

# ارزیابی تأثیر تیتانیوم بر چقرمگی شکست و مقاومت به سایش فولاد هادفیلد

مسعود سبزی<sup>۱\*</sup>، منصور فرزام<sup>۲</sup>

۱- مربی، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول، (mas.metallurg88@gmail.com)

۲- دانشیار گروه بازرسی فنی دانشگاه صنعت نفت آبادان، (farzam@put.ac.ir)

## Evaluation of titanium effect on the fracture toughness and resistance to abrasion of Hadfield steel

M. Sabzi<sup>1\*</sup>, M. Farzam<sup>2</sup>

1- M.Sc. Coach, Young Reseachers and Elite Club, Dezful Branch, Islamic Azad University, (mas.metallurg88@gmail.com)

2- Associate Professor, Department of Technical Inspection, Petroleum University of Technology, (farzam@put.ac.ir)

### چکیده

در این پژوهش به بررسی تأثیر تیتانیوم بر چقرمگی شکست و مقاومت به سایش فولاد هادفیلد پرداخته شده است. برای این منظور، ابتدا سه بلوک از فولاد هادفیلد (۰٪Ti، ۰۵٪Ti و ۱٪Ti) بوسیله ی کوره القایی ریخته‌گری شد. سپس هر سه بلوک تحت عملیات حرارتی آستنیت به دمای ۱۱۰۰°C به مدت ۲ ساعت قرار گرفته و بلافاصله در حمام آب خالص سریع سرد شدند. در مرحله ی بعد، آزمونهای کشش تک محوره، سایش به روش پین روی دیسک، سختی سنجی به روش ویکرز و ضربه ی شاری بر روی هر سه نمونه انجام شد. برای بررسی ریزساختار از متالوگرافی و برای بررسی سطوح شکست از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. سپس برای بررسی چقرمگی شکست از روابط تجربی بین چقرمگی شکست و نتایج آزمون ضربه شاری، استفاده گردید. در نتیجه معلوم شد که کمترین سختی - کمترین مقاومت به سایش - بالاترین چقرمگی شکست - بالاترین طول ترک بحرانی به نمونه ی بدون تیتانیوم و بالاترین سختی - بالاترین مقاومت به سایش - کمترین چقرمگی شکست - کمترین طول ترک بحرانی به نمونه ی حاوی ۱٪Ti تعلق گرفت.

واژه های کلیدی: فولاد هادفیلد، چقرمگی شکست، مقاومت به سایش، تیتانیوم، عملیات حرارتی.

### Abstract

In this study, of titanium effect on the fracture toughness and resistance to abrasion of Hadfield steel was investigated. For this purpose, 3 blocks were cast from Hadfield steel (without Ti addition, containing 0.5% Ti and 1% Ti) by using coreless induction furnace. After the casting, all blocks austenitized in 1100°C for 2 hours and immediately quenched in the pure water. In the next step, uniaxial tensile, abrasion by pin-on-disk method, hardness measuring by vickers method and charpy impact tests were applied on them. To evaluation of the microstructures was conducted by optical metallography and the fractured surfaces were observed by scanning electron microscopy. To evaluate the fracture toughness of the specimens, the results of charpy impact test and fracture toughness empirical relationships were used. As a result, it was found that the lowest hardness - lowest resistance to abrasion - highest fracture toughness - highest critical crack length of the sample without Ti and the highest hardness - highest resistance to abrasion - lowest fracture toughness - lowest critical crack length of the sample containing 1% Ti was awarded.

**Keywords:** Hadfield steel, fracture toughness, resistance to abrasion, Ti, heat treatment.

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

فولاد هادفیلد به دلیل دارا بودن مقدار کربن بالا، ساختار آن در حالت ریختگی، شامل دانه‌های آستنیت و رسوبهای کاربید مرزدانه‌های است که در این حالت ترد و شکننده بوده و به نوعی غیرقابل استفاده هستند. برای رفع این مشکل حسینی و همکارانش [۱۰ و ۱۱] گزارش نمودند که با سریع سردی فولاد هادفیلد در حمام آب نمک پس از عملیات حرارتی آستنیت، می‌توان از تشکیل بیش از حد ذرات کاربیدی در این فولاد جلوگیری نمود.

از آنجا که یکی از دلایل اصلی کاربرد فولاد هادفیلد به خاطر مقاومت به سایش بالای آن می‌باشد، مقدم [۱۲]، عباسی [۱۳] و همکارانشان در تحقیقات جداگانه‌ای به بررسی خواص سایشی فولاد هادفیلد پرداختند. مقدم و همکارانش نشان دادند که افزودن وانادیوم به فولادهای منگنزی، باعث افزایش مقاومت به سایش آنها نسبت به فولاد منگنزدار هادفیلد می‌شود که دلیل این رخداد، تشکیل ذرات کاربید وانادیوم گزارش شده است. عباسی و همکارانش برای بررسی رفتار سایشی فولاد هادفیلد، از روش پین روی دیسک استفاده نمودند و نتایج آنها نشان می‌دهد که با توجه به میزان کارسختی بالای فولادهای هادفیلد، ابتدا سایش در اثر کندگی (خراشان) و تغییر شکل پلاستیک شدید پیشرفت می‌کند و سپس با کارسخت شدن سطح، سایش خستگی اتفاق می‌افتد.

بدلیل دشواری‌های خاص آزمایشگاهی، تعیین مستقیم چقرمگی شکست به سهولت امکان‌پذیر نمی‌باشد. لذا در همین زمینه محققان زیادی با استفاده از نتایج آزمون ضربه به تخمین چقرمگی شکست پرداختند [۱۴ و ۱۵]. با توجه به اینکه محققان قبلی گزارش نمودند تیتانیم منجر به بهبود سختی و مقاومت به سایش فولاد هادفیلد می‌گردد، لذا استراتژی اصلی در این پژوهش این است که علاوه بر سختی و مقاومت به سایش، به بررسی تأثیر ۰/۵ و ۱٪ Ti (در مقادیر کربن و منگنز ثابت) بر چقرمگی شکست فولاد هادفیلد با استفاده از آزمون ضربه شارپی بپردازد که در پژوهش‌های گذشته به آن پرداخته نشده بود.

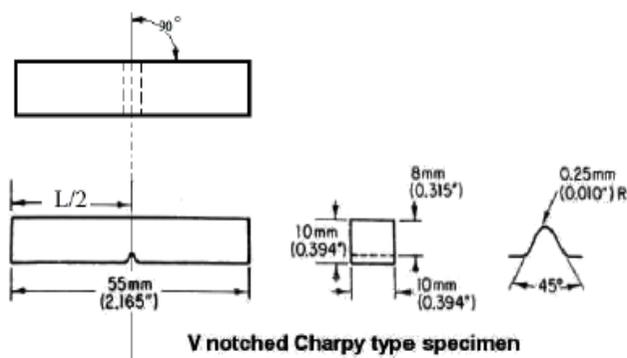
### مواد و روش تحقیق

آلیاژ آهن - منگنز مورد استفاده در این تحقیق، فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد ASTM A-۱۲۸ [۱۶] بود. برای تهیه

اولین فولاد آستنیتی منگنزدار که دارای حدود ۱/۲ درصد کربن و ۱۲ درصد منگنز بود، توسط سر رابرت هادفیلد در سال ۱۸۸۲ میلادی تهیه شد. فولاد هادفیلد یک آلیاژ غیر مغناطیسی تشکیل شده از آهن، کربن (۱/۴-۱) درصد و منگنز (۱۴-۱۰) درصد می‌باشد که از قابلیت کارسختی بالایی برخوردار بوده و دارای مقاومت بسیار خوبی در برابر سایش است. این فولاد با استحکام بالا، انعطاف پذیری خوب و مقاومت عالی در برابر سایش بصورت گسترده در صنایع مختلف نظیر صنایع سیمان، معدن، راهسازی و راه آهن بکار گرفته می‌شود [۱]. در موارد خاص بنا به کاربرد آن، عناصر آلیاژی دیگری نیز به این فولاد اضافه می‌شود. یکی از این عناصر تیتانیم می‌باشد. استفاده از عنصر تیتانیم جهت ریزدانه کردن ساختار و افزایش سختی در این فولاد نتایج بسیار مثبتی به جای گذاشته است [۲]. اگرچه این عنصر با ایجاد کاربیدهای پایدار، باعث افزایش سختی و بهبود مقاومت سایشی فولاد هادفیلد شده [۴ و ۳] ولی از طرفی هم با ایجاد کاربیدهای TiC، باعث کاهش انعطاف پذیری آن می‌شود [۵]. در تحقیقات دیگری اسری و استاوا و داس [۶]، گزارش نمودند که با طراحی کامپوزیتهای شامل زمینه‌ای از فولاد هادفیلد و ذرات تقویت کننده کاربید تیتانیم، می‌توان مقاومت به سایش فولاد هادفیلد را بهبود بخشید. در همین زمینه، اسری و استاوا و همکارانش [۷]، به بررسی تأثیر ذرات کاربید تیتانیم بر رفتار خوردگی کامپوزیتهای با زمینه فولاد هادفیلد پرداختند. این محققان نشان دادند که با افزایش میزان کاربید تیتانیم، مقاومت خوردگی کامپوزیت مذکور کاهش می‌یابد.

خیاط و همکارانش [۸] به بررسی تأثیر آلومینیوم بر خواص ریزساختار فولاد هادفیلد پرداختند و دریافته‌اند که افزودن آلومینیوم به فولاد هادفیلد، منجر به کاهش کاربیدهای مرزدانه‌ای در ساختار ریختگی شده و کاربیدها را از حالت پیوسته خارج کرده و به شکل منقطع تبدیل می‌کند. همچنین بررسی‌ها نشان داده است که افزایش مقدار آلومینیوم در فولادهای منگنزی، نیرومحرکه لازم برای انجام استحاله آستنیت به مارتنزیت را در این فولادها افزایش داده و از طرفی دمای تشکیل مارتنزیت را

همچنین نمونه‌های لازم برای آزمون ضربه شاریپی مطابق با استاندارد ASTM A۳۷۰ [۱۹] توسط دستگاه تراش CNC تهیه شدند (شکل ۲).



شکل ۲- ابعاد نمونه‌ی ضربه مطابق با استاندارد ASTM A۳۷۰.

آزمون کشش تک محوره توسط دستگاه SANTAM مدل ASTM-۴۰۰ در دمای اتاق و با نرخ کرنش  $10^{-2} S^{-1}$  انجام شد. همچنین آزمون ضربه شاریپی توسط دستگاه SANTAM با ظرفیت ۲۰۰ ژول در دمای محیط انجام شد.

پس از پایان آزمونهای کشش و ضربه شاریپی، از سطح شکست نمونه‌های دارای بالاترین و کمترین چقرمگی و انرژی ضربه، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تصاویری تهیه شد. بدلیل دشواری‌های خاص آزمایشگاهی، تعیین مستقیم چقرمگی شکست بسهولت امکان پذیر نمی باشد. در تحقیق حاضر از یک روش نیمه تجربی برای محاسبه چقرمگی شکست فولاد هادفیلد پرکربن با توجه به اطلاعات موجود در آزمون ضربه شاریپی استفاده می‌شود. بارسام و رالف<sup>[۲۰]</sup> با استفاده از داده‌های آزمایشهای که بر روی ۸ نوع فولاد با استحکام تسلیم بین ۱۷۰۰ - ۲۷۰ مگاپاسکال انجام دادند، معادله زیر را برای محاسبه  $K_{IC}$  در تمام دماهای مورد آزمایش در آزمون ضربه شاریپی پیشنهاد دادند:

$$K_{IC} = 8.47 \times (CVN)^{0.63} \quad (1)$$

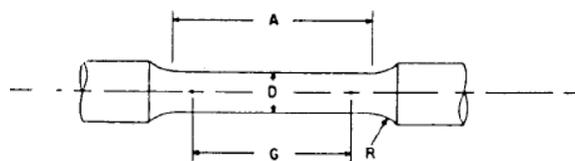
که در آن چقرمگی شکست ( $K_{IC}$ ) برحسب  $(MPa \cdot m)^{1/2}$  و انرژی ضربه شاریپی (CVN) برحسب ژول است. لذا با توجه به قرارگیری استحکام تسلیم فولادهادفیلد در محدوده‌ی ۱۷۰۰ - ۲۷۰ مگاپاسکال، در این پژوهش برای محاسبه‌ی چقرمگی شکست

ی این فولاد، ۳ نمونه از فولاد هادفیلد با مقادیر مختلفی از تیتانیوم (۰٪Ti، ۰/۵٪Ti و ۱٪Ti) تهیه شده و سپس ترکیب شیمیایی آنها توسط دستگاه کوانتومتر بررسی شد و در جدول ۱ نشان داده شده است. سپس هر ۳ نمونه تحت عملیات حرارتی آستنیتیه در دمای  $1100^{\circ}C$  به مدت ۲ ساعت قرار گرفته و بلافاصله در آب سریع سرد شدند.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی هر سه نمونه تولید شده برحسب درصد وزنی.

| نمونه | کربن | منگنز | سیلیسیم | فسفر  | گوگرد | تیتانیوم |
|-------|------|-------|---------|-------|-------|----------|
| A     | ۱/۲۳ | ۱۲/۵۳ | ۰/۳۱    | ۰/۰۰۱ | ۰/۰۱۹ | -        |
| B     | ۱/۲۱ | ۱۲/۴۹ | ۰/۲۹    | ۰/۰۰۱ | ۰/۰۱۷ | ۰/۵۱     |
| C     | ۱/۲۲ | ۱۲/۵۱ | ۰/۲۸    | ۰/۰۰۲ | ۰/۰۱۶ | ۱/۰۲     |

برای بررسی ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی پس از آماده‌سازی توسط محلول نایتال ۲ درصد حکاکی شدند. سپس ریزساختارهای حاصل توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی اندازه دانه‌ها از نرم افزار Image Analyzer و برای بررسی میزان کاربیدهای هرسه نمونه از نرم‌افزار Image J بصورت جداگانه استفاده شد. برای بررسی سختی، از هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش بعد از عملیات آستنیتیه و تندرسمایی در آب، بر اساس استاندارد ASTM E۹۲-۸۲ [۱۷]، آزمون سختی‌سنجی با استفاده از دستگاه INSTRON انجام شد. همچنین بعد از عملیات آستنیتیه و تندرسمایی در آب، نمونه‌های مورد نیاز برای آزمون کشش، توسط دستگاه تراش CNC مطابق با استاندارد ASTM E۸M [۱۸] تراشکاری شدند (شکل ۱).



| Dimensions, mm [in.]   |                               |
|--|-------------------------------|
| For Test Specimens with Gauge Length Four times the Diameter [E 8] |                               |
| G—Gage length  | 36.0 ± 0.1<br>[1.400 ± 0.005] |
| D—Diameter   | 9.0 ± 0.1<br>[0.350 ± 0.007]  |
| R—Radius of fillet, min  | 8 [0.25]                      |
| A—Length of reduced section, min                                   | 45 [1.75]                     |

شکل ۱- ابعاد نمونه‌ی کشش مطابق با استاندارد ASTM E۸M.

فولاد هادفیلد از رابطه‌ی ۱ استفاده می‌شود. همچنین برای بررسی طول ترک بحرانی برای انواع ترک در فولاد هادفیلد پرکربن از رابطه‌ی زیر استفاده می‌شود [۲۱]:

$$K_{IC} = Y\sigma_f \sqrt{\pi a_c} \quad (2)$$

که در این رابطه  $Y$  ضریب اصلاح شکل ترک،  $K_{IC}$  چقرمگی شکست،  $\sigma_f$  استحکام شکست و  $a_c$  طول ترک بحرانی می‌باشد.

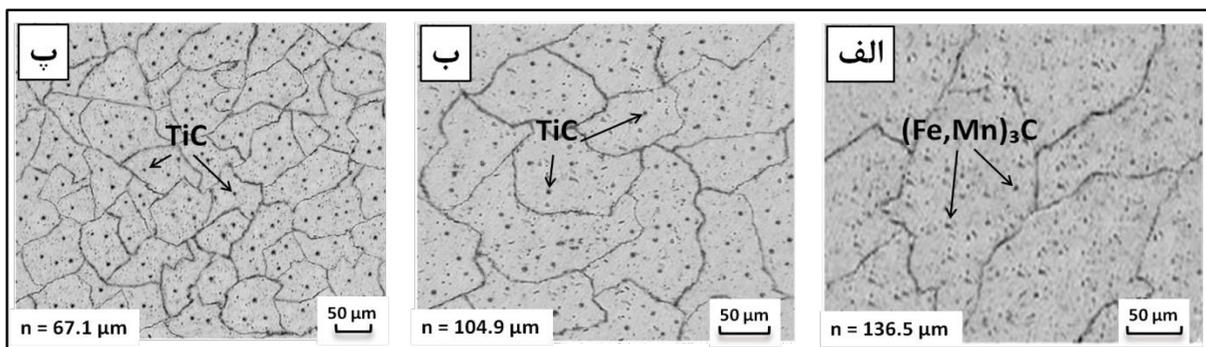
آزمون سایش با استفاده از روش پین روی دیسک در دمای محیط، بدون روانکار و در شرایط سایش آرام با نیروی عمودی ۳۵ نیوتن و سرعت خطی ۰/۴۵ متر بر ثانیه انجام شد. در این آزمون پین از جنس فولاد بلیرینگ<sup>۲</sup> با سختی ۷۰ راکول C، بصورت استوانه‌ای و با قطر ۱۰mm و طول ۴cm بود. همچنین دیسک از جنس فولاد هادفیلد با درصدهای مختلفی از تیتانیم (۰٪Ti، ۰/۵٪Ti و ۱٪Ti)، با قطر ۱۵cm و ضخامت ۲cm بود. دستگاه مورد استفاده برای آزمون سایش مجهز به سیستم ثبت تعداد دورموتور و نیروی سایش بود. برای اندازه گیری میزان کاهش وزن دیسک مورد آزمایش در مسافت‌های ۵۰۰، ۱۰۰۰، ۱۵۰۰ و ۲۰۰۰m از ترازو آزمایشگاهی با دقت ۰/۱mg استفاده گردید.

## نتایج و بحث

### ۱- مشاهدات ریزساختاری

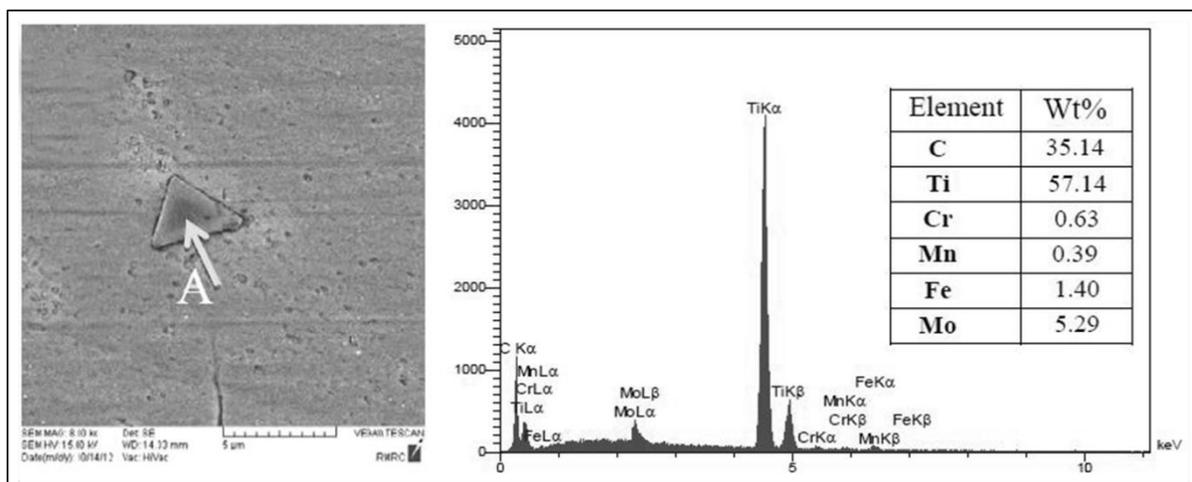
شکل ۳، تصاویر متالوگرافی تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از فولاد هادفیلد مورد استفاده در این پژوهش را با مقادیر مختلفی از تیتانیم، بعد از عملیات آستنیت‌ه و تندسرمایی در آب را

نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، در هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش، ریزساختارها دارای زمینه‌ی آستنیتی می‌باشند. وجود زمینه‌ی آستنیتی بدلیل حضور کربن و منگنز زیاد در ترکیب است. لی و چو<sup>۴</sup> [۲۲]، نشان دادند که با افزایش منگنز در آلیاژهای Fe-Mn، دمای شروع مارتنزیت به میزان بسیار زیادی کاهش می‌یابد، بطوریکه در آلیاژهای پرمگنز یک زمینه کاملاً آستنیتی را می‌توان مشاهده نمود. همانطور که از شکل ۳ ملاحظه می‌گردد، میزان کاربیدهای تشکیل شده در نمونه‌ی بدون تیتانیم (الف)، بسیار کمتر از کاربیدهای تشکیل شده در نمونه‌های حاوی ۰/۵ (ب) و ۱٪Ti (پ) بوده و دارای دانه‌های آستنیت بزرگتری است. ولی در نمونه‌های حاوی ۰/۵ و ۱٪Ti ساختار ریزدانه‌تری بوجود آمده و میزان کاربیدها افزایش یافته است. چون که تیتانیم یک عنصر کاربیدزا بوده و در اثر افزودن تیتانیم به فولاد هادفیلد، میزان کاربیدهای پایدار تیتانیم (TiC) افزایش یافته و منجر به ریزدانه شدن ساختار گشته است. برای بررسی اندازه دانه‌ها در هر سه نمونه، اندازه‌ی دانه‌ها توسط نرم افزار Image Analyzer محاسبه شده و بروی تصاویر متالوگرافی مشخص گردیده است. لازم به ذکر است که در نمونه‌های حاوی ۰/۵ (ب) و ۱٪Ti (پ)، بدلیل افزایش تعداد دانه‌ها، اندازه‌ی چند دانه با نرم افزار محاسبه شده و در نهایت میانگین آنها بروی تصاویر متالوگرافی گزارش شده است. در مجموع ریزساختارهای مشاهده شده در نمونه‌های حاوی ۰/۵ و ۱٪Ti نشان از این دارد که حضور تیتانیم در فولاد هادفیلد باعث افزایش میزان کاربیدها و ریز شدن دانه‌ها در ساختار می‌گردد [۵ و ۲].



شکل ۳- تصاویر متالوگرافی هر سه نمونه‌ی مورد بررسی پس از عملیات آستنیت‌ه و تندسرمایی در آب در بزرگنمایی ۱۰۰:

(الف نمونه‌ی A، ب نمونه‌ی B، پ نمونه‌ی C).



شکل ۴- آنالیز نقطه‌ای از کاربید رسوب کرده در فولاد هادفیلد حاوی ۴٪ Ti [۵].

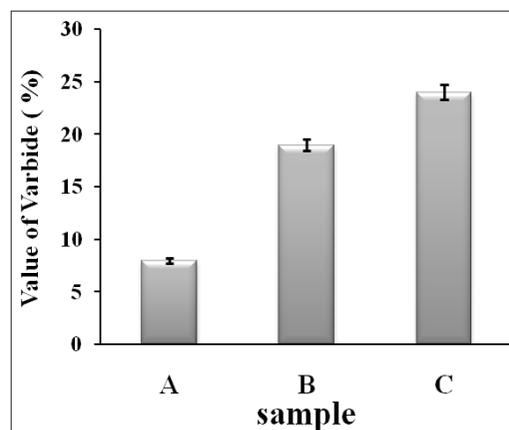
نیز افزایش می‌یابد. زیرا همانطور که در تصاویر متالوگرافی مشاهده گردید، حضور تیتانیم باعث ایجاد کاربیدهای پایدار و سخت TiC در ساختار می‌شود و همین امر منجر به افزایش سختی شده است که این نتایج بدست آمده با نتایج حاصل از پژوهشهای آقای نجف آبادی و همکارانش همخوانی دارد [۵] و [۳].

جدول ۲- نتایج آزمایش‌های سختی و ضربه شاری با حداقل سه بار تکرار.

| نمونه | میزان تیتانیم بر حسب درصد وزنی | آزمایش سختی     |              | آزمایش ضربه    |              |
|-------|--------------------------------|-----------------|--------------|----------------|--------------|
|       |                                | میزان سختی (HV) | انحراف معیار | انرژی ضربه (J) | انحراف معیار |
| A     | ۰                              | ۱۷۳             | ۳/۱۹         | ۱۱۰            | ۴/۰۲         |
| B     | ۰/۵                            | ۲۱۹             | ۴/۲۳         | ۸۵             | ۳/۲۷         |
| C     | ۱                              | ۲۸۸             | ۳/۶۷         | ۶۲             | ۲/۹۴         |

نتایج مربوط به آزمون ضربه شاری در جدول ۲ نشان داده شده است. همان طور که در این جدول هم مشاهده می‌گردد، با افزایش مقدار تیتانیم در ترکیب فولاد هادفیلد، انرژی ضربه کاهش یافته است. بگونه‌ای که نمونه‌ی بدون تیتانیم و نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti، به ترتیب بالاترین و کمترین انرژی ضربه را دارا هستند [۵] و [۲]. علت این امر حضور مقادیر بالای کاربیدهای پایدار TiC در

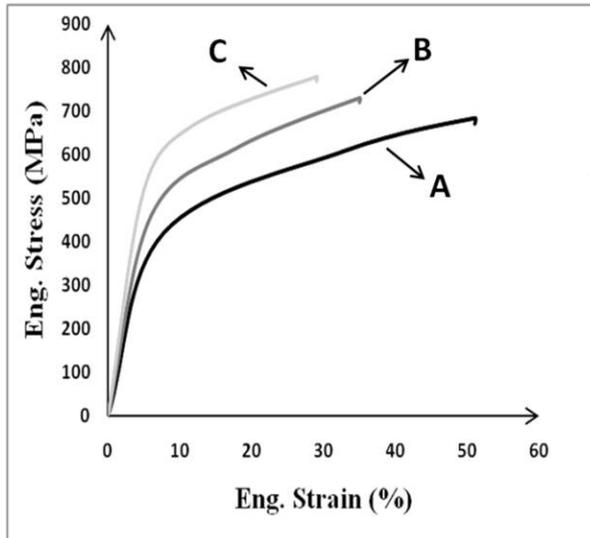
برای بررسی بهتر میزان کاربیدها در هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش، از نرم افزار Image J استفاده شده و نتایج این بررسی در شکل ۵ نشان داده شده است. در این شکل هم مشاهده می‌گردد که نمونه‌های حاوی تیتانیم نسبت به نمونه‌ی بدون تیتانیم دارای میزان کاربید بیشتری هستند. همچنین از این شکل مشاهده می‌شود که نمونه‌ی بدون تیتانیم و نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti به ترتیب کمترین و بیشترین میزان کاربید را دارا هستند.



شکل ۵- تعیین توزیع کاربید در نمونه‌های مختلف توسط نرم افزار Image J.

۲- آزمونهای سختی و ضربه

نتایج سختی‌سنجی برای هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش در جدول ۲ نشان داده شده است. همانطور که از این جدول ملاحظه می‌گردد با افزایش میزان تیتانیم در ترکیب فولاد هادفیلد، سختی



شکل ۶- نمودار تنش - کرنش مهندسی آلیاژهای مختلف.

تسلیم و کششی می‌شود، اما از طرفی هم باعث افزایش میزان ذرات کاربیدی شده و از این طریق هم باعث کاهش مقاومت به ضربه و چقرمگی شکست در فولاد هادفیلد می‌گردد. در مجموع، محاسبات چقرمگی شکست در فولاد هادفیلد می‌دهد که حضور تیتانیم در فولاد هادفیلد منجر به کاهش چقرمگی شکست در این فولاد می‌گردد. همچنین با محاسبه‌ی طول ترک بحرانی بوسیله‌ی رابطه ۲، مشاهده می‌شود که تیتانیم منجر به کاهش طول ترک بحرانی برای انواع ترک شده است و این موضوع در وقوع شکست می‌تواند بسیار تأثیرگذار باشد. از طرفی محاسبات نشان می‌دهد که مقدار طول ترک بحرانی برای ترک سطحی نسبت به ترک مرکزی در هر سه نمونه کمتر است که نشان دهنده‌ی خطرناک بودن ترکهای سطحی نسبت به ترکهای مرکزی است. در مجموع در هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش، بیشترین طول ترک بحرانی به ترک دایره‌ای و کمترین طول ترک بحرانی به ترک سطحی تعلق گرفت.

بدون شک بین مقادیر محاسبه شده برای چقرمگی شکست با مقدار واقعی چقرمگی شکست نمونه‌ها اختلافاتی وجود دارد [۱۴]. اما یکی از ساده ترین و کم هزینه ترین راه‌ها برای تأثیر ریزساختار بر مکانیک شکست فولادها، استفاده از روابط تجربی بین مقادیر انرژی ضربه شارپی و چقرمگی شکست می‌باشد.

نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti و کاهش قابلیت تغییر شکل مومسان زمینه‌ی آستنیت در نمونه‌های حاوی تیتانیم می‌باشد که این ذرات کاربیدی به خوبی در تصاویر متالوگرافی قابل مشاهده می‌باشند (شکل ۴).

### ۳- آزمایش کشش

در شکل ۶ نتایج مربوط به آزمون کشش برای هر سه نمونه‌ی مورد آزمایش نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، نمونه‌ی بدون تیتانیم (A) از استحکام تسلیم و کششی پایین‌تر و کرنش شکست بالاتری نسبت به نمونه‌های حاوی ۰.۵٪Ti (B) و ۱٪Ti (C) برخوردار است. با افزایش میزان تیتانیم در فولاد هادفیلد، حجم ذرات کاربیدی TiC افزایش و اندازه‌ی دانه‌ها کاهش می‌یابد. کوچک شدن اندازه‌ی دانه‌ها منجر به افزایش استحکام تسلیم و استحکام کششی شده [۲۳] و افزایش میزان ذرات کاربیدی منجر به کاهش انعطاف پذیری و کرنش شکست می‌گردد [۲۱]. همانطور که در تصاویر متالوگرافی مشاهده گردید، با افزایش تیتانیم در ترکیب، اندازه‌ی دانه‌ها کوچکتر و تعداد مرز دانه‌ها بیشتر شده است. مرز دانه‌ها محل‌های پراثرژی بوده و نابجایی‌های متحرک در هنگام رسیدن به این مکان‌های پراثرژی متوقف شده و در پشت مرز دانه‌ها تجمع می‌کنند و همین امر منجر به افزایش استحکام می‌گردد. بنابراین تیتانیم با ایجاد کاربیدهای TiC منجر به افزایش استحکام و کاهش کرنش شکست در فولاد هادفیلد گردیده است [۵].

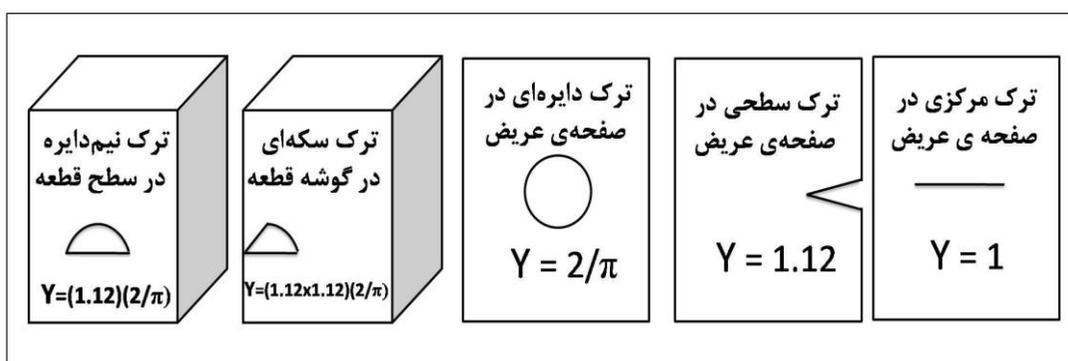
### ۴- محاسبه‌ی چقرمگی شکست

جدول ۳ محاسبات مورد نیاز برای تعیین چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی را با استفاده از فرمولهای ۱ و ۲ را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، بیشترین چقرمگی شکست به نمونه‌ی بدون تیتانیم (A) رسیده است. چرا که نمونه‌ی بدون تیتانیم دارای میزان ذرات کاربیدی کمتری بوده و زمینه‌ی آن نسبت به زمینه‌ی نمونه‌های حاوی ۰.۵٪Ti و ۱٪Ti قابلیت تغییر شکل مومسان بیشتری داشته و از انرژی شکست بالاتری برخوردار است. همانطور که در قسمت تحلیل نتایج آزمون کشش گفته شد، اگرچه حضور تیتانیم در فولاد هادفیلد باعث افزایش استحکام

جدول ۳- محاسبه چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی.

| نمونه | CVN (J) | $K_{IC}$<br>( $MPa \cdot m^{1/2}$ ) | $a_c$ (m) |           |              |            |
|-------|---------|-------------------------------------|-----------|-----------|--------------|------------|
|       |         |                                     | ترک سطحی  | ترک مرکزی | ترک دایره‌ای | ترک سکه‌ای |
| A     | ۱۱۰     | ۱۶۳/۷                               | ۰/۰۰۶     | ۰/۰۰۷     | ۰/۰۱۷        | ۰/۰۱۱      |
| B     | ۸۵      | ۱۳۹/۱                               | ۰/۰۰۴     | ۰/۰۰۵     | ۰/۰۱۱        | ۰/۰۰۷      |
| C     | ۶۲      | ۱۱۴                                 | ۰/۰۰۲     | ۰/۰۰۳     | ۰/۰۰۷        | ۰/۰۰۵      |

\* مقادیر ضریب اصلاح شکل ترک (Y)، در شکل ۷ نشان داده شده است.

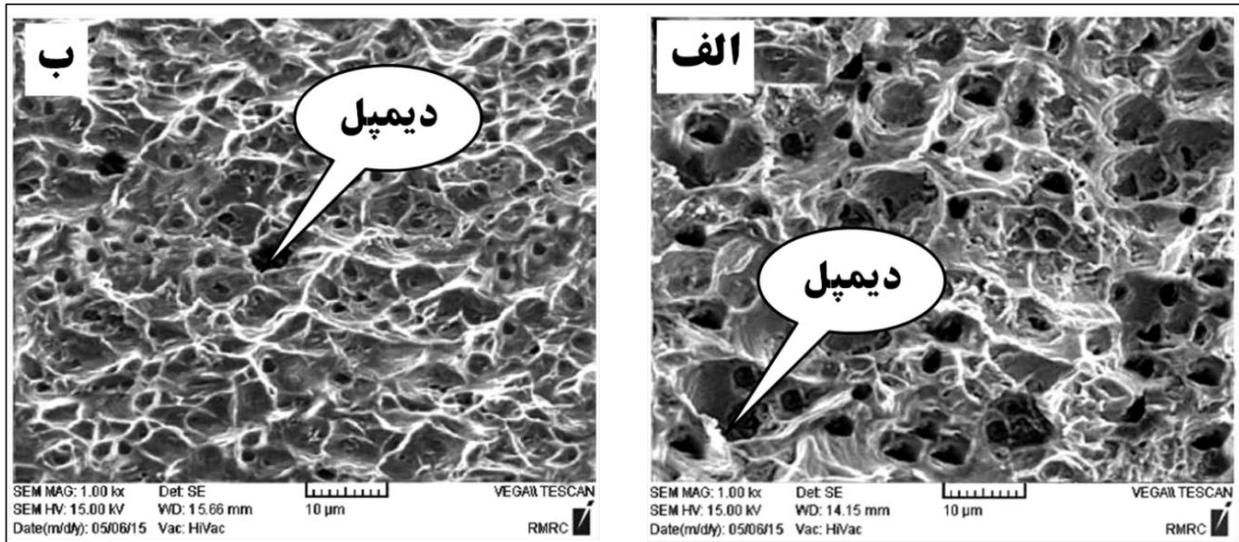


شکل ۷- مقادیر ضریب اصلاح شکل ترک برای انواع ترک [۲۱].

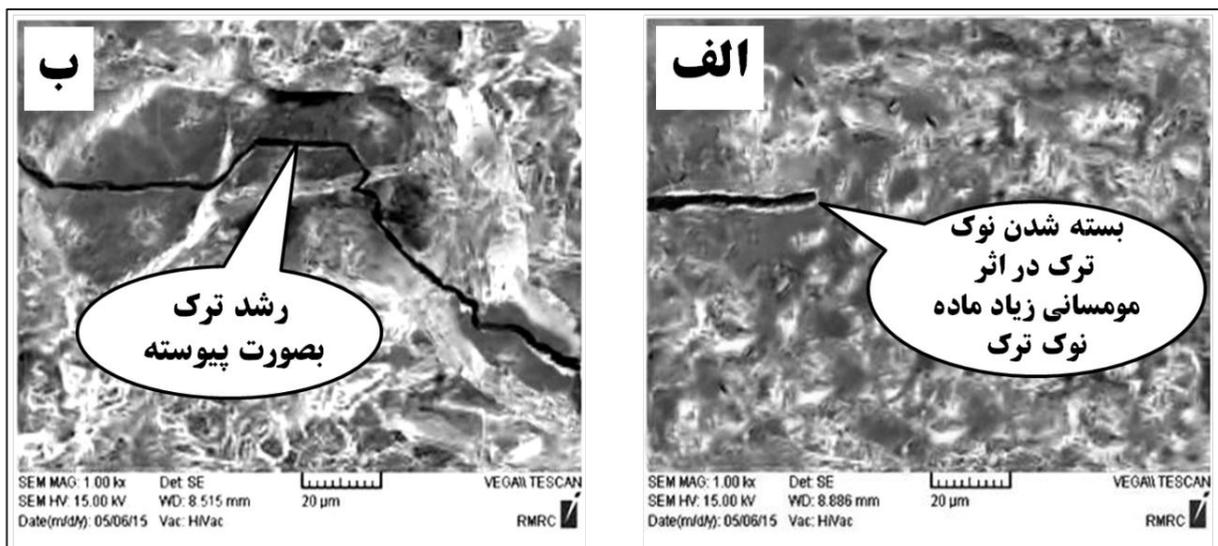
### ۵- شکست نگاری سطوح شکست

پس از آزمون کشش مشخص شد که نمونه‌ی بدون تیتانیوم و نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti بترتیب بیشترین و کمترین کرنش شکست را دارا هستند. لذا پس از آزمون کشش از سطح شکست نمونه‌های بدون تیتانیوم و حاوی ۱٪ Ti توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تصاویری تهیه شده و در شکل ۸ نشان داده شده است. همانطور که از این تصاویر دیده می‌شود، هر دو نمونه دارای مشخصه‌ی شکست نرم (سطح دیمپلی) می‌باشند. دلیل این امر آن است که زمینه‌ی غالب در هر دو نمونه آستنیت بوده و آستنیت هم یک فاز نرم می‌باشد. مکانیسم شکست نرم در آزمون کشش مواد نرم، مکانیسم جوانه زنی، رشد و به هم پیوستن حفره‌ها است. این نوع شکست که به شکست Cup & Cone معروف است، مهمترین مکانیسم در شکست مواد نرم به شمار می‌آید. اما با مقایسه‌ی هر دو تصویر، مشاهده می‌شود که سطح شکست نمونه‌ی بدون تیتانیوم نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti، دارای تعداد دیمپل بیشتری بوده که علاوه بر تعداد بیشتر، دارای عمق بیشتری هم هستند که نشان از نرم تر بودن شکست در نمونه‌ی بدون تیتانیوم می‌باشد. با توجه به اینکه کاهش کسر حجمی ذرات

رسوبی و پراکنده و افزایش فاصله‌ی این ذرات به عنوان یک فرآیند ذاتی در جهت چقرمه کردن آلیاژهای مهندسی عمل می‌کند [۲۱]، حال با مشاهده‌ی سطوح شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش ملاحظه می‌گردد که نمونه‌ی بدون تیتانیوم که دارای میزان ذرات رسوبی کمتری نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti است، دارای سطح شکستی نرم تر و با تعداد دیمپل بیشتر است که نشان از چقرمگی بالاتر نمونه‌ی بدون تیتانیوم دارد. در مجموع مشاهدات سطوح شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش نشان از چقرمگی شکست بالاتر نمونه‌ی بدون تیتانیوم نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٪ Ti دارد که این مشاهدات با نتایج حاصل از آزمون کشش و محاسبات چقرمگی شکست، همخوانی دارد. همچنین شکست نگاری نمونه‌های آزمون کشش نشان می‌دهد که میکرودمپلهای ثانویه در فضای بین دیمپلهای اولیه حضور دارند که می‌توانند شکست را به تأخیر بیاندازند. این میکرودمپلهای در اثر برهمکنش و برخورد لایه‌های میکرودمپلهای و نیز ایجاد نانورسوبات کاربردی در اثر پیرسازی کرنشی دینامیکی می‌توانند ایجاد شوند [۲۴].



شکل ۸- تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش: الف) نمونه‌ی A، ب) نمونه‌ی C.



شکل ۹- تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمون ضربه شربی: الف) نمونه‌ی A، ب) نمونه‌ی C.

حاوی ۱٪Ti ترک بصورت پیوسته به میزان زیادی رشد کرده است که این پدیده به علت تضعیف سهم کرنش دوقلویی در تغییر شکل مومسان آستنیت است. حضور تیتانیم سبب کاهش غلظت کربن محلول در زمینه و کاهش اکتویته دوقلویی در تغییر شکل مومسان می‌شود.

اما با وجود محاسبات طول ترک بحرانی برای هر سه نمونه، انتظار می‌رفت که در نمونه‌ی بدون تیتانیم نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti، ترک به میزان بیشتری رشد کند (بدلیل طول ترک

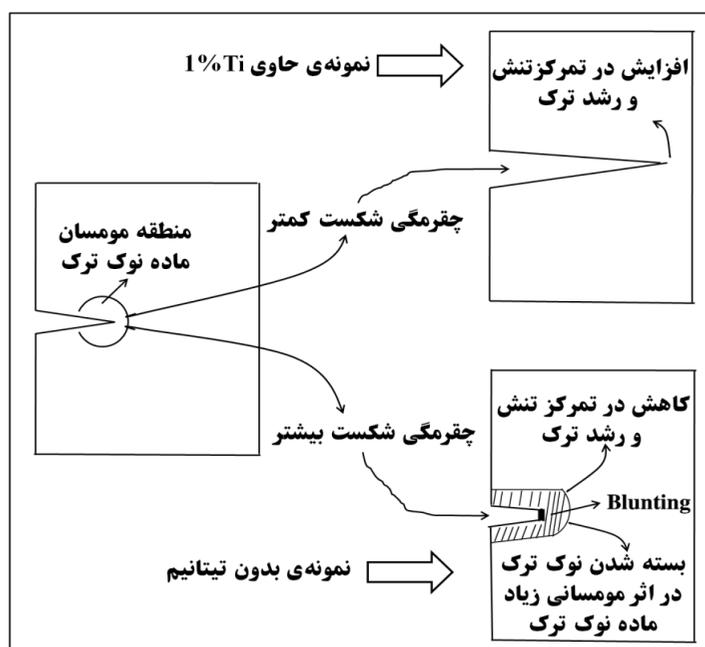
پس از آزمون ضربه شربی مشخص شد که نمونه‌ی بدون تیتانیم و نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti بترتیب بیشترین و کمترین انرژی ضربه را دارا هستند. شکل ۹ تصاویر SEM از سطح شکست هر دو نمونه‌ی بدون تیتانیم و حاوی ۱٪Ti را پس از آزمون ضربه شربی نشان می‌دهد. همانطور که از این شکل مشاهده می‌شود ترک ایجاد شده در نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti نسبت به نمونه‌ی بدون تیتانیم، دارای طول بیشتری می‌باشد. در نمونه‌ی بدون تیتانیم، در سطح شکست ترک با طول کمتر مشاهده می‌گردد. اما در نمونه‌ی

نسبت به نمونه‌ی بدون تیتانیم حاوی مقادیر کاربید بالاتری بوده و در نتیجه از سختی بالاتری برخوردار هستند. همچنین یک رابطه‌ی مستقیم بین سختی و مقاومت به سایش وجود دارد [۵ و ۳]. کاربیدها ذرات سختی هستند که به عنوان مانعی در برابر حرکت جسم ساییده عمل می‌کنند. لذا هرچه قدر میزان ذرات تقویت کننده (کاربید تیتانیم) در زمینه (آستنیت) بیشتر باشد، مقاومت بیشتری از فولاد هادفیلد در مقابل سایش دیده می‌شود [۶ و ۳]. بنابراین نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti و نمونه‌ی بدون تیتانیم به دلیل تفاوت در میزان کاربیدهای موجود در زمینه، بترتیب دارای بیشترین و کمترین مقاومت به سایش هستند. با مشاهده‌ی شکل ۱۱، ملاحظه می‌گردد که میزان کاهش وزن در ابتدای آزمون سایش (۵۰۰-۱۰۰۰m) در هر سه نمونه بالا بوده و در انتهای آزمون و با افزایش مسافت طی شده (۲۰۰۰-۱۵۰۰m)، میزان وزن از دست رفته کاهش می‌یابد. این امر بدلیل پدیده‌ی کارسختی در فولاد هادفیلد می‌باشد. در واقع در ابتدای آزمون، سایش خراشان اتفاق افتاده و سپس با طی مسافت‌های بیشتر و تغییر شکل پلاستیک سطح، سطح کارسخت شده و این امر منجر به بهبود مقاومت به سایش فولاد هادفیلد می‌شود [۱۳].

بحرانی بیشتر). اما با مشاهده‌ی تصاویر SEM، ملاحظه می‌گردد که ترک در نمونه‌ی بدون تیتانیم به میزان کمی رشد کرده است. این پدیده در اثر چقرمگی بالاتر نمونه‌ی بدون تیتانیم نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti رخ داده است. یکی از مکانیسمهای حفاظتی رأس ترک، بسته شدن دهانه ترک در اثر مومسانی می‌باشد (شکل ۱۰) [۲۱]. لذا چقرمگی بالاتر نمونه‌ی بدون تیتانیم منجر به افزایش مومسانی منطقه‌ی جلوی نوک ترک شده و در نهایت منجر به بسته شدن دهانه ترک و توقف رشد ترک شده است. در مقابل نمونه‌ی حاوی ۱٪Ti، بدلیل داشتن مقادیر بالای ذرات کاربید TiC، انعطاف پذیری و چقرمگی کمتری داشته و این امر منجر به رشد سریع ترک و کاهش مومسانی منطقه جلوی نوک ترک شده است.

#### ۶- آزمون سایش

در شکل ۱۱ نتایج مربوط به آزمون سایش در شرایط سایش آرام ( $F_N < 40N$  و  $D_L < 0.05m/s$ ) [۱۳] برای هر سه نمونه نشان داده شده است. همانطور که از این شکل ملاحظه می‌شود، نمونه‌های حاوی تیتانیم نسبت به نمونه‌ی بدون تیتانیم از مقاومت به سایش بالاتری برخوردار هستند. زیرا نمونه‌های حاوی تیتانیم

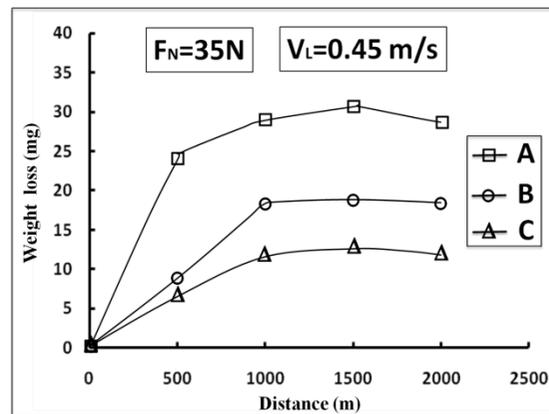


شکل ۱۰- شماتیکی از نحوه تأثیر میزان چقرمگی ماده نوک ترک بر تمرکز تنش و رشد ترک (مکانیسم بسته شدن ترک در اثر مومسانی) [۲۱].

| فهرست علائم |                |                |
|-------------|----------------|----------------|
| Eng. Stress | MPa            | تنش مهندسی     |
| Eng. Strain | %              | کرنش مهندسی    |
| $K_{IC}$    | $Mpa(m)^{1/2}$ | چقرمگی شکست    |
| Weight loss | mg             | کاهش وزن       |
| Distance    | m              | مسافت          |
| $a_c$       | m              | طول ترک بحرانی |

### منابع و مراجع

- [1] D. K. Subramanya, A. E. Swansiger and H.S. Avery, "Austenitic Manganese Steels", ASM Metals Handbook, 10<sup>th</sup> Ed., 1991.
- [2] M.B. Limooei and Sh. Hosseini, "Optimization of properties and structure with addition of titanium in hadfield steels", Proc. Conf. of Metal 2012, Czech Republic, Vol. 1, p. 6, 2012.
- [3] V.N. Najafabadi, K. Amini and M.B. Alamdarlo, "Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel", Metallurgical Research Technoloe, Vol. 111, No. 6, pp. 375 - 382, 2014.
- [4] E.R. Magdaluyo and et al., "Gouging Abrasion Resistance of Austenitic Manganese Steel with Varying Titanium", Proceedings of the World Congress on Engineering 2015, London, Vol. 2, pp. 1- 4, 2015.
- [5] و. نجف آبادی، ح. مناجاتی زاده و ک. امینی، "بررسی تأثیر تیتانیوم بر بهبود خواص فولاد هادفیلد ASTM A128-C"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، شماره اول، ص ۵۴ - ۴۵، بهار ۱۳۹۲.
- [6] A.K. Srivastava and K. Das, "In-situ Synthesis and Characterization of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix Composite", Iron and Steel Institute of Japan International, Vol.49, No.9, pp.1372-1377, 2009.
- [7] A.K. Srivastava, and et al., "Corrosion Behaviour of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix In-Situ Composites", Open Journal of Metal, Vol. 5, pp. 11-17, 2015.
- [8] م. خیاط، ش. خیراندیش و م. عباسی، "تأثیر آلومینیم بر ریزساختار فولاد آستنیتی منگنزی هادفیلد در شرایط مختلف عملیات حرارتی"، مجموعه مقالات دومین همایش بین المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن ریخته گری ایران، سمنان، ص ۵، ۱۳۹۲.
- [9] X. Tian and Y. Zhang, "Mechanism on the Effect of Al upon the  $\gamma \rightarrow \epsilon$  Martensite Transformation in the Fe-Mn Alloys", Journal of Material Science and Technology, Vol. 12, pp. 369-372, 1996.
- [10] Sh. Hosseini, M. B. Limooei, M. Hossein Zade, E. Askarnia, and Z. Asadi, "Optimization of Heat Treatment Due to Austenising Temperature, Time and Quenching Solution in Hadfield Steels", World



شکل ۱۱- کاهش وزن نمونه‌های مختلف بر حسب فاصله‌ی طی شده.

### نتیجه‌گیری

۱. با بررسی نتایج آزمون ضربه شاریپی و محاسبات تجربی چقرمگی شکست برای فولاد هادفیلد حاوی ۰، ۰/۵ و ۱٪Ti مشخص گردید که فولاد هادفیلد بدون تیتانیوم از بالاترین چقرمگی شکست برخوردار است. زیرا نمونه‌ی بدون تیتانیوم نسبت به نمونه‌های حاوی تیتانیوم دارای میزان کاربید کمتر و قابلیت تغییر شکل مومسان بیشتری بود.
۲. مشاهدات SEM از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمون ضربه شاریپی مشخص نمود که استفاده از تیتانیوم در ترکیب فولاد هادفیلد، شرایطی را برای رشد پیوسته و سریع ترک فراهم می‌کند. در مقابل در نمونه‌ی بدون تیتانیوم بدلیل داشتن قابلیت بیشتر تغییر شکل مومسان ماده نوک ترک، ترک به میزان کمتری رشد کرده بود و مکانیسم بسته شدن ترک در اثر مومسانی اتفاق افتاد.
۳. با بررسی مقادیر طول ترک بحرانی در هر سه نمونه‌ی حاوی ۰، ۰/۵ و ۱٪Ti، مشخص شد که بیشترین طول ترک بحرانی به ترک دایره‌ای و کمترین طول ترک بحرانی به ترک سطحی تعلق دارد.
۴. نتایج حاصل از آزمون سایش بیانگر افزایش مقاومت به سایش فولاد هادفیلد در اثر افزایش میزان تیتانیوم در ترکیب شیمیایی این فولاد بود. زیرا در اثر افزایش میزان تیتانیوم در ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، میزان ذرات کاربیدی افزایش یافته بود.

- ASTM E92-82, pp. 1-9, 2003.
- [18] Annual book of ASTM standards, "ASTM E8 / E8M-15a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", ASTM Int., Vol. 03.01, 2015.
- [19] Annual book of ASTM standards, "ASTM A370-14, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products", ASTM Int., Vol. 20-29, 2014.
- [20] J.M. Barsom, S.T. Rolfe, "Correlations between K<sub>Ic</sub> and Charpy V-notch test results in the transition-temperature range". ASTM STP 466, pp. 281-302, 1970.
- [۲۱] ر. د. هرتزبرگ، ع.ا. اکرامی (مترجم)، "تغییر شکل و مکانیک شکست مواد و آلیاژهای مهندسی"، دانشگاه صنعتی شریف. موسسه انتشارات علمی، ۱۳۸۲.
- [22] Y. K. Lee and C. S. Choi, "Driving Force for  $\gamma \rightarrow \epsilon$  Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of  $\gamma$  in Fe-Mn Binary System", Metallurgical and Material Transaction A, Vol. 31, No. 2, pp. 355-360, 2000.
- [23] A. A. Astafev, "Effect of Grain Size on the Properties of Manganese Austenite Steel 110G13L", Metal Science and Heat Treatment, Vol. 39, No.5, pp.198-201, 1997.
- [۲۴] م. عباسی، ش. خیراندیش، ج. حجازی و ی. خرازی، "ارزیابی مکانیزم شکست در فولاد هادفیلد"، مجموعه مقالات ششمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی و انجمن علمی ریخه گری ایران، تهران، ص ۹، آبان ۱۳۹۱.
- Academy of Science, Engineering and Technology, Vol.7, pp. 1940-1943, 2013.
- [11] Sh. Hosseini and M.B. Limoei, "Optimization of Heat Treatment to Obtain Desired Mechanical Properties of High Carbon Hadfield Steels", World Applied Sciences Journal, Vol. 15, pp. 1421-1424, 2011.
- [12] E.G. Moghaddam, N. Varahram and P. Davami, "On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 532, pp. 260-266, 2011.
- [۱۳] م. عباسی، ش. خیراندیش، ی. خرازی و ج. حجازی، "بررسی تاثیر برخی عوامل اصلی بر رفتار سایشی فولاد هادفیلد"، نشریه علوم و مهندسی سطح، شماره ۷، ص ۸۰ - ۶۹، تابستان ۱۳۸۸.
- [14] A. Salemi Golezani, "The Effect of Microstructure on Estimation of the Fracture Toughness ( $K_{IC}$ ) Rotor Steel Using Charpy Absorbed Energy (CVN)", Journal of Advanced Materials and Processing, Vol. 1, No. 3, pp. 11-17, 2013.
- [15] S.H. Kim, Y.W. Park, S.S. Kang, H.D. Chung, "Estimation of fracture toughness transition curves of RPV steels from Charpy impact test data", Nuclear Engineering and Design, Vol. 212, pp. 49-57, 2002.
- [16] Annual book of ASTM standards, "ASTM 128 A / 128 M", Standard specification for steel castings, austenitic manganese, ASTM International, vol. 1, 1980.
- [17] Annual book of ASTM standards, "Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials",