# بررسی تأثیر آلومینیوم بر KIC و ac فولاد هایپریوتکتوئید هادفیلد با استفاده از نتایج آزمایش ضربه

مسعود سبزی[1*]، احمد منشی[1]

[1]دانشگاه آزاد اسلامی ، واحد اهواز ، گروه مهندسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، اهواز، ایران.

**تاریخ ثبت اولیه**: ۱۳۹۵/۰۳/۱۷، **تاریخ دریافت نسخهٔ اصلاح‌شده**: ۱۳۹۵/۰۶/۳۰، **تاریخ پذیرش قطعی**: ۱۳۹۵/۰۸/۲۵

**چکیده** در این پژوهش به بررسی تأثیر عنصر آلیاژی آلومینیوم بر $K_{IC}$ و $a_c$ فولاد هایپریوتکتوئید هادفیلد با استفاده از نتایج آزمایش ضربه پرداخته شده است. برای این منظور، ابتدا دو بلوک از فولاد هادفیلد (۰٪ Al و ۱٫۶۸٪ Al) به‌وسیله‌ی کوره القایی ریخته‌گری شدند. سپس، هر دو بلوک تحت عملیات حرارتی آستنیته در دمای ۱۱۰۰°C به مدت ۲ ساعت قرار گرفته و بلافاصله در حمام آب خالص سریع سرد شدند. در مرحله‌ی بعد، آزمایش‌های کشش تک‌محوره، سختی‌سنجی به روش ویکرز و ضربه‌ی شارپی بر روی هر دو نمونه در دمای محیط انجام شد. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و برای بررسی سطوح شکست از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. سپس، برای بررسی $K_{IC}$ و $a_c$ از روابط تجربی بین چقرمگی شکست و نتایج آزمایش ضربه شارپی، استفاده گردید. تصاویر میکروسکوپ نوری نشان داد که با افزایش میزان آلومینیوم در ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، اندازه دانه‌های آستنیت از ۱۱۱٫۹ به ۱۴۲٫۵ میکرومتر افزایش یافته است. نتایج آزمایش کشش، سختی و ضربه بیانگر افزایش استحکام تسلیم، افزایش سختی، کاهش کرنش شکست و انرژی ضربه فولاد هادفیلد در اثر افزودن آلومینیوم به ترکیب آن بود. محاسبات چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی برای فولاد هادفیلد نشان داد که افزودن آلومینیوم به ترکیب آن منجر به کاهش چقرمگی شکست از ۱۶۳/۷ به ۱۰۴/۵(Mpa.(m)$^{1/2}$) و کاهش طول ترک بحرانی در سطح از ۰/۰۱۴ به ۰/۰۰۷m می‌شود.

**کلمات کلیدی:** فولاد هادفیلد، $K_{IC}$ و $a_c$، عملیات حرارتی، آزمایش‌های مکانیکی، ریزساختار.

# Investigation of Aluminum Effect on the $K_{IC}$ and $a_c$ of Hadfield Hypereutectoid Steel By Using Impact Test Results

**Masoud Sabzi [*1], Ahmad Monshi [1]**

[1]*Islamic Azad University, Ahvaz Branch, Department of Materials and Metallurgical Engineering , Ahvaz, Iran.*

**Abstract** In this study, effect of aluminum alloying element on $K_{IC}$ and $a_c$ of Hadfield hypereutectoid steel was investigated by using the impact test results. For this purpose, initially 2 casting blocks were prepared from Hadfield steel (without addition of Al and with 1.68 wt% Al) by using coreless induction furnace. After casting, all blocks were austenitized in 1100°C for 2 hours and immediately quenched in pure water. In the next step, uniaxial tensile test, Vickers hardness test and Charpy impact test were applied on specimens at room temperature. Evaluation of microstructures were conducted by optical microscopy and the fractured surfaces were observed by scanning electron microscope. The results of impact tests and fracture toughness empirical relationships were used to evaluate the $K_{IC}$ and $a_c$ of the Hadfield steel. The optical microscopy images indicated that by increasing the amount of aluminum in the chemical composition of Hadfield manganese austenitic steel, austenite grains size increased from 111.9 to 142.5 micrometer. The results of tensile test, hardness test and impact test represents an increase in yield strength and hardness, and reduction of failure strain and impact energy of Hadfield steel because of adding aluminum to its composition. Calculations of fracture toughness and critical crack length for Hadfield steel showed that the addition of aluminum to steel leads to reduction of fracture toughness from 163.7 to 104.5 Mpa.(m)$^{1/2}$ and reduced the critical crack length at surface from 0.014 to 0.007m.

**Keywords:** Hadfield steel, KIC and ac, heat treatment, mechanical tests, microstructure.

*عهده دار مکاتبات

**نشانی**: خوزستان، اهواز، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، گروه مهندسی مواد و متالورژی ، **تلفن**: ۰۹۱۶۹۴۳۸۱۶۵، **پیام‌نگار**: m.sabzi@iauahvaz.ac.ir

Archive of SID
www.SID.ir

## ۱– مقدمه

اولین فولاد آستنیتی منگنزداری که دارای حدود ۱٫۲ درصد وزنی کربن و ۱۲ درصد وزنی منگنز بود، توسط رابرت هادفیلد[1] در سال ۱۸۸۲ میلادی تهیه شد. فولاد هادفیلد یک آلیاژ غیرمغناطیسی تشکیل شده از آهن، کربن ۱٫۴–۱ درصد وزنی و منگنز ۱۴–۱۰ درصد وزنی می‌باشد که از قابلیت کارسختی بالایی برخوردار بوده و دارای مقاومت بسیار خوبی در برابر سایش است. این فولاد با استحکام بالا، انعطاف‌پذیری خوب و مقاومت عالی در برابر سایش به‌صورت گسترده در صنایع مختلف نظیر صنایع سیمان، معدن، راه‌سازی و راه‌آهن بکار گرفته می‌شود [۲ – 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 ریزدانه‌کردن ساختار و افزایش سختی در این فولاد نتایج بسیار مثبتی به‌جای گذاشته است [۳]. اگرچه این عنصر با ایجاد کاربیدهای پایدار، باعث افزایش سختی و بهبود مقاومت سایشی فولاد هادفیلد شده [۵ و ۴] ولی از طرفی هم با ایجاد کاربیدهای TiC، باعث کاهش انعطاف‌پذیری آن می‌شود [۶]. در تحقیقات دیگری اسری واستاوا و داس[2] [۷]، 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 واستاوا و همکارانش [۸]، 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.

یکی دیگر از عناصری که تأثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد هادفیلد مورد توجه قرار گرفته، آلومینیوم می‌باشد. در همین راستا خیاط و همکارانش [۹] به بررسی تأثیر آلومینیوم بر خواص و ریزساختار فولاد منگنزدار هادفیلد پرداختند و دریافتند که افزودن آلومینیم به فولاد منگنزدار هادفیلد، منجر به کاهش کاربیدهای مرزدانه‌ای در ساختار ریختگی شده و مورفولوژی کاربیدها را از حالت پیوسته خارج کرده و به شکل منقطع تبدیل می‌کند. در تحقیقات دیگری[۱۰]، محققین گزارش دادند که افزایش میزان آلومینیوم در فولادهای منگنزدار، نیروی محرکه لازم برای انجام استحاله آستنیت به مارتنزیت را در این فولادها افزایش داده و هم‌چنین دمای تشکیل مارتنزیت ($M_s$[3]) را کاهش می‌دهد. در نتیجه، آلومینیوم باعث پایداری فاز آستنیت نسبت به مارتنزیت در فولادهای منگنزدار می‌شود. در تحقیقات دیگری که توسط آقای عباسی و همکارانش انجام شده [۱۲ و ۱۱]، گزارش شده که با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد و افزایش انرژی نقص چیدمان، پدیده‌ی کرنش دوقلویی تضعیف می‌شود. درنتیجه، پدیده‌های چروکیدگی و ترک دار شدن سطحی در فولاد هادفیلد تضعیف می‌شوند.

از آنجا که یکی از دلایل اصلی کاربرد فولاد هادفیلد به‌ویژه در مته حفاری به خاطر مقاومت به سایش بالای آن می‌باشد، تعدادی از محققین در تحقیقات جداگانه‌ای به بررسی خواص سایشی فولاد هادفیلد پرداختند. مقدم و همکارانش [۱۳]، گزارش دادند که افزودن وانادیوم به فولادهای منگنزدار، باعث افزایش مقاومت به سایش آنها نسبت به فولاد منگنزدار هادفیلد می‌شود که دلیل این رخداد، تشکیل ذرات کاربید وانادیوم گزارش شده است. تعدادی دیگر از محققین [۱۶ – ۱۴] به مقایسه خواص و ساختار فولاد هادفیلد و آلیاژهای آهن – کروم پرداختند و نتایج آنها نشان می‌دهد که فولاد هادفیلد از سختی پایین‌تری برخوردار می‌باشد.

به‌دلیل دشواری‌های خاص آزمایشگاهی، تعیین مستقیم پارامترهای $K_{IC}$[4] و $a_c$[5] به‌سهولت امکان‌پذیر نمی‌باشد. لذا در همین زمینه محققان زیادی با استفاده از نتایج آزمایش ضربه شارپی به تخمین چقرمگی شکست پرداختند [۱۸و۱۷]. باتوجه به این‌که تخریب قطعات ساخته شده از جنس فولاد هادفیلد در شرایط سرویس‌دهی بسیار پرهزینه است (نظیر قطعات بکار رفته در خطوط ریلی)، لذا در این پژوهش لازم دیده شد که به بررسی تأثیر آلومینیوم بر چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی در فولاد هایپریوتکتوئید هادفیلد پرداخته شود که در پژوهش‌های پیشین به این موضوع پرداخته نشده بود.

[1] Robert Hadfield
[2] Srivastava and Das
[3] Martensite Start ($M_s$)
[4] Fracture Toughness ($K_{IC}$)
[5] Critical Crack Length ($a_c$)

Archive of SID
www.SID.ir

## ۲- روش تحقیق

آلیاژ آهن – منگنز مورد استفاده در این تحقیق (به‌عنوان نمونه‌ی شاهد)، فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد A-۱۲۸ ASTM [۱۹] بود. برای تهیه‌ی این فولاد، دو نمونه از فولاد هادفیلد با مقادیر مختلفی از آلومینیوم (بدون آلومینیوم و حاوی ۱٫۶۸ درصد وزنی آلومینیوم) توسط کوره القایی بدون هسته تهیه شده و سپس، ترکیب شیمیایی آنها توسط دستگاه طیف‌سنجی نشری جرقه‌ای بررسی و در جدول (۱) گزارش شده است.

**جدول ۱.** ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده برحسب درصد وزنی.

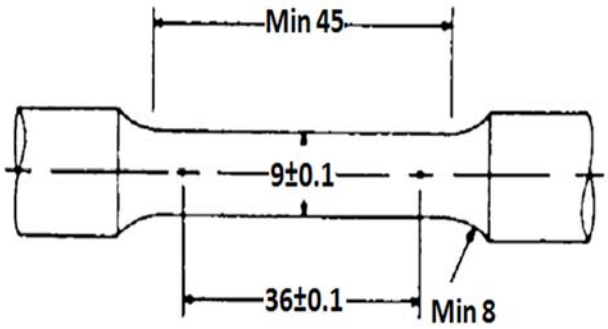
| کد نمونه | C | Mn | Si | P | S | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A | ۱٫۲۳ | ۱۲٫۵۳ | ۰٫۳۱ | ۰٫۰۰۱ | ۰٫۰۱۹ | – |
| B | ۱٫۲۲ | ۱۲٫۵۲ | ۰٫۳۲ | ۰٫۰۰۱ | ۰٫۰۲۰ | ۱٫۶۸ |

سپس، هر دو نمونه تحت عملیات حرارتی آستنیته در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد به مدت دو ساعت قرار گرفته و بلافاصله در آب سریع سرد شدند. برای بررسی ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی پس از آماده‌سازی توسط محلول نایتال دو درصد حکاکی شدند. سپس ریزساختارهای حاصل توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی اندازه دانه‌ی نمونه‌های عملیات حرارتی شده از نرم افزار آنالیز تصویر[1] استفاده شد. هم‌چنین جهت بررسی رسوبات تشکیل شده در هر دو نمونه پس از عملیات آستنیته و تندسرمایی در آب، از پراش پرتو ایکس[2] استفاده گردید. برای بررسی سختی، از هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش بعد از عملیات آستنیته و تندسرمایی در آب، براساس استاندارد ASTM E92-82 [۲۰]، آزمایش سختی‌سنجی به روش ویکرز با استفاده از دستگاه این‌استروم[3] و با کمک رابطه ۱ انجام شد.

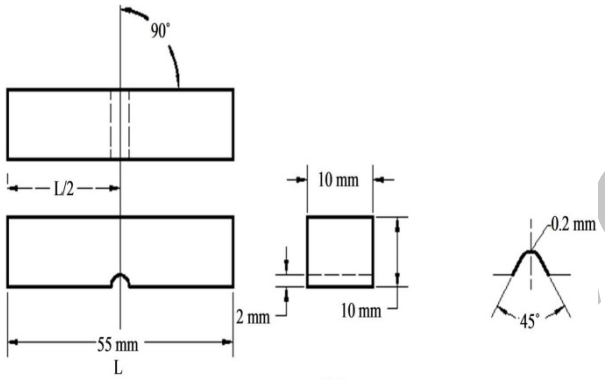
$$VHN = (1{,}854\ P) \div L^2 \qquad \text{معادله (۱)}$$

که در این رابطه، P میزان بار اعمالی به نمونه در هنگام آزمایش بوده و برحسب کیلوگرم است. هم‌چنین L میانگین طول قطرهای فرورونده که یک هرم مربع القاعده از جنس الماس است، می‌باشد.

بعد از عملیات آستنیته و تندسرمایی در آب، نمونه‌های مورد نیاز برای آزمایش کشش، توسط دستگاه تراش مطابق با استاندارد ASTM E۸ [۲۱] تراشکاری شدند (شکل ۱). هم‌چنین نمونه‌های لازم برای آزمایش ضربه شارپی مطابق با استاندارد ASTM A۳۷۰ [۲۲] توسط دستگاه تراش CNC تهیه شدند (شکل ۲).




**شکل ۱.** ابعاد نمونه‌ی کشش مطابق با استاندارد ASTM E۸.




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

آزمایش کشش تک محوره توسط دستگاه سنتام[4] مدل ASTM-۴۰۰ در دمای اتاق و با نرخ کرنش $10^{-2}S^{-1}$ انجام شد. هم‌چنین آزمایش ضربه شارپی توسط دستگاه سنتام با ظرفیت ۲۰۰ ژول در دمای محیط انجام شد. پس از پایان آزمایش‌های کشش و ضربه شارپی، از سطح شکست هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی[5] تصاویری تهیه شد.

به‌دلیل دشواری‌های خاص آزمایشگاهی، تعیین مستقیم چقرمگی شکست به‌سهولت امکان پذیر نمی‌باشد. در تحقیق حاضر از یک روش نیمه‌تجربی برای محاسبه چقرمگی شکست فولاد هادفیلد پرکربن با توجه به اطلاعات موجود در

[1] Image Analyzer
[2] X-Ray Diffraction (XRD)
[3] INSTRON
[4] SANTAM
[5] Scanning Electron Microscopy (SEM)

Archive of SID
www.SID.ir

آزمایش ضربه شارپی استفاده می‌شود. بارسام و رالف[1] [۲۳] با استفاده از داده‌های آزمایش‌هایی که بر روی هشت نوع فولاد با استحکام تسلیم بین ۱۷۰۰– ۲۷۰ مگاپاسکال انجام دادند، معادله زیر را برای محاسبه‌ی $K_{IC}$ در تمام دماهای مورد آزمایش در آزمایش ضربه شارپی پیشنهاد دادند:

$$K_{IC}= ۸/۴۷ \times (CVN)^{۰/۶۳} \quad \text{معادله (۲)}$$

که در آن چقرمگی شکست ($K_{IC}$) برحسب $MPa.\sqrt{m}$ و انرژی ضربه شارپی (CVN) برحسب ژول است. لذا با توجه به قرارگیری استحکام تسلیم فولاد هادفیلد در محدوده‌ی ۱۷۰۰–۲۷۰ مگاپاسکال، در این پژوهش برای محاسبه‌ی چقرمگی شکست فولاد هادفیلد از رابطه‌ی (۲) استفاده می‌شود. هم‌چنین برای بررسی طول ترک بحرانی برای انواع ترک در فولاد هادفیلد پرکربن از رابطه‌ی زیر استفاده می‌شود [۲۴]:

$$K_{IC} = Y\sigma_f \sqrt{\pi a_c} \quad \text{معادله (۳)}$$

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

بدون شک بین مقادیر محاسبه شده برای پارامترهای $K_{IC}$ و $a_c$ با مقدار واقعی آنها اختلافاتی وجود خواهد داشت [۱۸ و ۱۷]. اما یکی از ساده‌ترین و کم هزینه‌ترین راه‌ها برای بررسی تأثیر ریزساختار بر مکانیک شکست فولادها، استفاده از روابط تجربی بین مقادیر انرژی ضربه شارپی و چقرمگی شکست می‌باشد.

## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱ مشاهدات و آنالیز ریزساختاری

شکل (۳)، تصاویر متالوگرافی تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از فولاد هادفیلد مورد استفاده در این پژوهش را در شرایط ریخته‌گری، عملیات حرارتی و تندسرمایی شده در آب را نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل (۳) مشاهده می‌شود، در حالت ریخته‌گری و بدون عملیات حرارتی در نمونه‌ی بدون آلومینیوم، ریزساختار متشکل از یک زمینه آستنیتی و مقدار زیادی کاربید پیوسته در مرزدانه‌ها می‌باشد. ولی در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم از میزان ذرات کاربیدی کاسته شده و هم‌چنین کاربیدها از حالت پیوسته در مرزدانه‌ها خارج شده و به شکل منقطع و پراکنده تبدیل شده‌اند. با انجام عملیات حرارتی در دمای ۱۱۰۰°C، میزان کاربیدها در ریزساختار کاهش یافته و پس از سردی سریع در حمام آب خالص، مقداری کاربید پراکنده و کروی شکل در ریزساختار هر دو نمونه مشاهده می‌شود.

دلیل زمینه آستنیتی در فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد را می‌توان به حضور مقادیر بالای کربن و منگنز و هم‌چنین عملیات حرارتی در دمای ۱۱۰۰°C اثبات نمود. لی و چوی[2] [۲۵] گزارش دادند که با افزایش منگنز در آلیاژهای آهن- منگنز، دمای شروع مارتنزیت به میزان بسیار زیادی کاهش می‌یابد، به‌طوری‌که در آلیاژهای پرمنگنز یک زمینه کامل آستنیتی را می‌توان مشاهده نمود.

اما نکته قابل توجه بزرگ‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌ها در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم در هر دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی است. در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم، آلومینیوم باعث افزایش حلالیت کربن در زمینه آستنیت شده و این امر موجب کاهش تشکیل ذرات کاربیدی و افزایش اندازه‌ی دانه‌ها شده است. نتایج حاصل شده در این پژوهش در اثر افزودن آلومینیوم با نتایج زودیما[3] [۲۶]، خیاط [۹] و همکارانشان مطابقت دارد. زودیما و همکارانش گزارش نمودند که افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد منجر به کاهش ضریب اکتیویته کربن در آستنیت و افزایش حلالیت کربن در زمینه آستنیت این فولاد می‌شود. خیاط و همکارانش نشان دادند که افزودن ۱/۵ درصد وزنی آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد منجر به افزایش اندازه دانه‌های آستنیت شده که اندازه‌ی این دانه‌ها با انجام عملیات آستنیته هم تغییری نمی‌کند.

برای بررسی اندازه دانه‌ها در هر دو نمونه‌ی عملیات حرارتی شده، اندازه‌ی دانه‌ها توسط نرم‌افزار آنالیز تصویر (Image Analyzer) محاسبه شده و بر روی تصاویر متالوگرافی مشخص گردیده است. لازم به ذکر است که در

[1] Barsom and Rolfe

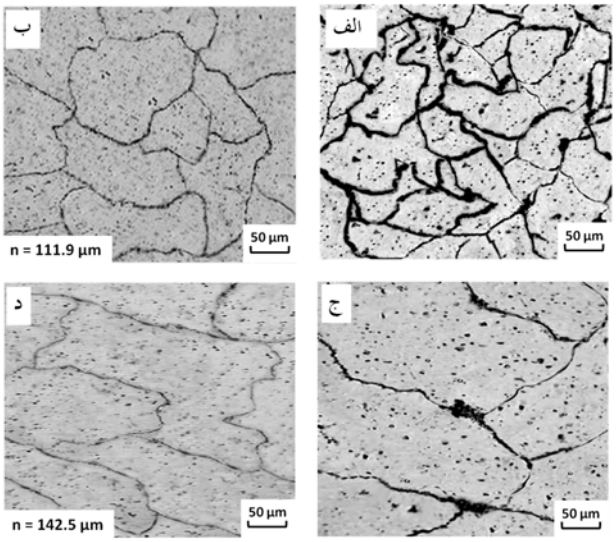
[2] Lee and Choi

[3] Zuidema

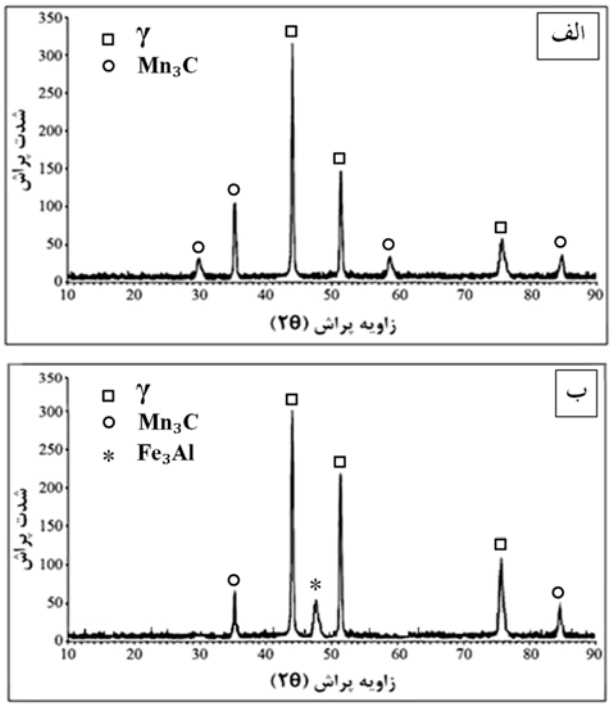
Archive of SID

www.SID.ir

نمونه‌ی بدون آلومینیوم (A)، به‌دلیل حضور دانه‌های متعدد آستنیت، اندازه‌ی چند دانه با نرم افزار محاسبه شده و در نهایت میانگین آنها بر روی تصاویر متالوگرافی گزارش شده است. در مجموع ریزساختار مشاهده شده در نمونه‌ی حاوی ۱/۶۸ درصد وزنی آلومینیوم نشان از این دارد که حضور آلومینیوم در فولاد هادفیلد منجر به افزایش اندازه دانه‌های آستنیت در ساختار این فولاد می‌شود. [۹]




**شکل ۳.** تصاویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی ۱۰۰: الف) نمونه‌ی A در حالت ریخته‌گری، ب) نمونه‌ی A پس از عملیات حرارتی، ج) نمونه‌ی B در حالت ریخته‌گری، د) نمونه‌ی B پس از عملیات حرارتی.




**شکل ۴.** الگوهای XRD از : الف) نمونه‌ی بدون آلومینیوم (A)، ب) نمونه‌ی حاوی آلومینوم (B).

برای بررسی رسوبات تشکیل شده در هر دو نمونه‌ی آستنیته و کوئنچ شده در آب از آنالیز XRD استفاده شده و نتایج آن در شکل ۴ گزارش شده است. از شکل (۴) هم ملاحظه می‌شود که کاربیدهای تشکیل شده در هر دو نمونه، کاربیدهای منگنز از نوع $Mn_3C$ بوده و فاز غالب (فاز زمینه)، آستنیت می‌باشد. هم‌چنین از الگوهای پراش پرتو X ملاحظه می‌گردد که در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم ترکیب بین فلزی $Fe_3Al$ تشکیل شده و شدت پراش مربوط به فاز کاربیدهای منگنز کاهش یافته که نشان از کاهش تشکیل این کاربیدها در این نمونه دارد.

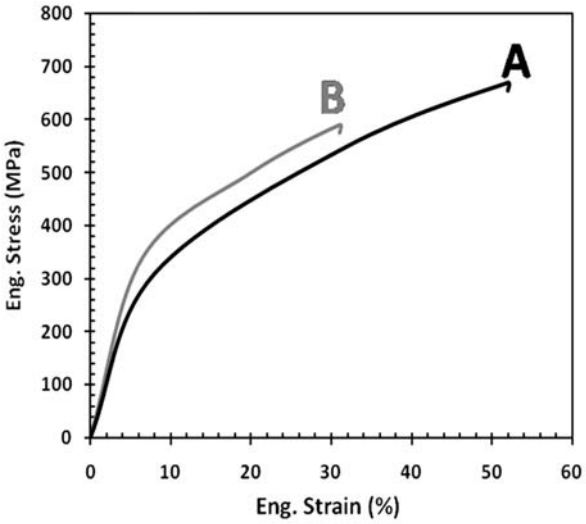
### ۳-۲ آزمایش کشش

نتایج مربوط به آزمایش کشش برای هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش پس از عملیات آستنیته و تندسرمایی در آب در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که از شکل (۵) مشاهده می‌شود، نمونه‌ی بدون آلومینیوم و تندسرمایی شده در حمام آب خالص (نمونه‌ی A) از استحکام تسلیم پایین‌تر، استحکام کششی بالاتر و چقرمگی و کرنش شکست بالاتری نسبت به نمونه‌ی حاوی آلومینیوم و تندسرمایی شده در حمام آب خالص (نمونه‌ی B) برخوردار است. زیرا همان‌طور که در تصاویر متالوگرافی تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری مشاهده گردید (شکل ۳)، دیده شد که فولاد هادفیلد حاوی آلومینیم (نمونه‌ی B)، تعداد مرزدانه کمتری در ساختار دارد. این امر به‌دلیل آن است که آلومینیم باعث افزایش حلالیت کربن در آستنیت شده و موجبات بزرگ شدن دانه‌های آستنیت را فراهم نموده است [۲۶ و ۹]. لذا نمونه‌ی حاوی آلومینیوم به‌دلیل درشت ساختاری و اندازه دانه‌های آستنیت بزرگتر، دارای قابلیت تغییر شکل پلاستیک (کرنش شکست) کمتری بوده ولی به‌دلیل تشکیل محلول جامد بین‌نشین بیشتر توسط کربن، دارای استحکام تسلیم بیشتری است.

در واقع با افزودن آلومینیم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد و افزایش انرژی نقص چیدمان، اکتیویته‌ی نسبی دوقلویی در مقایسه با لغزش کاهش می‌یابد. بنابراین، با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، میزان ازدیاد طول نسبی (چقرمگی) و استحکام کششی نیز کاهش می‌یابد [۱۲ – ۱۱].

Archive
www.SID.ir

به‌طور کلی بررسی‌ها نشان داده است که تشکیل محلول جامد به میزان زیادی بر روی استحکام تسلیم تأثیرگذار بوده و هم‌چنین بررسی‌ها نشان داده است که اتم‌های بین‌نشین اثر استحکام‌دهی نسبی حدود سه برابر مدول برشی دارند، در حالی‌که اتم‌های جانشین دارای اثر استحکام‌دهی نسبی حدود ۰٫۱ مدول برشی هستند. دلیل این رخداد واکنش بیشتر اتم‌های بین‌نشین با نابجایی‌های لبه‌ای و پیچی گزارش داده شده است [۲۷].

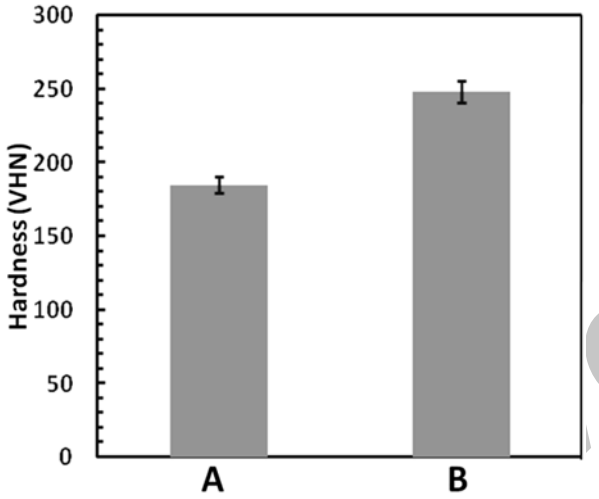



**شکل ۵.** نمودار تنش – کرنش مهندسی برای آلیاژهای مختلف.

نتایج حاصل شده از این پژوهش در ارتباط با تأثیر آلومینیوم بر استحکام تسلیم و کرنش شکست فولاد منگنزدار با نتایج دیگر محققین هم‌خوانی دارد. کینا[1] [۲۸]، پارک[2] [۲۹] و همکارانش گزارش نمودند که با افزودن آلومینیوم به فولادهای منگنزدار، استحکام تسلیم افزایش و کرنش شکست کاهش می‌یابد. عباسی و همکارانش [۳۰] با بررسی تأثیر ۱٫۵ و ۳ درصد وزنی آلومینیوم بر خواص مکانیکی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد گزارش دادند که افزایش میزان آلومینیوم در فولاد هادفیلد منجر به افزایش استحکام تسلیم و کاهش چقرمگی و کرنش شکست در فولاد مذکور می‌گردد.

### ۳-۳ آزمایش سختی

نتایج سختی‌سنجی برای هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش پس از عملیات آستنیته و تندسرمایی در آب در شکل (۶) گزارش داده شده است. همان‌طور که از این شکل ملاحظه می‌گردد، با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، سختی نیز افزایش یافته است. همان‌طور که از نتایج آزمایش کشش ملاحظه گردید (شکل ۵)، نمونه‌ی حاوی آلومینیوم(نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، از استحکام تسلیم بالاتری برخوردار است. از طرفی با توجه به ارتباط مستقیم بین استحکام تسلیم با سختی [۲۷]، می‌توان نتیجه گرفت که نمونه‌ی حاوی آلومینیوم به‌دلیل استحکام تسلیم بالاتر، دارای سختی بیشتری نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم است. هم‌چنین نتایج حاصل شده از آزمایش سختی‌سنجی و تأثیر آلومینیوم بر سختی فولاد هادفیلد با نتایج حاصل شده از تحقیقات آقای عباسی و همکارانش هم‌خوانی دارد [۱۲ – ۱۱].




**شکل ۶.** نتایج آزمایش سختی با حداقل سه‌بار تکرار.

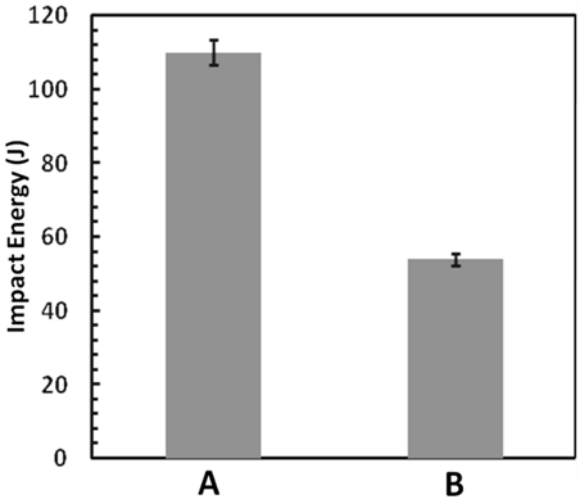
### ۴-۳ آزمایش ضربه شارپی

در شکل ۷ نتایج آزمایش ضربه شارپی برای هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل هم مشاهده می‌گردد، با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، قابلیت جذب انرژی (انرژی ضربه) نیز کاهش یافته است. همان‌طور که از نتایج آزمایش کشش ملاحظه گردید (شکل ۵)، نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، از انعطاف پذیری و کرنش شکست کمتری برخوردار است. از طرفی هم در تصاویر میکروسکوپ نوری مشاهده گردید که افزودن آلومینیوم باعث افزایش اندازه دانه‌های آستنیت در ریزساختار فولاد مذکور شده است که در نهایت این عوامل (افزایش اندازه دانه‌های آستنیت و کاهش کرنش شکست) منجر به کاهش قابلیت تغییر شکل مومسان

[1] China
[2] Park

Archive
www.SID.ir

زمینه‌ی آستنیت در فولاد منگنزدار هادفیلد آلیاژ شده با آلومینیوم شده‌اند [۲۷ و ۲۴].




**شکل ۷.** نتایج آزمایش ضربه شارپی با حداقل سه بار تکرار پذیری.

### ۳-۵ محاسبه‌ی $K_{IC}$ و $a_c$

جدول (۲) محاسبات مورد نیاز برای تعیین چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی را برای هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش نشان می‌دهد. همان‌طور که از این جدول مشاهده می‌شود، افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، منجر به کاهش چقرمگی شکست در فولاد هادفیلد می‌شود. زیرا که نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، دارای اندازه دانه‌ی کمتری بوده و زمینه‌ی آن نسبت به زمینه‌ی نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B)، قابلیت تغییر شکل مومسان بیشتری داشته و از انرژی شکست بالاتری برخوردار است. همان‌طور که در قسمت تحلیل نتایج آزمایش کشش گفته شد، اگرچه افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد باعث افزایش استحکام تسلیم می‌شود، اما از طرفی هم باعث افزایش اندازه دانه‌های آستنیت شده و از این طریق هم باعث کاهش هم‌چنین چقرمگی شکست در فولاد هادفیلد می‌گردد [۲۴]. درمجموع، محاسبات چقرمگی شکست نشان می‌دهد که افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد منجر به کاهش انعطاف پذیری در این فولاد می‌گردد. هم‌چنین با محاسبه‌ی طول ترک بحرانی به‌وسیله‌ی رابطه ۲، مشاهده می‌شود که افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، منجر به کاهش طول ترک بحرانی برای انواع ترک شده است و این موضوع در وقوع شکست زودهنگام می‌تواند بسیار تأثیرگذار باشد. از طرفی محاسبات نشان می‌دهد که مقدار طول ترک بحرانی برای ترک سطحی نسبت به ترک مرکزی در هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش کمتر است که نشان دهنده‌ی خطرناک بودن ترک‌های سطحی نسبت به ترک‌های مرکزی می‌باشد. درمجموع در هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش، بیشترین طول ترک بحرانی به ترک دایره‌ای و کمترین طول ترک بحرانی به ترک سطحی تعلق گرفت.

**جدول ۲.** محاسبه چقرمگی شکست و طول ترک بحرانی برای هر دو نمونه.

| کد نمونه | CVN (J) | $K_{IC}$ (Mpa.(m)$^{1/2}$) | $a_c$ (m) | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | ترک سطحی | ترک مرکزی | ترک دایره‌ای | ترک سکه‌ای | ترک نیم‌دایره |
| A | ۱۱۰ | ۱۶۳٫۷ | ۰٫۰۱۴ | ۰٫۰۱۸ | ۰٫۰۴۴ | ۰٫۰۲۸ | ۰٫۰۳۵ |
| B | ۵۴ | ۱۰۴٫۵ | ۰٫۰۰۷ | ۰٫۰۰۹ | ۰٫۰۲۵ | ۰٫۰۱۶ | ۰٫۰۱۹ |

### ۳-۶ شکست نگاری سطوح شکست

پس از آزمایش کشش از سطح شکست هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش 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[1]) می‌باشند. دلیل این امر آن است که فاز غالب در زمینه‌ی هر دو نمونه آستنیت بوده و آستنیت هم یک فاز نرم می‌باشد.

سازوکار شکست نرم در آزمایش کشش مواد نرم، سازوکار جوانه‌زنی، رشد و به‌هم پیوستن حفره‌ها است. این نوع شکست که به شکست فنجان - مخروط[2] معروف است، مهمترین سازوکار در شکست مواد نرم به‌شمار می‌آید [۲۷]. اما

[1] Dimple
[2] Cup & Cone

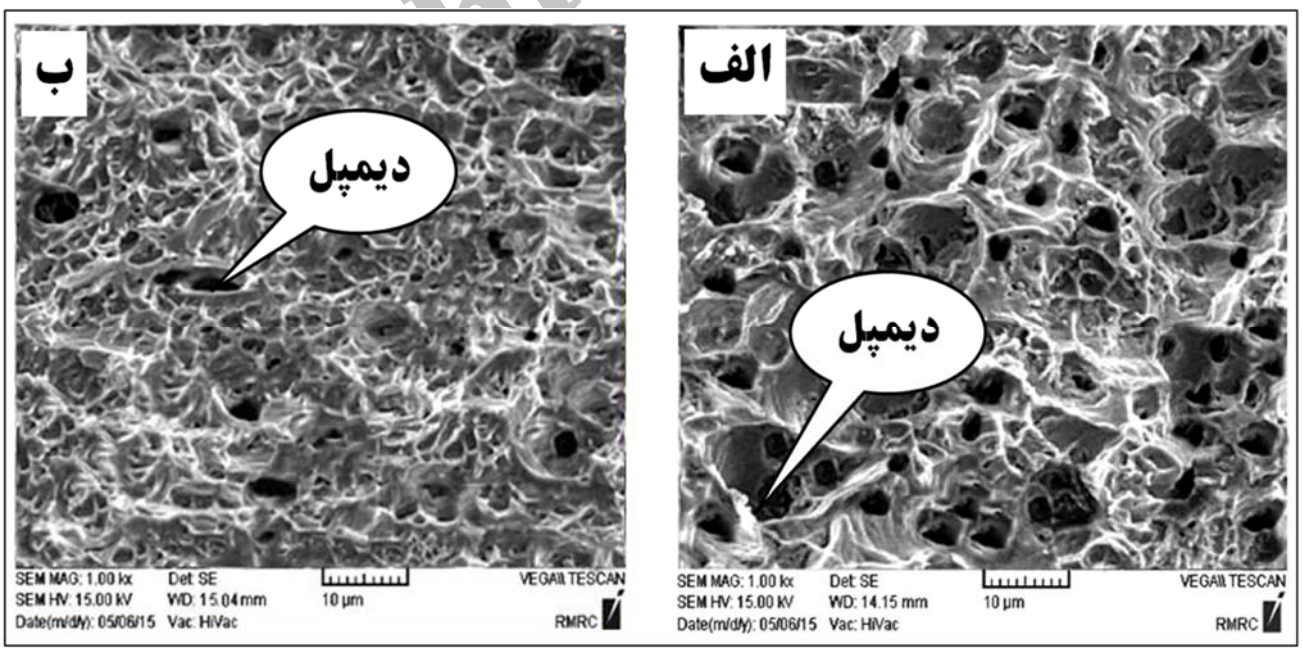
www.SID.ir

با مقایسه‌ی هر دو تصویر، مشاهده می‌شود که سطح شکست نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) نسبت به نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B)، دارای دیمپل‌هایی با عمق بیشتر است که نشان از نرم‌تر بودن شکست در نمونه‌ی بدون آلومینیوم می‌باشد. همان‌طور که از نتایج آزمایش کشش ملاحظه گردید، حضور آلومینیوم در ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد با کاهش اکتیویته نسبی دوقلویی منجر به کاهش درصد ازدیاد طول نسبی و چقرمگی فولاد هادفیلد می‌شود [۱۲ – ۱۱]. در نهایت کاهش چقرمگی و قابلیت تغییر شکل مومسان باعث شده که دیمپل‌هایی با عمق کمتر در سطح شکست فولاد هادفیلد حاوی آلومینیوم دیده شود.

هم‌چنین شکست‌نگاری نمونه‌های آزمایش کشش نشان می‌دهد که میکرودیمپل‌های ثانویه در فضای بین دیمپل‌های اولیه حضور دارند که می‌توانند شکست را به تأخیر بیاندازند. این میکرودیمپل‌ها در اثر برهم‌کنش و برخورد لایه‌های میکرودوقلویی و نیز ایجاد نانورسوبات کاربیدی در اثر پیرسازی کرنشی دینامیکی می‌توانند ایجاد شوند [۳۱].

پس از آزمایش ضربه شارپی، از سطح شکست هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تصاویری تهیه شده و در شکل (۹) نشان داده شده است. در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده مشاهده می‌شود که نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، دارای طول ترک بیشتری است. در نمونه‌ی بدون آلومینیوم، در سطح شکست، ترک با طول کمتر مشاهده می‌گردد. اما در نمونه‌ی حاوی ۱٫۶۸ درصد وزنی آلومینیوم ترک به‌صورت پیوسته به میزان زیادی رشد کرده است که این پدیده به علت تضعیف سهم کرنش دوقلویی در تغییر شکل مومسان آستنیت است. حضور آلومینیوم سبب کاهش اکتیویته‌ی نسبی دوقلویی در مقایسه با لغزش و در ادامه سبب کاهش قابلیت تغییر شکل مومسان می‌شود [۱۲ – ۱۱].

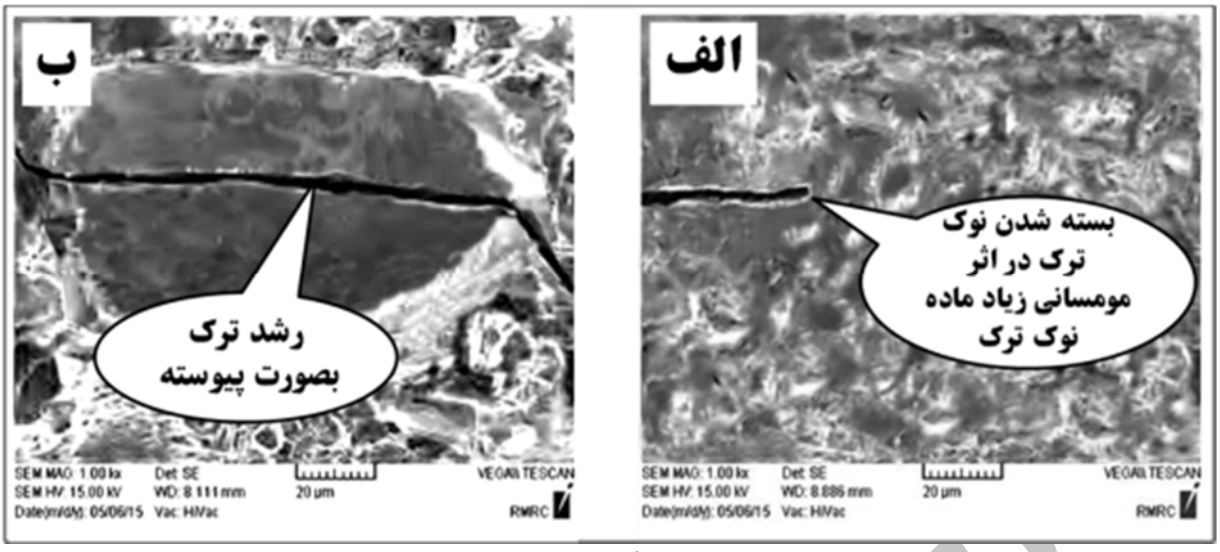
اما با وجود محاسبات طول ترک بحرانی برای هر دو نمونه، انتظار می‌رفت که در نمونه‌ی بدون آلومینیوم نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٫۶۸ درصد وزنی آلومینیوم، ترک به میزان بیشتری رشد کند (به‌دلیل طول ترک بحرانی بیشتر). اما با مشاهده‌ی تصاویر SEM، ملاحظه می‌گردد که ترک در نمونه‌ی بدون آلومینیوم به میزان کمی رشد کرده است. این پدیده در اثر چقرمگی بالاتر نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) نسبت به نمونه‌ی حاوی ۱٫۶۸ درصد وزنی آلومینیوم (نمونه‌ی B) رخ داده است.




**شکل ۸.** تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمایش کشش: الف) نمونه‌ی A، ب) نمونه‌ی B.

Archive of SID

www.SID.ir




**شکل ۹.** تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمایش ضربه شارپی: الف) نمونه‌ی A، ب) نمونه‌ی B.

یکی از سازوکارهای حفاظتی رأس ترک، بسته شدن دهانه‌ی ترک در اثر مومسانی می‌باشد [۲۴]. لذا چقرمگی بالاتر و هم‌چنین قابلیت مومسانی ماده نوک ترک بیشتر نمونه‌ی بدون آلومینیوم منجر به افزایش مومسانی منطقه‌ی جلوی نوک ترک شده و در نهایت منجر به بسته شدن دهانه‌ی ترک و توقف رشد ترک شده است. در مقابل نمونه‌ی حاوی ۱٫۶۸ درصد وزنی آلومینیوم به‌دلیل داشتن دانه‌های آستنیت بزرگتر و قابلیت مومسانی ماده نوک ترک کمتر، انعطاف پذیری و چقرمگی کمتری داشته و این امر منجر به رشد سریع ترک و کاهش مومسانی منطقه جلوی نوک ترک شده است.

درمجموع تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی دلالت بر این دارند که افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد منجر به کاهش هردو پارامتر $K_{IC}$ و $a_c$ می‌شود که این امر می‌تواند در شکست زودهنگام بسیار تأثیرگذار باشد.

## ۴- نتیجه‌گیری

۱- افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد منجر به افزایش اندازه دانه‌های آستنیت در هر دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی می‌شود.

۲- بررسی الگوهای پراش پرتو ایکس نشان داد که آلومینیوم هم میزان کاربیدها را در فولاد هادفیلد کاهش می‌دهد و هم منجر به تولید ترکیب بین فلزی $Fe_3Al$ در فولاد هادفیلد می‌شود. هم‌چنین این الگوها نشان دادند که کاربیدهای تشکیل شده در ریزساختار فولاد هادفیلد، کاربیدهای منگنز از نوع $Mn_3C$ می‌باشند.

۳- حضور آلومینیوم در ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد منجر به افزایش استحکام تسلیم، افزایش سختی، کاهش استحکام کششی و کرنش شکست (قابلیت تغییر شکل مومسان) در فولاد مذکور می‌شود.

۴- افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد منجر به کاهش چقرمگی شکست از ۱۶۳٫۷ به ۱۰۴٫۵$(Mpa.(m)^{1/2})$ و کاهش طول ترک بحرانی در سطح از ۰٫۰۱۴ به ۰٫۰۰۷m می‌شود.

۵- در آزمایش کشش، هر دو نمونه‌ی هادفیلد با و بدون آلومینیوم دچار شکست نرم (سطح دیمپلی) می‌شوند. همچنین استفاده از آلومینیوم در ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، شرایطی را برای رشد پیوسته و سریع ترک فرآهم می‌کند. در مقابل در نمونه‌ی بدون آلومینیوم به‌دلیل داشتن قابلیت بیشتر تغییر شکل مومسان ماده نوک ترک، ترک به میزان کمتری رشد کرده بود و سازوکار بسته شدن نوک ترک در اثر مومسانی زیاد، اتفاق افتاد.

۶- با بررسی مقادیر طول ترک بحرانی در هر دو نمونه‌ی هادفیلد با و بدون آلومینیم، مشخص شد که بیشترین طول ترک بحرانی به ترک دایره‌ای و کمترین طول ترک بحرانی به ترک سطحی تعلق دارد.

Archive of SID
www.SID.ir

## مراجع


1. Barannikova, S.A., Li.Y., Malinovsky, A., Pestsov, D., Study of Localized Plastic Deformation of Hadfield Steel Single Crystals Using Speckle Photography Technique, *Key Engineering Materials*, 683(2016) 84-89.
2. Limooei, M.B., Hosseini, S., Optimization of Heat Treatment in Manganese Steel by Taguchi Method, *Applied Mechanics and Materials,* 598 (2014) 43-46.
3. Limooei, M.B., Hosseini, S., Optimization of properties and structure with addition of titanium in hadfield steels, Proc. Conf. of Metal, 2012, Brono, Czech Republic.
4. Najafabadi, V.N., Amini, K., Alamdarlo, M.B., Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel, Metallurgical Research & Technology, 111 (2014) 375 - 382.
5. Magdaluyo, E.R., et al., Gouging Abrasion Resistance of Austenitic Manganese Steel with Varying Titanium, Proc. of the World Congress on Engineering 2015, London, English.

۶. نجف آبادی، و.، مناجاتی زاده، ح. و امینی، ک.، بررسی تأثیر تیتانیم بر بهبود خواص فولاد هادفیلد ASTM A128-C، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۷ (۱۳۹۲) ۵۴ – ۴۵.

7. Srivastava, A.K., Das, K., In-situ Synthesis and Characterization of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix Composite, The Iron and Steel Institute of Japan, 49 (2009) 1372-1377.
8. Srivastava, A.K. and et al., Corrosion Behaviour of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix In-Situ Composites, Oj Metals, 5 (2015) 11-17.

۹. خیاط، م.، خیراندیش، ش. و عباسی، م.، تاثیر 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 ریخته‌گری ایران، سمنان، ۱۳۹۲.

10. Tian, X. and Zhang, Y., Mechanism on the Effect of Al upon the γ→ε Martensite Transformation in the Fe-Mn AlloysJournal of Materials Science & Technology, 12 (1996) 369-372.
11. Abbasi, M., Kheirandish, SH., Kharrazi, Y., Hejazi, J., On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels, Wear, 268 (2010) 202-207.

۱۲. عباسی، م.، خیراندیش، ش.، خرازی، ی. و حجازی، ج.، بررسی تاثیر برخی عوامل اصلی بر رفتار سایشی فولاد هادفیلد، نشریه علوم و مهندسی سطح، ۷ (۱۳۸۸) تابستان ۱۳۸۸.

13. Moghaddam, E.G., Varahram, N., Davami, P., On the comparison of microstructural character -istics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel, Journal of Materials Science & Technology, 532 (2011) 260-266.
14. Agunsoye, J.O., Isaac, T.S., Abiona, A.A., On the Comparison of Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of High Chromium White Iron with the Hadfield Austenitic Manganese Steel, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 1 (2013) 24-28.
15. El-Mahallawi, I., Abdel-karim, A., Naguib, A., Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel, Journal of Materials Science & Technology, 17 (2001) 1385-1390.
16. Lindroos, M., et al., The deformation, strain hardening, and wear behavior of chromium-alloyed Hadfield steel in abrasive and impact conditions, Tribology Letters, 57 (2015) 1-11.
17. Salemi Golezani, A., The Effect of Microstructure on Estimation of the Fracture Toughness (KIC) Rotor Steel Using Charpy Absorbed Energy (CVN), Journal of Advanced Materials and Processing, 1 (2013) 11-17.
18. Kim, S. H., et al., Estimation of fracture toughness transition curves of RPV steels from Charpy impact test data, Nuclear Engineering and Design, 212 (2002) 49-57.
19. Annual book of ASTM standards, ASTM 128 A / 128 M, Standard specification for steel castings, austenitic manganese, ASTM International, 1 (2012) 1-4.
20. Annual book of ASTM E92-82 , Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, ASTM International, 3 (2003) 1-9.
21. Annual book of ASTM E8 / E8M-15a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, 3.01 (2015) 1-8.
22. Annual book of ASTM A370-14, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM International, 20-29 (2014) 1-6.
23. Barsom, J. M., Rolfe, S. T., Correlations between KIc and Charpy V-notch test results in the transition-temperature range, ASTM STP 466, (1970) 281-302.

۲۴. هرتزبرگ، م. ر.، اکرامی، ع. ا. (مترجم)، تغییر شکل و مکانیک شکست مواد و آلیاژهای مهندسی، دانشگاه صنعتی شریف. موسسه انتشارات علمی، ۱۳۸۲.

25. Lee, Y.K., Choi, C.S., Driving Force for γ→ε Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System, Metallurgical and Material Transaction A, 31 (2000) 355-360.
26. Zuidema, B.K., Subramanyam, D.K., Leslie, W.C., The effect of Aluminium on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel, Metallurgical Transactions A, 18 (1987) 1629-1639.

۲۷. دیتر، ج. ای.، شهیدی، ش. (مترجم)، متالورژی مکانیکی، مرکز نشر دانشگاهی، چاپ پنجم، تهران، ۱۳۹۲.

28. China, K.G., Kang, C.Y., Shin, S.Y., Hong, S., Lee, S., Kim, H.S., Kim, K.H., Kim, N.J., Effects of Al addition on deformation and fracture mechanisms in two high manganese TWIP steels, Materials Science and Engineering: A, 528 (2011) 2922-2928.
29. Parka, K., Jin, K.G., Han, S.H., Hwang, S.W., Choi, K., Lee, C.S., Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition, Materials Science and Engineering: A, 527 (2010) 3651-3661.
30. Abbasi, M., Kheirandish, S., Kharrazi, Y., Hejazi, J., The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels, Materials Science and Engineering: A, 513-514 (2009) 72-76.

۳۱. عباسی، م. و همکارانش، ارزیابی مکانیزم شکست در فولاد هادفیلد، مجموعه مقالات ششمین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران، تهران، ایران، ۱۳۹۱.


Archive of SID

www.SID.ir