E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 7, Number 2, 2022

Effect of buffer layer and electrode composition on the mechanical properties of H13 steel repair welds using shielded metal arc welding

A. Ghorbani, B. Beidokhti*

Materials and Metallurgical Engineering Department, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran

Received 20 December 2021 ; Accepted 26 January 2022

Abstract

The present study investigated the effect of austenitic stainless steel buffer layer and electrode composition on the properties of H13 tool steel repair welds. After quenching and tempering heat treatment, steel plates were welded and specimens were examined using metallography, hardness and bending tests. The microstructure of all weld metals contained the martensitic matrix with distributed chromium carbide precipitations; while the microstructure of the buffer layer was a mixture of austenite and ferrite with the skeletal morphology. The results showed that hardness of the welded specimens with the buffer layer was higher than that of the specimens without the buffer layer and the difference was more than 240 HV. According to the bending test results, the application of the buffer layer improved the weld toughness and bending properties of the welded specimens and it encouraged the ductile fracture mode in the weldments.

Keywords: Hot work tool steel, Welding, Mechanical properties, Buffer layer.

* Corresponding Author: beidokhti@um.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هفتم، شماره2، پاییز و زمستان 1400

بررسی تاثیر نوع آستر و الکترود بر خواص مکانیکی قالب‌های فولاد H13 بازسازی‌شده به روش جوشکاری با الکترود پوشش دار

امین قربانی، بهروز بیدختی*

گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی، مشهد

دریافت مقاله: 1400/09/29؛ پذیرش مقاله: 1400/11/06

چکیده

پژوهش حاضر به بررسی تاثیر آستر چقرمه فولاد زنگ نزن آستنیتی و ترکیب شیمیایی الکترود پوشش دار روی خواص جوش فولاد H13 پرداخته است. پس از انجام عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر، صفحات فولادی جوشکاری شدند و سپس نمونه‌ها تحت آزمون‌های متالوگرافی، سختی و خمش قرار گرفتند. نتایج نشان داد که ریزساختار فلزجوش در کلیه نمونه‌ها به‌صورت مارتنزیت همراه با فاز رسوبی کاربید کروم پراکنده در ساختار و در لایه آستر مخلوطی از آستنیت و فریت اسکلتی بود. نتایج آزمون سختی‌سنجی نشان داد که سختی فلزجوش دارای آستر فولاد آستنیتی از فلزجوش بدون آستر بیشتر است که این اختلاف بیش از 240 ویکرز بود. مطابق نتایج آزمون خمش، استفاده از آستر باعث افزایش چقرمگی جوش، تحمل تنش خمشی بالاتر و ایجاد شکست‌نرم در قطعه شد.

کلمات کلیدی: فولاد ابزار گرم کار، جوشکاری، خواص مکانیکی، آستر.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: beidokhti@um.ac.ir

1- مقدمه

فولادهای ابزار از دسته فولادهای با کیفیت بالا هستند که برای ساخت ابزارهای برش و شکل‌دهی به کار می‌روند. این فولادها که معمولاً شامل مقادیر نسبتاً زیادی تنگستن، مولیبدن، وانادیوم و کروم هستند، در شرایط بارگذاری ضربه‌ای با سرعت بالا مانند قالب های فورج به کار می‌روند. در بعضی موارد دمای بالا هم به شرایط فوق افزوده می‌شود. فولاد ابزار H13 از نوع گرم کار کروم، مولیبدن و وانادیوم‌دار است و در دسته فولادهای ابزار کروم دار قرار می‌گیرد. این نوع فولاد به دلایلی ازجمله مقاومت به سایش بالا در دماهای بالا و پایین، چقرمگی و انعطاف‌پذیری خوب، قابلیت تراشکاری و پولیش‌کاری عالی، استحکام داغ بالا و مقاوم به خستگی حرارتی، سختی‌پذیری عالی و اعوجاج پایین در عملیات حرارتی و سخت‌کاری، کاربرد وسیعی در ساخت قالب‌های اکستروژن و ریخته‌گری تحت‌فشار فلزات غیرآهنی مثل آلومینیوم، منیزیم، روی و مس دارد [1] .

معمولاً دمای کاری این فولادها در صنعت بین 700 تا 1000 درجه سانتی‌گراد است و به‌مرور زمان به علت فشار و دمای

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

کاری بالا دچار عیوبی مانند ترک شده و به‌تدریج ازکارافتاده می‌شوند. به علت هزینه بالای تولید این فولادها و نیز اندازه بزرگ قطعات مورد استفاده در صنعت، تعویض این قطعات مقرون به‌صرفه به نظر نمی‌رسد. بنابراین چاره دیگری برای حل این مشکل اتخاذ می‌شود که تعمیر قطعه به روش جوشکاری است. به دلیل حجم بالای جوشکاری موردنیاز و ابعاد بزرگ قطعات، روش‌های جوشکاری غیر از روش‌های دستی عملاً کاربردی ندارند. به علت ترکیب شیمیایی ویژه این فولاد، جوشکاری این فولاد با حساسیت و توجه ویژه‌ای انجام می‌شود، چراکه به علت کربن نسبتاً زیاد، پس از جوشکاری استعداد بالایی برای شکل‌گیری ترک و ریزترک وجود دارد. نشان داده شده است که می توان مقاومت این فولادها را دربرابر خستگی حرارتی به کمک لایه نشانی به روش جوشکاری بهبود بخشید [2] . شاه و همکارانش [3] نیز تحقیق مشابهی را روی بهبود مقاومت خستگی فولاد H13 درروش جوشکاری پیشرفته پرتوی الکترونی انجام داده اند.

مشکل دیگری که در این روش تعمیری وجود دارد، خواص سایشی ضعیف فلزجوش نسبت به فلزپایه است. کاتیر و همکارانش [4] نشان دادند توزیع ذرات کاربید وانادیم می‌تواند تا چهار برابر سختی لایه روکش داده شده را نسبت به آستر بهبود بخشد.به‌منظور جلوگیری از ایجاد ترک، طرحی پیشنهاد شده است که در آن از یک فلز با چقرمگی بالا به‌عنوان آستر بین فلزپایه و فلزجوش استفاده شود [5]. این آستر به‌صورت جوشکاری نشانده می‌شود. بررسی‌هایی روی تأثیر آستر بر ریزساختار و استحکام مکانیکی آن صورت گرفته است که عمدتاً روی اتصال نفوذی تمرکز کرده‌اند و توجه کمتری به لایه نشانی از طریق جوشکاری شده است[6و5] .

بالاکریشنان و همکارانش [7] نشان دادند که استفاده از الکترود E307 به عنوان آستر می‌تواند اثر مثبتی در پوشش دهی فولاد 4340 داشته باشد. در مواردی نیز به لایه نشانی به‌منظور سخت‌کاری سطحی برای کاربردهای هوا و فضا توجه شده است [8] . البته بررسی محققان مشخص کرده است که نرم بودن آستر می‌تواند عمر خستگی سیکل پایین را کاهش دهد [9] .

چندین پژوهش هم به نقش آستر بر ریزساختار و فصل مشترک جوش بین آلیاژهای غیرهمجنس پرداخته‌اند[11و10] . همچنین طبق گزارش گوالکو و همکارانش [12] ، در رسوب دهی فولاد H13 برای دستیابی به بهترین مقاومت سایشی باید حرارت ورودی و میزان اکسیژن موجود در اتمسفر جوشکاری حداقل باشد. اهمیت آستر از آن جهت پررنگ می‌شود که عدم کاربرد آن می تواند تأثیر منفی بر لایه رسوب داده شده بگذارد. بورگو و همکارانش [13] گزارش کرده‌اند که لایه‌های تعمیر شده فولادهای ابزار به روش جوشکاری لیزر به دلیل تنش‌های باقیمانده کششی و وجود عیوب صفحه‌ای رفتار خستگی ضعیفی از خود نشان می‌دهند. کونگ و همکارانش [14] از اجزای کمکی به منظور بهینه‌سازی استحکام و مقاومت به خستگی حرارتی استفاده کردند. علیرغم تحقیقات گسترده انجام شده در این زمینه، تنها بخش اندکی از این مطالعات روی قالب‌های فورج بوده است. به علاوه نقش آستر در بهبود استحکام فصل مشترک ضمن تأمین میزان سختی لازم جای بررسی بیشتری دارد. از این‌جهت تحقیق حاضر با هدف یافتن بهترین ترکیب لایه روکشی که دارای کیفیت اتصال مطلوبی به فلزپایه باشد و خواسته‌های موردنظر از لحاظ سختی را نیز تأمین کند، انجام شد.

2- روش آزمایش

2-1- مواد اولیه

در بررسی حاضر از سه قطعه فولاد ابزار گرم کار AISI H13 (20×85×150 میلی‌متر) به‌عنوان فلزپایه، الکترود روکش‌دار SS E309L (قطر 2/5 میلی‌متر) به‌عنوان آستر، الکترود AMA 1600V (قطر 4 میلی‌متر) و الکترود AMA 1622V (قطر 3/2 میلی‌متر) به‌عنوان لایه روکشی سخت استفاده‌شده است. ترکیب شیمیایی فلزپایه و الکترودها در جدول(1) ارائه‌شده است.

2-2- عملیات حرارتی نمونه‌ها

با توجه به اینکه در قطعات صنعتی این جوشکاری جهت تعمیرات انجام می شود و بسیاری از قطعات نصب شده امکـان

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

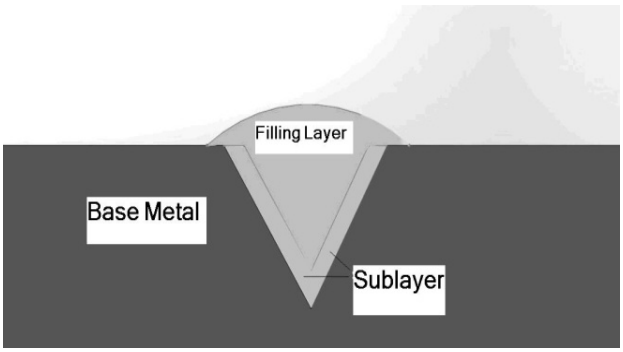
جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزپایه و الکترودهای مصرفی برحسب درصد وزنی.

مواد مصرفی	کربن	مولیبدن	نیکل	کروم	منگنز	سیلیسیم	وانادیوم	آهن
H13	0.4	1.3	-	5.2	0.3	1.0	1.0	باقیمانده
309L	0.03	0.5	13.5	24.2	1.2	0.6	-	باقیمانده
1600V	0.5	0.5	-	7.0	0.3	0.4	0.5	باقیمانده
1622V	0.2	-	-	2.8	0.4	0.5	-	باقیمانده

جدول 2-کد نمونه‌ها و الکترودهای مصرفی.

کد نمونه	آستر	روکش
NSL22	ندارد	1622V
SL22	E309L	1622V
SL00	E309L	1600V

آنیل ندارند، لذا به منظور ایجاد شرایط مشابه جوش تعمیری قطعات صنعتی، ابتدا نمونه‌ها مورد عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر قرار گرفتند. به این منظور نمونه‌ها به مدت یک ساعت در کوره با دمای 870 درجه سانتی‌گراد آستنیته شده و سپس تا دمای محیط داخل کوره سرد شدند. این شرایط باعث کاهش سختی قطعات و سهولت تراشکاری آن‌ها شد. سپس روی هرکدام از نمونه‌ها یک شیار جناغی با زاویه 60 درجه و با عمق 10 میلی‌متر به‌صورت طولی و سرتاسری، همان‌طور که در شکل(1) دیده می‌شود، ایجاد شد. در ادامه یک سیکل عملیات حرارتی سخت‌کاری روی قطعات انجام شد. آبکاری قطعات براساس یک سیکل عملیات حرارتی چندمرحله‌ای انجام شد. نمونه‌ها ابتدا در یک کوره با دمای 820 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند، پس از گذشت حدود 35 دقیقه و اطمینان از هم‌دما شدن نمونه‌ها با دمای کوره، نمونه‌ها به یک کوره با دمای 1040 درجه سانتی‌گراد منتقل شدند. نمونه‌ها به مدت 45 دقیقه در کوره با دمای 1040درجه سانتی‌گراد نگه‌داشته شدند که 15 دقیقه برای هم‌دما شدن و 30 دقیقه برای آستنیته شدن نمونه‌ها در نظر گرفته شد. پس از پایان زمان لازم برای آستنیته شدن، نمونه‌ها برای کوئنچ کردن از کوره خارج شدند. کوئنچ کردن نمونه‌ها به‌صورت دومرحله‌ای انجام شد؛ در مرحله اول، خنک کردن در هوا در بازه دمایی 950 تا 1040 درجه سانتی‌گراد انجام شد و در مرحله‌دوم، نمونه‌ها ازدمای حدود 950 تا حدود 70 درجه سانتی‌گراد در روغن سرد شدند. پس از اتمام کوئنچ در روغن، مرحله اول تمپر آغاز شد. به این منظور قطعات درون کوره 590 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند و به مدت 70 دقیقه تمپر شدند. پس از پایان زمان تمپر اولیه، نمونه‌ها از کوره خارج‌شده و در هوا خنک شدند.



شکل 1- وضعیت شماتیک لایه‌های جوشکاری شده.

برای تمپر ثانویه، قطعات به مدت 70 دقیقه در دمای 575 درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند و پس از پایان زمان تمپر دوم، نمونه‌ها از کوره خارج و در هوا خنک شدند. این سیکل عملیات حرارتی مطابق با سیکل واقعی اعمال شده در شرکت پارت سازان مشهد می‌باشد که براساس آن ترکیب مناسبی از مقاومت به سایش و چقرمگی نسبی جهت کاربرد در ساخت قالب‌ها حاصل می‌شود.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

2-3- جوشکاری نمونه‌ها

نمونه‌ها با شرایط کنترل‌شده و با هدف بررسی تأثیر نوع الکترود بر خواص جوش حاصل به سه صورت متفاوت جوشکاری شدند. در دو نمونه از آستر با چقرمگی بالا استفاده شد و یکی ازنمونه‌ها بدون آستر جوشکاری شد. برای نشان‌دادن مشخصات الکترودهای مصرفی، برای هر نمونه‌یک کد در نظر گرفته‌شده که در جدول(2) ارائه‌شده است.

حروف SL در ابتدای کدها مشخص‌کننده وجود آستر و حروف NSL مشخص‌کننده عدم استفاده از آستر است. در جوشکاری هر سه نمونه مجموعه‌ای از شرایط به‌صورت یکسان اعمال شد. همه نمونه‌ها در کوره با دمای 350 درجه سانتی‌گراد حدود 50 دقیقه پیش‌گرم و در کوره با دمای 650 درجه سانتی‌گراد به مدت 2 ساعت پس‌گرم شدند. دمای بین پاسی در تمام مراحل جوشکاری در حدود 350 درجه سانتی‌گراد رعایت شد. نشاندن آستر چقرمه با جریان 145 آمپر و جوشکاری پاس‌های روکش با جریان 160 آمپر انجام شد. لازم به ذکر است که تمامی الکترودها در کوره با دمای 350 درجه به مدت تقریبی 40 دقیقه خشک شدند. برای نمونه‌های دارای آستر، ابتدا یک پاس جوشکاری با الکترود E309L انجام شد و با کنترل دمای بین پاسی، پاس‌های بعدی با الکترودهای روکشی انجام شد.

2-4- متالوگرافی

برای بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، از هر قطعه یک نمونه متالوگرافی به صورتی‌که شامل فلزپایه، منطقه متأثر از حرارت، آستر و جوش روکشی باشد، تهیه شد. قطعات به روش مانت گرم آماده شده و سپس سنباده‌زنی و پولیش شدند. برای حکاکی کردن آستر از جنس فولاد زنگ نزن، نمونه به مدت 70 ثانیه در محلول ویلا 2% (شامل 1 گرم اسید پیکریک، 5میلی‌لیتر اسید هیدروکلریک، 100 میلی‌لیتر اتانول) نگه‌داشته شد. همچنین برای اطمینان از صحت شناسایی فازها و نتایج متالوگرافی از محلول‌های اسید اگزالیک (حاوی 10 میلی‌لیتر اسید اگزالیک و 100 میلی‌لیتر آب) و نیتال 2% (شامل 2 میلی‌لیتر اسید نیتریک و 98میلی‌لیترالکل) نیز کمک‌گرفته‌شد.

بررسی‌های کمی میکروسکوپی توسط نرم افزار آنالیز تصویر MIP انجام شد.

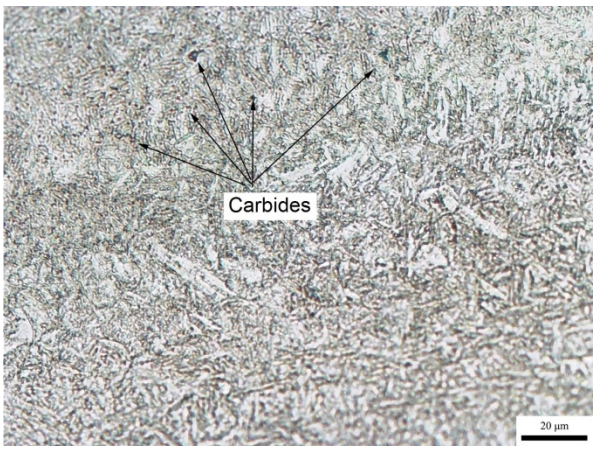
2-5- آزمون‌های مکانیکی

برای هرکدام از نمونه‌های جوشکاری شده یک پروفیل سختی در مقیاس ویکرز و با بار 500 گرم توسط دستگاه بوهلر تهیه شد. به این منظور، سختی در طول یک خط از فلزپایه به سمت منطقه متأثر از حرارت، آستر و جوش روکشی اندازه‌گیری شده است. برای ریزسختی سنجی هم از نیروی 100 گرم استفاده شده است. آزمون خمش نیز به‌صورت عرضی‌مطابق با استاندارد ASTM E190 [15] برای بررسی میزان چقرمگی و نیز کیفیت اتصال آستر به فلزپایه و فلزجوش انجام شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختاری

بررسی‌های متالوگرافی مشخص کرد که ریزساختار فلزپایه از مارتنزیت بازپخت شده تشکیل‌شده است. شکل (2) ریزساختار فلزپایه را نشان می‌دهد. در این تصاویر مقادیری آستنیت باقیمانده به رنگ روشن و مقداری کاربید هم دیده می‌شود.



شکل 2- ریزساختار فلزپایه.

تشخیص مورفولوژی مارتنزیت از روی تصاویر میکروسکوپ نوری دشوار است ولی به نظر می‌رسد که مخلوطی از مارتنزیت لایه‌ای و بشقابی است. به علت بالا بودن نسبی دمای بازپخت و تنش‌زدایی و همچنین زمان نسبتاً طولانی عملیات تنش‌زدایی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

(دو ساعت) این فرصت برای بازپخت تیغه‌های مارتنزیت و نرم‌شدن آن‌ها وجود داشته است. وجود آستنیت باقیمانده احتمالی در ساختار را می‌توان به نرخ سرمایش پایین‌تر روغن نسبت به آب و عدم توان کافی محیط روغن برای تبدیل تمام ریزساختار به مارتنزیت مرتبط دانست. به‌علاوه مقدار کربن فولاد نیز زیاد است که باعث پایین آمدن دمای پایان تشکیل مارتنزیت (M_f) می‌شود.از آنجاکه فولاد H13 دارای مقادیر فراوانی عناصر آلیاژی نظیر کربن، سیلیسیم و کروم است، تشکیل کاربید حین بازپخت دور از انتظار نیست. عملیات بازپخت باعث تشکیل کاربیدهای ریز می‌شود و با بالا رفتن دما و زمان بازپخت، این ذرات درشت‌تر نیز می‌شوند. نینگ و همکارانش [16] نیز تشکیل کاربیدهای $MC, M_6C, M_{23}C_6$ را حین بازپخت فولاد H13 گزارش کرده اند.

نمونه NSL22 فاقد آستر بوده و فلزجوش آن از جنس الکترود 1622 است (شکل3). به‌طورکلی جوش‌ها ازنظر ریزساختاری دارای سه بخش مجزا شامل فلزپایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلزجوش هستند. درباره فلزپایه و علل مارتنزیتی بودن آن پیش‌تر توضیح داده شد و تمرکز در این بخش معطوف به منطقه متأثر از حرارت(HAZ) و فلزجوش است.

درباره ریزساختار مربوط به منطقه HAZ (شکل 3-الف و 3-ب)، نکته قابل‌بحث بزرگ‌تر شدن اندازه دانه‌ها با نزدیک شدن به فلزجوش است. علت درشت‌تر بودن دانه‌ها در نزدیکی فلزجوش، حرارت بیشتر در این نواحی و درشت شدن دانه‌های آستنیت به علت حرارت بیشتر است. در دماهای بالا که آستنیت تنها فاز پایدار است فرایند رشد دانه به‌راحتی انجام می‌شود و درنتیجه پس از سرد شدن ساختار مارتنزیتی خشنی حاصل می‌شود. مقادیر اندازه دانه در فلزپایه در محدوده 4-7 µm و در ناحیه HAZ نزدیک فلزپایه 11-14 µm بود، در حالی‌که در منطقه HAZ نزدیک فلزجوش دانه‌های در حدود 58 µm نیز مشاهده شد.

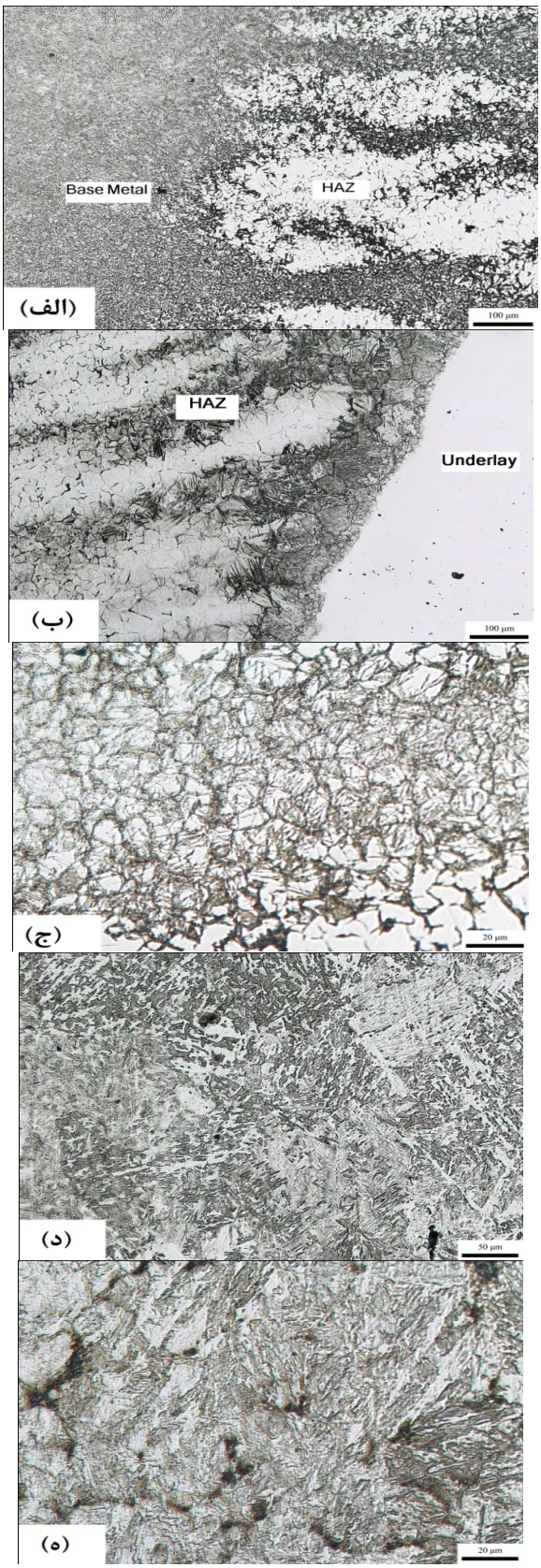
از شکل(3-ج) به‌وضوح قابل دریافت است که ساختار زمینه ناحیه HAZ مارتنزیتی است. درمناطق‌روشن‌تر، این مارتنزیت‌ها، نازک‌تر و ریزتر و به‌صورت تیغه‌ای هستند درحالی‌که در لایه تیره‌تر، مارتنزیت‌ها درشت‌تر بوده و از حالت تیغه‌ای به حالت بشقابی تغییر فرم داده‌اند. درصد کربن می تواند در تغییر موفولوژی مارتنزیت تأثیر گذار باشد. با افزایش درصد کربن، مارتنزیت به صورت بشقابی در ساختار ظاهر می‌شود. در این شرایط گزارش شده است که بسته‌های مارتنزیت دارای ساختار دوقلویی شدیدی می‌باشند [17]. اگرچه نوع الکترود در این نمونه تغییر نکرده اما ساختار فلزجوش در پاس میانی به علت حرارت ناشی از پاس‌های روکش حاوی مقادیر زیادی مارتنزیت تمپر شده است (شکل3-د). همچنین به دلیل عملیات تنش‌زدایی نیز مقداری بازپخت اتفاق افتاده است. تفاوت عمده این ساختار با فلزپایه این است که فازهای اولیه در اثر انجماد به وجود می‌آیند درحالی‌که در فلزپایه ساختار ابتدایی کار گرم شده است. به نظر می‌رسد که در اینجا نیز مقادیر فراوانی از آستنیت باقیمانده وجود دارد. در این منطقه نرخ سرمایش از نرخ بحرانی تشکیل مارتنزیت بالاتر بوده و لذا مارتنزیتی شدن ساختار براثر نرخ سرمایش بالا ناشی از فروکشی حرارت توسط فلزپایه رخ‌داده است. ریزساختار پاس نهایی جوشکاری نیز مارتنزیتی است (شکل3-ه).

در نمونه SL22، ریزساختار منطقه متأثر از حرارت مشابه نمونه NSL22، مارتنزیتی است. در این نمونه، با توجه به اینکه جنس آستر فولاد زنگ نزن آستنیتی است، ملاحظه می‌شود که ساختار از نوع آستنیتی به همراه لایه‌های فریت است (شکل 4-الف). نوع انجماد فولاد زنگ نزن، به‌صورت FA است که در ابتدا فریت دلتا منجمد شده و در ادامه این فریت به آستنیت تبدیل می‌شود [18] .

این تبدیل فاز به‌طور کامل انجام نمی‌شود و مقادیری فریت در بین دندریت‌های آستنیت باقی می‌ماند. مورفولوژی فریت از نوع اسکلتی است. کشیدگی فریت به دلیل فروکشی حرارتی توسط فلزپایه و رشد ستونی قابل‌ملاحظه است. البته در اینجا رقیق شدن توسط فلزپایه کمی این استحاله را از حالت معمول خود خارج می‌کند. فلزجوش دارای زمینه مارتنزیتی است. در شکل(4-ب) این زمینه‌مارتنزیتی که به‌رنگ روشن بوده و درصد بیشتری از تصویر را تشکیل داده به‌خوبی قابل‌مشاهده است.

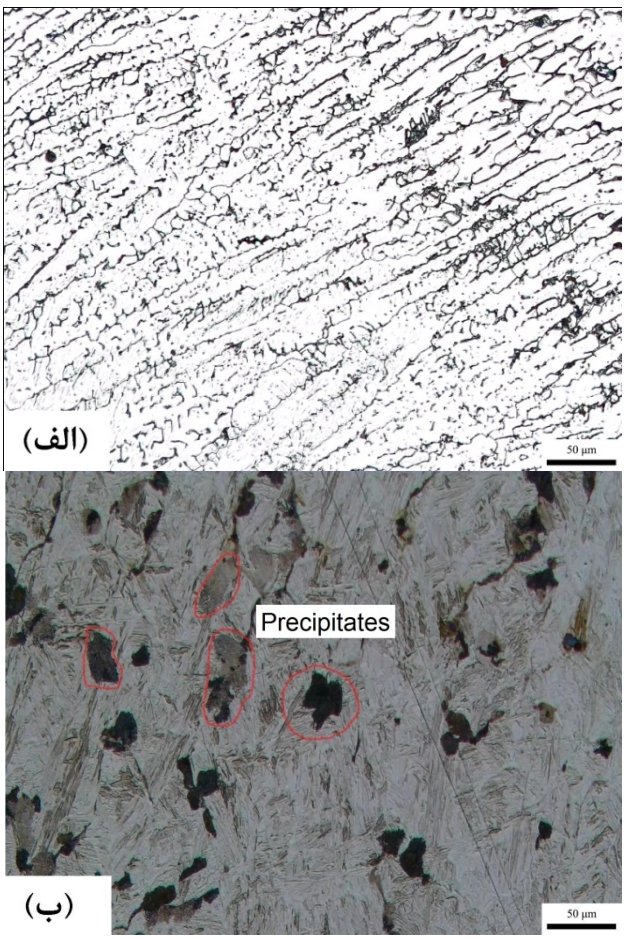
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]



شکل3- ریزساختار: الف- مرز بین فلزپایه و منطقه متأثر از حرارت، ب- مرز بین منطقه متأثر از حرارت و آستر، ج- منطقه متأثر از حرارت، د- فلزجوش در پاس میانی، ه- فلزجوش در پاس روکش نمونه NSL22.

در ساختار فلزجوش یک فاز رسوبی به‌صورت پراکنده وجود دارد. این فازها در شکل(4-ب) با علامت قرمز مشخص‌شده است. این فازها دارای سختی حدود 420 ویکرز هستند. با توجه به درصد نسبتاً بالای کروم در ترکیب شیمیایی فلزپایه و الکترود و نیز سختی آن‌ها، به نظر می‌آید این فازها کاربید کروم هستند که به علت دمای نسبتاً بالا و زمان طولانی پس‌گرم شدن (دو ساعت در دمای 650 درجه سانتی‌گراد) رشد کرده‌اند. رسوب کاربیدها توسط دیگر محققان نیز گزارش شده است [19] .



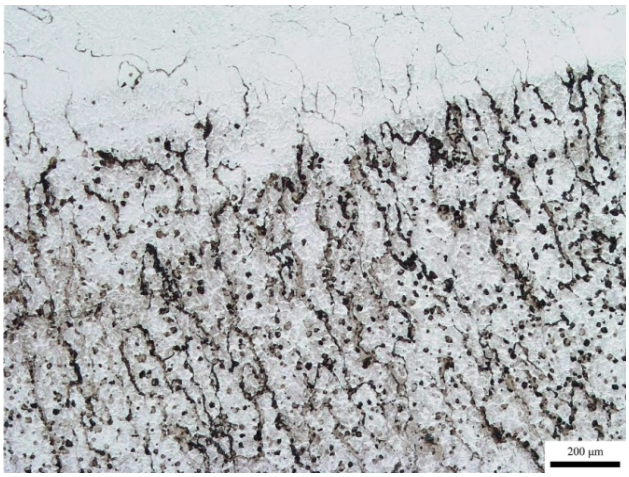
شکل 4- ریزساختار مربوط به نمونه SL22: الف- آستر چقرمه از جنس SS309L، ب- فلزجوش در پاس روکش: رسوبات کاربید کروم روی شکل با حلقه‌هایی دایره مانندی مشخص شده اند.

علت تفاوت این ساختار با نمونه NSL22، ذوب جزئی آستر و مخلوط شدن عناصر آن با مذاب فلزجوش است. با توجه به اینکه آستر دارای عناصر آلیاژی زیادی است ساختار فلزجوش به‌طور کامل تغییر کرده است. در بعضی از قسمت‌ها به‌صورت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

موضعی مارتنزیت تشکیل‌شده است که می‌تواند ناشی از تفاوت سرعت سرمایش به‌صورت موضعی باشد. دلیل دیگری که می‌تواند باعث تشکیل مارتنزیت شود سرعت بالای انجماد و عدم وجود زمان کافی برای مخلوط شدن کامل در همه قسمت‌ها و درنتیجه تفاوت موضعی ترکیب شیمیایی است. چنین ساختار غیریکنواختی در کار دیگران هم گزارش شده است [20] .

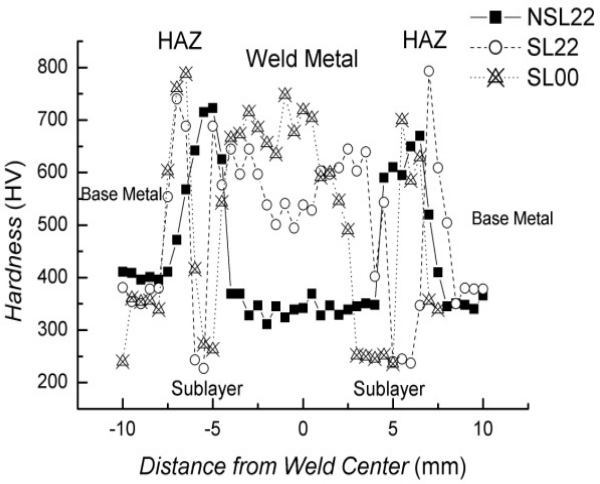
در نمونه SL00، ساختار آستر چقرمه و منطقه متأثر از حرارت مشابه نمونه SL22 است. ساختار فلزجوش نیز همانند نمونه قبلی مارتنزیت همراه با کاربیدهای کروم است. همان‌طور که در شکل(5) دیده می‌شود کاربید کروم بر اثر حضور کروم در لایه آستر فولاد SS309L (حاوی حدود ۲۴% کروم) و نیز وجود 0/5% کربن و 7% کروم در ترکیب الکترود 1600 V روکش در خط ذوب بین دو پاس آستر و روکش به صورت لایه های سیاه رنگی دیده می شود. حرارت ثانویه ناشی از اعمال پاس روکش هم در تشکیل این فاز کاربیدی نقش مؤثری دارد.



شکل 5- ریزساختار فلزجوش نمونه SL00 : (پایین) پاس اول با الکترود E309L و (بالا) پاس دوم با الکترود 1600 V.

3-2- نتایج سختی سنجی

برای مقایسه‌سختی فلزپایه و نواحی مختلف جوش، از هر نمونه یک پروفیل سختی تهیه شد. سختی سنجی از نقطه‌ای روی فلزپایه شروع‌شده، در HAZ و آستر و فلزجوش ادامه یافته و در فلزپایه طرف مقابل به پایان می‌رسد. مطابق شکل(6) برای هرکدام از نمونه‌ها یک نمودار تهیه‌شده که نشان‌دهنده سختی نواحی مختلف مورد آزمایش است.



شکل 6- پروفیل سختی نمونه‌ها.

مطابق نتایج سختی سنجی نمونه فاقد آستر (NSL22) دو نکته حائز اهمیت وجود دارد. اول اینکه، سختی میانگین فلزپایه 388 ویکرز و سختی میانگین فلزجوش 340 ویکرز است؛ و این یعنی فلزجوش نتوانسته سختی برابر با فلزپایه را ایجاد کند. پایین بودن سختی فلزجوش به‌طور مستقیم با ترکیب شیمیایی الکترود مرتبط است؛ چراکه کربن، سیلیسیم و کروم موجود در الکترود به‌صورت قابل‌توجهی نسبت به مقادیر همین عناصر در فلزپایه کمتر هستند و طبیعتاً فلزجوش حاصل سختی‌پذیری کمتری داشته است.

نکته دوم، سختی خیلی زیاد ناحیه HAZ نسبت به بقیه نواحی است. سختی میانگین این ناحیه 675 ویکرز است که نسبت به فلزپایه و فلزجوش خیلی بیشتر است. این ناحیه نزدیک‌ترین منطقه به حوضچه مذاب حاصل از جوشکاری است و درجه حرارت بیشتری را نسبت به نقاط دیگر تجربه می‌کند. علت سختی زیاد این منطقه را می‌توان به حضور 3 عامل به‌طور همزمان نسبت داد. وجود حدود 0/35% کربن در ساختار فلزپایه و سختی‌پذیری بالای آن، درجه حرارت بالا و مناسب برای آستنیته شدن و نیز نرخ سرمایش کافی برای تشکیل مارتنزیت، باعث ایجاد ساختار مارتنزیتی و سختی بالا در منطقه HAZ شده است. علت بالاتر بودن سختی نسبت به فلزپایه، اندازه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

بزرگ‌تر دانه‌های آستنیت اولیه و درنتیجه درشت شدن مارتنزیت‌های تشکیل‌شده جدید است. از طرفی شرایط عملیات حرارتی فلزپایه به صورتی بوده که دو مرحله تمپر دمای بالا را تجربه کرده که باعث کاهش سختی شده است؛ اما در HAZ آستنیت اولیه دوباره به وجود آمده و بدیهی است که مارتنزیت جدید تشکیل‌شده این مراحل تمپر را تجربه نکرده و ازاین‌جهت دارای سختی بسیار بالایی است.

نمونه SL22 دارای آستر چقرمه است که با استفاده از الکترود E309L نشانده شده است. در نمودار این نمونه 4 ناحیه کلی وجود دارد. فلزپایه دارای سختی میانگین حدود 370 ویکرز است. در این نمونه، مشابه نمونه قبلی سختی منطقه HAZ بسیار بالاست و به‌طور میانگین دارای سختی 660 در مقیاس ویکرز است. به نظر می‌رسد دلایلی که در ارتباط با سختی بالای HAZ نمونه بدون آستر ارائه شد، برای توجیه سختی بالای HAZ در این نمونه هم قابل ارائه است؛ اما همان‌طور که در نمودار مربوطه دیده می‌شود آستر که از جنس فولاد زنگ نزن 309L است، دارای سختی به‌مراتب پایین‌تری از فلزپایه، HAZ و فلزجوش است؛ به‌طوری‌که سختی میانگین این لایه حدود 235 ویکرز است. این مقدار سختی، با توجه به ترکیب شیمیایی و ریزساختار فاز حاصل کاملاً قابل پیش‌بینی است؛ چراکه این الکترود دارای مقدار بسیار کمی کربن (0/03%) بوده و عملاً قابلیت سختی‌پذیری و ایجاد کاربید ندارد. از طرف دیگر این الکترود دارای مقدار نسبتاً بالایی نیکل (13/5%) است که یک عنصر پایدارکننده آستنیت می‌باشد و باعث تشکیل زمینه آستنیتی در ساختار شده است.

نکته قابل‌توجه در مورد این نمونه، سختی نسبتاً بالای فلزجوش است. همان‌طور که از نمودار برمی‌آید، سختی متوسط فلزجوش حدود 588 ویکرز بود، این در حالی است که سختی فلزجوش در نمونه NSL22 که تنها در داشتن آستر با این نمونه تفاوت داشت، حدود 340 ویکرز می‌باشد. همان‌طور که در تصاویر متالوگرافی مشاهده شد، با توجه به ذوب موضعی آستر و تشکیل مذاب با ترکیب جدید، ساختار فلزجوش شامل مارتنزیت با عناصر آلیاژی بالا و مقادیر کمی کاربید کروم بود؛ درنتیجه این مارتنزیت کاملاً متفاوت (ازلحاظ ترکیب آلیاژی و مورفولوژی) دارای سختی بسیار بالاتری است.

نمونه SL00 دارای آستر از جنس E309L و روکش از جنس الکترود 1600 V بود. الکترود روکشی مورداستفاده در این نمونه دارای عناصر آلیاژی بیشتری نسبت به الکترود 1622 V و حتی نسبت به فلزپایه است؛ و با توجه به این موضوع می‌توان سختی بالاتری را انتظار داشت. میانگین سختی حاصل از فلزجوش در این نمونه حدود 663 ویکرز بود. نواحی فلزپایه، HAZ و آستر دارای محدوده‌سختی تقریباً مشابهی با نمونه قبلی هستند. تمرکز در این بخش بر توجیه علت سختی بالاتر فلزجوش نسبت به نمونه‌های قبلی معطوف است. در ترکیب شیمیایی این الکترود حدود 0/5% کربن و حدود 7% کروم دیده می‌شود. وجود این عناصر باعث ایجاد ساختار مارتنزیتی و نیز مقادیر متنابهی کاربید می‌شود. این دو عامل به‌طور همزمان باعث بالا رفتن سختی فلزجوش شده بود.

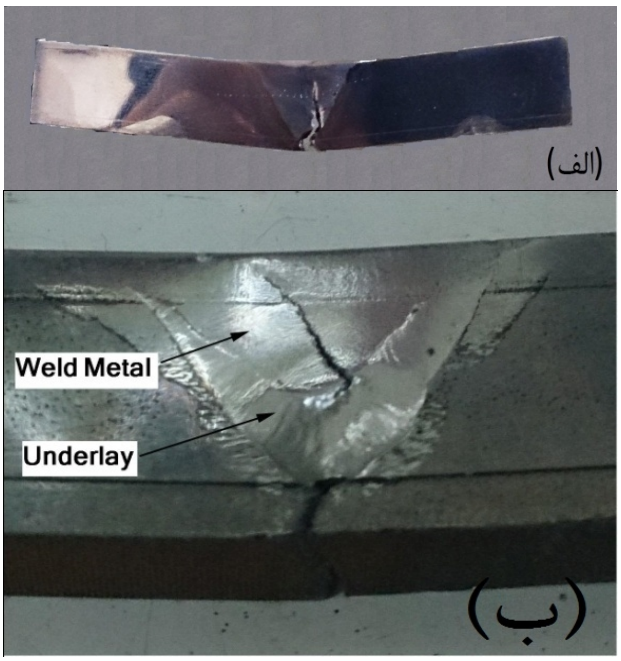
3-3- نتایج آزمون خمش سه‌نقطه‌ای

این آزمون به‌منظور بررسی میزان چقرمگی آستر و فلزجوش و نیز کیفیت اتصال آستر به فلزپایه و فلزجوش انجام شد. نکته قابل‌توجه درباره هر سه نمونه، ایجاد ترک از ریشه جوش و رشد آن درون فلزجوش بود. به طور کلی رفتار خمشی نمونه‌ها از دو مکانیزم کلی تبعیت می‌کردند. مکانیزم نخست مطابق شکل(۷-الف) مربوط به قطعه فاقد آستر بود که ترک ایجادشده در فلزجوش گسترش‌یافته و باعث شکست نمونه شد. مکانیزم دوم در نمونه‌های دارای آستر چقرمه دیده شد که رشد ترک با رسیدن به لایه با چقرمگی زیاد متوقف گردید و تأثیر اعمال بار بیشتر، در تغییر فرم موم‌سان لایه با چقرمگی زیاد قابل‌مشاهده بود. همان‌طور که در شکل (7-ب) دیده می‌شود، برای این نمونه‌ها ترک اول از فلزپایه شروع‌شده و ادامه می‌یابد، ولی با رسیدن به فلزجوش حاصل از آستر چقرمه متوقف می‌گردد. در ادامه، اعمال نیرو باعث تغییر شکل موم‌سان آستر چقرمه شده و با اعمال نیروی بیشتر، ترک دوم از فلزجوش میانی شروع می‌شود و ضمن گسترش در آن باعث

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

شکست فلزجوش شد.

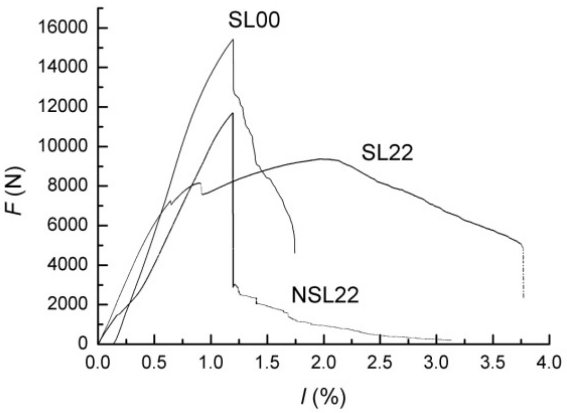


شکل 7- تصویر نحوه رشد ترک حین آزمون خمش:
الف- مکانیزم 1-اشاعه مستقیم داخل فلزجوش، ب- مکانیزم 2- اشاعه دومرحله ای در نمونه‌های آستردار.

نمودار جذب نیروی نمونه‌ها حین آزمون خمش در شکل(8) دیده می‌شود. نمودار مربوط به نمونه NSL22 (بدون آستر) نشان‌دهنده تحمل نیروی نسبتاً بالا در عین تغییر شکل کمتر و شکست ناگهانی است که می‌تواند نشانه‌ای از شکست ترد باشد. علت این اتفاق، پایین بودن چقرمگی فلزجوش و نبود آستر چقرمه و درنتیجه کرنش کمتر نمونه تحت آزمون است. ضمن اینکه استحکام فلزجوش نسبت به نمونه‌های دارای آستر چقرمه قابل توجه است و اگرچه تغییر شکل زیادی نمی‌دهد اما نیروی زیادی را تا شروع ترک و شکست تحمل می‌کند.

در نمونه های دارای آستر، برای نمودار مربوط به نمونه SL00 می‌توان دریافت که بیشترین تنش قابل‌تحمل در لایه با چقرمگی بالا و روکش الکترود V ۱۶۰۰ اتفاق افتاده و با ایجاد ترک در فلزجوش، نیروی مؤثر کاهش‌یافته و قطعه به شکست نزدیک‌تر شده است.

آستر استفاده‌شده در نمونه SL22 هم تأثیری مشابه نمونه قبلی داشته و باعث جذب انرژی بیشتر و به تأخیر انداختن رشد ترک و شکست نمونه شده است. ضمن اینکه وجود آستر چقرمه، باعث شکست نرم در قطعه شده و از شکست ناگهانی و ترد ممانعت کرده است. ازآنجاکه ضخامت آستر چقرمه در این نمونه کمی بیشتر از نمونه قبلی است، نمونه تغییر شکل موم‌سان بیشتری داشته و انرژی بیشتری جذب نموده است؛ اما به علت استحکام پایین‌تر فلز آستر از فلزجوش، نمونه نیروی کمتری را نسبت به نمونه قبلی تحمل کرده است.



شکل 8- نمودار آزمون خمش نمونه‌های مختلف.

با مقایسه نمونه‌های آستر دار با یکدیگر که خواص بهتری نسبت به نمونه بدون آستر داشته اند می‌تواند دریافت که استفاده از الکترود روکشی V ۱۶۰۰ (با درصد کروم بالا) باعث سختی بالاتر و به کارگیری الکترود روکشی V ۱۶۲۲ (با درصد کروم پایین) موجب تغییر شکل تا شکست بیشتری برای فلزجوش نهایی می شود.

4- نتیجه‌گیری

در این پروژه تلاش شد تا اثر آستر و لایه نهایی روکش بر ریزساختار و سختی جوش تعمیری فولاد H13 بررسی شود. نتایجی که از این بررسی به دست آمد به شرح زیر است:

- ریزساختار فلزپایه مارتنزیت تمپر شده بود که دارای مقداری آستنیت باقیمانده و ذرات کاربید می‌باشد. ناحیه متأثر از حرارت در تمام نمونه‌ها ساختار مارتنزیتی دارد. آستر چقرمه استفاده‌شده دارای ساختار آستنیتی به همراه لایه‌های فریت با مورفولوژی اسکلتی است. در هر سه نمونه ریزساختار

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]

فلزجوش به‌صورت مارتنزیتی است که فاز رسوبی کاربید کروم در ساختار پراکنده‌شده است.

- از مقایسه سختی دو نمونه‌ای که نوع الکترود مصرفی آن‌ها یکسان است و فقط در داشتن یا نداشتن آستر باهم تفاوت دارند، مشخص شد که استفاده از آستر چقرمه فولاد زنگ نزن باعث افزایش سختی فلزجوش به مقدار 240 ویکرز شد که علت این اتفاق انحلال مقادیری از عناصر آلیاژی آستر در فلزجوش بود. همچنین افزایش درصد کروم و کربن در پاس نهایی می‌تواند سختی فلزجوش را به مقدار 85 ویکرز بیشتر افزایش دهد.

- نمونه‌هایی که دارای آستر چقرمه بوده‌اند، در آزمون خمش چقرمگی بهتری از خود نشان دادند و به‌صورت نرم و همراه با تغییر شکل موم‌سان بیشتری نسبت به نمونه فاقد آستر شکستند.

- سختی ناحیه متأثر از حرارت در تمام نمونه‌ها حدود 280-270 ویکرز بالاتر از سختی فلزپایه بود. این موضوع به میزان حرارت بالای منتقل‌شده از این ناحیه اشاره داشت که به علت فراهم بودن شرایط و حذف اثر تمپرکردن، باعث تبدیل ساختار به مارتنزیت شده بود.

منابع

1- مهدی عزیزیه، بررسی جوش فولاد ابزار H13، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، 1383.

2- Skumavc, A., Tušek, J., Nagode, A., Klobčar, D., “Thermal fatigue study of tungsten alloy WNi28Fe15 cladded on AISI H13 hot work tool steel”, Surface and Coatings Technology, Vol. 285, pp. 304-311, 2016.

3- Shah, M., Ali, M., Sultan, A., Mujahid, M., Mehmood, H., Ullah Dar, N., Shuaib, M., “An Investigation into the Fatigue Crack Growth Rate of Electron Beam-Welded H13 Tool Steel: Effect of Welding and Post-Weld Heat Treatment”, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Vol. 3, pp 114-125, 2014.

4- Kattire, P., Paul, S., Singh, R., Yan, W., “Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications”, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 20, pp. 492-499, 2015.

5- Barrena, M.I., Gómez de Salazar, J.M., Matesanz L., “Interfacial Microstructure and Mechanical Strength of WC–Co/90MnCrV8 Coldwork Tool Steel Diffusion Bonded Joint with Cu/Ni Electroplated Interlayer”, *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 3389-3394, 2010.

6-Vigraman, T., Ravindranand, D., Narayanasamy, R., “Diffusion Bonding of AISI 304L Steel to Low-Carbon Steel with AISI 304L Steel Interlayer”, *Materials and Design*, Vol. 34, pp. 594-602, 2012.

7-Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusuhan Reddy, G., Sivakumar, K., “Effect of Buttering and Hardfacing on Ballistic Performance of Shielded Metal Arc Welded Armour Steel Joints”, *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 469-479, 2011.

8-Balakrishnan, M., Balasubramanianand, V., Reddy, G.M., “Effect of Hardfaced Interlayer Thickness on Ballistic Performance of Armour Steel Welds”, *Materials and Design*, Vol. 44, pp. 59-68, 2013.

9-Wu, Q., Lu, F., Cui, H., Liu, X., Wang, P., Tang, X., “Role of Butter Layer in Low-Cycle Fatigue Behavior of Modified 9Cr and CrMoV Dissimilar Rotor Welded Joint”, *Materials and Design*, Vol. 59, pp. 165-175, 2014.

10- Madhusudhan Reddy, G., Venkata Ramana, P., “Role of Nickel as an Interlayer in Dissimilar Metal Friction Welding of Maraging Steel to Low Alloy Steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212, pp. 66-77, 2012.

11- Ren, D., Liu, L., “Interface Microstructure and Mechanical Properties of Arc Spot Welding Mg-Steel Dissimilar Joint with Cu Interlayer”, *Materials and Design*, Vol. 59, pp. 369-376, 2014.

12- Gualco, A., Svoboda, H.G., Surian, E.S., de Vedia, L.A., “Effect of Welding Procedure on Wear Behaviour of a Modified Martensitic Tool Steel Hardfacing Deposit”, *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 4165-4173, 2010.

13- Borrego, L.P., Pires, J.T.B., Costa, J.M., Ferreira, J.M., “Mould steels repaired by laser welding”, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 16, pp. 596-607, 2009.

14- Cong, D., Zhou, H., Yang, M., Zhang, Z., “The mechanical properties of H13 die steel repaired by a biomimetic laser technique”, *Optics & Laser Technology*, Vol. 53, pp. 1-8, 2013.

15-ASTM E190-92, *Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*, Re-approved ed., 2003.

16- Ning, A., Mao, W., Chen, X., Guo, H., Guo, J., “Precipitation Behavior of Carbides in H13 Hot Work Die Steel and Its Strengthening during Tempering”, *Metals*, Vol. 7, pp. 70-84, 2017.

17- Liu, Y.J., Li, Y.M., Tan, Y.H., Huang, B.Y., “Apparent Morphologies and Nature of Packet Martensite in High Carbon Steels”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 13, pp. 40-46, 2006.

18- Khakzad, A., *Welding and Metallurgy of Stainless Steels*, Tehran: Tarrah Publication, 2007.

19- Andrén, H.O., Karagöz, S., Guangjun, C., Lundin, L., Fischmeister, H., “Carbide precipitation in chromium steels”, *Surface Science*, Vol. 246, pp. 246-251, 1991.

20- He, Y., Zhong, M., Beuth, J., Webler, B., “A Study of Microstructure and Cracking Behavior of H13 Tool Steel Produced by Laser Powder Bed Fusion Using Single-tracks, Multi-track Pads, and 3D Cubes”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 286, 116802, 2020.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-15]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.10.3]