

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 کربنی St52 به فولاد مقاوم به سایش W400 و تاثیر آن بر ریزساختار و خواص سایشی فولاد مقاوم به سایش مورد بررسی قرار گرفت. 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 متأثر 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 متأثر 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 متأثر 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.

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^۱ یکی از مهمترین مسائل در بسیاری از زمینه‌های صنعتی نظیر معدن، سیمان، حمل و نقل و صنایع غذایی است. گزارش شده است که هزینه‌های ناشی از سایش از نوع خراشان^۲ 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 و تجهیزات 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 آستنیت‌مجدد-کوئنچ^۳ می‌باشد. پروسه تولید مربوط به این روش در شکل (۱) نشان داده شده است.

همانطور که مشاهده می‌شود، در روش آستنیت‌مجدد-کوئنچ پس از تولید اولیه ورق فولادی، ورق تولیدی آستنیت و پس از کوئنچ تمپر می‌شود. روش نسبتاً جدیدتر تولید ورقهای مقاوم به سایش، روش کوئنچ مستقیم^۴ است. در این روش ورق تولیدی پس از تولید کوئنچ می‌شود و نیازی به آستنیت 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 آستنیت‌مجدد-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 آستنیت‌مجدد-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 اصول جوشکاری نظیر پیش گرم و پس گرم مناسب انجام

جدول ۱- 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

جدول ۲- 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 (%)

با توجه به نوع کاربرد این گروه از فولادها به نظر می‌رسد که بررسی مقاومت به سایش آنها خصوصاً در ناحیه متأثر 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^۶ مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین تأثیر حرارت ورودی بر سختی و خواص سایشی منطقه متأثر 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

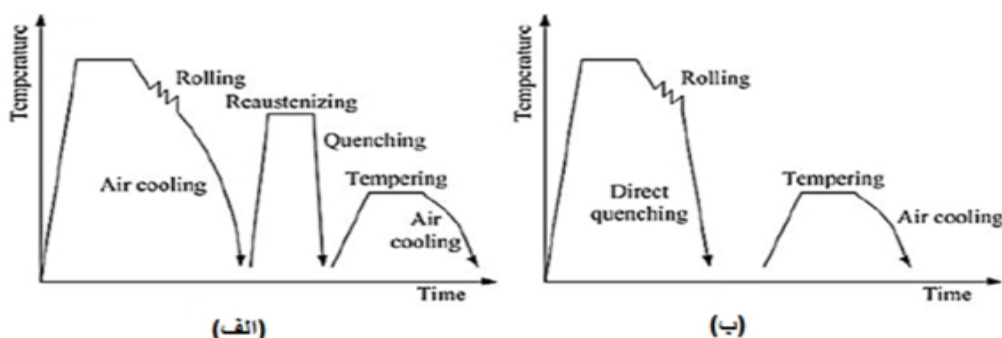
مواد اولیه استفاده شده در این پژوهش ورق فولادی مقاوم به سایش با سختی ۴۰۰ برینل (W400) و ورق St52 بودند. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فلزات پایه^۷ به ترتیب در جداول (۱ و ۲) آورده شده است. ریزساختار فولاد مقاوم به سایش در شکل (۲) نشان داده شده است. باتوجه به شکل می‌توان گفت که ساختار فولاد موردنظر عمدتاً شامل مارتنزیت، بینیت پایینی و فریت است. به منظور ایجاد اتصال، از فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز استفاده شد. سیم جوش مصرفی^۸ مورد استفاده در این تحقیق با توجه به استانداردهای AWS A5.28 و AWS A5.18 از نوع ER 70S-6 انتخاب شد (جدول ۱). الکتروود 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. جریان،

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 جوش‌پذیری فولادهای مقاوم به سایش تولید شده از طریق روش آستینیته مجدد-کوئنچ انجام شده و تحقیقی بر روی جوش‌پذیری 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 متأثر از حرارت^۵ 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 متأثر از حرارت پس از انجام جوشکاری در این نوع فولادها بود. به عنوان مثال، کاهش سختی در منطقه متأثر از حرارت در فولادهای با سختی نامی ۶۰۰ برینل حدود ۲۰۰ برینل گزارش شده است [۱۰]. علی‌رغم تحقیقات انجام شده بر روی ریزساختار و سختی ناحیه متأثر 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.

جدول ۳- جریان، اختلاف پتانسیل و حرارت ورودی در فرایند جوشکاری نمونه ها.

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



شکل ۱- تصویر شماتیک (الف) سختکاری به روش معمول کوئچ-تمپر (ب) RQ فرایند سختکاری مستقیم DQ [۵].



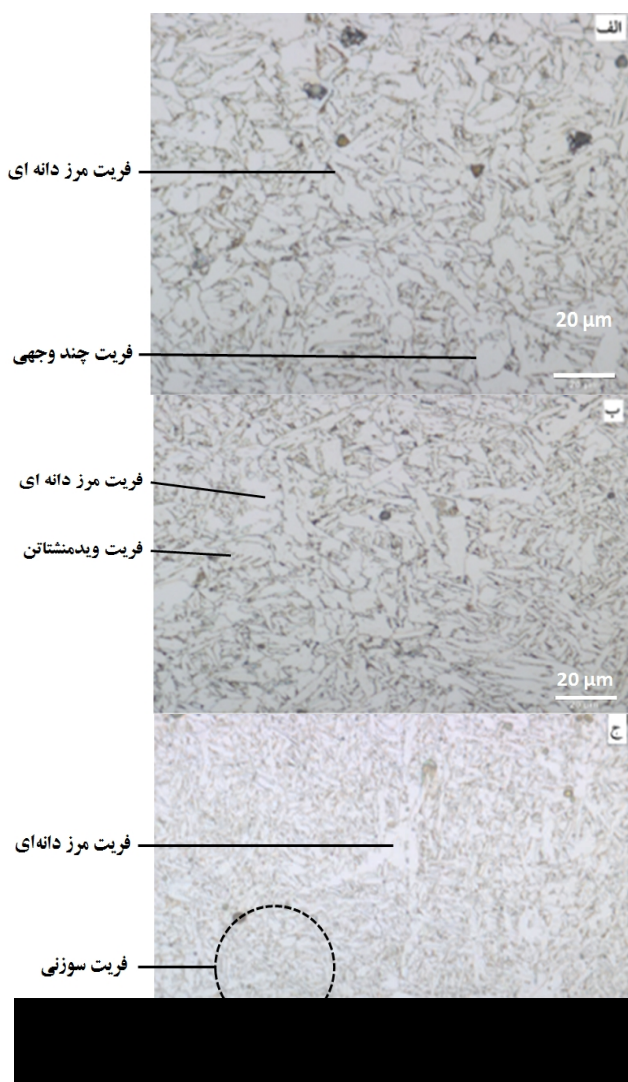
شکل ۲- ریزساختار فولاد مقاوم به سایش.

3- نتایج و بحث

شکل (۳) تصویر درشت ساختار نمونه های جوشکاری شده را نشان می دهد. با توجه به شکل هر دو نمونه دارای نفوذ کامل و تحذب مناسب گرده جوش هستند. همچنین براساس بررسی های رادیوگرافی و میکروسکوپی بر طبق استاندارد AWS D1.1 هیچ عیبی نظیر ترک، ذوب ناقص، حفره، آخال در نمونه ها 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 می یافت [۱۳]. در نمونه G2 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

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 نمونه های متالوگرافی، یک سانتیمتر از ابتدا و انتهای خط جوش بریده و کنار گذاشته شد و سپس نمونه های موردنظر از مقطع عرضی قطعات جوشکاری شده تهیه گردید. محلول حکاکی جهت اچ نمونه ها نایتال ۵٪ انتخاب گردید. آزمون ریزسختی ویکرز با میزان بار ۴۹ N و زمان نشست ۱۰ ثانیه بر روی نمونه های جوشکاری شده انجام شد. از میکروسکوپ نوری Olympus جهت بررسی های ریزساختاری استفاده گردید. آزمون سایش بر اساس استاندارد ASTM G۱۳۳ به صورت خطی رفت و برگشتی انجام شد به طوری که نمونه ها با ابعاد ۶×۳×۸۵ mm ثابت بوده و پین به صورت خطی بر روی آنها حرکت می کرد. جنس پین از فولاد بلبرینگ با سختی حدود ۸۰۰ ویکرز که قطر آن ۵ mm و سطح 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 مدل T-8000 بر روی نمونه ها انجام شد.

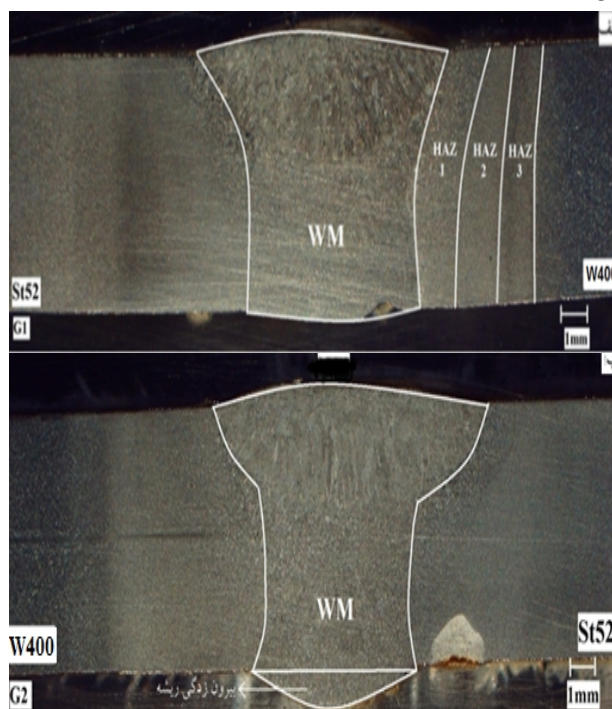
نما به دلیل سرعت سرمایش بیشتر ساختار عمدتاً شامل فریت سوزنی می‌باشد. این تفاوت‌های ریزساختاری در پاس‌های مختلف را می‌توان به سرعت سرمایش کمتر در پاس ریشه و همچنین گرمایش دوباره پاس ریشه و پاس دوم در اثر جوشکاری پاس‌های بالاتر نسبت داد. به نظر می‌رسد در اثر گرمایش مجدد، رشد دانه‌های فریت در پاس ریشه و پاس میانی اتفاق افتاده است. روند تغییرات مورفولوژی فریت در پاس‌های جوش هردو نمونه یکسان است، اما در بین پاس‌های مختلف جوش نمونه G1 و G2 تفاوت‌هایی وجود دارد. بطوریکه اندازه فریت در پاس ریشه نمونه G2 کمی بزرگتر از نمونه G1 می‌باشد و همچنین میزان فریت سوزنی در پاس‌های دوم و سوم نمونه G2 نسبت به نمونه G1 کمی کمتر شده و اندازه آنها مقداری بزرگتر شده است.



شکل ۴- ریزساختار فلز جوش نمونه G1

(الف) پاس ریشه (ب) پاس میانی (ج) پاس نما.

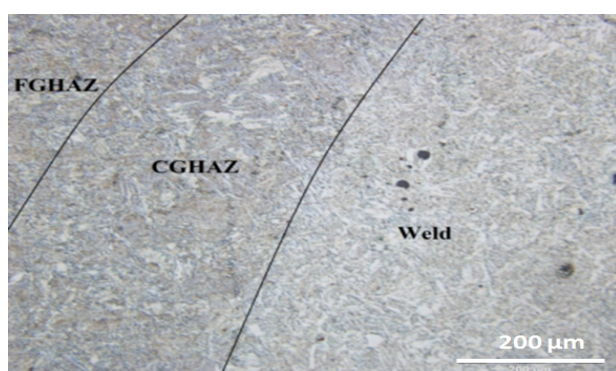
جوشکاری شامل: منطقه جوش^{۱۱} و منطقه متأثر از حرارت بوده و تاثیر حرارت ورودی در مناطق مختلف ناحیه متأثر از حرارت به خوبی دیده می‌شود. باتوجه به خطوط رسم شده در شکل (۳) می‌توان گفت که با افزایش جریان (افزایش حرارت ورودی)، علاوه بر افزایش عمق نفوذ در پاس ریشه، عرض جوش در پاس نما از حدود ۵/۷ mm در نمونه G1 به ۱۰ mm در نمونه G2 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 فلز جوش می‌شود [۱۴].



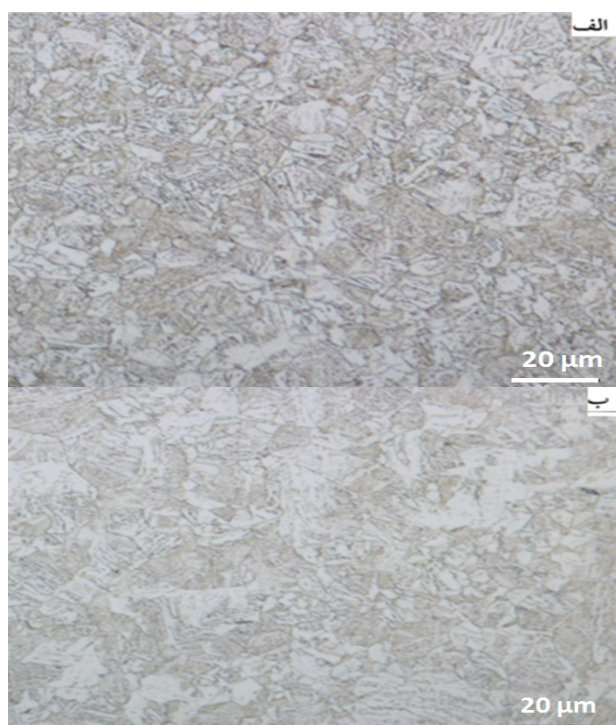
شکل ۳- درشت ساختار جوش نمونه های جوشکاری شده.

شکل‌های (۴ و ۵) نشان‌دهنده ریزساختار پاس‌های مختلف فلز جوش در نمونه‌های G1 و G2 می‌باشد. می‌توان گفت که ریزساختار فلز جوش عمدتاً فریت با مورفولوژی‌های مختلف است. بطوریکه در پاس ریشه عمدتاً فریت مرزدانه‌ای به همراه مقدار کمی فریت چندوجهی^{۱۲} دیده می‌شود. در پاس دوم عمدتاً ساختار شامل فریت مرزدانه‌ای و فریت ویدمن اشتاتن^{۱۳} بوده و مقدار کمی هم فریت سوزنی مشاهده می‌شود. در پاس

می توان گفت که درصد فاز فریت نمونه G2 بیشتر از نمونه G1 است. دلیل این امر را می توان در حرارت ورودی بیشتر در واحد طول جوش نمونه G2 دانست، بطوریکه در نمونه G2 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.

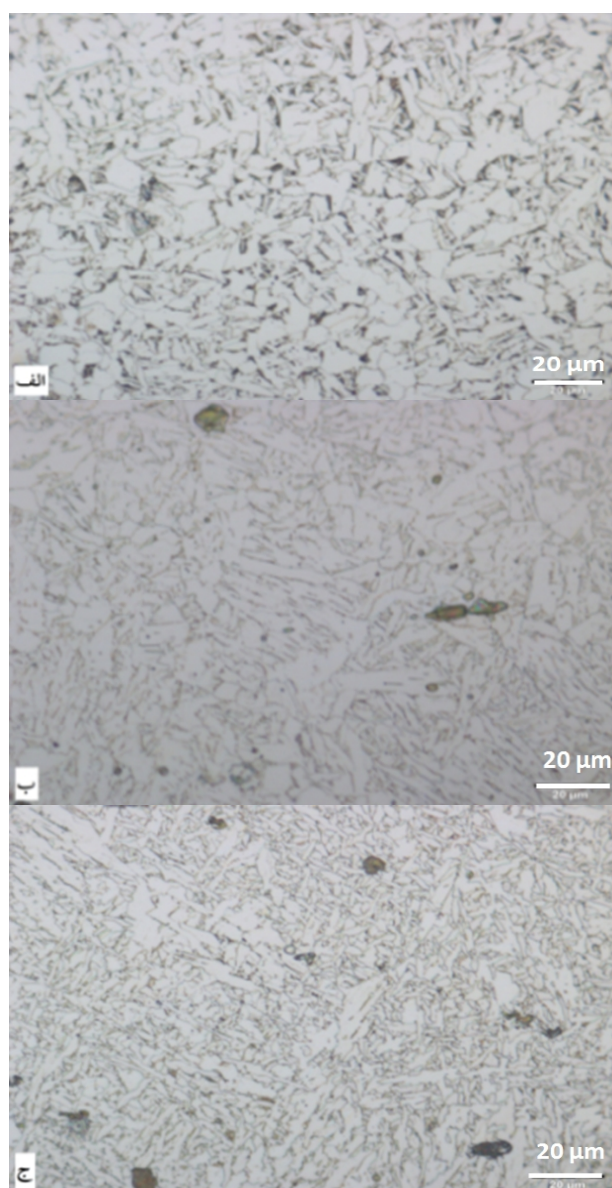


شکل ۶- ریزساختار مناطق فلز جوش، متناثر از حرارت درشت دانه و متناثر از حرارت ریز دانه در سمت فولاد مقاوم به سایش.



شکل ۷- ریزساختار منطقه متناثر از حرارت درشت دانه در سمت فولاد مقاوم به سایش در نمونه های الف) G1 و ب) G2.

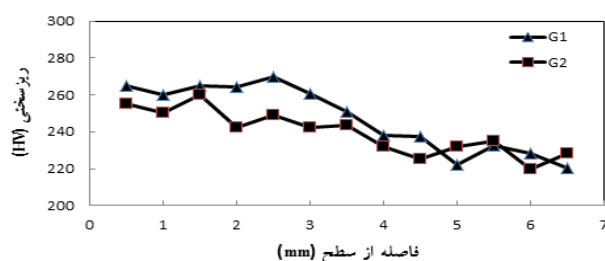
دلیل این تفاوت ها را می توان در حرارت ورودی بیشتر در واحد طول جوش نمونه G2 دانست. شکل (۶) سه منطقه فلز جوش، ناحیه متناثر از حرارت درشت دانه^{۱۴} و ناحیه متناثر از حرارت ریز دانه^{۱۵} را در فولاد مقاوم به سایش نشان می دهد. تصاویر مربوط به منطقه متناثر از حرارت درشت دانه در نمونه های G1 و G2 با بزرگنمایی بیشتری در شکل (۷) نشان داده شده است.



شکل ۵- ریزساختار فلز جوش نمونه G2 الف) پاس ریشه ب) پاس میانی ج) پاس نما

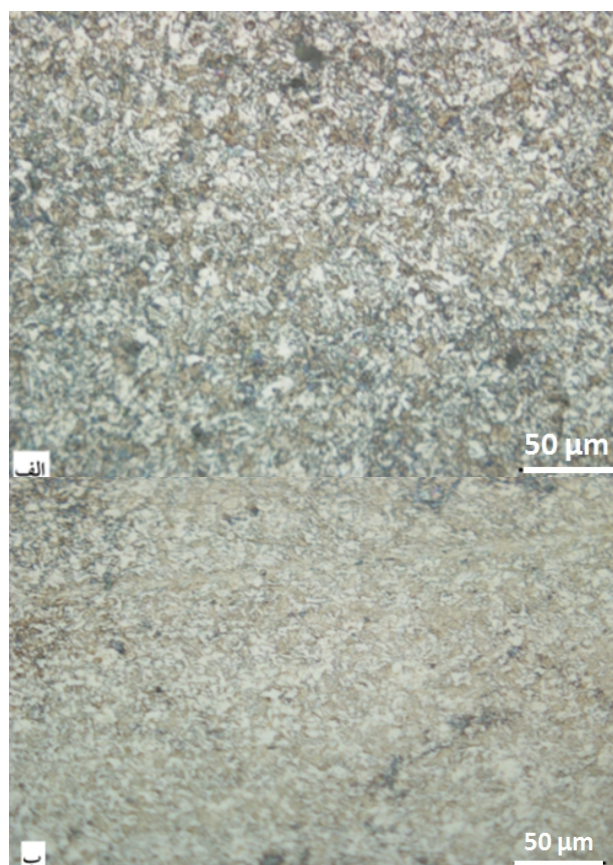
با دقت در تصاویر می توان متوجه شد که ریزساختار شامل فریت و بینیت بالایی و پایینی می باشد. اما با توجه به شکل ها

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 و تا حدودی درشت شدن دانه ها و کاهش میزان فریت سوزنی در پاس دوم و سوم دانست.



شکل ۹- پروفیل سختی از بالا به پایین در مرکز فلز جوش نمونه‌های G۱ و G۲.

شکل‌های (۱۰ و ۱۱) تغییرات ریز سختی در جهت دوم یعنی از مرکز جوش به سمت ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه در فاصله بسیار کمی از زیر سطح را برای دو نمونه نشان می‌دهد. روند کلی هر دو نمودار بیان کننده کاهش میزان سختی در قسمت متأثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش نسبت به فلز پایه می‌باشد. همانطور که در بخش ریزساختاری توضیح داده شد، ریزساختار قسمت متأثر از حرارت عمدتاً شامل فریت/ بینیت و فریت/ مارتنزیت تمپر شده و ریزساختار فلز پایه شامل فریت، بینیت و مارتنزیت است که به دلیل پایین تر بودن سختی فاز فریت و مارتنزیت تمپر شده نسبت به مارتنزیت، سختی ناحیه متأثر از حرارت نسبت به فلز پایه کمتر است. میانگین ریزسختی برای ناحیه متأثر از حرارت در سمت فولاد مقاوم به سایش نمونه G۱ در حدود ۲۸۰ ویکرز و در نمونه G۲ در حدود ۲۵۵ ویکرز است. دلیل این تفاوت را می‌توان در اندازه دانه و افزایش میزان فریت دانست، بطوریکه در نمونه G۲ بدلیل



شکل ۸- ریزساختار منطقه متأثر از حرارت ریزدانه در سمت فولاد مقاوم به سایش در نمونه های الف) G۱ ب) G۲.

شکل (۸) ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت ریز دانه را نشان می‌دهد. ریزساختار این منطقه عمدتاً شامل مارتنزیت تمپر شده بوده و تفاوت محسوسی بین ریزساختارهای این منطقه در دو نمونه مشاهده نمی‌شود. با توجه به نتایج می‌توان گفت که ریزساختار منطقه متأثر از حرارت تفاوت قابل توجهی با ریزساختار فلز پایه دارد که این امر موجب تفاوت در خواص مکانیکی این منطقه با فلز پایه می‌گردد که در ادامه به آن پرداخته می‌شود. جهت بررسی ریزسختی، از مقطع عرضی دو نمونه در دو جهت مختلف با فواصل ۵۰۰ μm 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 متأثر از حرارت و فلز پایه در کمترین فاصله ممکن به سطح بود.

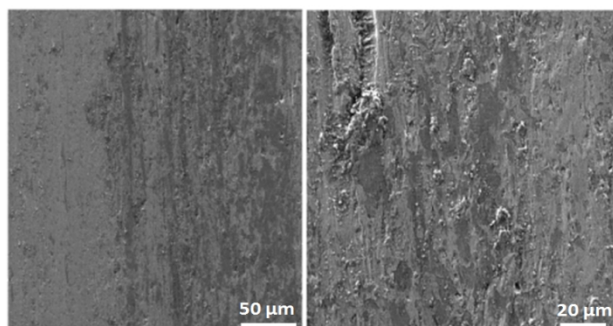
شکل (۹) نتایج ریزسختی سنجی برای دو نمونه در جهت اول را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، روند کلی

و بیشترین ضریب اصطکاک مربوط به نمونه G2 است. ضرایب اصطکاک بدست آمده، نتایج حاصل از ریزسختی و میزان کاهش وزن در آزمون سایش همگی کاهش مقاومت سایشی در منطقه متأثر 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 می شود.

جدول ۴- ضریب اصطکاک نمونه های سایش طی لغزش مسافت ۱۰۰۰ متر

نمونه	فلز پایه	نمونه G2	نمونه G1
ضریب اصطکاک	0.44 ± 0.02	0.69 ± 0.02	0.53 ± 0.02

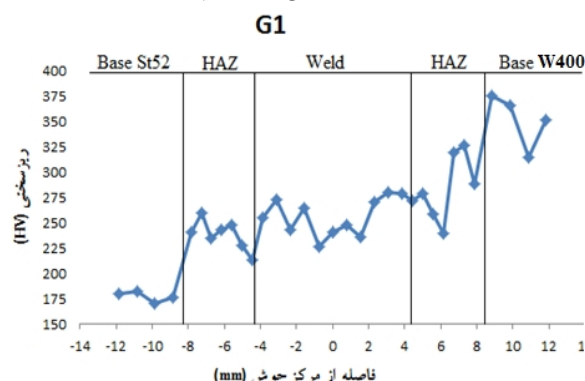
شکل (۱۲) نرخ سایش را در فلز پایه، نمونه G1 و نمونه G2 نشان می دهد. همانطور که از نمودار مشخص است کمترین نرخ- سایش را فلز پایه (W400) داشته و بیشترین نرخ سایش مربوط به نمونه G2 است که کمترین میزان سختی و بیشترین مقدار فریت را در بین نمونه ها داشته است. شکل (۱۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش یافته فلز پایه را نشان می دهد.



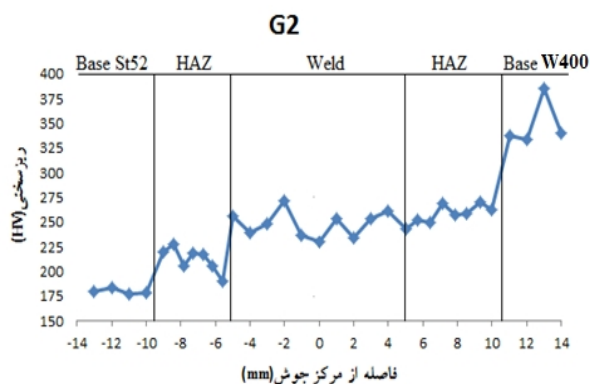
شکل ۱۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش فلز پایه در دو بزرگنمایی مختلف.

باتوجه به مسیرسایش (رفت و برگشتی) 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 نمونه ها است. البته با توجه به نتایج طیف سنجی انتشاری انرژی که در ادامه ارائه خواهد شد، وجود مکانیزم اکسیداسیون نیز محتمل است. شکل (۱۴) تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطوح سایش یافته

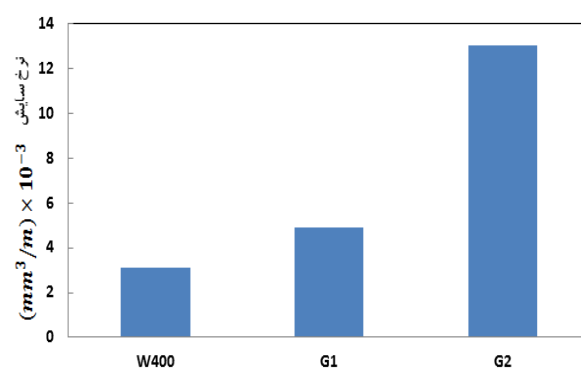
افزایش حرارت ورودی میزان فریت در ناحیه متأثر از حرارت درشت دانه بیشتر شده و ریزسختی کاهش پیدا کرده است.



شکل ۱۰- تغییرات ریزسختی در جوش، منطقه متأثر از حرارت و فلز پایه نمونه G1.



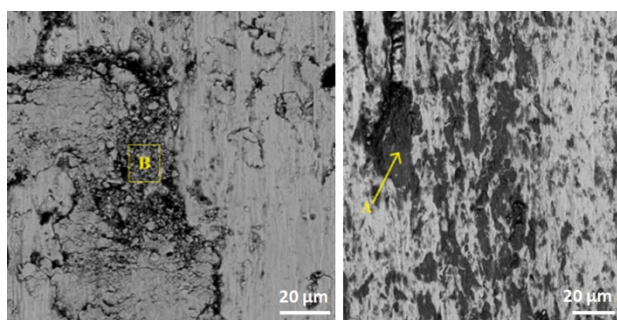
شکل ۱۱- تغییرات ریزسختی در جوش، منطقه متأثر از حرارت و فلز پایه نمونه G2.



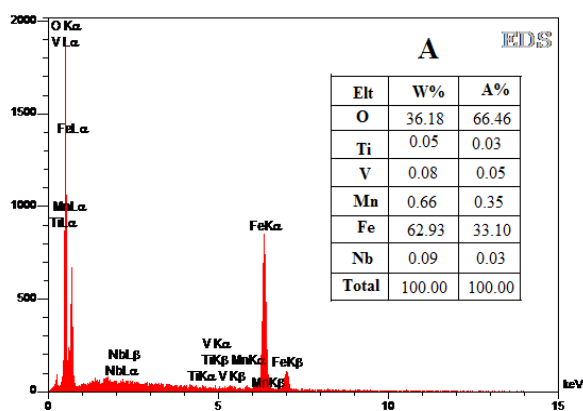
شکل ۱۲- نرخ سایش برای سه نمونه.

جدول (۴) تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای نمونه های تحت سایش در ناحیه متأثر از حرارت فولاد مقاوم به سایش و فلز پایه آن را نشان می دهد. همانطور که مشخص است کمترین ضریب اصطکاک مربوط به فلز پایه

میکروآلایزی تیتانیوم، وانادیم و نایوبیم را بخوبی نشان می دهد. همچنین درصد بالای عنصر اکسیژن احتمال سایش اکسیداسیون را تقویت می کند.



شکل ۱۶- تصویر نقاطی که از آنها آنالیز EDS گرفته شده است.



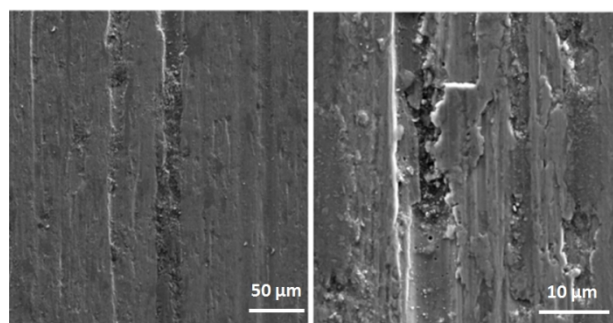
شکل ۱۷- آنالیز EDS نواحی A و B مشخص شده در شکل ۱۶.

جدول ۵- 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

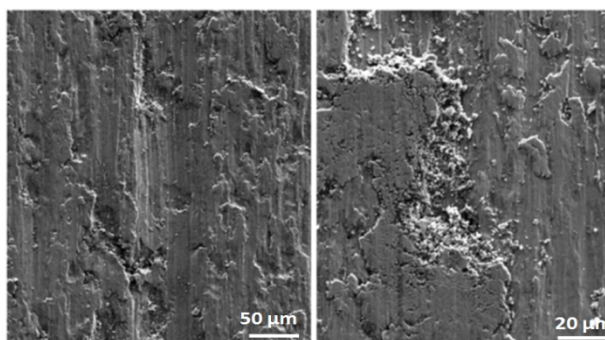
جدول (۵) نشان دهنده نتایج بدست آمده از آزمون زبری سطوح می باشد. با توجه به جدول، کمترین میزان عرض، عمق و مساحت سایش مربوط به فلز پایه می باشد که کمترین میزان سایش را داشته است و بیشترین عرض، عمق و مساحت سایش مربوط به نمونه G۲ است که بیشترین سایش را متحمل شده است. این نتایج دلیلی بر کاهش میزان مقاومت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

نمونه G۱ 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 جداسدن ذرات سایش یافته در شکل مشخص است.



شکل ۱۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی سطح سایش نمونه G۱ در دو بزرگنمایی مختلف.

شکل (۱۵) تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی از سطوح سایش نمونه G۲ را نشان می دهد. در نمونه G۲ علاوه بر مکانیزم سایش خراشان می توان به سایش چسبان و ورقه ای شدن 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.



شکل ۱۵- 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

فلز پایه است.

4- نتیجه گیری

-جوشکاری فولاد مقاوم به سایش منجر به تغییر ریزساختار، سختی و افت مقاومت به سایش منطقه متأثر 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 متأثر 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 متأثر از حرارت با فلز پایه متفاوت بود. مکانیزم اصلی سایش در فلز پایه 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., Białobrzaska 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. و عربیان ن.، "بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر مشخصه های ورق ضدسایشی هارداکس ۶۰۰"، فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلّسی، 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., Białobrzaska B., Białek P., "Effect of Welding Process on Microstructural and Mechanical 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. و اشرفی 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.