-۲-۶- گوگرد
۲۳	۴-۲-۷- سریم
۲۴	۴-۲-۸- آلومینیم
۲۴	۴-۲-۹- فسفر
۲۴	۴-۲-۶- اثر عناصر آلیاژی بر خواص چدن‌های نشکن
۲۴	۴-۲-۱- نیکل
۲۵	۴-۲-۲- کروم
۲۵	۴-۲-۳- مس

صفحه	عنوان
۲۵	۲-۶-۴- سیلیسیم
۲۶	۲-۶-۵- آلومینیم
۲۶	۲-۶-۶- وانادیم
۲۹	۲-۶-۷- تیتانیم
۳۱	۲-۷- عملیات حرارتی چدن
۳۲	۲-۷-۱- آستمپر کردن
۳۳	۲-۷-۲- اثر دما و زمان در آستنیت کردن چدنهای نشکن آستمپر
۳۶	۲-۷-۳- اثر دما و زمان در آستمپر کردن چدنهای نشکن آستمپر
۳۸	۲-۸-۱- متالوگرافی رنگی
۳۸	۲-۸-۱- رسوب فیلم سطحی
۳۹	۲-۸-۲- رنگ دهی حرارتی (Heat Tinting)
۴۰	۲-۹- خوردگی چدن
۴۲	۲-۹-۱- خوردگی توسط واکنشهای شیمیایی و الکتروشیمیایی
۴۳	۲-۹-۲- تقسیم بندی چدن بر اساس مقاومت خوردگی
	۲-۹-۲-۱- چدنهای نشکن خاکستری، نشکن، مایلبل
۴۳	و سفید غیر آلیاژی
۴۴	۲-۹-۲-۲- چدنهای با عناصر آلیاژی کم یا متوسط
۴۵	۲-۹-۲-۳- چدنهای آستنیتی شامل نیکل
۴۵	۲-۹-۲-۴- چدنهای آلیاژی کروم دار
۴۷	۲-۹-۲-۵- چدنهای پرسلیسیم
۴۸	۲-۹-۳- تأثیر عناصر آلیاژی روی خوردگی چدن
۴۸	۲-۹-۳-۱- سیلیسیم



صفحه	عنوان
۵۰	۲-۲-۹-۲- نیکل
۵۱	۲-۲-۹-۳- کروم
۵۱	۲-۲-۹-۴- مس
۵۲	۲-۲-۹-۵- مولیبدن
۵۲	۲-۳-۹-۶- عناصر آلیاژی دیگر
۵۲	۲-۹-۴- خوردگی در آب دریا
۵۵	۲-۹-۵- خوردگی در اسیدسولفوریک
۵۸	۲-۹-۶- خوردگی در اسیداستیک
۵۹	۲-۹-۷- آزمایش‌های خوردگی
۶۰	۲-۹-۷-۱- آزمایش‌های غوطه‌وری
۶۲	۲-۹-۷-۲- برون‌یابی تافل
۶۴	۲-۱۰-۱- سایش
۶۵	۲-۱۰-۱- Adhesive Wear
۶۹	۲-۱۰-۲- Abrasive Wear
۷۲	۲-۱۰-۳- Fatigue Wear
۷۴	۲-۱۰-۴- سایش در چدنهای آستمپر
۷۸	فصل سوم - روش تحقیق
۷۸	۳-۱- ریخته‌گری
۷۸	۳-۱-۱- مدل‌سازی
۷۹	۳-۱-۲- عملیات قالبگیری
۸۰	۳-۱-۳- عملیات ذوب

صفحه	عنوان
۸۳	۲-۳- تهیه نمونه‌ها
۸۳	۳-۳- عملیات حرارتی
۸۳	۱-۳-۳- آستینته کردن
۸۳	۲-۳-۳- آستمپرکردن
۸۵	۴-۳- آزمایش‌های متالوگرافی برای بررسی ریزساختار
۸۵	۵-۳- اندازه‌گیری دانسیته
۸۷	۶-۳- آزمایش‌های خوردگی
۸۷	۱-۶-۳- آزمایش غوطه‌وری کامل
۹۰	۲-۶-۳- آزمایش اکستراپولاسیون تافل
۹۲	۷-۳- آزمایش‌های سایش
۹۲	۱-۷-۳- اندازه‌گیری سختی
۹۳	۲-۷-۳- سایش
۹۵	۸-۳- آزمایش با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)
۹۷	فصل چهارم - نتایج
۹۷	۱-۴- آنالیز نمونه‌ها
۹۷	۲-۴- بررسی‌های ریزساختاری
۱۱۴	۳-۴- جرم حجمی (چگالی)
۱۱۶	۴-۴- آزمایش‌های خوردگی به روش غوطه‌وری
۱۲۲	۵-۴- آزمایش‌های خوردگی به روش پولاریزاسیون آندی - کاتدی
۱۴۶	۶-۴- بررسی سختی
۱۴۷	۷-۴- آزمایش‌های سایش
۱۶۱	۸-۴- آنالیز نقطه‌ای توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)

صفحه	عنوان
۱۶۲	فصل پنجم : بحث و نتیجه گیری
۱۶۲	۱-۵- بررسی ریز ساختار نمونه ها
۱۶۲	۱-۱-۵- بررسی ریز ساختار نمونه های ریختگی (As Cast)
	۲-۱-۵- بررسی ریز ساختار نمونه های چدن نشکن
۱۶۴	آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم
۱۶۶	۲-۵- بررسی مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم
	۱-۲-۵- مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر مذکور در
۱۶۶	آب دریای طبیعی
	۲-۲-۵- مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی
۱۶۷	تیتانیم و وانادیم در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی
	۳-۲-۵- مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی
۱۶۸	تیتانیم و وانادیم در اسید استیک ۵٪ حجمی
	۴-۲-۵- ارزیابی اکسیدهای سطحی حاصل از خوردگی چدنهای
۱۶۹	نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم
	۵-۲-۵- اثر ریز ساختار بر خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی
۱۷۰	تیتانیم و وانادیم
	۶-۲-۵- تاثیر گرافیت بر سرعت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و
۱۷۱	وانادیم
	۷-۲-۵- تاثیر عناصر آلیاژی بر سرعت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر
۱۷۵	حاوی تیتانیم و وانادیم
۱۷۸	۳-۵- بررسی مقاومت سایشی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم

۱۷۸	۱-۳-۵- بررسی مکانیزم سایش چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم
۱۸۱	۲-۳-۵- تاثیر عوامل مختلف بر سایش چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم
۱۸۱	۱-۲-۳-۵- اثر مسافت
۱۸۲	۲-۲-۳-۵- اثر نیرو
۱۸۴	۳-۲-۳-۵- اثر سرعت
۱۸۴	۴-۲-۳-۵- اثر عناصر آلیاژی تیتانیم و وانادیم
۱۸۵	۵-۲-۳-۵- اثر گرافیت‌ها
۱۸۷	۶-۲-۳-۵- نقش اکسیدها
۱۸۸	۷-۲-۳-۵- اثر سیلان پلاستیکی زمینه
۱۸۸	۸-۲-۳-۵- اثر گرمای سطحی
۱۸۹	۹-۲-۳-۵- اثر سختی زمینه
۱۹۰	۱۰-۲-۳-۵- اثر کار سختی آستنیت باقیمانده
۱۹۰	۱۱-۲-۳-۵- اثر استحاله آستنیت به مارتنزیت
۱۹۱	۱۲-۲-۳-۵- اثر جهت‌گیری سوزنهای بینیتی
۱۹۲	۴-۵- نتیجه‌گیری
۱۹۳	۵-۵- پیشنهادات
۱۹۴	مراجع

چکیده و صفحه عنوان به زبان انگلیسی

## فهرست جداول

صفحه	جدول
۳	جدول ۱-۱- خواص مکانیکی رده‌های مختلف ADI
۱۳	جدول ۱-۲- محدوده ترکیب شیمیایی چدنهای غیر آلیاژی
۲۷	جدول ۲-۲- اثرات وانادیم روی خواص مکانیکی برخی از چدن‌ها
۴۱	جدول ۳-۲- نمونه‌هایی از آمار خسارات خوردگی در چند کشور
۴۴	جدول ۴-۲- استانداردهای ASTM شامل چدنهای غیر آلیاژی
۴۴	جدول ۵-۲- استانداردهای ASTM شامل چدنهای کم آلیاژ
۴۵	جدول ۶-۲- استانداردهای ASTM شامل چدنهای پر نیکل
۴۷	جدول ۷-۲- عناصر آلیاژی موجود در چدنهای کروم‌دار
۵۴	جدول ۸-۲- غلظت یونها و ملکولها در آب دریای طبیعی
	جدول ۹-۲- آهنگ خوردگی برای چدنهایی که در معرض
۵۵	آب دریا قرار گرفته‌اند mpy
۸۱	جدول ۱-۳- ترکیب شیمیایی مواد مورد استفاده جهت تهیه ذوب
۹۷	جدول ۱-۴- ترکیب شیمیایی با پایه آهنی ۱۱ نمونه مورد آزمایش
۹۸	جدول ۲-۴- میزان عناصر تیتانیم و وانادیم در نمونه‌های آزمایشی
۱۱۴	جدول ۳-۴- چگالی نمونه‌های مورد آزمایش

## صفحه

## جدول

۱۱۹	جدول ۴-۴- مدت زمان غوطه‌وری نمونه‌های ADI در سه محیط آزمایشی
۱۱۹	جدول ۴-۵- سرعت خوردگی نمونه‌ها در آب دریای طبیعی
۱۲۰	جدول ۴-۶- آهنگ خوردگی نمونه‌ها در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی
۱۲۰	جدول ۴-۷- نرخ خوردگی نمونه‌ها در اسید استیک ۵٪ حجمی
	جدول ۴-۸- پتانسیل مدار باز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکترو
۱۲۳	اشباع کالومل (S.C.E.) در آب دریای طبیعی (mV)
	جدول ۴-۹- پتانسیل مدار باز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکترو
۱۲۳	اشباع کالومل (S.C.E.) در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (mV)
	جدول ۴-۱۰- پتانسیل مدار باز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکترو
۱۲۴	اشباع کالومل (S.C.E.) در اسید استیک ۵٪ حجمی (mV)
	جدول ۴-۱۱- سرعت خوردگی نمونه‌ها در آب دریای طبیعی ،
۱۲۴	آزمایش پولاریزاسیون (mpy)
	جدول ۴-۱۲- سرعت خوردگی نمونه‌ها در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی ،
۱۲۵	آزمایش پولاریزاسیون (mpy)
	جدول ۴-۱۳- سرعت خوردگی نمونه‌ها در اسید استیک ۵٪ حجمی ،
۱۲۵	آزمایش پولاریزاسیون (mpy)
۱۴۶	جدول ۴-۱۴- اندازه سختی نمونه‌های مورد بحث (HV)
۱۶۱	جدول ۴-۱۵- آنالیز نقطه‌ای به روش SEM بر روی نمونه‌های ۵ و ۱۰

## فهرست اشکال

صفحه

شکل

شکل ۱-۱- مقادیر استحکام خستگی تماسی نمونه‌های تولید شده از	
آلیاژهای چدن و فولاد	۲
شکل ۱-۲- محدوده ترکیب Si , C در چدن‌ها و فولاد	۵
شکل ۲-۲- تولید چدن در بریتانیا	۶
شکل ۳-۲- روش رشته‌ای شدن گرافیت در چدن‌ها	۷
شکل ۴-۲- تشکیل گرافیت کروی در چدن	۸
شکل ۵-۲- اشکال مختلف گرافیت بر اساس استاندارد	
ASTM - A247	۹
شکل ۶-۲- نمودارهای استحکام کششی نسبت به درصد ازدیاد	
طول در چدن‌های نشکن ریختگی و عملیات حرارتی شده	۱۶
شکل ۷-۲- تأثیر شکل گرافیت روی منحنی تنش - کرنش چدن‌ها	۱۹
شکل ۸-۲- طبقه‌بندی چدن‌های آلیاژی مخصوص	۲۰
شکل ۹-۲- محدوده مقادیر سیلیسیم و کربن برای	
چدن‌های نشکن با کیفیت مطلوب	۲۲
شکل ۱۰-۲- اثرات وانادیم روی خواص مکانیکی چدن‌های نشکن ریختگی	
و آنیل شده	۲۸

## شکل

## صفحه

- شکل ۱۱-۲- منحنی‌های تنش کرنش برای مقادیر مختلف V و Ni  
۲۹ در چدنهای نشکن
- شکل ۱۲-۲- دیاگرام IT برای عملیات آستمپر کردن  
۳۲
- شکل ۱۳-۲- تأثیر دمای آستنیت‌ه کردن روی سختی چدن نشکن  
۳۴
- شکل ۱۴-۲- تغییرات استحکام کششی نهایی با مقدار Mn  
در دماهای مختلف آستنیت‌ه کردن  
۳۵
- شکل ۱۵-۲- اثر زمان آستمپر کردن در دمای  $245^{\circ}\text{C}$   
روی خواص مکانیکی چدن نشکن  
۳۷
- شکل ۱۶-۲- وجود لایه‌های مختلف فلز- فیلم- هوا و اثرات  
شکست نور در آنها  
۳۹
- شکل ۱۷-۲- مکانیزم خوردگی آهن ناشی از جذب اکسیژن در آب دریا  
۴۳
- شکل ۱۸-۲- شدت جریانهای بحرانی در روئین شدن چدنهای  
کروم‌دار در محیط‌های مذکور  
۴۶
- شکل ۱۹-۲- سرعتهای خوردگی چدنهای سیلیسیم‌دار نسبت به  
زمان در  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ,  $\text{HCl}$   
۴۸
- شکل ۲۰-۲- تأثیر مقدار سیلیسیم در خوردگی چدنهای پرسیلیسیم  
در  $10\% \text{H}_2\text{SO}_4$   
۴۹
- شکل ۲۱-۲- اثر غلظت  $\text{NaCl}$  روی سرعت خوردگی چدن در  
محلولهای هوادار، در دمای اتاق  
۵۳



- شکل ۲-۲۲- تاثیر سرعت روی آهنگ خوردگی چدن در آب دریا ۵۴
- شکل ۲-۲۳- تاثیر زمان روی آهنگ خوردگی در اسید سولفوریک ۵۷
- ۵٪ در دمای اتاق ۵۷
- شکل ۲-۲۴- تغییرات غلظت نسبت به pH در محلولهای اسید استیک آبی ۵۹
- شکل ۲-۲۵- فلاسک رزینی برای نگهداری نمونه‌ها در آزمایش غوطه‌وری ۶۱
- شکل ۲-۲۶- منحنی پولاریزاسیون و روش برون یابی برای ۶۳
- یافتن جریان خوردگی ۶۴
- شکل ۲-۲۷- رفتار سایشی در طول عمر قطعه ۶۴
- شکل ۲-۲۸- تولید یک ذره سایشی توسط مکانیزم سایش ۶۶
- Adhesion
- شکل ۲-۲۹- اثر سختی فلزات روی مقاومت سایشی نسبی (a) فلزات خالص (b) فولادها با ترکیبات و عملیات حرارتی مختلف ۷۰
- شکل ۲-۳۰- تغییرات سایش و سختی در دماهای مختلف آستمپر کردن ۷۶
- زمان آستمپر کردن ۶۰ min می‌باشد ۷۶
- شکل ۲-۳۱- مشخصات سایش چدنهای نشکن ریختگی و ADI ۷۷
- کوئنچ شده و آستمپر شده در دمای ۴۰۰°C ۷۷
- شکل ۳-۱- نمایی از نمونه Y بلوک طبق استاندارد ASTM A 897 ۷۹
- شکل ۳-۲- چگونگی قرار گرفتن مدل در قالب ۸۰
- شکل ۳-۳- بلوکهای ریخته شده پس از ساچمه پاشی ۸۲
- شکل ۳-۴- کوره‌های حمام نمک آستنیت و آستمپر کردن ۸۴

- ۸۴ شکل ۳-۵- کوره‌های مقاومتی با مقاومتهای کاربید سیلیسیم
- شکل ۳-۶- میکروسکوپ نوری Leitz MetalluxII
- ۸۶ جهت مطالعه ریز ساختار
- ۸۸ شکل ۳-۷- ترازوی دیجیتالی با دقت ۰/۱mg
- شکل ۳-۸- ابزار پتانسیواستات همراه با رایانه برای تعیین
- ۹۲ مقاومت خوردگی نمونه‌ها
- شکل ۳-۹- دستگاه سختی سنج AMSLER برای تعیین
- ۹۳ سختی نمونه‌ها بر حسب ویکرز
- ۹۴ شکل ۳-۱۰- نمونه‌ای از پین و دیسک تهیه شده در آزمایش سایش
- ۹۶ شکل ۳-۱۱- دستگاه سایش Pin - on- Disk
- شکل ۴-۱- ریز ساختار نمونه ۱۱، در حالت ریختگی
- ۹۸ (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: پیکرال ۴٪)
- شکل ۴-۲- ریز ساختار نمونه ۱، در حالت ریختگی
- ۹۹ (بزرگنمایی  $\times 50$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۳- ریز ساختار نمونه ۲، در حالت ریختگی
- ۹۹ (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۴- ریز ساختار نمونه ۳، در حالت ریختگی
- ۱۰۰ (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۵- ریز ساختار نمونه ۴، در حالت ریختگی
- ۱۰۰ (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)

## شکل

## صفحه

- شکل ۴-۶- ریز ساختار نمونه ۵، در حالت ریختگی  
 ۱۰۱ (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۷- ریز ساختار نمونه ۱۰، در حالت ریختگی  
 ۱۰۱ (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ : پیکرال ۴٪)
- شکل ۴-۸- ریز ساختار نمونه ۶، در حالت ریختگی  
 ۱۰۲ (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۹- ریز ساختار نمونه ۷، در حالت ریختگی  
 ۱۰۲ (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۰- ریز ساختار نمونه ۸، در حالت ریختگی  
 ۱۰۳ (بزرگنمایی  $50\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۱- ریز ساختار نمونه ۹، در حالت ریختگی  
 ۱۰۳ (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۲- ریز ساختار نمونه ۱۰، در حالت ریختگی  
 ۱۰۴ (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۳- ریز ساختار نمونه ۱۱، آستمپر شده دردمای  
 ۱۰۴  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۴- ریز ساختار نمونه ۱، آستمپر شده دردمای  
 ۱۰۵  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۱۵- ریز ساختار نمونه ۲، آستمپر شده دردمای  
 ۱۰۵  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

- شکل ۴-۱۶- ریز ساختار نمونه ۳، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۶
- شکل ۴-۱۷- ریز ساختار نمونه ۴، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $1000\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۶
- شکل ۴-۱۸- ریز ساختار نمونه ۵، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $1000\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۷
- شکل ۴-۱۹- ریز ساختار نمونه ۶، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۷
- شکل ۴-۲۰- ریز ساختار نمونه ۷، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۸
- شکل ۴-۲۱- ریز ساختار نمونه ۸، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۸
- شکل ۴-۲۲- ریز ساختار نمونه ۹، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۹
- شکل ۴-۲۳- ریز ساختار نمونه ۱۰، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۰۹
- شکل ۴-۲۴- ریز ساختار نمونه ۱۱، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای  $200^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪) ۱۱۰

## شکل

## صفحه

شکل ۴-۲۵- ریز ساختار نمونه ۲، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۰ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

شکل ۴-۲۶- ریز ساختار نمونه ۳، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۱ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

شکل ۴-۲۷- ریز ساختار نمونه ۴، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۱ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

شکل ۴-۲۸- ریز ساختار نمونه ۵، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۲ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

شکل ۴-۲۹- ریز ساختار نمونه ۷، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۲ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $500\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

شکل ۴-۳۰- ریز ساختار نمونه ۹، آستمپر شده دردمای  $250^{\circ}\text{C}$  و دردمای

$200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting

۱۱۳ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)

## شکل

## صفحه

- شکل ۴-۳۱- ریز ساختار نمونه ۱۰، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  و در دمای  $200^{\circ}\text{C}$ ، به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات Heat Tinting
- ۱۱۳ قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ، نایتال ۲٪)
- شکل ۴-۳۲- نمودار تغییرات دانسیته بر حسب درصد وانادیم
- ۱۱۵ در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی وانادیم
- شکل ۴-۳۳- نمودار تغییرات دانسیته بر حسب درصد تیتانیم
- ۱۱۵ در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم
- شکل ۴-۳۴- لایه‌های اکسیدی پیوسته و چسبیده روی نمونه ۹
- ۱۱۶ در آب دریای طبیعی (SEM)، بزرگنمایی  $\times 1000$
- شکل ۴-۳۵- قشر اکسیدی متخلخل نمونه ۳ در اسید سولفوریک
- ۱۱۷ ۵٪ حجمی (SEM)، بزرگنمایی  $\times 500$
- شکل ۴-۳۶- فیلم اکسید شده متخلخل نمونه ۷ در اسید استیک
- ۱۱۷ ۵٪ حجمی (SEM)، بزرگنمایی  $\times 500$
- شکل ۴-۳۷- گرافیت‌های کروی آزاد شده در نتیجه خوردگی نمونه ۳
- ۱۱۸ در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (SEM)، بزرگنمایی  $\times 1500$
- شکل ۴-۳۸- سرعت خوردگی نمونه‌های مذکور در
- ۱۲۱ آب دریای طبیعی (mpy)
- شکل ۴-۳۹- سرعت خوردگی نمونه‌های ADI حاوی تیتانیم و وانادیم
- ۱۲۱ در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (mpy)

## شکل

## صفحه

- شکل ۴-۴۰- سرعت خوردگی نمونه‌های ADI حاوی تیتانیم‌دار و وانادیم‌دار  
در اسید استیک ۵٪ حجمی (mpy) ۱۲۲
- شکل ۴-۴۱- نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های مذکور  
در آب دریای طبیعی (mpy) ۱۲۶
- شکل ۴-۴۲- نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های ADI  
حاوی تیتانیم و وانادیم در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (mpy) ۱۲۶
- شکل ۴-۴۳- نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های ADI  
تیتانیم‌دار و وانادیم‌دار در اسید استیک ۵٪ حجمی (mpy) ۱۲۷
- شکل ۴-۴۴- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۱ در آب دریای طبیعی ۱۲۸
- شکل ۴-۴۵- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۲ در آب دریای طبیعی ۱۲۸
- شکل ۴-۴۶- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۳ در آب دریای طبیعی ۱۲۹
- شکل ۴-۴۷- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۴ در آب دریای طبیعی ۱۲۹
- شکل ۴-۴۸- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۵ در آب دریای طبیعی ۱۳۰
- شکل ۴-۴۹- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه  
۱۱ در آب دریای طبیعی ۱۳۰

## شکل

## صفحه

شکل ۴-۵۰- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه	
۶ در آب دریای طبیعی	۱۳۱
شکل ۴-۵۱- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه	
۷ در آب دریای طبیعی	۱۳۱
شکل ۴-۵۲- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه	
۸ در آب دریای طبیعی	۱۳۲
شکل ۴-۵۳- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه	
۹ در آب دریای طبیعی	۱۳۲
شکل ۴-۵۴- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه	
۱۰ در آب دریای طبیعی	۱۳۳
شکل ۴-۵۵- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۳
شکل ۴-۵۶- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۲	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۴
شکل ۴-۵۷- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۳	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۴
شکل ۴-۵۸- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۴	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۵
شکل ۴-۵۹- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۵	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۵



## شکل

## صفحه

شکل ۴-۶۰- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۶	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۶
شکل ۴-۶۱- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۷	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۷
شکل ۴-۶۲- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۸	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۷
شکل ۴-۶۳- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۹	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۸
شکل ۴-۶۴- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۰	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۸
شکل ۴-۶۵- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۱	
در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۱۳۹
شکل ۴-۶۶- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۰
شکل ۴-۶۷- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۲	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۰
شکل ۴-۶۸- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۳	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۱
شکل ۴-۶۹- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۴	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۱

## شکل

## صفحه

شکل ۴-۷۰- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۵	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۲
شکل ۴-۷۱- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۶	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۲
شکل ۴-۷۲- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۷	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۳
شکل ۴-۷۳- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۸	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۴
شکل ۴-۷۴- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۹	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۴
شکل ۴-۷۵- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۰	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۵
شکل ۴-۷۶- نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۱	
در اسید استیک ۵٪ حجمی	۱۴۵
شکل ۴-۷۷- نمودار تغییرات سختی (HV) بر حسب درصد وانادیم	
در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی وانادیم	۱۴۶
شکل ۴-۷۸- نمودار تغییرات سختی (HV) بر حسب درصد تیتانیم	
در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم	۱۴۷

شکل ۴-۷۹- نمونه ۳، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$  و تحت بار  $300 \text{ N}$ ، تغییر شکل پلاستیک در نمونه کاملاً مشهود است

۱۴۸

(SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۰- نمونه ۹، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $300 \text{ N}$ ، سیلان پلاستیکی سطوح یکی از عمده‌ترین مولفه‌های عامل

۱۴۹

سایش می‌باشد (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۱- نمونه ۱۰، سایش در سرعت  $0.5 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $300 \text{ N}$ ، زمینه کل نسبتاً صاف است که این حاکی از اکسید شده بودن سطح

۱۴۹

می‌باشد (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۲- نمونه ۲، سایش در سرعت  $0.5 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $200 \text{ N}$ ، زمینه بصورت ورقه‌های کنده شده مشاهده می‌شود

۱۵۰

(SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۳- نمونه ۴، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $200 \text{ N}$ ، ترک‌های عرضی که نسبت به جهت سایش، حالت عمودی دارند

۱۵۰

(SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۴- نمونه ۷، و تحت بار  $300 \text{ N}$  و سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، اتصال محلهای گرافیتی و ایجاد ذرات سایشی ورقه‌ای شکل

۱۵۱

(SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

## شکل

## صفحه

شکل ۴-۸۵- نمونه ۸، تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت  $0.05\text{ m/s}$

مرز میان منطقه سایش و غیر سایش از یکدیگر کاملاً متمایز

۱۵۱ است (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۶- نمونه ۱۰، تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت  $0.05\text{ m/s}$

با ایجاد کارسختی و به سطح آمدن گرافیت‌ها، نرخ

۱۵۲ سایش به صفر میل می‌کند (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

شکل ۴-۸۷- نمونه ۵، تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت  $0.25\text{ m/s}$

در مرحله نهایی فرآیند سایش، ایجاد کار سختی و تبدیل

آستinit به مارتنزیت عامل ایجاد مقاومت سایشی در نمونه می‌شود

(SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ )

۱۵۲

شکل ۴-۸۸- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های

۱۵۳ وانادیم‌دار تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.05\text{ m/s}$

شکل ۴-۸۹- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های

۱۵۴ تیتانیم‌دار تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.05\text{ m/s}$

شکل ۴-۹۰- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های

۱۵۵ وانادیم‌دار تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.25\text{ m/s}$

شکل ۴-۹۱- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های

۱۵۶ تیتانیم‌دار تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.25\text{ m/s}$

- شکل ۴-۹۲- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های  
وانادیم‌دار تحت بار  $200\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.25\text{ m/s}$  ۱۵۷
- شکل ۴-۹۳- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های  
تیتانیم‌دار تحت بار  $200\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.25\text{ m/s}$  ۱۵۸
- شکل ۴-۹۴- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های  
تیتانیم‌دار تحت بار  $200\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.5\text{ m/s}$  ۱۵۹
- شکل ۴-۹۵- نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های  
تیتانیم‌دار تحت بار  $200\text{ N}$  و سرعت سایش  $0.5\text{ m/s}$  ۱۶۰
- شکل ۵-۱- زمینه چدن نشکن الف) در آغاز خوردگی ب) کنده شدن گرافیت  
کروی و کاهش خوردگی ۱۷۲
- شکل ۵-۲- زمینه خاکستری یا فشرده الف) در آغاز خوردگی ب) افزایش  
خوردگی و ایجاد ترک ۱۷۲

# فصل اول

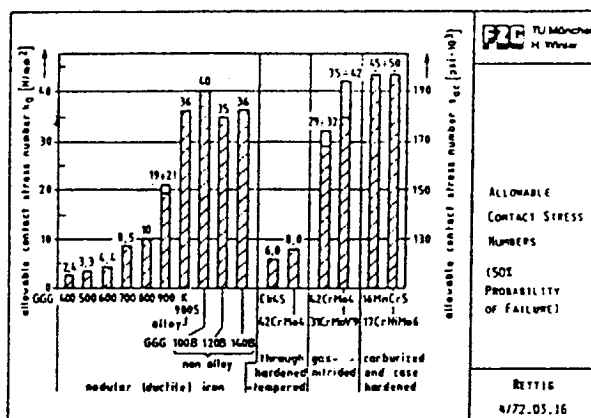
## مقدمه

در دسامبر سال ۱۹۷۶ میلادی، خبری توسط جنرال موتورز (General Motors) منتشر گردید که چرخ دنده‌های بعضی از اتومبیل‌های این شرکت خودروسازی (بزرگترین تولید کننده خودرو در جهان) از فولاد آهنگری شده به چدن نشکن آستمپر تبدیل خواهد شد. موفقیت جنرال موتورز در این تغییر روش، کارخانجات دیگر را به فعالیت در این زمینه و توسعه برنامه‌های خود تشویق نمود [۱].

اصولاً قطعاتی از نیرو محرکه خودرو شامل چرخ دنده‌ها، میل لنگ (Crank Shaft) میل سوپاپها (Cam Shafts)، چه از نوع ساده و چه از انواع پیچیده، در حین کار تحت نیروهای مختلف کششی، خمشی، پیچشی، سایشی و انواع مختلف خستگی قرار می‌گیرند. [۲].

در نقطه تماس، تنش‌های تماسی سطحی (Surface Contact Stresses) موسوم به تنش‌های هرتز، باعث ایجاد خستگی سطحی یا تماسی (خستگی حفره‌ای) می‌شود. در این حالت، اعمال تنش‌های زیاد، در ابتدا تولید ترکهای خستگی بسیار کوچک در سطح قطعه یا لایه‌ای نزدیک به سطح می‌کند. با رشد این ترکها و پیوستن آنها به هم، حفره‌هایی کوچک تولید شده و می‌تواند منشاء ایجاد ترکهای بزرگتری شود که در نهایت به شکست کامل قطعه منجر می‌گردد [۲].

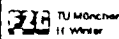
شکل ۱-۱ مقایسه‌ای از مقادیر استحکام خستگی تماسی قطعات تولید شده از فولادهای مختلف، چدن‌های نشکن ریختگی و چدن نشکن آستمپر را نشان می‌دهد. درحالی که استحکام خستگی تماسی نمونه‌هایی که از چدن با گرافیت کروی و ساختار فریتی (GGG - 400) ساخته شده‌اند برابر  $2/4 \text{ MPa}$  است، این مقاومت در چدنهای نشکن با ساختار فریتی پرلیتی (GGG - 600) تا حد  $4/4 \text{ MPa}$  بالا می‌رود و در نهایت قطعه چدنی با گرافیت کروی و زمینه کاملاً پرلیتی (GGG - 900) دارای استحکامی حدود  $21 \text{ MPa}$  است. نمونه‌های ساخته شده از چدن نشکن که تحت عملیات حرارتی آستمپرینگ قرار می‌گیرند، سریهای 100B ، 120B ، GGG - 140B دارای استحکامی خستگی تماسی در حدود  $36-40 \text{ MPa}$  خواهند بود که تقریباً برابر با مقاومت تماسی قطعاتی است که از فولادهای سخت شده سمانتاسیون (کربوره کردن) و نیتride ساخته شده‌اند [۲].



شکل ۱-۱) مقادیر استحکام خستگی تماسی نمونه‌های تولید شده از آلیاژهای چدن و فولاد [۲].

نتایج مربوط به خواص مکانیکی متداول قطعات ساخته شده از رده‌های مختلف ADI در جدول ۱-۱ آمده شده است. همانطور که از جدول مشخص است، با انتخاب یک سیکل عملیات حرارتی آستمپرینگ مناسب می‌توان به ترکیب همزمانی از خواص استحکامی و انعطاف پذیری لازم دست یافت [۲].

جدول ۱-۱ خواص مکانیکی رده‌های مختلف ADI [۲]

grade	tensile strength		0.2 % yield str.		elongation %	hardness HB (HRC)	 PROPOSAL OF GF (GEORG FISCHER CO.) TO VDG (GERMAN ASSOCIATION OF FOUNDERIES)  RETTIG 1/72.03.16
	N/mm <sup>2</sup>	ksi	N/mm <sup>2</sup>	ksi			
GGG 90 B	900	130	650	95	5 - 12	270 - 310	
GGG 100 B	1000	145	750	110	4 - 6	(46 - 51)	
GGG 120 B	1200	175	950	140	2 - 5	330 - 390	
GGG 140 B	1400	200	1200	175	1 - 2	(43 - 47)	

ADI دلیل دارا بودن طیف بسیار وسیعی از خواص مکانیکی، مقاومت بالا در مقابل انواع سایش و خستگی، قابلیت کار سختی، سبکتر بودن نسبت به فولاد و دهها مزیت دیگر، می‌تواند جایگزین بسیاری از قطعات فولادی شود. علاوه بر ویژگیهای مکانیکی، تولید قطعات متنوع ADI از نظر اقتصادی نیز منشاء اثرات مثبتی است. برآوردهای انجام شده در کارخانه GMC نشان داده است که قطعات تولید شده از ADI نسبت به فولادهای فورج و کربوره شده سطحی، حدود ۳۰ درصد ارزان‌تر تمام می‌شوند. این مسأله ناشی از ارزان‌تر بودن مواد اولیه فرآیند ذوب، کمتر بودن انرژی مصرف حین ریخته‌گری و عملیات حرارتی ADI نسبت به فولادها، قابلیت ماشینکاری مناسبتر و .... است.



در این تحقیق، سه عمل کاملاً مجزا صورت گرفته است، ابتدا ریز ساختار نمونه‌های چدن نشکن حاوی عناصر آلیاژی تیتانیم و وانادیم، در حالت ریختگی و عملیات حرارتی آستمپرینگ مورد مطالعه قرار گرفته است.

سپس رفتار خوردگی چدنهای نشکن آستمپر مذکور، در آب دریای طبیعی، اسید سولفوریک و اسید استیک رقیق (۵٪ حجمی) مورد بررسی قرار گرفته است. برای ارزیابی و مقایسه مقاومت به خوردگی، از روشهای غوطه‌وری کامل (Immersion Test) و برون‌یابی تافل (Tafel Extrapolation) استفاده شده است.

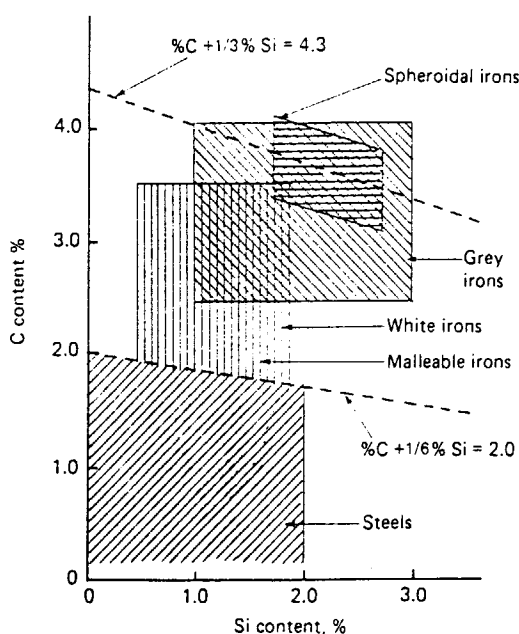
و در نهایت، مقاومت سایشی اینگونه چدن‌ها تحت نیروها و سرعتهای لغزش مختلف (نیروهای ۲۰۰ و ۳۰۰ N و سرعتهای لغزش ۰/۲۵ و ۰/۵  $m/s$ ) با یکدیگر مقایسه شده است. برای بررسی مقاومت به سایش نمونه‌های چدنی، کاهش وزن نمونه‌ها در مسافت سایش، محاسبه گردیده است.

## فصل دوم

### تئوری و مروری بر کارهای انجام شده

#### ۱-۲) مقدمه:

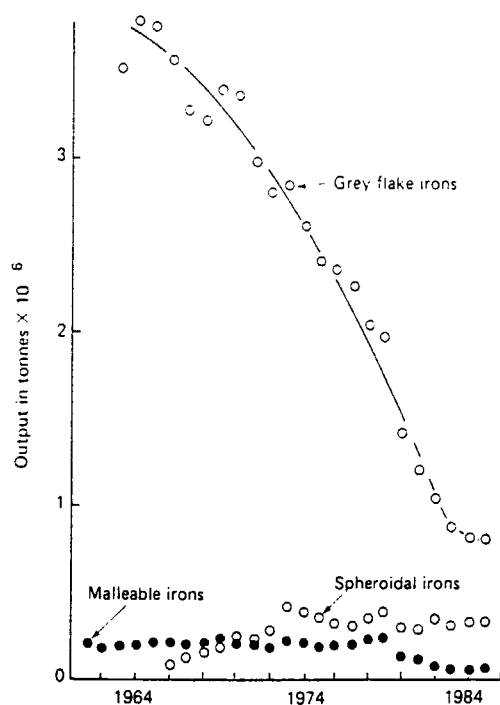
واژه "چدن" شبیه عنوان "فولاد" بیانگر خانواده بزرگی از آلیاژهای آهنی می باشد. چدن‌ها، آلیاژهای آهنی با ترکیبات مختلف هستند که بواسطه یوتکتیک جامد می شوند. آنها شامل عناصر پایه ای (آهن، کربن و سیلیسیم)، عناصر اندک و کمتر از ۱٪ (اکسیژن، فسفر و گوگرد) و بعضاً عناصر آلیاژی بیش از ۱٪ می باشند. چدن، مقادیر کربن و سیلیسیم بیشتری نسبت به فولاد دارد (شکل ۱-۲) [۳].



شکل (۱-۲) محدوده ترکیب C, Si در چدن و فولاد [۴].

چدن می‌تواند بطور ترمو دینامیکی، مطابق با سیستم نیمه پایدار  $Fe - Fe_3C$  یا سیستم پایدار  $Fe - Gr$  جامد شود. در شرایط انجماد، وقتیکه مسیر نیمه پایدار برگزیده شود، فاز کربنی غالب در یوتکتیک، کاربید آهن ( $Fe_3C$ ) می‌باشد ولی وقتیکه مسیر انجماد پایدار طی شود، فاز کربنی غالب، گرافیت است [۵].

علی‌رغم کاهش قابل توجه تولید چدن (مخصوصاً گونه خاکستری آن) در دهه‌های اخیر هنوز هم این ماده، بالاترین تولید را در بین آلیاژهای ریخته‌گری به خود اختصاص داده است (شکل ۲-۲).



شکل ۲-۲) تولید چدن در بریتانیا [۴].

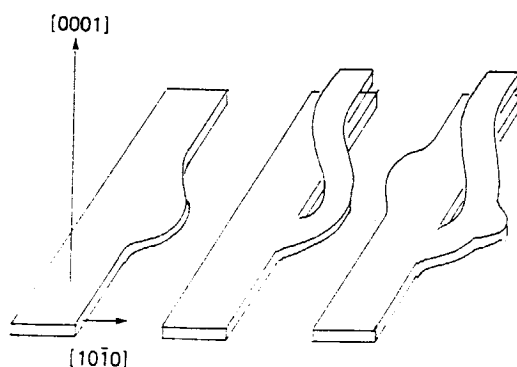
به منظور آشنایی بیشتر با گرافیت و ساختار (زمینه) چدن، در ذیل به بررسی اینها می‌پردازیم.

## ۲-۲) گرافیت :

کربن با اکتیوتیه ۱ می‌تواند به دو صورت الماس و گرافیت وجود داشته باشد. کربن در چدن می‌تواند به صورت آزاد، یعنی گرافیت و یا به صورت ترکیبی، کاربید آهن، موجود باشد [۶].

در تولید چدن گرافیتی، مورفولوژی گرافیت عمدتاً توسط مقادیر بسیار کم عناصر ناخالص، مخصوصاً گوگرد، اکسیژن، هیدوژن، سدیم، منیزیم، کلسیم و سرب کنترل می‌شود [۷].

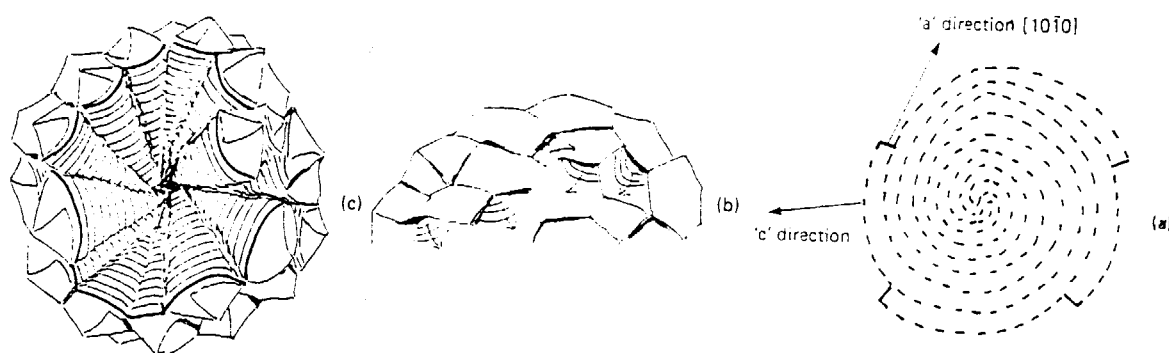
گرافیت دارای ساختمان کریستالی لایه‌ای مشابه شکل ۲-۳ می‌باشد. سطح هر یک از لایه‌ها تشکیل صفحه‌ی قاعده را داده و لبه‌های لایه‌ها، صفحات جانبی را به وجود می‌آورند. در چدنهای خاکستری سرعت رشد گرافیت در جهات کریستالی c, a مثلاً  $[10\bar{1}1]$  و  $[0001]$  یکسان نیست. علت آن نیز حضور عناصر مضرى چون اکسیژن و گوگرد در مذاب و در نتیجه محدود کردن سرعت رشد گرافیت در جهت محور C به اثبات رسیده است [۴].



شکل ۲-۳) روش رشته‌ای شدن گرافیت در چدن [۴].

در صورت حضور عناصری همچون منیزیم، سدیم، کلسیم و .... در مذاب و یا حذف عناصر مضرى مانند گوگرد و اکسیژن از آن، سینتیک رشد گرافیت در جهات C, a یکسان خواهد بود. در این حالت رشد کروی گرافیت مشاهده می‌شود (شکل a-۴-۲). همچنین نتایج حاصل از بررسی ساختمان کره‌های گرافیت نشان می‌دهد که محور C در شبکه کریستالی گرافیت تقریباً هم جهت و موازی با شعاع بوده و صفحات قاعده بطور موضعی موازی سطح کره گرافیت می‌باشند [۶].

(شکل b-۴-۲ و c-۴-۲).



شکل ۴-۲ تشکیل گرافیت کروی در چدن [۸].

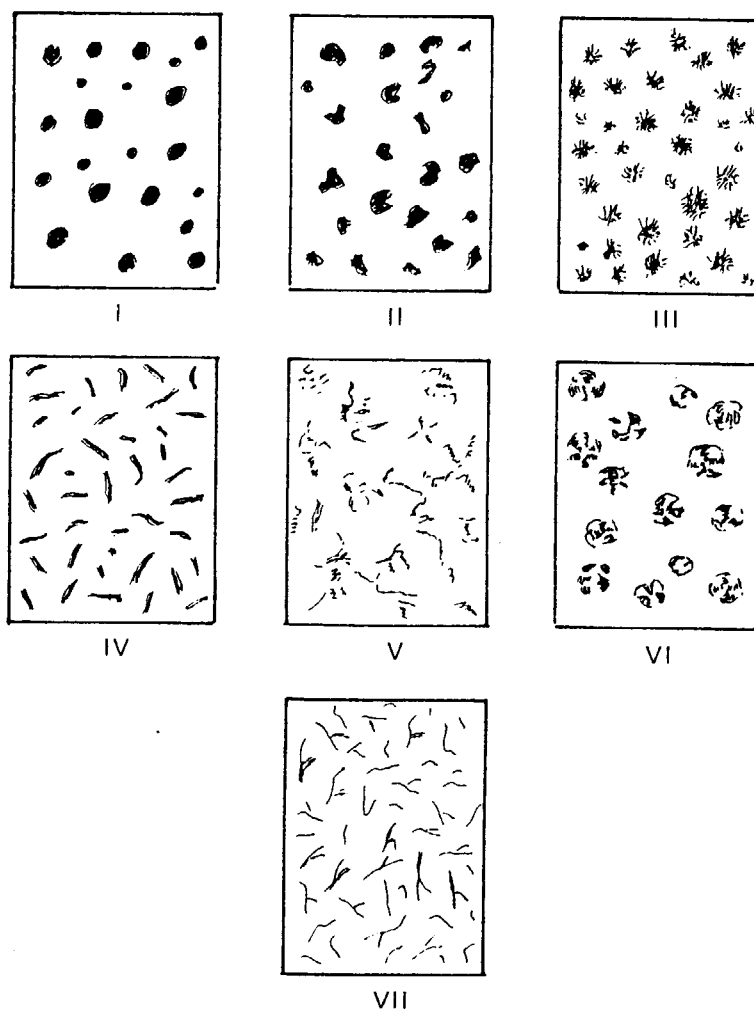
## ۱-۲-۲ اشکال مختلف گرافیت [۹]

بر اساس استاندارد ASTM - A247، هفت شکل مختلف گرافیت، در

چدن‌ها وجود دارد (شکل ۵-۲) که به ترتیب عبارتند از:

- I گرافیت کروی کامل (SG).
- II گرافیت کروی که ۱۰۰٪ کروی نشده باشد.
- III کربن یا گرافیت تمپر شده (TG) حاصل از عملیات حرارتی چدن‌های مالیل.

- |   |     |
|---|-----|
| گرافیت فشرده (CG) یا کرمی شکل .                         | IV  |
| گرافیت خرچنگی که ریز مجموعه‌ای از گرافیت کروی می‌باشد . | V   |
| گرافیت کروی نامنظم یا منفجر شده .                       | VI  |
| گرافیت لایه‌ای، ورقه‌ای یا رشته‌ای (FG).                | VII |



شکل ۲-۵) اشکال مختلف گرافیت بر اساس استاندارد ASTM- A 247 [۴].

## ۲-۳) ساختار زمینه در چدن‌ها:

بسته به شکل قطعه، ضخامت قطعه، دما و زمان عملیات حرارتی، ترکیب شیمیایی چدن و .... ساختار زمینه چدن‌ها دستخوش تغییراتی می‌شود که این باعث دگرگونی در خواص فیزیکی و مکانیکی آنها شده و شرایط استفاده و کاربرد چدن‌ها را دیکته می‌کند. در ذیل، انواع ریز ساختار و فازهایی که می‌توانند در چدن موجود باشند به اختصار توضیح داده شده است.

### ۲-۳-۱) آستنیت:

یک محلول جامد تشکیل شده از یک یا چند عنصر می‌باشد که در شبکه کریستالی F.C.C. متبلور می‌شود [۳]. برای باقی ماندن این فاز در طول سرد کردن، قطعه تا دمای محیط، به مقدار عناصر آلیاژی زیادی (مثلاً Ni) نیاز است. این ماتریس می‌تواند تافنس خوب و مقاومت خزشی زیادی را حتی در دماهای بالا از خود نشان دهد. چدن‌های نشکن یا خاکستری نیکل دار، دارای خواص حرارتی، خوردگی و غیر مغناطیسی عالی هستند [۱۰].

### ۲-۳-۲) فریت :

این فاز نیز یک محلول جامد Fe-C می‌باشد که طبق شبکه کریستالی B.C.C. متبلور می‌شود. در این فاز ممکن است مقدار قابل توجهی Si و اندکی Cu, Mn و Ni حل شود. فریت بطور نسبی نرم (اگر چه سیلیسیم حل شده، باعث سخت‌تر شدن آن می‌شود)، نشکن، دارای استحکام اندک، مقاومت سایشی ضعیف، تافنس شکست خوب، قابلیت هدایت حرارتی مطلوب و قابلیت ماشینکاری زیاد می‌باشد [۴]. در

بعضی از دیاگرامهای تعادلی، دو منطقه فریتی که توسط آستنیت جدا شده است وجود دارد. منطقه پایینی، فریت آلفا می باشد و بالایی فریت دلتا. معمولاً از فریت دلتا صرف نظر کرده و فریت آلفا بیان می شود [۱۱].

### ۲-۳-۳) سمنتیت:

ترکیبی از آهن و کربن بوده و به طور شیمیایی کاربید آهن نامیده می شود. این فاز در سیستم ارتورمبیک تشکیل شده و فرمول تقریبی آن  $Fe_3C$  می باشد. وقتی که کاربید آهن به صورت یک فاز در چدن (یا فولاد) ظاهر می شود، ترکیب شیمیایی آن بواسطه حضور منگنز و دیگر عناصر تشکیل دهنده کاربید تغییر می یابد [۳]. بسبب وجود پیوند فلزی در شبکه کریستالی سمنتیت، خواص فلزی من جمله هدایت الکتریکی، هدایت حرارتی، جلائی فلزی و ... در آن وجود دارد. سختی آن بسیار بالا بوده (بیش از HB ۸۰۰) و انعطاف پذیری آن فوق العاده کم (عملاً صفر) می باشد [۶].

### ۲-۳-۴) پرلیت:

این مخلوطی از فریت و سمنتیت است که از آستنیت توسط واکنش یوتکتوئید تشکیل می شود. پرلیت نسبتاً سخت، دارای تافنس متوسط، قابلیت هدایت حرارتی کاهش یافته (نسبت به فریت) و قابلیت ماشینکاری خوبی می باشد. به سبب افزایش پرلیت (در چدن یا فولاد) خواص مکانیکی افزایش می یابد. مقدار کربن پرلیت در فولاد غیر آلیاژی ۰/۸٪ است. در چدن، بسته به ترکیب و سرعت سرد شدن، این مقدار تغییر می یابد. مثلاً در چدنهای پرسلیس، مقدار کربن موجود در پرلیت به زیر ۰/۵٪ هم می آید [۴].



### ۲-۳-۵) فریت - پرلیت :

از این ساختمان مخلوط شده، اغلب برای کسب خواص میانی دو فاز مذکور استفاده می‌شود [۴].

### ۲-۳-۶) بینیت:

یک توده شبه پایدار شامل کاربید پراکنده در فریت است که در نتیجه سرد شدن از دمای آستنیت تا زیر محدوده پرلیت و بالای  $M_s$  بوجود می‌آید [۱۱]. این ساختمان می‌تواند هم به صورت ریختگی در چندهای آلیاژی حاوی  $Mo, Ni$  و هم توسط عملیات حرارتی آستمپر تولید شود [۴]. در رابطه با این ساختار، مفصلاً در بخشهای بعدی توضیح داده می‌شود.

### ۲-۳-۷) مارتنزیت :

یکی دیگر از ترکیبات  $Fe-C$  است که به شکل کریستالی تتراگونال b.c.t. تشکیل می‌شود. استحاله مارتنزیتی در دماهایی به مراتب پایین‌تر از دمای تشکیل پرلیت انجام می‌گردد، همچنین سرعت تشکیل این فاز بسیار بیشتر از پرلیت یا فریت است. بنابراین دیفیوژن در آن نقشی ندارد. تشکیل مارتنزیت، مستلزم سریع سرد کردن و بنابراین متوقف کردن استحاله نفوذی است. تشکیل این فاز بدلیل ایجاد تنش درقطعه، تردی و شکنندگی بالای آن و ... توصیه نمی‌شود [۶].

## ۲-۴) انواع چدن‌ها:

مقدار درصد عناصر موجود در چدن‌های غیر آلیاژی در جدول ۱-۲ نشان

داده شده است :

جدول ۱-۲) محدوده ترکیب شیمیایی چدن‌های غیر آلیاژی [۶].

درصد عناصر					نوع چدن
P	S	Mn	Si	C	
۰/۰۶-۰/۲	۰/۰۶-۰/۲	۰/۲۵-۰/۸	۰/۵-۱/۹	۱/۸-۳/۶	سفید
۰/۰۲-۰/۲	۰/۰۲-۰/۲	۰/۱۵-۱/۲	۰/۹-۱/۹	۲/۲-۲/۹	چکشخوار (TC)
۰/۰۲-۱	۰/۰۲-۰/۲۵	۰/۲-۱/۰	۱/۰-۳/۰	۲/۵-۴/۰	خاکستری (FG)
۰/۰۱-۰/۱	۰/۰۱-۰/۰۳	۰/۱-۱/۰	۱/۸-۲/۸	۳/۰-۴/۰	نشکن (SG)
۰/۰۱-۰/۱	۰/۰۱-۰/۰۳	۰/۲-۱/۰	۱/۰-۳/۰	۲/۵-۴/۰	گرافیت فشرده (CG)

## ۲-۴-۱) چدن سفید:

اینگونه چدن‌ها، اساساً عاری از گرافیت است و بیشتر مقدار کربن آن بصورت دانه‌های جدا از هم کاربید آهن سخت می‌باشد. چدن سفید (در زیر میکروسکوپ) به رنگ سفید مشاهده می‌شود. بدلیل آنکه شکست در این گونه چدن‌ها در امتداد صفحات کاربید آهن می‌باشد، سطح شکست آنها کریستالی (یا دانه‌ای) است [۱۱].

چدن‌های سفید، استحکام فشاری بسیار زیاد، مقاومت سایشی عالی و سختی بالایی دارند. این چدن‌ها سختی خود را تا دمای سرخ شدن (Red Temperature)

برای زمان محدودی حفظ می‌کنند [۶]. اما با تمام مزیت‌های فوق، عملاً در صنعت کاربردی ندارند.

## ۲-۴-۲) چدن خاکستری:

اینها شامل کربن فعال (گرافیت) به شکل ورقه‌ای می‌باشند (نوع VII در شکل ۲-۵). چدن خاکستری بدلیل آن که شکست در طول صفحات (ورقه‌های) گرافیت رخ می‌دهد، به رنگ خاکستری رویت می‌شود [۹].

ترکیب شیمیایی چدن و سرعت سرد شدن آن را می‌توان به نحوی انتخاب کرد که در ضمن انجماد، کربن به صورت گرافیت رسوب کند. در چدن‌های حاوی گوگرد و اکسیژن، سرعت رشد گرافیت در جهات مختلف متفاوت می‌باشد. به این صورت که رشد آن در امتداد محور طولی نسبت به محور عمودی با سهولت بسیار بیشتری انجام می‌گیرد. از این رو گرافیت‌های حاصل به شکل ورقه‌ای در ساختمان ظاهر می‌شوند [۶].

مهمترین خواص چدن‌های خاکستری که آنها را به عنوان یکی از پرمصرف‌ترین آلیاژهای صنعتی در آورده (شکل ۲-۲) عبارتند از: نقطه ذوب پایین، سیالیت زیاد، انقباض کم در حین انجماد، مقاومت در برابر سایش (ناشی از وجود لایه‌های گرافیت)، قابلیت جذب ارتعاش، قیمت ارزان و قابلیت ماشینکاری عالی. از معایب این گونه چدن‌ها می‌توان به انعطاف پذیری و مقاومت به ضربه بسیار کم اشاره کرد [۱۲].

موارد استفاده از قطعات چدن خاکستری عبارتند از: بلوک‌های سیلندر اتومبیل‌ها و موتورهای دیزل، سرسیلندرها، چرخ طیار، پیستونها، دیسک‌های ترمز،

صفحات کلاچ، میل لنگها و در مجموع کلیه قطعات ریخته‌گری که در وسایل حمل و نقل بکار می‌رود [۹۳].

## ۲-۴-۳) چدن نشکن - چدن با گرافیت کروی

اگر چه شواهدی مبنی بر وجود کلنگ‌ها و قطعات چدن نشکن که بیش از ۲۰۰۰ سال پیش در چین ریخته شده است موجود می‌باشد [۱۳]، اما اختراع این نوع چدن، توسط انجمن ریخته‌گران آمریکا (American Foundryman's Congress) در فیلادلفیا به سال ۱۹۴۸ به ثبت رسید [۱۴].

توسعه‌های سریعی در دهه ۵۰ میلادی در زمینه تولید چدن نشکن و بهبود خواص آن صورت گرفت که باعث افزایش مصرف این گونه چدن‌ها در دهه شصت میلادی شد. همانگونه که در شکل ۲-۲ ملاحظه می‌شود، در دهه اخیر، مصرف اینگونه چدن‌ها نسبت به دهه‌های قبل افزایش نسبی یافته است.

ترکیب شیمیایی در این نوع چدن، شبیه چدن خاکستری می‌باشد ولی درصد گوگرد و فسفر در اینها به مراتب پایین‌تر از گونه خاکستری است (جدول ۲-۱). همچنین در چدنهای نشکن، گرافیت به جای ورقه‌ای به شکل کروی (نوع I در شکل ۲-۵)، شبیه کلم پیچ [۱۱] رسوب می‌کند. عمل کروی کردن توسط اضافه کردن مقدار بسیار کم، ولی محاسبه شده عناصری نظیر  $Ca, Mg, K, Na, Li, Cs$  و... درست قبل از ریختن مذاب به درون قالب انجام می‌گیرد. علت اصلی کروی شدن گرافیت، ضمن انجماد، حذف گوگرد و اکسیژن از مذاب توسط  $Mg$  می‌باشد.

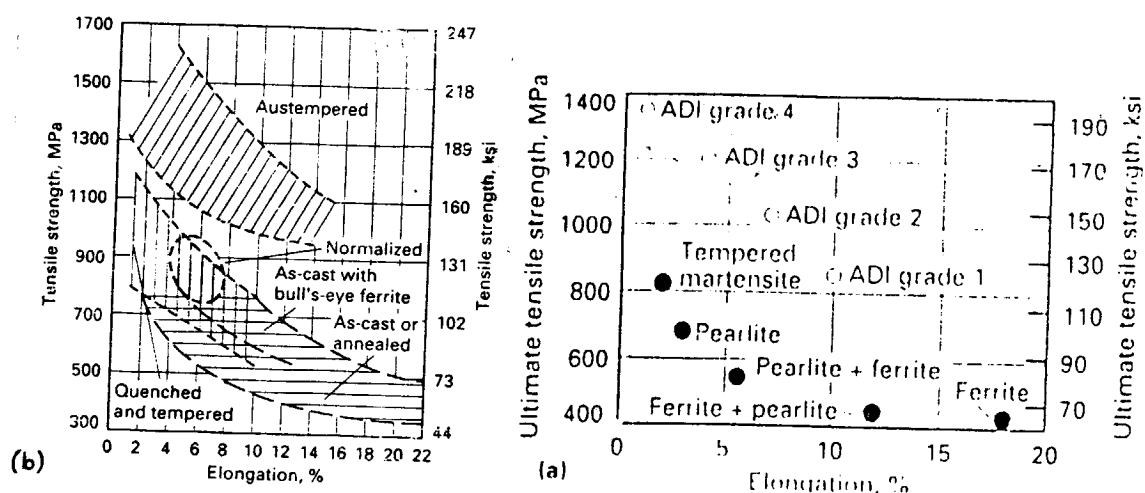
مزیت‌های عمده چدنهای نشکن بر چدنهای خاکستری، استحکام، انعطاف‌پذیری

و مدول الاستیسیته بالا می‌باشند.

## ۲-۴-۴) چدنهای نشکن آستمپر - ADI

یکی از مهمترین خانواده‌های چدنهای نشکن که بعلت خواص مکانیکی بسیار مطلوب، اخیراً به نحو قابل ملاحظه‌ای مورد توجه مهندسين متالورژی قرار گرفته، نوع بینیتی آن می‌باشد. در این حالت، با استفاده از عملیات حرارتی مخصوص (آستمپر کردن)، ترکیب شیمیائی مذاب به نحوی تنظیم می‌شود که ساختمان حاصل از ریخته‌گری، شامل گرافیت کروی و پرلیت باشد. سپس با عملیات مذکور، پرلیت را به بینیت تبدیل می‌کنند [۶].

چدنهای نشکن که به روش فوق تهیه می‌شوند، از خواص مکانیکی بهتری (نسبت به حالت ریختگی) برخوردارند (شکل ۲-۶-۱). به علاوه دامنه خواص مکانیکی چدن‌ها بسیار وسیعتر از دیگر چدنهای نشکن هم گروه خود است (شکل ۲-۶-۲). خواص بسیار عالی این نوع چدن‌ها، مستقیماً ناشی از ساختمان میکروسکوپی منحصر به فرد حاصل از آستمپر کردن می‌باشد [۱۱].



شکل ۲-۶) نمودارهای استحکام کششی نسبت به درصد ازدیاد طول در چدنهای نشکن

ریختگی و عملیات حرارتی شده [۱۱].

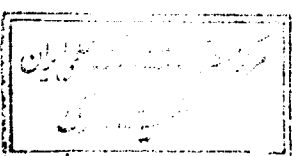
این نوع بخصوص از چدنهای نشکن، بواسطه حرارت دادنشان در یک اتمسفر کنترل شده تا دمای آستنیتیزه کردن بین ۸۱۵ تا ۹۱۵ °C و سپس سرد کردن آنها تا دمایی حدود ۲۳۰ تا ۴۰۰ °C با سرعت کافی و مناسب برای جلوگیری از تشکیل پرلیت، ساخته می‌شوند [۳].

چدن نشکن آستمپر تولید شده در محدوده دمایی ۳۷۰ °C، دارای داکتیلیته کششی ۱۰۳۵ MPa می‌باشد. وقتی که اینها در دمایی حدوداً ۲۶۰ °C آستمپر شوند، مقاومت سایشی قابل ملاحظه‌ای در حد فولادهای سخت شده پیدا می‌کنند، تنش کششی در این حالت به ۱۳۸۰ MPa می‌رسد [۳].

مزایای چدنهای نشکن آستمپر عبارتند از [۱۵ و ۱۶]:

- استحکام کششی بالا به همراه تافنس، داکتیلیته و مقاومت شکست خوب.
  - مقاومت خوب نسبت به سایش و درگیری که تحت شرایط روغنکاری ضعیف بوجود می‌آید.
  - ظرفیت صداگیری بالا برای عملکردهای آرام.
  - مشخصات ریخته‌گری خوب.
  - دقت ابعادی بالا حین ریخته‌گری حتی با اشکال پیچیده.
  - قابلیت ماشینکاری خوب در حالت ریختگی.
  - کاهش وزن ۱۰ درصدی نسبت به فولاد.
  - هزینه ساخت بسیار کمتر نسبت به فولاد.
- برتریهای فوق در استفاده از این ماده مهندسی مدرن، موجب جایگزینی آن نسبت به فولاد فورج شده گشته است.

۲-۴-۵) چدن مالیبل - چدن چکشخوار:



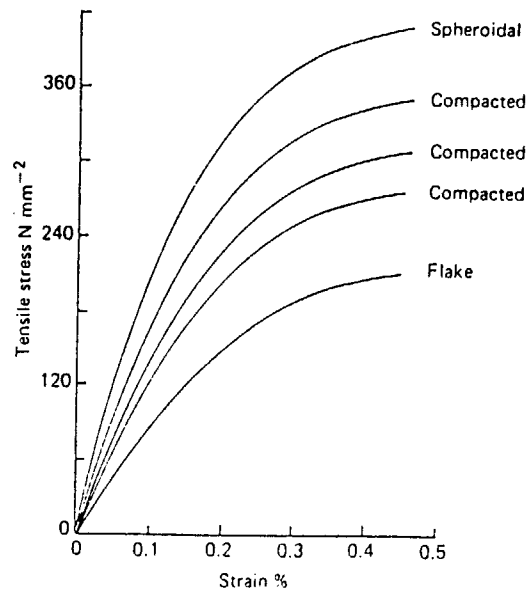
## ۲-۴-۵) چدن مالیبیل - چدن چکشخوار:

این نوع چدن شامل گرافیت برفکی شکل (نوع III در شکل ۲-۵) می‌باشد. اینها "کربن تمپر شده" (Tempered Carbon) نامیده می‌شوند زیرا در طول یک فرآیند آنیل ترجیحی از چدن سفید با یک ترکیب بهینه (جدول ۲-۱) به وجود می‌آیند. در اثر عملیات حرارتی مزبور، سمنتیت تجزیه شده و کربن به صورت کره‌های متلاشی شده و نامنظم گرافیت رسوب می‌کند [۱۱].

## ۲-۴-۶) چدن با گرافیت فشرده:

چدنهای مذکور شامل گرافیت به شکل ورقه‌های ضخیم و خپل (Stubby) است. (نوع IV در شکل ۲-۵) خواص مکانیکی آنها ما بین چدنهای خاکستری و چدنهای نشکن می‌باشد (شکل ۲-۷) [۱۱].

ترکیبی از خواص فیزیکی و مکانیکی در چدنهای با گرافیت فشرده، این آلیاژ را برای کاربردهای مختلف، مناسب می‌کند. مقاومت بالای اینها در مقابل ترک در مقایسه با چدنهای با گرافیت ورقه‌ای (خاکستری) و مقاومت بهترشان در مقابل خم شدن نسبت به چدنهای با گرافیت کروی (نشکن) آنها را برای قالبهای شمش‌ریزی مناسب می‌کند. خواص این گونه از چدن در دماهای بالا، باعث استفاده از آن در سر سیلندرها، منیفولد اگزوز، دیسکهای ترمزورینگهای پیستون می‌شود. به عنوان مثال دیسکهای چدن پرلیتی با گرافیت فشرده، برای کاهش مشکل شکست حرارتی دیسکهای چدن خاکستری که بر روی قطارهای سریع السیر انگلیسی در سرعتهای  $200 \text{ km/h}$  پیش می‌آمد، جایگزین آنها شدند [۱۷].



شکل ۲-۷) تأثیر شکل گرافیت روی منحنی تنش- کرنش چدن‌ها [۴].

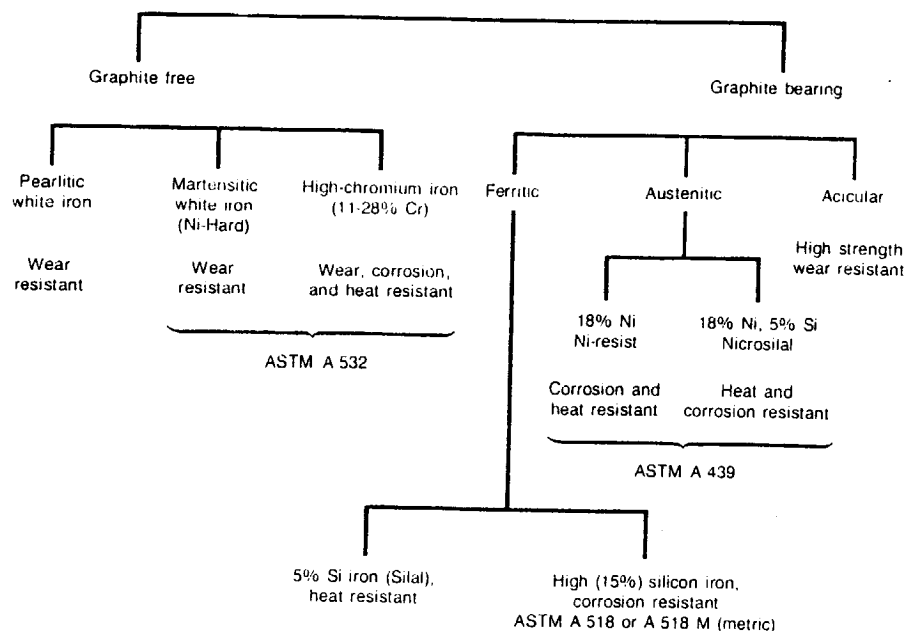
#### ۲-۴-۷) چدن‌های آلیاژی:

عناصر آلیاژی را می‌توان به چدن‌های سفید، خاکستری و نشکن، برای بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی آنها اضافه کرد. افزودن اینها به چدن مالیل توصیه نمی‌شود. زیرا ورودشان به داخل این نوع چدن، عملیات حرارتی مالیل کردن را با مشکل مواجه می‌کند. [۱۲].

نیکل، مس، کروم، مولیبدن، آلومینیوم، سیلیسیم، منگنز، تیتانیم و وانادیم از مهمترین عناصر آلیاژی مورد مصرف در چدن‌ها برای ارتقاء خواص فیزیکی و مکانیکی آنها از جمله مقاومت سایشی، مقاومت حرارتی و مقاومت خوردگی می‌باشند [۳].

شکل ۲-۸ خانواده چدن‌های سفید و چدن‌های گرافیتی آلیاژی را به همراه اهداف نتیجه شده از آنها، نشان می‌دهد [۴].





شکل ۲-۸ طبقه بندی چدنهای آلیاژی مخصوص [۱۱].

## ۲-۵) کنترل ترکیب در چدنهای نشکن :

### ۲-۵-۱) کربن [۱۱ و ۶]

در کوره‌های القایی، کربن از چدن خام، کربورایزرها و قراضه چدن مشتق می‌شود. نرخ انحلال و بازیافت کربن با نوع منبع کربنی که استفاده می‌شود، تغییر می‌یابد. بهترین محدوده برای این عنصر، بسته به مقدار سیلیسیم معمولاً بین ۳/۴ تا ۳/۸٪ می‌باشد. بالاتر از این مقدار، خطر خروج و شناور شدن گرافیت، مخصوصاً در قطعات حجیم وجود دارد و پایین این محدوده، ممکن است قطعه معیوب شود. اگر میزان کربن خیلی پایین باشد امکان ظهور کاربیدها، بالاخص در مقاطع نازک وجود دارد.

## ۲-۵-۲) سیلیسیم [۶]:

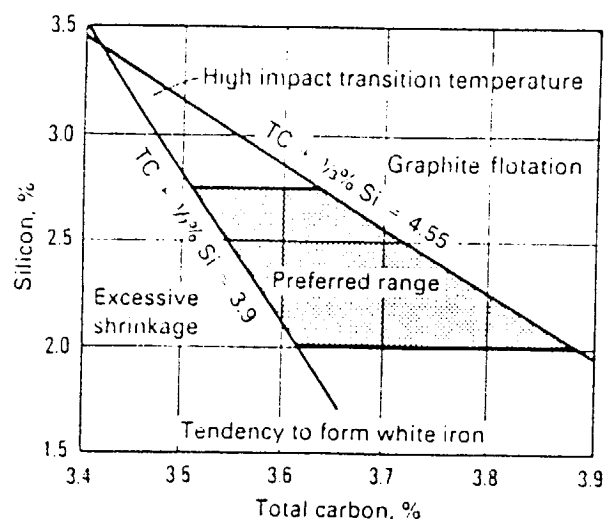
سیلیسیم از طریق مواد خام شامل قراضه چدن، شمش خام، فرو آلیاژها و به مقادیر اندک از آلیاژهای حاوی سیلیسیم که در طی آلیاژ سازی به چدن نشکن اضافه می‌شوند، وارد چدن نشکن می‌شود. محدوده مناسب برای این، بین ۲/۰ تا ۲/۸٪ می‌باشد. مقادیر سیلیسیم پایین باعث داکتیلیته بالا در چدنهای عملیات حرارتی شده می‌شود اما امکان (یا خطر) تشکیل کاربیدها در قطعات نازک ریخته شده وجود دارد. وقتی که مقدار سیلیسیم افزایش می‌یابد، نسبت داکتیلیته به شکنندگی کاهش یافته، سختی و استحکام کششی زیاد می‌شود.

## ۲-۵-۳) کربن معادل (C.E.V.) [۱۱ و ۱۸]

مقدار کربن معادل پارامتری است که به کمک آن اثر ترکیب شیمیایی چدن (معمولاً در چدنهای غیر آلیاژی) نسبت به اثر درصد کربن ارزیابی شده و به آن تبدیل می‌شود. شکل ۲-۹ محدوده‌های غلظتی C, Si را برای چدنهای نشکن به نمایش می‌گذارد. همانگونه که ملاحظه می‌شود، در قطعاتی با مقدار کربن و سیلیسیم بالا، جدایش گرافیت بروز می‌دهد. در مقادیر اندک سیلیس ولو اینکه مقدار کربن زیاد باشد، تمایل قطعه به تشکیل کاربید و سفید شدن چدن افزایش می‌یابد و در نهایت با کاهش هر دو عنصر، انقباض قطعه بیش از حد زیاد می‌شود. فرمول کلی برای تعیین کربن معادل بصورت زیر می‌باشد:

$$C.E. = \%C + \frac{1}{3} (\%S + \%P) + 0.4 (\%S) \quad (۱-۲)$$

مقایسه اعداد حاصل از کربن معادل برای آلیاژهای مختلف، امکان بررسی رفتار قطعه، ضمن انجماد را راحت‌تر می‌کند.



شکل ۲-۹) محدوده مقادیر سیلیسیم و کربن برای چدنهای نشکن با کیفیت مطلوب [۴].

## ۲-۵-۴) منگنز [۱۸]:

منبع اصلی منگنز، قراضه فولاد مورد مصرف در شارژکوره می‌باشد. به منظور کسب حداکثر داکتیلیته، مقدار این عنصر می‌بایست محدود باشد. در چدنهای فریتی ریختگی، مقدار این عنصر باید ۰/۲٪ یا کمتر باشد. اما در چدنهای ریخته شده که ساختار مطلوب، پرلیتی است مقدار آن می‌تواند تا ۱٪ هم باشد. وجود منگنز در قطعه باعث ایجاد پدیده جدایش میکروسکوپی مخصوصاً در قطعات وزین می‌شود همچنین این عنصر مشوق تشکیل کاربیدهای مرز دانه‌ای است که این نیز به نوبه خود باعث کاهش داکتیلیته و تافنس می‌شود.

## ۲-۵-۵) منیزیم [۶]

مقدار منیزیم برای ایجاد گرافیت کروی (حذف عناصر مضر گوگرد و اکسیژن از مذاب توسط ترکیب Mg با آنها و تشکیل سولفید و اکسید منیزیم و انتقال اینها به سر باره) معمولاً به مقدار ۰/۰۴ تا ۰/۰۶٪ لازم است. اگر میزان این دو عنصر مضر در مذاب پایین باشد، مقدار مصرف منیزیم نیز کاهش می‌یابد (حدود ۰/۰۰۳۵ تا ۰/۰۰۴٪) بر عکس اگر مقدار منیزیم زیاد باشد، باعث ایجاد نقوص حاصل از تفاله و کف کردن منیزیم در قطعه می‌شود.

## ۲-۵-۶) گوگرد [۳ و ۶]:

مواد خام فلزی شارژ شده در کوره عامل اصلی حضور این عنصر در چدن است. قبل از عملیات کروی کردن، مقدار گوگرد می‌بایست تا حد امکان (حدود ۰/۰۲٪) پایین باشد. اما اگر سریم (Ce) در چدن موجود باشد، میزان گوگرد به دلیل وجود سولفیدهای سریم، در چدن بالا می‌رود. مقادیر گوگرد اضافی معمولاً بصورت سولفید منیزیم، توسط سر باره و تفاله از چدن نشکن خارج می‌شود.

## ۲-۵-۷) سریم [۹]:

Ce می‌تواند برای خنثی کردن عناصر اندکی که مانع تشکیل گرافیت کروی می‌شوند، به چدن نشکن اضافه شده و در نهایت به تلقیح مذاب کمک کند. میزان آن معمولاً ۰/۰۰۳ تا ۰/۰۰۱٪ پیشنهاد می‌شود. در چدنهایی با مقدار عناصر مضر بسیار بسیار اندک، این عنصر بدلیل ایجاد قطعات گرافیتی غیر کروی بزرگ و تکه‌تکه، نامطلوب است. باید این نکته را توجه داشت که حین ذوب مجدد، سریم موجود در چدن نشکن از آن حذف می‌شود.

## ۲-۵-۸) آلومینیوم [۱۱]

حضور حتی مقادیر اندک  $Al$  در چدن نشکن ممکن است باعث ایجاد تخلخلها و مکهای ریز در زیر سطح قطعه شود و بنابراین می‌بایست از این عنصر در چدن نشکن اجتناب کرد. عمومی‌ترین منابع آلومینیم، ناخالصی‌ها در فولاد و قراضه چدن، مخصوصاً به شکل پیستون‌های آلومینیومی داخل موتور اتومبیلها می‌باشند.

## ۲-۵-۹) فسفر [۱۱]:

میزان فسفر چدن نشکن معمولاً می‌بایست بدلیل کاهش داکتیلیته و سلامت قطعه زیر  $0.05\%$  باشد.

## ۲-۶) اثر عناصر آلیاژی بر خواص چدنهای نشکن:

در این بخش ابتدا توضیح مختصری درمورد اثر عناصر آلیاژی روی خواص چدن نشکن بیان شده و در خاتمه، شرح مفصل درمورد دو عنصر آلیاژی  $Ti$ ،  $V$  که موضوع اصلی این تحقیق می‌باشند، ارائه می‌شود.

## ۲-۶-۱) نیکل [۸]:

نیکل معمولی‌ترین عنصر آلیاژی است که در چدنهای نشکن استفاده می‌شود. تاکنون اثر نامطلوبی از این عنصر بر روی خواص این چدن‌ها گزارش نشده است.  $Ni$ ، پایداری کاربیدهای آهن را کاهش داده ولی پایداری پرلیت را افزایش می‌دهد. به

منظور افزایش مقاومت سایش، مقاومت حرارتی و مقاومت خوردگی چدن، تا حدود ۳۰٪ می‌توان از این عنصر استفاده کرد.

#### ۲-۶-۲ کروم [۱۱]:

در مورد چدنهای مقاوم در برابر حرارت می‌توان در حدود ۱۵ تا ۲۳٪ و در مورد چدنهای مقاوم در برابر خوردگی، حدود ۲۰ تا ۳۵٪ و در مورد چدنهای مقاوم در برابر سایش می‌توان حداکثر تا ۱۸٪ از این عنصر استفاده کرد. سختی چدنهای کروم‌دار به مراتب بالاتر از انواع آلیاژی دیگر است. کروم در چدن‌ها تشکیل کاربید داده و تمایل به سفید شدن، حین انجماد را افزایش می‌دهد و در نهایت اینکه در دماهای بالا، اکسید شدن چدن نشکن را به تأخیر می‌اندازد.

#### ۲-۶-۳ مس [۱۱ و ۳]

با حضور این عنصر در چدن نشکن، پرلیت و فریت زمینه ریز شده که در نتیجه آن استحکام و سختی چدن افزایش می‌یابد. مقدار حلالیت این عنصر در حضور عناصر نیکل و کروم بیش از سیلیسیم است مقدار مجاز مس در چدن برای چدنهای مقاوم در برابر خوردگی و حرارت، حداکثر ۱۰٪ گزارش شده است.

#### ۲-۶-۴ سیلیسیم [۳]

حد مجاز Si در مورد چدنهای مقاوم در برابر حرارت ۴ تا ۶٪ و برای چدنهای مقاوم در برابر خوردگی ۱۴ تا ۱۷٪ می‌باشد. این عنصر در چدن نشکن عامل اصلی ایجاد گرافیت بوده و امکان تشکیل فریت را به شدت افزایش می‌دهد. ولی متأسفانه استحکام، تافنس و مقاومت به ضربه آلیاژهای پرسیلیس بسیار پایین و

تردی آن بیش از حد ، بالاست . در مورد مقاومت به خوردگی آلیاژهای سیلیسیم دار در بخش‌های بعدی مفصل بحث خواهد شد.

## ۲-۶-۵) آلومینیم [۱۱]

قابلیت افزایش مقاومت حرارتی و مقاومت خوردگی توسط این عنصر در چدن به اثبات رسیده است . چدنهای نشکن پر آلومینیوم، مقاومت عجیبی در دماهای بالا دارد بطوریکه تا حدود ۲۳٪ از این عنصر در اینها استفاده می‌کنند. مقاومت سایش این چدن‌ها نیز قابل توجه است .

## ۲-۶-۶) وانادیم [۱۹ و ۲۰]

وانادیم بصورت فرووانادیم که شامل ۵۰ تا ۸۰٪ وانادیم است در دسترس می‌باشد . مقادیر اندک وانادیم (زیر ۱٪) می‌تواند از منابع زیر به وجود آید:

- قراضه فولاد آلیاژی مانند فولادهای HSLA (فولادهای استحکام بالا، کم

آلیاژ) و فولادهای کروم - وانادیم.

- انواع مشخصی از رنگها و لعابهای شفاف حاوی وانادیم.

- چدن خام تهیه شده از سنگ آهن حاوی وانادیم . باید توجه داشت که اینها

ممکن است تا حدود ۰/۳٪ حاوی تیتانیم نیز باشند.

این عنصر به سادگی در چدنهای مذاب قابل حل است و بیش از ۹۰٪ آن با افزودن به پاتیل‌ها و کوره‌های الکتریکی بازیافت می‌شود. افزودن آن به عنوان شارژ در کوره کویل، به دلیل ضایعات بیش از حد آن توصیه نمی‌شود. مقادیر این عنصر برای جلوگیری از حالت فوق آلیاژی (Over - alloying) در چدن و تشکیل کاربید یوتکتیک مناسب، می‌بایست به دقت کنترل شود. وانادیم به هنگام ذوب مجدد از چدن

خارج نمی‌شود، بنابراین حضور مقادیر مربوط به قراضه برگشتی، باید در محاسبات برای ذوب مجدد محاسبه گردد.

وانادیم در زمینه فلزی حل شده و با کربن در آهن برای تشکیل کاربید وانادیم ( $V_4C_3$ ) ترکیب می‌شود. اینها ممکن است بصورت چند وجهی یا رشته‌ای باشند و در ریز ساختار در مقادیر بالای ۰/۱۵ درصد قابل رویت هستند. عنصر آلیاژی مربوطه، مشوق تشکیل کاربید آهن یوتکتیکی است. در مقادیر بالا حدود ۰/۶٪ شبکه سلولی کاربید آهن یوتکتیک، در حضور این عنصر حتی در مقاطع ضخیم شروع به ظاهر شدن می‌کند.

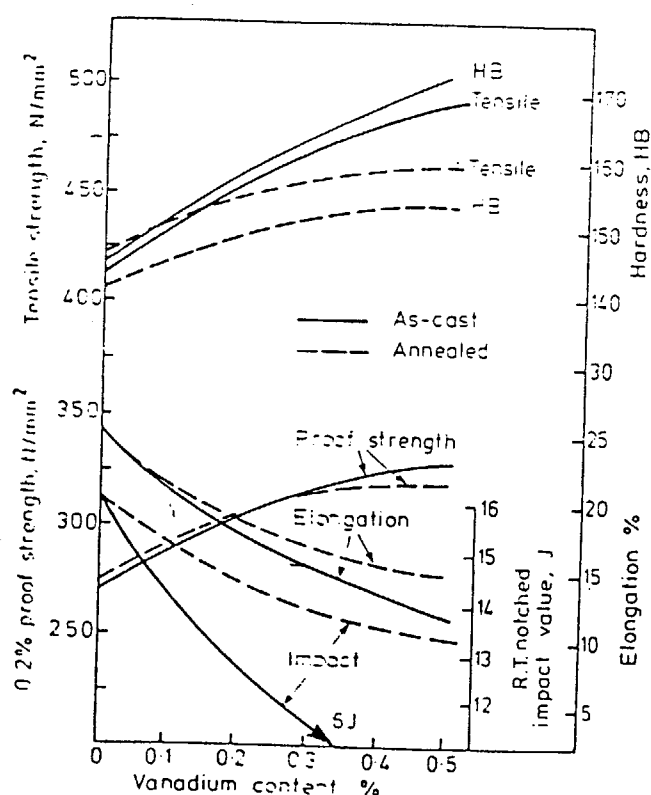
در چدنهای نشکن (نسبت به چدنهای خاکستری)، افزودن وانادیم در حدود ۰/۵٪ مستمراً استحکام کششی، مقدار استحکام حقیقی و سختی را افزایش داده و فقط بطور اندک، درصد ازدیاد طول را کاهش می‌دهد (جدول ۲-۲). همچنین در چدنهای نشکن فریتی و پرلیتی به ازای افزودن ۰/۱٪ وانادیم به چدن، سختی ۱۰ واحد در مقیاس برینل افزایش می‌یابد. این روند تا ۰/۵٪ ادامه دارد.

جدول ۲-۲) اثرات وانادیم روی خواص مکانیکی برخی از چدن‌ها [۲۰].

Type of iron	No vanadium				0.5% vanadium			
	0.2% proof stress, N/mm <sup>2</sup>	Tensile strength, N/mm <sup>2</sup>	Hardness, HB 10 3000	Elongation %	0.2% proof stress, N/mm <sup>2</sup>	Tensile strength, N/mm <sup>2</sup>	Hardness, HB 10/3000	Elongation %
Flake graphite – as-cast pearlitic	–	236	194	–	–	343	245	–
Flake graphite – annealed ferritic	–	125	99	–	–	192	126	–
Nodular graphite – as-cast pearlitic	411	697	235	4	462	697	265	3
Nodular graphite – annealed ferritic	273	423	143	20	318	459	173	15



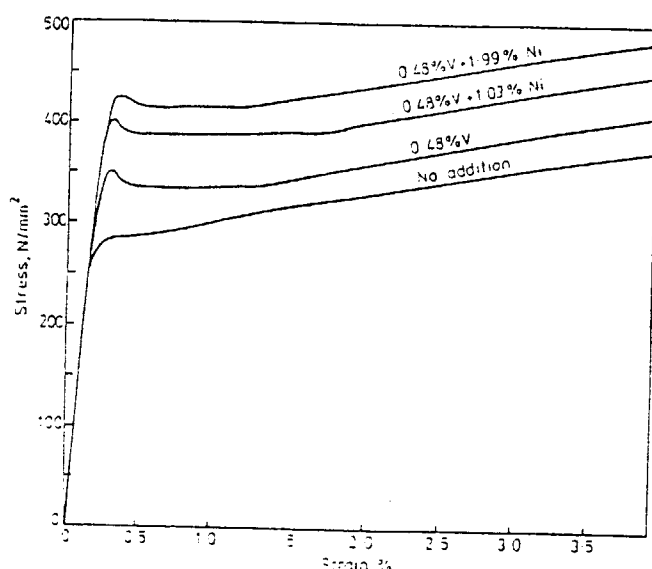
شکل ۱۰-۲ تأثیر وانادیم را روی چندهای نشکن ریختگی و آنیل شده نشان می‌دهد. در این حالت خواص مکانیکی همچون استحکام، سختی و استحکام حقیقی در مورد چندهای نشکن ریختگی بیش از آنیل شده است. بر عکس خواصی چون ازیاد طول و ضربه در مورد نوع دوم بالاتر از نوع اول قرار می‌گیرد.



شکل ۱۰-۲ اثرات وانادیم روی خواص مکانیکی چندهای نشکن ریختگی و آنیل شده

[۱۹]

یکی از آلیاژهای چدن نشکن حاوی وانادیم که در سالهای اخیر مورد توجه محققین و مهندسين قرار گرفته، گونه نیکل دار آن (حداکثر تا ۲٪) می باشد. ترکیب وانادیم و حداکثر ۲٪ نیکل در چدنهای نشکن، خواص استحکامی فوق العاده بالایی ایجاد می کند (شکل ۲-۱۱).



شکل ۲-۱۱) منحنی های تنش کرنش برای مقادیر مختلف V ، Ni در چدنهای نشکن [۱۹].

## ۲-۶-۷) تیتانیم [۲۱ و ۲۲]

سه منبع مهم تیتانیم که در تهیه چدن نشکن استفاده می شود عبارتند از قراضه فلز تیتانیم ، فرو تیتانیم و سیلیسید تیتانیم. تیتانیم موجود در چدنهای خام، قراضه فولادی و چدنهای برگشتی معمولاً به صورت ترکیبات کربونیتريدی  $Ti(C,N)$  است. این ترکیبات پایدار و خنثی هستند. مقدار این عنصر در حالات اخیر را می بایست برای ترکیب نهایی چدن محاسبه کرد .

تیتانیم به طور عادی، برای گرفتن نیتروژن مذاب و همچنین کنترل سختی به چدن‌ها افزوده می‌شود. یکی از بهترین مصارف شناخته شده تیتانیم در چدن‌های نشکن، توانایی‌هایش در ممانعت کردن از ایجاد تخلخل و یا حذف آن به سبب وجود مقدار بیش از حد نیتروژن حل شده می‌باشد. نقوص ریخته‌گری که توسط گاز نیتروژن ایجاد می‌شود توسط افزودن تقریبی ۰/۰۲٪ تا ۰/۰۷٪ تیتانیم برطرف می‌شود. مقدار تیتانیم مذکور برای ترکیب با ۰/۰۰۶ تا ۰/۰۲۴٪ نیتروژن کافی است. تیتانیم، عامل تغییرات سختی در ریخته‌گری چدن می‌باشد. در چدن‌های حاوی نیتروژن زیاد، افزودن تیتانیم سختی و استحکام کششی این‌ها را کاهش می‌دهد (در این حالت تیتانیم نه به عنوان عامل سختی، بلکه عامل حذف نیتروژن مصرف می‌شود). محصولات واکنش حاصل از افزودن تیتانیم و وانادیم به چدن نشکن (Ti-6Al-4V) همچنین مسئول افزایش مقاومت سایشی اینگونه چدن‌ها می‌باشند. به طوریکه در تهیه ادوات سیستم ترمز کاربرد دارند.

چهار نوع ترکیب یا محصولات واکنش حاصل از تیتانیم در چدن‌ها مشاهده می‌شود که عبارتند از: کاربید تیتانیم (TiC)، نیتريد تیتانیم (TiN)، سولفید تیتانیم (TiS<sub>2</sub>)، و اکسید تیتانیم (TiO<sub>2</sub>). بیشتر این نوع ترکیبات، حالت غیر استوکیومتری از خود نشان داده و در نتیجه معمولاً ترکیبات کمپلکس از این‌ها در چدن بوجود می‌آید. این حالت مخصوصاً در چدن‌ها به سبب حضور عناصر مختلف کاملاً صدق می‌کند.

کاربید تیتانیم یکی از سخت‌ترین کاربیدهای شناخته شده است. سختی آن

در مقیاس موس (Mohs) بین ۹ تا ۱۰ می‌باشد و دیگر اینکه دانسیته  $\frac{g}{cm^3}$  ۴/۹۱۰

و نقطه ذوب  $900 \pm 400^\circ C$ ، این ترکیب را خیلی پایدار ساخته است. TiC می‌تواند بر اساس مشخصات ساختمانی خود، به عنوان هسته‌ای برای جوانه‌زایی گرافیت عمل

کند. اما به دلیل عدم پیوند بین گرافیت و کریستالهای TiC، اثر آن به عنوان جوانه زا ضعیف است. این حالت معمولاً در تولید چدنهای با گرافیت فشرده (CG) بیشتر مشاهده می‌شود.

در چدن نشکن، تیتانیم تا حد ۰/۲۵٪ عنصری است گرافیت را که زمینه را برای تشکیل سمنتیت و پرلیت آماده می‌کند. حضور بیش از ۰/۲۵٪ این عنصر در چدن مربوطه، باعث تشکیل کاربید تیتانیم شده که علاوه بر افزایش سمنتیت و پرلیت در زمینه، عامل تغییر شکل گرافیت‌های کروی به گرافیت رشته‌ای می‌شود.

## ۷-۲) عملیات حرارتی چدن‌ها:

چدن‌ها عمدتاً بدین دلیل عملیات حرارتی می‌شوند که در شرایط ریختگی، ریز ساختار مطلوب و خواص مکانیکی بهینه نظیر استحکام بالا، تافنس، و داکتیلیته زیاد، مقاومت سایش و مقاومت خوردگی مطلوب، حاصل نمی‌آید [۲۳].

اهم عملیات حرارتی ممکن و اهداف آنها در مورد چدن‌ها عبارتند از [۱۱]:

- تنش زدایی: که دردمای پایین انجام می‌شود و باعث کاهش یا حذف تنش باقیمانده بعد از ریخته‌گری می‌شود.

- آنیل کردن: برای افزایش داکتیلیته و تافنس، این عملیات باعث کاهش سختی و از بین رفتن کاربیدها می‌شود.

- نرماله کردن: که برای افزایش استحکام همراه با داکتیلیته بکار می‌رود.

- سخت کردن و تمپر کردن: به منظور افزایش سختی و بهبود استحکام.

- سخت کردن سطحی: توسط روش القایی، شعله یا لیزر، برای ایجاد سطح

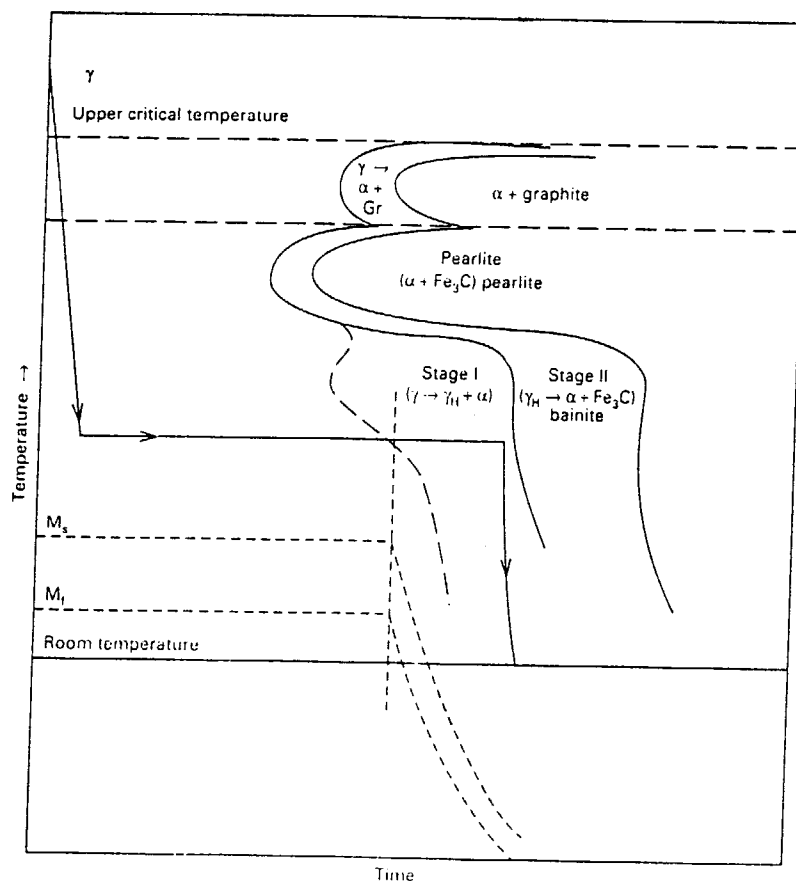
سخت شده و مقاوم در برابر سایش موضعی.

- و در نهایت آستمپر کردن: برای ایجاد ریز ساختاری با استحکام بالا به همراه داکتیلیته و مقاومت سایشی خوب.

عملیات اخیر به طور مفصل در مورد چدنهای نشکن در ادامه بحث می‌شود.

## ۲-۷-۱) آستمپر کردن:

نمونه‌ای از چرخه عملیات حرارتی آستمپرینگ در شکل ۲-۱۲ نشان داده شده است. قطعه مورد نظر بین دمای  $850^{\circ}\text{C}$  و  $950^{\circ}\text{C}$  آستنیت شده و در حمام نمک یا روغن در محدوده دمایی  $150^{\circ}\text{C}$  -  $250^{\circ}\text{C}$  معمولاً تا حداکثر زمان ۴ ساعت آستمپر می‌شود. این روش "کوئنچ کردن گرم" باعث تولید یک ماده واحد (بینیت) با خواص برجسته‌ای همچون داکتیلیته و استحکام بالا می‌شود [۱۱].



شکل ۲-۱۲) دیاگرام IT برای عملیات آستمپر کردن [۱۱].

فرآیند تشکیل بینیت در چدنهای نشکن، یک واکنش دو مرحله‌ای است

(شکل ۲-۱۲):



در حین عملیات آستمپرینگ، فریت بینیتی ( $\gamma$ ) ایجاد شده و به داخل آستنیت رشد می‌کند. همزمان، کربن از ورقه‌های فریت در حال رشد خارج شده و در آستنیت حل گشته و باعث حضور آستنیت پرکربن ( $\delta\text{H}$ ) می‌شود (Stage I). وجود سیلیسیم بالا در این گونه چدن‌ها به سبب خاصیت کاربید زدایی که دارد باعث عدم تشکیل کاربید ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) می‌شود. (تفاوت اساسی بینیت در چدن‌ها و فولادها همین است). ولی با افزایش زمان آستمپر کردن و همچنین بالا بردن دمای این عملیات، ذرات کاربید در داخل آستنیت رسوب کرده و در نهایت آستنیت به فریت و سمنتیت تبدیل می‌شود (Stage II) [۴].

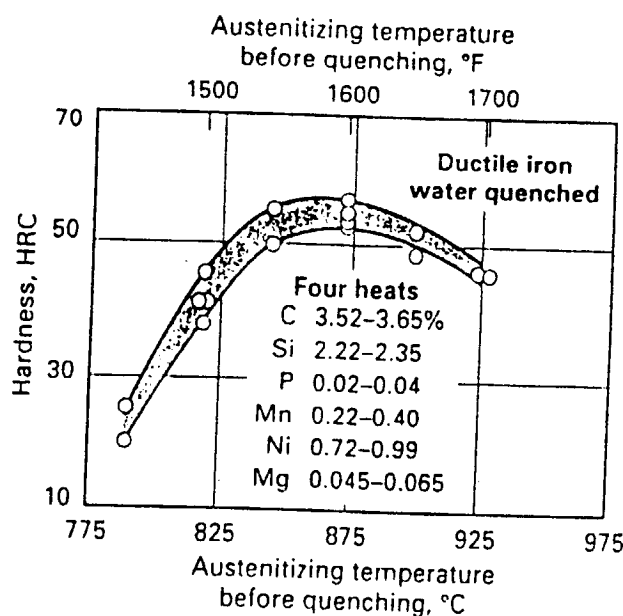
عامل اصلی در بروز خواص مطلوب همچون استحکام زیاد، داکتیلیته بالا، وجود مرحله اول عملیات حرارتی فوق می‌باشد. با ادامه عملیات و طی مرحله دوم، خواص مطلوب اینگونه چدن‌ها کاهش یافته و به نزدیکی چدنهای نشکن پرلیتی میل می‌کند. بنابراین دما و زمان در عملیات آستمپرینگ، نقش بسیار مهمی در کسب خواص بهینه دارد. [۶]

## ۲-۷-۲) اثر دما و زمان در آستنیت‌زدایی چدنهای نشکن آستمپر:

در مقابل فولادها، دمای آستنیت‌زدایی، یک پارامتر مهم در چدنهای نشکن می‌باشد. این خصوصیت مقدار کربن حل شده در آستنیت را تحت کنترل دارد.

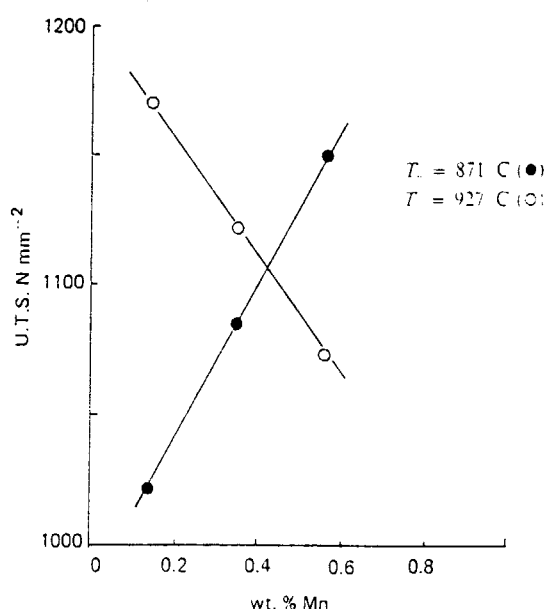
با افزایش دمای آستنیت‌کردن، میزان آستنیت باقیمانده (آستنیت تغییر نیافته) افزایش می‌یابد. اگر نمونه‌های فوق را تا دمای اتاق سرد کنیم، آستنیت تغییر نیافته به مارتنزیت تبدیل شده و خواص بهینه چدن را کاهش می‌دهد. بر عکس با کاهش دمای آستنیت‌کردن، آستنیت باقیمانده در اینها به شدت کاهش یافته و اثری از مارتنزیت مشاهده نمی‌شود، در نتیجه خواص مطلوب تغییر نمی‌کند [۲۴].

شکل ۲-۱۳ اثر دمای آستنیت‌کردن را روی سختی قطعاتی که در آب کوئنچ شده‌اند، نشان می‌دهد این اطلاعات بیان می‌دارند که بالاترین محدوده سختی (۵۵ تا ۵۷ HRC) در دماهایی بین ۸۴۵ تا ۸۷۰ °C بدست آمده است. در دماهای بالای ۸۷۰ °C، مقدار کربن زمینه در دمای بالا، باعث افزایش مقدار آستنیت باقیمانده شده و در نتیجه سختی کاهش می‌یابد.



شکل ۲-۱۳ تأثیر دمای آستنیت‌کردن روی سختی چدن نشکن [۱۱].

اهمیت انتخاب دمای آستنیت کردن صحیح در شکل ۲-۱۴ بیشتر مشخص می‌شود. استحکام کششی با افزایش مقدار Mn در چدن نشکن حاوی این عنصر که در دمای  $871^{\circ}\text{C}$  آستنیت شده است، افزایش می‌یابد. اما استحکام کششی با افزایش مقدار Mn در  $927^{\circ}\text{C}$  کاهش داشته است، دلیل آن این گونه توجیه شد که در آلیاژ آستنیت شده در دمای  $871^{\circ}\text{C}$ ، مارتنزیت مشاهده نشد در عوض با افزایش Mn در آلیاژ آستنیت شده در دمای  $927^{\circ}\text{C}$ ، مارتنزیت حاصل از آستنیت باقیمانده (MISV)، افزایش یافت. [۲۵]



شکل (۲-۱۴) تغییرات استحکام کششی نهایی با مقدار Mn در دماهای مختلف آستنیت کردن [۲۵].



زمان آستنیت‌زدن نیز بدلیل آنکه می‌بایست دقت کافی برای یکنواخت شدن کربن زمینه اعمال شود، دارای اهمیت است. در چدنهای فریتی ریختگی، بدلیل آنکه فواصل نفوذ کربن نسبت به چدن پرلیتی بیشتر است، زمان مذکور نیز بیشتر گزیده می‌شود [۴۱]. از این رو گفته می‌شود که عملیات آستنیت‌زدن چدنهای داکتیل، بهتر است به عملیات حرارتی انحلالی (Solution heat Treatment) نامگذاری گردد. زمان عملیات حرارتی انحلالی توصیه شده برای این منظور بسته به ضخامت قطعه و دمای آستنیت‌زدن، در حدود ۱/۵ ساعت توصیه می‌شود [۶].

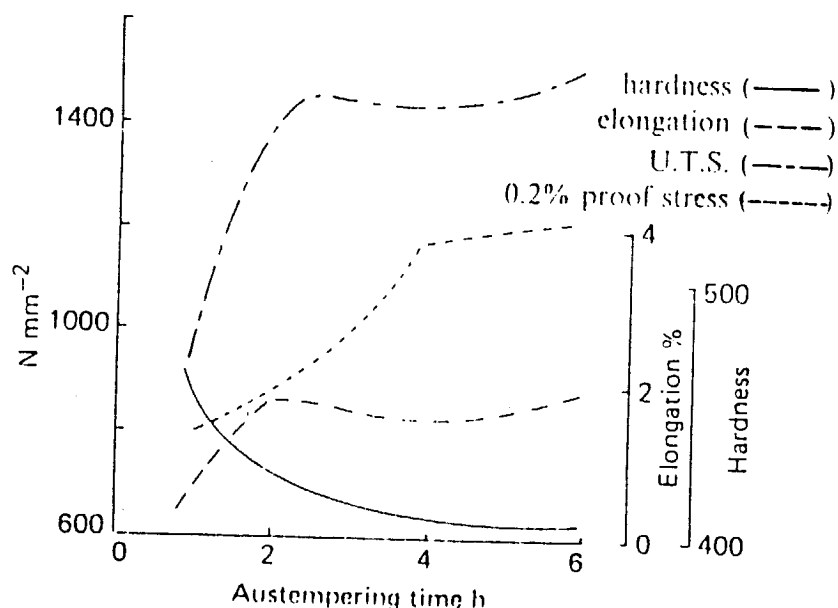
## ۲-۷-۳) اثر دما و زمان، در آستمپر کردن چدنهای نشکن آستمپر

دمای آستمپر کردن روی مورفولوژی بینیت، میزان آستنیت باقیمانده و تشکیل مارتنزیت تأثیر می‌گذارد. تشکیل مارتنزیت با کاهش دمای آستمپرینگ و کوتاه شدن زمان آن ترغیب می‌شود [۴].

شکل ۲-۱۵ اثر زمان آستمپر کردن را روی چدن نشکن آلیاژی آستمپر شده در دمای  $245^{\circ}\text{C}$  بر افزایش استحکام نشان می‌دهد. در این شکل، چدن نشکن آستمپر شده برای مدت ۱h، اندکی سختی بالاتری نسبت به چدنهای آستمپر شده در زمانهای طولانی‌تر دارد. اما میزان استحکام و داکتیلیته اولی کمتر از بقیه هست. این نشان از حضور مارتنزیت تمپر نشده دارد. آستمپرینگ برای مدت ۲ تا ۴ ساعت، استحکام کششی و فشاری را افزایش داده و داکتیلیته قابل ملاحظه‌ای ایجاد می‌کند که این مربوط می‌شود به حذف مارتنزیت از ساختار زمینه [۲۶].

بینیت پایینی، ساختار غالب چدنهای نشکن آستمپر شده، زیر دمای  $330^{\circ}\text{C}$  است. تشکیل این ساختمان اساساً به زمان آستمپرینگ و ترکیب چدن نشکن بستگی ندارد. صفحات فریت ضمن عملیات فوق به سرعت داخل آستنیت رشد می‌کنند. هر

چند، در این دماهای پایین، بدلیل تشکیل و رسوب کاربیدهای اپسیلین [۸] روی فریت بینیتی و عدم خروج بیشتر کربن از فریت، نفوذ کربن به داخل آستنیت و تشکیل آستنیت پرکربن کم است [۲۷].



شکل (۲-۱۵) اثر زمان آستمپر کردن در دمای  $245^{\circ}\text{C}$  روی خواص مکانیکی چدن نشکن [۲۶].

بینیت بالایی نیز دارای تیغه‌های فریتی درشت‌تری نسبت به بینیت پایینی می‌باشد و در دماهای بالای  $330^{\circ}\text{C}$  تشکیل می‌شود. این نوع چدنهای نشکن با تیغه‌های فریتی درشت‌تر، درمقایسه با چدنهای نشکن پرلیتی دارای استحکام بالاتری

هستند. اما شاید به اندازه چدنهای نشکن سخت و تمپر شده، قوی نباشند. در عوض، داکتیلیته و تافنس اینها خیلی بیشتر از چدن با ساختمان بینیت پایینی است [۲۸].

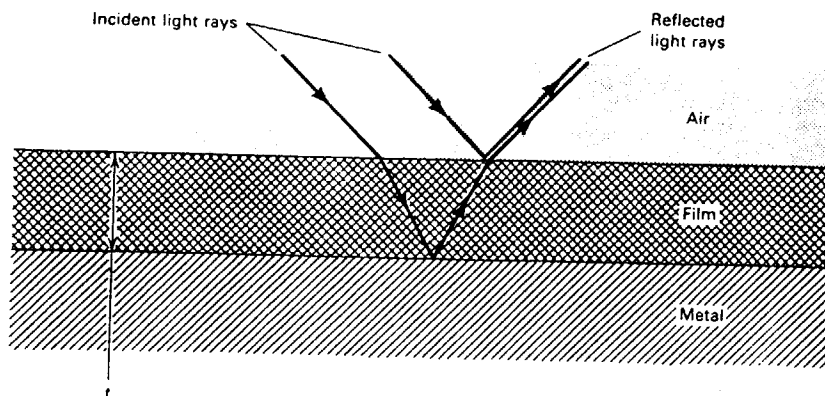
نکته جالب توجه دیگر در مورد فرآیند آستمپرینگ آن است که علی‌رغم پایین بودن تغییرات انرژی آزاد ( $\Delta G$ ) در دماهای بالاتر، نفوذ کربن از فریت به آستنیت و در نتیجه فرآیند تشکیل بینیت با سرعت بیشتری انجام می‌شود. علت آن را می‌توان در کنترل نفوذ کربن توسط کاربیدهای اپسیلین نسبت به تغییرات انرژی آزاد دانست [۲۹].

## ۸-۲) متالوگرافی رنگی

این روش یکی از زیر مجموعه‌های روش متالوگرافی است. پایه گذار این روش شخصی بنام Henry Clifton Sorby بود که در قرن نوزدهم می‌زیست. اما بطور جدی توسعه این روش در ۴۰، ۵۰ سال اخیر صورت گرفت بطوریکه در اوایل دهه پنجاه از این شیوه به منظور مرتبط ساختن اطلاعات درمورد ناخالصی‌های موجود در مواد و فلزات استفاده شد [۳۰].

### ۸-۲-۱) رسوب فیلم سطحی [۳۰]

در حالتی که فیلم سطحی روی سطح فلز رسوب می‌کند (مثلاً به سبب اکسید - اسیون سطحی فلز)، تشکیل رنگ به خاطر همین لایه سطحی می‌باشد. اشعه‌های نور ضمن برخورد با سطح فلز پوشش یافته توسط فیلم روی آن، از هر دوی اینها منعکس خواهند شد (شکل ۲-۱۶). در نتیجه این عمل، اثر سطح مشاهده می‌شود. این حالت وابسته به طول موج منبع نور در هوا (۸)، ضخامت فیلم (t) و ضریب شکست فیلم (n) می‌باشد.



شکل ۲-۱۶) وجود لایه‌های مختلف فلز- فیلم- هوا و اثرات شکست نور در آنها [۳۰].

رنگ فیلم حایل ، وابسته به ضخامت آن می‌باشد. برای مثال، وقتی که رنگ فیلم سطحی سفید بود می‌توان نتیجه گرفت که ضخامت لایه خیلی نازک است زیرا طول موج در منطقه ماوراء بنفش (تقریباً  $350 \text{ nm}$  یا  $3500 \text{ Å}$ ) می‌باشد و هیچ رنگی مشاهده نمی‌شود. وقتی که فیلم ضخیم‌تر شده طول موج عبوری به منطقه آبی - بنفش ( $450 \text{ nm}$  یا  $4500 \text{ Å}$ ) می‌رسد. در ضخامتهای بیشتر، طول موج سبز ( $500 \text{ nm}$ ) ، زرد ( $600 \text{ nm}$ ) و در نهایت قرمز قابل رویت هستند .

## ۲-۸-۲) رنگ دهی حرارتی (Heat Tinting) [۳۱]

تعریف ساده آن، ظهور رنگ روی سطح فلز حین اکسیداسیون سطح توسط حرارت دادن برای بروز جزئیات ساختار می‌باشد. این روش به واسطه قرارگرفتن نمونه پولیش واک شده در دماهای بالا در یک محیط اکسید کننده برای تشکیل یک فیلم (اکسید) رسوبی منقوش روی سطح نمونه مزبور انجام می‌شود. ضخامت لایه اکسیدی به دما، مقدار ماده اکسید کننده ، اختلاف ترکیب شیمیایی و کریستالوگرافی

باز می‌گردد. رنگ‌های مختلف مشاهده شده، شرایط تشخیص فازها و دانه‌های متفاوت را فراهم می‌آورند. فلزات مختلف به دماها و زمان‌های مختلفی نیاز دارند. دماهای بالا ممکن است باعث تغییرات فازی روی سطح شود، اثری که گاهی اوقات کاربرد این شیوه را محدود می‌سازد.

بعضی از نمونه‌ها ممکن است در اتمسفر کنترل شده اکسید شوند. این حالت مثلاً در تشخیص فازهای آلیاژ اورانیوم - زیرکونیم مشاهده می‌شود. در حالتی که نمونه بصورت تک بلور است این روش باید ماهرانه‌تر انجام شود بگونه‌ای که سه پارامتر دما، زمان و محیط اکسید کننده می‌بایست هم‌زمان کنترل شوند.

## ۹-۲) خوردگی چدن

خوردگی عبارت است از انهدام و فساد یا تغییر و دگرگونی در خواص و مشخصات مواد (عموماً فلزات) به علت واکنش آنها با محیط اطراف. باید یادآور شد که اصطلاح زنگ‌زدگی (Rusting) فقط در مورد چدن و فولاد، آن هم به وسیله آب و اکسیژن باید بکار برده شود زیر منظور از زنگ، همان اکسید هیدراته آهن  $Fe(OH)_3$  می‌باشد. به عبارت دیگر فلزات غیرآهنی خورده و اکسید می‌شوند ولی زنگ نمی‌زنند [۳۲].

از مهمترین عواملی که در واکنش‌های خوردگی دخالت مؤثر دارند عبارتند از :  
درجه حرارت، اختلاف پتانسیل، عملیات حرارتی، زمان، شرایط سطحی، سرعت،  
تشعشع، ناخالصی محیطی، تنش، فشار و خواص فلزی (متالورژیکی) [۳۲].

در سالهای اخیر جهت ارزیابی دقیق خسارات خوردگی به ویژه در کشورهای صنعتی بذل توجه بیشتری می‌شود و هر اندازه که بررسیها دقیق‌تر شده

و عوامل مؤثر را با جزئیات بیشتر در نظر می‌گیرند ، اعداد و ارقام حاصله نیز بزرگتر جلوه می‌کند [۳۲].

جدول ۲-۳) نمونه‌هایی از آمار خسارات خوردگی در چند کشور [۳۲].

کشور	سال	برآوردکننده	زبان مالی	% GNP	ملاحظات
آمریکا	۱۹۴۹	یولینگ	۵/۵ میلیارد دلار		فقط زبانهای مستقیم
آمریکا	۱۹۶۶	لیخن اشتاین (NBS)	۱۰ میلیارد دلار		فقط زبانهای مستقیم
آمریکا	۱۹۶۷	فونتا	۸ میلیارد دلار		فقط زبانهای مستقیم
انگلستان	۱۹۷۳	-	۱/۳۶۵ میلیارد پوند		-
آمریکا	۱۹۷۹	BCL	۸۲ میلیارد دلار	۴/۹	-
آمریکا	۱۹۷۹	NBS	۷۰ ± ۲۱ میلیارد دلار	۴/۲	۱۵٪ قابل احتساب
کانادا	۱۹۷۹	-	۱۰ میلیارد دلار	۴	۲ میلیارد دلار قابل احتساب
آمریکا	۱۹۸۸	NIST	۲۰۰ ± ۳۰ میلیارد دلار	۴	-
آمریکا	۱۹۹۳	-	۳۰۰ میلیارد دلار	۴/۹	۴۵ میلیارد دلار
ایران	۱۳۷۳	(GNP) در حدود ۱۳۸۰۰ میلیارد ریال	۶۸۰ میلیارد ریال	۴/۹	-

۱- NATIONAL BUREAU OF STANDARDS.

۲- BATTIELE COLUMBUS LABORATORIES.

۳- NATIONAL INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY.

۴- GROSS NATIONAL PRODUCT.

به طور کلی هدف از آموزش خوردگی، تجهیز مهندسين به دانشی است که به کمک آن و شناخت پدیده‌ها و ارزیابی کلیه عوامل مداخله‌گر، بتوانند در تلاش برای مبارزه با اثرات تخریبی خوردگی و انتخاب مناسب‌ترین مواد و روشها اقدام شایسته بعمل آورند . مهمترین و معمول‌ترین روش‌های کنترل خوردگی حفاظت کاتدی ، حفاظت آنودی ، موادکنند کننده (Inhibitors) ، پوشش‌ها ، انتخاب مواد مناسب و طراحی مناسب دستگاه‌ها می‌باشد [۳۲ و ۳۳].

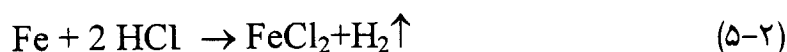
## ۲-۹-۱) خوردگی توسط واکنشهای شیمیایی و الکترو شیمیایی [۳۲]

در خوردگی نوع اول هیچگونه انتقال الکترونی صورت نمی‌گیرد و صرفاً یونها جابجا می‌شوند. ولی در حالت دوم، انتقال الکترون‌ها وجود داشته و عمل اکسیداسیون و احیاء در آن صورت می‌گیرد. هر دو حالت می‌تواند در سه محیط اسیدی، خنثی و قلیایی اتفاق افتد که به اختصار توضیح داده می‌شود.

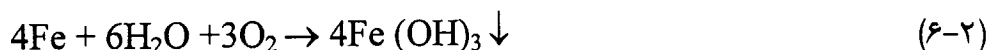
در محیط اول، فلز با اسید شدیداً وارد واکنش شده و گاز هیدروژن متصاعد می‌شود. واکنش کلی عبارت است از:



و در مورد آهن

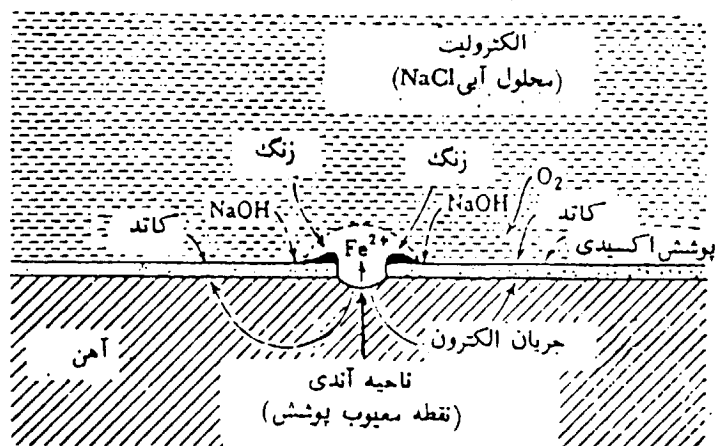


خوردگی در محیط‌های دوم و سوم مثلاً در آب شیرین، آب دریا، محلول نمک‌ها و محلول‌های قلیایی صورت می‌گیرد. در این گونه سیستم‌ها، خوردگی موقعی بوجود می‌آید که اکسیژن در محیط عمل وجود داشته باشد. محلول‌های آبی، اکسیژن موجود در هوا را به سرعت در خود حل می‌کنند که اکسیژن، منبع لازم در واکنش‌های خوردگی می‌باشد. نمونه بارز این نوع خوردگی، زنگ‌زدن آهن در مجاورت هوای مرطوب یا آب است:



که در نتیجه، تولید هیدروکسید فریک غیر محلول و به رنگ قرمز - قهوه‌ای می‌شود. موقعی که آهن در هوا زنگ می‌زند، هیدروکسید حاصل، آب خود را از دست داده و به صورت زنگ یا اکسید آهن به رنگ قرمز - قهوه‌ای در می‌آید:





شکل ۲-۱۷) مکانیزم خوردگی آهن ناشی از جذب اکسیژن در آب دریا [۳۲].

## ۲-۹-۲) تقسیم بندی چدن ها براساس مقاومت خوردگی

۲-۹-۲-۱) چدن های خاکستری، نشکن، مالیبل و سفید غیرآلیاژی [۳۴]

این گروه اولین و بزرگترین گروه از چدن های مقاوم در برابر خوردگی می باشند. تمام این چدن ها حاوی کربن و سیلیسیم زیر ۳٪ یا کمتر می باشند و عناصر آلیاژی قابل ملاحظه ای چون نیکل، کروم، مس یا مولیبدن در آنها دیده نمی شود. این مواد در بعضی شرایط مقاومت خوردگی یکسانی نسبت به فولادهای غیر آلیاژی از خود نشان می دهند. استانداردهای ASTM که اینگونه مواد را در بر می گیرد در جدول ۲-۴ آمده است.



جدول ۲-۴) استانداردهای ASTM شامل چدن‌های غیر آلیاژی [۳۴].

Standard	Materials/products covered
A 47 .....	Malleable iron castings
A 48 .....	Gray iron castings
A 74 .....	Cast iron soil pipe and fittings
A 126 .....	Gray iron castings for valves, flanges, and pipe fittings
A 159 .....	Automotive gray iron castings
A 197 .....	Cupola malleable iron
A 220 .....	Pearlitic malleable iron castings
A 278 .....	Gray iron castings for pressure-containing parts for temperatures up to 345 °C (650 °F)
A 319 .....	Gray iron castings for elevated temperatures for nonpressure-containing parts
A 395 .....	Ferritic ductile iron pressure-retaining castings for use at elevated temperatures
A 476 .....	Ductile iron castings for paper mill dryer rolls
A 536 .....	Ductile iron castings
A 602 .....	Automotive malleable iron castings
A 716 .....	Ductile iron culvert pipe
A 746 .....	Ductile iron gravity sewer pipe

جدول ۲-۹-۲) چدن‌های با عناصر آلیاژی کم یا متوسط [۶ و ۳۴]

اینگونه چدن‌ها شامل آهن و سیلیسیم چدن‌های غیر آلیاژی گروه فوق بعلاوه چند درصد عناصری چون نیکل، مس، کروم و مولیبدن می‌باشند. آلیاژهای این گروه در شرایط کاری عمر مفیدی حدود ۲ تا ۳ برابر چدن‌های غیر آلیاژی دارند. استاندارد ASTM که شامل این گروه می‌شود در جدول ۲-۵ آمده است.

جدول ۲-۵) استانداردهای ASTM شامل چدن‌های کم آلیاژ [۳۴].

Standard	Materials products covered
A 159 .....	Automotive gray iron castings
A 319 .....	Gray iron castings for elevated temperatures for nonpressure-containing parts
A 532 .....	Abrasion-resistant cast irons

۲-۹-۲-۳) چدن‌های آستنیتی شامل نیکل [۱۸ و ۳۴].

این دسته از چدن‌ها شامل درصد بالایی از نیکل و مس می‌باشند و کاملاً در محیط‌هایی چون  $H_2SO_4$  و  $H_3PO_4$  غلیظ،  $HCl$  در دمای اتاق و بعضی اسیدهای آلی مانند  $CH_3COOH$ ، اولئیک و استاریک مقاوم هستند. وقتی مقدار نیکل به ۱۸٪ می‌رسد، چدن‌های آستنیتی تقریباً در حالت قلیایی مصون می‌شوند اگر چه ممکن است خوردگی همراه با تنش در این محیط برای چدن‌های فوق اتفاق افتد. حداکثر مقدار نیکل در این آلیاژها، ۳۰٪ می‌باشد. این آلیاژها به آلیاژهای Ni-resist معروف می‌باشند. اینها براساس استانداردهای ASTM مندرج در جدول ۲-۶ تهیه می‌شوند.

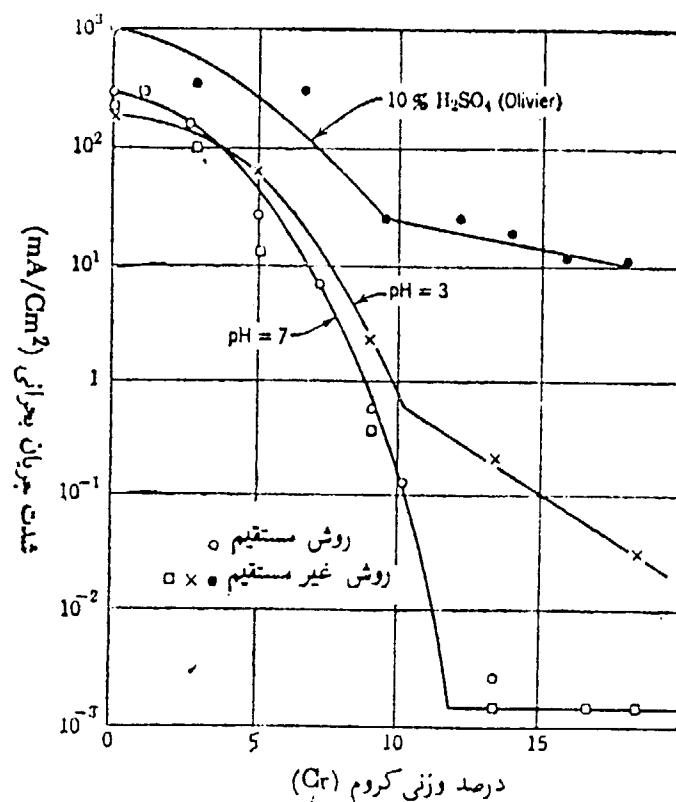
جدول ۲-۶) استانداردهای ASTM شامل چدن‌های پرنیکل [۳۴].

Standard	Materials products covered
A 436 .....	Austenitic gray iron castings
A 439 .....	Austenitic ductile iron castings
A 571 .....	Austenitic ductile iron castings for pressure-containing parts suitable for low-temperature service

۲-۹-۲-۴) چدن‌های آلیاژی کروم دار [۱۸ و ۳۴]

این مواد اساساً چدن سفیدی هستند که توسط ۱۲ تا ۳۰٪ کروم آلیاژ شده‌اند. عناصر آلیاژی دیگری ممکن است برای افزایش مقاومت خوردگی اینگونه چدن‌ها در محیط‌های بخصوص افزوده شوند. وقتی که مقدار کروم بیش از ۲۰٪ باشد، چدن‌های

کروم بالامقاومت خوبی در مقابل اسیدهای اکسید کننده مخصوصاً  $\text{HNO}_3$  دارند. شکل ۱۸-۲ تأثیر شدت جریان‌های بحرانی را در روئین شدن اینگونه آلیاژها در اسید و محیط خنثی نشان می‌دهد. اینها در محلول‌های نمکی، اسیدهای آلی، و معدنی و اتمسفرهای صنعتی استفاده می‌شوند. اینگونه آلیاژها مقاومت عالی نسبت به سایش نشان داده و با افزودن آلیاژهای مناسب، همچنین مقاومتشان در برابر ساینده‌ها و مایعات اسیدی بیشتر می‌شود. چدن‌های کروم‌دار در استاندارد ASTM A32 مفصلاً آمده است.



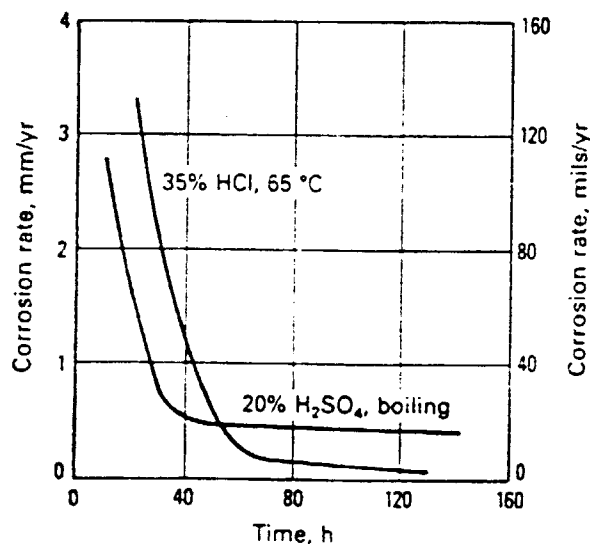
شکل ۱۸-۲) شدت جریان‌های بحرانی در روئین شدن چدن‌های کروم دار در محیط‌های مذکور [۳۲].

جدول ۷-۲) عناصر آلیاژی موجود در چدن‌های کروم‌دار [۱۸].

Chemical Requirements, Weight %									
Class	Type	Designation	Carbon	Manganese	Silicon	Nickel	Chromium	Molybdenum	Copper
I	A	Ni-Cr-Hc	2.8-3.6	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...
I	B	Ni-Cr-Lc	2.4-3.0	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...
I	C	Ni-Cr-GB	2.5-3.7	2.0 max	0.8 max	4.0 max	1.0-2.5	1.0 max	...
I	D	Ni-HiCr	2.5-3.6	2.0 max	2.0 max	4.5-7.0	7.0-11.0	1.5 max	...
II	A	12 % Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	11.0-14.0	3.0 max	1.2 max
II	B	15 % Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	14.0-18.0	3.0 max	1.2 max
II	D	20 % Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.0-2.2	2.5 max	18.0-23.0	3.0 max	1.2 max
III	A	25 % Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	23.0-30.0	3.0 max	1.2 max

۵-۲-۹-۲) چدن‌های پرسلیسیم [۱۸ و ۳۴]

حداکثر مقدار Si در اینگونه چدن‌ها ۱۸٪ می‌باشد، همچنین کروم و مولیبدن به منظور افزایش مقاومت خوردگی در محیط‌های مخصوص به اینگونه چدن‌ها افزوده می‌شوند. شکل ۲-۱۹ سرعت‌های خوردگی چدن‌های پرسلیسیم را بعنوان تابعی از زمان و ماده خورنده بیان می‌دارد. کاهش سریع خوردگی در زمان‌های بالا مربوط است به تشکیل فیلم  $SiO_2$  روی سطح این نوع چدن‌ها، استاندارد ASTM درمورد اینها A518 و A861 می‌باشد. توضیحات بیشتر در رابطه با این آلیاژ چدنی، در بخش بعدی مفصلاً آمده است.

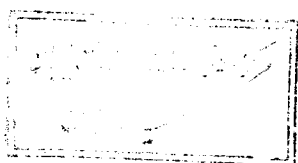


شکل ۲-۱۹) سرعت‌های خوردگی چدن‌های سیلیسیم دار نسبت به زمان در HCl و H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> [۳۲].

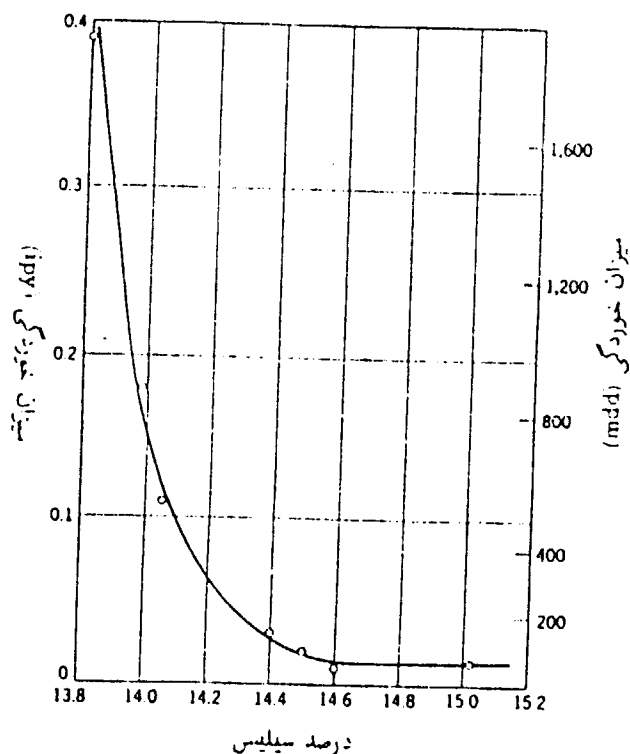
## ۲-۹-۳) تأثیر عناصر آلیاژی روی خوردگی چدن

### ۲-۹-۳-۱) سیلیسیم [۳۲ و ۳۳ و ۳۵]

با اضافه کردن سیلیسیم (Si) به چدن، آلیاژهای حاصل دارای مقاومت خوبی در برابر محیط‌های مختلف شیمیایی مخصوصاً اسیدهای غیراکسیدان قوی خواهند شد. البته این آلیاژها ترد و شکننده بوده و در برابر شوک‌های حرارتی یا مکانیکی حساس می‌باشند. این آلیاژها فقط به صورت ریخته‌گری قابل تهیه بوده و معمولاً هرگونه شکل دادن‌های بعدی را باید به وسیله سنگ‌زنی (Grinding) انجام داد.



میزان خوردگی آلیاژهای چدنی سیلیسیم‌دار در اسید سولفوریک ۱۰٪ و در درجه حرارت ۸۰°C به صورت تابعی از مقدار Si در شکل ۲-۲۰ نشان داده شده‌اند. مقاومت بهینه با حداقل مقدار Si موقعی است که آلیاژ، حاوی ۱۴/۵٪ سیلیسیم باشد. این سری آلیاژها با حدود ۸/۵ تا ۱۰٪ سیلیسیم، پایینتر از مقاومت خوردگی اپتیمم قرار دارند ولی خواص مکانیکی آنها نسبت به آلیاژهایی با درصد Si بیشتر، بهتری باشد.



شکل ۲-۲۰) تأثیر مقدار سیلیسیم در خوردگی چدن‌های پرسلیسیم در  $H_2SO_4$  [۳۲] ۱۰٪.

در مجموع، این چدن‌ها از مقاومترین فلزات و آلیاژهای تجارتي (غیر گرانبها) می‌باشند. سختی بالای آنها به‌مراه مقاومت در برابر خوردگی، باعث می‌شود که این آلیاژ در برابر خوردگی سایشی مقاوم باشد. چدن پرسلیسیم ساده، مثل دور آیرون (Duriron) حاوی حدود ۱۴/۵٪ سیلیسیم و ۰/۹۵٪ کربن می‌باشد. این ترکیب بایستی در محدوده باریکی از عناصر آلیاژی کنترل گردد تا بهترین مقاومت خوردگی و استحکام مکانیکی بدست آید.

میزان خوردگی اینگونه آلیاژها در هنگام شروع بیشتر بوده و بتدریج کاهش می‌یابد (شکل ۲-۱۹). که این حالت مربوط به تشکیل آرام و تدریجی فیلم محافظ سطحی ( $\text{SiO}_2$ ) می‌باشد. میزان خوردگی نهایی این آلیاژها در محیط‌هایی که مقاومت می‌نمایند معمولاً تا ۱/۳mm/y است.

## ۲-۹-۳-۲) نیکل [۳۴]

این عنصر برای افزایش مقاومت خوردگی چدن‌ها در کاربردهای متفاوت استفاده می‌شود. نیکل مقاومت خوردگی را به وسیله تشکیل لایه اکسیدی محافظ روی سطح چدن‌ها افزایش می‌دهد. حدود ۴٪ نیکل همراه با کروم برای بهبود خواص استحکامی و مقاومت خوردگی چدن‌های آلیاژی اضافه می‌شود. کسب مقاومت خوردگی و سختی بالا مخصوصاً برای افزایش مقاومت خوردگی - سایشی مواد مهم می‌باشد. افزودن نیکل، مقاومت خوردگی چدن‌ها را در برابر اسیدهای احیاء کننده و قلیائیه‌ها افزایش می‌دهد. افزایش نیکل تا ۱۲٪ یا بیشتر برای بهبود مقاومت خوردگی چدن‌ها لازم است.

نیکل بمانند عناصری چون سیلیسیم و کروم برای افزایش مقاومت خوردگی چدن‌ها اضافه نمی‌شود. تأثیر مثبت نیکل بیشتر روی استحکام بخشی و سختی‌پذیری است.

## ۲-۹-۳ کروم [۳۴ و ۹]

کروم غالباً تنها و مخلوط با نیکل و یا سیلیسیم برای افزایش مقاومت خوردگی چدن‌ها اضافه می‌شود. به همراه نیکل، افزودن مقدار کمی کروم برای بهینه‌سازی گرافیت و ریز ساختار زمینه استفاده می‌شود. افزودن کروم به مقدار ۱۵ تا ۳۰٪، مقاومت خوردگی چدن‌ها را در اسیدهای اکسید کننده مانند اسیدنیتريك ( $\text{HNO}_3$ ) افزایش می‌دهد.

Cr مقاومت خوردگی چدن را توسط تشکیل اکسیدهای محافظ روی سطوح چدن افزایش می‌دهد. اکسیدهای تشکیل شده در برابر اسیدهای اکسیدکننده مقاوم خواهند بود. اما مزایای کمی تحت شرایط احیاء کننده دارند. افزودن کروم زیاد، همانند افزودن سیلیسیم زیاد، داکتیلیته چدن‌ها را کاهش می‌دهد.

## ۲-۹-۴ مس [۹]

عنصر مذکور تحت شرایط خاص به چدن‌ها اضافه می‌شود. افزودن نیکل از ۰/۲۵ تا ۱٪ مقاومت چدن را در اسید استیک رقیق، اسیدسولفوریک و اسیدکلریدریک افزایش می‌دهد. همچنین مقادیر اندکی از مس برای ارتقاء سطح مقاومت خوردگی اتمسفری چدن به آن اضافه می‌شود. مکانیزم دقیقی که توسط آن



مس مقاومت خوردگی چدن‌ها را افزایش می‌دهد هنوز شناخته نشده است. همچنین محیط‌های حاوی گوگرد،  $H_2S$ ، ترکیبات گوگردی، یون فریک  $Fe^{3+}$  و اسید نیتریک برای چدن‌های حاوی مس مضر می‌باشند.

#### ۲-۹-۳-۵) مولیبدن [۳۴]

اگرچه استفاده مهم مولیبدن در چدن، بهبود ساختمان زمینه است، این عنصر، برای افزایش مقاومت خوردگی مخصوصاً در چدن‌های سیلیسیم بالا نیز استفاده می‌شود. مولیبدن در چدن بخصوص در  $HCl$  مفید است. تا حدود ۱٪ مولیبدن در چدن‌های پرسلیسیم مفید است. اما برای مقاومت اپتیمم، ۳ تا ۴٪  $Mo$  (به اینگونه چدن‌ها) اضافه می‌شود.

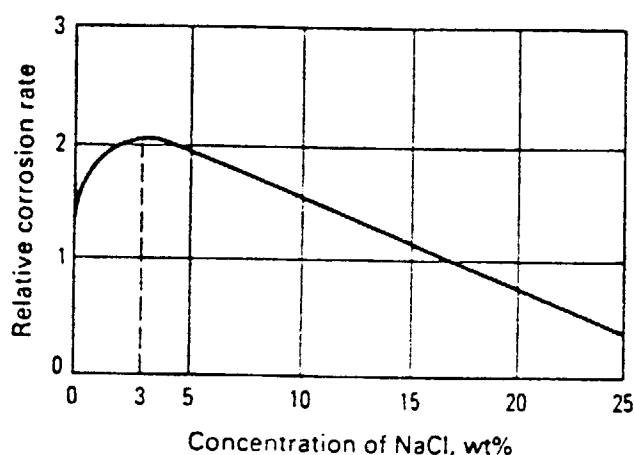
#### ۲-۹-۳-۶) عناصر آلیاژی دیگر [۳۴]

در کل عناصر آلیاژی اندک در چدن‌ها مانند  $V, Ti, W, Co, Al$ ، تأثیر کمی روی مقاومت خوردگی دارند. دو عنصر اخیر شکل و مقدار گرافیت، همچنین ساختار زمینه را تغییر داده و در نتیجه باعث افزایش مقاومت خوردگی چدن می‌شوند.

#### ۲-۹-۴) خوردگی در آب دریا

خوردگی دریایی شامل زوال و از بین رفتن سازه‌ها و لوله‌های غوطه‌ور در آب دریا، خوردگی ماشین‌آلات و مجاری عبور آب دریا برای خنک کردن و دیگر اهداف صنعتی و خوردگی در اتمسفر دریایی می‌باشد. شکل ۲-۲۱ سرعت خوردگی

چدن را در محلول‌های نمک طعام آبی، در غلظت‌های متفاوت نشان می‌دهد. بیشترین مقدار خوردگی نزدیک ۳/۵٪ (غلظت تقریبی نمک در آب دریا) رخ می‌دهد [۳۴].



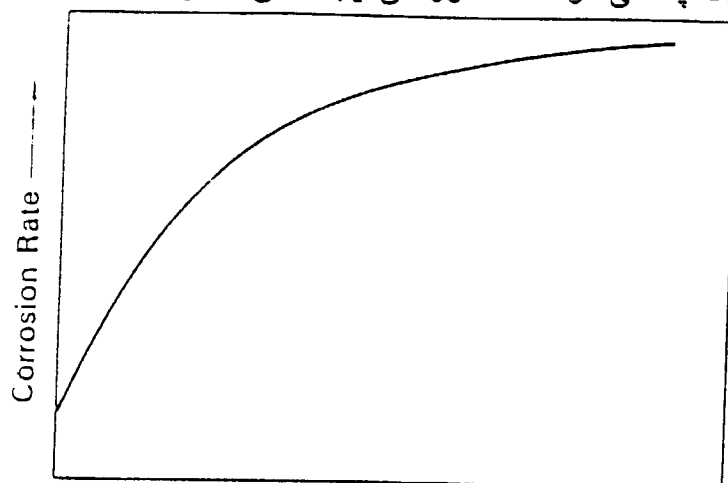
شکل ۲-۲۱) اثر غلظت NaCl روی سرعت خوردگی چدن در محلول‌های هوادار، در دمای اتاق [۳۴].

اجزاء اصلی موجود در آب دریا در تمام دنیا ثابت هستند. هرچند ممکن است مواد جزیی از محلی به محل دیگر تغییر کند. اینها ممکن است شامل عناصر بسیار ناچیز و گازهای محلول باشند. بعلاوه آب دریا شامل مواد آلی محلول و موجودات زنده میکروسکوپی نیز می‌باشد. غالباً، اجزاء شیمیایی جزیی در آب دریا، همراه با مواد آلی و موجودات زنده میکروسکوپی، عامل کنترل کننده سرعت خوردگی سازه‌های فلزی و آلیاژی می‌باشند. غلظت‌های اجزاء اصلی آب دریا در جدول ۲-۸ آمده است. تنها فرآیندهایی که بر غلظت یون‌های اصلی تأثیرگذار می‌باشد، بخار شدن محلول و رسوب اجزا می‌باشند. [۳۴ و ۳۷]

جدول ۸-۲) غلظت یونها و ملکول‌ها در آب دریای طبیعی [۳۴].

Ion or molecule	Concentration	
	m mol/kg of seawater	g/kg of seawater
Na <sup>+</sup> .....	468.5	10.77
K <sup>+</sup> .....	10.21	0.399
Mg <sup>2+</sup> .....	53.08	1.290
Ca <sup>2+</sup> .....	10.28	0.412
Sr <sup>2+</sup> .....	0.09	0.008
Cl <sup>-</sup> .....	545.9	19.354
Br <sup>-</sup> .....	0.84	0.067
F <sup>-</sup> .....	0.07	0.0013
HCO <sub>3</sub> <sup>-</sup> .....	2.30	0.140
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> .....	28.23	2.712
B(OH) <sub>3</sub> .....	0.416	0.0257

در آب دریا که بیشترین کاربرد را دارد، آهنگ خوردگی با سرعت آب تغییر می‌کند (شکل ۲-۲۲) در این حالت، سرعت خوردگی با افزایش دبی آب زیاد می‌شود، زیرا اکسیژن حل شده در آب افزایش می‌یابد. همچنین محصولات خوردگی، به اندازه کافی اطراف آلیاژ رسوب می‌کنند که توسط آب شسته می‌شود. در سرعت‌های بیشتر آب، چون رسوب فرصت تشکیل ندارد و به سرعت کنده می‌شود، پس با افزایش سرعت تفاوت چندانی در آهنگ خوردگی ایجاد نمی‌گردد [۳۸ و ۳۹].



شکل ۲-۲۲) تأثیر سرعت روی آهنگ خوردگی چدن در آب دریا [۳۹].

افزودن عناصر آلیاژی می‌تواند آهنگ خوردگی را در آب کنترل کند. مس و کروم هر دو آهنگ خوردگی چدن را کاهش می‌دهند [۳۹] چدن‌های نشکن آستمپر شده ، بطور قابل ملاحظه‌ای مقاوم تر از چدن خاکستری هستند. چدن‌های پرسلیسیم نیز مقاومت خوبی در آب دریا دارند. چدن نشکن آستنیتی معمولاً مقاوم‌ترین چدن در آب دریای آرام و جاری می‌باشد [۳۶]. جدول ۲-۹ مجموعه‌ای از کارهای انجام شده توسط محققان، روی سرعت خوردگی چدن و فولاد در آب دریا می‌باشد.

جدول ۲-۹) آهنگ خوردگی برای چدن‌هایی که در معرض آب دریا قرار گرفته‌اند [۳۶] mpy

LaQue Harbor Island USA 3 Years	Speidel and Wittmoser Artificial Sea Water 220 Days	Paris and de la Bruniere Laboratory 380 Days	Kress Cuxhaven, Germany, 6 Months	Huston Emsworth, UK, 2 Years	مکان / آلیاژ
-	۳/۶	۴/۸	۸/۸	-	فولاد
۳۲	۱/۲	۳/۴	۳/۴	۲/۴	چدن خاکستری
-	۱/۳	-	-	-	چدن سفید
-	۱/۸	-	-	۳/۲	چدن چکشخوار
۱۱	۲/۸	-	۲/۰	-	چدن نشکن برلیتی
-	۱/۰	۳/۲	۴/۲	-	چدن نشکن فریتی

## ۲-۹-۵) خوردگی در اسید سولفوریک

اسید سولفوریک پرمصرف‌ترین اسید غیرآلی است که عموماً به عنوان

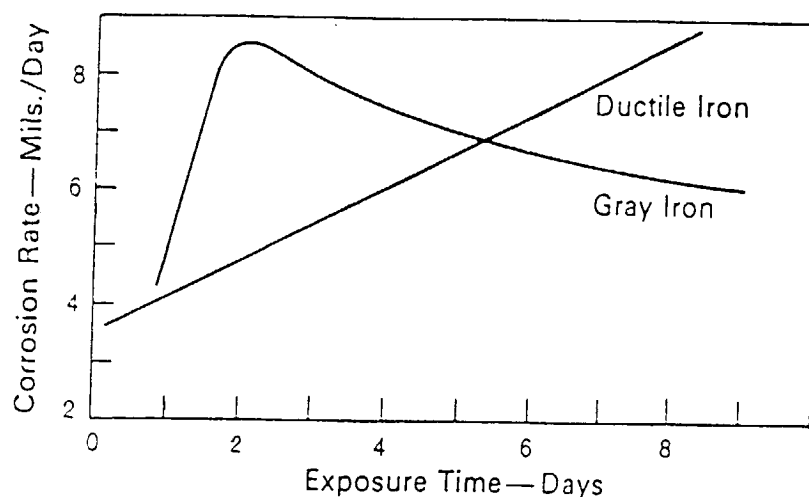
مهمترین ماده شیمیایی صنعتی در نظر گرفته می‌شود [۳۴].

خورندگی اسیدسولفوریک بستگی به فاکتورهای زیادی، بویژه دما و غلظت دارد. در شرایط اسید غلیظ و داغ، سرعت خوردگی فلزات افزایش می‌یابد و تعداد کمی از مواد مانند پلاتین، تیتانیم، پلاستیک و فولاد در اسید سولفوریک ۶۰ تا ۹۸٪ در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  مقاومت می‌کنند. بهر حال فاکتورهای دیگری نیز روی مقاومت موادی در مقابل اسیدسولفوریک اثر می‌گذارند. حضور آلودگی‌های اکسید کننده یا احیاءکننده، اثرات سرعت، جامدات معلق و اثرات گالوانیکی می‌توانند توانایی کارکرد این ماده ساختمانی را تغییر دهند [۳۴ و ۴۰].

چدن خاکستری غیرآلیاژی در اسیدسولفوریک با غلظت‌های بالای ۶۵٪ دارای سرعت خوردگی کمتر از ۵mpy در دمای اتاق می‌باشد و در کمتر از این غلظت به سرعت خورده می‌شود. چدن خاکستری در غلظت‌های بالای ۱۰۰٪ ( $\text{SO}_3$  آزاد) تمایل به ترک برداشتن دارد. این ترک برداشتن به علت افزایش حجمی است که در اثر واکنش بین  $\text{SiO}_2$  و  $\text{Si}$  و در نتیجه تشکیل  $\text{SiO}_2$  بوجود می‌آید [۴۰].

چدن خاکستری و نشکن دارای مقاومت به خوردگی ضعیفی در غلظت‌های کم و متوسط اسیدهای معدنی می‌باشند که برای اسیدسولفوریک رقیق در شکل ۲-۲۳ نشان داده شده است.

در برخی حالات، در سرعت‌های کم سیال، اسیدهای غلیظ سولفوریک، نیتریک، کرومیک و فسفریک، ممکن است تشکیل پوشش‌های محافظی روی چدن دهد که مقاومت خوردگی مناسبی تولید می‌کند. چدن مقاومت خوبی در اسید سولفوریک ۶۵٪ داغ دارد. زیرا فیلم سولفات آهن نامحلول و محافظی روی سطح تشکیل می‌دهد. بهر حال، اگر اسید تا غلظت زیر ۶۰٪ رقیق شود، سولفات آهن حل شده، خوردگی شدیدی بوجود می‌آورد [۳۶].



شکل ۲-۲۳) تأثیر زمان روی آهنگ خوردگی در اسید سولفوریک ۵٪، در دمای اتاق [۳۹].

در اسید سولفوریک غلیظ، مانند سایر اسیدها، معمولاً چدن نشکن بهتر از چدن خاکستری عمل می‌کند و زمینه فریتی بهتر از زمینه پرلیتی می‌باشد. در اسیدهای غلیظ داغ خوردگی گرافیتی چدن خاکستری می‌تواند واقع گردد [۳۴].

چدن پرسلیسیم بهترین انتخاب در بین مواد مهندسی متداول برای مقاومت در برابر  $H_2SO_4$  است. این آلیاژ در تمام غلظت‌ها، تا دمای جوش، در اسید سولفوریک مقاوم است [۴۱]. چدن پرسلیسیم به آهستگی روپین می‌شود. آهنگ خوردگی برای ۲۴ تا ۴۸ ساعت اولیه سریع است آنگاه به آهنگ‌های پایدار بسیار کم می‌رسد (شکل ۲-۱۹).

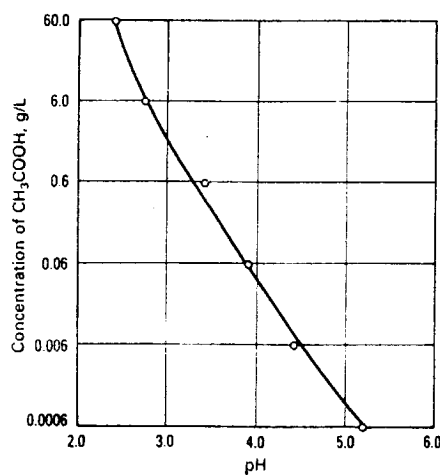
چدن آستنیتی در اسید سولفوریک رقیق، همانند اسید سولفوریک غلیظ، در دمای اتاق مقاومت می‌کند. بهر حال، آهنگ‌های خوردگی در دماهای بالای  $100^\circ F$ ، در اسید حاوی اکسیژن، به سرعت افزایش می‌یابد [۳۹]. همچنین چدن خاکستری کمتر

از فولاد به سرعت حساس است و غالباً تا سرعت ۱/۷ متر بر ثانیه در لوله‌های ضخیم استفاده می‌شود. مقاومت بهتر چدن در این شرایط، ممکن است در نتیجه دخالت شبکه ورقه‌ای گرافیت در واکنش بین اسیدسولفوریک و زمینه فلزی باشد [۴۰].

## ۲-۹-۶ خوردگی در اسیداستیک [۳۴ و ۴۰]

اسید استیک همانند مشتقاتش در صنعت به مقدار زیاد تولید می‌شود. این مهمترین اسیدآلی است و غالباً بصورت ناخالصی در دیگر فرآورده‌های شیمی آلی وجود دارد. اسیداستیک حتی بعنوان حلال برای بعضی از واکنش‌های آلی استفاده می‌شود.

اسید استیک بعنوان یک اسید ضعیف طبقه‌بندی می‌شود. اما خاصیت اسیدی آن در محلول‌های آبی با غلظت، سرعت افزایش می‌یابد (شکل ۲-۲۴). ناخالصیهای موجود در ساخت اسید استیک مانند: استالدئید، اسیدفرمیک، کلریدها و اسید پروپیونیک باعث افزایش خوردگی در فولادها و چدن‌ها می‌شود. در این حالت، وجود کلریدها باعث حفره‌دار شده (pitting)، خوردگی همراه با تنش (SCC) و در کل افزایش خوردگی فولاد ضد زنگ نوع ۳۱۶ و چدن‌های آستنیتی پر نیکل می‌شود. تا مقدار ۲۰ ppm، کلرید قابل تحمل می‌باشد اما مقادیر بالاتر باعث خسارت دیدن اینگونه آلیاژها در صنعت می‌شود.



شکل ۲-۲۴) تغییرات غلظت نسبت به pH در محلول‌های اسیداستیک آبی [۳۴].

## ۲-۹-۷) آزمایش‌های خوردگی

اینگونه آزمایشات در صورتیکه شرایط عملی فراهم نباشد برای پیش‌بینی خوردگی استفاده می‌شود. تست‌های آزمایشگاهی مخصوصاً برای کنترل کیفیت، انتخاب مواد، مقایسه مواد و محیط و مطالعه مکانیزم خوردگی مفید می‌باشند. اینگونه آزمایشات شامل تست‌های ساده غوطه‌وری تا آزمایشات الکتروشیمیایی هستند. بدلیل آنکه تقریباً هر چیزی در اینگونه تستها براساس فرضیات می‌باشد، شرایط آزمایش دلخواه بوده و همیشه مسائلی همچون انتخاب روش آزمایش مناسب و تفسیر واقع گرایانه وجود دارد [۴۲].

در این بخش بطور خلاصه به بررسی دو روش آزمایشگاهی برای بررسی مقاومت خوردگی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم پرداخته می‌شود.



## ۲-۹-۷) آزمایش غوطه‌وری [۳۴ و ۴۲]

غوطه‌وری کامل نمونه‌های آزمایش در محلول خورنده، حقیقتاً بعنوان یک روش ساده تلقی می‌شود. هرچند برای کسب نتایج مناسب و توانایی مجدد ارائه اطلاعات، می‌بایست شماری از شرایط آزمایشگاهی در این روش کنترل شود. شرایط حقیقی آزمایش مربوطه، معمولاً توسط طبیعت آزمایش، ابتکار محقق و بودجه مورد نظر برای آن تعیین خواهد شد.

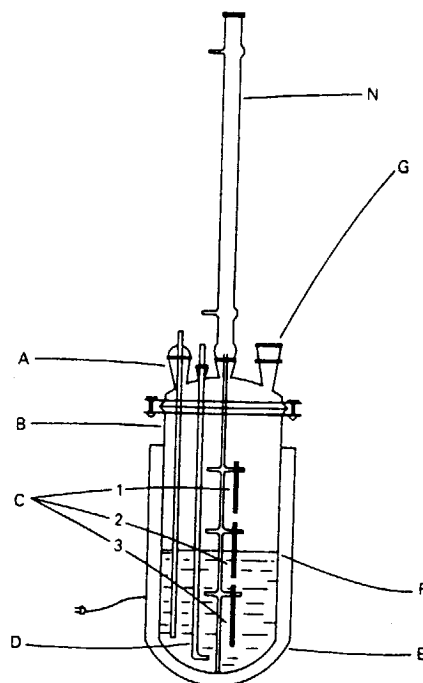
برای طراحی مناسب آزمایش و تفسیر نتایج آن، شرایط متغیری چون ترکیب محلول، دما، هوادهی، حجم، سرعت، اثرات خط آب (Water Line)، آماده‌سازی سطح نمونه، روش غوطه‌وری نمونه‌ها، مدت زمان آزمایش و روش تمیزکردن نمونه باید مورد توجه قرار بگیرد.

ترکیب محلول‌های آزمایش با حداکثر دقت می‌بایست کنترل شود. تغییرات حاصل از بخار محلول می‌تواند توسط یک دستگاه مکمل، حاوی محلول یا توسط افزودن متناوب محلول برای کسب حجم اولیه، کنترل شود. ترکیب محصول آزمایش گاهی اوقات در نتیجه تجزیه یا واکنش اجزاء محلول با نمونه‌های آزمایش تغییر می‌کند. در صورت امکان این تغییرات می‌بایست تعیین شود. به سبب این امر جایی که لازم است باید مواد اصلی، جایگزین و یا محلول تازه در طول دوره آزمایش فراهم گردد.

محصولات خوردگی حاصل از نمونه‌ها ممکن است روی سرعت خوردگی فلز یا فلزات مختلف در تماس با هم، در زمان مشابه، اثر بگذارد. بعنوان مثال انباشته شدن یون  $\text{Cu}^{2+}$  در آزمایش غوطه‌وری آلیاژهای مس در غلظت‌های میانی  $\text{H}_2\text{SO}_4$

خوردگی آلیاژهای مس را افزایش خواهد داد. معمولاً توصیه می‌شود که فقط آلیاژهای از یک نوع، در آزمایشات غوطه‌وری مشترک مورد استفاده قرار گیرند.

شکل ۲-۲۵ محفظه مورد استفاده برای تماس نمونه‌ها با فازهای مختلف را نشان می‌دهد. این مجموعه شامل دماسنج (A)، محفظه (B)، ابزار نگهداری نمونه (C)، مجرای ورود هوا به محلول (D)، پوشش مولد حرارت (E)، مرزمایع (F)، مجرای ورودی برای افزودن مواد (G)، و لوله برگشت (N) می‌باشد. در این شرایط نمونه می‌تواند در فاز بخار (C-1)، غوطه‌وری جزئی (C-2) و غوطه‌وری کامل (C-3) قرار بگیرد.



شکل ۲-۲۵) فلاسک رزینی برای نگهداری نمونه‌ها در آزمایش غوطه‌وری [۳۴].

استانداردهای اولیه برای انجام آزمایش غوطه‌وری فلزات طبق استاندارد G31 STM و NACE TMO169 - 76 به ثبت رسیده است.

## ۲-۷-۹-۲) برون یابی تافل [۳۴ و ۴۲ و ۴۳]

وقتی به الکترودی که دارای پتانسیل  $E_0$  است جریانی اعمال شود، پتانسیل آن تغییر می‌کند. در این حالت اختلاف پتانسیل الکترو، پولاریزاسیون نامیده شده و معمولاً با حروف یونانی  $\eta$  نشان داده می‌شود.

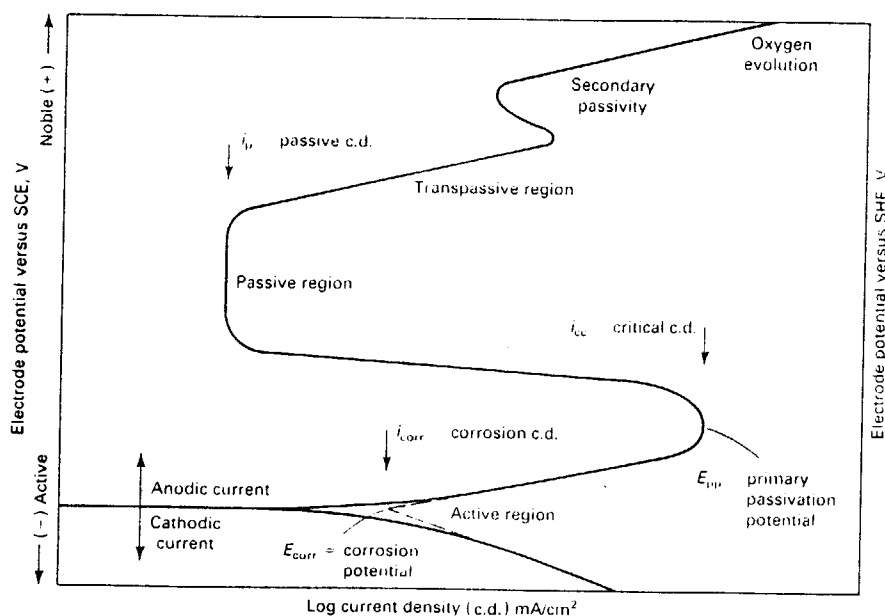
$$\eta = E_i - E_0 \quad (۸-۲)$$

در حالتی که بتوان پولاریزاسیون را به یک واکنش الکترودی معین نسبت داد، آنگاه می‌توان آنرا اضافه پتانسیل نامید. اضافه پتانسیل برابر است با اختلاف پتانسیل یک الکترود با جریان اعمال شده و پتانسیل تعادلی برای واکنش الکترود مورد نظر. مقادیر پولاریزاسیون اکتیواسیون کوچک، مستقیماً به دانسیته جریان وابسته است. اما در پولاریزاسیون‌های بیش از ۳۰ تا ۵۰ mV، بین پولاریزاسیون اکتیواسیون و لگاریتم دانسیته جریان (جریان بر واحد سطح)، رابطه‌ای برقرار است که با معادله تافل نشان داده می‌شود.

$$|\eta| = a + b \log i \quad (۹-۲)$$

بنابراین منحنی‌های پولاریزاسیون معمولاً به صورت تابعی از  $\log i$  رسم می‌شود. بدین ترتیب خطوطی بدست می‌آید که خطوط تافل نامیده می‌شود. در عمل بجای خطوط مستقیم، منحنی‌هایی بدست می‌آید که برای رسم این منحنی‌ها از دستگاهی موسوم به پتانسیواستات که دارای سه الکترود کاری (Working electrode)

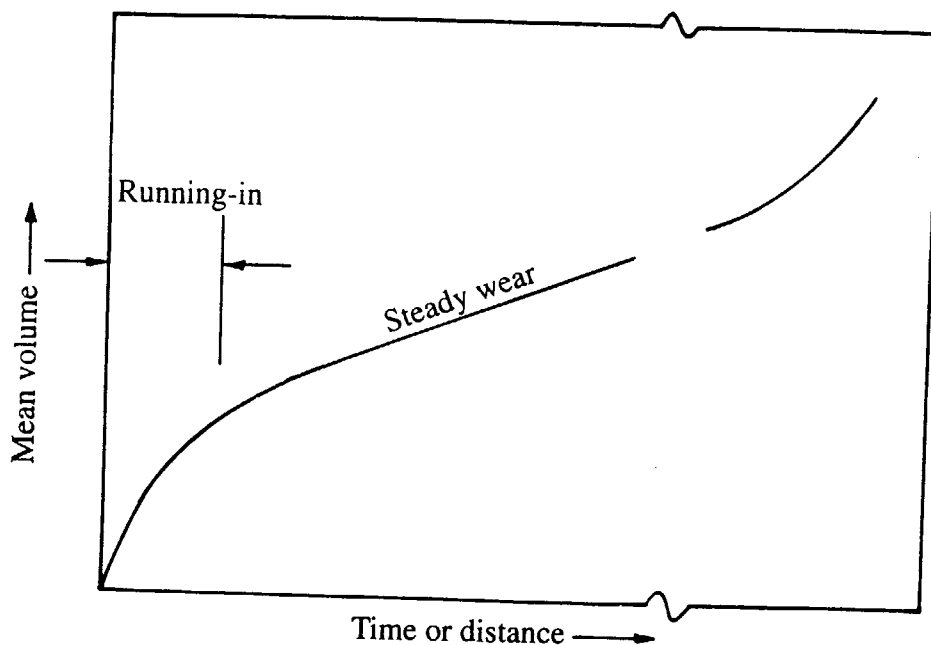
مرجع (Reference electrode) و کمکی (Auxiliary electrode) است، استفاده می‌شود. در بررسی های پتانسیو استاتیکی، پتانسیل الکترودی، ثابت نگه داشته می‌شود و یا با آهنگ خاصی تغییر یافته و شدت جریان خوردگی اندازه‌گیری می‌شود. در این حالت، جریان را بر حسب تغییرات منظم پتانسیل رسم کرده که منحنی‌های بدست آمده مشابه شکل ۲-۲۶ می‌باشند. منحنی‌های مذکور در قسمتی موسوم به ناحیه تافل خطی می‌شوند که با برون یابی آنها و تقاطع دو خط آنودی و کاتدی، جریان خودرگی ( $i_{corr}$ ) بدست می‌آید. جریان خوردگی حاصله با استفاده از قانون فارادی و داشتن سطح الکتروود کاری به آهنگ خوردگی تبدیل می‌شود. محاسبات مربوطه به طور کامل در استاندارد ASTM G102 تشریح شده و در فصل سوم این مجموعه نیز آمده است.



شکل ۲-۲۶) منحنی پولاریزاسیون و روش برون یابی برای یافتن جریان خوردگی [۳۴].

## ۲-۱۰) سایش

سایش، فرآیند پیش رونده کاهش ماده از سطح یک جسم است که در نتیجه حرکت نسبی در سطح تماس صورت می‌گیرد. شکل ۲-۲۷ رفتار سایشی یک نمونه را در طول عمر قطعه نشان می‌دهد. در مرحله اول، سرعت سایش بطور کلی بالاست. مرحله دوم حالت سایش یکنواخت است و در انتها مکانیزمهای شکست، کنترل کننده سایش می‌باشند [۴۴].



شکل ۲-۲۷ رفتار سایشی در طول عمر قطعه [۴۴].

فرآیند سایش را می‌توان به طور کلی به دو گروه سایش مکانیکی و شیمیایی تقسیم نمود. مهمترین مکانیزم‌هایی که در فرآیند سایش مکانیکی میتوان برشمرد عبارتند از:

Adhesive Wear, Abrasive Wear, Surface Fatigue

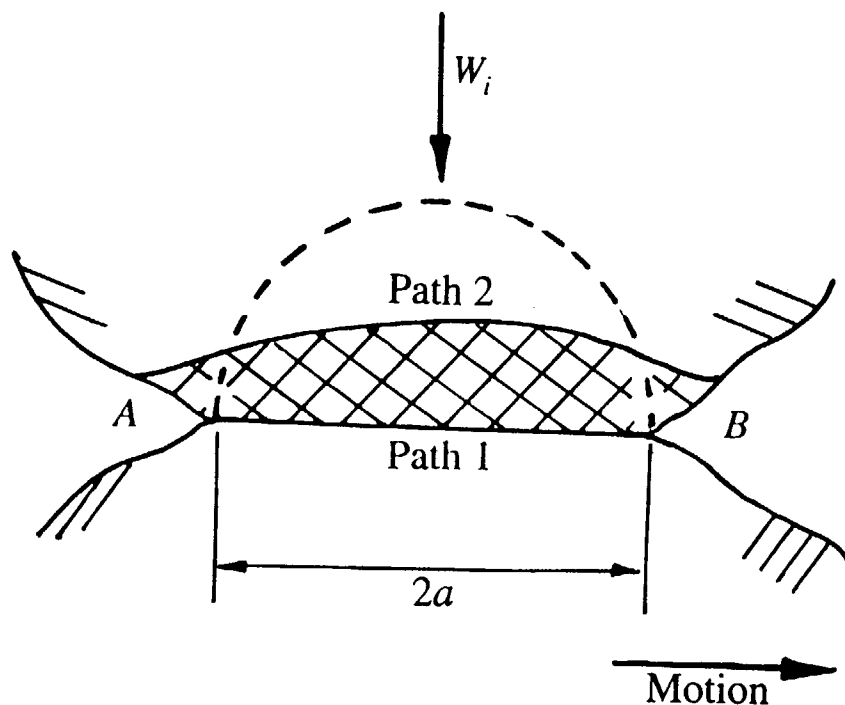
البته مکانیزم‌های دیگری چون:

Delamination, Erosion, Cavitation,...

نیز وجود دارند که در درجه اهمیت بعدی قرار می‌گیرند.

## ۲-۱۰-۱: Adhesive Wear

هنگامی که دو سطح به یکدیگر نیرو وارد می‌کنند، فشار موضعی در یک نقطه تماس بسیار زیاد می‌شود و در اغلب شرایط حتی در بارهای کم، فشار تماس واقعی به اندازه‌ای بالاست که از تنش تسلیم نیز فراتر رفته، منجر به تغییر شکل پلاستیک می‌گردد. این تغییر شکل در دندان‌ها تا اندازه‌ای پیش می‌رود که سطح تماس واقعی می‌تواند بار اعمالی را به طور الاستیک تحمل کند. در غیاب فیلم سطحی، سطوح به یکدیگر می‌چسبند. اما مقادیر کم آلودگی، چسبندگی را به حداقل رسانده و یا از آن جلوگیری می‌کند. در هر حال، حرکتهای نسبی در مرز موجب پراکنده کردن آلودگی در نقطه تماس می‌شود و جوش سرد در محل تماس بوجود می‌آید (شکل ۲-۲۸) [۴۵].



شکل ۲-۲۸) تولید یک ذره سایش توسط مکانیزم سایش Adhesion [۴۴].

Sasada فرآیند تشکیل ذرات سایشی را در مکانیزم Adhesion چنین تشریح کرد که اتصال اولیه فلز-فلز با حرکت اصطکاکی برش می‌یابد و ذره‌ای از فلز نرم‌تر به فلز دیگری چسبید. با ادامه لغزش، این ذره به عنوان یک دانه می‌تواند به سطح قبلی بچسبید و با تکرار این انتقال از یک سطح به سطح دیگر، لایه‌ای از زیر این ذره نیز به آن اضافه می‌شود و نهایتاً موجب رشد سریع ذرات و کنده شدن آن به عنوان ذره سایشی می‌گردد [۴۵].

ویژگیهای متعددی بر سایش Adhesion مؤثرند که به لحاظ ساختاری و

الکترونی خواص زیر را می‌توان برشمرد [۴۵]:

- Adhesion بر ساختار الکترونی اجسام در تماس با یکدیگر بستگی دارد و چنین پیشنهاد شده است که سخت‌ترین چسبندگی در شرایطی بوجود آید که یک فلز بعنوان الکترون دهنده و دیگری بعنوان الکترون گیرنده عمل کند.

- سایش Adhesion مستقیماً به تمایل مواد مختلف به ایجاد محلول جامد یا ترکیب بین فلزی با یکدیگر ارتباط دارد. سازگاری متالورژیکی که با حلالیت دو طرفه مشخص می‌گردد درجه جذب اتم‌های فلزی در تماس را برای فلز دیگر بیان می‌کند.

- ساختار کریستالی نیز برفرآیند سایش چسبنده مؤثر است. فلزات با ساختار هگزاگونال، سایش Adhesive کمتری نسبت به ساختار BCC یا FCC دارند. این اختلاف به تعداد سیستم‌های لغزش در کریستال ارتباط داده می‌شود.

- جهات کریستالی بر رفتار سایش Adhesion مؤثر است به طور کلی با افزایش دانسیته اتمی و کاهش انرژی سطحی صفحات، سایش کمتری مشاهده شده است.

با توجه به عوامل مؤثر در سایش Adhesion ، مقدار سایش را می‌توان با فرمول زیر نشان داد:

$$Q = W/3H \quad (۱۰-۲)$$

که  $Q$  = حجم سایش در واحد فاصله لغزشی

$W$  = بار اعمالی

$H$  = سختی جسم نرم‌تر می‌باشد.



با توجه به فرمول فوق می‌توان گفت :

- حجم سایش متناسب با فاصله لغزش است.

- حجم سایش متناسب با نیروی اعمالی است.

- حجم سایش با سختی جسم نرمتر نسبت عکس دارد.

قانون اول در اکثر شرایط صادق است . قانون دوم اغلب در نیروی کم تا نقطه‌ای که سایش افزایش می‌یابد حاکم است . در نقطه‌ای که نرخ سایش تغییر می‌یابد، فشار ظاهری (نیرو تقسیم بر سطح تماس ظاهری) تقریباً برابر یا کمی کمتر از  $\frac{1}{3}$  سختی است . (یادآوری می‌گردد که تنش تسلیم تقریباً برابر  $\frac{H}{3}$  است .) بنابراین تغییر نرخ سایش بستگی به نقطه‌ای دارد که تمام سطح شروع به تغییر شکل پلاستیک می‌کند. با توجه به اینکه در حضور اصطکاک ، مواد در تنش نرمال پائین‌تری تسلیم می‌شوند، لذا انتظار می‌رود که نقطه انتقال سایش در فشار کمتر از  $\frac{H}{3}$  اتفاق می‌افتد [۴۶].

قانون سوم با آزمایشات زیادی تجربه شده است. گرچه علاوه بر سختی خواص دیگر مواد نیز در نرخ سایش مؤثر است . آزمایشات نشان می‌دهد که مقدار سایش از مقداری که فرمول فوق بیان می‌کند کمتر است . Archard ضریب  $K$  را برای فرمول فوق در نظر گرفته است که با فرض  $K = \frac{k}{3}$  ، حجم سایش به صورت زیر بیان می‌گردد:

$$Q = \frac{KW}{H}$$

(۲-۱۱)

که  $K$  احتمال برهم کنش هر دانه‌ای است که منجر به ایجاد ذره سایشی می‌گردد [۴۷].

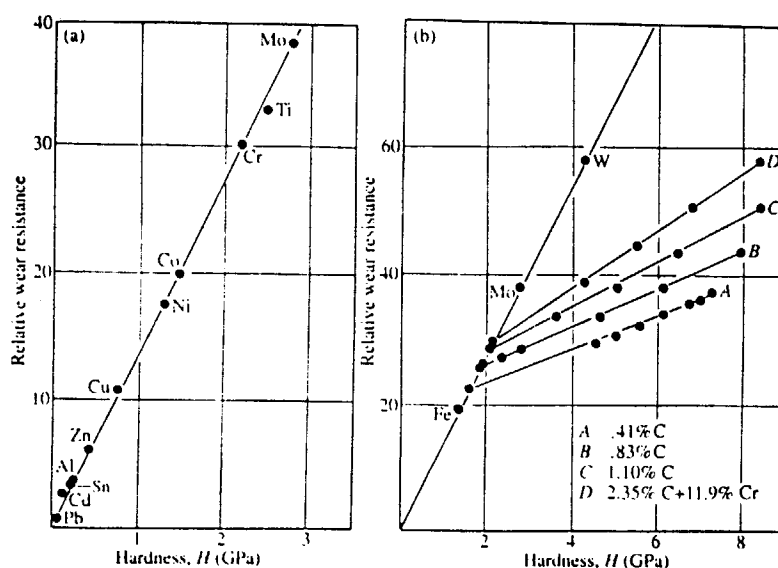
علی رغم این که عده‌ای از محققان تئوری Adhesion را به عنوان روشی برای ایجاد ذرات سایشی پذیرفته‌اند. اما تعدادی نیز این تئوری را ناکافی می‌دانند [۴۶] و معتقدند که این تئوری انتقال ماده از یک سطح به سطح دیگر را تشریح کرده و برای ایجاد ذرات سایشی که از سطوح خارج می‌گردند دلیل ارائه نمی‌دهد و تنها به این اکتفا می‌کند که پس از لغزش کافی، ذرات منتقل شده جدا می‌گردند.

در تئوری Adhesion که چسبیدن ذره‌ای از جسم نرم‌تر را به سطح سخت‌تر توجیه می‌کند، کنده شدن مجدد آن به عنوان ذره خارج شده، قابل توجیه نیست. زیرا اگر در چسبیدن، پیوند بین فلز نرم و سخت از Cohesive فلز نرم بیشتر است و موجب چسبیدن آن به فلز سخت می‌گردد چه دلیلی برای کنده شدن آن در تماس مجدد با جسم نرم وجود دارد؟ این عده پدیده فوق را با تئوری خستگی تفسیر می‌کنند [۴۶].

## Abrasive Wear (۲-۱۰-۲)

این سایش، فرآیند برداشتن یا جابجا کردن سطح توسط ذرات یا برجستگی‌های سخت در سطح تماس است. شکل ۲-۲۹ اثر سختی فلزات را نسبت به مقاومت سایشی نسبی در مورد فلزات خالص (a) و فولادها با ترکیبات و عملیات حرارتی مختلف (b) نشان می‌دهد [۴۴].

مقاومت سایشی نسبی در مورد فلزات خالص (a) و فولادها با ترکیبات و عملیات حرارتی مختلف (b) نشان می‌دهد [۴۴].



شکل ۲-۲۹ اثر سختی فلزات روی مقاومت سایشی نسبی. (a) فلزات خالص. (b) فولادها با ترکیبات و عملیات حرارتی مختلف [۴۴].

پدیده فوق در دو موقعیت بوجود می‌آید:

Two body Abrasion - که در آن از دو سطح در تماس، یک سطح

سخت‌تر بوده و موجب سایش سطح نرم‌تر می‌گردد. مانند سنگ زدن و ماشینکاری.

Three body Abrasion- در این شرایط ذره سائیده غیر از دو سطح در تماس است و عموماً این ذره سخت تر از دو ماده است که موجب می‌گردد یک یا هر دو سطح تخریب گردد.

مکانیزم سایش Abrasion، سیلان پلاستیک و شکست ترد است که گاهی سیلان پلاستیک به تنهایی صورت می‌گیرد، ولی عموماً با هم همراه هستند [۴۷].

در این فرآیند، دندان‌های فلز سخت‌تر در سطح نرم‌تر فرو می‌روند که با تغییر شکل پلاستیک جسم نرم، مواد در اطراف دندان‌های سیلان کرده و با حرکت مماسی، فلز سخت‌تر، مواد نرم‌تر را با ترکیب از اثرات Microcutting, Microploughing جابجا می‌کند [۴۵].

Khrushov اثر خواص مواد را در این سایش تشریح نمود و نشان داد که در فلزات خالص و مواد غیرفلزی هموزن، نسبت مستقیمی بین مقاومت به سایش و سختی وجود دارد. وی همچنین اثر مثبت عملیات حرارتی (سخت کردن) را در افزایش مقاومت به سایش نشان داد [۴۵].

Rabinowicz مقدار سایش را با فرض اینکه دندان‌های جسم سخت‌تر به صورت مخروطی است به صورت زیر بیان نمود [۴۵]:

$$W_{ab} = \frac{KF_N}{\pi H} \tan \theta \quad (2-12)$$

که  $2\theta$  = زاویه رأس مخروط

$K$  = ضریب سایش

$F_N$  = بار نرمان

$H$  = سختی جسم نرمتری باشد.

## Fatigue Wear (۳-۱۰-۲)

در عمل اکثر قطعات سایشی تحت تنش متغیر متناوب قرار می‌گیرد. لذا اعم از اینکه در سطح، فیلم روانکار موجود باشد یا نباشد، این فرآیند در سایش آنها مؤثر است و تماس دندانها به طور متناوب نیز باعث سایش خستگی می‌شود از آنجا که تنش برشی ماکزیمم در تماس‌های غلتشی (Rolling) در زیر سطح اتفاق می‌افتد، عیوب نیز در زیر سطح شروع می‌گردند. اما اگر تماس لغزشی نیز وجود داشته باشد، موقعیت تنش برشی ماکزیمم به نزدیکی سطح منتقل می‌شود که بستگی به ضریب سایش دارد. به ندرت فلزات کامل هستند و عیوبی چون ناخالصی‌ها، حفرات، ریزترکها و... در آن مشاهده می‌شوند. لذا شکست نهایی تحت تأثیر این عیوب قرار می‌گیرد [۴۵].

Halling حجم سایش در واحد لغزش را حین سایش خستگی به صورت

زیر بیان نمود [۴۶]:

$$W_{fa} = K \frac{\eta \gamma}{\epsilon_1^2} F_N \quad (۱۳-۲)$$

که  $\eta$  = توزیع خطی دندانها

$\phi$  = ثابت اندازه ذرات

$H$  = سختی جسم نرمتر

$\epsilon_1$  = کرنش شکست در یک سیکل بارگذاری

و  $K$  = ضریب سایش است.

سایش خستگی می‌تواند از دو دید مورد توجه قرارگیرد. ریزساختاری و درشت ساختاری. خستگی درشت ساختاری در سطوحی که تحت بار غیر یکنواخت قراردارند (مانند تماس غلتشی) رخ می‌دهد در حالی که خستگی ریز ساختاری در تماس بین دندانه‌های لغزشی صورت می‌گیرد.

در شرایط تماس غلتشی که عموماً تماس مستقیم وجود نداشته و قشر روانکار بین سطح قراردارد، تنش فشاری از طریق این لایه به سطوح منتقل می‌گردد. در این حالت حداکثر تنش فشاری به سطح وارد شده در حالی که حداکثر تنش برشی در زیر سطح قراردارد و لذا اولین تسلیم درزیر سطح اتفاق می‌افتد. در این شرایط که سایش Adhesion یا Abrasion وجود ندارد عمر قطعه با خستگی محدود می‌گردد. تشکیل ذره سایش پس از رسیدن به سیکل بحرانی رخ می‌دهد و قبل از آن هیچ سایشی مشاهده نمی‌شود. با اولین ذره جدا شده، عمر آن نیز به پایان می‌رسد. پس در این نوع سایش صحبتی از نرخ سایش نخواهد بود و باید حد آن با عمر مفید تعریف شود [۴۶].

لازم به توضیح است که حتی در شرایط تنش الاستیک که نمونه کاملاً زیر تنش تسلیم قرار دارد. مواد پلی کریستال تحت تغییر جهت دانه‌ها مقداری تغییر شکل پلاستیک میکروسکوپی به طور موضعی پیدا می‌کنند و حداقل تنش‌هایی که در آن تغییر

شکل پلاستیک موضعی به وجود می‌آید بعنوان حد خستگی بیان شده که اغلب حدود نصف تنش تسلیم است [۴۶].

## ۲-۱۰-۴) سایش در چدن‌های آستمپر

با توجه به ساختار پیچیده ADI مقاومت به سایش این چدن‌ها از عوامل متعددی تأثیرپذیر است. وجود تیغه‌های فریت بالایی و پایینی همراه با آستنیت باقیمانده، امکان حضور (Unreacted or Untransformed Austenite) Volume UAV)، کاربیدهای آلیاژی و همچنین شرایط گرافیت در ساختار از متغیرهای موجود در ساختار ADI است که موجب ایجاد نظرات متفاوتی در رابطه با سایش آنها می‌شود.

در مقایسه با فولادها، نظرات متفاوتی اظهار شده است. عده‌ای بر این باورند که در شرایط سایشی زمان Running in کوتاه‌تر از فولاد بوده [۴۸] و نرخ سایشی لغزش نیز در ADI کمتر است در حالی که گزارشاتی حاکی از نرخ سایشی بیشتر ADI نسبت به فولادهای با زمینه مشابه است و دلیل این امر را نیز ایجاد ترک از گرافیت‌ها دانسته‌اند [۴۹].

در مکانیزم‌های مختلف سایشی با افزایش سختی مقدار سایش کاهش می‌یابد لذا انتظار می‌رود که ساختار بینیت پایینی مقاومت به سایش بهتری نسبت به بینیت بالایی داشته باشد. اما وجود آستنیت باقیمانده بیشتر در بینیت بالایی این نظر را به وجود آورده است که با کارسختی آستنیت باقیمانده و استحاله آن به مارتنزیت، سختی لایه در تماس زیاد شده و نرخ سایش کاهش می‌یابد [۵۰].

لازم به ذکر است که آستنیت باقیمانده دارای کربن بیشتری نسبت به UAV بوده لذا امکان تحول کامل UAV به مارتنزیت بسیار بیشتر می‌باشد. Dorazil نیز با آزمایشاتی نشان داده است که وجود UAV در سایش ADI موجب کاهش نرخ سایش می‌گردد [۴۵].

Wu Sheng Zhou و همکاران تأثیر تغییر دمای آستمپرینگ را با نرخ سایش مورد بررسی قرار دادند. نتایج حاکی است که با افزایش دمای آستمپرینگ تا  $380^{\circ}\text{C}$  نرخ سایش همواره افزایش می‌یابد در حالی که در بالاتر از  $380^{\circ}\text{C}$  نرخ سایش کاهش می‌یابد البته این کاهش محدود است و نشان داد که نرخ سایش در نمونه ای با دمای آستمپر  $400^{\circ}\text{C}$  تنها کمتر از دمای  $380^{\circ}\text{C}$  است. وی ساختار بینیت پایینی را مقاومترین ساختار در برابر سایش Abrasion می‌داند و اثر آستنیت باقیمانده پیوسته را منفی دانسته است. Wu کاهش آستنیت باقیمانده در دمای آستمپر  $380^{\circ}\text{C}$  را دلیل کاهش نرخ سایش می‌داند [۵۱].

همچنین در سایش لغزشی خشک نیز گزارشاتی حاکی است که با افزایش دمای آستمپر کردن، نرخ سایش افزایش یافته و مقدار آستنیت باقیمانده در آستمپر کردن در دمای بالا که در حین سایش امکان کار سختی می‌یابد، نمی‌تواند کاهش سختی ناشی از افزایش دمای آستمپرینگ را جبران کند [۵۲].

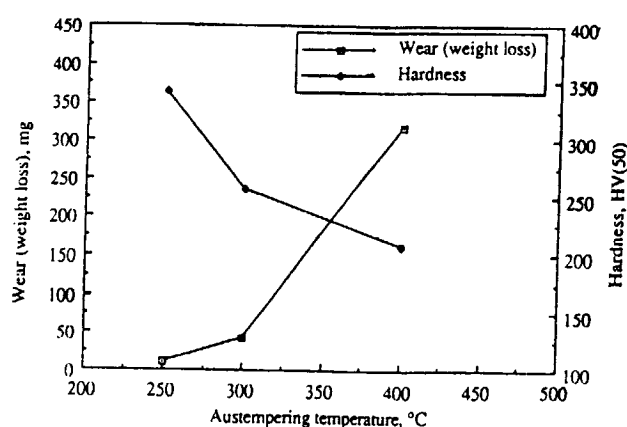
با توجه به نظرات مختلف در مورد سایش ADI، در رابطه با استحاله آستنیت باقیمانده و UAV، اکثر محققان اتفاق نظر دارند و معتقدند که در بارهای کم UAV کاملاً متحول شده و در بارهای بالا آستنیت باقیمانده نیز متحول می‌شود [۵۳]. آنچه مورد اختلاف است نقش UAV و آستنیت باقیمانده در کاهش نرخ سایش است توزیع و اندازه گرافیت‌ها در نرخ سایش مؤثر بوده به طوریکه در



چدن‌های داکتیل در فشار بالا با افزایش اندازه گرافیت به دو برابر، نرخ سایش نصف می‌شود [۵۴].

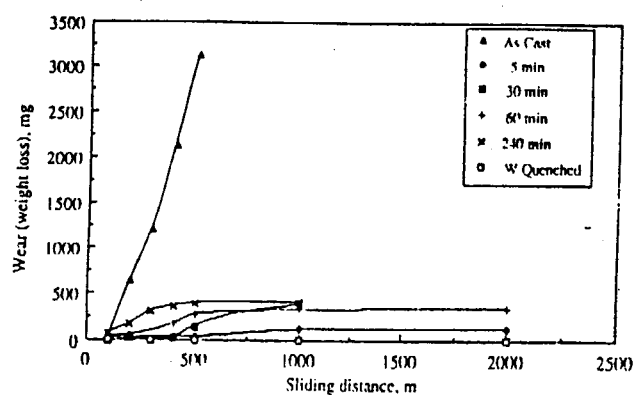
در سایش چدن‌ها با افزایش سیکل‌های تماس، دانه‌های گرافیت تحت فشار قرار گرفته و با توجه به جهت سایش، گرافیت‌ها به یک سمت رانده می‌شوند. این شرایط تحت تغییر شکل پلاستیک حاصل می‌شود. ادامه سیکل‌های سایش منجر به حضور گرافیت‌ها در سطح شده و با کاهش اصطکاک نرخ سایش کاهش می‌یابد [۵۴].

مکانیزم سایش در چدن‌های داکتیل آستمپر، بطور گسترده توسط بوتراپی و همکاران [۵۲] مورد ارزیابی قرار گرفته است. ایشان دریافتند که با افزایش درجه حرارت آستمپرینگ، سختی کاهش یافته و در نتیجه نرخ سایش افزایش می‌یابد (شکل ۲-۳۰).



شکل ۲-۳۰ تغییرات سایش و سختی در دماهای مختلف آستمپرکردن، زمان آستمپرکردن ۶۰ min می‌باشد [۵۲].

همچنین با افزایش زمان و دمای آستمپرینگ در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر، آهنگ سایش افزایش می‌یابد (شکل ۲-۳۱ و ۳۱-۲)



شکل ۲-۳۱ مشخصات سایش چدن‌های نشکن ریختگی و ADI، کوئنچ شده و آستمپر شده در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  [۵۲].

# فصل سوم

## روش تحقیق

به منظور ارزیابی تأثیر تیتانیم و وانادیم بر روی ریزساختار، مقاومت سایشی و مقاومت خوردگی چدن نشکن آستمپر، روشهای آزمایشگاهی زیربکار گرفته شد.

### ۱-۳) ریخته گری

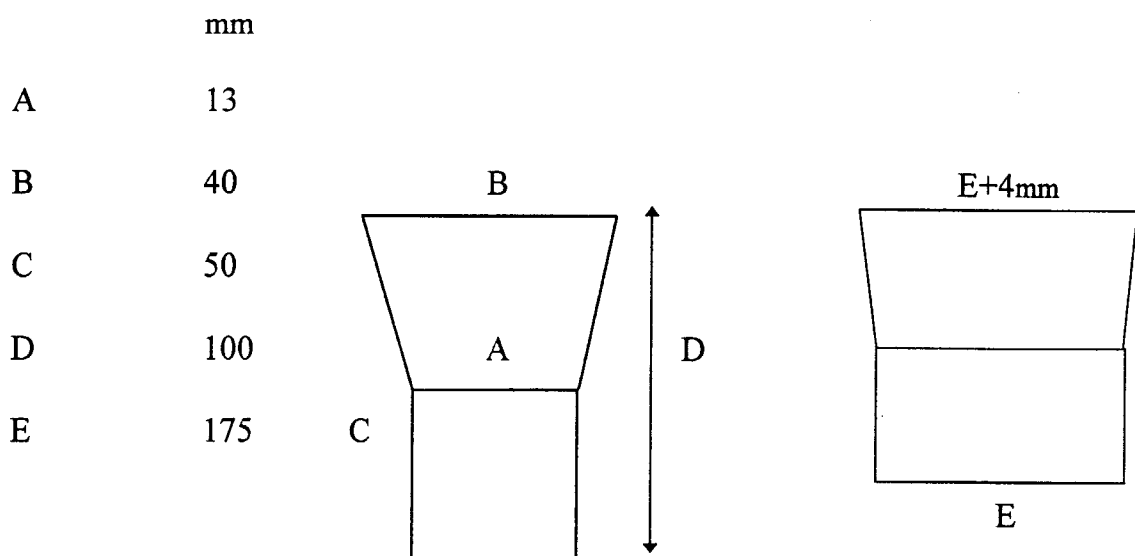
#### ۱-۱-۳) مدل سازی

برای تهیه قالبهای مناسب جهت ریخته گری نمونه ها، دو مدل آزمایشی وای (Y) بلوک طبق استاندارد ASTM A897 از جنس چوب گردو ساخته شد (شکل ۱-۳).

مدل فوق شامل دو قسمت اصلی است:

- ۱) سیستم راهگاهی شامل حوضچه، راهگاه بارریز، راهبار و راهبارها.
  - ۲) مدل قطعه ریختگی به شکل وای (Y) بلوک با ابعاد ذکر شده (شکل ۱-۳).
- در ابتدا قطعه اصلی، راهبار، راهبارها و راهگاه بارریز توسط دستگاه چوب بری ساخت شرکت ماشین سازی مقدم با ابعاد بزرگتر از حالت استاندارد بریده شد. سپس ابعاد قطعه توسط دستگاه رنده برقی مدل Motor-FURNAS Control به

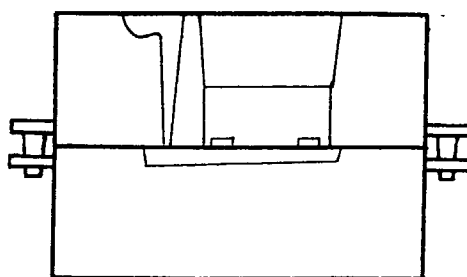
سایز نهایی نزدیکتر شد و سرانجام توسط دستگاه سنباده برقی مدل YATES  
AMERICAN اندازه‌های مورد نظر حاصل آمد. به منظور ورود و خروج آسان  
مدل‌ها از قالب، شیب یک درصد در ابعاد مدل ساخته شده الزامی بود.



شکل (۱-۳) نمایی از نمونه Y بلوک طبق استاندارد ASTM A897.

### ۲-۱-۳) عملیات قالبگیری

در این مرحله، از درجه‌های فولادی که بصورت دولنگه بودند استفاده شد. در  
لنگه تحتانی، قسمت راهبار و در قسمت فوقانی، قسمت‌های راهگاه بارریزی،  
راهبارها و مدل اصلی قالبگیری شد. (شکل ۲-۳)



(شکل ۳-۲) چگونگی قرار گرفتن قسمت‌های مختلف مدل در قالب

بسبب کاهش هزینه‌ها (صرفه‌جویی در ماسه، چسب سیلیکات سدیم، گاز  $CO_2$ ) و زمان، دو مدل تهیه شده در یک قالب قرار گرفت. بنابراین با توجه به تعداد ذوب‌ها (یازده ذوب)، شش قالب تهیه گردید.

ماسه مصرفی از نوع سیلیسی با عدد دانه‌بندی AFS 70 بود. این ماسه در دستگاه مخلوط کن با چسب سیلیکات سدیم مخلوط شده و در قالب‌های مذکور، توسط گاز  $CO_2$  خشک شده، منسجم می‌گشت. سپس دو درجه قالب از هم جدا شده و مدل‌ها خارج می‌گردید و بدین ترتیب قالب‌های بعدی تهیه شد.

### ۳-۱-۳) عملیات ذوب و ریخته‌گری

جهت تهیه ذوب از یک کوره القایی آزمایشگاهی ACEC CHARLEROT به ظرفیت ۵۰ کیلوگرم با دیواره اسیدی همراه بافرکانس متوسط استفاده گردید. مواد مورد استفاده جهت ذوب عبارت بود از:

- ۱- سوپرل کانادایی که طبق آنالیز کارخانه، شامل ترکیب شیمیایی جدول ۳-۱ بود.
- ۲- فروتیتانیم که مطابق با استاندارد ASTM A324، از Grade A و با ترکیب شیمیایی جدول ۳-۱ استفاده شد.
- ۳- فرووانادیم که مطابق با استاندارد ASTM A102 از Grade A و با ترکیب جدول ۳-۱ استفاده گردید.

۴- فروسیلیسیم که طبق استاندارد ASTM A100 از Grade C و با ترکیب

شیمیایی جدول ۱-۳ بود.

جدول (۱-۳) ترکیب شیمیایی مواد مورد استفاده جهت تهیه ذوب [۱۸].

%C	%Si	%V	%Ti	%S	%P	%Al	%Mg	%Mn	
3.8-4.3	0.8-1.3	—	—	< 0.03	< 0.04	—	—	< 0.02	سورل
0.15	0.25	—	70	—	—	0.5	—	—	فروتیتانیم
0.75	1	69	—	0.06	0.04	0.9	—	—	فرووانادیم
0.1	75	—	—	0.025	0.034	1.2	0.37	—	فروسیلیسیم

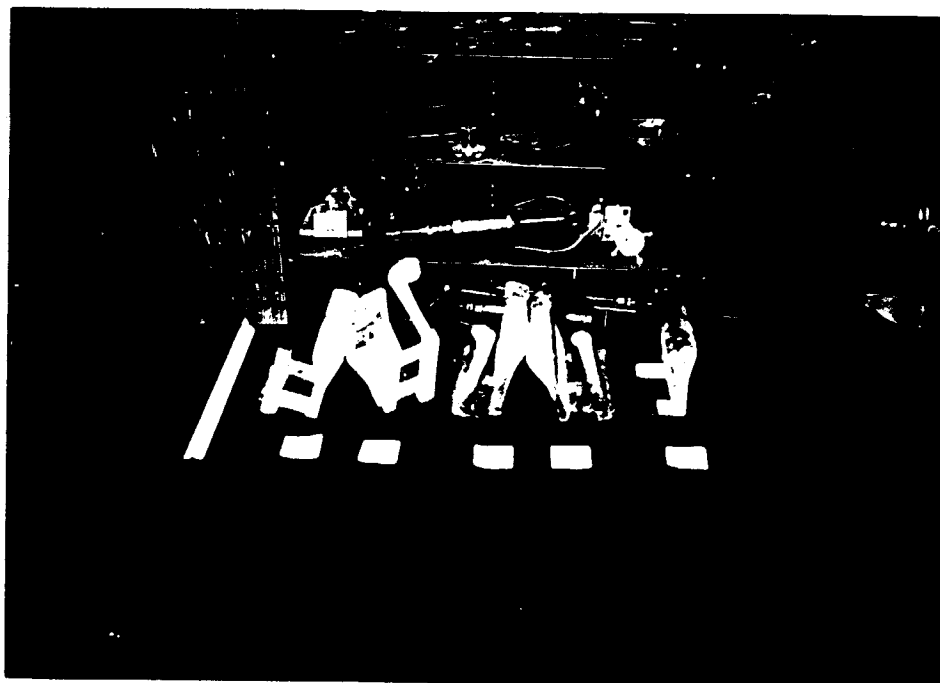
عدم افزودن عناصر آلیاژی دیگر (غیر از وانادیم و تیتانیم) به خاطر امکان بررسی بیشتر تأثیر عناصر مورد مطالعه و عدم دخالت عناصر آلیاژی دیگر بر خواص سایشی و مقاومت خوردگی حاصله صورت گرفته است. این امر گرچه دقت بیشتری را در انجام عملیاتی حرارتی بعدی ایجاب می‌نماید، ولی شناخت تأثیر حضور عناصر مورد تحقیق را آسان‌تر خواهد نمود.

عملیات ذوب بدین ترتیب بود که ابتدا شمش‌های سورل در کوره بارریزی شد. پس از ذوب شمش‌ها، قراضه آهن (به منظور کاهش میزان کربن ذوب) به داخل کوره ریخته شد. پس از آن نوبت به فروسیلیسیم رسید که در کوره شارژ شود و در نهایت فرووانادیم یا فروتیتانیم به درون کوره منتقل گشت. بدلیل تلاطم مذاب و گردش آن در کوره، مواد به راحتی حل شدند. از طرف دیگر، همزمان، یک پاتیل از جنس نسوز اسیدی با ظرفیت ۵۰ کیلوگرم در کوره زمینی مجاور کوره القایی پیش گرم شد و مقدار ۲ درصد  $FeSiMg5$  جهت کروی کردن گرافیت در ته پاتیل قرار

گرفت . برای افزایش راندمان کروی شدن و اطمینان از عدم اکسیداسیون منیزیم، بر روی ماده کروی کننده ماسه، چراغی ریخته شد.

پس از آماده شدن مذاب، اینها به داخل پاتیل مذکور منتقل گشت و با ضربه زدن توسط یک میله نسوز به ته پاتیل، پوسته حایل میان مذاب و فروسیلیسیم-منیزیم شکسته شد و تماس این دو صورت گرفت و واکنش انجام گشت. (حین انجام واکنش، شعله‌هایی به رنگ سفید همراه با جوشش مذاب مشاهده شد.)

درجه حرارت بارریزی به حدود ۱۴۲۰ تا ۱۴۵۰ درجه سانتیگراد رسید. ذوب از سیالیت مناسبی برخوردار بود و به راحتی محفظه قالب را پر نمود. قالبها پیش از بارریزی توسط مشعل گرم شدند. عمل تخلیه قالب پس از حدود یک روز انجام گرفت و نمونه‌ها (شکل ۳-۳) به روش ساچمه پاشی (Shot Blasting) تمیز شدند.



شکل (۳-۳) بلوکهای ریخته شده پس از ساچمه پاشی.

### ۲-۳) تهیه نمونه‌ها

جهت انجام آزمایشهای سایش، نمونه‌های مورد نظر توسط دستگاه کپی تراشی با دقت مناسب تراشکاری شدند. نمونه‌ها به شکل دیسک، به قطر ۵ سانتیمتر و ضخامت ۷ میلیمتر بودند. برای قرار گرفتن این قطعات در دستگاه سایش، دو سوراخ به قطر ۵ میلیمتر و به فاصله ۴ سانتیمتر از یکدیگر روی دیسکها ایجاد شد. همچنین برای آزمایش‌های خوردگی، نمونه‌های مکعب مستطیل شکل به ابعاد تقریبی  $1\text{ cm} \times 1\text{ cm} \times 0.5\text{ cm}$  از بلوکهای ریخته شده تهیه گردید.

### ۳-۳) عملیات حرارتی

#### ۱-۳-۳) آستنیت‌ه کردن

عملیات آستنیت‌ه کردن توسط حمام نمک (شکل ۳-۴) و کوره مقاومتی با مقاومت‌های کاربید سیلیسیم SiC (شکل ۳-۵)، انجام گرفت. حمام نمک آستنیت‌ه کردن که حاوی مخلوط نمک طعام و کربنات کلسیم بود در حدود ۸۰۰ درجه سانتیگراد شروع به ذوب نموده و در ۹۰۰ درجه سانتیگراد کاملاً سیال گشت جهت ایجاد شرایط کاملاً یکسان برای نمونه‌ها، تمام نمونه‌های هر گروه در توریهای فلزی فولادی پیچیده شدند (شکل ۳-۴). درجه حرارت آستنیت‌ه کردن ۹۰۰ درجه سانتیگراد و زمان آن یک ساعت انتخاب گردید.

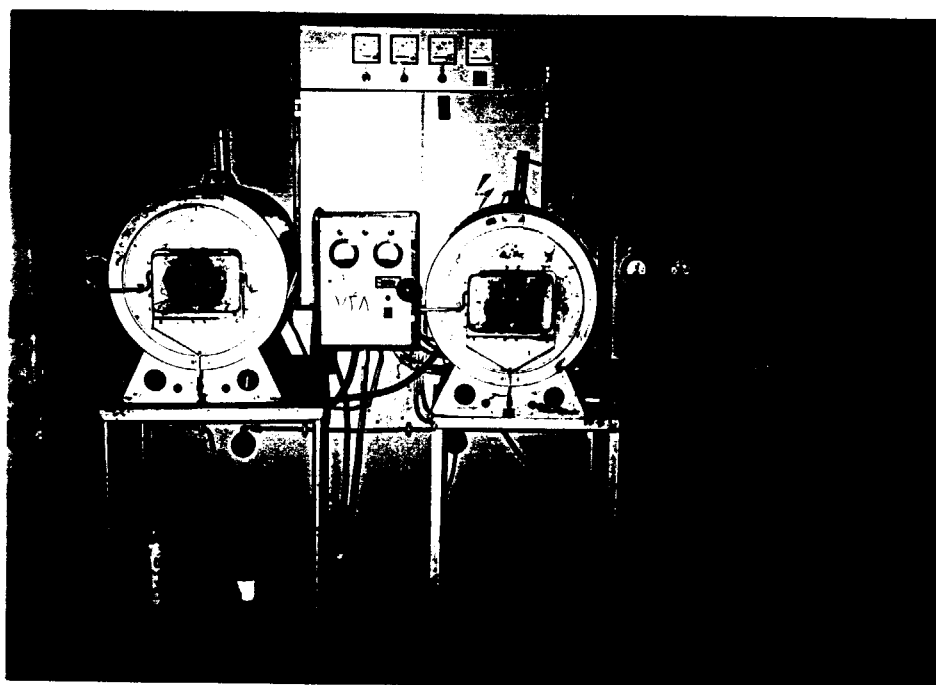
#### ۲-۳-۳) آستمپر کردن

حمام نمک آستمپر کردن که حاوی مخلوط نیترات پتاسیم و نیتریت سدیم با نسبت‌های یکسان بود نیز در حدود ۲۰۰ درجه سانتیگراد شروع به ذوب نموده و





شکل (۳-۴) کوره‌های حمام نمک آستنیت‌ه و آستمپر کردن.



شکل (۳-۵) کوره‌های مقاومتی با مقاومتهای کاربیدسیلیسیم.

بالای ۳۰۰ درجه سانتیگراد کاملاً به حالت سیال درآمد. درجه حرارت آستمپر کردن ۳۵۰ درجه سانتیگراد و زمان این فرآیند نیز یک ساعت محاسبه شد. هر دو کوره آستنیت و آستمپر کردن کاملاً نزدیک به هم قرار داشت و امکان انتقال سریع نمونه‌ها از یک کوره به کوره دیگر به راحتی فراهم بود. کلیه نمونه‌ها، همزمان با هم عملیات حرارتی شدند. همچنین درجه حرارت کوره‌ها توسط ترموکوپل‌های Ni-Cr و Ni کنترل گردید.

### ۳-۴) آزمایش‌های متالوگرافی برای بررسی ریزساختار

جهت بررسی ریزساختار، تعدادی از نمونه‌های هر گروه، چه در حالت ریختگی و چه بعد از عملیات حرارتی آستمپر کردن، توسط سمباده‌های کاربید سیلیسیم SiC شماره ۶۰ تا ۱۵۰۰ پرداخت و بامحلول  $Al_2O_3$  پولیش شد. سپس نمونه‌ها توسط محلول نایتال ۲٪ و بعضاً پیکرال ۴٪ اچ گردید. نمونه‌های اچ شده توسط میکروسکوپ نوری مدل Leitz MetalluxII (شکل ۳-۶) مورد مطالعه قرار گرفت و عکس‌هایی از آنها تهیه شد.

### ۳-۵) اندازه گیری دانسیته

دانسیته نمونه‌ها با استفاده از دستگاه Pycnometer اندازه گیری شد. مراحل انجام این آزمایش بشرح زیر می‌باشد:

ابتدا وزن پیکنومتر خالی اندازه گیری شد ( $W_1$ ) سپس پیکنومتر به همراه آب مقطر توزین گردید ( $W_2$ ). روشن است که از اختلاف این دو، وزن آب مقطر بدست آمد. باتوجه به دمای محیط (۲۴ درجه سانتیگراد) و جرم حجمی آب مقطر در این دما

( $0.996 \text{ g/cm}^3$ ) [۵۶] می‌توان حجم پیکنومتر مذکور را در این درجه حرارت بدست آورد (V).



شکل (۳-۶) میکروسکوپ نوری Leitz Metallux II جهت مطالعه ریز ساختار.

از طرف دیگر وزن پیکنومتر حاوی نمونه ( $W_3$ ) و وزن پیکنومتر حاوی نمونه و آب مقطر ( $W_4$ ) محاسبه گردید. از تفاضل این دو، وزن آب مقطر و در نهایت حجم آب مقطر ( $V_1$ ) بدست آمد.

تفاضل  $V$  از  $V_1$ ، حجم نمونه مورد آزمایش ( $V_2$ ) را بیان داشت. از طرفی کسر  $W_1$  از  $W_3$ ، وزن نمونه را نشان داد و در نهایت جرم حجمی نمونه مذکور حاصل شد:

$$\rho = \frac{W_3 - W_1}{V_2} \quad (1-3) \quad (\text{جرم حجمی نمونه})$$

### ۳-۶) آزمایش‌های خوردگی

برای بررسی تأثیر عناصر وانادیم و تیتانیم بر رفتار خوردگی چدن‌های نشکن آستمپر، سه محیط انتخاب شد.

- اسید استیک ۵٪ حجمی.

- آب دریای طبیعی که از خلیج فارس (بندر بوشهر) تهیه گردید.

- اسید سولفوریک ۵٪ حجمی

به منظور تحقیق در رفتار خوردگی آلیاژهای مورد نظر دو روش زیر اعمال

گردید:

الف) روش کاهش وزن، به‌طریقه غوطه‌وری کامل، طبق استاندارد ASTM G31-85

ب) پلاریزاسیون آندی- کاتدی (برون یابی تافل) به روش پتانسیواستات، مطابق با

استاندارد ASTM G3-89

### ۳-۶-۱) آزمایش غوطه‌وری کامل

جهت انجام این آزمایش نمونه‌های مکعب مستطیل شکل تهیه شده برای

آزمایش‌های خوردگی، توسط سمباده SiC شماره ۱۲۰ پرداخت شدند. باید توجه

داشت که می‌بایست تمام سطوح نمونه‌ها پرداخت شود.

پس از تهیه نمونه‌ها، ابعاد آنها توسط کولیس به دقت ۰/۱ میلی‌متر اندازه‌گیری

شد و سپس با استن شسته و خشک گردید، بعد با ترازویی به دقت ۰/۱ mg (شکل ۳-۷)

وزن شد و در نهایت نمونه‌ها، بسرعت در معرض سه محیط مذکور قرار گرفت .

سطح تک تک نمونه‌ها با کمک فرمول زیر محاسبه شد :

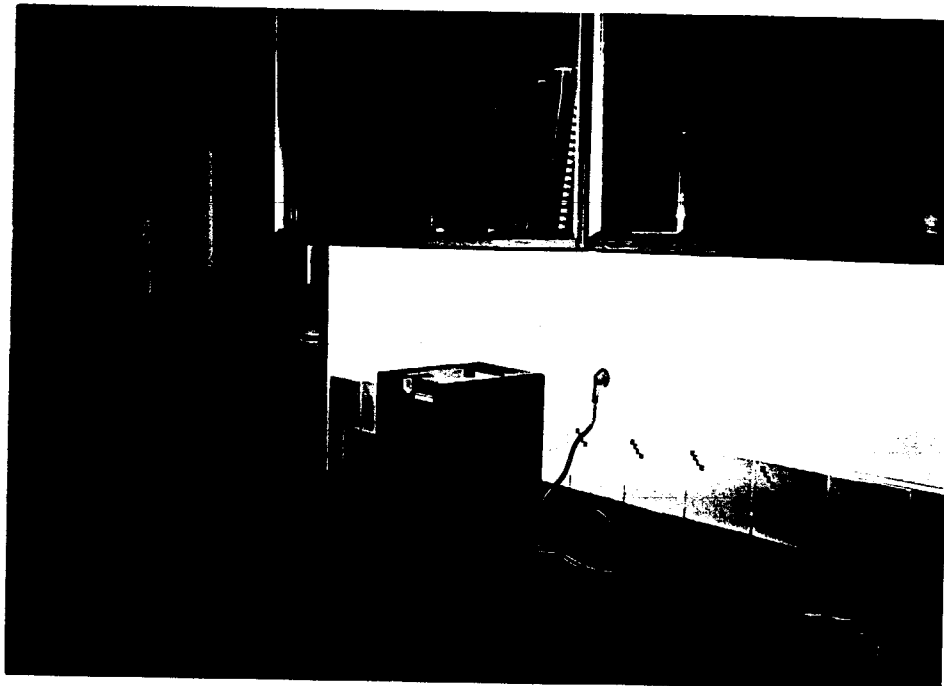
$$A=2(AB+BC+AC) \quad (۲-۳)$$

که در اینجا :

$A$  = طول نمونه

$B$  = عرض نمونه و

$C$  = ضخامت نمونه می‌باشد.



شکل (۷-۳) ترازوی دیجیتالی با دقت  $mg \ 0.1$ .

برای تعیین حداقل زمان لازم برای نگهداری نمونه‌ها در محلول‌های خورنده،

از رابطه زیر استفاده شد [۳۳] :

$$(۳-۳) \quad \text{عمق نفوذ به هزارم اینچ در سال (mpy)} / ۲۰۰۰ = \text{زمان آزمایش (ساعت)}$$

در نتیجه مدت زمان آزمایش برای آب دریای طبیعی، ۱۰ روز یا ۲۴۰ ساعت (افزایش زمان نگهداری ADI در محیط آب دریا موجب کاهش سرعت خوردگی آن می‌گردد [۲۷]). برای اسیداستیک ۵٪ حجمی، ۳ روز یا ۷۲ ساعت و برای اسید سولفوریک ۵٪ حجمی، ۷ ساعت در نظر گرفته شد. درمورد آب دریای طبیعی هر دو روز یکبار و برای اسیداستیک ۵٪ حجمی هر روز محلول‌های تازه جایگزین محلول‌های قبلی می‌شد. جهت تعیین حداقل حجم محلول مورد استفاده در آزمایش غوطه‌وری کامل، فرمول زیر بکار برده شد [۴۲]:

$$(۴-۳) \quad ۲۰ \text{ ml / cm}^2 = \text{حداقل حجم محلول برواحد سطح نمونه‌ها}$$

محصولات خوردگی ممکن است بر روی سرعت خوردگی فلز یا سرعت خوردگی فلزات مختلف در تماس باهم طی زمان مشابه اثر بگذارد [۳۴]. در نتیجه برای رفع این حالت، نمونه‌ها بطور جداگانه و در ظروف دربسته (حتی‌الامکان سیستم بسته باشد) قرار گرفتند همچنین به منظور حذف اثرات خط آب (Waterline) روی نمونه‌ها، اینها در نزدیکی ته ظرف، بدون تماس با آن غوطه ور شدند [۳۴].

پس از پایان مدت زمان هر آزمایش، نمونه‌ها از محلول خارج گشته، با یک لاستیک مخصوص توسط آب بخوبی تمیز شدند. در این روش فرض بر آن است که رسوباتی که کنده می‌شوند، موقع استفاده عملی نیز کنده خواهند شد و آن مقداری از رسوبات که باقی می‌مانند، موقع استفاده عملی نیز برجا خواهند ماند. این روش برای اکثر آزمایشات خوردگی در کاربردهای عملی مشتمل بر محلول‌های اسیدی و آبی و همچنین برای بسیاری آزمایشات دیگر، مفید می‌باشد [۳۳].

جنس لاستیک بگونه‌ای بود که علاوه بر مقاومت سایشی مناسب، از کنده شدن فلز پایه و ایجاد خطا در نتایج جلوگیری میکرد. نمونه‌ها پس از ۲۴ ساعت قرار

گرفتن در دسیکاتور دوباره توزین گردیدند. با داشتن تقلیل وزن نمونه در آزمایش

خوردگی، بوسیله رابطه زیر نرخ خوردگی آلیاژهای مربوطه محاسبه شد [۵۸]:

$$(mpy) \text{ Corrosion Rate} = (3.45 \times 10^6 \times W) / (D \times A \times T) \quad (5-3)$$

که :

T = مدت زمان غوطه‌وری نمونه برحسب ساعت

A = کل سطح نمونه در تماس با محلول خورنده برحسب سانتیمتر مربع

W = کاهش وزن نمونه برحسب گرم

D = دانسیته نمونه برحسب گرم بر سانتیمتر مکعب می‌باشد.

### ۳-۶-۲) آزمایش اکسترا پولاسیون تافل

هدف از انجام این آزمایش، کسب نتایج علمی‌تر و دقیقتر سرعت خوردگی

آلیاژهای چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم می‌باشد. در این روش،

پولاریزاسیون کاتدی بیشتر مورد استفاده قرار می‌گیرد، زیرا اندازه‌گیری

آزمایشگاهی آن راحتتر است [۳۳].

برای تهیه نمونه در این روش، ابتدا یک سیم مسی روکش‌دار به سطح نمونه

موردنظر لحیم شد. سپس پنج وجه این نمونه به همراه سیم مسی روکش‌دارمانت

گردید. طوری که فقط یک سطح آن در تماس با محلول خورنده بود. ابعاد این سطح

قبل از ماننت توسط کولیس بادقت ۰/۱ میلیمتر اندازه‌گیری شد. سطح هر نمونه به

همراه سمباده SiC شماره ۱۰۰۰ پرداخت و پولیش شده، در استن شسته و سپس

خشک گردید.

آزمایش، مشابه استاندارد ASTM G3-89 انجام شد. برای انجام آزمایش

پولاریزاسیون از دستگاه Potentiostat Model PC7799A استفاده گردید

(شکل ۳-۸). این وسیله شامل الکترو دکاری (Working electrode) یا نمونه، الکترو د کمکی (Auxiliary electrode) که از یک فلز خنثی مثل پلاتین تشکیل شده و الکترو د مرجع یا الکترو د کالومل اشباع شده (Saturated Calomel Electrode) بود. برای اندازه گیری پتانسیل مدار باز (Open Circuit Potential یا O.C.P.) هر نمونه مقابل الکترو د مرجع S.C.E. به مدت ۵۵ دقیقه در محیط مورد نظر قرار گرفته تا به تعادل برسد. سپس پتانسیل نمونه نسبت به الکترو د مقایسه، بوسیله مدار پتانسیومتر- الکترو متر اندازه گیری شد. به منظور تعیین منحنی پولاریزاسیون آن دی، محدوده پتانسیلی حدود ۲۵۰ میلی ولت بیش از O.C.P. و برای اندازه گیری پولاریزاسیون کاتدی، همین مقدار پتانسیل کمتر از O.C.P. هر نمونه اعمال گردید. با داشتن مقادیر جریان (I) بر حسب میکرو آمپر، پتانسیل (E) بر حسب میلی ولت و نیز سطح تماس نمونه ها (A) بر حسب سانتی متر مربع، توسط رایانه، نمودار E بر حسب  $\text{Log}(I/A)$  رسم شد. دانسیته جریان خوردگی ( $i_{\text{corr}}$ )، با استفاده از برون یابی تافل تک تک نمودارهای مربوطه، حاصل آمد. سرعت خوردگی، مطابق با استاندارد ASTM G102، از رابطه زیر محاسبه گردید [۴۲]:

$$\text{(mpy) Corrosion Rate} = 0.1288 i_{\text{corr}} EW/\rho \quad (۳-۶)$$

که عبارتند از:

$i_{\text{corr}}$ : دانسیته جریان خوردگی بر حسب  $\mu\text{A} / \text{cm}^2$

$\rho$ : جرم حجمی نمونه بر حسب  $\text{g} / \text{cm}^3$

EW: وزن تعادلی نمونه که توسط رابطه زیر کسب می شود:

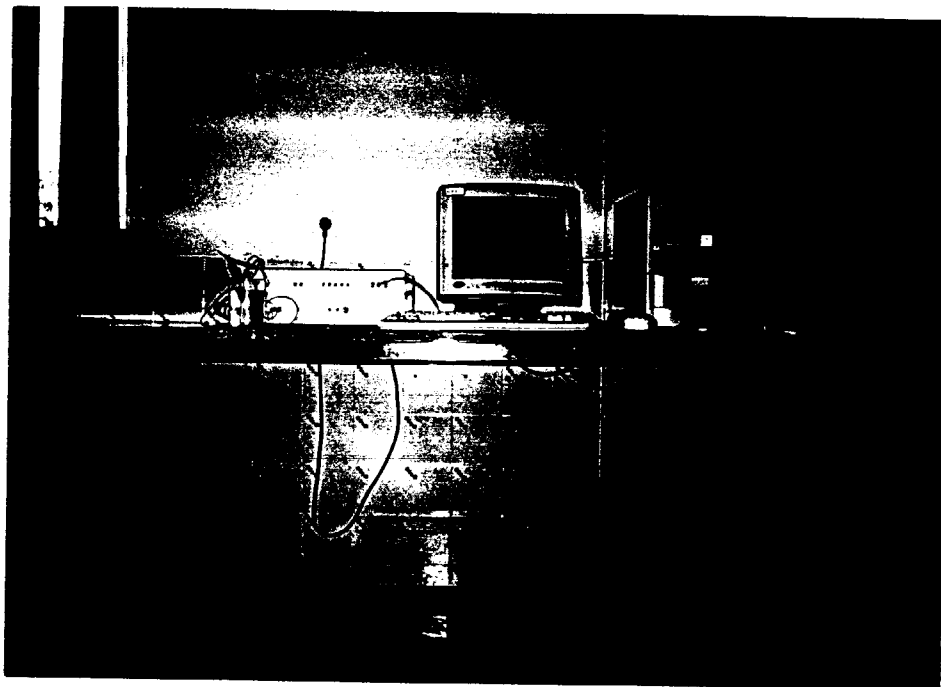
$$EW = 1/\sum (n_i f_i / w_i) \quad (۳-۷)$$



و در رابطه اخیر:

$n_i$  = ظرفیت عنصر  $i$        $f_i$  = درصد وزنی عنصر  $i$        $w_i$  = جرم اتمی عنصر  $i$

و  $i$  عنصری است که مقدار آن در نمونه بیش از ۱٪ وزنی می‌باشد.



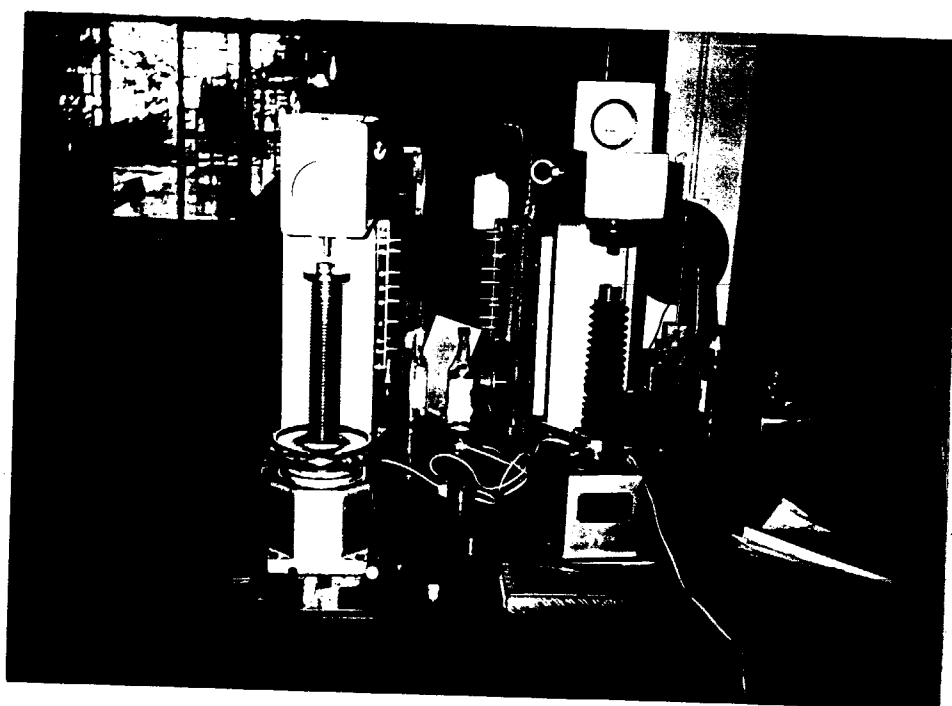
شکل (۸-۳) ابزار پتانسیو استات همراه با رایانه برای تعیین مقاومت خوردگی نمونه‌ها

### ۷-۳) آزمایش‌های سایش

#### ۱-۷-۳) اندازه‌گیری سختی

میزان سختی نمونه‌ها توسط دستگاه سختی سنج AMSLER-WOLPERT مدل HT-2001 برحسب ویکرز اندازه‌گیری شد (شکل ۹-۳). در این آزمایش هرم الماسی با زاویه رأس ۱۳۶ درجه روی دستگاه نصب گردید. سپس میزان بار ۳۱/۲۵ کیلوگرم توسط هرم الماسی روی قطعه وارد آمد. در این حالت میانگین مجموع دو

قطر اثر فرورونده روی نمونه ، توسط میکروسکوپ با بزرگنمایی ۰/۱ میلیمتر تعیین و در نهایت با استفاده از جداول موجود [۵۹] رقم سختی تک تک نمونه‌ها بدست آمد.

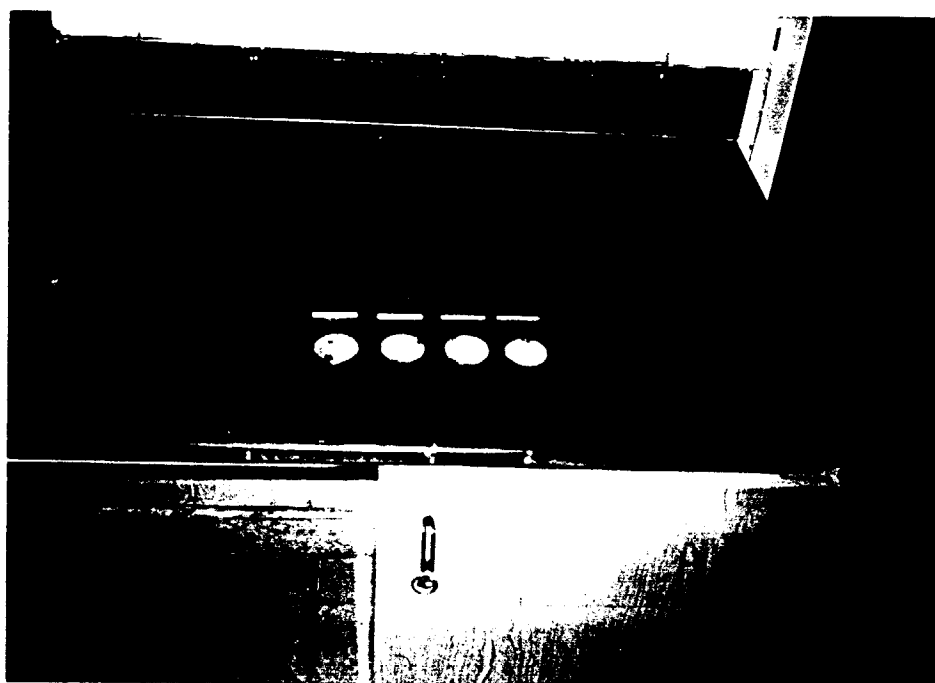


شکل ۳-۹) دستگاه سختی سنج AMSLER برای تعیین سختی نمونه‌ها برحسب ویکرز.

### ۳-۷-۲) سایش [۶۰]

بررسی مقاومت سایشی آلیاژهای چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم، طبق استاندارد B.S. 375-86 صورت گرفت. مراحل انجام آزمایش به قرار زیر است:

ابتدا دیسکهای تهیه شده برای این آزمایش با سمباده SiC تا شماره ۱۰۰۰ پرداخت، توسط محلول  $Al_2O_3$  پولیش شده و سپس به همراه پین استاندارد از جنس فولاد ۵۲۱۰۰ (فولاد بلبرینگ به قطر ۵ میلیمتر و ارتفاع ۵۰ میلیمتر با عرقچین در دو انتهای آن) با استن شستشوی کامل گردید. (شکل ۳-۱۰).



شکل (۳-۱۰) نمونه‌ای از پین و دیسک تهیه شده در آزمایش سایش.

دستگاه سایش نیز از نوع پین و دیسک (Pin-on-Disk Wear Machine) بود (شکل ۳-۱۱). در ابتدای آزمایش، نمونه و پین، وزن و درفیکسچر مربوطه نصب شدند. برای عمود شدن پین به نمونه، بازوی افقی را تراز کرده و بعد سطح پین به نمونه تماس داده شد. سپس وزنه‌های تعادل را جابجا کرده تا بازوی افقی بدون بار اعمالی بالانس شود. بار اعمالی روی نمونه، با استفاده از رابطه زیر محاسبه گردید:

$$f_1 = (f_2 \times 2) / 6.3 \quad (8-3)$$

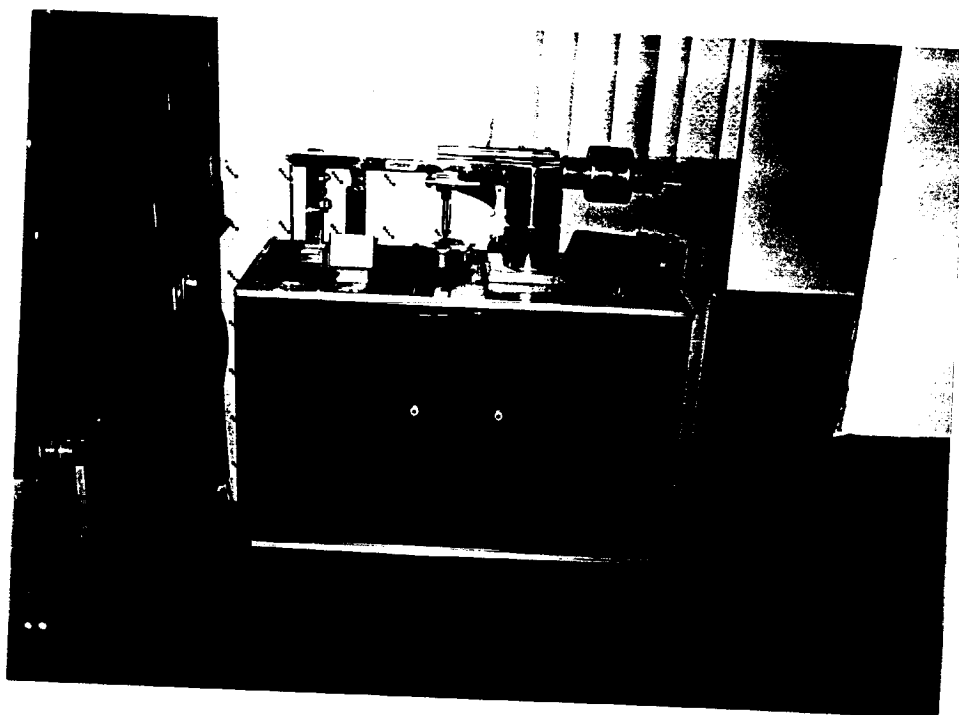
که در این رابطه،  $f_1$  نیرویی است که باید در انتهای بازو اعمال شود و  $f_2$  نیرویی است که روی سطح پین می‌خواهیم داشته باشیم. و بالاخره وزنه در انتهای بازوی افقی قرار داده شد.

در این مرحله، سیستم آماده عملیات بود. ابتدا سرعت حرکت دستگاه توسط دکمه‌های عمودی و افقی روی پانل کنترل، مشخص و کنترل دستگاه روشن شد. قبل از شروع تست، بازوی اعمال نیرو از سطح نمونه جدا شد تا چسبندگی بین دو سطح در لحظه شروع تست به وجود نیاید. قبل از خاموش کردن دستگاه (حین تست) نیز بازوی اعمال نیرو از سطح نمونه جدا شد تا چسبندگی بین دو سطح ایجاد نشود.

برای پیدا کردن مسافت، شعاع دورانی در نظر گرفته شد. بدین ترتیب که محیط حرکت سایش ( $2\pi R$ )، تعیین و این عدد در تعداد شماره کنترل ضرب گردید. مقدار بدست آمده، مسافتی است که طی شده است. وزن نمونه در هر مرحله توسط ترازو با دقت  $0.1 \text{ mg}$  (شکل ۳-۷) اندازه‌گیری شد. وزن پین نیز اول و آخر تست توزین و سرانجام نتایج هر مرحله در نموداری تنظیم گشت.

### ۸-۳) آزمایش با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)

به منظور بررسی سطوح سایش نمونه‌های هر گروه، همچنین تحقیق روی نمونه‌های خوردگی و اکسیدهای تشکیل شده در محیطهای خوردنده مذکور و در نهایت آنالیز نقطه‌ای، آزمایش SEM توسط دستگاه OXFORD انجام شد و عکس‌هایی تهیه گردید.



شکل (۱۱-۳) دستگاه سایش Pin - on- Disk

# فصل چهارم

## نتایج

### ۱-۴) آنالیز نمونه‌ها

ترکیب شیمیایی با پایه آهنی آلیاژهای مورد بحث توسط روش کوانتومتری حاصل شد که در جدول ۱-۴ آمده است.

جدول ۱-۴ ترکیب شیمیایی با پایه آهنی ۱۱ نمونه مورد آزمایش.

%C	%Si	%S	%P	%Mn
۳/۱۴۳	۳/۴۰۸	۰/۰۰۵۵	۰/۰۱۳۶	۰/۰۴۶۰
%Ni	%Mo	%Al	%Cu	%Cr
۰/۰۰۰۰	۰/۰۰۲۳	۰/۰۱۴۴	۰/۰۱۵۷	۰/۰۳۱۴

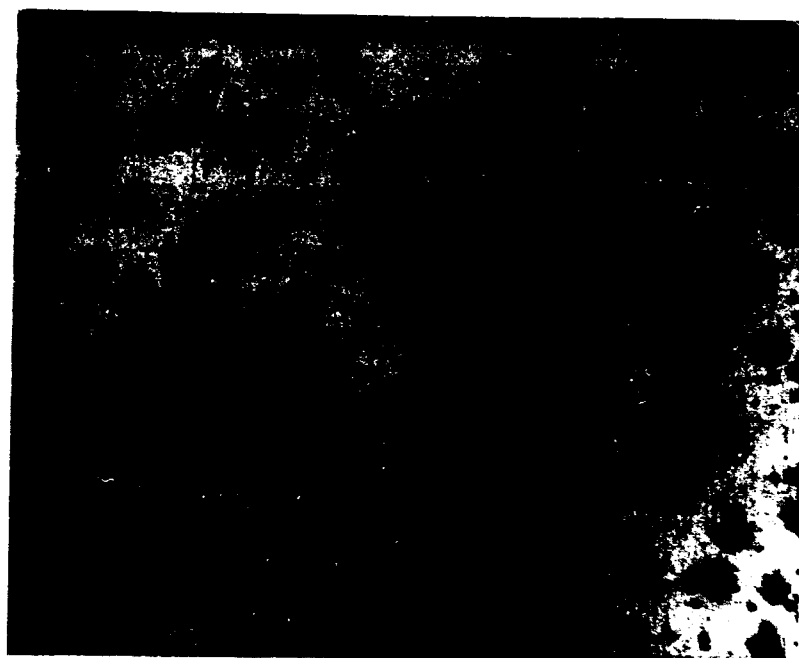
همچنین میزان عناصر تیتانیم و وانادیم در نمونه‌های آزمایشی نیز توسط روش مذکور بدست آمد که در جدول ۲-۴ گنجانده شده است.

### ۲-۴) بررسی‌های ریزساختاری

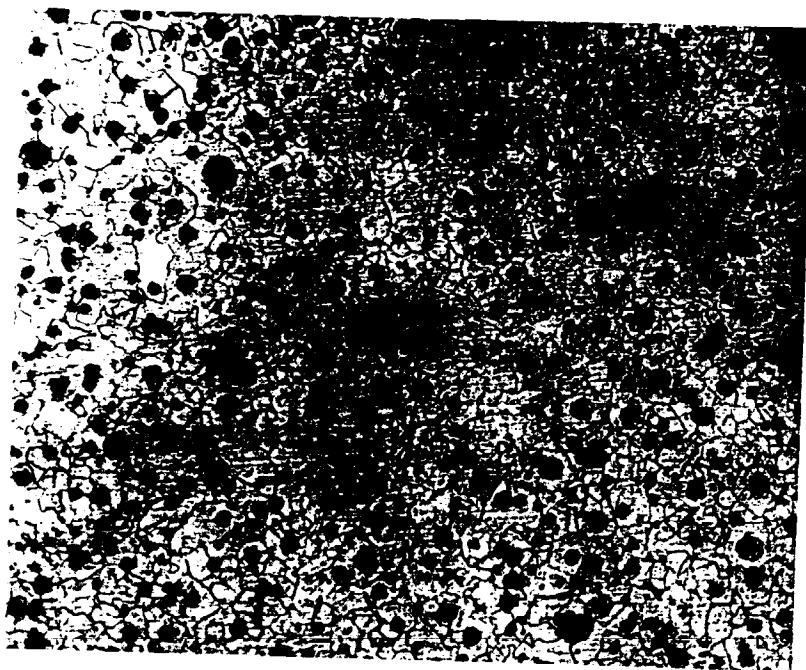
شکل ۱-۴ تا ۳۱-۴ ریزساختار نمونه‌ها را در حالت ریختگری و پس از عملیات آستمپرینگ نشان می‌دهند.

جدول ۲-۴ میزان عناصر تیتانیم و وانادیم در نمونه‌های آزمایشی.

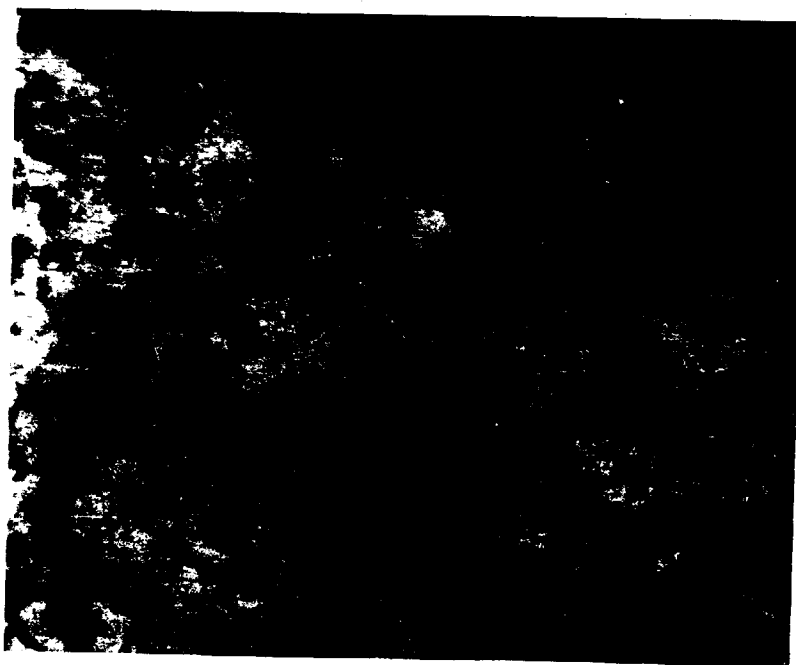
%Ti	نمونه	%V	نمونه
۰/۰۰۱۴	۱۱	۰/۰۰۳۳	۱۱
۰/۰۹۳۲	۶	۰/۰۸۱۴	۱
۰/۱۷۹۳	۷	۰/۱۹۷۰	۲
۰/۲۸۱۷	۸	۰/۲۷۵۳	۳
۰/۳۴۱۳	۹	۰/۳۶۲۱	۴
۰/۴۲۰۵	۱۰	۰/۴۴۹۸	۵



شکل (۴-۱) ریز ساختار نمونه ۱۱، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: پیکرال ۴٪).



شکل (۲-۴) ریز ساختار نمونه ۱، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 50$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۳-۴) ریز ساختار نمونه ۲، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).

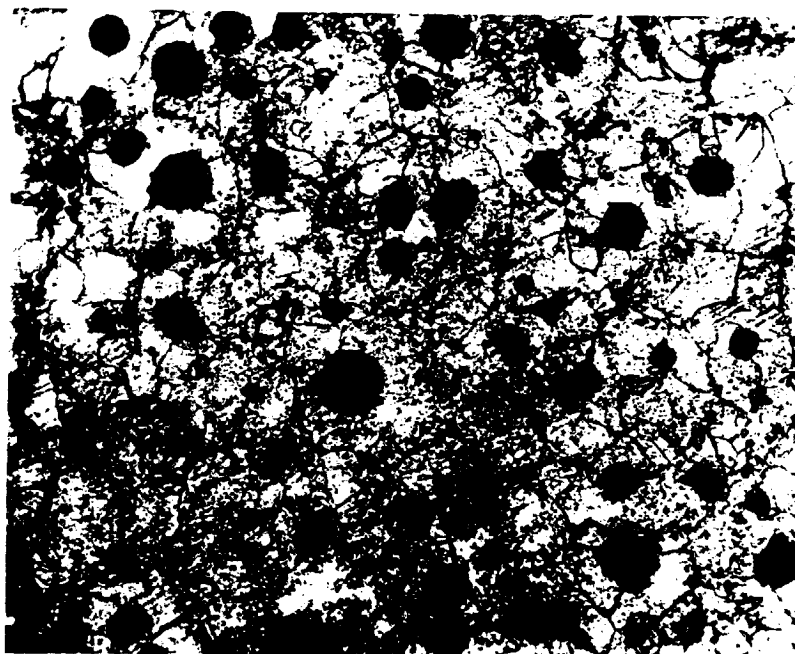




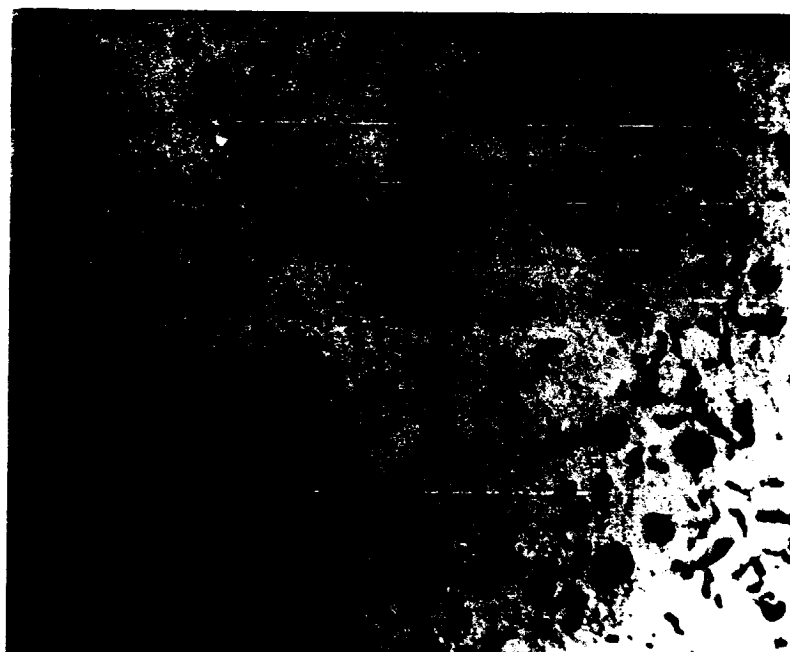
شکل (۴-۴) ریز ساختار نمونه ۳، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)



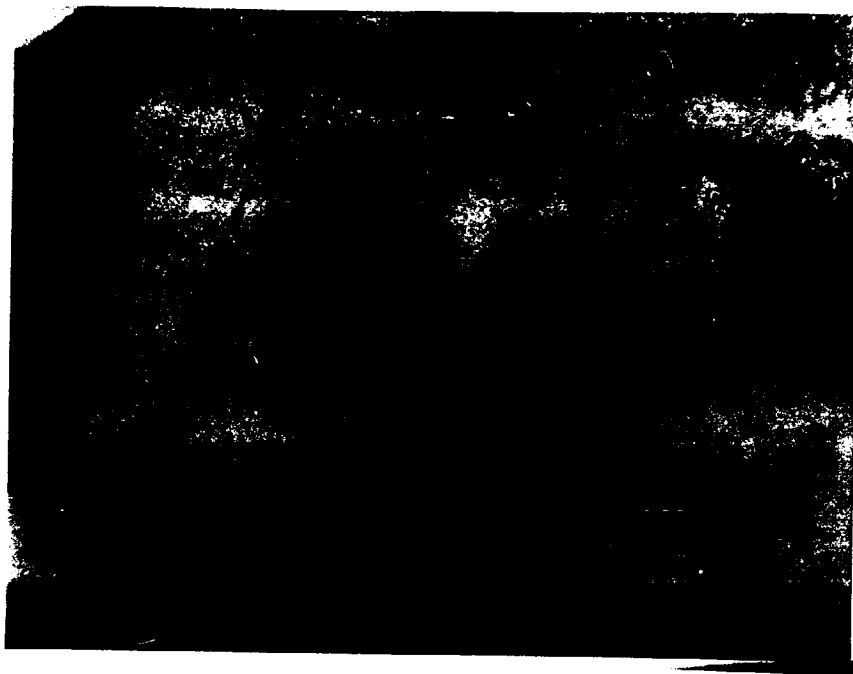
شکل (۵-۴) ریز ساختار نمونه ۴، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ : نایتال ۲٪)



شکل (۴-۶) ریز ساختار نمونه ۵، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۷) ریز ساختار نمونه ۱۰، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: پیکرال ۴٪).



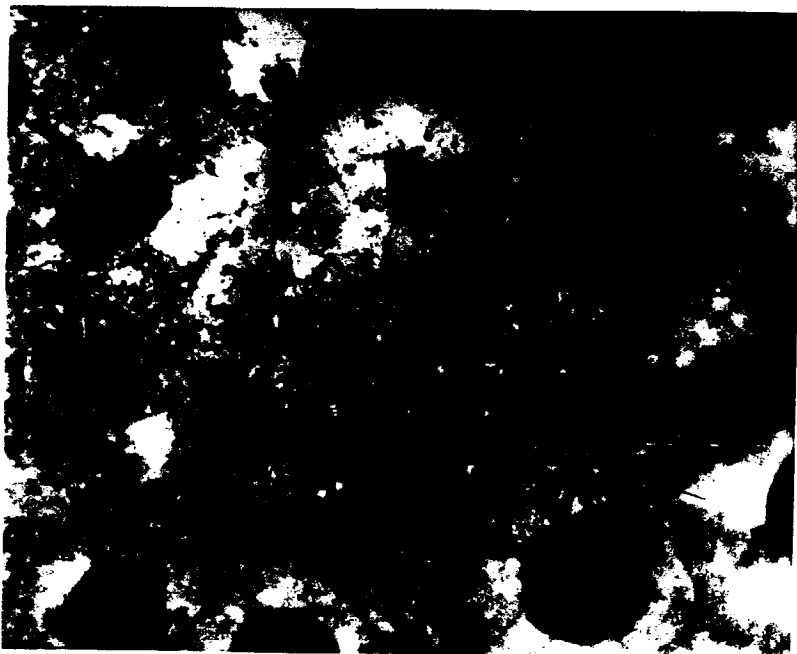
شکل (۸-۴) ریزساختار نمونه ۶ در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۹-۴) ریزساختار نمونه ۷، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



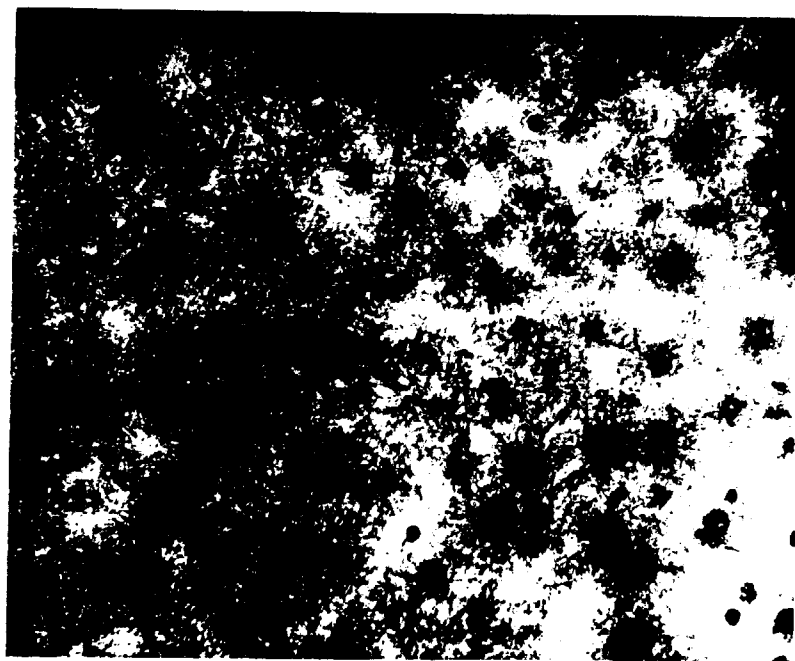
شکل (۴-۱۰) ریزساختار نمونه ۸ در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)



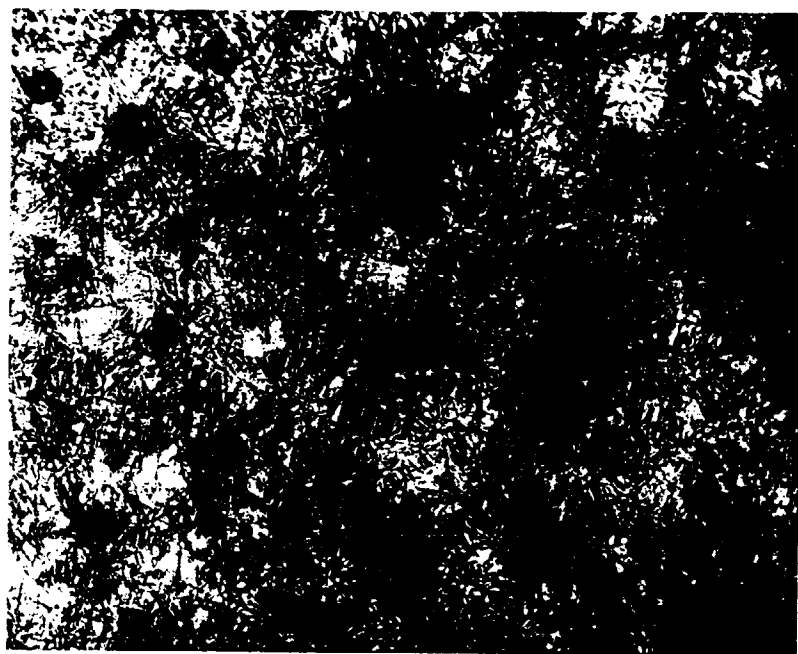
شکل (۴-۱۱) ریزساختار نمونه ۹ در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪)



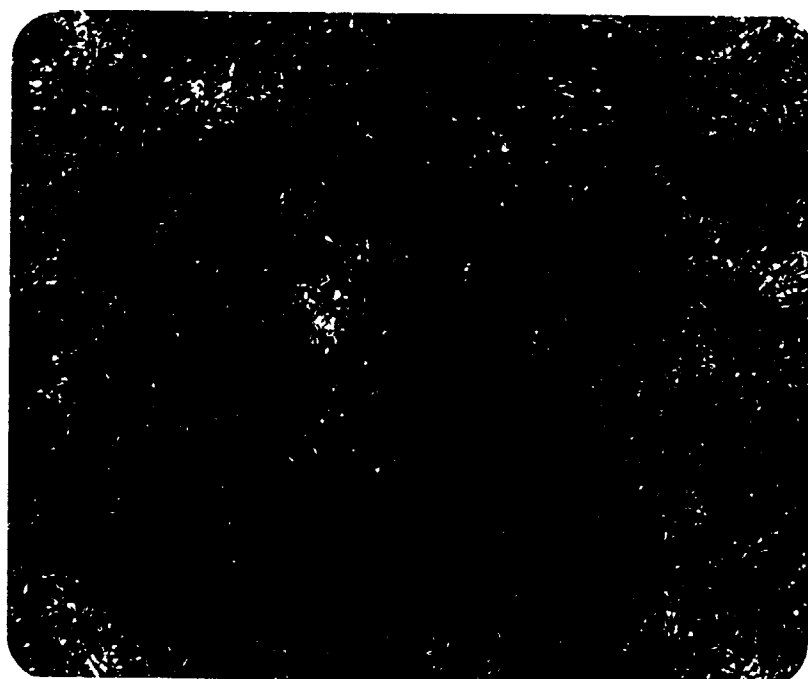
شکل (۴-۱۲) ریز ساختار نمونه ۱۰، در حالت ریختگی (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



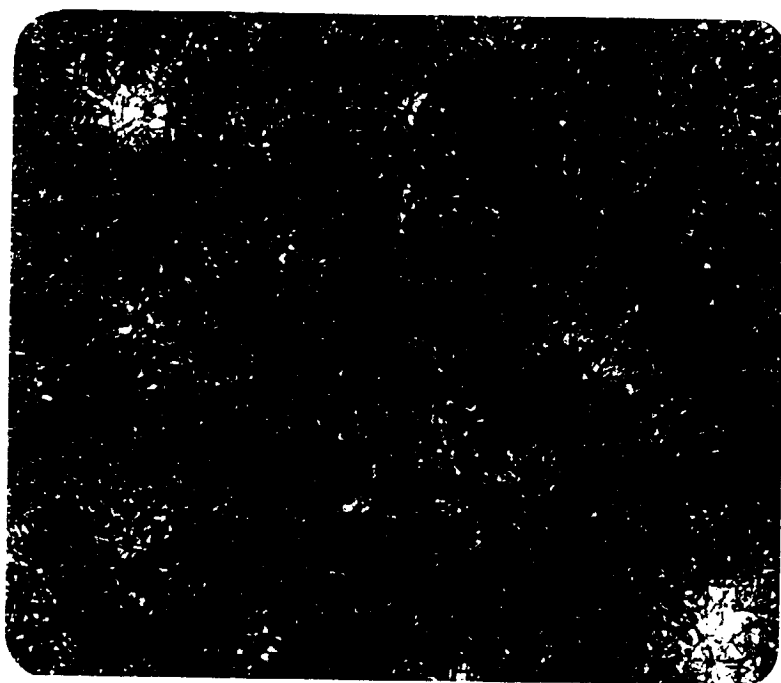
شکل (۴-۱۳) ریز ساختار نمونه ۱۱، آستمپر شده در دمای  $^{\circ}\text{C}$  ۳۵۰ (بزرگنمایی  $\times 1000$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۱۴) ریز ساختار نمونه ۱، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۱۵) ریز ساختار نمونه ۲، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $\times 100$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



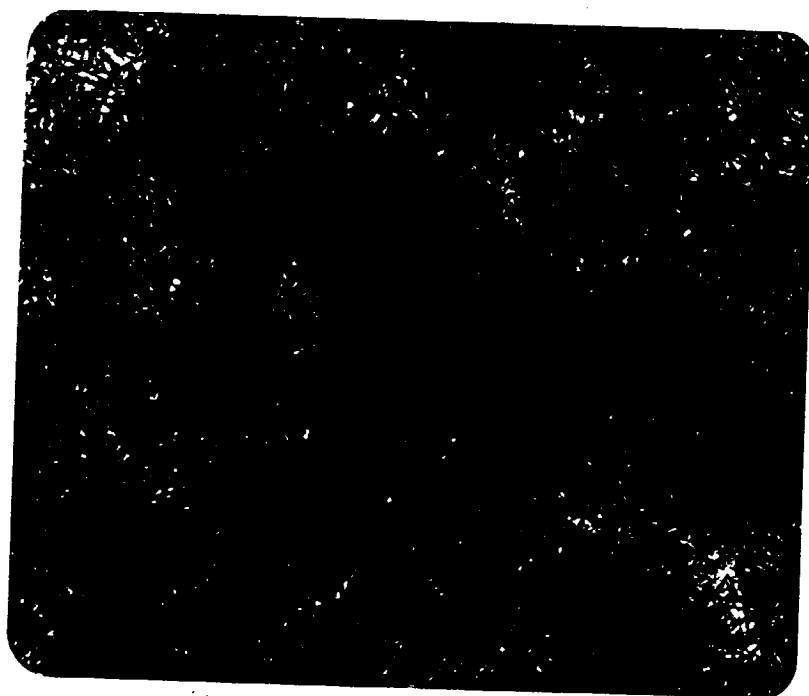
شکل (۴-۱۶) ریز ساختار نمونه ۳، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $200\times$ ، اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۱۷) ریز ساختار نمونه ۴، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $1000\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).

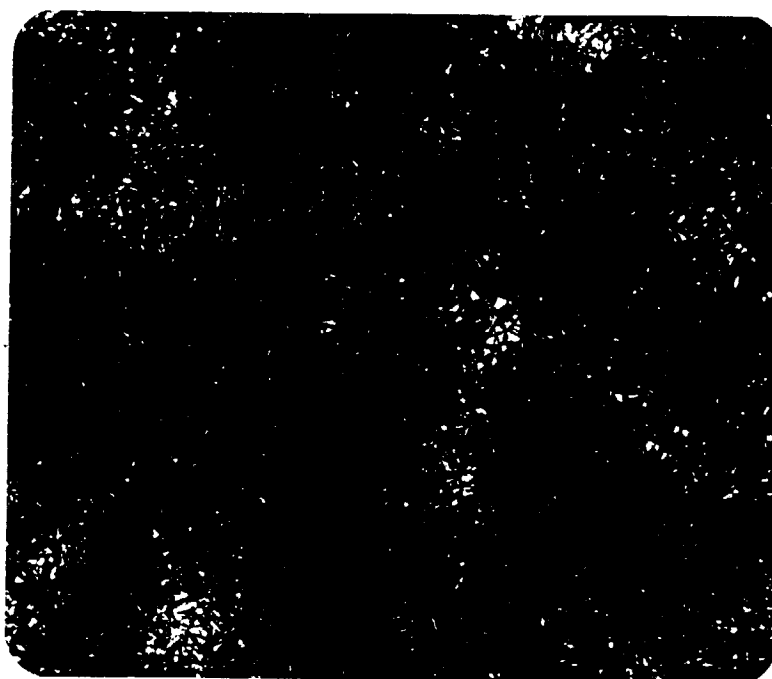


شکل (۴-۱۸) ریزساختار نمونه ۵، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$   
(بزرگنمایی  $\times 1000$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).

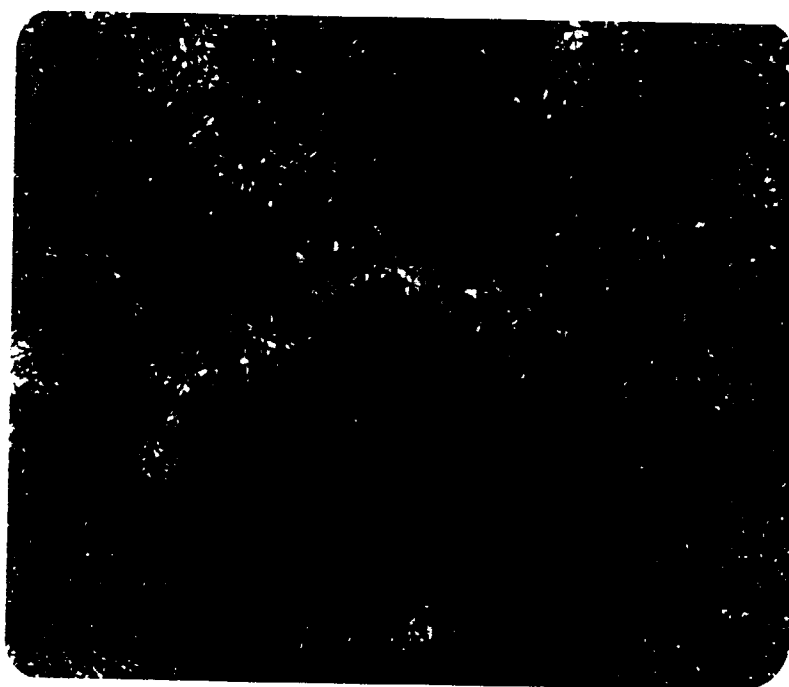


شکل (۴-۱۹) ریزساختار نمونه ۶، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$   
(بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).





شکل (۴-۲۰) ریز ساختار نمونه ۷، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $200\times$ ، اچ: نایتال ۲٪).

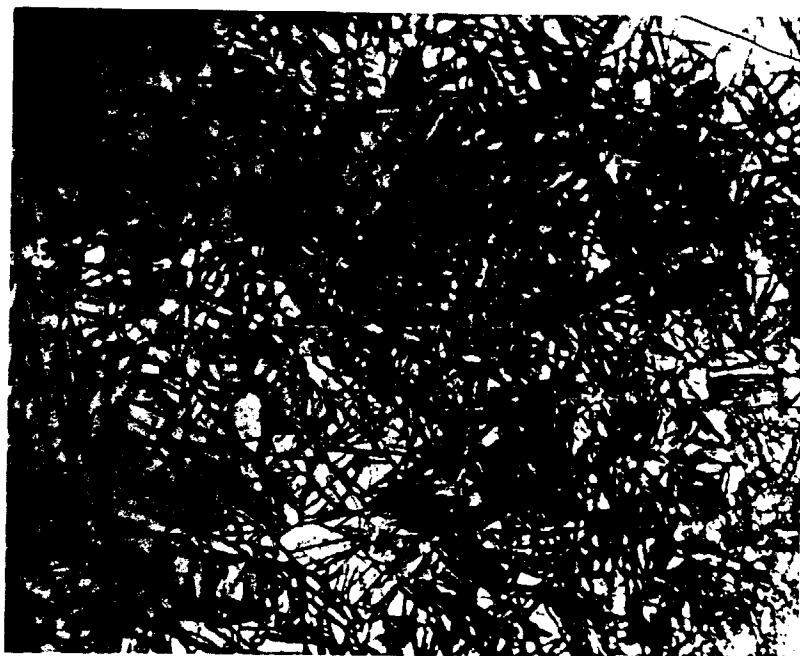


شکل (۴-۲۱) ریز ساختار نمونه ۸، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $100\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).

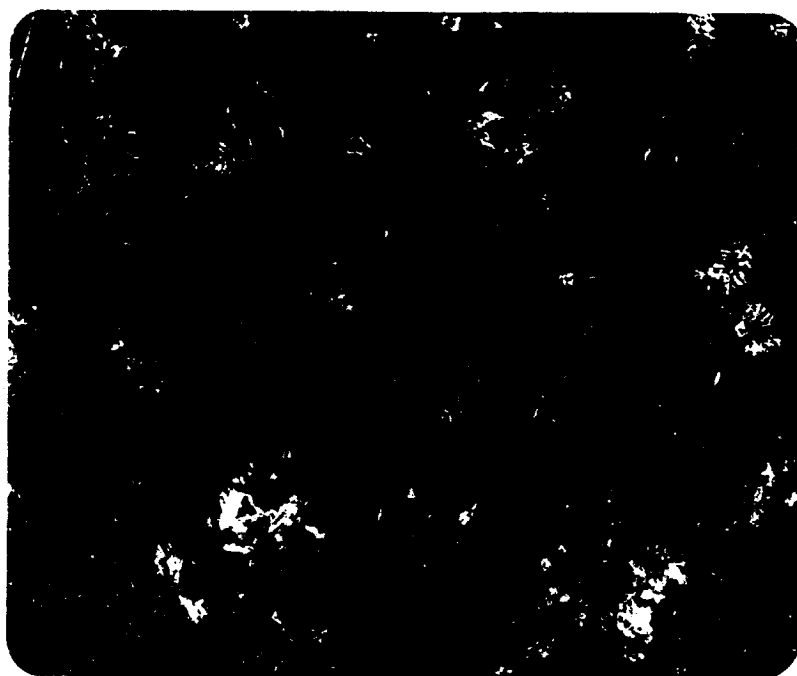


شکل (۲۲-۴) ریز ساختار نمونه ۹، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$

(بزرگنمایی  $\times 500$ ، اچ: نایتال ۲٪)



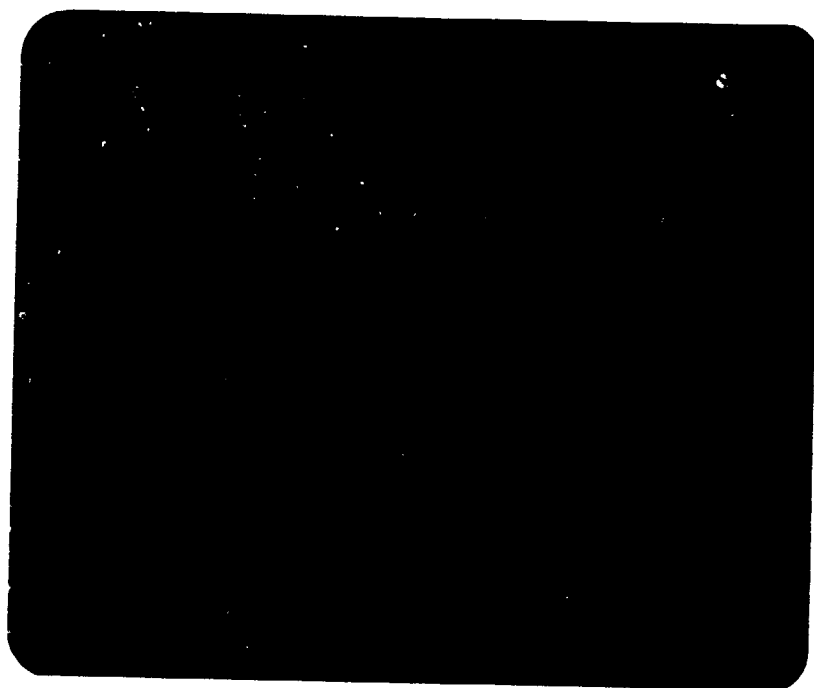
شکل (۲۳-۴) ریز ساختار نمونه ۱۰، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (بزرگنمایی  $\times 500$ ، اچ: نایتال ۲٪)



شکل (۲۴-۴) ریزساختار نمونه ۱۱، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  و در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات **Heat Tinting** قرار گرفته است. (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



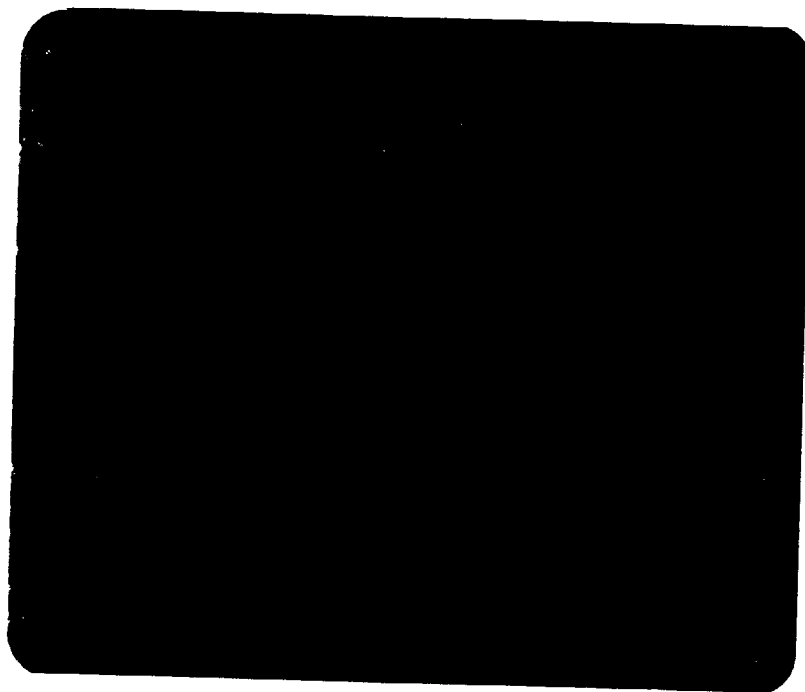
شکل (۲۵-۴) ریزساختار نمونه ۲، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  **Heat Tinting** شده در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۲۶) ریز ساختار نمونه ۳ آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $200\times$  اچ: نایتال ۲٪).



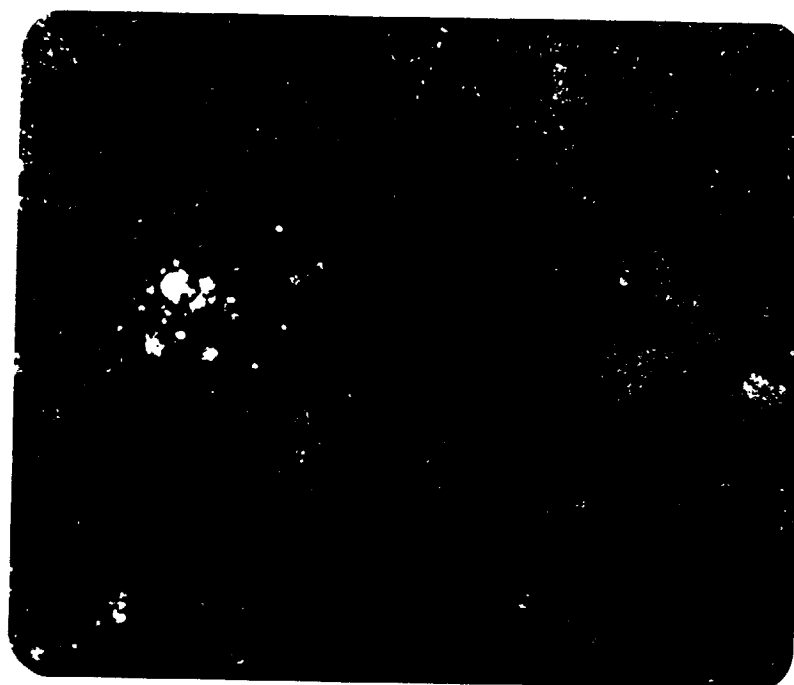
شکل (۴-۲۷) ریز ساختار نمونه ۴، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



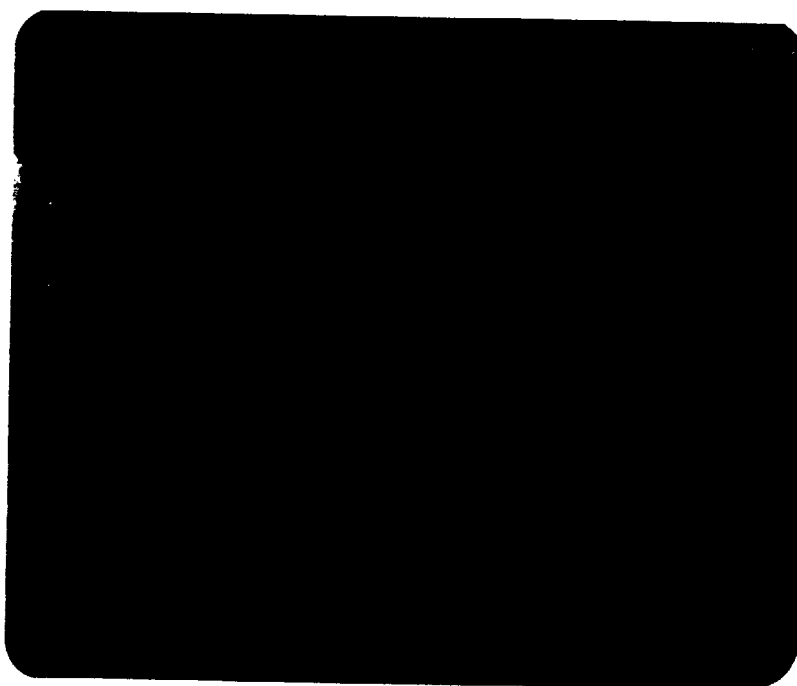
شکل (۴-۲۸) ریز ساختار نمونه ۵، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده  
در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $\times 500$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۴-۲۹) ریز ساختار نمونه ۷، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده  
در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $\times 200$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۳۰-۴) ریز ساختار نمونه ۹، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده  
در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).



شکل (۳۱-۴) ریز ساختار نمونه ۱۰، آستمپر شده در دمای  $350^{\circ}\text{C}$  Heat Tinting شده  
در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  و زمان ۱۰ دقیقه (بزرگنمایی  $200\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪).

### (۳-۴) جرم حجمی (چگالی)

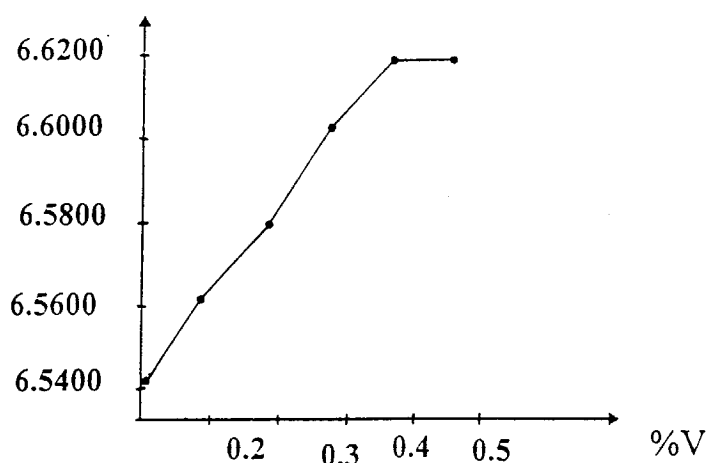
نتایج حاصل از بررسی چگالی نمونه‌ها در جدول ۳-۴ و شکل‌های ۳۲-۴ و ۳۳

نشان داده شده است .

جدول ۳-۴ چگالی نمونه‌های مورد آزمایش.

چگالی ( $\frac{g}{cm^3}$ )	نمونه	چگالی ( $\frac{g}{cm^3}$ )	نمونه
۶/۵۴۳۰	۶	۶/۵۶۲۱	۱
۶/۵۱۷۳	۷	۶/۵۸۰۰	۲
۶/۴۷۵۰	۸	۶/۶۰۲۶	۳
۶/۴۷۴۲	۹	۶/۶۱۷۰	۴
۶/۴۷۰۰	۱۰	۶/۶۱۶۴	۵
		۶/۵۴۱۶	۱۱

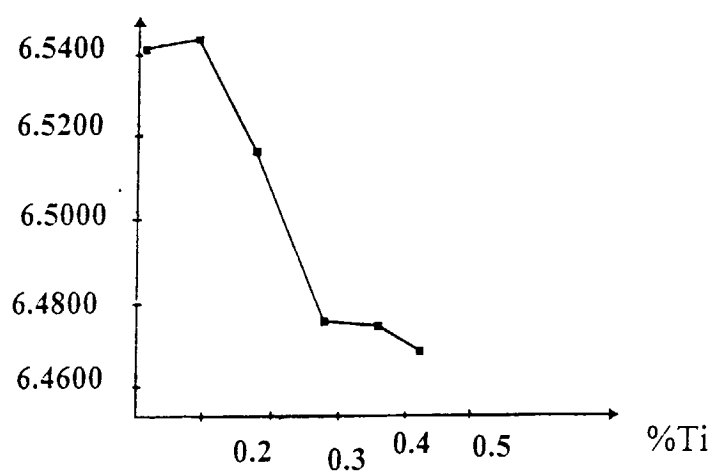
$\rho(\text{g/cm}^3)$



شکل (۳۲-۴) نمودار تغییرات دانسیته بر حسب درصد وانادیم در نمونه‌های چدن نشکن

آستمپر حاوی وانادیم

$\rho(\text{g/cm}^3)$



شکل (۳۳-۴) نمودار تغییرات دانسیته بر حسب درصد تیتانیم در نمونه‌های چدن نشکن

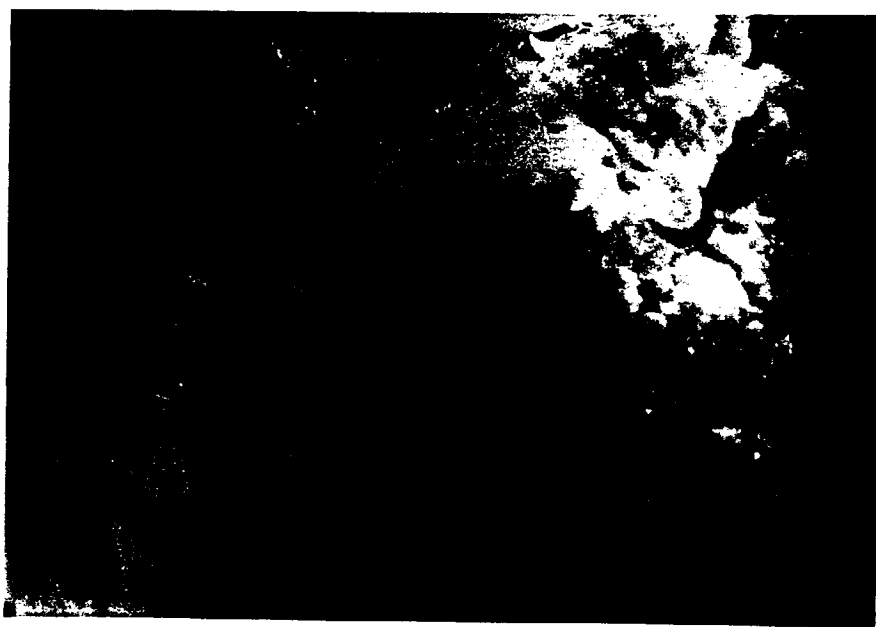
آستمپر حاوی تیتانیم



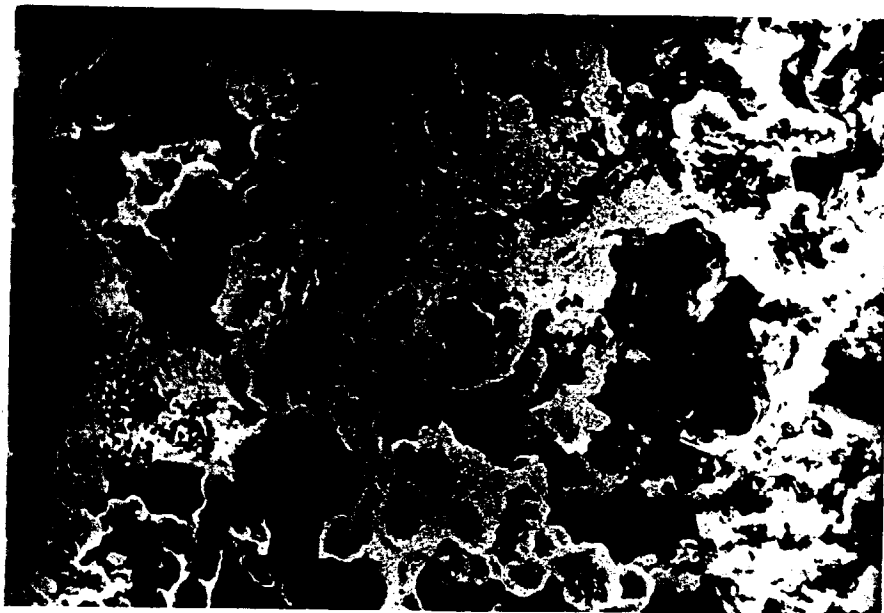
#### ۴-۴) آزمایش‌های خوردگی به روش غوطه‌وری

عکسهای تهیه شده برای بررسی اکسیدهای سطحی روی نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم در محیط‌های خورنده مذکور در اشکال ۴-۴ تا ۴-۳۷ آورده شده است.

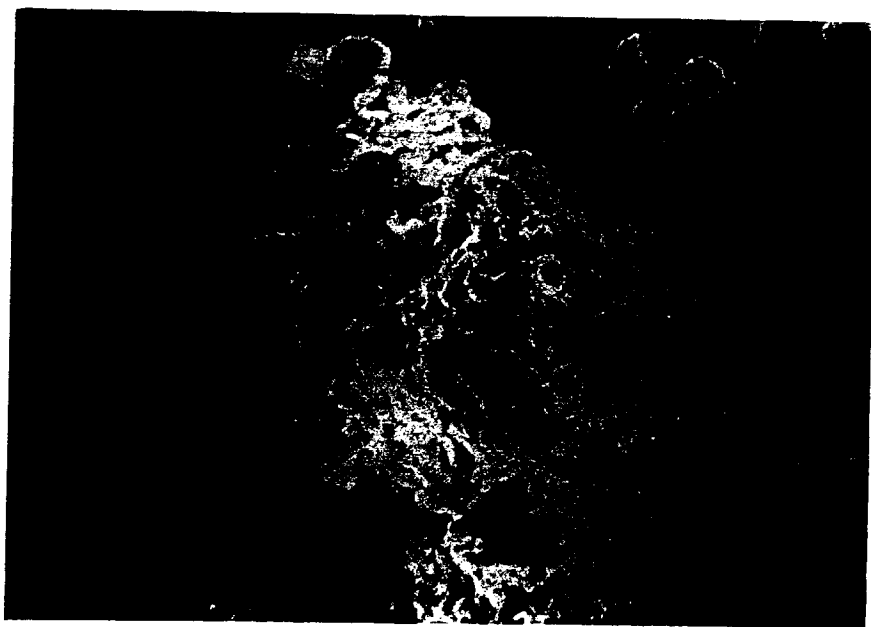
همچنین مدت زمان غوطه‌وری نمونه‌ها در جدول ۴-۴، آهنگ خوردگی نمونه‌ها در جداول ۴-۵، ۴-۶ و ۴-۷ و نمودارهای مقایسه‌ای آهنگ خوردگی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم در محیط‌های خاص در شکل‌های ۴-۳۸ تا ۴-۴۰ آمده است.



شکل (۴-۳۳) لایه‌های اکسیدی پیوسته و چسبنده روی نمونه ۹ در آب دریای طبیعی (SEM، بزرگنمایی  $\times 1000$ ).



شکل (۳۵-۴) قشر اکسیدی متخلخل نمونه ۳ در اسیدسولفوریک ۵٪ حجمی (SEM)،  
بزرگنمایی  $\times 500$ .



شکل (۳۶-۴) فیلم اکسید شده متخلخل نمونه ۷ در اسیداستیک ۵٪ حجمی (SEM)،  
بزرگنمایی  $\times 500$ .



شکل (۴-۳۷) گرافیت‌های کروی آزاد شده در نتیجه خوردگی نمونه ۳ در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (SEM بزرگنمایی  $\times 1500$ ).

جدول ۴-۴) مدت زمان غوطه‌وری نمونه‌های ADI در سه محیط آزمایشی

محیط آزمایش	زمان غوطه‌وری (ساعت)
آب دریای طبیعی (بوشهر)	۲۴۰
اسید سولفوریک ۵٪ حجمی	۷۲
اسید استیک ۵٪ حجمی	۷

جدول ۴-۵) سرعت خوردگی نمونه‌ها در آب دریای طبیعی (mpy).

نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۴/۹	۶	۴/۲
۲	۴/۵	۷	۳/۸
۳	۴/۳	۸	۳/۵
۴	۴/۰	۹	۳/۰
۵	۳/۷	۱۰	۲/۹
۱۱	۵/۳		

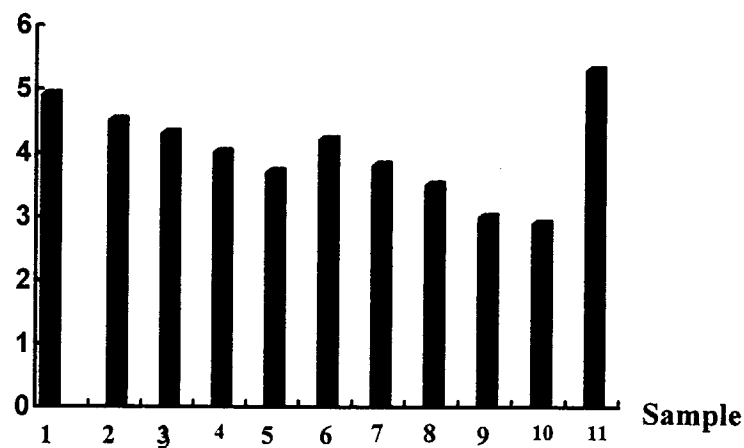
جدول ۴-۶) آهنگ خوردگی نمونه‌ها در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی

نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۱۶۳۲	۶	۱۷۲۳
۲	۱۵۸۳	۷	۱۶۸۴
۳	۱۵۱۵	۸	۱۶۴۳
۴	۱۴۰۲	۹	۱۶۴۲
۵	۱۲۸۲	۱۰	۱۶۳۶
۱۱	۱۷۵۳		

جدول ۴-۷) نرخ خوردگی نمونه‌ها در اسید استیک ۵٪ حجمی

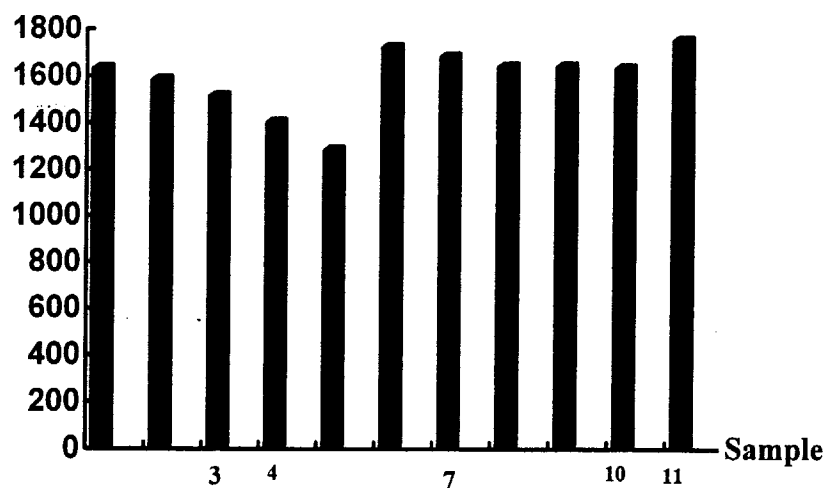
نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۵۲/۰	۶	۵۴/۲
۲	۴۸/۶	۷	۵۱/۷
۳	۴۸/۱	۸	۴۸/۱
۴	۴۵/۰	۹	۴۸/۴
۵	۴۲/۵	۱۰	۴۹/۳
۱۱	۵۷/۳		

Corrosion Rate  
(mpy)



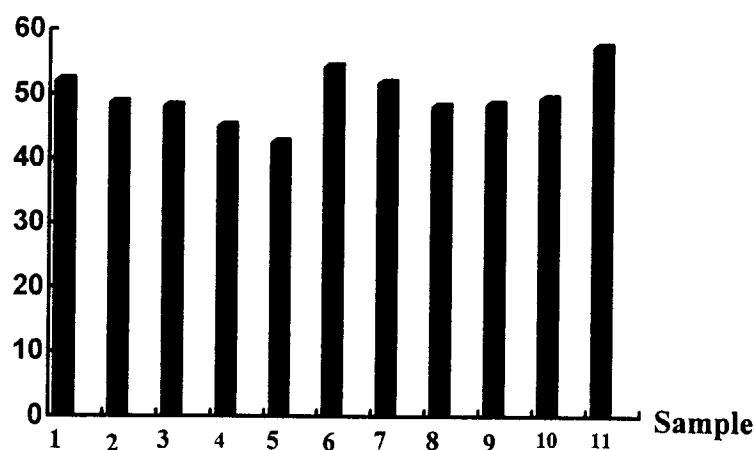
شکل (۳۸-۴) سرعت خوردگی نمونه‌های مذکور در آب دریای طبیعی (mpy).

Corrosion Rate  
(mpy)



شکل (۳۹-۴) سرعت خوردگی نمونه‌های ADI حاوی تیتانیوم و وانادیم در اسیدسولفوریک ۵٪ حجمی (mpy).

Corrosion Rate  
(mpy)



شکل (۴-۴) سرعت خوردگی نمونه‌های ADI تیتانیوم‌دار و وانادیوم‌دار در اسیداستیک ۵٪ حجمی

#### ۴-۵) آزمایش‌های خوردگی به روش پولاریزاسیون آندی -

##### کاتدی

نتایج بدست آمده از این آزمایش‌ها شامل جداول مربوط به پتانسیل مدار باز (O.C.P.) تک‌تک نمونه‌ها در محیط‌های خاص، نمودارهای پولاریزاسیون آندی-کاتدی، سرعت‌های خوردگی محاسبه شده از روش برون‌یابی تافل و نمودارهای مقایسه‌ای سرعت خوردگی در محیط‌های مذکور می‌باشند.

برای محاسبه سرعت خوردگی از نمودار پولاریزاسیون، ابتدا به روش اکستراپولاسیون تافل، از منحنی کاتدی و به کمک رایانه، مقدار لگاریتم دانسیته جریان خوردگی را بدست آورده، آنگاه با استفاده از فرمول (۳-۶) ارائه شده در فصل پیش، نرخ خوردگی محاسبه شد.

جدول ۴-۸) پتانسیل مدارباز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکتروود اشباع کالومل

(S.C.E.) در آب دریای طبیعی (mV).

نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)	نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)
۱	-۶۷۰	۶	-۶۳۷
۲	-۶۴۱	۷	-۶۲۳
۳	-۶۳۹	۸	-۶۱۸
۴	-۶۲۶	۹	-۶۰۵
۵	-۶۱۹	۱۰	-۶۰۲
۱۱	-۶۸۳		

جدول ۴-۹) پتانسیل مدارباز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکتروود اشباع کالومل

(S.C.E.) در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی (mV).

نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)	نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)
۱	-۴۶۶	۶	-۴۷۰
۲	-۴۵۹	۷	-۴۶۷
۳	-۴۵۲	۸	-۴۶۶
۴	-۴۳۸	۹	-۴۷۵
۵	-۴۲۱	۱۰	-۴۶۴
۱۱	-۴۸۲		



جدول ۴-۱۰) پتانسیل مدارباز (O.C.P.) نمونه‌ها نسبت به الکتروود اشباع کالومل

(S.C.E.) در اسید استیک ۵٪ حجمی (mV).

نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)	نمونه	پتانسیل مدارباز (mV)
۱	-۴۸۸	۶	-۴۹۶
۲	-۴۷۳	۷	-۴۸۵
۳	-۴۶۹	۸	-۴۷۱
۴	-۴۵۸	۹	-۴۷۴
۵	-۴۵۰	۱۰	-۴۷۷
۱۱	-۵۱۲		

جدول ۴-۱۱) سرعت خوردگی نمونه‌ها در آب دریای طبیعی ، آزمایش

پولاریزاسیون (mpy).

نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۶/۷	۶	۵/۸
۲	۵/۹	۷	۵/۱
۳	۵/۸	۸	۴/۸
۴	۵/۳	۹	۴/۰
۵	۵/۰	۱۰	۴/۰
۱۱	۷/۱		

جدول ۴-۱۲) سرعت خوردگی نمونه‌ها در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی، آزمایش

پولاریزاسیون (mpy).

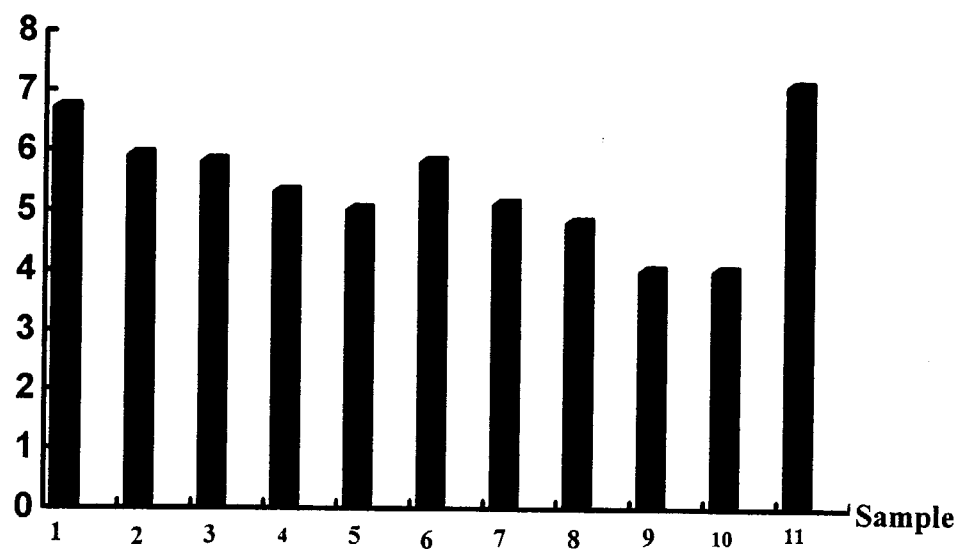
نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۱۸۵۰	۶	۱۹۰۲
۲	۱۷۹۴	۷	۱۸۸۱
۳	۱۷۱۸	۸	۱۸۵۹
۴	۱۵۸۶	۹	۱۸۵۰
۵	۱۴۵۶	۱۰	۱۸۴۲
۱۱	۱۹۸۷		

جدول ۴-۱۳) سرعت خوردگی نمونه‌ها در اسید استیک ۵٪ حجمی، آزمایش

پولاریزاسیون (mpy).

نمونه	سرعت خوردگی (mpy)	نمونه	سرعت خوردگی (mpy)
۱	۶۳/۲	۶	۶۶/۱
۲	۵۹/۰	۷	۶۲/۹
۳	۵۸/۰	۸	۵۸/۴
۴	۵۴/۷	۹	۵۸/۴
۵	۵۱/۸	۱۰	۵۹/۸
۱۱	۶۹/۷		

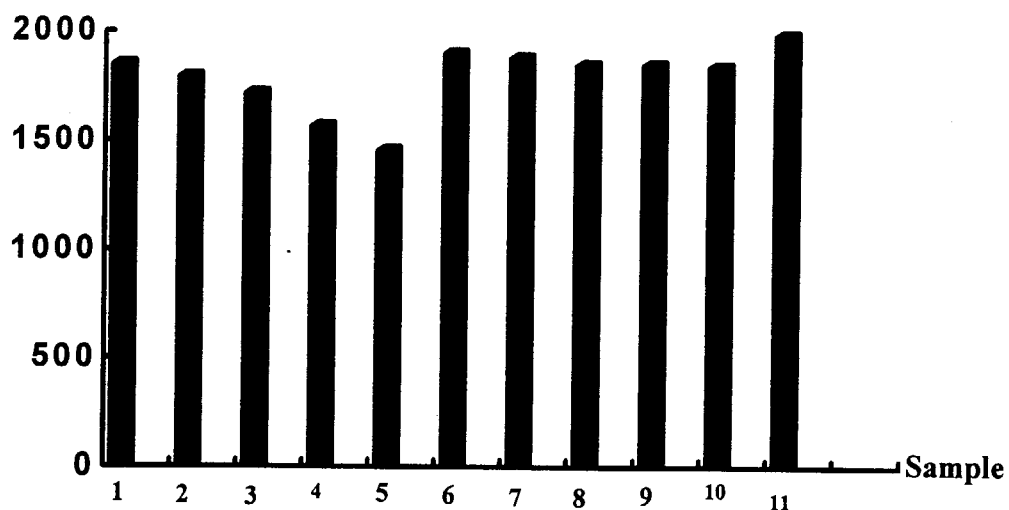
Corrosion Rate  
(mpy)



شکل ۴-۴) نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های مذکور در آب دریای

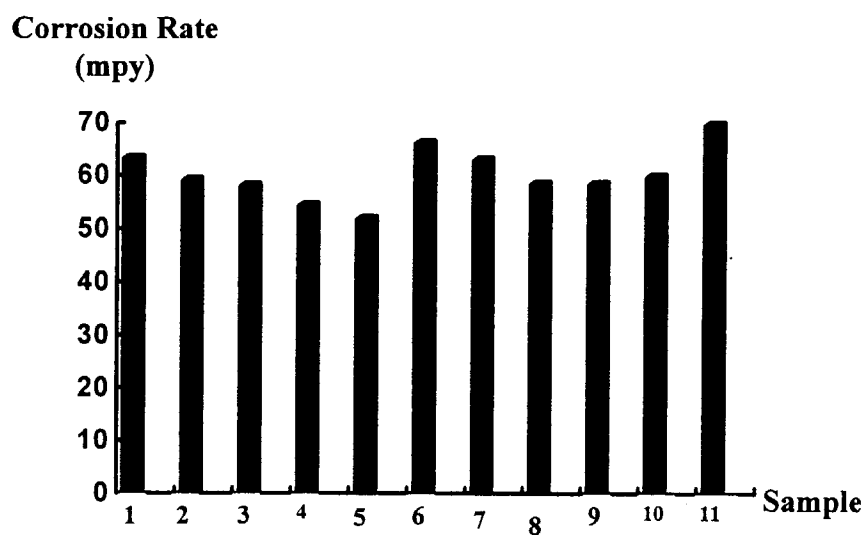
طبیعی (mpy).

Corrosion Rate  
(mpy)

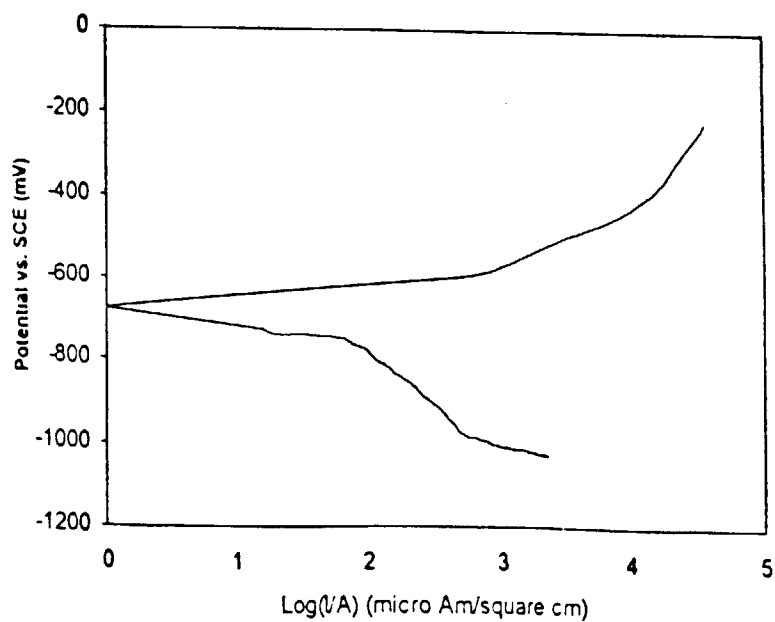


شکل ۴-۴) نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های ADI حاوی تیتانیم و

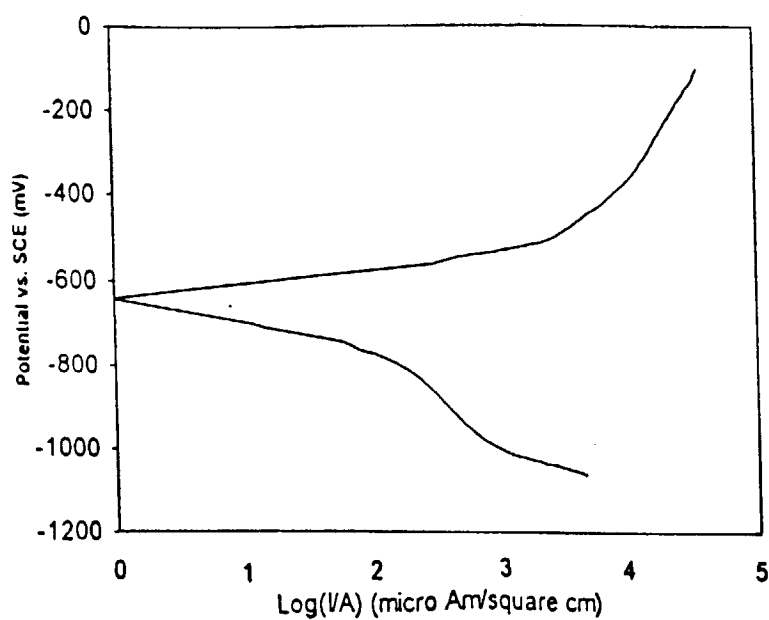
وانادیم در اسیدسولفوریک ۵٪ حجمی (mpy).



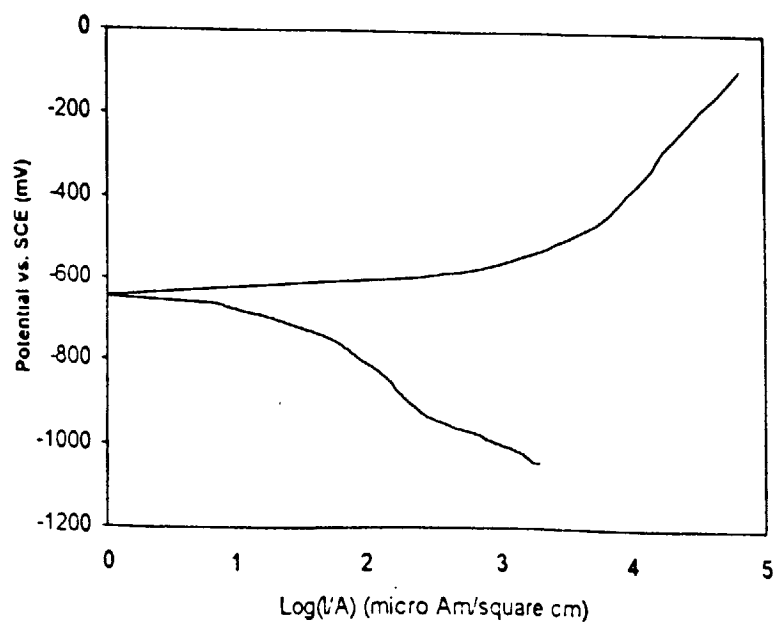
شکل ۴-۴۳) نمودار مقایسه‌ای سرعت‌های خوردگی نمونه‌های ADI تیتانیوم دار و وانادیم دار در اسیداستیک ۵٪ حجمی (mpy).



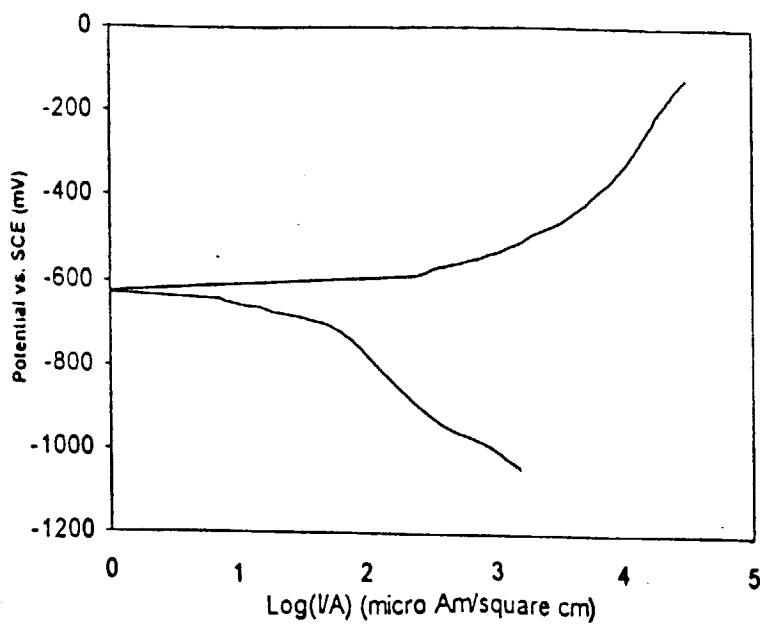
شکل ۴-۴۴) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱ در آب دریای طبیعی.



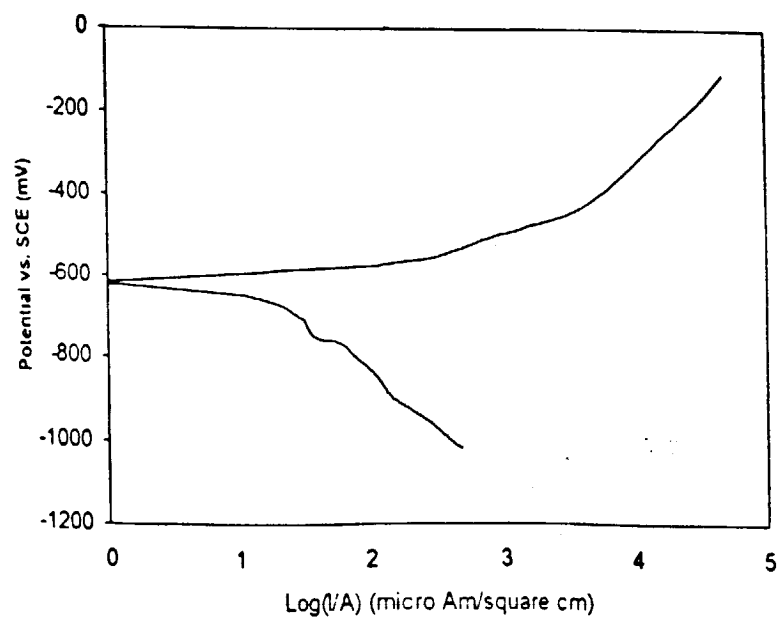
شکل ۴-۴۵) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۲ در آب دریای طبیعی.



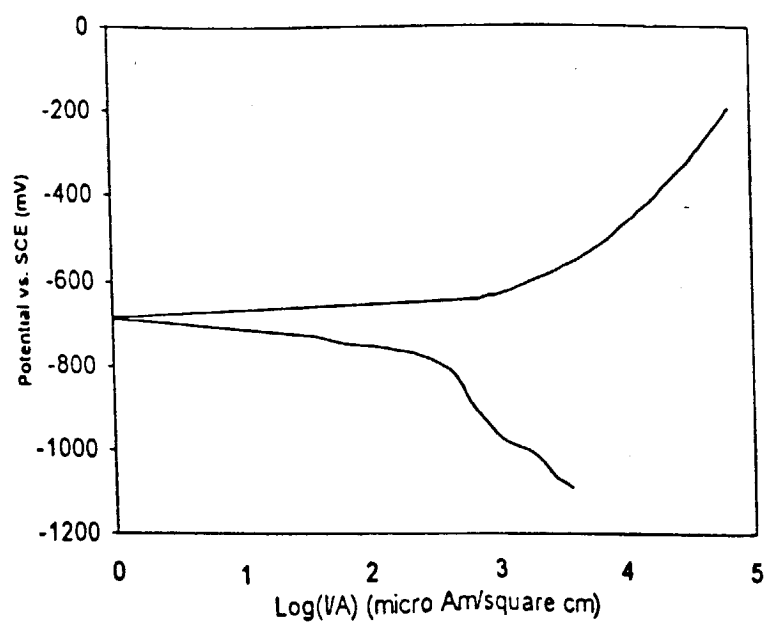
شکل ۴-۴۶) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۳ در آب دریای طبیعی.



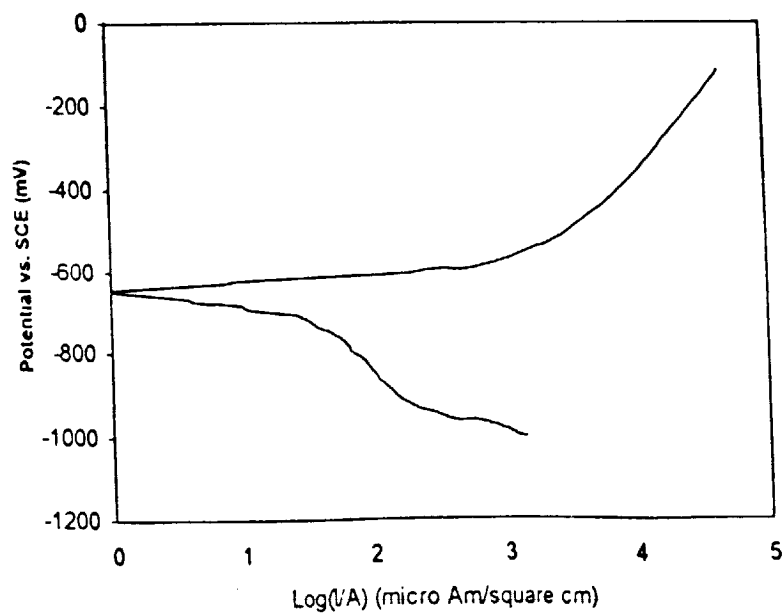
شکل ۴-۴۷) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۴ در آب دریای طبیعی.



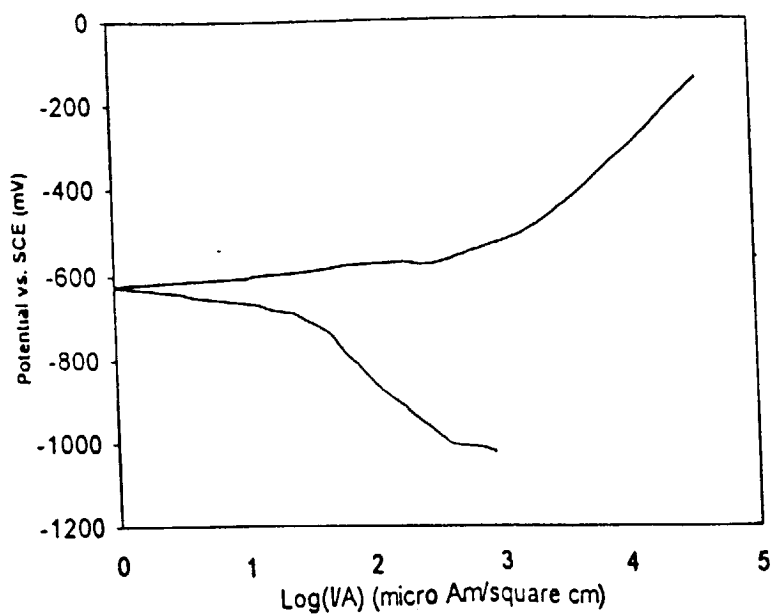
شکل ۴-۴۸) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۵ در آب دریای طبیعی.



شکل ۴-۴۹) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۱ در آب دریای طبیعی.

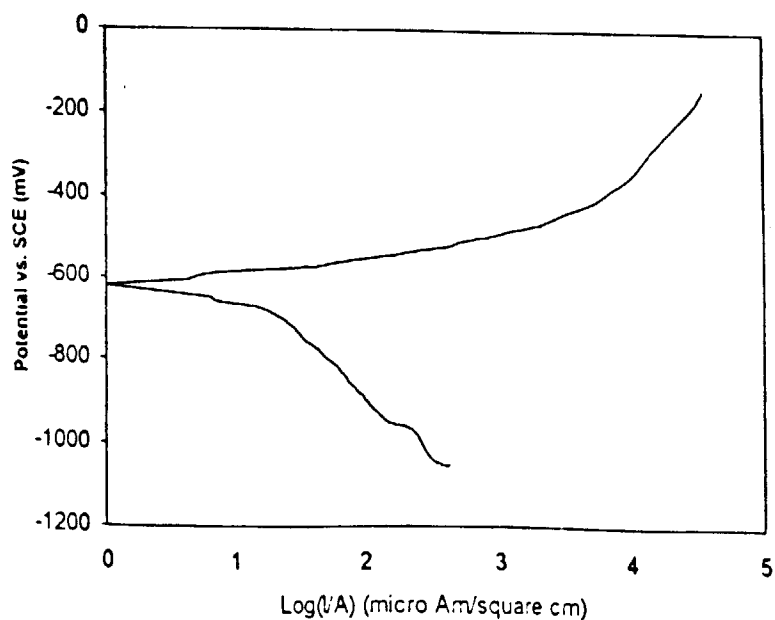


شکل ۴-۵۰) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۶ در آب دریای طبیعی.

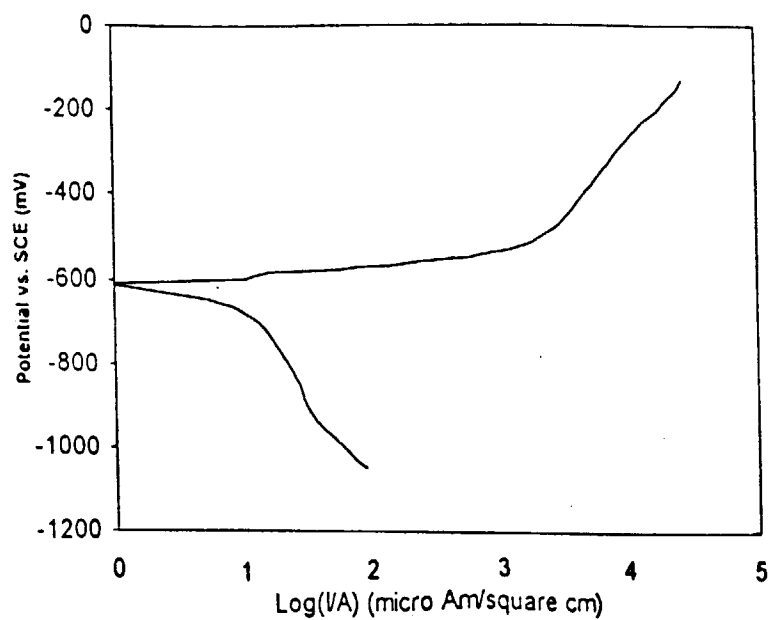


شکل ۴-۵۱) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۷ در آب دریای طبیعی.

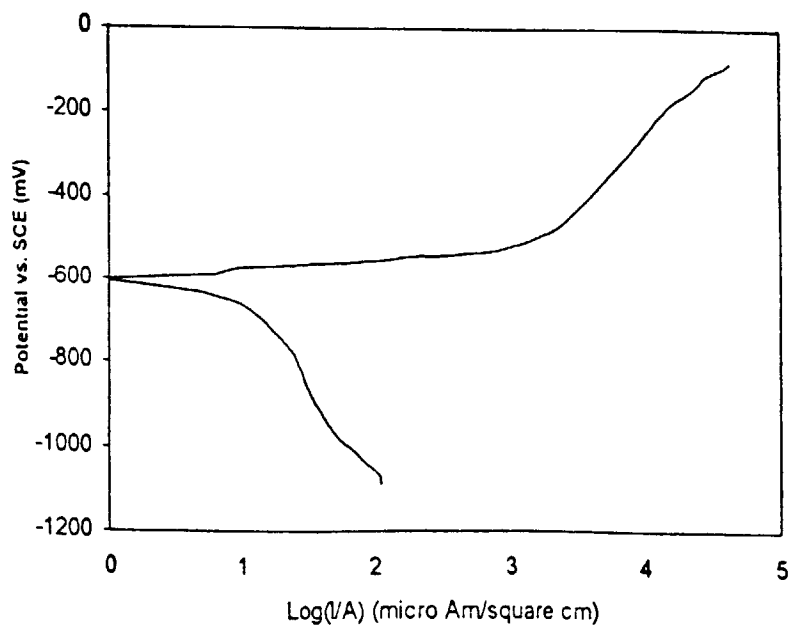




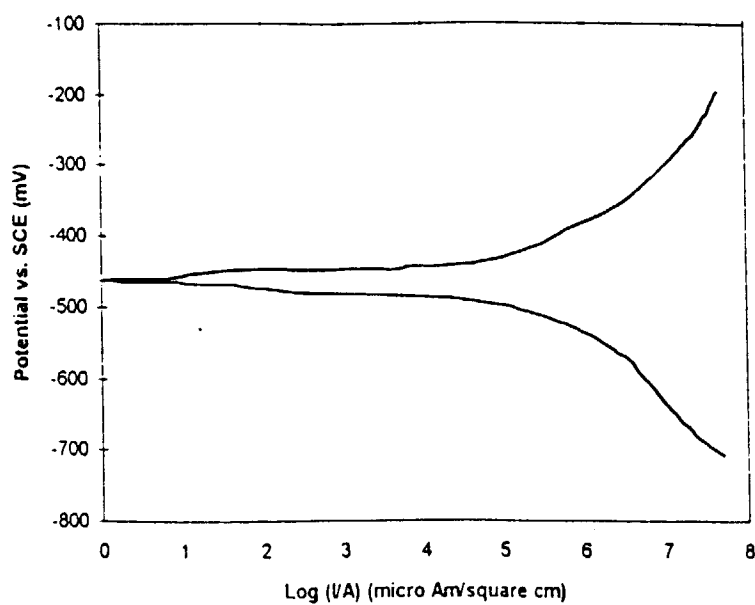
شکل ۴-۵۲) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۸ در آب دریای طبیعی.



شکل ۴-۵۳) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۹ در آب دریای طبیعی.

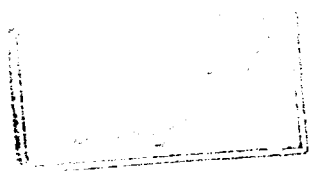


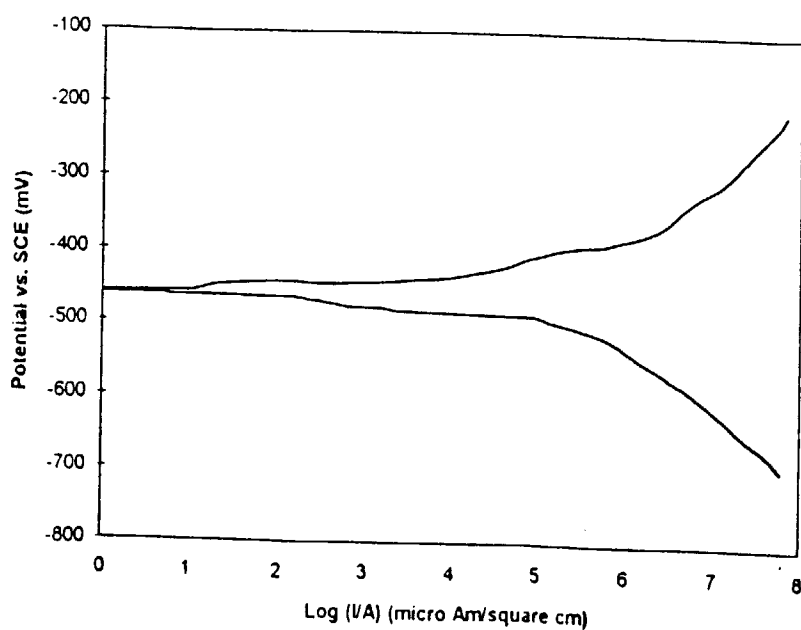
شکل ۴-۵۴) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۱۰ در آب دریای طبیعی.



شکل ۴-۵۵) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۱ در اسید سولفوریک ۵٪

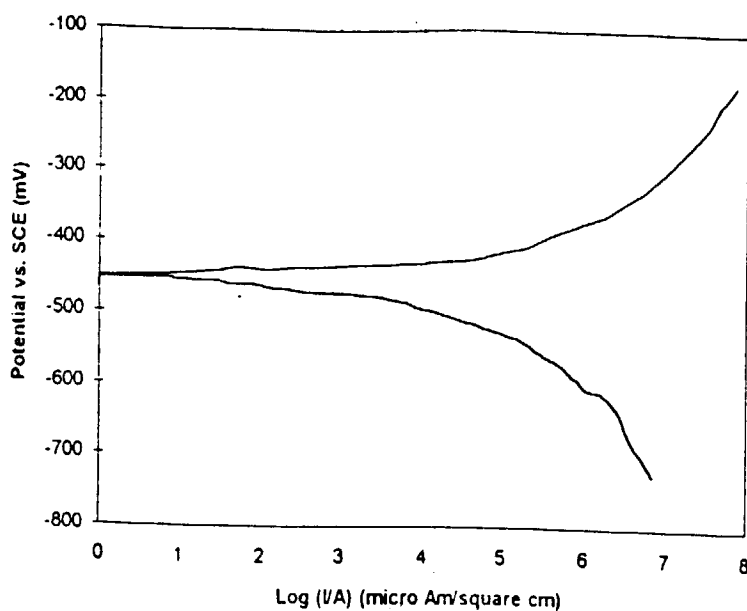
حجمی





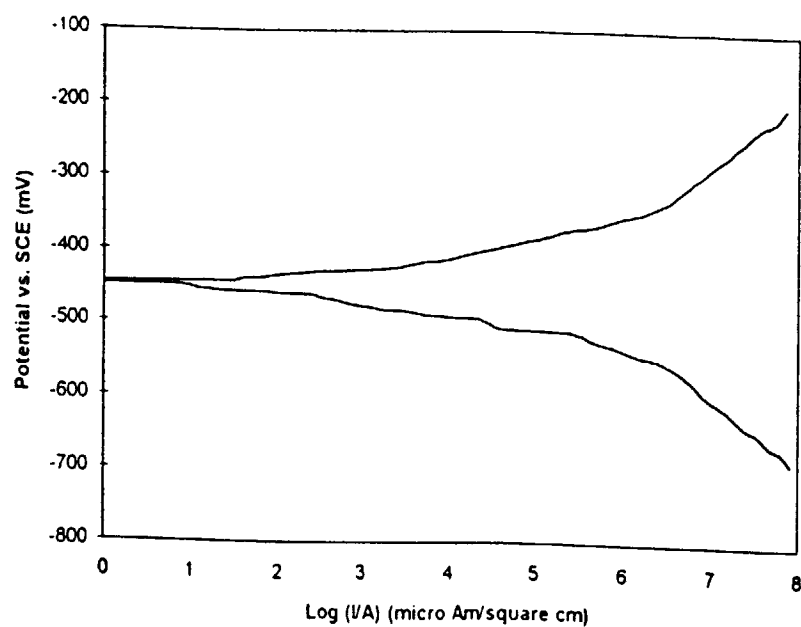
شکل ۴-۵۶) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۲ در اسیدسولفوریک ۵٪

حجمی.



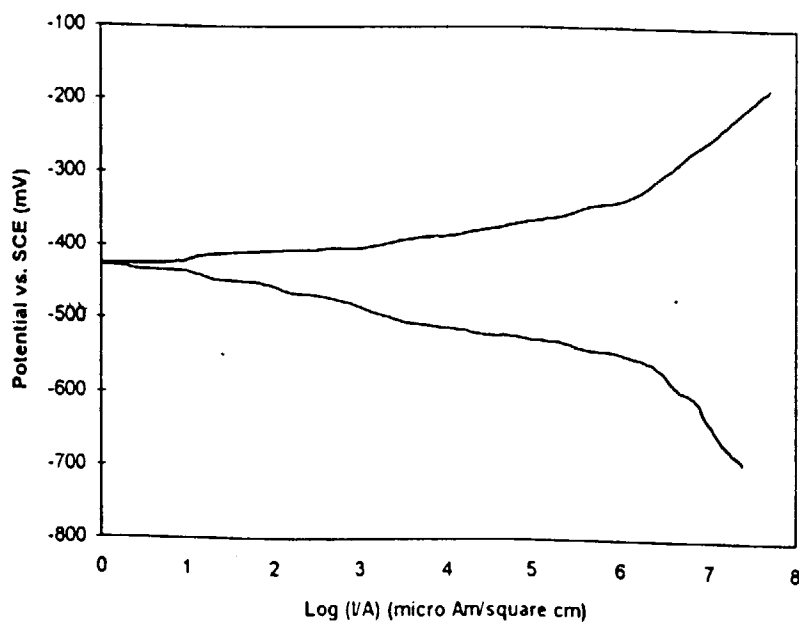
شکل ۴-۵۷) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۳ در اسیدسولفوریک ۵٪

حجمی.



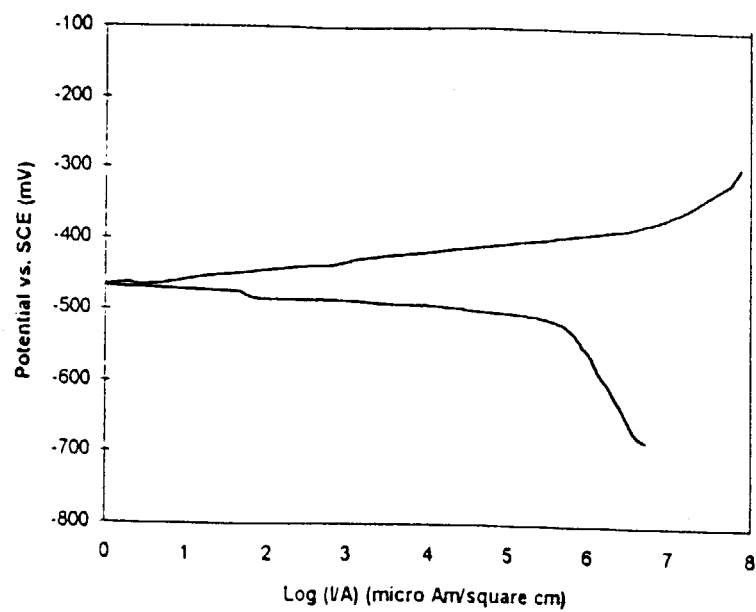
شکل ۴-۵۸) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۴ در اسید سولفوریک ۵٪

حجمی.



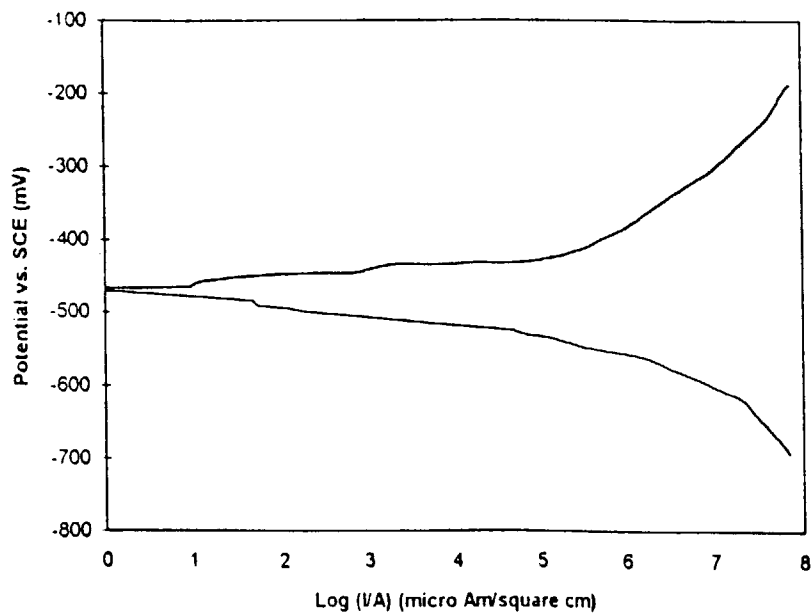
شکل ۴-۵۹) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۵ در اسید سولفوریک ۵٪

حجمی.



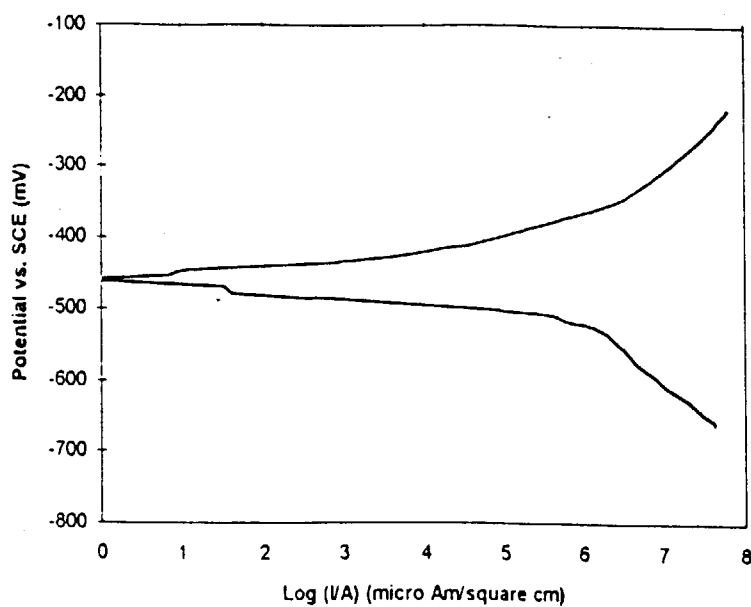
شکل ۴-۶) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۶ در اسید سولفوریک ۵٪

حجمی.



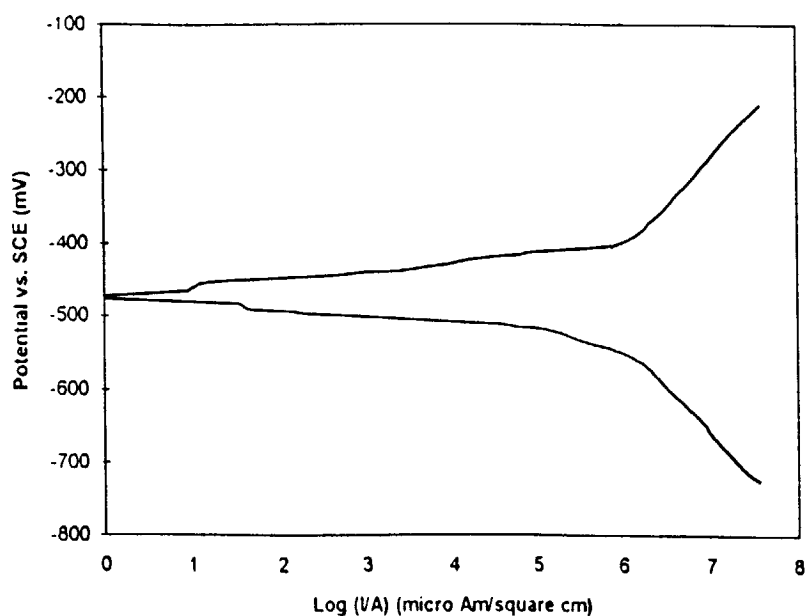
شکل ۴-۶۱) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۷ در اسید سولفوریک ۵٪

حجمی.

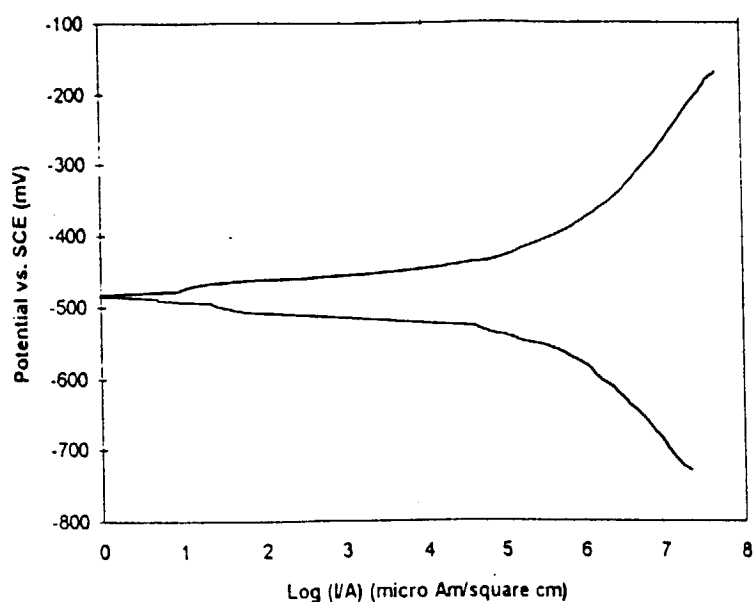


شکل ۴-۶۲) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۸ در اسید سولفوریک ۵٪

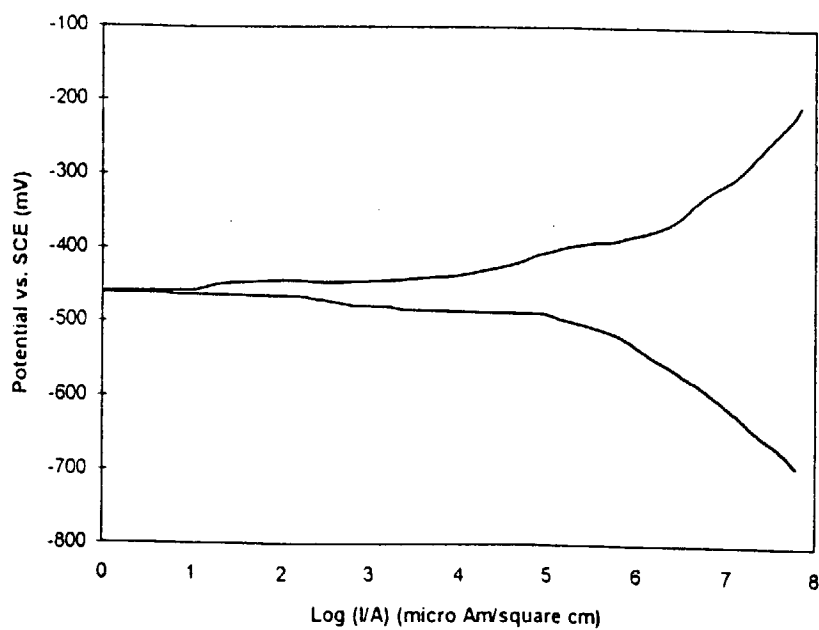
حجمی.



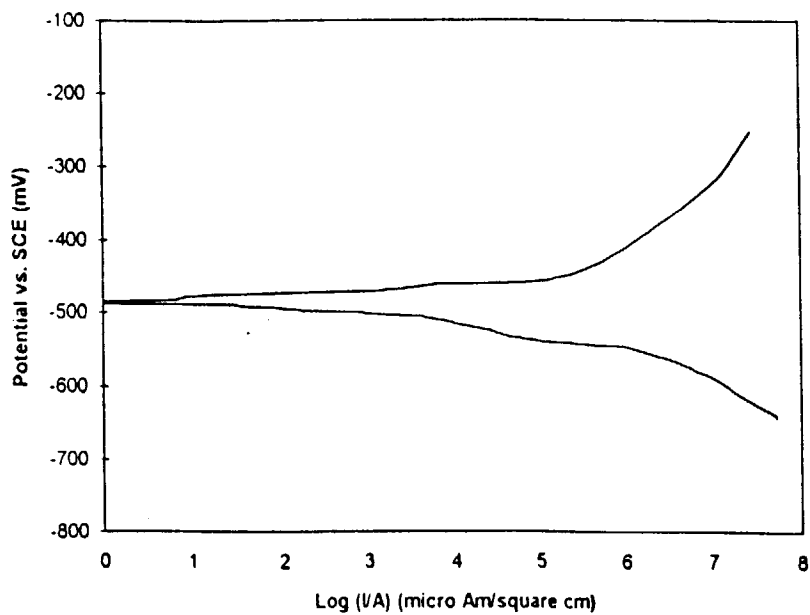
شکل ۴-۶۳) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۹ در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی.



شکل ۴-۶۴) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۱۰ در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی.



شکل ۴-۶۴) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۱۰ در اسید سولفوریک ۵٪

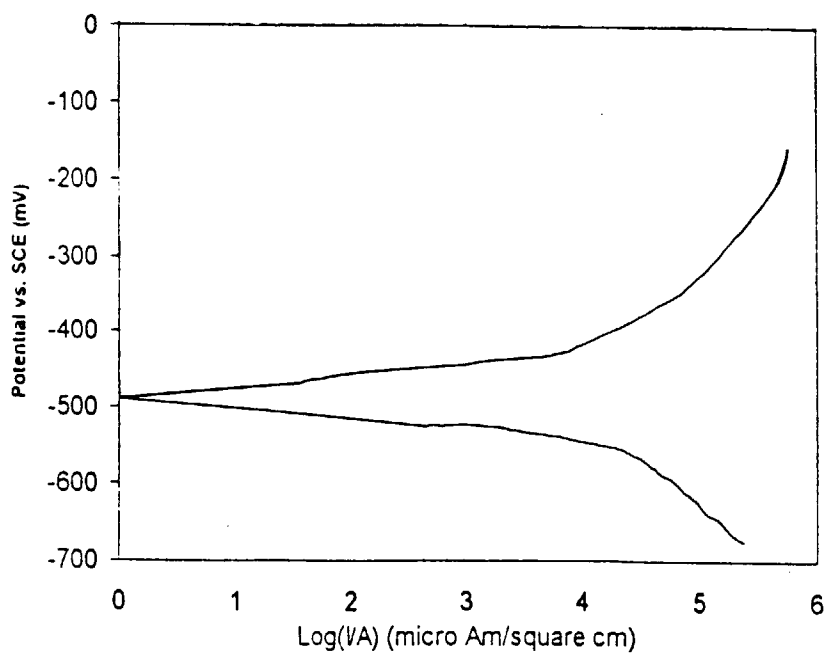


حجمی

شکل ۴-۶۵) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۱۱ در اسید سولفوریک ۵٪

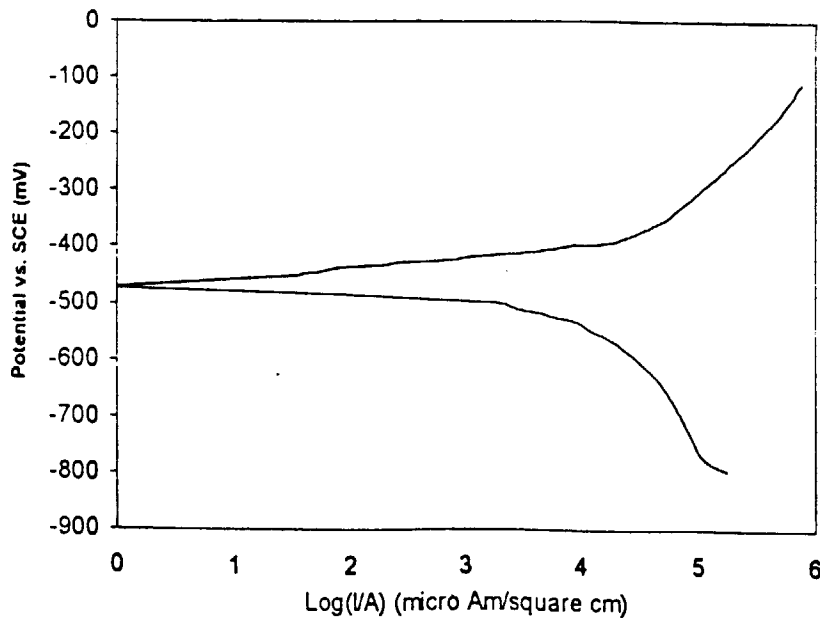
حجمی





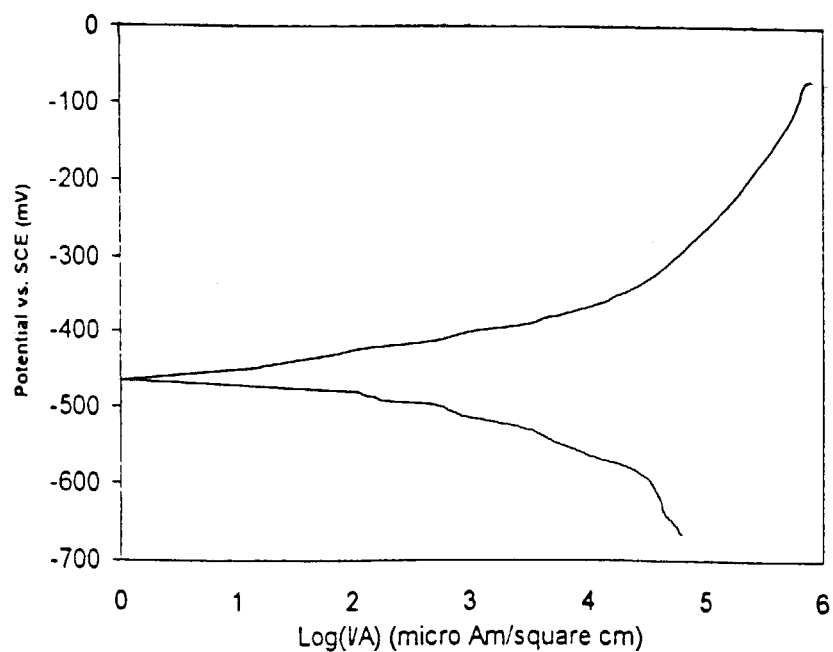
شکل ۴-۶۶) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱ در اسید استیک ۵٪

حجمی.

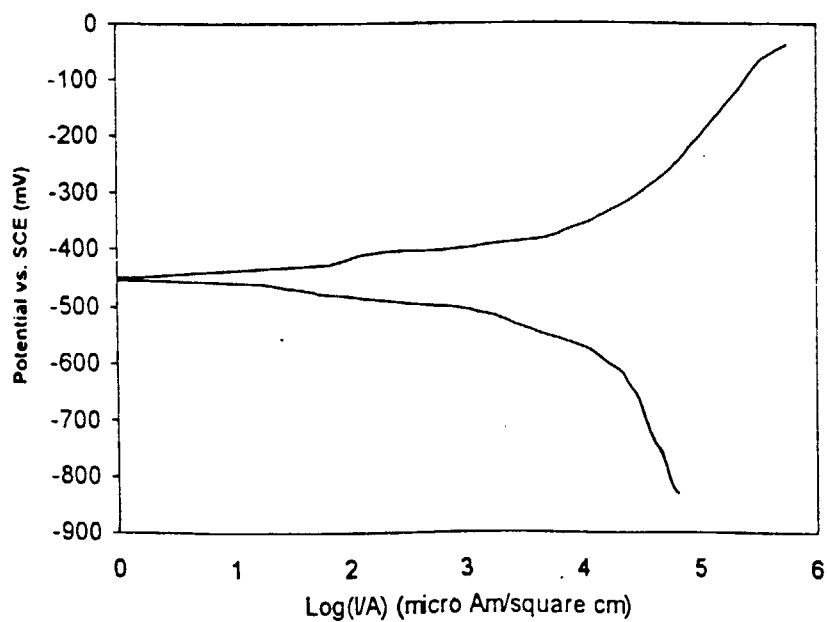


شکل ۴-۶۷) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۲ در اسید استیک ۵٪

حجمی.

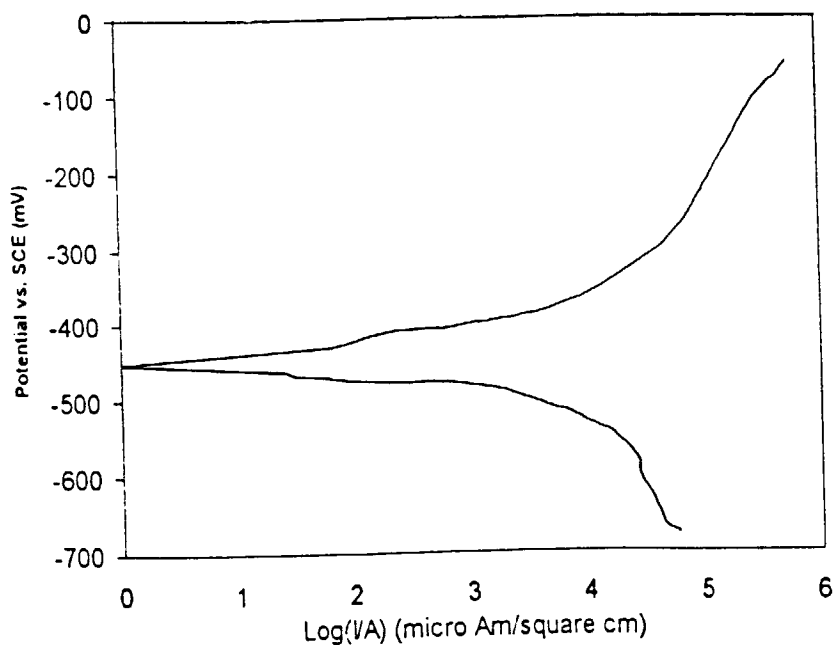


شکل ۴-۶۸) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۳ در اسید استیک ۵٪ حجمی.

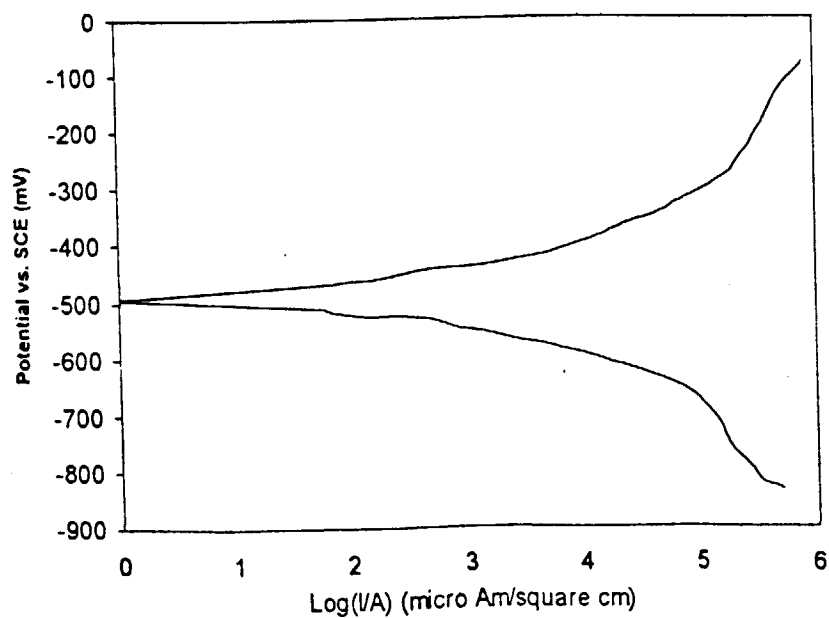


شکل ۴-۶۹) نمودار پولاریزاسیون آندی-کاتدی برای نمونه ۴ در اسید استیک ۵٪

حجمی.

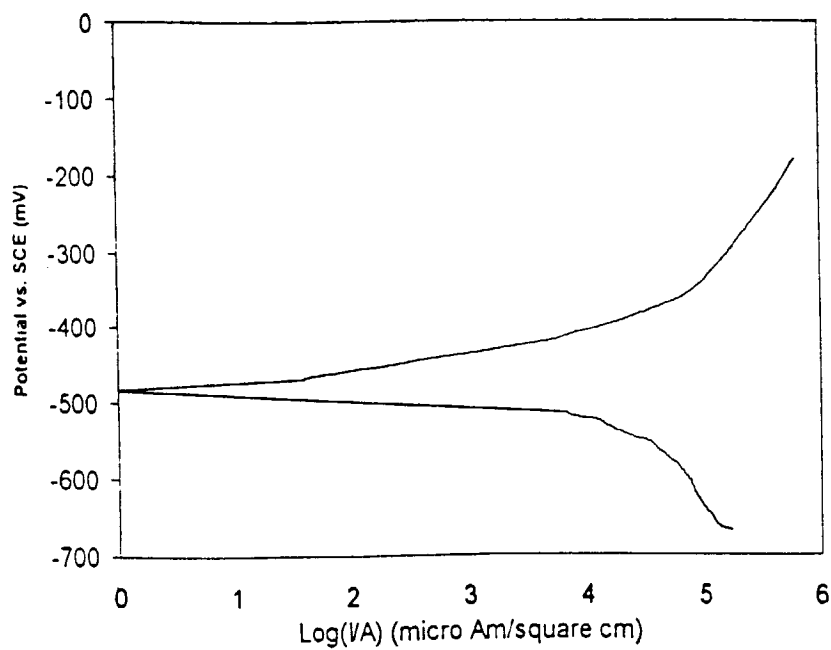


شکل ۴-۷۰) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۵ درصد استیک ۵٪

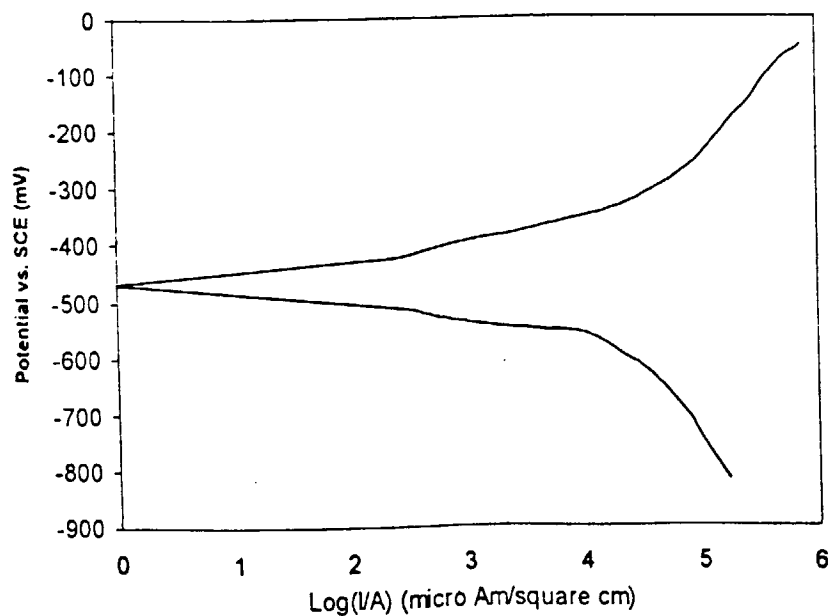


حجمی.

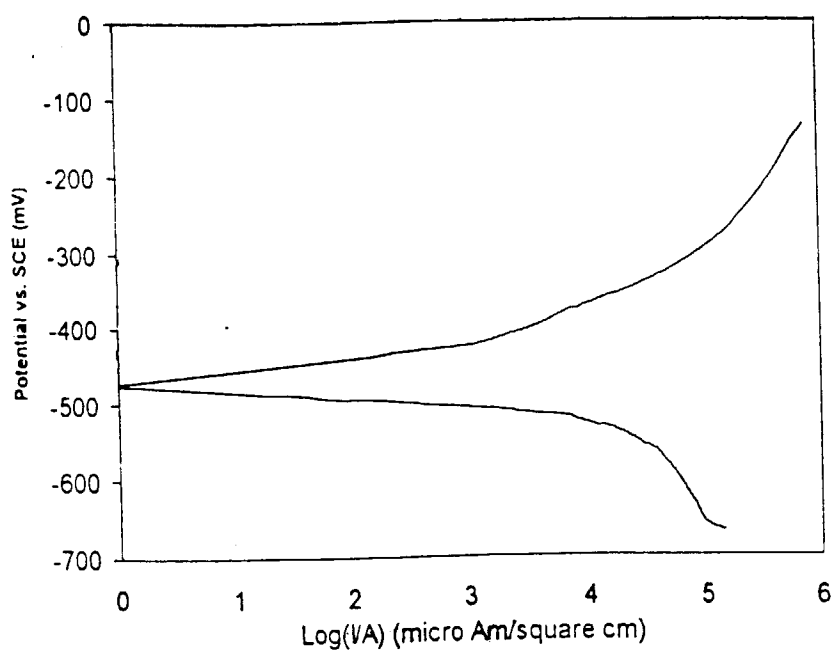
شکل ۴-۷۱) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۴ درصد استیک ۵٪ حجمی.



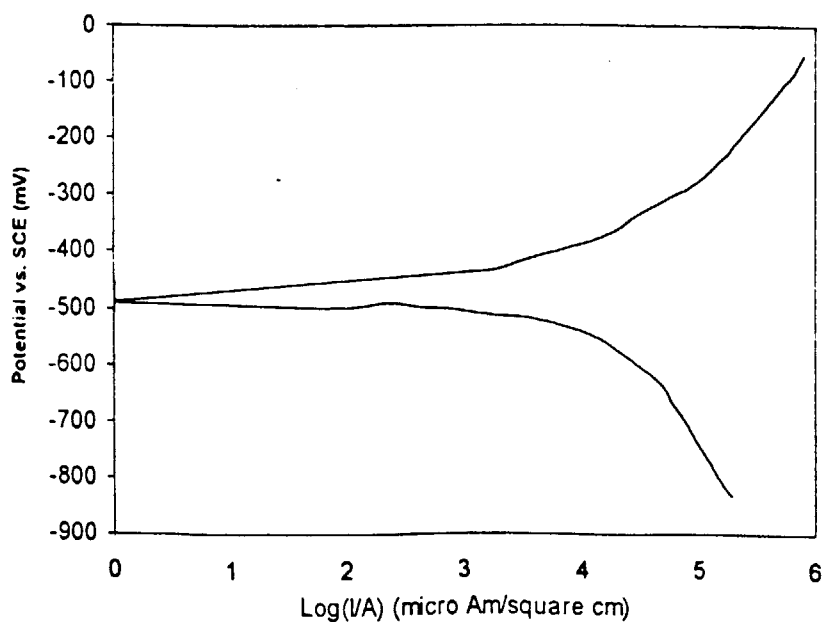
شکل ۴-۷۲) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۷ در اسیداستیک ۵٪ حجمی.



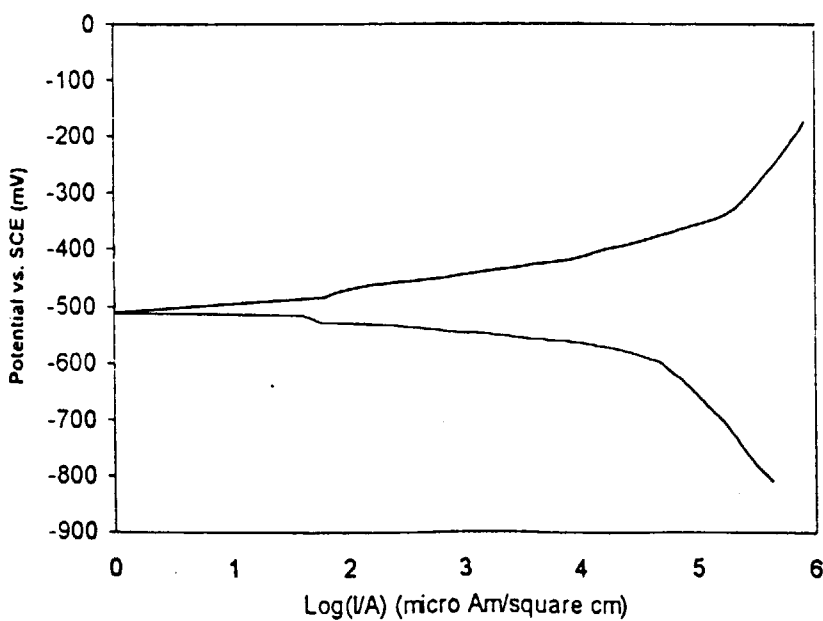
شکل ۴-۷۳) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۸ در اسیداستیک ۵٪ حجمی.



شکل ۴-۷۴) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۹ در اسیداستیک ۵٪ حجمی.



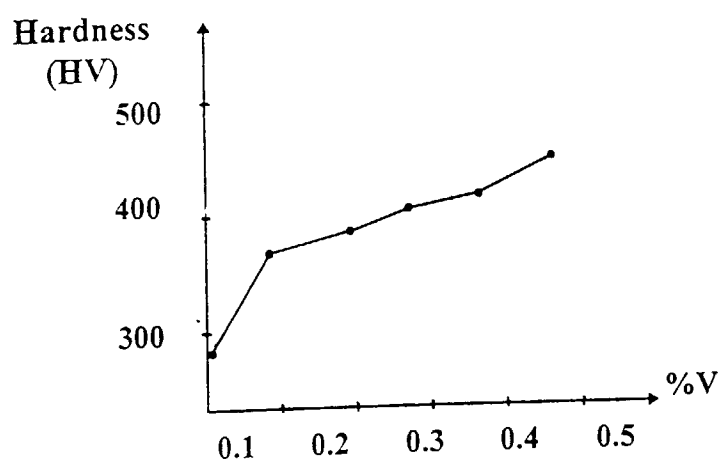
شکل ۴-۷۵) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۰ در اسیداستیک ۵٪  
حجمی.



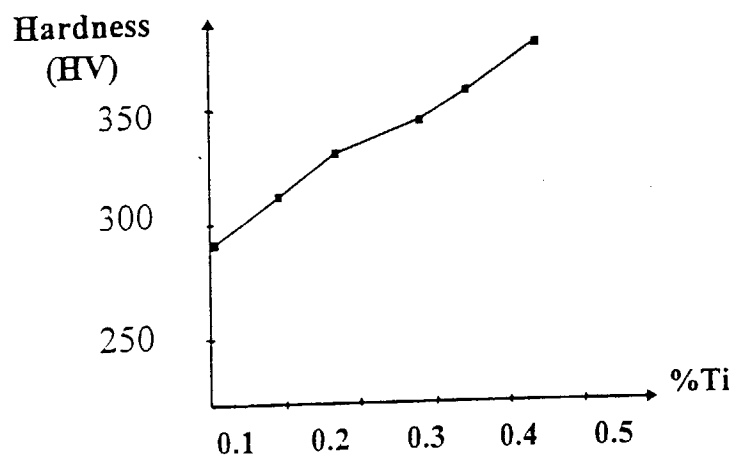
شکل ۴-۷۶) نمودار پولاریزاسیون آندی- کاتدی برای نمونه ۱۱ در اسید استیک ۵٪  
حجمی.

جدول ۴-۱۴) اندازه سختی نمونه‌های مورد بحث (HV)

نمونه	سختی (HV)	نمونه	سختی (HV)
۱	۳۶۲	۶	۳۱۴
۲	۳۸۱	۷	۳۲۹
۳	۴۰۲	۸	۳۴۵
۴	۴۲۴	۹	۳۶۲
۵	۴۴۷	۱۰	۳۸۱
۱۱	۲۸۶		



شکل ۴-۷۷) نمودار تغییرات سختی (HV) بر حسب درصد وانادیم در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی وانادیم.



شکل ۴-۷۸) نمودار تغییرات سختی (HV) برحسب درصد تیتانیم در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم.

#### ۴-۵) آزمایش‌های سایش

عکس‌های تهیه شده از رفتار سایشی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم در شکلهای ۴-۷۹ تا ۴-۸۷ نشان داده شده است .  
همچنین بررسی‌های انجام شده از رفتار سایشی نمونه‌های تیتانیم دار و وانادیم‌دار در شکل‌های ۴-۸۸ تا ۴-۹۵ ارائه گردیده است.

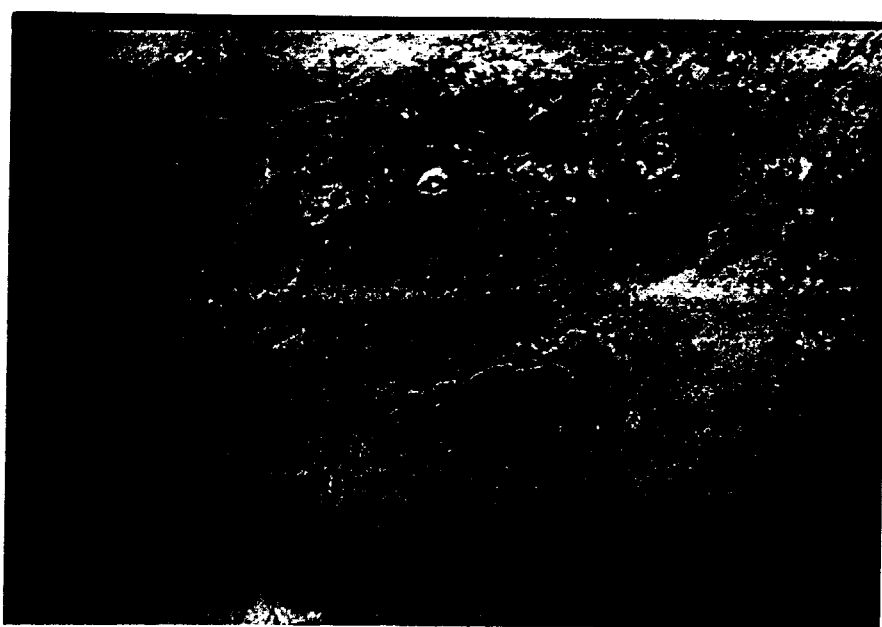




شکل ۴-۷۹) نمونه ۳، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$  و تحت بار  $300 \text{ N}$ ، تغییر شکل پلاستیک در نمونه کاملاً مشهود است (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



شکل ۴-۸۰) نمونه ۹، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $300 \text{ N}$ ، سیلان پلاستیکی سطوح یکی از عمده‌ترین مؤلفه‌های عامل سایش می‌باشد (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



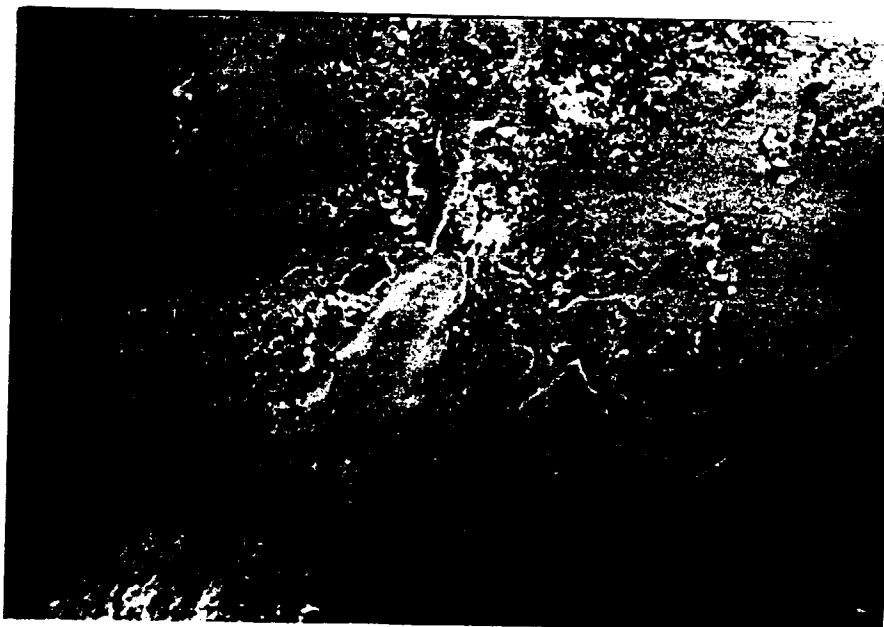
شکل ۴-۸۱) نمونه ۱۰، سایش در سرعت  $0.5 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $300 \text{ N}$ ، زمینه کل نسبتاً صاف است که این حاکی از اکسیده بودن سطح می‌باشد (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



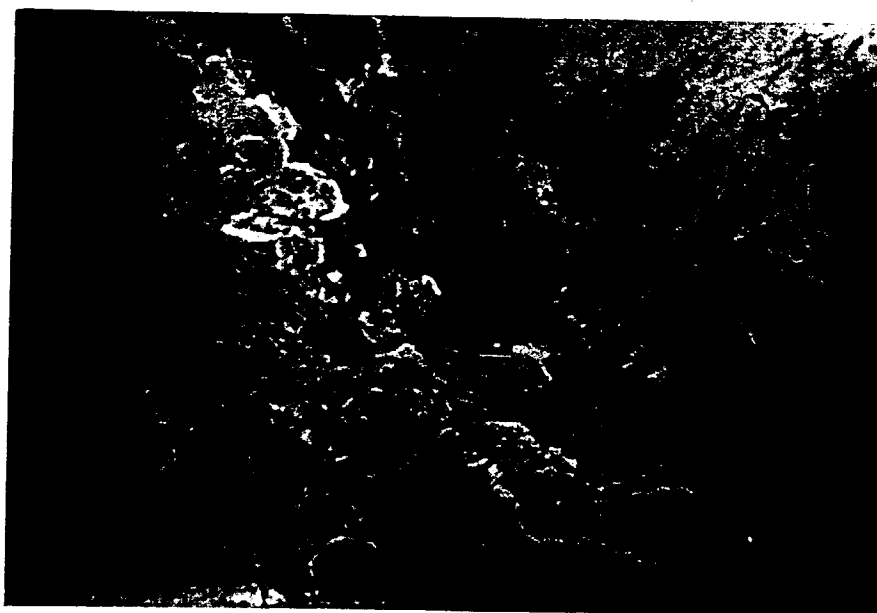
شکل ۴-۸۲) نمونه ۲، سایش در سرعت  $0.5 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $200 \text{ N}$ ، زمینه بصورت ورقه‌های کنده شده مشاهده می‌شود (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



شکل ۴-۸۳) نمونه ۴، سایش در سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، تحت بار  $200 \text{ N}$ ، ترک‌های عرضی به که نسبت به جهت سایش، حالت عمودی دارند (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



شکل ۴-۸۴) نمونه ۷، تحت بار ۳۰۰N و سرعت  $0.25 \text{ m/s}$ ، اتصال محل‌های گرافیتی و ایجاد ذرات سایشی ورقه‌ای شکل (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



شکل ۴-۸۵) نمونه ۸، تحت بار ۳۰۰N و سرعت  $0.5 \text{ m/s}$ ، مرز میان منطقه سایش و غیر سایش از یکدیگر کاملاً متمایز است (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).

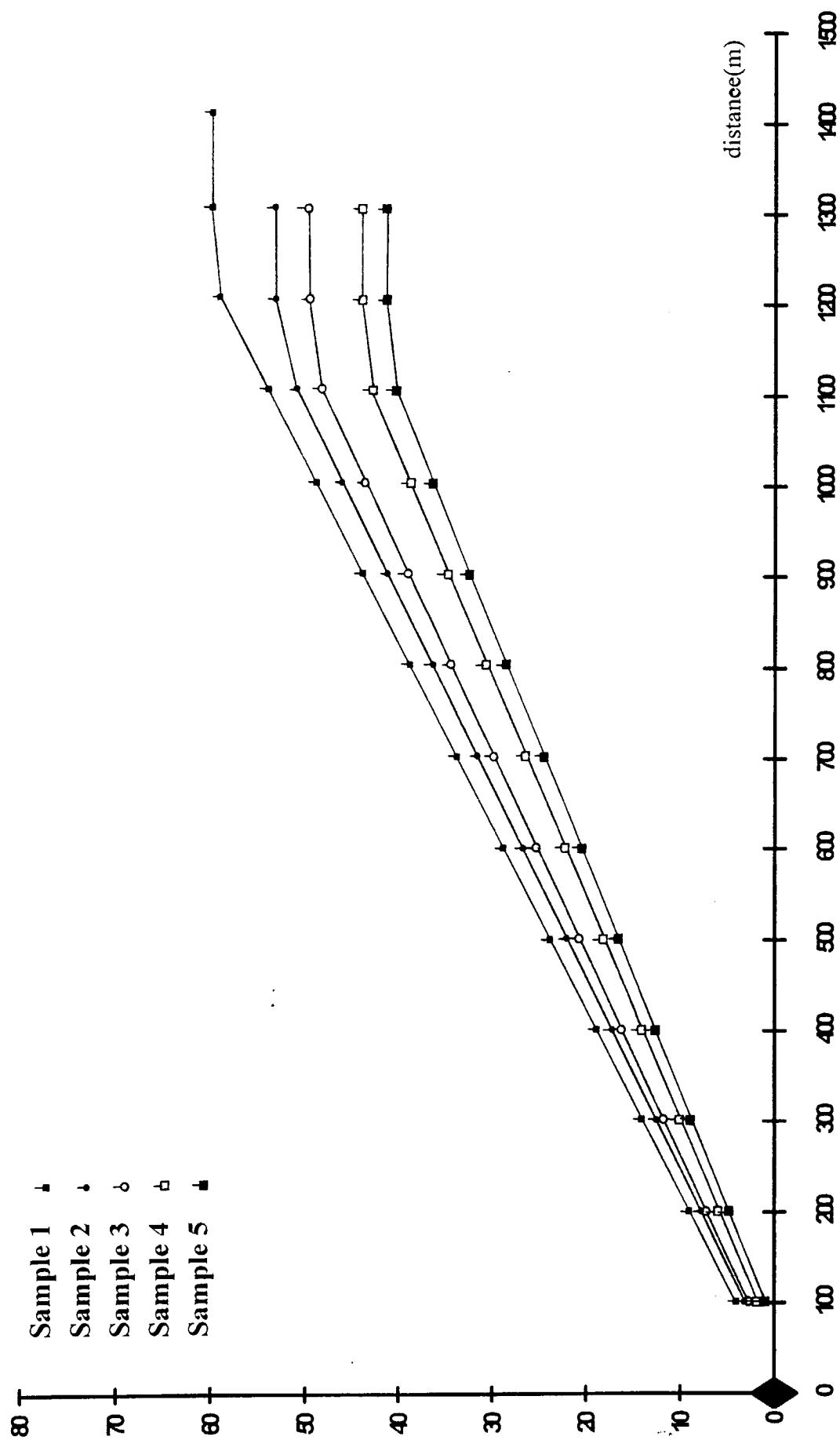


شکل ۴-۸۶) نمونه ۱۰، تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت  $0.05\text{ m/s}$  با ایجاد کار سختی و به سطح آمدن گرافیت‌ها، نرخ سایش به صفر میل می‌کند (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).



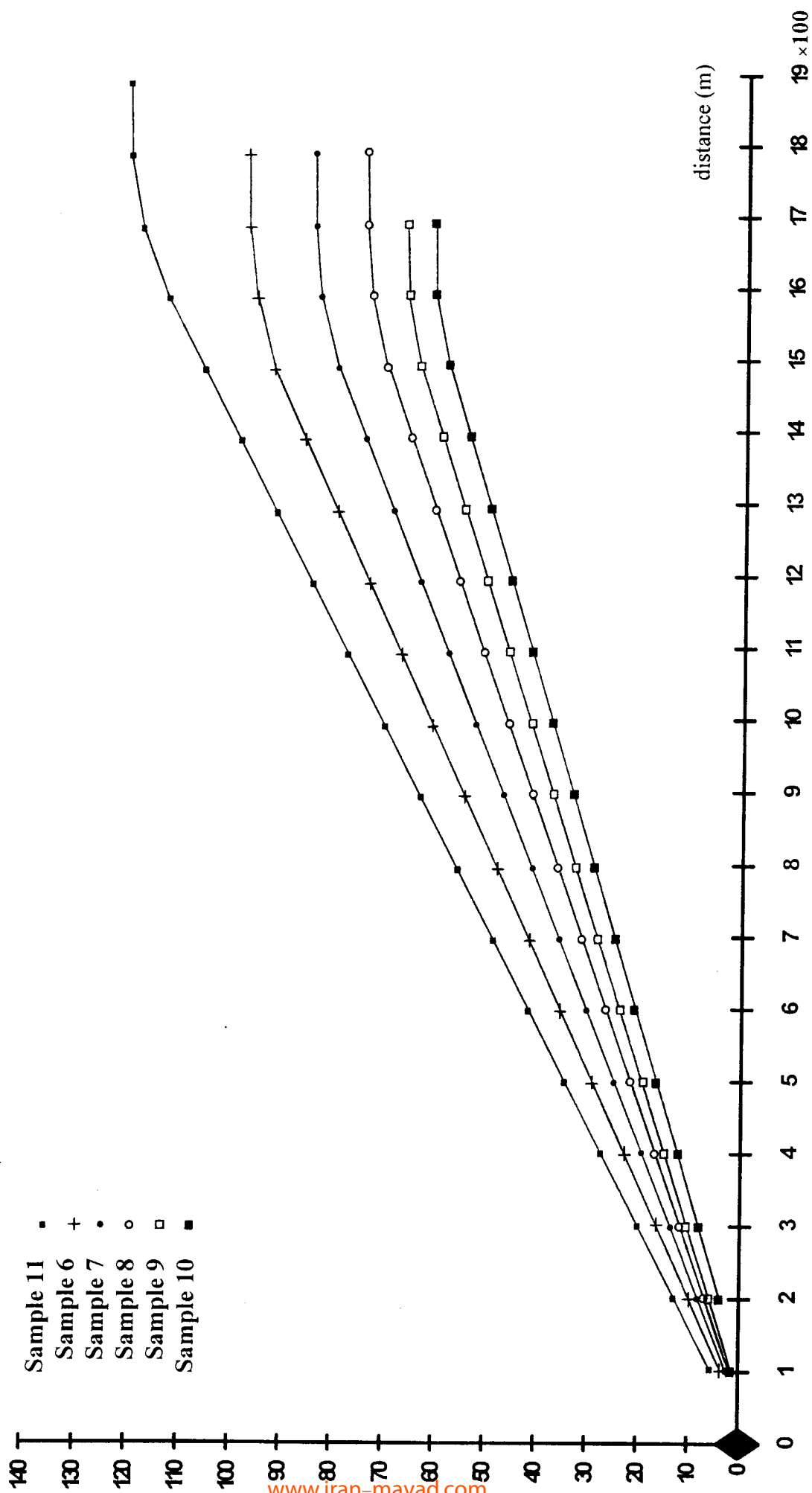
شکل ۴-۸۷) نمونه ۵، تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت  $0.025\text{ m/s}$  در مرحله نهایی فرآیند سایش، ایجاد کار سختی و تبدیل آستنیت به مارتنزیت عامل ایجاد مقاومت سایشی در نمونه می‌شود (SEM، بزرگنمایی  $\times 500$ ).

300 N-0.5 m/s  
weight loss (mg)



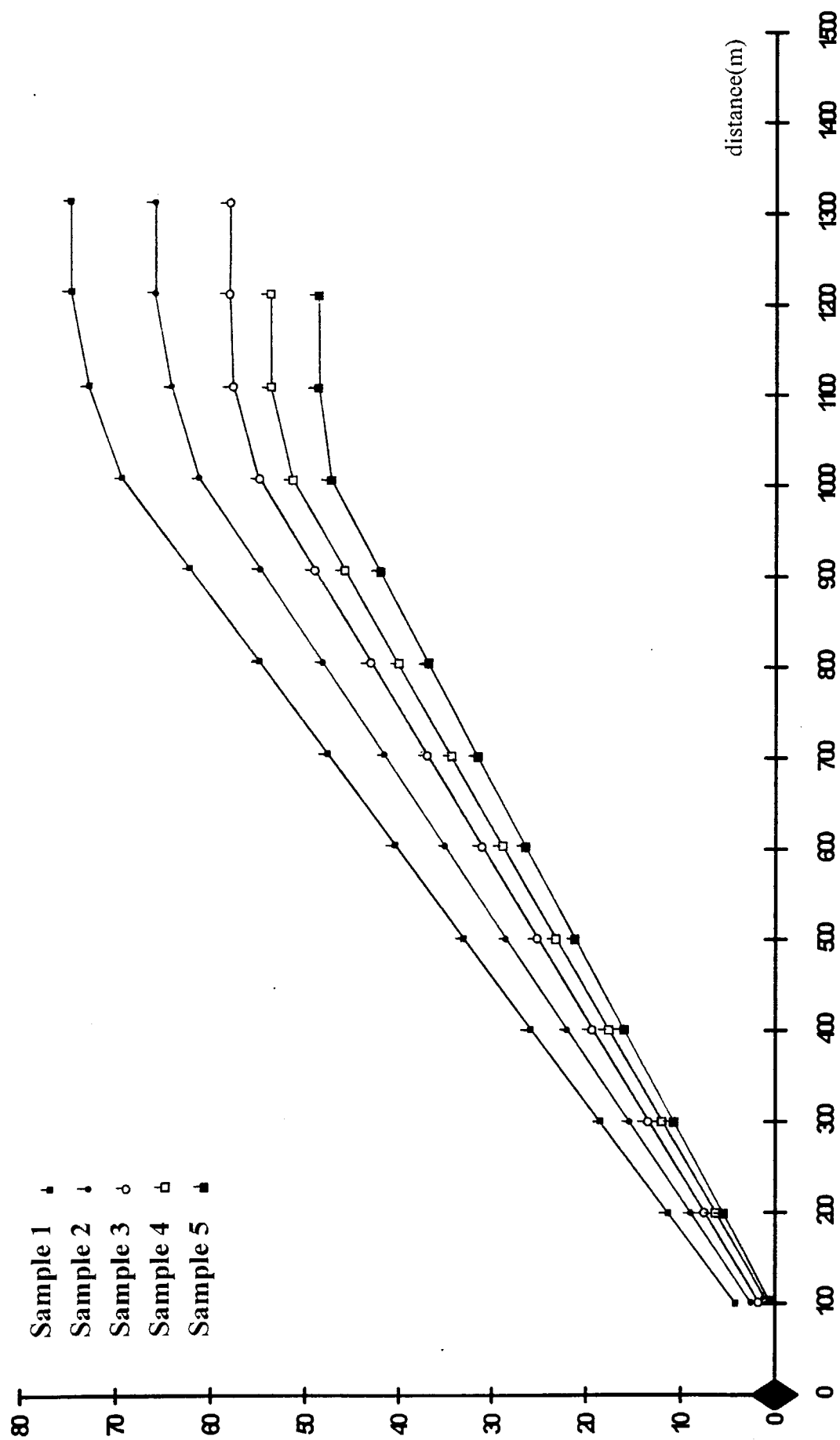
شکل (۸-۲) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های وانادیم‌دار تحت بار ۳۰۰ N و سرعت ساییش ۰/۵ m/s

300 N-0.5 m/s  
weight loss (mg)



شکل (۴-۸۹) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های تیتانیوم دار تحت بار ۳۰۰ N و سرعت ساییش ۰/۵ m/s

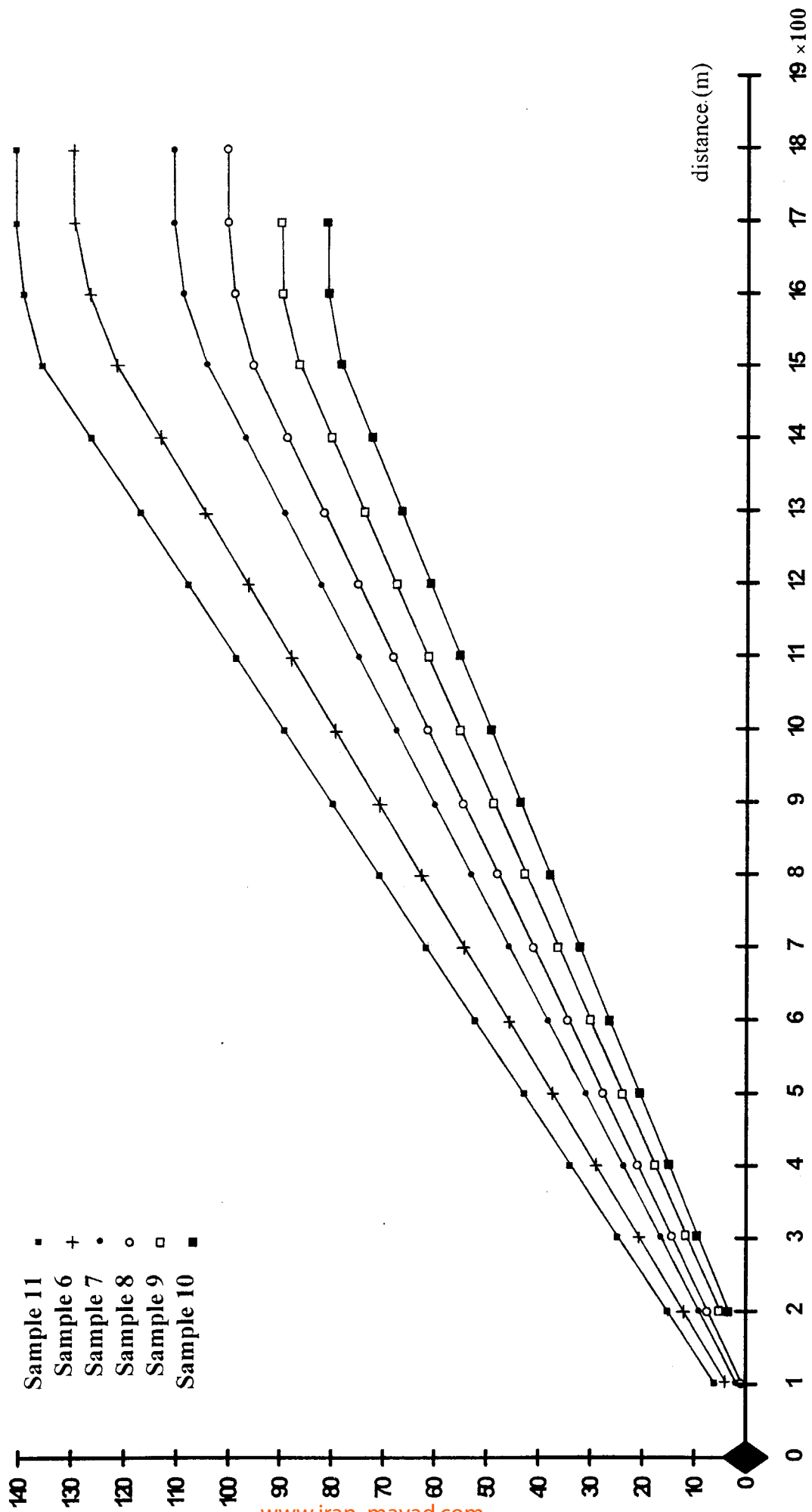
300 N-0.25 m/s  
weight loss (mg)



شکل (۴-۹) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های وانادیم‌دار تحت بار ۳۰۰ N و سرعت ساییش ۰/۲۵ m/s

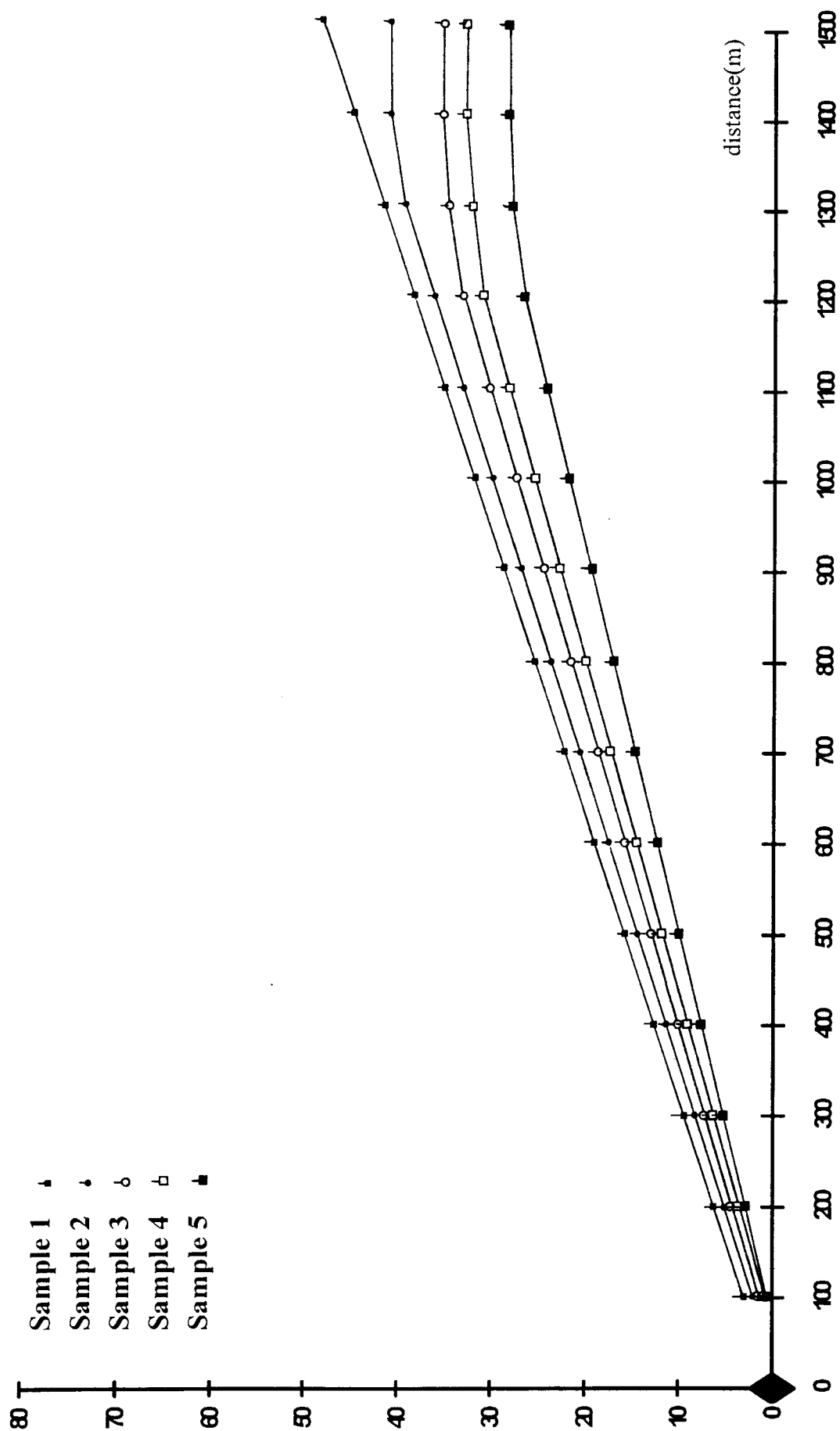


300 N-0.25 m/s  
weight loss (mg)



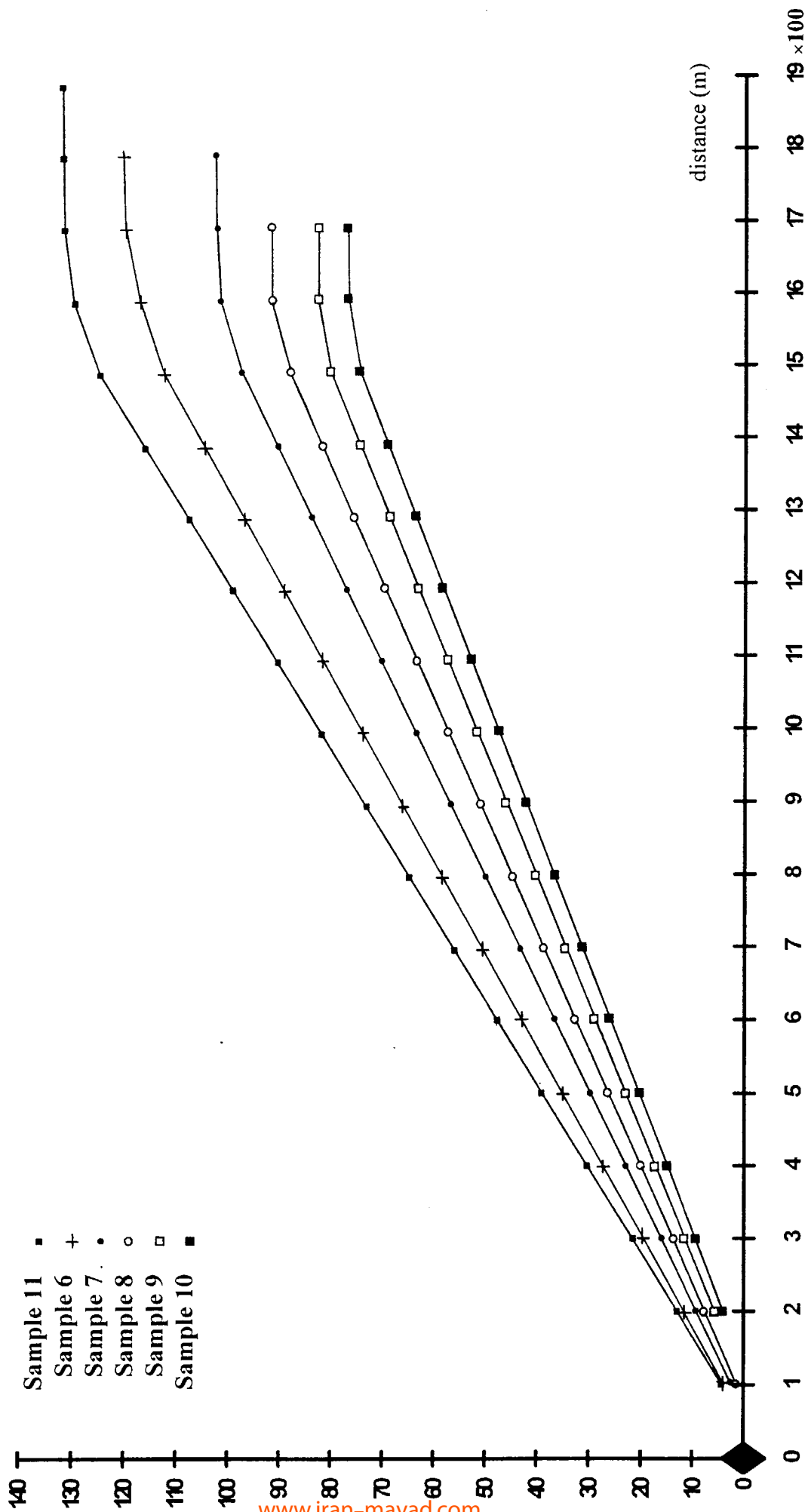
شکل (۹۱-۴) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های تیتانیوم دار تحت بار  $300\text{ N}$  و سرعت ساییش  $0.25\text{ m/s}$

200 N-0.25 m/s  
weight loss (mg)



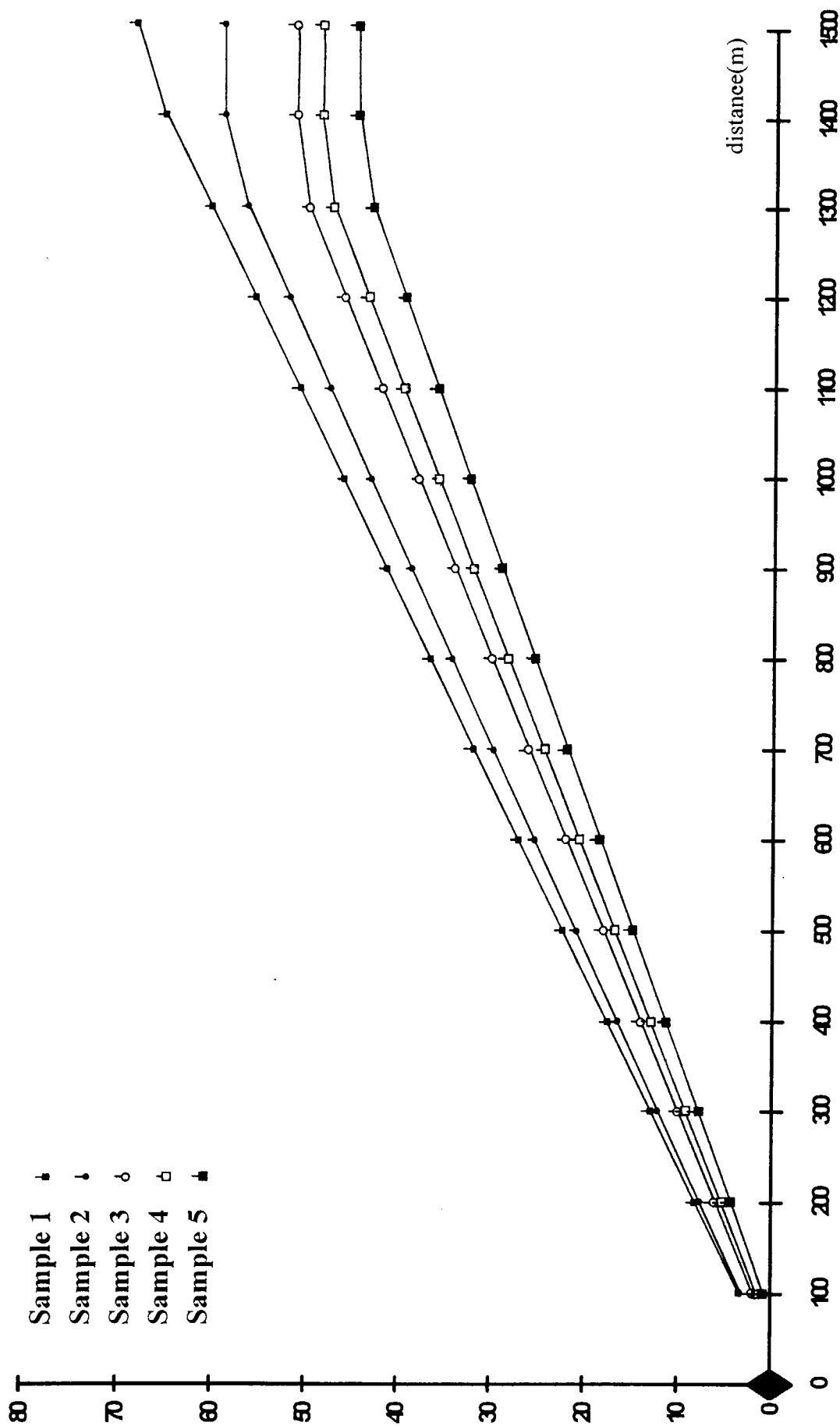
شکل (۹۲-۲) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های وانادیم‌دار تحت بار ۲۰۰ N و سرعت سایش ۰/۲۵ m/s

200 N-0.25 m/s  
weight loss (mg)



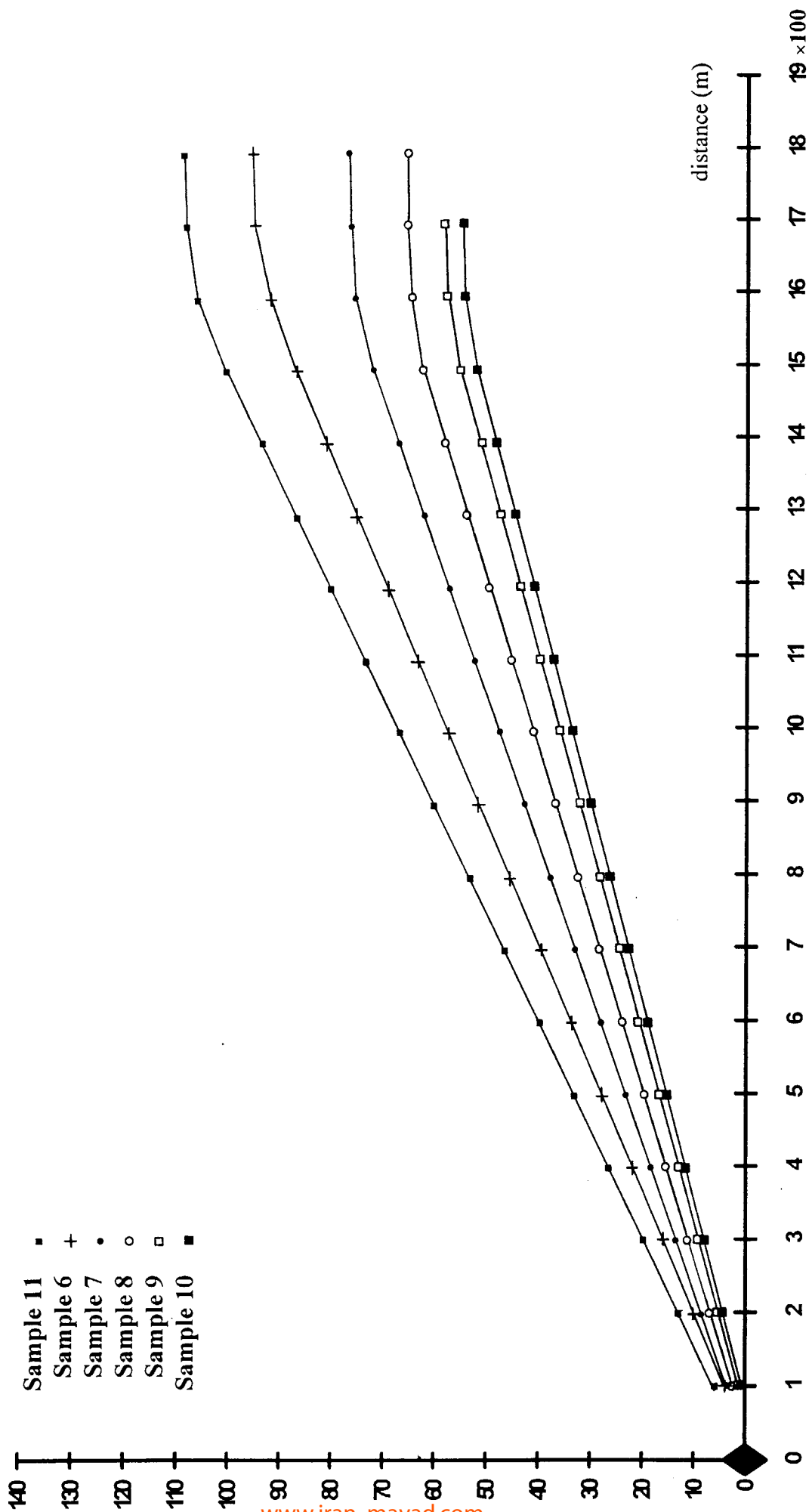
شکل (۹۳-۴) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های تیتانیوم دار تحت بار ۲۰۰ N و سرعت ساییش ۰/۲۵ m/s

200 N-0.5 m/s  
weight loss (mg)



شکل (۹۳-۴) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله ساییش در نمونه‌های ولانادیم‌دار تحت بار ۲۰۰ N و سرعت ساییش ۰.۵ m/s

200 N-0.5 m/s  
weight loss (mg)



شکل (۴-۹۵) نمودار تغییرات کاهش وزن به فاصله سایش در نمونه‌های تیتانیوم دار تحت بار ۲۰۰ N و سرعت سایش ۰/۵ m/s

#### ۴-۶) آنالیز نقطه‌ای توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM).

به منظور بررسی حضور کاربیدهای تیتانیم و وانادیم در نقاط مورد بحث در نمونه‌های آزمایشی، از روش آنالیز نقطه‌ای SEM استفاده گردید. نتایج در جدول آمده است.

جدول ۴-۱۵) آنالیز نقطه‌ای به روش SEM بر روی نمونه‌های ۵ و ۱۰

عنصر نمونه	%C	%V	%Ti	%Cr	%Fe
۵	۱۴/۸۳	۸۱/۳۶	-----	۰/۰۱	۱/۸
۱۰	۲۱/۲۷	-----	۷۶/۶	۰/۰۳	۲/۱

# فصل پنجم

## بحث و نتیجه گیری

### ۵-۱) بررسی ریز ساختار نمونه‌ها

#### ۵-۱-۱) بررسی ریز ساختار نمونه‌های ریختگی (As Cast)

شکل ۴-۱ نمای کلی ساختار فریتی نمونه ۱۱ (بدون عناصر آلیاژی) را نشان می‌دهد. با توجه به وجود مقدار نسبتاً زیادی سیلیسیم (حدود ۳/۴٪) در ترکیب، زمینه ۱۰۰٪ فریتی و تجمع زیاد گرافیتها کاملاً طبیعی است [۶].

متالوگرافی نمونه‌های ریختگی چدنهای نشکن حاوی وانادیم (شکلهای ۴-۲ تا ۴-۶) نشان می‌دهد که با افزایش درصد وانادیم در این نمونه‌ها، ساختار ریختگی از حالت ۱۰۰٪ فریتی (شکل ۴-۱ و ۴-۲) به ساختار فریتی-پرلیتی تبدیل می‌شود (شکل ۴-۵ و ۴-۶). بنابراین افزودن وانادیم به چدن نشکن باعث افزایش قدرت تبریدی آن می‌شود. ساختار پرلیتی ظاهراً در نمونه‌های ۲ و ۳، از نوع خشن و در نمونه‌های ۴ و ۵ از نوع ریز می‌باشد. علت ساختار پرلیتی ریز در نمونه‌ها را می‌توان ناشی از وجود ۳/۴ درصد سیلیسیم دانست. زیرا همانگونه که در بالا نیز آمد، سیلیسیم امکان تشکیل فریت را افزایش می‌دهد.

همچنین بررسی‌های ذره بینی نمونه‌های فوق نشان می‌دهد که افزایش مقدار وانادیم، تأثیر نامطلوبی بر شکل گرافیت‌های کروی نمی‌گذارد ولی تعداد گرافیت‌های

کروی بطور نسبی کاهش می‌یابد [۱۹]. در نمونه‌های ۴ و ۵ که میزان وانادیم بیشتر از نمونه‌های دیگر است، مقادیر قابل توجهی کاربید خوش گداز ( $V_4C_3$ ) به حالت رشته‌هایی در مرز دانه‌ها و نواحی مرز سلولی مشاهده می‌گردد [۲۰]. بررسی‌های آنالیز نقطه‌ای از نواحی مرز دانه‌ای، این مطلب را به خوبی بیان می‌دارد (جدول ۴-۱۵). همچنین کاربیدهای خوش گداز مذکور که آخرین نقاط منجمد شده محسوب می‌گردند، در برخی نقاط دارای حفره‌های ذره بینی می‌باشند که احتمالاً ناشی از انقباض در موقع سرد شدن است (شکل ۴-۶).

اشکال ۴-۷ تا ۴-۱۲، نمای عمومی چدنهای نشکن حاوی تیتانیم می‌باشند، شکل ۴-۷ مورفولوژی گرافیت را در نمونه ۱۰ که حاوی حدود ۰/۴۲٪ تیتانیم است، نشان می‌دهد. در این شکل بوضوح روشن است که با افزایش درصد تیتانیم در چدن نشکن، شکل گرافیت از کروی به رشته‌ای یا فشرده (Compact graphite) تبدیل می‌شود. این حالت نیز در شکل ۴-۱۲ بخوبی مشاهده می‌شود. همچنین افزایش تیتانیم موجب افزایش مقدار پرلیت و طبیعتاً کاهش نسبی گرافیتها در ساختار زمینه شده است. بنابراین می‌توان نتیجه‌گیری نمود که این عنصر نیز همانند وانادیم، قدرت تبریدی چدن نشکن را افزایش می‌دهد [۶ و ۲۲].

ملاحظات بیشتر بر روی نمونه‌های حاوی تیتانیم بالاتر، نشان از وجود کاربیدهایی با شکلهای منظم در ساختار اینگونه آلیاژها دارد. این کاربیدها ( $TiC$ ) در داخل فریت، بیشتر به حالت مربعهای نارنجی رنگ (شکل ۴-۱۲) و در داخل فاز پرلیت به صورت چند ضلعی‌های منظم سفید رنگ (شکل ۴-۱۱) مشاهده می‌گردند [۲۱]. درصد تیتانیم در این کاربیدها که به صورت نقطه‌ای آنالیز شده‌اند در



جدول ۴-۱۵ آمده است .

## ۵-۱-۲) بررسی ریز ساختار نمونه‌های چدن نشکن آستمپر

### حاوی تیتانیم و وانادیم :

اشکال ۴-۱۴ تا ۴-۱۸ ریز ساختار نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی وانادیم و عکسهای ۴-۱۹ تا ۴-۲۳ ریز ساختار نمونه‌های ADI حاوی تیتانیم را نشان می‌دهد. همچنین به منظور بررسی دقیق‌تر فازهای موجود در زمینه چدن نشکن آستمپر حاوی عناصر آلیاژی مذکور عکسهای ۴-۲۴ تا ۴-۳۱ تهیه گردید .

ساختمان حاصل از ریخته‌گری نمونه‌ها شامل گرافیت کروی همراه با پرلیت-فریت بود که مطابق با عملیات حرارتی مذکور، پرلیت و فریت به بینیت تبدیل شد . همانگونه که در شکل‌های ۴-۱۳ تا ۴-۲۳ ملاحظه می‌شود، ساختمان کلی در چدن نشکن آستمپر شامل مخلوطی از دوفاز فریت بینیتی (ذرات سوزنی شکل) و آستنیت (زمینه سفید رنگ) که مجموعاً آسفرایت نامیده می‌شوند ، می‌باشد [۶].

تیغه‌های فریتی بینیتی در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر مورد بحث، حالتی ما بین سوزنی شکل و پرشکل دارند. بدلیل آنکه عملیات آستمپرینگ این نمونه‌ها، تقریباً درمرز حرارتی تشکیل بینیت بالایی یا بینیت پایینی ( بینیت سوزنی شکل) انجام گرفته است . هر چقدر فاصله بین لایه‌های فریت بینیتی و آستنیت کمتر باشد یا به عبارت دیگر آسفرایت متراکم‌تر باشد، خواص فیزیکی و مکانیکی ADI بهبود می‌یابد. تافنس زیاد، استحکام کششی، مقاومت به سایش، مقاومت به خوردگی و ... که به این

نوع چدن‌ها نسبت داده می‌شود ، نتیجه مستقیم ساختمان منحصر به فرد فریت بینیتی و آستنیت پایدار (مناطق نارنجی رنگ زمینه در اشکال ۴-۲۴ تا ۴-۳۱) می‌باشد [۶ و ۲۳].

آستنیت باقیمانده پرکربن (نواحی سفید رنگ در شکل‌های ۴-۱۳ و ۴-۱۴ و نواحی آبی و صورتی رنگ در شکل‌های ۴-۲۴ تا ۴-۳۱) در چدن نشکن آستمپر مطلوب نیست زیرا به سبب وجود کربن فوق اشباع در آن، زمینه را برای تشکیل کاربید (نقاط ریز سفید رنگ داخل آستنیت پرکربن) ایجاد کرده و خواص مطلوب ADI را کاهش می‌دهد. ظاهراً در شکل‌های ۴-۲۶ و ۴-۲۷ ذرات سفید رنگ موجود در نواحی آبی و صورتی ، کاربید وانادیم ( $V_4C_3$ ) و در شکل ۴-۳۰ این نقاط روشن ، کاربید تیتانیم (TiC) می‌باشند. درحالتی که آستنیت به اندازه کافی از کربن غنی نشده باشد، این پایدار نخواهد ماند و در نتیجه مارتنزیت بوجود می‌آید (مناطق روشن اطراف گرافیت در شکل ۴-۲۴) [۶].

نکته قابل توجه دیگری که از بررسی نمونه‌های ریختگی و آستمپر شده می‌توان فهمید ، کاهش چشمگیر نقوص نقطه‌ای مانند حفرات و جاهای خالی است. (شکل ۴-۶ را با شکل ۴-۱۸ مقایسه کنید) . علت این امر را می‌توان به سرعت انتشار اتم‌های جانشینی یا حل شده تیتانیم و وانادیم جهت خروج از حالت محلول در آستنیت و تشکیل کاربیدهای تیتانیم و وانادیم نسبت داد. به عبارت دیگر در درجه حرارت‌های پایین آستمپر کردن، سرعت انتشار اینگونه عناصر آلیاژی پایین می‌باشد ، در نتیجه اینها کمتر امکان خارج شدن از حلالیت و تشکیل کاربید را دارند. بنابراین حضور اتم‌های وانادیم و تیتانیم به صورت محلول باعث کاهش مناطق نقص‌های نقطه‌ای

(مانند جاهای خالی)، خطی (نابجائی‌ها) و به طور کلی ناهمگنی‌های ساختاری (حفرات) می‌شود. این حالت، تأثیر بسزایی بر بهبود خواص سایشی و خوردگی چدنهای نشکن آستمپر نسبت به چدنهای نشکن ریختگی می‌گذارد که در ادامه، بحث خواهد شد.

## ۲-۵) بررسی مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی

### تیتانیم و وانادیم:

برای مطالعه رفتار خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم، دو روش کاهش وزن به طریقه غوطه‌وری کامل و پولاریزاسیون آندی-کاتدی به روش پتانسیواستات اعمال گردید.

نتایج حاصل از بررسیها به روش غوطه‌وری کامل در جداول ۴-۴ تا ۴-۷ و اشکال ۴-۳۸ تا ۴-۴۰ آمده است. همچنین برای بررسی اکسیدهای سطحی و بحث روی اینها اشکال ۴-۳۴ تا ۴-۳۷ توسط روش SEM تهیه گردید. به علاوه اعداد، ارتقام، نمودارها و اشکال نتیجه از آزمایشات پولاریزاسیون آندی-کاتدی یا برون‌یابی تافل در جداول ۴-۸ تا ۴-۱۳ و اشکال ۴-۴۱ تا ۴-۷۶ گنجانده شده است.

## ۱-۲-۵) مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر مذکور در آب

### دریای طبیعی

اشکال ۴-۳۸ و ۴-۴۱ نمودارهای سرعت خوردگی چدنهای ADI مورد بحث در آب دریای طبیعی که از بندر بوشهر تهیه شده، می‌باشند. با توجه به اشکال فوق

خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم به مراتب پایین‌تر از چدنهای نشکن آستمپر حاوی وانادیم است. علت این امر را می‌توان به وجود تیتانیم در چدنهای نشکن آستمپر اولیه دانست زیرا این عنصر برای چدن و فولاد مقاومت بسیار خوبی مقابل خوردگی در محیط‌های دریایی ایجاد می‌کند [۳۲].

همچنین از اشکال فوق می‌توان چنین استنباط کرد که با افزایش عناصر تیتانیم و وانادیم در چدنهای مذکور مقاومت به خوردگی در این محیط افزایش می‌یابد.

در شکل ۴-۴۱ برای نمونه‌های ۹ و ۱۰ مشاهده شد که سرعت خوردگی نمونه‌های مذکور با هم برابر است. علت را می‌توان در مورفولوژی گرافیت در این چدنهای نشکن آستمپر دانست. ظاهراً در نمونه ۱۰، تغییر شکل گرافیتها از کروی به فشرده، حضور تیتانیم بیشتر را در بهبود مقاومت به خوردگی این نمونه، تحت تاثیر قرار داده است.

## ۵-۲-۲) مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم

### و وانادیم در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی

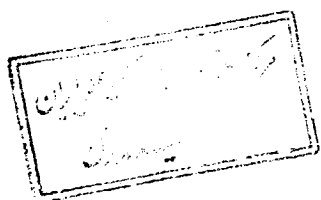
اشکال ۴-۳۹ و ۴-۴۲ نمودارهای سرعت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم در اسید سولفوریک ۵٪ حجمی را نشان می‌دهند، در این محیط بر عکس آب دریا مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی وانادیم بیشتر از گونه تیتانیم دار است. افزایش دو عنصر مذکور در چدن نشکن آستمپر

در این محیط نیز باعث افزایش مقاومت به خوردگی می‌شود.

### ۵-۲-۳) مطالعه مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم

#### و وانادیم در اسید استیک ۵٪ حجمی

شکل‌های ۴-۴۰ و ۴-۴۳ نمودارهای مقایسه‌ای سرعت خوردگی چدنهای ADI حاوی تیتانیم و وانادیم در اسید استیک ۵٪ حجمی می‌باشند. در این حالت نیز مانند حالت قبل و برعکس حالت اول، مقاومت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر وانادیم دار بالاتر از چدنهای مشابه تیتانیم دار است. همچنین با افزایش میزان وانادیم در چدنهای نشکن آستمپر، سرعت خوردگی کاهش می‌یابد ولی در مورد گونه تیتانیم دار وضع بکلی فرق می‌کند. شکل‌های مذکور بیان می‌دارند که در مورد نمونه‌های ۶ تا ۸ با افزایش تیتانیم، سرعت خوردگی کاهش می‌یابد ولی بعضاً در نمونه‌های ۹ و ۱۰ مشاهده می‌گردد که سرعت خوردگی با افزایش مقدار تیتانیم، افزایش اندکی می‌یابد که این پدیده را می‌توان به مورفولوژی گرافیت در چدنهای پرتیتانیم نسبت داد. زیرا با افزایش این عنصر در چدنهای نشکن، گرافیت‌های کروی تغییر شکل داده و به صورت رشته‌ای یا لایه‌ای در می‌آیند [۶ و ۲۱]. ظاهراً در مورد چدنهای نشکن آستمپر اخیر، کنترل کننده سرعت خوردگی مربوط است به گرافیت‌های مذکور تا حضور تیتانیم در چدن نشکن آستمپر.



## ۴-۲-۵) ارزیابی اکسیدهای سطحی حاصل از خوردگی چندهای نشکن

### آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم

وجود سیلیسیم در چدن سبب تشکیل پوسته سطحی متراکم، چسبنده، و غیر فعالی از جنس اکسید آهن ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) - اکسید سیلیسیم ( $\text{SiO}_2$ ) (در بعضی منابع وجود سیلیکات آهن  $\text{FeSiO}_3$  در پوسته‌های محافظ نیز به اثبات رسیده است [۶۱]). می‌شود که اکسایش بیشتر را به تاخیر می‌اندازد. اگر شرایط مناسب باشد، پوسته تشکیل شده می‌تواند مانع ادامه خوردگی شود [۳۲ و ۳۳]. میزان خوردگی اینگونه چدن‌ها در هنگام شروع خوردگی بیشتر بوده و به تدریج کاهش می‌یابد که این حالت، مربوط به تشکیل آرام و تدریجی فیلم محافظ سطحی مذکور می‌باشد [۳۲].

بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ساختار لایه‌های اکسیدی سطوح نمونه‌های چدنی موجود در محیط‌های خورنده مذکور گواه از وجود لایه‌های اکسیدی پیوسته و چسبنده در محیط آب دریا (شکل ۴-۳۴) و قشر اکسیدی متخلخل در محیط‌های اسیدی (اشکال ۴-۳۵ تا ۴-۳۷) دارد. بطوری که در آزمایش غوطه‌وری کامل، پوسته‌های نوع اول به سختی از سطح زبوده شده ولی پوسته‌های نوع دوم به دلیل تخلخل و وجود ترک و حفره‌های متعدد، به راحتی از زمینه فلزی جدا شدند.

## حاوی تیتانیم و وانادیم:

همانگونه که در بخش ۵-۱-۲ بحث شد، با انجام عملیات حرارتی آستمپرینگ بر روی چدن ریختگی، ساختار فریتی - پرلیتی قطعات (شکلهای ۴-۱ تا ۴-۱۲) از بین می‌رود و زمینه آسفرایتی (آستنیت باقیمانده پرکربن + فریت سوزنی شکل در شکلهای ۴-۱۳ تا ۴-۳۱) بوجود می‌آید.

با وجود اینکه دردمای آستنیتیزه کردن در مورد چدنهای مذکور حدود  $900^{\circ}\text{C}$  بود، مقداری آستنیت باقیمانده (نواحی آبی و صورتی رنگ در اشکال ۴-۲۴ تا ۴-۳۱) در ساختار بوجود آمد که این عامل سبب افزایش مقاومت به خوردگی می‌گردد. همچنین در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد، ساختار آسفرایتی بوجود آمده در عملیات آستمپرینگ به مراتب درشت‌تر از دماهای آستنیتیزه کردن پایین است که این عامل نیز نقش مثبتی در مقاومت خوردگی چدنهای نشکن مذکور دارد [۵۷].

به علاوه دمای آستمپر کردن در این حالت  $350^{\circ}\text{C}$  بود که در این دما نیز میزان آستنیت باقیمانده نسبت به دماهای پایین‌تر، ساختار آسفرایتی درشت‌تر و مقدار کاربیدهای حاصل به هنگام سرد کردن (کاربیدهای اپسیلین) کم یا حذف می‌شود. در مجموع این عوامل می‌تواند باعث افزایش مقاومت به خوردگی ساختار مذکور در محیط‌های آبی و اسیدی شود [۶ و ۵۷].

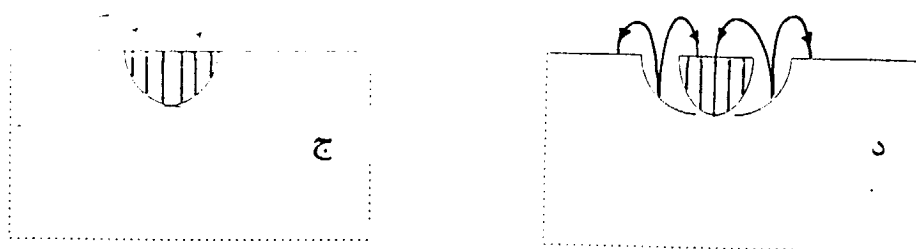
## ۵-۲-۶) تأثیر گرافیت بر سرعت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی

### تیتانیم و وانادیم:

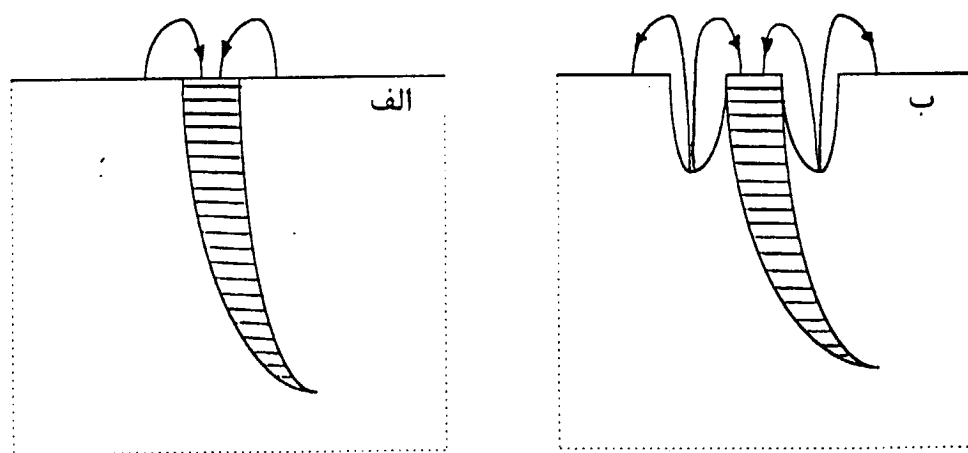
اصولاً خوردگی در چدنهای گرافیتی مانند چدنهای نشکن و خاکستری، بر اثر اختلاف پتانسیلی است که بین گرافیت و زمینه بوجود می‌آید. (این اختلاف پتانسیل در محیط‌های اسیدی بیشتر مشهود است.) در اثر این اختلاف پتانسیل، پیل‌های موضعی تشکیل می‌شود. طی شرایط مذکور گرافیت یا کربن فعال، بدلیل نجیب‌تر بودن نسبت به آهن یا زمینه چدن، نقش کاتدی و زمینه نقش آندی دارد.

عموماً شکل گرافیت در چدنهای نشکن کرووی و در چدنهای خاکستری یا فشرده به صورت رشته‌ای یا لایه‌ای است. شکل ۵-۱ نمای شماتیکی از زمینه و گرافیت کرووی در چدن نشکن و شکل ۵-۲ نمای شماتیکی از زمینه گرافیت رشته‌ای در چدن خاکستری یا فشرده را نشان می‌دهد.





شکل ۵-۱) زمینه چدن نشکن الف) در آغاز خوردگی ب) کنده شدن گرافیت کروی و کاهش خوردگی



شکل ۵-۲) زمینه خاکستری یا فشرده الف) در آغاز خوردگی ب) افزایش خوردگی و ایجاد ترک

زمانی که چدن در محیط خورنده قرار می‌گیرند (مثلاً چدن نشکن) با وجود اختلاف پتانسیل بین کربن و آهن زمینه اطراف گرافیت خورده می‌شود. با پیشرفت واکنش و افزایش سطح کاتد نسبت به آنده، خوردگی تشدید می‌یابد تا اینکه زمینه اطراف گرافیت کروی کاملاً خورده می‌شود. در این حالت ارتباط بین گرافیت (یا گرافیت‌های) مذکور با زمینه از بین می‌رود و در نتیجه گرافیت آزاد شده و از زمینه جدا می‌شود (شکل ۴-۳۷ و ۵-۱).

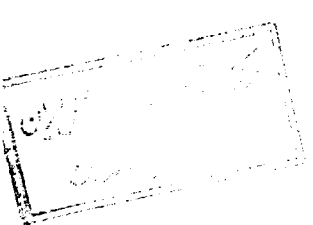
این حالت نتیجه مطلوبی در خوردگی چدن نشکن به دنبال دارد. با کنده شدن گرافیت‌ها از سطح، تعداد گرافیت‌ها در سطح چدن کاهش چشمگیری می‌یابد. در نتیجه از سطح کاتد (گرافیت‌ها) نسبت به آنده (زمینه) به شدت کاسته می‌گردد. و در نهایت سرعت خوردگی به شدت کم خواهد شد.

اما در مورد چدن‌های خاکستری یا فشرده وضع کاملاً فرق می‌کند. مورفولوژی گرافیت در چدن‌های مذکور بصورت رشته‌ای یا صفحه‌ای است. با شروع خوردگی در این نوع چدن‌ها، زمینه اطراف گرافیت‌ها شروع به خورده شدن می‌کند. با افزایش خوردگی، سطح کاتد به تدریج زیاد و زیادتر می‌شود. اما بدلیل آنکه رشته‌های گرافیت تا عمق زیادی از فلز فرو رفته‌اند، از زمینه جدا نمی‌شوند و هر لحظه بر سطح کاتد افزوده می‌شود (شکل ۵-۲). و این باعث افزایش سرعت خوردگی و کاهش وزن بیشتر قطعاتی که در محیط‌های خورنده قرار گرفته‌اند، می‌شود. خوردگی در حالت اخیر، بدلیل آنکه گرافیت‌ها بر روی سطح باقی می‌مانند و عامل اصلی در تشدید خوردگی چدن‌های مذکور می‌باشند، به خوردگی گرافیتی مشهور است.

همچنین با فرض مقدار گرافیت یا کربن آزاد یکسان در دو نوع چدن با گرافیت فشرده و چدن نشکن، چدن نشکن به سبب دارا بودن گرافیت‌های کرووی، کمترین سطح کاتدی را نسبت به چدن با گرافیت فشرده یا چدن خاکستری با گرافیت لایه‌ای یا رشته‌ای دارد. بنابراین سطح تماس گرافیت‌های کرووی در زمینه چدن نشکن کمتر از سطح کل گرافیت‌های لایه‌ای در چدن با گرافیت فشرده یا چدن خاکستری در تماس با محلول است. پس سرعت خوردگی نیز بیشتر است.

ونکته آخر اینکه اگر قطعات و نمونه‌های چدنی تحت عملیات کاری در محیط خورنده قرار گیرند یعنی شرایط به گونه‌ای باشد که قطعات می‌بایست در محیطی خورنده انجام وظیفه کنند که بر آنها نیروی تنش وارد شود، وضعیت برای چدنهای خاکستری یا چدنهای با گرافیت فشرده حادث‌تر و بدتر است. بدلیل آنکه نوک گرافیت‌های رشته‌ای یا لایه‌ای در چدنهای مذکور، محل مناسبی برای تمرکز تنش و ایجاد ترک است که این بنوبه خود در محیط‌های خورنده باعث نفوذ عامل خوردگی به داخل ترکها می‌شود و چون اختلاف پتانسیل در نوک ترک با دیواره ترک فرق می‌کند، باعث ایجاد پیل گالوانیکی موضعی در محل ترک شده و به سبب تنش و خوردگی (S.C.C.)، ترک به شدت اشاعه پیدا کرده و قطعه ضایع می‌شود. [۶۲]. اما در مورد چدنهای نشکن با گرافیت کرووی، مکانهای گرافیتی همانند حفره مانع ایجاد و اشاعه ترک می‌شوند که این خود باعث افزایش طول عمر قطعه تحت شرایط کار در محیط خورنده می‌شود. (شکل‌های ۵-۱ و ۵-۲).

بنابراین با توجه به نتایج کسب شده در این مجموعه، در محیط‌های آبی تأثیر مورفولوژی گرافیت بر مقاومت خوردگی کم می‌باشد، اما در محیط‌های اسیدی،



مطالعات انجام شده توسط نگارنده و محققان نشان می‌دهد که چدن با گرافیت کروی و یا با گرافیت پخش شده ظریف، نسبت به چدنهای با گرافیت ورقه‌ای شکل، دارای مقاومت خوردگی خیلی بالاتری می‌باشند [۳۸ و ۶۳ و ۶۴].

## ۵-۲-۷) تأثیر عناصر آلیاژی بر سرعت خوردگی چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم :

با توجه به آنالیز صورت گرفته روی نمونه‌ها (جداول ۴-۱ و ۴-۲) تنها عناصر آلیاژی قابل توجه و تأثیر گذار روی خواص مکانیکی و خوردگی چدنهای نشکن آستمپر مذکور، سیلیسیم، وانادیم و تیتانیم می‌باشند. به دلیل واضح و روشن بودن اثر سیلیسیم روی خواص خوردگی چدن‌ها و نکات ذکر شده در فصل ۲، از تکرار بحث جلوگیری کرده و به اثر دو عنصر دیگر روی مقاومت خوردگی می‌پردازیم.

همانگونه که در بخشهای قبلی آمد و با توجه به اشکال ۴-۳۸ تا ۴-۴۰ و ۴-۴۱ تا ۴-۴۳ با افزایش مقدار عناصر تیتانیم و وانادیم به چدن نشکن آستمپر در محیطهای خورنده مورد بحث، مقاومت خوردگی ADI در شرایط مذکور افزایش می‌یابد. (البته در مورد نمونه‌های ۹ و ۱۰ در محیط اسید استیک ۵٪ حجمی، افزایش عنصر تیتانیم باعث کاهش مقاومت خوردگی شد که این استثنا بدلیل تغییر مورفولوژی گرافیت از حالت کروی به رشته‌ای یا لایه‌ای نتیجه شد.)

یکی از عواملی که باعث بهبود خواص خوردگی و سایشی (در بحث‌های بعد

مفصلاً توضیح داده خواهد شد) در چدنهای نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم می‌شود را می‌توان به قابلیت انحلال وانادیم و تیتانیم در ساختار زمینه این گونه چدن‌ها نسبت داد.

در عملیات آستمپرینگ، در شروع پروسه، ابتدا قطعات تا دمای آستنیتیزه کردن گرم می‌شوند. با افزایش دما، عناصر مذکور قابلیت انحلال در آستنیت را پیدا می‌کنند. هر چقدر درجه حرارت آستنیتیزه کردن بالاتر باشد، قابلیت حل شدن عناصر آلیاژی در آستنیت بیشتر می‌شود [۲۶]. بدیهی است در صورتی که مقدار عناصر مذکور بیش از حد حلالیت آنها در آستنیت، تحت درجه حرارت مورد نظر باشد، اینها بصورت کاربیدهای وانادیم ( $V_4C_3$ ) یا تیتانیم (TiC) رسوب خواهند کرد (نقاط سفید رنگ موجود در عکسهای ۴-۲۶ و ۴-۲۷ و ۴-۳۰).

با کاهش درجه حرارت، حد حلالیت کاهش خواهد یافت [۶]. اما اگر سرعت سرد شدن به اندازه کافی بالا باشد (مثلاً در عملیات آستمپر کردن) اینها که دارای سرعت انتشار نسبتاً پایینی هستند، نخواهند توانست در درجه حرارتهای پایین (مثلاً در دمای مورد بحث) به صورت کاربید رسوب نمایند و در ساختار به صورت محلول باقی می‌مانند [۱۱]. به عبارت دیگر ساختار چدن نشکن آستمپر آلیاژی را می‌توان به صورت یک محلول جامد فوق اشباع (Super Saturated Solid Solution) دانست همین ساختار است که باعث بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی این گونه چدن‌ها در شرایط کاری می‌شود.

عامل دیگر در مورد خواص خوردگی این گونه از چدن‌ها که متاثر از دو عنصر فوق الذکر است تعداد و شکل گرافیت‌هاست. وجود وانادیم در چدن باعث

کاهش نسبی گرافیت موجود می‌شود ولی تأثیر بدی روی شکل گرافیتها نمی‌گذارد. وجود تیتانیم نیز باعث کاهش نسبی گرافیتها درچدن می‌شود ولی بر عکس اولی افزایش این عنصر، تأثیر سویی روی مورفولوژی گرافیت باقی می‌گذارد [۲۰ و ۲۲].

این حالت در مورد نمونه‌های پرتیتانیم در محیط خورنده اسید استیک ۵٪ حجمی کاملاً مشهود است. بنابراین در مجموع افزایش این دو عنصر در چدن یعنی کاهش تعداد گرافیتها و بالتبع بهبود خواص خوردگی و سرانجام اینکه با توجه به عملیات مطلوب آستمپرینگ در مورد چدنهای نشکن، حضور اتمهای وانادیم و تیتانیم به صورت محلول باعث کاهش نقوص ساختاری من جمله جاهای خالی، نابجایی و بطور عینی، حفره‌ها گردیده است. با توجه به این که یکی از عوامل مهم در خوردگی و خسارت قطعات حین تماس در محیط خورنده، همین حفرات می‌باشند (Pitting Corrosion) عملیات مذکور به همراه عناصر آلیاژی تیتانیم و وانادیم که به مقدار اندک به چدن افزوده شده‌اند (چه بسا اگر میزان عناصر آلیاژی فوق الذکر بیش از اینها بود، باعث ایجاد کاربیده‌های تیتانیم و وانادیم می‌گشت و این فازهای نامطلوب علاوه بر ایجاد پیل گالوانیکی در شرایط خوردگی، باعث کاهش خواص مکانیکی قطعات از جمله خواص سایشی آنها می‌شد.) سهم عمده‌ای در ایجاد ساختاری بدون خلل و فرج و عیوب ساختاری دارند.

## (۳-۵) بررسی مقاومت سایشی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی

### تیتانیم و وانادیم

## (۱-۳-۵) بررسی مکانیزم سایش چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم

### و وانادیم

به منظور مطالعه رفتار تریبولوژیکی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم، میزان کاهش وزن نمونه‌ها با دقت  $0.0001$  گرم در شرایط سایش افزایشی خشک، تحت بارهای اعمالی  $200$  و  $300$  N، طبق سرعت‌های لغزشی  $0.25$  و  $0.5 \text{ m/s}$  به ازای مسافت‌های  $50$  تا  $1800 \text{ m}$  اندازه‌گیری شد.

منحنی‌های مشخصه سایش، یعنی میزان تغییرات کاهش وزن نمونه‌ها برحسب مسافت لغزش حین سرعت سایش و بار اعمالی معین در شکل‌های ۴-۸۸ تا ۴-۹۵ آمده‌اند. آنچه که در ابتدا از این شکل‌ها بر می‌آید آن است که میزان مقاومت به سایش چدن‌های نشکن آستمپر حاوی وانادیم به مراتب بالاتر از گونه مشابه چدنی حاوی تیتانیم است.

همچنین با افزایش میزان تیتانیم و وانادیم در نمونه‌های سایشی، مقدار کاهش وزن نمونه‌ها کم و در نتیجه مقاومت سایشی آنها افزایش می‌یابد. این تغییرات، در واقع ناشی از اثرات وجود اکسیدها، توزیع گرافیت‌ها، مقدار تیتانیم و وانادیم موجود در زمینه، شرایط پستی و بلندی سطوح درگیر و... می‌باشد که در قسمت‌های بعدی تشریح خواهند شد.

در مسافت‌های لغزش پایین ( حداکثر تا ۲۰۰ متر ) و در واقع حین شروع سایش ، میزان سایش و شیب منحنی‌های سایش نمونه‌های چدن نشکن آستمپر تقریباً یکی است که این بدلیل حضور فیلم های اکسید سطحی می‌باشد [۶۵].

تصاویر مربوط به سطوح سایش چدن‌های نشکن آستمپر تیتانیم‌دار و وانادیم‌دار در شکل‌های ۷۹-۴ تا ۸۷-۴ آمده‌اند . در شکل‌های ۷۹-۴ و ۸۰-۴ نمای عمومی سطح سایش این نوع چدن‌ها مشاهده می‌شود. همانگونه که در این تصاویر مشاهده می‌گردد، تغییر شکل‌های پلاستیکی سطوح یکی از عمده‌ترین مؤلفه‌های عامل سایش است. وجود این تغییر شکل‌های پلاستیکی به مقادیر فاز آستنیت باقیمانده و در نتیجه سختی نمونه‌ها مربوط می‌گردد [۵۲].

نکته قابل توجه دیگر در این تصاویر وجود حفرات و کندگی‌های ناشی از خروج گرافیت‌ها و ذرات سایش از محل خود است. این حفرات تقریباً در سرتاسر سطح سایش دیده می‌شوند. در این تصاویر می‌توان همچنین مقادیر زیادی خراش‌های سطحی را مشاهده نمود که هم جهت با جهت سایش هستند در شکل ۴-۸۱ زمینه کلی سطح سایش نسبتاً صاف است که بیشتر ناشی از اکسید شده بودن سطح می‌باشد [۵۲]. در واقع این همان مرحله‌ای از سایش است که میزان سایش نمونه‌های مختلف تفاوت چندانی ندارد. در شکل مذکور ترک‌های ریزی روی سطح اکسیدها مشاهده می‌شود که این همان شروع مرحله دوم سایش یعنی آغاز تغییر شکل پلاستیکی نمونه می‌باشد.

شکل ۴-۸۲ مرحله بعدی سایش را نشان می‌دهد . در این مرحله ، ذرات کنده شده به صورت ورقه‌های دراز هستند . در رکف محل کندگی ، حفرات بزرگ و کوچک



به وضوح رؤیت می‌شوند. که در بعضی قسمت‌ها ، اتصال چند محل گرافیتی نیز مشاهده می‌گردند. این اتصال گرافیتی حکایت از انتشار ترک‌های عرضی است که نسبت به جهت سایش حالت عمودی دارند(شکل ۴-۸۳) .

از مباحث و تصاویر فوق می‌توان نتیجه‌گیری نمود که شکل ذرات سایش در نمونه‌های ADI بیشتر به صورت ورقه‌ای است که در اثر تغییر شکل‌های پلاستیکی مکرر و فشردگی سطحی بوجود می‌آیند[۵۲].

پس از ادامه روند سایش، محل‌های گرافیتی به صورت مکان‌های خالی در می‌آیند که می‌توانند در مراحل پایانی به همدیگر متصل گردند و باعث ایجاد ذرات سایشی بزرگ و ورقه‌ای شوند(شکل ۴-۸۴)[۵۲].

شکل ۴-۸۵ مرز میان منطقه سایشی ( قسمت پایین عکس ) و سطح سایش نیافته ( قسمت بالای عکس) را نشان می‌دهد. سیلان پلاستیکی در قسمت سایش کاملاً مشهود است .

تصاویر ۴-۸۶ و ۴-۸۷ مرحله سوم سایش یعنی مرحله‌ای که نرخ سایش کاهش یافته و به صفر میل می‌کند را در نمونه‌های سایشی بیان می‌دارند. در این حالت با ایجاد کار سختی و به سطح آمدن گرافیت‌ها ، وزن تلف شده نمونه کم شده و در نهایت تغییرات وزنی مشاهده نمی‌شود[۵۲].

در مراحل مختلف، طی سایش لغزشی خشک و در شرایط محیط معمولی ، مکانیزم سایش از نوع ورقه‌ای و در مرحله پایانی از نوع خستگی است . ورقه‌های سایشی از به هم پیوستن ترک‌ها و حفرات کوچک سطحی تشکیل شده و بتدریج با افزایش مسافت سایش، با ایجاد ترک‌های سطحی و به هم پیوستن گرافیت‌ها ادامه

یافته و در مراحل پایانی با ایجاد خستگی سطحی همراه خواهد بود [۶۷،۶۶،۴۶].

## (۲-۳-۵) تأثیر عوامل مختلف بر سایش چدن‌های نشکن آستمپر حاوی

### تیتانیم و وانادیم

#### (۱-۲-۳-۵) اثر مسافت

در شکل‌های ۴-۸۸ تا ۴-۹۵ منحنی‌های سایش (تغییرات وزنی نسبت به مسافت سایشی در نیرو و سرعت ثابت برای هر منحنی) ترسیم شده‌اند. همان‌طور که در منحنی‌های مشخصه سایش چدن‌های نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم نشان داده شده است. نمودار تغییرات وزن برحسب مسافت به صورت تقریباً خطی است. (البته در ابتدا و انتهای این گرافها، حالت غیر خطی مشاهده می‌شود که در ذیل بحث خواهد شد.)

در قسمتهای اولیه هر منحنی ملاحظه می‌شود که در مسافت‌های اندک (زیر ۱۰۰ متر و در بعضی حالات برای نمونه‌های تیتانیم‌دار تا ۲۰۰ متر) هیچگونه کاهش وزنی ملاحظه نمی‌شود. بعبارت دیگر شیب این منحنی‌ها در ابتدای فرآیند سایش اندک است که مربوط به اثرات وجود فیلم‌های اکسیدی می‌باشد. این فیلم‌ها عمدتاً از جنس مگنتیت ( $Fe_3O_4$ ) هستند [۶۵]. ظاهراً در مورد چدن‌های نشکن آستمپر تیتانیم‌دار این لایه اکسیدی ضخیم‌تر یا متراکم‌تر از انواع مشابه در چدن‌های وانادیم‌دار می‌باشد.

پس از طی مسافت‌های بیشتر، فیلم‌های اکسیدی سطحی از بین رفته و به

تدریج تماس بین فلز- فلز افزایش یافته و در نتیجه طبیعتاً میزان سایش بیشتر می‌گردد [۶۶].

در حالت بعد ، بدلیل ایجاد ترک‌های سطحی در شکل‌های ۴-۷۹، ۴-۸۱ و ۴-۸۴ و به سطح آمدن فیلم‌های گرافیت، لایه‌ای از گرافیت آزاد ، روی سطح فلز را می‌پوشاند [۶۵]. و در نتیجه کار سختی و استحاله آستنیت به مارتنزیت ، میزان سختی لایه‌های زیرسطحی افزایش می‌یابد و در نهایت شیب منحنی کاهش بیشتری یافته و به صفر میل می‌کند. به عبارت دیگر از این حالت به بعد تحت شرایط مذکور برای هر نمونه، هیچگونه کاهش وزنی مشاهده نمی‌شود (شکل‌های ۴-۸۶ و ۴-۸۷).

نکته قابل توجه د ر نمودارهای مزبور این است که در نمونه‌های تیتانیم‌دار، شروع مرحله‌ نهایی ( کاهش نرخ سایش) در مسافت‌های بیشتری (حدود ۱۵۰۰ m) نسبت به چدن‌های وانادیم‌دار (۱۰۰۰ m) شروع می‌شود که این را می‌توان بدلیل تأخیر در کار سختی و تعویق در استحاله آستنیت به مارتنزیت د راین آلیاژها نسبت داد.

### (۵-۳-۲) اثر نیرو

همان‌گونه که در این اشکال دیده می‌شود با افزایش نیرو، میزان کاهش وزن افزایش می‌یابد که این در اثر ایجاد اتصالات شدیدتر و بیشتر و نیروی چسبندۀ قوی‌تر بین قله‌های تماس در فصل مشترک نمونه و پین ساییده است. همچنین افزایش نیرو باعث افزایش تنش‌های برشی در سطح و افزایش سیلان پلاستیکی

زمینه و از بین رفتن لایه پیوسته گرافیت در سطح می‌گردد [۶۷].

با افزایش نیرو در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر، سیلان پلاستیکی زمینه باعث فشرده شدن و فرار گرافیت‌ها از محفظه کروی می‌گردد. وجود میانگین گرافیت‌ها در منطقه تغییر شکل پلاستیک مطابق با شکل ۴-۸۴، موجب بهم پیوستن گرافیت‌ها و ایجاد ترک‌های بزرگتر در زیر سطح گردیده است که سپس با شکسته شدن پل‌های تشکیل شده بر روی گرافیت‌ها، یک ذره سایشی ایجاد می‌گردد و در نهایت یک ترک از سطح نمونه جوانه زده و بطرف گرافیت‌ها حرکت می‌کند (شکل ۴-۸۱) [۴۶].

با توجه به کاهش نسبی گرافیت‌ها حین افزایش مقدار تیتانیم و وانادیم در نمونه‌ها، ترک‌های کوچکتری روی سطح بوجود می‌آید که این خود عاملی برای کاهش نرخ سایش و در نتیجه افزایش مقاومت سایش با افزایش میزان تیتانیم و وانادیم می‌باشد.

منشأ جوانه‌زنی این ترک‌ها ممکن است خستگی خمشی، نیروی چسبنده حاصل از اتصال قله‌ها و یا فشار اعمال شده از طرف گرافیت‌ها باشد. جوانه‌زنی و رشد ترک‌ها و نهایتاً شکست پل‌های بوجود آمده ممکن است سرعت تشکیل ذرات سایش را تحت تأثیر قرار دهد [۶۷].

در این صورت با افزایش انرژی لازم برای شکست پل‌های ایجاد شده، مقدار کرنش پلاستیک برای شکست پل‌ها افزایش می‌یابد. این امر موجب افزایش کرنش پلاستیک در لایه‌های سطحی شده و ذرات سایشی بزرگ ایجاد می‌گردند. هرگاه انرژی لازم برای شکست پل‌های ایجاد شده کم باشد، با شکسته شدن سریع پل‌ها،

قبل از تخلیه کامل محفظه کروی ، گرافیت‌ها به سطح می‌رسند [۶۷].

### (۳-۲-۳-۵) اثر سرعت

همانگونه که در شکل ۴-۸۸ تا ۴-۹۵ دیده می‌شود با افزایش سرعت لغزش ، میزان کاهش وزن نمونه‌های ADI کم شده است. این میزان کاهش ، در نمونه‌های وانادیم‌دار به مراتب کمتر از گونه تیتانیم‌دار می‌باشد.

یکی از عواملی که باعث کاهش وزن در سرعت‌های بالاتر می‌گردد، تغییر شکل پلاستیک بیشتر در سرعت‌های بالاتر است که در نتیجه باعث رسیدن به کار سختی بالاتر در لایه‌های زیر سطحی نیز می‌گردند [۶۸]. در این حالت استحاله آستنیت به مارتنزیت با سرعت بیشتری صورت می‌گیرد، در نتیجه کار سختی در این شرایط زودتر به وقوع می‌پیوندد [۶۹].

عامل دیگر، افزایش دمای سطح تماس در سرعت‌های لغزش بالاتر و در نتیجه تغییر مورفولوژی اکسیدهای سطحی از  $Fe_3O_4$  (مگنیتیت) به  $FeO$  (وستیت) و  $FeO_3$  (هماتیت) بر روی سطح سایش نمونه‌های ADI تیتانیم‌دار و وانادیم‌دار می‌باشد که این امر موجب کاهش ضریب اصطکاک ( $\mu$ ) و در نتیجه نرخ سایش می‌گردد [۴۷ و ۶۵].

### (۴-۲-۳-۵) اثر عناصر آلیاژی تیتانیم و وانادیم

ترک در یک شکست اساساً به وسیله فرآیند به هم پیوستن حفره‌ها (حفره‌های گرافیتی ، حفره‌های انقباضی در حالت ریخته‌گری و...) ایجاد می‌گردد. به هم پیوستن حفره‌ها به وسیله افزایش طول آن‌ها و همچنین طول پلی است که دو

حفره را از هم جدا می‌کند [۷۰]. این حفره‌ها عبارتند از محل‌های ایجاد عیوب ساختاری ماده نظیر حفره‌ها، نابجائی‌ها، عیوب خطی، صفحه‌ای و شبکه‌ای، محل آخال‌ها ذرات فاز دوم، ذرات اکسیدی و یا در نمونه‌های چدنی (چدن نشکن آستمپر)، حفره‌های گرافیتی.

حضور اتم‌های وانادیم به صورت محلول در ساختار زمینه چدن‌های نشکن آستمپر مذکور احتمالاً با کاهش مناطق نقص‌های نقطه‌ای (مانند جاهای خالی Vaccumcys)، خطی (مانند نابجایی dislocation) و به طور کلی ناهمگنی‌های ساختاری همراه بوده، ایجاد حفره‌ها را به تأخیر می‌اندازد. با توجه به این که منبع اصلی ایجاد شکست، همین حفره‌ها دانسته شده‌اند، تأثیر وانادیم در ساختار زمینه به صورت محلول موجب گشته که نمونه بتواند در مقابل سایش، مقاومت نشان دهد. همچنین در مورد نمونه‌های حاوی تیتانیم، افزایش مقاومت به سایش را می‌توان به اتمهای محلول در ریز ساختار ADI مورد بحث نسبت داد که از ایجاد حفرات و عیوب ساختاری در نمونه‌ها جلوگیری می‌کند.

### (۵-۲-۳-۵) اثر گرافیت‌ها

گرافیت نقش چندگانه‌ای در چدن‌های نشکن آستمپر بازی می‌کند. بگونه‌ای که از یک طرف به صورت نقاط ضعفی در قطعه مطرح هستند و باعث کاهش سطح مؤثر قطعه و افزایش تنش و ایجاد نقش شیار در قطعه می‌گردند [۶۸]. و از طرف دیگر با به سطح آمدن و تشکیل فیلم گرافیتی در سطح، باعث کاهش میزان اصطکاک سطوح

و پایین آمدن نرخ سایش می‌گردند [۴۷].

کره‌های گرافیتی خارج شده باعث ایجاد یک سوراخ در سطح می‌گردند و تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده در سطح باعث ایجاد ترک در اطراف گرافیت شده که نشان‌دهنده نقش مضر گرافیت است به طوری که همواره می‌توان ترک‌هایی را در ناحیه ای که دچار تغییر شکل پلاستیک شده است، در اطراف گرافیت‌ها مشاهده نمود (شکل‌های ۴-۸۰ و ۴-۸۲ و ۴-۸۳).

مشاهده می‌گردد که با کاهش تعداد گرافیت‌ها در واحد سطح، نرخ سایش در یک نیروی ثابت کاهش می‌یابد. تشریح این رفتار بدین صورت است که با افزایش سختی حین سایش و در نتیجه استحکام برشی زمینه، عمق ناحیه تغییر شکل پلاستیک کمتر شده و تعداد گرافیت‌های کمتری را در برمی‌گیرد. انتظار می‌رود که با خروج گرافیت‌های اندک از سطح، نقش منفی آنها در افزایش نرخ سایش کاهش یابد. به منظور بررسی دقیق‌تر اثر تعداد گرافیت‌ها بر نرخ سایش، تابع R بدین صورت تعریف می‌شود [۶۵]:

$$R = \frac{r(H.N.) - r(L.N.)}{r(H.N.)} \times 100 \quad (۱-۵)$$

که در آن :

$r(H.N.)$  = نرخ سایش نمونه‌های با تعداد گرافیت بیشتر

$r(L.N.)$  = نرخ سایش نمونه‌های با تعداد گرافیت کمتر و

$R$  = نرخ سایش نسبی می‌باشد.

بنابراین هر اندازه مقدار R بزرگ باشد، وابستگی نرخ سایش به تعداد

گرافیت‌ها بیشتر می‌شود.

تأثیر افزایش وانادیم در چدن‌های نشکن آستمپر مورد بحث تا حدی بوده که موجب کاهش نسبی گرافیت‌های کروی شده که این خود طبق ادله فوق باعث افزایش مقاومت سایشی گردیده است.

همچنین با افزایش تیتانیم، میزان گرافیت‌ها نسبتاً کاهش یافت که عاملی در کاهش نرخ سایش بود. و دیگر اینکه شکل گرافیت‌ها از حالت کروی به صورت تقریباً فشرده تبدیل شد که از این حالت تغییر شکل گرافیت‌ها، تأثیر چندانی روی مقاومت سایشی مشاهده نشد.

#### (۵-۳-۲-۶) نقش اکسیدها

اکسیدها در دو حالت نقش مؤثری پیدا می‌کنند:

(الف) در مراحل اولیه سایش

(ب) در سرعت‌های لغزش زیاد

همانگونه که قبلاً اشاره شد در مسافت‌های اولیه سایش، وجود فیلم‌های اکسیدی در سطح، از تماس مستقیم سطوح درگیر جلوگیری می‌نمایند [۶۵] بگونه‌ای که باعث کاهش میزان سایش و مقاومت سایشی تقریباً برابر در همه نمونه‌های چدنی مورد آزمایش می‌گردند.

بطوریکه در بخش ۵-۳-۱ آمد، در مورد نمونه‌های تیتانیم‌دار، مقاومت سایش اینها در مسافت‌های اندک یعنی تا حدود ۲۰۰ متر حتی بیشتر از نمونه‌های



وانادیم‌دار بود که علت آن را می‌توان به ضخیم‌تر بودن فیلم‌های اکسیدی روی سطح چدن‌های نشکن آستمپر تیتانیم‌دار نسبت به چدن‌های نشکن آستمپر وانادیم‌دار نسبت داد.

در سرعت‌های لغزش بالا نیز، اکسیدها نقش مؤثری می‌یابند به گونه‌ای که نوع اکسیدها از  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  (مگنیتیت) به وستیت ( $\text{FeO}$ ) و هماتیت ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) تبدیل شده و ضخامت و نرخ رشد آن نیز افزایش می‌یابد. به گونه‌ای که یک لایه ضخیم از فیلم اکسیدی در سطح ایجاد شده و همانند یک لایه روان کار باعث کاهش نرخ سایش می‌گردد.

#### (۷-۲-۳-۵) اثر سیلان پلاستیکی زمینه

سیلان پلاستیکی، در واقع اصلی‌ترین نقش را در سایش چدن‌ها باز می‌کند به گونه‌ای که از ایجاد و تجمع کرنش‌های پلاستیکی سطحی و روی هم افتادن آنها، بتدریج ورقه‌های سایش بوجود می‌آیند و از طرفی زمینه را برای ایجاد ترک‌های سطحی آماده می‌کنند.

#### (۸-۲-۳-۵) اثر گرمای سطحی

گرمای سطحی که بنا به یافته‌های فردیس و آلن [۶۵] در سرعت‌های سایش پایین در حدود  $200^\circ\text{C}$  در سرعت‌های لغزش بالا در حدود  $570^\circ\text{C}$  درجه سانتیگراد است، از یک طرف باعث افزایش نرخ رشد اکسیدهای سطحی و در نتیجه کاهش میزان

سایش می‌شوند و از طرف دیگر باعث ایجاد ذوب سطحی می‌گردند که نرخ سایش را افزایش می‌دهند.

### (۹-۲-۳-۵) اثر سختی زمینه

سختی زمینه یکی از عواملی است که در جدا شدن ذرات از سطح و در نتیجه میزان سایش می‌تواند نقش مهمی داشته باشد.

همان گونه که در فصل تئوریه‌ها نیز بحث شد، سختی زمینه رابطه‌ای معکوس با نرخ سایش دارد یعنی:

$$Q \propto \frac{W}{H} \text{ یا } Q = \frac{KW}{H} \quad (۱۱-۲)$$

که:

$Q$  = حجم سایش در واحد فاصله لغزشی

$W$  = بار اعمالی

$K$  = احتمال اثر پذیری هر دانه که منجر به ایجاد سایش می‌گردد.

$H$  = سختی زمینه می‌باشد [۴۶].

همان گونه که در شکل‌های ۷۷-۴ و ۷۸-۴ مشاهده می‌شود، با افزایش میزان

تیتانیم و وانادیم در نمونه‌های ADI، سختی نیز افزایش می‌یابد. سختی نمونه‌های

ADI حاوی وانادیم به مراتب بیشتر از نمونه‌های تیتانیم‌دار می‌باشد. در نتیجه با

توجه به رابطه فوق می‌توان چنین استنباط کرد که با افزایش سختی زمینه، میزان

سایش نمونه‌های وانادیم‌دار کمتر از نمونه‌های تیتانیم‌دار است. شکل‌های ۴-۸۸ تا

۴-۹۵ این پیشنهاد را به خوبی تصدیق می‌کنند.

### (۵-۳-۲-۱۰) اثر کار سختی آستنیت باقیمانده

همان‌گونه که در مباحث قبل اشاره شد، فاز آستنیت باقیمانده، به علت کار سختی پذیری بالایی که دارد، در اثر اعمال تنش، به شدت دچار کار سختی گشته و باعث افزایش سختی لایه‌های زیر سطحی و در نتیجه کاهش نرخ سایش می‌گردد. ال.یو. پینگ و همکارانش طی بررسیهای خود بر روی چدن‌های نشکن آستمپر که در دماهای مختلف آستمپر شده بود بدین نتیجه رسیدند که میزان کار سختی با اندازه فاز آستنیت باقیمانده رابطه مستقیمی دارد که این، یک رابطه اکسپونانسیل با نمای  $0.25$  می‌باشد [۶۶].

ایشان طی آزمایشات خود دریافتند که حتی در مسافت‌های بیشتر بدلیل کار سختی در مورد آستنیت باقیمانده، آن دسته از چدن‌های نشکن آستمپری که در دمای بالاتر آستمپر شده‌اند، رفتار سایشی به مراتب بهتری نسبت به آنهایی که در دمای پایین تر آستمپر شده‌اند دارند. ولی به طور نظری قبلاً عکس آن تصور می‌شد. علت آن وجود آستنیت باقیمانده بیشتر در چدن‌هایی است که در دمای بالاتر آستمپر شده و در مراحل پایانی سایش باعث کار سختی بیشتر و افزایش سختی زمینه گردیدند [۶۶].

### (۵-۳-۲-۱۱) اثر استحالة آستنیت به مارتنزیت

اعمال تنش روی چدن‌های نشکن آستمپر باعث بالا رفتن دمای Ms و در نتیجه تبدیل آستنیت به مارتنزیت می‌گردد. این استحاله معمولاً در لایه‌ای بسیار نازک بوجود می‌آید، به گونه‌ای که اندازه‌گیری آن بسیار مشکل است [۶۵]. به هر حال این استحاله فیزیکی - شیمیایی از عوامل افزایش سختی لایه‌های زیر سطحی در چدن‌های نشکن آستمپر است.

### (۵-۳-۲-۱۲) اثر جهت‌گیری سوزن‌های بینیتی

جهت‌گیری سوزن‌های بینیتی نیز در میزان نرخ سایش مؤثر است. به گونه‌ای که سوزن‌های منظم و دارای لایه‌های تقریباً هم جهت با جهت سایش، مقاومت به سایش کمتری نسبت به چدن نشکن آستمپر دارای سوزن‌های نامنظم دارا می‌باشند [۷۱]. همان‌گونه که در شکل‌های متالوگرافی نیز مشاهده می‌شود تیغه‌های بینیتی در نمونه‌های چدن نشکن آستمپر حاوی تیتانیم و وانادیم دارای جهت نامنظم می‌باشند.

ساختار آسفرایت تقریباً مشابه کامپوزیت است. با حضور رشته‌های فریت بینیتی در زمینه‌ای آستنیتی. با اعمال نیرو و لغزش روی نمونه‌های سایشی، تیغه‌های بینیتی به داخل یکدیگر رفته و به اصطلاح یک کلاف پیچیده‌ای را در منطقه سایش بوجود می‌آورند. این خود باعث می‌شود تا در اثر سایش، ذرات نتوانند از سطح جدا شوند. همین عامل، باعث عدم ایجاد ذرات سایشی شده و به عبارت دیگر میزان وزن کاسته شده و در نهایت نرخ سایش، کاهش می‌یابد.

## ۵-۴) نتیجه گیری

- ۱- افزایش تیتانیم و وانادیم (برای عنصر Ti تا حد ۰/۴۲٪ و عنصر V تا حد ۰/۴۵٪) موجب کاهش تراکم گرافیت‌های کرووی در چدن نشکن می‌گردد.
- ۲- افزایش دو عنصر تیتانیم و وانادیم تا حد مقادیر فوق باعث افزایش درصد پرلیت و در نتیجه بالا رفتن عمق تبریدی (Chill depth) می‌شود.
- ۳- افزودن وانادیم به چدن نشکن تغییری در شکل گرافیت‌ها ایجاد نمی‌کند ولی با افزایش تیتانیم به چدن مذکور، شکل گرافیت‌ها از کرووی به رشته‌ای تغییر می‌یابد.
- ۴- افزایش تیتانیم، باعث کاهش دانسیته چدن نشکن آستمپر می‌گردد. ولی وانادیم باعث افزایش مقدار چگالی می‌شود.
- ۵- افزایش دو عنصر مذکور باعث ازدیاد سختی چدن‌های نشکن آستمپر می‌شود. در مورد چدن‌های نشکن آستمپر حاوی وانادیم، سختی به مراتب بالاتر از گونه مشابه تیتانیم دار است.
- ۶- افزایش V و Ti به چدن نشکن آستمپر، باعث بالارفتن مقاومت خوردگی چدن‌های مذکور در آب دریای طبیعی می‌شود. این مقاومت در مورد چدن‌های نشکن آستمپر تیتانیم‌دار، بیش از چدن‌های وانادیم دار است.
- ۷- افزایش V و Ti به چدن نشکن آستمپر، باعث بهبود خوردگی ADI در اسیدسولفوریک ۵٪ حجمی می‌شود. این مقاومت در مورد چدن‌های نشکن آستمپر وانادیم‌دار بالاتر از گونه تیتانیم دار می‌باشد.
- ۸- در اسید استیک ۵٪ حجمی نیز افزایش دو عنصر V و Ti، باعث بهبود مقاومت خوردگی می‌شود. در اینجا نیز مقاومت خوردگی گونه وانادیم‌دار بالاتر از

آلیاژ تیتانیوم دار است. با این تفاوت که با افزایش تیتانیوم تا حدود نهایی، سرعت خوردگی در محیط مذکور افزایش می‌یابد که این حالت ناشی از تغییر شکل گرافیت‌ها از کروی به رشته‌ای نتیجه‌گیری شد.

۹- بهبود خواص سایشی با افزایش دو عنصر وانادیم و تیتانیوم به چدن نشکن آستمپر حاصل می‌آید. افزایش مقاومت سایشی با اضافه کردن وانادیم به چدن نشکن آستمپر بیش از افزودن تیتانیوم به این چدن‌ها، مشاهده می‌شود.

۱۰- با افزایش مسافت سایش تحت سرعت سایش و بار اعمالی ثابت، نرخ سایش چدن‌های نشکن آستمپر تیتانیوم دار و وانادیم دار کم شده و در نهایت صفر می‌شود.

۱۱- نرخ سایش با افزودن بار اعمالی روی قطعات چدن نشکن آستمپر تیتانیوم دار و وانادیم دار افزایش می‌یابد ولی با افزایش سرعت سایش، نرخ سایش کاهش می‌یابد.

## **۵-۵) پیشنهادات**

۱- بدست آوردن حد تیتانیوم برای تغییر شکل گرافیت از کروی به رشته‌ای در چدن‌های نشکن معمولی.

۲- بدست آوردن مقدار تیتانیوم و وانادیم بهینه برای افزایش مقاومت سایش و مقاومت خوردگی چدن‌های نشکن آستمپر.

۳- بررسی مقاومت خوردگی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی عناصر مذکور در محیط‌های خوردنده دیگر.

۴- بررسی مقاومت سایشی چدن‌های نشکن آستمپر حاوی عناصر مذکور در دماهای بالا.

## مراجع

- 1- Sam Mitani , “ Long Term Introduction” , Road & Track ,volume 47 , Number 7 , March 1996 .
- ۲- محمد رضا جهانگیری ، “استفاده از آلیاژ چدن نشکن آستمپر در ساخت چرخ دنده‌های خودرو”، مجلهٔ پیام ایران خودرو، سال چهارم، شماره ۴۰، بهمن ۱۳۷۸ .
- 3- Metals Handbook , Properties and Selection: Irons , Steels , and High - Performance Alloys , ASM International , U.S.A., 9th Edition, Vol . 1, 1990 .
- 4- Roy Elliott ,Cast Iron Technology , Butterworth & Co . (publishers) Ltd . , 1990.
- 5- John Morgan, Cathodic Protection , NACE , 2nd Edition , 1987 .
- ۶- محمدعلی گل‌عذار، اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران ، چاپ چهارم ۱۳۷۵ .
- 7-J.S. Park , J.D.Verhoeven, “Transition Between Type A Flake , Type D Flake and - Control Graphite Eutectic Structures in Cast Iron, “ Metallurgical and Materials Transactions A, Vol . 27 , September , 1996 .
- 8-D.D. Double , A . Hellawell , “ Conical Helix Growth Forms in Graphite,” Acta . Met ., 22 , 1984.

- 9- Metals Handbook , Material Selection and Design , ASM International, U.S.A ., 2nd Printing , Vol. 20 , 1997 .
- 10- J. Richard , “ an Engineering Cast Iron for Service at Temperatures Exceeding 800 ° C ,” Brit . Foundryman , 34, 1992 .
- 11- Metals Handbook , Heat Treating , ASM International , U.S.A. , Vol .4, 1991 .
- 12- K.E. Thelning , Steel and Its Heat Treatment , Butterworths , 1981.
- 13- ANON ., “ Chiness Founders Spheroidal Graphite Castings 2000 Years Ago ,” Foundryman Trade Journal , March 1983 .
- 14- K.D. Mills , “Spheroidal Graphite Cast Iron - Its Development and Future.” Brit . Foundryman , 112 , 1992 .
- 15- J.F. Janowak , R.B . Gundlach , “Development of a Ductile Iron for Commerical Austempering ,” A.F.S. Trans., 92 , 1984.
- 16- G.J. Cox , “Developments in Alloy Cast Irons,” Brit. Foundryman, 34 , 1983 .
- 17- N. Sykes , C. Musioc, J. N . Draper , “Experimentation and Design in Fatigue,” Proc. Warwick Conference , I.P.C., Science and Technology press Ltd ., 1990 .
- 18- Annual Book of ASTM Standards, Ferrous Castings , Ferroalloys , Shipbuildings, Section 1 , Volume 01.02 , ASTM , U.S.A., 1989 .
- 19- J.V. Dawson , A.M. Sage , “High Strength Cast Irons Containing



- Vanadium Annealed Ductile Irons and High Carbon Grey Irons,” The Foundry man , pp, 479 - 489 , 1990 .
- 20- J.V. Dawson , “Vanadium in Cast Irons,” BCIRA Journal , Vol . 30 , No.2 . PP ,87 - 101 , March 1982 .
- 21- G.X. Sun , C.R. Loper , “ Titanium Carbonitrides in Cast Irons,” A.F.S. Trans. , Vol . 102 , PP, 639 - 646 , 1994 .
- 22- J.R. Hitchings , J. Klein , “ Titanium in Cast Iron: Its Reactions and Effects ,” A.F.S. Trans . Vol . 100 ,PP , 579-586, 1992.
- 23- Romeo . L. Suffredini , “ Factors Influencing Austempering” , Heat Treating , PP , 14 -19 , January 1990 .
- 24- P.M. Unterweiser, Heat Treaters Guide , American Society for Metals, 1982 .
- 25- T.N. Rouns , K.B. Rundman , D.M. Moore , “ On the Structure and Properties of Austempered Ductile Cast Iron,” A.F.S. Trans ., Vol. 98, PP , 815 - 816 , 1990.
- 26 - G.J . Cox , The Effect of Austempering Time on the Properties of High Strength S.G. Iron, “ Brit. Foundryman , Vol . 79, PP, 215 , 1986.
- 27- E.Dorazil ,B. Barta , E . Munsterova, L . Stransky , A . Havar ,” High Strength Bainitic Ductile Cast Iron.” A.F.S. International Cast Metals Journal, Vol.7 , PP , 52 , 1982 .
- 28- D.J. Moore , T.N. Rouns , K. B . Rundman , “ Structure and

Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron,” A.F.S. Trans. , Vol /101/ , PP , 705 - 707 , 1993 .

29- P.A. Blackmore , R.A. Harding , “ The Effects of Austempered Ductile Irons” 8th International Conference on Austempered Ductile Irons, Chicago , U.S.A, April 1991 .

30 - Metals Handbook , Metallography and Microstructures, ASM International , U.S.A , Vol 9 , 8th printing , January 1998 .

31-G.A. Chandwick , Metallography of Phase Transformations Butterworth and Co. Ltd ., 1990 .

۳۲- رحیم زمانیان، خوردگی و روشهای کنترل آن، دانشگاه تهران ، ایران ، ۱۳۷۴ .

33- M.G. Fontana , Corrosion Engineering, McGraw - Hill , U.S.A., 1987.

34- Metals Handbook , Corrosion , ASM International , U.S.A ., 10th Edition, Vol . 13 , 1996.

35- E. Mattsson , Basic Corrosion Technology for Scientists and Engineering , Ellis Horwood, Chichester , 1989.

36- C.F. Walton , T.J. Opar , Iron Casting Handbook , Iron Casting Society , U.S.A. , 1981.

۳۷- مرعش مرعشی، متالورژی کاربردی چدن‌ها، خاکستری-آلیاژی ، ضد سایش ،

اقبال و شرکت نورد و تولید قطعات فولادی، ایران ، ۱۳۷۱ .

38- L.L. Shreir , R.A. Jarman , G.T. Burstein , Corrosion, Hartnolls

Belmin , Great Britain , 1994.

39- A.H.Rauch , Source Book on Ductile Iron , ASM , U.S.A, 1977 .

40- L. Galvanic , Corrosion in the Petrochemical Industry , ASM International , U.S.A., 1995.

41- J.R. Davis , ASM Specially Handbook , Cast Irons , ASM International , U.S.A., 1996 .

42- Annual Book of ASTM Standards, Wear and Erosion ; Metal Corrosion , Section 3 , Volume 03.02 , ASTM , U.S.A., 1989.

43- B.M . Green , F . Johnson , J.D. Rosa , “In - Situ Cathodic Protection of Existing Ductile Iron Pipes ,” Material Performance, 1992 .

44- J.A. Williams , Engineering Tribology , Mc - GrawHill , 1994.

45- B.Bhushan , B.K. Gupta , Handbook of Tribology , McGrawHill, 1991.

46- R.D. Arnell , P.B. Davies , J. Halling , T.L. Whomes , Tribology Principles and Design Application , Macmillan Education Ltd ., 1991.

47- I.M. Hutchings , Tribology , Friction and Wear of Engineering Materials , Edward Arnold , 1991.

48- S.C. Lim , M.F. Ashby , “ Wear Mechanism Maps, Acta . Metallurgica ,” Vol . 35 , 1987 .

49- T.A. Stolarski , Tribology in Machine Design , Heinemann Newnes , London , 1990.

50- R.Gundlach , “ Process Over view Wear and Abrasion Testing,”  
Proc . 2nd International Conference on ADI , 1986.

51- Wu- Sheng Zhou , Qing- De Zhou , Shou - Kang Meng ,  
“Abrasion Resistance of Austempered Ductile Iron ,” Cast Metals ,  
Vol .6,1993.

52- S.M.A. Boutorabi , J.M. Young , V. Kodnic , M. Salehi , “ The  
Tribological Behaviour of Austempered Spheroidal Graphite  
Aluminum Cast Iron,” Wear , PP, 19-24,1993 .

53- Guang , “ Sliding Wear Characteristics of ADI with and without  
Laser Hardening ,” Wear , PP, 14-21 , 1990.

54- J. Sugishita , S. Fujiyoshi , “ The Effect of Cast Iron Graphite on  
Friction and Wear Performance,”Wear , PP , 82 - 89, 1982 .

55- J.M. Prade , A . Pujol , J . Cullell , J. Tartera , Dry Sliding Wear  
of Austempered Ductile Iron , Mat . Sci . and Tech., Vol 11 , March  
1995.

56- Perry's Handbook , ASM Standards , Standards , McGrawHill,  
1984 .

۵۷- کرامت رفیعی چرمهینی، بررسی تاثیر پارامترهای عملیات حرارتی آستمپرینگ

بر ریز ساختار و مقاومت به خوردگی چدن نشکن آستمپر (ADI)، پایان نامه

کارشناسی ارشد، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی، اسفندماه ۱۳۷۷ .

58- E.D.Vernik , D.A. Parnish , “ Use of Pourbaix Diagrams in

Predicting the Dealloying Phenomenon," Corrosion , No . 5 , 1970 .

59- Tablle Zur Ermitt lung der Vickersharte, 1992 .

۶۰- صائبی، دستگاه سایش پین و دیسک ، دانشگاه صنعتی اصفهان، ایران، ۱۳۷۷ .

۶۱- آلیس دورینگ، قطعات ریختگی چدن، محمدرضا افضلی ، شرکت ملی فولاد

ایران، ۱۳۷۲ .

۶۲- محمود پاکشیر، جزوه جنبه‌های مکانیکی خوردگی ، ۱۳۷۷.

63- A.U. Malik , S. Basu , I.N. Andijani , N.A. Siddiqi , S. Ahmad ,  
“ Corrosion of Cast Irons,” Brit. Corrosion Journal , Vol . 3,pp , 28 -  
33 , 1993 .

۶۴- عبدالرضا شهریور، تاثیر پارامترهای گرمایی- مکانیکی و مورفولوژی گرافیت  
بر خوردگی چدن، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی،  
فروردین ماه ۱۳۷۹ .

65- E.P. Fardyce , C. Allen , “ Dry Sliding Wear of Austempered  
Ductile Iron,” Wear , PP , 135 - 138 , 1990 .

66- L.U. Ping , S.Bahadur , “ Friction and Wear behaviour of High  
Silicon Bainite Structure in ADI,” Wear, PP, 138-147, 1990 .

67- W.B.Qing, L.Ji , G.Z. Dong , W.D. Hai , Z.J. Feng , Transaction  
of the Japan Foundrymen's Society , 1993.

68- S. Shepperson , C . Allen , Wear of Metals , ASME , 1987.

۶۹- مهدی حاجی باقری، بررسی سایش چرخ مونوبلوک لکومتیو راه آهن ، پایان

نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد جنوب تهران، شهریور ماه ۱۳۷۷ .

۷۰- جورج ای دیتز، متالورژی مکانیکی، شهره شهیدی، مرکز نشر دانشگاهی، تهران،

چاپ چهارم ، ۱۳۷۶.

۷۱- امین اوحدی، اثر شرایط عملیات حرارتی بر آستمپر سطحی چدن نشکن،

دانشگاه علم و صنعت ایران، مهرماه ۱۳۷۶.

## ***ABSTRACT***

Influence of Titanium and Vanadium on Microstructure , Corrosion  
Resistance and Wear Behaviour of Austempered Ductile Iron (ADI)

By

Mir Arash Beheshti Vaziri

In this research, the influence of titanium and vanadium on microstructure, corrosion resistance (in sea water, 5% sulfuric acid and 5% acetic acid) and wear behaviour of austempered ductile iron have been studied.

Two types of ductile iron with different chemical compositions of V and Ti and one type of normal ductile iron were cast in a commercial foundry. The specimens were machined from the Y-shape cast blocks. Austenitizing and austempering heat treatments were conducted on the specimens. Total immersion and cathodic-anodic polarization tests were conducted on the specimens to measure the corrosion rate. The study of microstructure in as-cast and austempered conditions were done by optical microscope. Oxide layers were evaluated with electron microscope. For studying wear behaviour, the specimens were loaded under 200,300N and wear speed of 0.25 and 0.5m/s. In these conditions, the weight loss of disks versus wear distance were calculated. Evaluation of wear surfaces were performed by Scanning Electron Microscope.

The results show that by addition of Ti and V in ductile iron, the pearlite phase increases in it. Deformation of graphites were performed by addition of titanium. In acid solutions, the corrosion resistance of austempered ductile iron with dissolved vanadium in it is higher than the ADI with dissolved titanium. But in seawater, Corrosion resistance of the ADI alloyed with titanium is higher. The wear behaviour of the ADI alloyed with vanadium is severely better than the ADI alloyed with titanium.

IN THE NAME OF GOD

INFLUENCE OF TITANIUM AND VANADIUM ON  
MICROSTRUCTURE, CORROSION RESISTANCE AND WEAR  
BEHAVIOUR OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI)

BY

MIR ARASH BEHESHTI VAZIRI

THESIS

SUBMITTED TO THE SCHOOL OF GRADUATE STUDIES  
IN PARTIAL FULFILLMENT OF THE REQUIREMENTS  
FOR THE DEGREE OF MASTER OF SCIENCE (M.Sc.)

IN

MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

(CORROSION)

SHIRAZ UNIVERSITY

SHIRAZ , IRAN

EVALUATED AND APPROVED BY THE THESIS COMMITTEE AS: **EXCELLENT**

*M.G. Hadianfard*.....M.G.HADIANFARD, Ph.D., ASSISTANT PROF.  
OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING (CHAIRMAN)

*Behrooz Oloom*..... M.E.BAHROL OLOOM, Ph.D.,ASSISTANT PROF.  
OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING (CHAIRMAN)

*A. Nazarboland*.....A.NAZARBOLAND, Ph.D.,ASSISTANT PROF.  
OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

*For Kaveh Jafarabadi*.....S.M.A. BOUTORABI, Ph.D.,ASSOCIATE PROF.  
OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, ELM-O-SANAT UNIVERSITY

OCTOBER 2000