نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال چهارم، شماره 2، پاییز و زمستان1397، صفحه 22-13

جوشکاری قوسی تنگستن-گاز فولاد مقاوم به سایش تولیدی به روش کوئنچ مستقیم به فولاد ساده کربنی و ارزیابی ریزساختار و خواص سایشی آن

مصطفی ونایی ، محمد اردستانی *، علیرضا عباسی

دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات،گروه مهندسی مواد، تهران، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۰۹/۰۱ ؛ پذیرش مقاله: ۱۳۹۷/۰۱/۲۰)

چکیده

در این پژوهش جوشکاری غیر همجنس فولاد ساده کربنیSt52 به فولاد مقاوم به سایش W400 و تاثیر آن بر ریزساختار و خواص‌سایشی فولاد مقاوم به سایش مورد بررسی قرارگرفت. روش تولید فولاد مقاوم به سایش کوئنچ مستقیم و سختی اسمی آن ۴۰۰ برینل بود. از فرایند جوشکاری قوسی تنگستن- گاز جهت انجام اتصال استفاده شد. نتایج نشان داد که جوشکاری باعث تغییرات اساسی در ریزساختار منطقه متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش می‌شود و موجب کاهش سختی و افزایش نرخ سایش آن می‌گردد. همچنین بر طبق مشاهدات انجام شده، با افزایش حرارت ورودی جوشکاری به میزان ۹٪، سختی منطقه متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش ۸٪ کاهش و نرخ سایش آن ۲/۵ برابر افزایش یافت. بر طبق مشاهدات انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، مکانیزم اصلی سایش در فلز پایه فولاد مقاوم به سایش، سایش چسبان و خراشان بود. این در حالی است که مکانیزم سایش در منطقه متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش، سایش چسبان و ورقه‌ای شدن بود. با افزایش حرارت ورودی، میزان سایش ورقه‌ای به میزان قابل توجهی افزایش یافت.

کلمات کلیدی: سایش، فولاد مقاوم به سایش،جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، ریزسختی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m-ardestani@srbiau.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

Gas tungsten arc welding of direct quenched wear resistant steel to plain carbon steel and evaluation of its microstructure and wear properties

M.Vanaee, M. Ardestani*, A.Abbasi
Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, IslamicAzad University, Tehran, Iran.

(Received 22 November 2017 ; Accepted 9 April 2018)

Abstract
In this research, the dissimilar welding of St52 plain carbon steel to W400 wear resistant steel and its effect on the microstructure and wear properties of the wear resistant steel was investigated. The wear resistant steel was produced via direct quenching with nominal hardness of 400 HB. Gas tungsten arc welding was used for joining process. The results showed that welding led to hardness reduction, wear rate increase and also significant changes in microstructure of the heat affected zone of the wear resistant steel. According to the results, by increasing the heat input for about 9%, the hardness and wear rate of the heat affected zone was decreased 8% and increased 250%, respectively. According to the scanning electron microscopy observations the main wear mechanisms of the base metal were adhesion and abrasion. However, the wear mechanisms of the heat affected zone were mainly adhesion and delamination. By increasing the heat input, the delamination was increased significantly.

Keywords: Wear, Wear resistant steel, Gas tungsten arc welding, Micro-hardness.

1- مقدمه

سایش[1] یکی از مهمترین مسائل در بسیاری از زمینه‌های صنعتی نظیر معدن، سیمان، حمل ونقل و صنایع غذایی است. گزارش شده است که هزینه‌های ناشی از سایش از نوع خراشان[2] که تنها یکی از مکانیزم‌های سایش محسوب می‌شود، حدوداً ۴٪ تولید ناخالص ملی کشورهای صنعتی است.

عوامل مختلفی نظیر سختی، چقرمگی و ریزساختار بر مقاومت به سایش مواد تاثیرگذار هستند. یکی از راهکارهای کاهش نرخ سایش و فرسایش در تجهیزات صنعتی مختلف مانند سرندهای صنعتی، پمپ‌ها، ماشین آلات وتجهیزات حمل و نقل و در معادن استفاده از مواد مقاوم در برابر سایش است. با بکارگیری این دسته از مواد، نرخ سایش و به تبع آن هزینه‌های مربوط به آن کاهش می‌یابد. فولادهای مقاوم در برابر سایش یکی از پرکاربردترین مواد برای کاهش هزینه‌های سایشی محسوب می‌شوند. این دسته از فولادها عموماً بر اساس سختی سطحی طبقه بندی می‌شوند. سختی نامی این نوع فولادها عموماً از ۴۰۰ برینل به بالا است [۱-۴]. روش معمول تولید این دسته از فولادها، روش آستنیته مجدد-کوئنچ[3] می‌باشد. پروسه تولید مربوط به این روش در شکل(۱) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، در روش آستنیته مجدد-کوئنچ پس از تولید اولیه ورق فولادی، ورق تولیدی آستنیته و پس از کوئنچ تمپر می‌شود. روش نسبتاً جدیدتر تولید ورقهای مقاوم به سایش، روش کوئنچ مستقیم[4] است. در این روش ورق تولیدی پس از تولید کوئنچ می‌شود و نیازی به آستنیته نمودن مجدد ندارد. پس از کوئنچ، می‌توان به منظور ارتقا برخی از خواص مکانیکی مانند ضربه‌پذیری، ورق تولید شده را تمپر نمود. نتایج تحقیقات نشان داده است که خواص مکانیکی فولادهای تولید شده به روش کوئنچ مستقیم بالاتر از فولادهای آستنیته مجدد-کوئنچ است. علت این امر، تفاوتهای ریزساختاری این دو گروه عمده از فولادهای مقاوم به سایش است. ریزساختار تولیدی به روش کوئنچ مستقیم از مقادیر بینیت بیشتری نسبت به روش آستنیته مجدد-کوئنچ فولادهای برخوردار است. همچنین مورفولوژی های بینیت در این گونه از فولادها با یکدیگر متفاوت هستند[۵].

جوشکاری فولادهای مقاوم به سایش یکی از چالشهای بکارگیری این دسته از فولادها است. به علت کربن معادل نسبتاً بالای این دسته از فولادها، جوشکاری آنها با رعایت کامل اصـول جوشکاری نظیر پیش‌گرم و پس‌گرم مناسب انجام

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و سیم جوش مصرفی بر حسب درصد وزنی.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	B	Ti	Cu	V	Ni	Fe
W400	۰/۱۵	۰/۶	۲/۳	۰/۰۲۵	۰/۰۱	۰/۰۲	۰/۵	۰/۲	۰/۰۰۵	۰/۰۵	–	–	–	پایه
St52	۰/۲	۰/۳	۱/۵	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	پایه
Er70S-6	۰/۰۹	۰/۹	۰/۴	–	–	–	۰/۱۲	۰/۰۵	–	–	۰/۲	۰/۳	۰/۱	پایه

جدول۲- خواص مکانیکی فلزات پایه

St52	W400	
۳۶۰	۱۱۵۰	استحکام تسلیم(MPa)
۵۸۵	۱۳۵۰	استحکام کششی(MPa)
۱۷۰	۴۰۰	سختی(HB)
۱۷	۱۰	درصد ازدیاد طول(%)

می‌شود. با افزایش سختی فولادهای مقاوم به سایش، جوش‌پذیری آنها نیز کاهش می‌یابد. شایان ذکر است که اکثر تحقیقات انجام شده در زمینه جوشکاری فولادهای مقاوم به سایش، بر روی جوش پذیری فولادهای مقاوم به سایش تولید شده از طریق روش آستنیته مجدد-کوئنچ انجام شده و تحقیقی بر روی جوش پذیری فولادهای تولید شده از طریق فرایند کوئنچ مستقیم خصوصاً در حالت اتصال غیر همجنس گزارش نشده است. بر طبق پژوهشهای انجام شده، در اثر انجام عملیات حرارتی و یا جوشکاری، ریزساختار و سختی فولادهای مقاوم به سایش خصوصاً در منطقه متاثر از حرارت[5] تغییر می‌نماید [۶-۱۲]. نتایج تحقیقات انجام شده بر روی فولادهای با سختی نامی ۵۰۰ ویکرز نشان داد که پس از انجام جوشکاری ریزساختار این دسته از فولادها از مارتنزیتی به ساختاری عمدتاً متشکل از بینیت تغییر می‌یابد[۶]. همچنین نتایج مطالعات انجام شده نشان‌دهنده کاهش قابل توجه سختی در منطقه متاثر از حرارت پس از انجام جوشکاری در این نوع فولادها بود. به عنوان مثال، کاهش سختی در منطقه متاثر از حرارت در فولادهای با سختی نامی ۶۰۰ برینل حدود ۲۰۰ برینل گزارش شده است [۱۰] .علی رغم تحقیقات انجام شده بر روی ریزساختار و سختی ناحیه متاثر از حرارت در جوشکاری فولادهای مقاوم به سایش، در زمینه تغییر خواص سایشی این نوع فولادها در ناحیه مذکور در اثر انجام جوشکاری تحقیقات چندانی صورت نگرفته است.

با توجه به نوع کاربرد این گروه از فولادها به نظر می‌رسد که بررسی مقاومت به سایش آنها خصوصاً در ناحیه متاثر از حرارت و مقایسه آن با مقاومت به سایش فلز پایه از اهمیت خاصی برخوردار باشد. در این پژوهش، جوشکاری غیرهمجنس فولاد مقاوم به سایش تولید شده به روش کوئنچ مستقیم با سختی ۴۰۰ برینل به فولاد St52 توسط روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز[6] مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین تاثیر حرارت ورودی بر سختی و خواص سایشی منطقه متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش بررسی شده است. این قبیل اتصالات غیر همجنس در تجهیزات مورد استفاده در ماشینهای ویژه جابجایی سنگ و خاک وجود دارند.

2- روش تحقیق

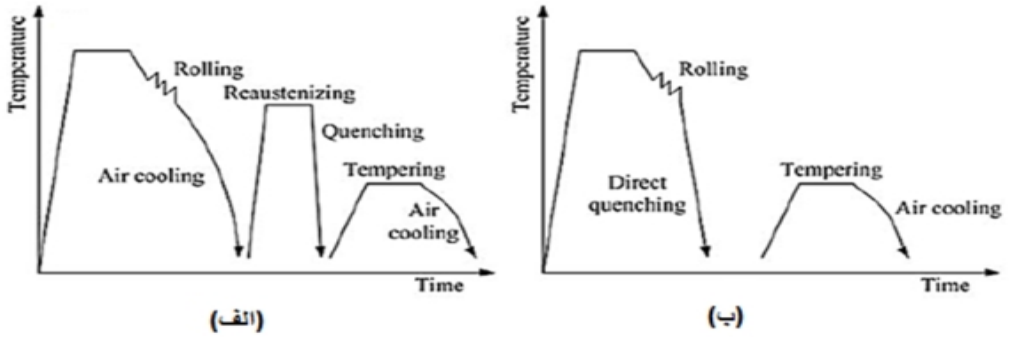
مواد اولیه استفـاده شده در این پژوهش ورق فـولادی مقاوم به سایش با سختی ۴۰۰ برینل (W400) و ورق St52 بودند. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فلزات پایه[7] به ترتیب در جداول (۱و۲) آورده شده است. ریزساختار فولاد مقاوم به سایش در شکل(۲) نشان داده شده است. باتوجه به شکل می‌توان گفت که ساختار فولاد موردنظر عمدتاً شامل مارتنزیت، بینیت پایینی و فریت است. به منظور ایجاد اتصال،از فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز استفاده شد. سیم جوش -مصرفی[8] مورد استفاده در این تحقیق با توجه به استانداردهای AWSA5.18و AWS A5.28 از نوع ER 70S-6 انتخاب شد(جدول۱). الکترود مورد استفاده از جنس تنگستن-توریم بود. ابعاد قطعات جهت اتصال جناقی یک طرفه ۱۲۰×۶۰×۶ mm انتخاب شد.

با توجه به استاندارد AWS D14.5، زاویه درز اتصال° ۶۰، فاصله درز ۳ mm و ریشه ۱ mm در نظر گرفته شدند. جـریان،

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

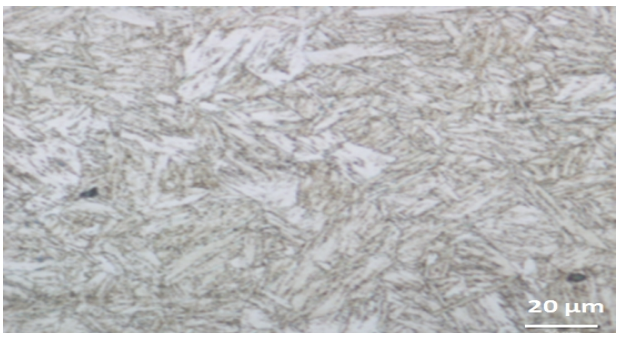
جدول۳- جریان، اختلاف پتانسیل و حرارت ورودی در فرایند جوشکاری نمونه ها.

نمونه	پاس اعمالی									کل حرارت ورودی به نمونه (kJ/mm)
	پاس نما			پاس میانی			پاس ریشه			
	جریان (A)	اختلاف پتانسیل (V)	حرارتورودی (kJ/mm)	جریان (A)	اختلاف پتانسیل (V)	حرارت ورودی (kJ/mm)	جریان (A)	اختلاف پتانسیل (V)	حرارت ورودی (kJ/mm)	
G1	۱۱۵	۱۰/۳	۰/۸۲۹	۱۱۰	۱۰/۲	۰/۷۸۵	۹۸	۹/۸	۰/۶۷۲	۲/۲۸۳
G2	۱۴۰	۱۰/۶	۰/۸۹۰	۱۳۰	۱۰/۶	۰/۸۲۶	۱۲۲	۱۰/۵	۰/۷۶۸	۲/۴۸۴



شکل۱- تصویر شماتیک الف) سختکاری به روش معمول کوئنچ-تمپر ب) RQ فرایند سختکاری مستقیم DQ [۵].

ولتاژ و حرارت ورودی جوشکاری برای دو نمونه در جدول(۳) نشان داده شده است. دبی گاز خروجی آرگون نیز ۱۱ Lit/min تنظیم گردید. با توجه به پارامترهای جوشکاری فوق، اختلاف حرارت ورودی دو نمونه حدود ۹٪ بود. برای تهیه نمونه‌های متالوگرافی، یک سانتیمتر از ابتدا و انتهای خط‌جوش بریده و کنار گذاشته شد و سپس نمونه های موردنظر از مقطع عرضی قطعات جوشکاری شده تهیه گردید. محلول حکاکی جهت اچ نمونه‌ها نایتال٪۵ انتخاب گردید. آزمون ریزسختی ویکرز با میزان بار ۰/۴۹ N و زمان نشست ۱۰ ثانیه بر روی نمونه‌های جوشکاری شده انجام شد. از میکروسکوپ نوری Olympus جهت بررسی‌های ریزساختاری استفاده گردید.آزمون سایش بر اساس استاندارد ASTM G۱۳۳ به صورت خطی رفت و برگشتی انجام شد به‌طوری‌که نمونه‌ها با ابعاد ۸۵ mm×۳۰×۶ ثابت بوده و پین به صورت خطی برروی آنها حرکت می کرد. جنس پین از فولاد بلبرینگ با سختی حدود ۸۰۰ ویکرز که قطر آن ۵ mm وسطح تماس آن به صورت عرق چین بود. از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی[۹] مدل MIRATescan3 مجهز به تجهیز طیف سنجی انتشاری انرژی[۱۰] جهت بررسی سطوح سایش استفاده شد. آزمون زبری سطح با استفاده از دستگاه Hommlewerke مدلT-8000 بر روی نمونه ها انجام شد.



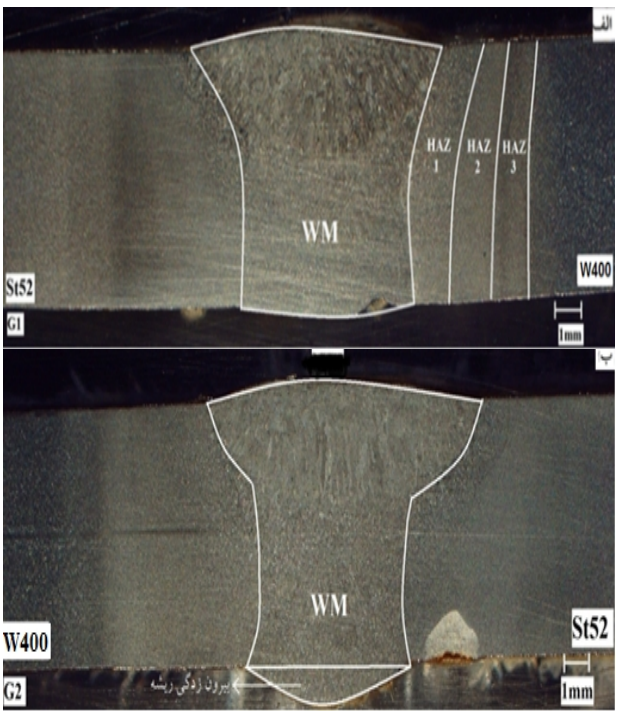
شکل۲- ریزساختار فولاد مقاوم به سایش.

3- نتایج و بحث

شکل(۳) تصویر درشت ساختار نمونه های جوشکاری شده را نشان می‌دهد. با توجه به شکل هر دو نمونه دارای نفوذ کامل و تحدب مناسب گرده‌جوش هستند. همچنین براساس بررسی‌های رادیوگرافی و میکروسکوپی بر طبق استاندارد AWS D1.1 هیچ عیبی نظیر ترک، ذوب ناقص، حفره، آخال در نمونه‌ها مشاهده نشد. با افزایش حرارت ورودی در واحد طول جوش در فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز راندمان ذوب بالا رفت و میزان عمق نفوذ جوش افزایش می‌یافت[۱۳]. در نمونه G۲ که حرارت ورودی بیشتر است، حجم مذاب افزایش یافت و میزان بیرون زدگی درز جوش(نفوذ پاس ریشه) بخوبی در شکل مشخص است. با توجه به شکل(۳)، مناطق مختلف

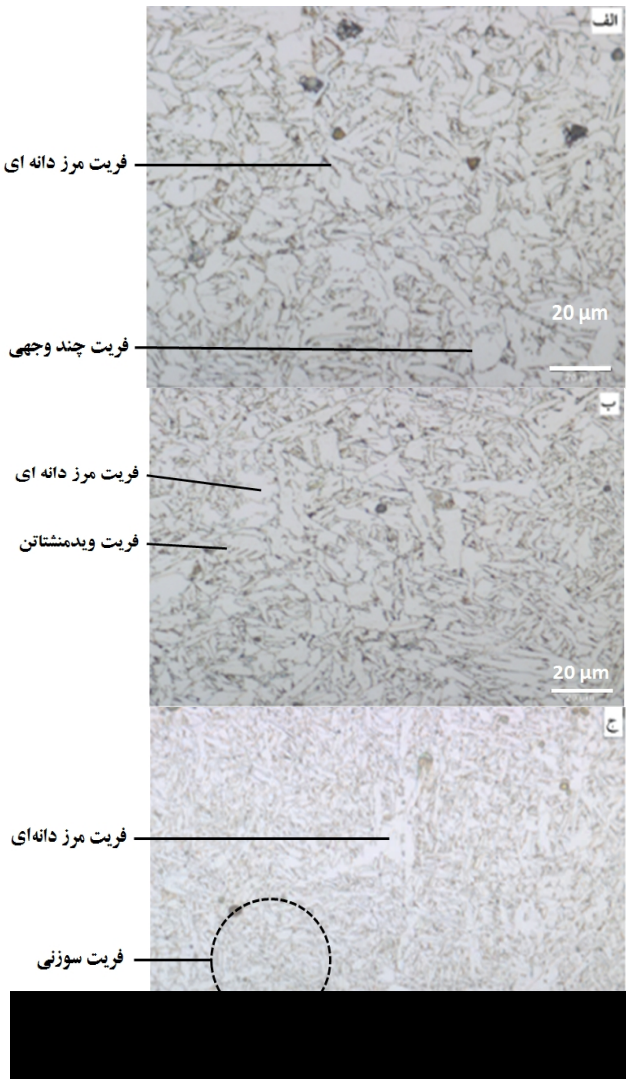
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جوشکاری شامل: منطقه جوش[11] و منطقه متاثر از حرارت بوده و تاثیر حرارت ورودی درمناطق مختلف ناحیه متاثر از حرارت به خوبی دیده می‌شود. باتوجه به خطوط رسم شده در شکل(۳) می‌توان گفت که با افزایش جریان (افزایش حرارت ورودی)، علاوه بر افزایش عمق نفوذ در پاس ریشه، عرض جوش در پاس نما ازحدود ۵/۷ mmدر نمونهG۱ به ۱۰mm درنمونهG۲ افزایش یافته است. دلیل این امر افزایش حرارت ورودی و بالا رفتن حجم مذاب و به دنبال آن افزایش دما در مرکز پاس رویه است. به طور کلی کشش سطحی با افزایش دما کاهش پیدا می‌کند. در چنین حالتی، کشش سطحی در قسمت‌های نسبتاً سرد لبه حوضچه مذاب بیشتر از قسمت‌های مرکزی حوضچه مذاب است. از اینرو، مذاب از مرکز حوضچه به لبه‌ها جریان می‌یابد و سبب عریض‌تر شدن فلزجوش می‌شود [۱۴].



شکل۳- درشت ساختار جوش نمونه های جوشکاری شده.

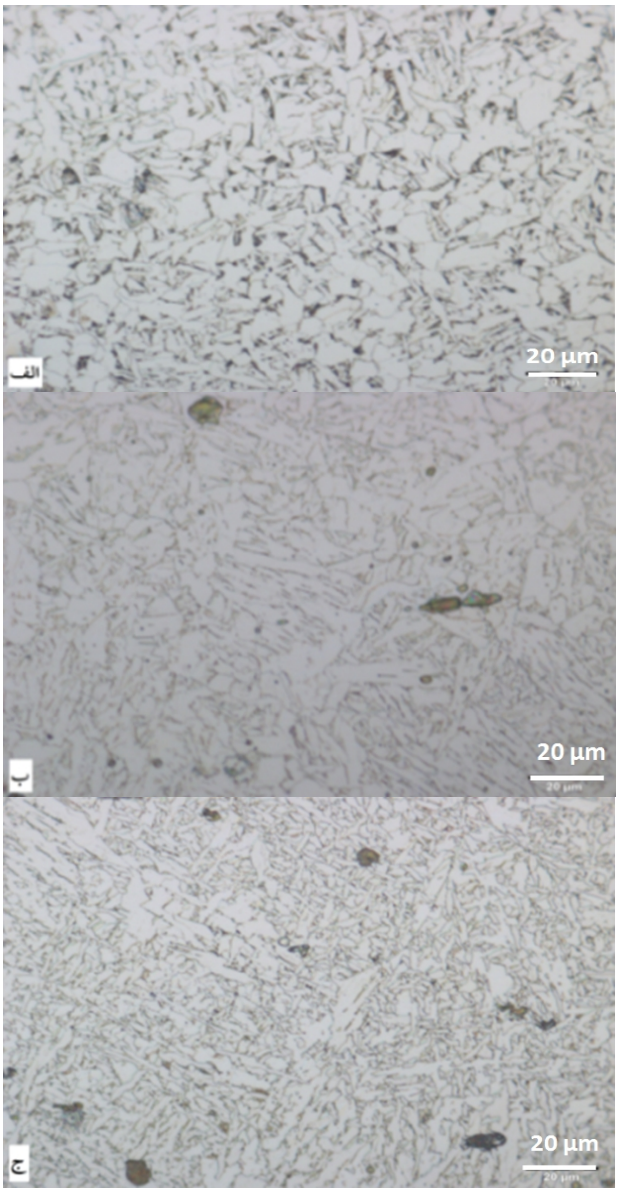
شکل‌های(۴و۵) نشاندهنده ریزساختار پاس‌های مختلف فلز جوش در نمونه‌های G۱وG۲ می‌باشد. می‌توان گفت که ریزساختار فلز جوش عمدتا فریت با مورفولوژی‌های مختلف است. بطوریکه در پاس ریشه عمدتاً فریت مرزدانه‌ای به همراه مقدارکمی فریت چندوجهی[12] دیده می‌شود. درپاس دوم عمدتاً ساختار شامل فریت مرزدانه‌ای و فریت ویدمن اشتاتن[13] بوده و مقدار کمی هم فریت سوزنی مشاهده می‌شود. درپاس نما به دلیل سرعت سرمایش بیشتر ساختار عمدتاً شامل فریت سوزنی می‌باشد. این تفاوتهای ریزساختاری در پاسهای مختلف را می‌توان به سرعت سرمایش کمتر در پاس ریشه و همچنین گرمایش دوباره پاس ریشه و پاس دوم در اثر جوشکاری پاسهای بالاتر نسبت داد. به نظر می‌رسد در اثر گرمایش مجدد، رشد دانه‌های فریت در پاس ریشه و پاس میانی اتفاق افتاده است. روند تغییرات مورفولوژی فریت در پاس‌های جوش هردو نمونه یکسان است، اما در بین پاس‌های مختلف جوش نمونهG۱وG۲ تفاوت‌هایی وجود دارد. بطوریکه اندازه فریت در پاس ریشه نمونهG۲ کمی بزرگتر از نمونه G۱ می‌باشد و همچنین میزان فریت سوزنی در پاس‌های دوم و سوم نمونهG۲ نسبت به نمونهG۱ کمی کمتر شده و اندازه آنها مقداری بزرگتر شده است.



شکل۴-ریزساختار فلز جوش نمونهG۱
الف)پاس ریشه ب)پاس میانی ج)پاس نما.

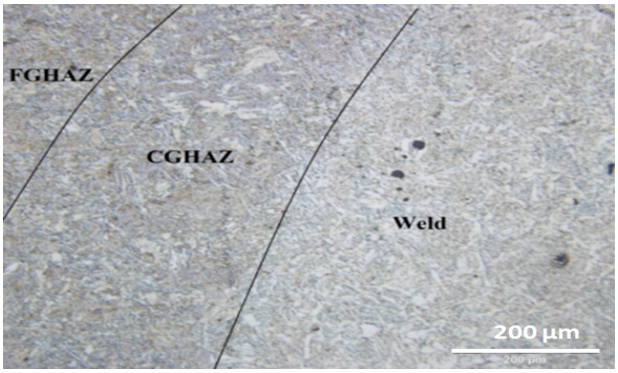
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

دلیل این تفاوت‌ها را می‌توان در حرارت ورودی بیشتر در واحد طول جوش نمونهG۲ دانست. شکل(۶) سه منطقه فلز جوش، ناحیه متاثر ازحرارت درشت دانه[۱۴] و ناحیه متاثر از حرارت ریز دانه[۱۵] را در فولاد مقاوم به سایش نشان می‌دهد. تصاویر مربوط به منطقه متاثر از حرارت درشت دانه در نمونه‌های G۱ و G۲ با بزرگنمایی بیشتری در شکل(۷) نشان داده شده است.

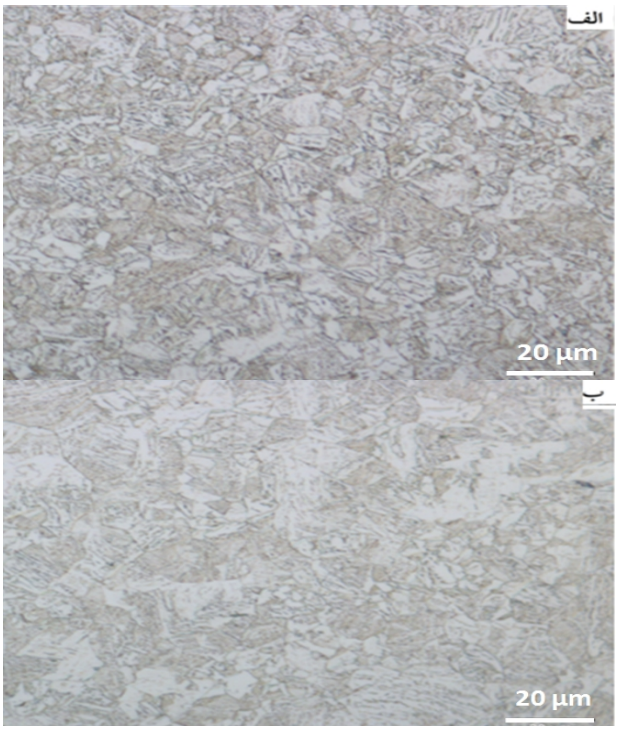


شکل۵ – ریزساختار فلز جوش نمونهG۲ الف)پاس ریشه ب)پاس میانی ج)پاس نما

با دقت در تصاویر می توان متوجه شد که ریزساختار شامل فریت و بینیت بالایی و پایینی می باشد. اما با توجه به شکل‌ها می توان گفت که درصد فاز فریت نمونه G۲ بیشتر از نمونه G۱ است. دلیل این امر را می توان در حرارت ورودی بیشتر در واحد طول جوش نمونه G۲ دانست، بطوریکه در نمونهG۲ که حرارت ورودی مقداری بیشتر است، سرعت سرمایش کمتر است و در نتیجه درصد فاز تعادلی فریت افزایش یافته است. همچنین به علت حرارت ورودی بیشتر دانه های آستنیت توانایی رشد بیشتری پیدا کرده اند و در نتیجه موجب پیدایش ریزساختار بینیتی درشتتری شده اند.

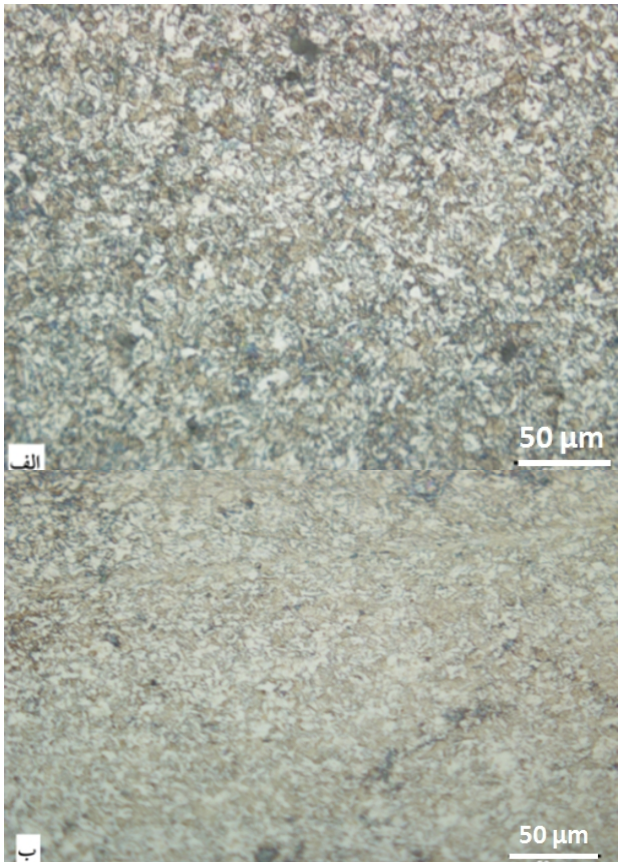


شکل۶ –ریزساختارمناطق فلزجوش، متاثرازحرارت درشت دانه ومتاثرازحرارت ریزدانه درسمت فولادمقاوم به سایش.



شکل۷– ریزساختار منطقه متاثر از حرارت درشت دانه درسمت فولاد مقاوم به سایش در نمونه های الف)G۱ ب)G۲.

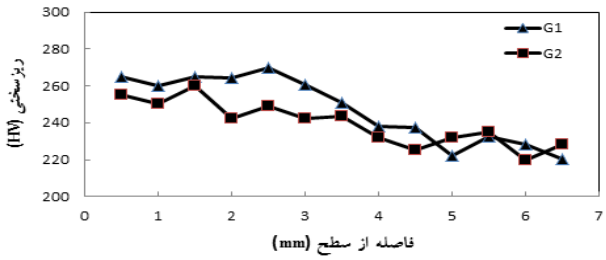
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



شکل۸-ریزساختار منطقه متاثر از حرارت ریزدانه در سمت فولاد مقاوم به سایش در نمونه های الف)G۱ ب)G۲.

شکل(۸) ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت ریز دانه را نشان می‌دهد. ریزساختار این منطقه عمدتاً شامل ماتنزیت تمپر شده بوده و تفاوت محسوسی بین ریزساختارهای این منطقه در دو نمونه مشاهده نمی شود. با توجه به نتایج می توان گفت که ریزساختار منطقه متاثر از حرارت تفاوت قابل توجهی با ریزساختار فلز پایه دارد که این امر موجب تفاوت در خواص مکانیکی این منطقه با فلز پایه می گردد که در ادامه به آن پرداخته می شود. جهت بررسی ریزسختی، از مقطع عرضی دو نمونه در دو جهت مختلف با فواصل ۵۰۰µm ریزسختی سنجی انجام گرفت. جهت اول در مرکز جوش از پاس نهایی به سمت پاس ریشه و جهت دوم از مرکز جوش به سمت منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه در کمترین فاصله ممکن به سطح بود.

شکل(۹) نتایج ریزسختی سنجی برای دو نمونه در جهت اول را نشان می دهد. همانطور که مشخص است، روند کلی نشان‌دهنده کاهش سختی از بالا به پایین جوش است. دلیل این کاهش سختی تغییر در مورفولوژی فریت و اندازه ساختار از بالا به پایین جوش است. با حرکت از بالای جوش (پاس نما) به سمت پایین (پاس ریشه)، از میزان فریت سوزنی کاسته می‌شود و بر میزان فریت مرزدانه ای، ویدمن اشتاتن و فریت پلی گونال افزوده شده است. مقایسه میانگین سختی در دو نمونه حاکی از اختلاف ۴ درصدی در میزان ریزسختی دو نمونه می‌باشد. دلیل این کاهش سختی در فلز جوش را می‌توان در افزایش حدود ۹ درصدی حرارت ورودی در نمونه G۲ وتا حدودی درشت شدن دانه ها و کاهش میزان فریت سوزنی در پاس دوم و سوم دانست.

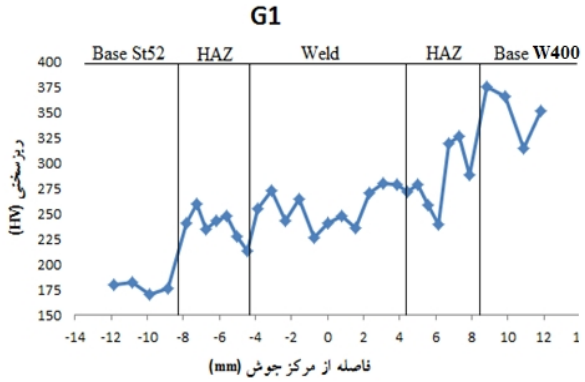


شکل۹- پروفیل سختی از بالا به پایین درمرکز فلز جوش نمونه‌های G۱وG۲.

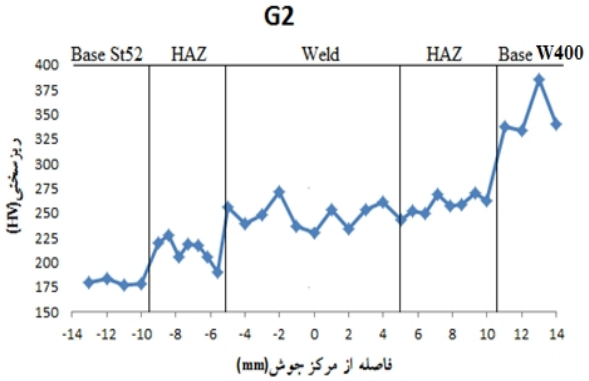
شکل‌های(۱۰ و ۱۱) تغییرات ریز سختی در جهت دوم یعنی از مرکز جوش به سمت ناحیه متاثر از حرارت و فلز پایه در فاصله بسیار کمی از زیر سطح را برای دو نمونه نشان می دهد. روند کلی هر دو نمودار بیان کننده کاهش میزان سختی در قسمت متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش نسبت به فلز پایه می‌باشد. همانطور که در بخش ریزساختاری توضیح داده شد، ریزساختار قسمت متاثر از حرارت عمدتاً شامل فریت/ بینیت و فریت/ مارتنزیت تمپر شده و ریزساختار فلز پایه شامل فریت، بینیت و مارتنزیت است که به‌دلیل پایین تر بودن سختی فاز فریت و ماتنزیت تمپر شده نسبت به مارتنزیت، سختی ناحیه متاثر از حرارت نسبت به فلز پایه کمتر است. میانگین ریزسختی برای ناحیه متاثر از حرارت درسمت فولاد مقاوم به سایش نمونه G۱ درحدود ۲۸۰ ویکرز و در نمونهG۲ در حدود ۲۵۵ ویکرز است. دلیل این تفاوت را می توان در اندازه دانه و افزایش میزان فریت دانست، بطوریکه در نمونهG۲ بدلیل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

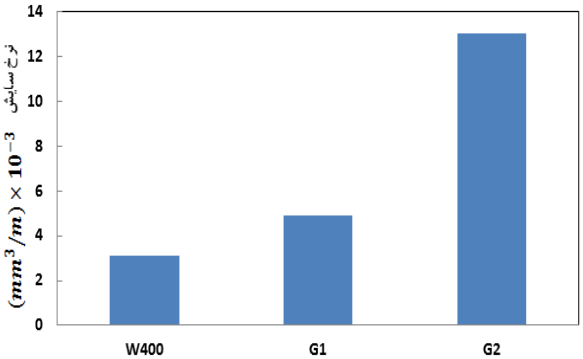
افزایش حرارت ورودی میزان فریت در ناحیه متاثر از حرارت درشت دانه بیشتر شده و ریزسختی کاهش پیدا کرده است.



شکل۱۰- تغییرات ریزسختی در جوش، منطقه متاثر از حرارت و فلزپایه نمونه G۱.



شکل۱۱- تغییرات ریزسختی در جوش، منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه نمونه G۲.



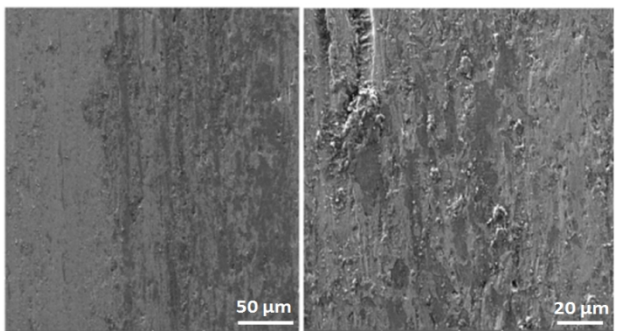
شکل۱۲- نرخ سایش برای سه نمونه.

جدول(۴) تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای نمونه های تحت سایش در ناحیه متاثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش و فلزپایه آن را نشان می دهد. همانطور که مشخص است کمترین ضریب اصطکاک مربوط به فلز پـایه و بیشترین ضریب اصطکاک مربوط به نمونه G۲ است. ضرایب اصطکاک بدست آمده، نتایج حاصل از ریزسختی و میزان کاهش وزن در آزمون سایش همگی کاهش مقاومت سایشی در منطقه متاثر از حرارت نمونه های جوشکاری شده نسبت به فلز پایه را نشان می دهند. در ادامه با رسم نمودار نرخ سایش این موضوع بیشتر مشخص می‌شود.

جدول۴-ضریب اصطکاک نمونه های سایش طی لغزش مسافت۱۰۰۰ متر

نمونه	فلزپایه	نمونه G۲	نمونه G۱
ضریب اصطکاک	۰/۴۴±۰/۲	۰/۶۹±۰/۲	۰/۵۳ ±۰/۲

شکل(۱۲) نرخ سایش را در فلزپایه، نمونه G۱ و نمونه G۲ نشان می دهد. همانطور که از نمودار مشخص است کمترین نرخ- سایش را فلزپایه(W400) داشته و بیشترین نرخ سایش مربوط به نمونه G۲ است که کمترین میزان سختی و بیشترین مقدار فریت را در بین نمونه ها داشته است. شکل(۱۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش یافته فلز پایه را نشان می دهد.

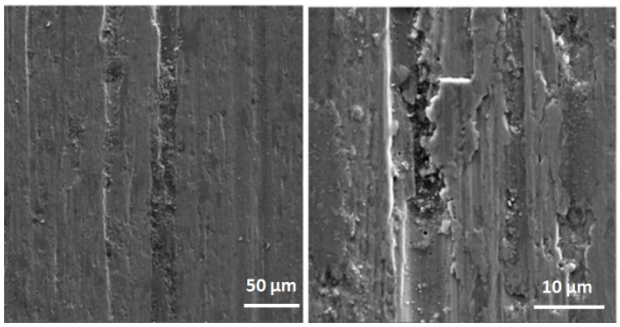


شکل۱۳-تصاویرمیکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش فلز پایه در دو بزرگنمایی مختلف.

باتوجه به مسیرسایش(رفت وبرگشتی) مشاهده می شود که سطوح دارای خراش های موازی در جهت مسیر سایش و مناطق ورقه ای شده است. شکل بیانگر سایش از نوع چسبان[۱۶] و خراشان در نمونه‌ها است. البته با توجه به نتایج طیف‌سنجی انتشاری انرژی که در ادامه ارائه خواهد شد، وجود مکانیزم اکسیداسیون نیز محتمل است. شکل(۱۴) تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطوح سایش یافته

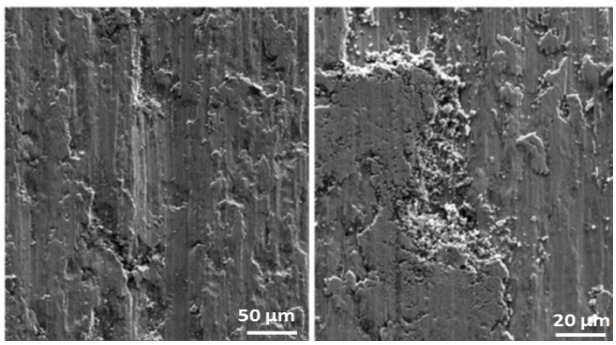
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

نمونهG۱ را نشان می دهد. در نمونه G۱ علاوه بر مکانیزم سایش خراشان، تا حدودی سایش چسبان و مقدار قابل توجهی ورقه ای شدن قابل مشاهده است. همچنین آثار جداشدن ذرات سایش یافته در شکل مشخص است.



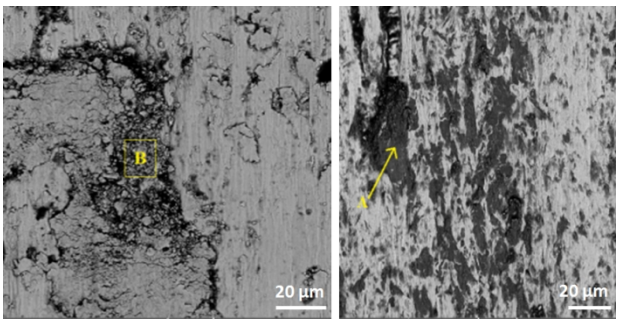
شکل۱۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش نمونهG۱ در دو بزرگنمایی مختلف.

شکل(۱۵) تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی از سطوح سایش نمونه G۲ را نشان می دهد. در نمونه G۲علاوه بر مکانیزم سایش خراشان می توان به سایش چسبان و ورقه‌ای شدن[۱۷] ناشی از کار سختی اشاره نمود، ترکهای عرضی موجود در تصویر سمت راست می تواند دلیلی بر ورقه شدگی ناشی از کار سختی باشد. آثار جدا شدن سطوح سایش به مراتب بیشتر از نمونه های G۱ و فلز پایه می باشد.

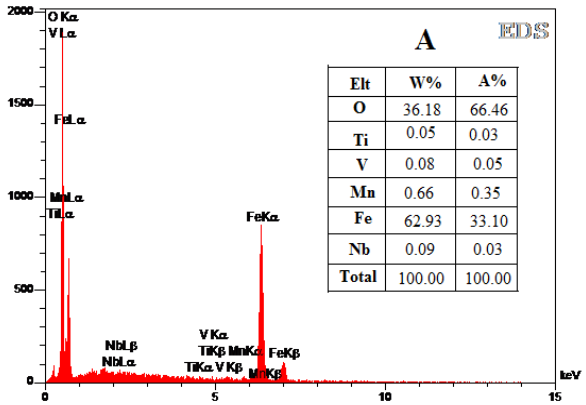


شکل۱۵-تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش نمونه G۲ در دو بزرگنمایی مختلف.

شکل(۱۶) نقاطی از خطوط سایش را نشان می دهد که از آنها آنالیز طیف سنجی انتشاری انرژی انجام شده است. نتایج آنالیز در شکل(۱۷) آورده شده است. نتایج آنالیز، وجود عناصر میکروآلیاژی تیتانیم، وانادیم و نایوبیم را بخوبی نشان می دهد. همچنین درصد بالای عنصر اکسیژن احتمال سایش اکسیداسیون را تقویت می کند.



شکل۱۶- تصویر نقاطی که از آنها آنالیز EDS گرفته شده است.



Elt	W%	A%
O	36.18	66.46
Ti	0.05	0.03
V	0.08	0.05
Mn	0.66	0.35
Fe	62.93	33.10
Nb	0.09	0.03
Total	100.00	100.00

شکل۱۷- آنالیز EDS نواحی A و B مشخص شده در شکل۱۶.

جدول۵-نتایج بدست آمده از آزمون زبری سطوح.

کد نمونه	فلز پایه	G1	G2
عرض سایش(mm)	۱/۷۵۷	۱/۹۱۳	۲/۷۳۶
عمق سایش(µm)	۳۳/۱۲۶	۷۳/۲۹۲	۲۷۹/۵۰۳
مساحت سایش(μm^2)	۳۶۴۰۸	۷۷۷۷۴	۴۱۵۳۴۴

جدول(۵) نشان دهنده نتایج بدست آمده از آزمون زبری سطوح می باشد.با توجه به جدول، کمترین میزان عرض، عمق و مساحت سایش مربوط به فلز پایه می باشد که کمترین میزان سایش را داشته است و بیشترین عرض، عمق و مساحت سایش مربوط به نمونه G۲ است که بیشترین سایش را متحمل شده است. این نتایج دلیلی بر کاهش میزان مقاومت به سایش در منطقه متاثر از حرارت نمونه های جوشکاری شده نسبت به

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

فلز پایه است.

4- نتیجه گیری

-جوشکاری فولاد مقاوم به سایش منجر به تغییر ریزساختار، سختی و افت مقاومت به سایش منطقه متاثر از حرارت در فولاد مقاوم به سایش شد.

-افزایش حرارت ورودی در حین جوشکاری باعث افت بیشتر سختی و افزایش نرخ سایش و ضریب اصطکاک در منطقه متاثر از حرارت شد.

- ریزساختار منطقه جوش شامل مورفولوژیهای مختلف فریت بود. مقدار فریت سوزنی در پاس نهایی بیشترین و در پاس ریشه کمترین بود.

- مکانیزم سایش در منطقه متاثر از حرارت با فلز پایه متفاوت بود. مکانیزم اصلی سایش در فلزپایه از نوع چسبان -خراشان، در نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی به نسبت کمتر از نوع سایش چسبان- خراشان به همراه مقداری ورقه ای شدن و در نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی بیشتر، چسبان- خراشان و مقدار قابل توجهی ورقه ای شدن بود.

واژه نامه

1-Wear
2-Abrasive
3-Reaustenizing quenching
4-Direct quenching
5-Heat affected zone
6-Gas tungsten arc welding
7-Base metals
8-Filler
9-Field emission scanning electron microscopy
10-Energy dispersive spectroscopy
11-Weld metal
12-Polygonal ferrite
13-Widmanstätten ferrite
14-Coarse grain heat affected zone
15-Fine grain heat affected zone
16-Adhesive
17-Delamination

منابع

1-Lindroos M., Valtonen K., Kemppainen A., Laukkanen A., Holmberg K. & Kuokkala V., "Wear behavior and work hardening of high strength steels in high stress abrasion", *Wear*, Vol. 322-323, pp. 32–40, 2015.

2-Pawlak K., Białobrzeska B. & Konat L., "The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol.16, pp. 913-926, 2016.

3-Ojala N., Valtonen K., Antikainen A., Kemppainen A., Minkkinen J., Oja O.&Kuokkala V., "Wear performance of quenched wear resistant steels in abrasive slurry erosion", *Wear*, Vol. 354-355, pp. 21-31, 2016.

4- Ojala N., Valtonen K., Heino V., Kallio M., Aaltonen J.,Siitonen P.&Kuokkala V., "Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels", *Wear*, Vol. 317, pp. 225-232, 2014.

5- Song S., Zhang S., Lan L., Li C., Liu H., Zhao D. &Wang G., " Effect of direct quenching on microstructure and mechanical properties of a wear-resistant steel", *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Vol.26, pp. 390-398, 2013.

6-Frydman S., Konat L. &Pekalski G., "Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol.8, pp. 15-27, 2008.

۷- بزرگ تبار م.،جعفرپور م.وعربیان ن.، "بررسی تأثیرعملیات حرارتیبرمشخصه های ورق ضدسایشی هارداکس۶۰۰"، *فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی موادمجلسی*، شماره چهارم، ۶۴-۵۹، ۱۳۸۸.

8- Adamiak M., Górka J., Kik T., "Structure analysis of welded joints of wear resistant plate and constructional steel", *Archives of Materials Science and Engineering*, Vol.46, pp. 108-114, 2010.

9- Adamiak M., Górka J., Kik T., "Comparison of abrasion resistance of selected constructional materials", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 37, pp. 375-380, 2009.

10- Konat L., Białobrzeska B., Białek P., "Effect of Welding Process on Microstructural andMechanical Characteristics of Hardox 600 Steel", *metals*, Vol. 7 (9), 2017.

11- Gao Z., Chen Z.R., Wu Y.H., Niu T.&Brnic J., " Structure and properties of welded joint of high-strength wear-resistant steel NM360", *Materials Science and Technology*, Vol. 32, pp. 299-302, 2016.

12- Uzunali U. Y. &Cuvalci H., "The Effects of Post Weld Heat Treatment on the Mechanical Properties of Tempered Martensite and High Strength Steel Welded Joints", *The World Congress on Advances in Structural Engineering and Mechanics (ASEM)*, Incheon, Korea, 2015.

۱۳- شمعانیان م. واشرفی ع.، "متالورژی جوشکاری"، مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان،۱۳۸۵ (ترجمه).

14- Ebrahimnia M., Goodarzi M., Nouri M. &Sheikhi M.,"Study of the effect of shielding gas composition on the mechanical weld properties of steel ST37-2 in gas metal arc welding", *Materials and Design*, Vol.30, pp. 3891–3895, 2009.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]