

سختپوشی فولاد گرمکار H11 (1/2343) به وسیله سوپر آلیاژ استلایت 6

مصطفی کاووسی سیسی¹، فرشید مالک قاینی^{2*}

1- دانش آموخته کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

2- استادیار بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

*تهران، صندوق پستی 14125-143

fmalek@modares.ac.ir

(دریافت مقاله: شهریور 1382، پذیرش مقاله: اردیبهشت 1385)

چکیده - خستگی حرارتی، خستگی مکانیکی، سایش و تغییر شکل پلاستیک دمای بالا، سازوکارهای اصلی فرسایش قالبهای فورج گرم است. سختپوشی مناطق تحت تمرکز تنش این قالبها، به وسیله سوپر آلیاژهای پایه کبالت از قبیل استلایت 6، تأثیر بسیار زیادی بر افزایش عمر قالبها و بهبود عملکرد آنها دارد. سختی دمای بالا، مقاومت به گالینگ، مقاومت به خوردگی و اکسایش دمای بالا، مقاومت به سایش چسبان فلز به فلز و عدم بروز استحاله آلوتروپیک تا دمای 1100°C ، از خواص عمده این آلیاژ به شمار می روند. فولاد H11 که کاربرد بسیار گسترده ای در ساخت قالبهای فورج گرم دارند، به علت برخورداری از عناصر آلیاژی و در نتیجه سختی پذیری بالا، از حساسیت زیادی نسبت به سرعت های سرد شدن زیاد و ترک هیدروژنی (HIC) برخوردار است. به همین دلیل در این مقاله پارامترهای مختلف سختپوشی فولاد مذکور به وسیله آلیاژ استلایت 6 به روش TIG در شرایط انتقال حرارت سه بعدی، بررسی شده است. با توجه به نتایج حاصل، امکان سختکاری این فولاد پس از سختپوشی آن با استلایت 6 وجود نداشته و توصیه می شود دماهای پیشگرم و بین پاسی سیکل سختپوشی آن در محدوده $310-370^{\circ}\text{C}$ قرار داشته باشند. شدت جریان مناسب برای جوشکاری لایه اول با مفتولی به قطر $3/2\text{mm}$ در حدود 80 الی 85 آمپر ارزیابی شده و لازم است برای حصول بیشینه سختی (41-42HRC) به وسیله سیکل مذکور، ضخامت لایه سختپوشی حداقل 3mm باشد. توصیه می شود انرژی ورودی سیکل جوشکاری کمتر از 455KJ/m بوده و $\Delta t_{8\rightarrow 5}$ آن در محدوده 6-15/3s قرار داشته باشد. همچنین توصیه می شود عملیات پسگرم این فولاد در محدوده دمایی $425-500^{\circ}\text{C}$ به مدت 1 ساعت به ازای هر 30mm ضخامت انجام شود.

کلید واژگان: سختپوشی، سوپر آلیاژ استلایت 6، فولاد گرمکار H11، فولاد گرمکار 1/2343، قالبهای فورج گرم، سختی دمای بالا، جوش پذیری.

1- مقدمه

آهنگری یا فورج گرم یکی از روشهای عمده شکلدهی فلزها است که قدمت آن به حدود 2000 سال پیش از میلاد مسیح می رسد. قالبهای فورج گرم نقش اصلی را در

شکلدهی قطعه موردنظر ایفا می کنند. مواد این قالبها با توجه به شرایط کاری حاکم و نوع تجهیزات، از میان فولادهای ابزار گرمکار انتخاب می شوند. فولاد H11 عضو گروه فولادهای گرمکار کروم دار است که چقرمگی و

مقاومت به شوک بالا، از بارزترین ویژگیهای آن به شمار می‌روند. فرسایش و پیری زودرس قالبهای فورج گرم در مناطق تمرکز تنش آنها از جمله مسائل حائز اهمیت برای صنایع فورج بوده و علاوه بر تأثیرگذاری منفی بر کیفیت قطعات تولید شده، بازدهی اقتصادی تولید و در نتیجه توان رقابت در بازار مصرف را به مقدار قابل توجهی کاهش می‌دهند. ترکهای حرارتی عامل اصلی فرسایش و پیری این قالبها است. این ترکها در نتیجه نوسانات دمایی و تنشی حاکم، در حین سرویس جوانه زده و رشد می‌کنند [1]. خوردگی و اکسایش سطح قالبها بر اثر استفاده از روانکار نامناسب، نرم شدن لایه‌های سطحی بر اثر دیکربوره شدن، کاهش استحکام و سختی داغ مواد قالب و تنشهای انبساطی و انقباضی ناشی از بروز استحاله‌های متوالی آستنیت (fcc) به مارتنزیت (bcc) و بعکس در سطوح داخلی قالب نیز تشکیل شبکه ترکهای حرارتی در این سطوح را تسریع می‌کنند. در واقع دمای سطوح داخلی قالب بر اثر تماس با ماده اولیه، تا حدود $700-800^{\circ}\text{C}$ افزایش می‌یابد. بنابراین با توجه به شرایط دمایی حاکم، سختپوشی این سطوح به وسیله آلیاژهای مقاوم در برابر دمای بالا، مانند آلیاژهای پایه کبالت و پایه نیکل، یکی از موفقیت آمیزترین روشهای افزایش عمر قالبهای فورج گرم به شمار می‌رود. سوپرآلیاژ استلایت 6 معروفترین آلیاژ سختپوشی پایه کبالت است که به دلیل برخورداری از سختی بالا در دماهای بالاتر از 620°C ، کاربرد بسیار گسترده‌ای در سختپوشی سطوح در معرض دماهای بالا دارد. این آلیاژ تا دمای 1100°C فاقد استحاله آلوتروپیک است [2].

2- روش تحقیق

استحکام کششی و استحکام تسلیم فولاد H11 با سختی 50HRC در دمای اتاق، به ترتیب برابر 1806Mpa و 1482Mpa است [1]. بنابراین جوشکاری این فولاد با الکترودهای پوشش دار کم هیدروژن نیز همراه با خطر ترک هیدروژنی بوده [3] به همین دلیل در این تحقیق از

روش جوشکاری TIG با جریان مستقیم الکتروود منفی (DCEN) و تکنیک بافتن برای سختپوشی استفاده شده است [3]. استفاده از تکنیک DCEN باعث کاهش خطر ورود تنگستن به حوضچه مذاب می‌شود. همچنین این فولاد از حساسیت بالایی نسبت به سرعتهای سرمایش سریع برخوردار است. با استفاده از عملیات حرارتی پیشگرم و افزایش انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه، سرعت خنک شدن قطعه کاهش می‌یابد. ضخامت قطعه نیز نقش به سزایی در سرعت خنک شدن پس از جوشکاری دارد. در حقیقت هدایت حرارتی در حالت انتقال حرارت سه بُعدی (ضخامت بیشتر از 25mm) بیشینه می‌شود. لازم است ذکر شود که تغییرات نسبتاً کوچک در دماهای پیشگرم و بین پاسی می‌تواند به بروز تغییرات شدیدی در سرعت سرد شدن در محدوده دماهای بحرانی منجر شود. به طور کلی عملیات پیشگرم، هزینه بر بوده و ممکن است باعث ایجاد تغییرات ریزساختاری نامطلوبی در جوش و فلز پایه (مانند رسوب کاربید در مرز دانه‌های HAZ) شود. بنابراین لازم است با استفاده از آزمایشهای مناسبی حداقل دمای پیشگرم مناسب و کمترین انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه به دست آید. از طرفی در صورت افزایش دمای HAZ به بالاتر از دمای بحرانی A_{cm} بر اثر افزایش انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه و کاهش سرعت سرد شدن، احتمال رسوب فاز پرویوتکتوئید (کاربیدهای آلیاژی) در مرز دانه‌های آستنیت اولیه افزایش یافته و در نتیجه، ریزساختار نامطلوبی با توجه به شرایط کاری حاکم بر قالبهای فورج گرم ایجاد می‌شود. بنابراین لازم است کمترین سرعت سرد شدن و کمترین انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه برای جلوگیری از تشکیل چنین ریزساختاری در HAZ به دست آید.

در جوشکاری استلایت 6 به وسیله فرایندهای قوسی، درصد آهن لایه اول حدود 20 تا 30 درصد افزایش می‌یابد. بنابراین چقرمگی این لایه به شرط بروز نکردن جدایش شیمیایی، افزایش یافته و خواص مقاومت به سایش و مقاومت

به خوردگی آن کاهش می‌یابد [4]. به منظور حصول به خواص مقاومت به سایش و مقاومت به خوردگی مطلوب به وسیله این آلیاژ، لازم است با افزایش ضخامت لایه سختپوشی، اثر رقت به حداقل ممکن برسد [3]. از طرفی افزایش ضخامت لایه سختپوشی با توجه به قیمت بالای مفتول استلایت 6 (1/500/000 ریال برای هر کیلوگرم) و افزایش زمان سختپوشی، باعث افزایش هزینه‌ها و در نتیجه کاهش بازدهی اقتصادی فرایند می‌شود. بنابراین لازم است پس از تعیین پارامترهای مناسب جوشکاری، تعداد لایه‌ها و ضخامت بهینه برای رسوب آلیاژ سختپوشی با توجه به خواص مکانیکی مورد نیاز و شرایط کاری حاکم بر قالبها به دست آید.

با توجه به شدت تنشهای پسماند ناشی از جوشکاری فولاد H11، استفاده از عملیات حرارتی پسرگرم ضروری به نظر می‌رسد. از سوی دیگر عملیات پسرگرم باعث افزایش هزینه‌ها و همچنین کاهش سختی و استحکام فلز پایه (قالب) در اثر تمپر شدن آن می‌شود. میزان افت سختی باید با توجه به شرایط کاری حاکم بر قالبها و برای جلوگیری از بروز تغییر شکل پلاستیک در حین سرویس، کنترل شود [5]. بنابراین لازم است میزان کاهش سختی مجاز بر اثر عملیات پسرگرم با طراحی آزمایشهای مناسب در این زمینه به دست آید. از سوی دیگر جوش پذیری فولادهای استحکام بالا در حالت آنیل

بسیار بیشتر از حالت کوئینچ - تمپر است، زیرا تحت این شرایط احتمال بروز ترکهای سرد و گرم - به دلیل کمتر بودن استحکام تسلیم و همچنین فقدان ریزساختارهای مارتنزیتی در آنها - کاهش می‌یابد [6، 7]. همچنین در صورت سختکاری قالبهای جوشکاری شده، غیریکنواختی ریزساختار HAZ تا حدود زیادی اصلاح شده و خواص خستگی و مکانیکی آن بهبود می‌یابد. بنابراین با طراحی آزمایشهای مناسب لازم است قابلیت سختکاری قالبهای سختپوشی شده در حالت آنیل را با توجه به ویژگیهای سوپرآلیاژ استلایت 6 بررسی کرد.

با توجه به مطالب فوق لازم است ریزساختار اولیه فلز پایه، انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه، دماهای پسرگرم و پسرگرم و نحوه خنک کردن پس از عملیات جوشکاری مطالعه و بررسی شوند. بنابراین به منظور بررسی نقش متقابل این پارامترها، حداقل $2^5=32$ بلوک آزمایش مورد نیاز است که البته با تغییراتی در نحوه بررسی پارامترهای مختلف - که جزئیات آن در ادامه خواهد آمد - می‌توان تعداد بلوکهای آزمایش را کاهش داد. در این تحقیق از مفتول استلایت 6 با قطر 3/2mm و 9 بلوک آزمایش با ابعاد 75×40×30mm از جنس فولاد H11 در حالت آنیل استفاده شده است. تجزیه شیمیایی مفتول و فولاد استفاده شده به ترتیب در جدولهای 1 و 2 داده شده است.

جدول 1 تجزیه شیمیایی مفتول استلایت 6 استفاده شده

درصد وزنی عناصر آلیاژی									تجزیه شیمیایی
Cu	Mn	Si	Fe	Mo	Ni	W	Cr	C	ASME A5.13
-	1/00	2/0	3/0	1/0	3/0	3/0-6/0	26/0-32/0	0/9-1/4	
0/02	0/48	1/3	0/29	0/05	0/16	4/5	27/5	0/95	شیمی تر

جدول 2 تجزیه شیمیایی فولاد H11(1/2343) استفاده شده

درصد وزنی عناصر آلیاژی								تجزیه شیمیایی
Cu	Mn	Si	Mo	Ni	V	Cr	C	DIN 17350
-	0/30-0/50	0/90-1/20	1/10-1/40	-	0/25-0/50	4/80-5/50	0/36-0/42	
0/08	0/45	1/14	1/16	0/31	0/42	5/17	0/39	کوانتومتری

مراحل انجام تحقیق را به صورت زیر می توان خلاصه کرد:

- 5- برش طولی نمونه های جوشکاری شده به دو قسمت تقریباً مساوی؛
- 6- سختکاری نیمه دوم نمونه های خام سختپوشی شده مطابق سیکل (شکل 1)؛
- 7- اندازه گیری ابعادی لایه سختپوشی شده؛
- 8- انجام مطالعات متالوگرافی و تهیه تصاویر متالوگرافی؛
- 9- انجام مطالعات سختی سنجی؛
- 10- بررسی نتایج و انتخاب پارامترهای بهینه برای سختپوشی.

3- بررسی و تحلیل نتایج

نتایج مطالعات انجام شده روی بلوکهای آزمایش در جدول و شکل های زیر ارائه شده است. در جدول 4 مشخصات لایه سختپوشی این بلوکها مانند ضخامت کل لایه، طول، پهنا، ضخامت و زمان جوشکاری هر پاس ارائه شده است.

- 1- سختکاری 5 بلوک مطابق با سیکل (شکل 1)؛
- 2- سنباده زنی کلیه سطوح نمونه های سختکاری شده؛
- 3- جوشکاری سه لایه روی سطح $75 \times 40 \text{ mm}$ نمونه های آنیل (A) و سختکاری شده (H) به فاصله حداقل 10 mm از لبه ها مطابق جدول 3 که زمان پس گرم نمونه ها در حدود 1 ساعت بوده و دمای بین پاسی آنها در حین جوشکاری، در محدوده دمای پیشگرم آنها نگهداری شده است. قطر الکتروود تنگستنی استفاده شده در این تحقیق $2/4 \text{ mm}$ و دبی گاز آرگون در تمامی موارد بر روی 7 l/min تنظیم شده است [8]. شدت جریان آغاز و اتمام جوشکاری به منظور ممانعت از بروز ترک چاله جوش روی 30% جریان اصلی جوشکاری تنظیم شده است.

- 4- سنباده زنی، بازرسی چشمی و انجام آزمایش مایع نافذ روی نمونه های سختپوشی شده؛

جدول 3 پارامترهای سختپوشی بلوکها*

ردیف	نمونه	سختی اولیه (HV)	پارامترهای جوشکاری		دمای پیشگرم (°C)	دمای پسگرم (°C)	نحوه خنک شدن
			ولتاژ (ولت)	جریان (آمپر)			
1	A1	200	11/6	100	200-250	520-570	کوره
2	A2	200	13	130	200-250	520-570	کوره
3	A3	200	11/6	100	350-400	550-600	کوره
4	A4	200	13	130	350-400	550-600	کوره
5	H5	549	11	85	-	-	هوا
6	H6	549	12/1	110	200-250	550-600	کوره
7	H7	549	13/5	140	200-250	550-600	هوا
8	H8	549	12/1	110	350-400	550-600	کوره
9	H9	549	13/5	140	350-400	550-600	هوا

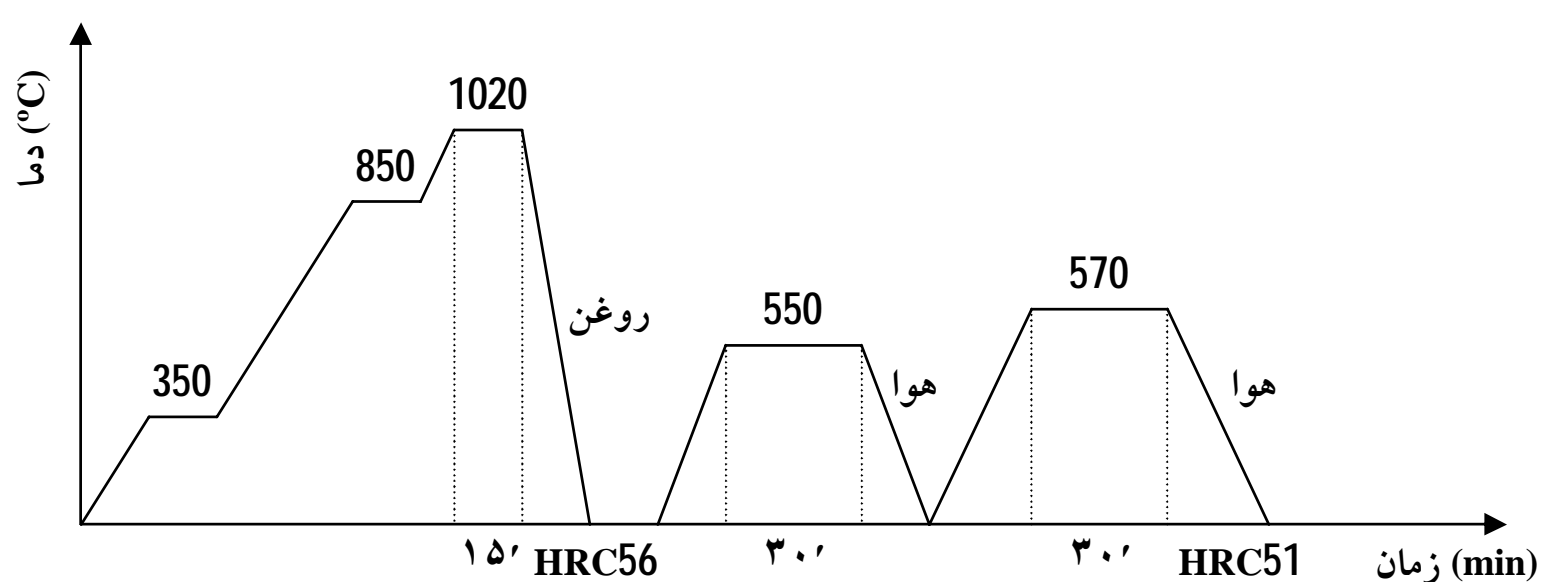
*ترتیب جوشکاری هر نمونه: 1- لایه اول: سه پاس کنار هم با متوسط طول 55 mm

2- لایه دوم: دو پاس کنار هم با متوسط طول 55 mm

3- لایه سوم: یک پاس با متوسط طول 55 mm

به ترتیب بیانگر حالت آنیل و سختکاری شده نمونه‌ها بوده و حروف A و F در انتهای نام هر تصویر به ترتیب بیانگر سرد شدن نمونه پس از عملیات جوشکاری در مجاورت هوا یا در داخل کوره بوده و اعداد بعدی به ترتیب بیانگر شدت جریان جوشکاری، دمای متوسط پیشگرم و دمای متوسط پسگرم است.

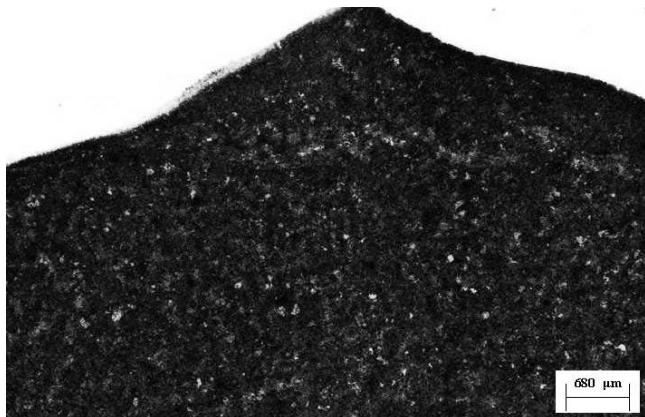
در شکل 2 ریزساختارهای فصل مشترک و HAZ بلوکهای آنیل - که در شرایط مختلفی سختپوشی شده‌اند - قبل و پس از سختکاری نشان داده شده است. در شکل 3 ریزساختارهای فصل مشترک و HAZ بلوکهایی که در حالت آبدار تحت شرایط مختلف سختپوشی شده‌اند، نشان داده شده است. حروف H, A در ابتدای نام این تصاویر



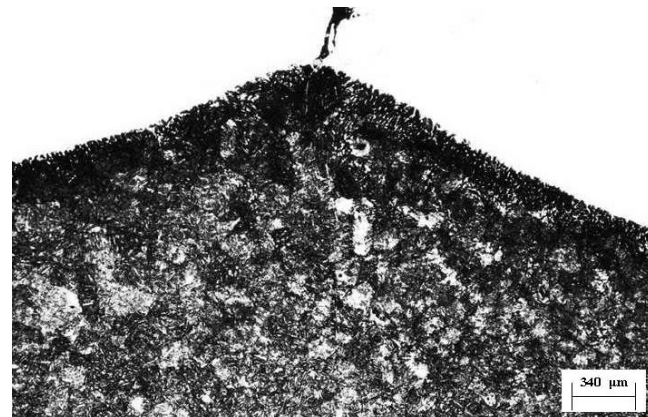
شکل 1 سیکل سختکاری بلوکها

جدول 4 مشخصات لایه سختپوشی بلوکها

ردیف	نمونه	جنس (DIN)	ضخامت کل لایه (mm)	مشخصات هر پاس		
				طول (mm)	پهنا (mm)	ضخامت (mm)
1	A1	1/2343	2/01	55	7	0/67
2	A2	1/2343	2/79	55	9	0/93
3	A3	1/2343	4/2	55	8/7	1/4
4	A4	1/2343	5/1	55	11	1/7
5	H5	1/2343	1	55	4/2	0/33
6	H6	1/2343	2/4	55	9	0/8
7	H7	1/2343	3/51	55	10/5	1/17
8	H8	1/2343	4/8	55	10/3	1/6
9	H9	1/2343	6	55	11/5	2



1H100-225-545F (ب)



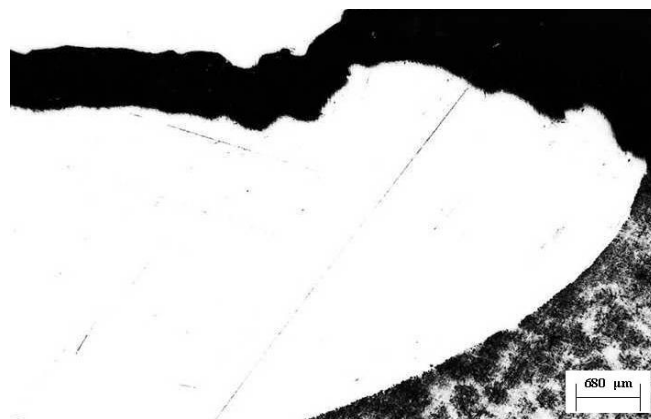
1A100-225-545F (الف)



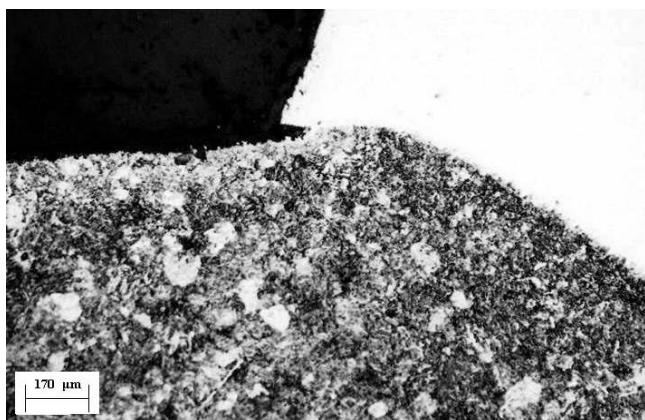
2H130-225-545F (ت)



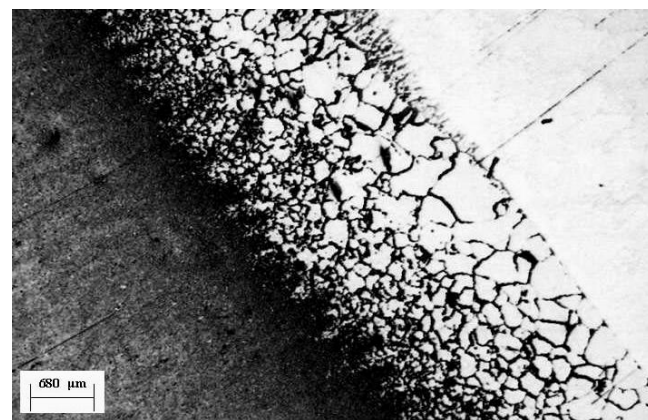
2A130-225-545F (پ)



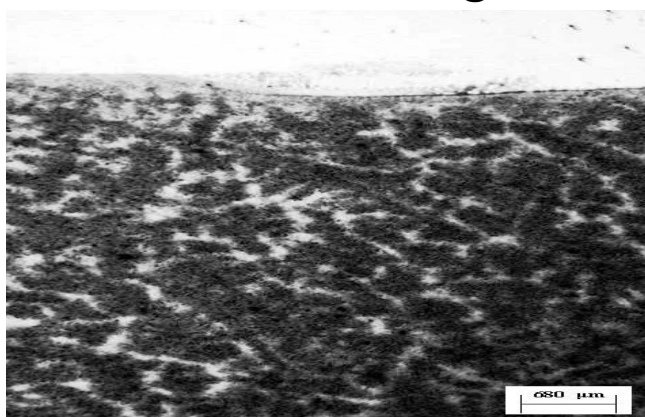
2H130-225-545F (ث)



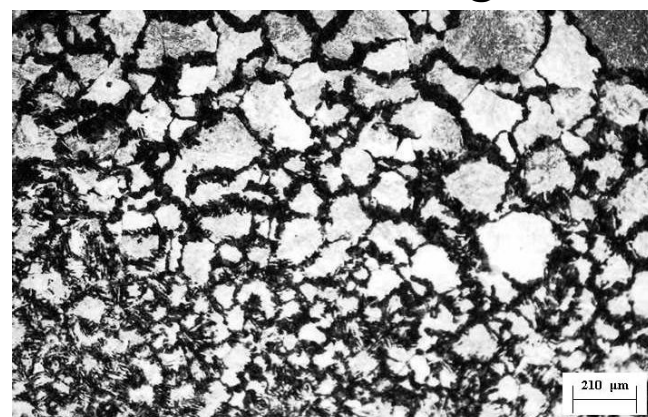
3H100-375-575F (چ)



3A100-375-575F (ج)



4H130-375-575F (خ)



4A130-375-575F (ح)

شکل 2 تصاویر متالوگرافی فصل مشترک و HAZ بلوکهای فولاد 1/2343 که در حالت آنیل در شرایط مختلف سختپوشی شده‌اند. تصاویر

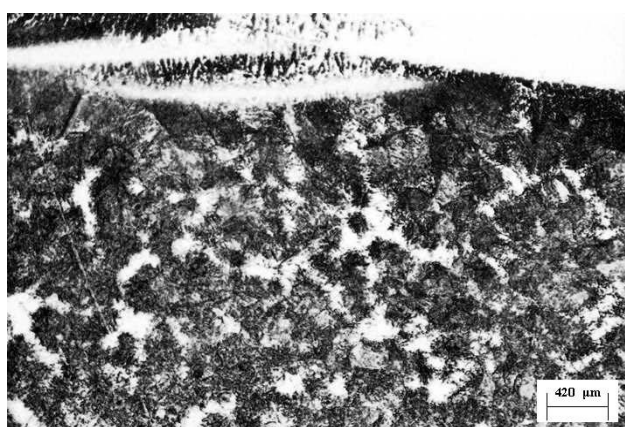
سمت راست: ریزساختارهای قبل از سختکاری و تصاویر سمت چپ: ریزساختارهای پس از سختکاری. محلول اچ: ویلا

انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه از معادله (4)، برای محاسبه مدت زمان سرد شدن از دمای 800°C به 500°C از معادلات (5 و 6) برای محاسبه درصد رقت حجمی پاس اول فلز جوش از معادله (7) استفاده شده است [3، 7، 9، 10]. لازم است ذکر شود که راندمان روش جوشکاری TIG در معادله (4) به طور متوسط در حدود $0/43$ [9، 10] و ضریب هدایت حرارتی فولاد H11 در معادله (6) در دمای 649°C در حدود $26/8\text{J/m.s.}^{\circ}\text{K}$ در نظر گرفته شده است [11].

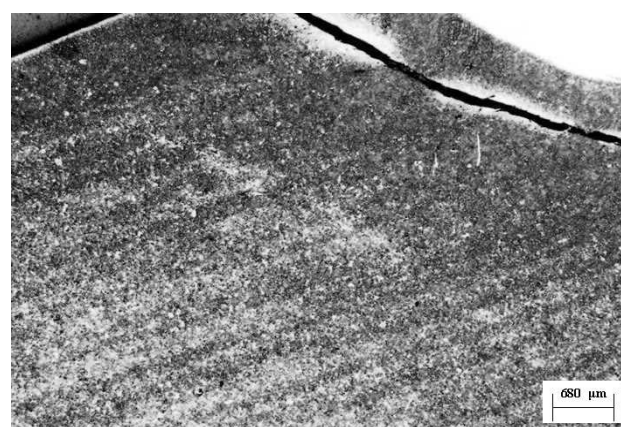
نتایج محاسبات مربوط به کرن معادل فولاد مورد استفاده در این تحقیق، محدوده دمایی پیشگرم مورد نیاز برای جوشکاری این فولاد، انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه، زمان سرد شدن از دمای 800°C به 500°C و درصد رقت حجمی پاس اول برای سیکلهای مختلف جوشکاری در جدول 5 خلاصه شده است. در این جدول برای محاسبه درصد کرن معادل از معادلات (1 و 2)، برای محاسبه دمای پیشگرم مورد نیاز برای جلوگیری از بروز ترک در حین جوشکاری از معادله (3)، برای محاسبه



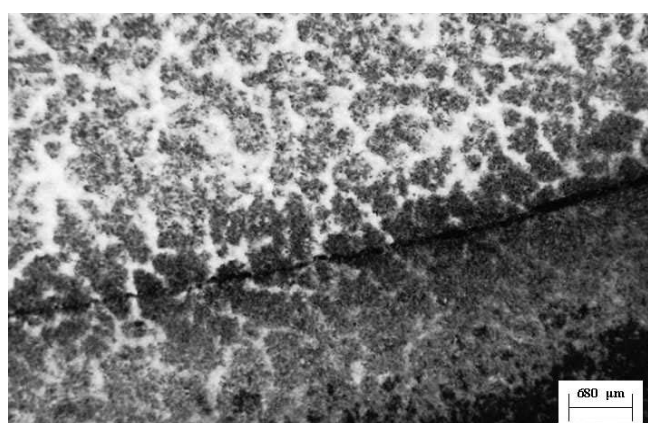
الف) 5H85-25A



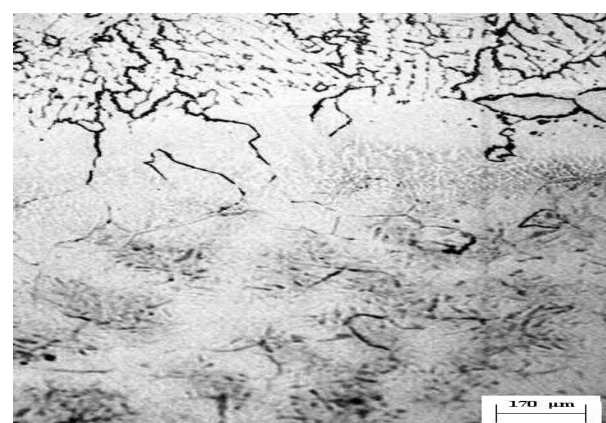
ب) 7H140-225-575A



ب) 6H110-225-575F



ث) 9H140-375-575A



ت) 8H110-375-575F

شکل 3 تصاویر متالوگرافی فصل مشترک و HAZ بلوکهای فولاد 1/2343 که در حالت آبدار در شرایط مختلف سختپوشی شده‌اند. محلول اچ: ویلا

یکی از پارامترهای بسیار مهم در پیش‌بینی سلامت HAZ و ریزساختارهای تشکیل شده در این منطقه، سرعت سرد شدن این منطقه از دمای 800°C به 500°C (Δt_{8-5}) است [9]. در شکل 4 تغییرات Δt_{8-5} برحسب انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه و دماهای مختلف پیشگرم ترسیم شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، افزایش انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه باعث کاهش سرعت سرد شدن در محدوده دمایی مذکور گشته و با افزایش دمای متوسط پیشگرم از 225°C به 375°C در انرژی ورودی ثابت نیز سرعت سرد شدن کاهش یافته است. با توجه به شیب این دو نمودار ملاحظه می‌شود که تأثیر دمای پیشگرم در کاهش سرعت سرد شدن، بیشتر از انرژی مؤثر ورودی بوده است. سرعت سرد شدن نمونه سختپوشی شده بدون دمای پیشگرم (25°C)، به‌صورت مربع توپر نشان داده شده است.

$$CE = C + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (1)$$

$$CCE = CE + 0.00254e \quad (2)$$

$$T_0 = 210CE + 15 - 45 \quad (3)$$

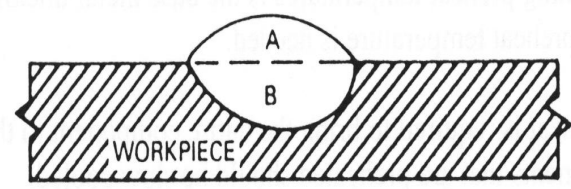
$$E = \eta \frac{VI}{S} \quad (4)$$

$$\Delta t_{8-5} = \frac{q/v}{2\pi\lambda\theta_1} \quad (5)$$

که در آن q/v انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه برحسب J/m، λ ضریب هدایت گرمایی فلز پایه برحسب $\text{Jm}^{-1}\text{s}^{-1}\text{K}^{-1}$ و θ_1 پارامتر دمایی است که به‌صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\frac{1}{\theta_1} = \left(\frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0} \right) \quad (6)$$

در معادله 6، T_0 دمای پیشگرم برحسب درجه کلوین است.


(7)

$$\% \text{ Dilution} = \frac{B}{A+B} \times 100$$

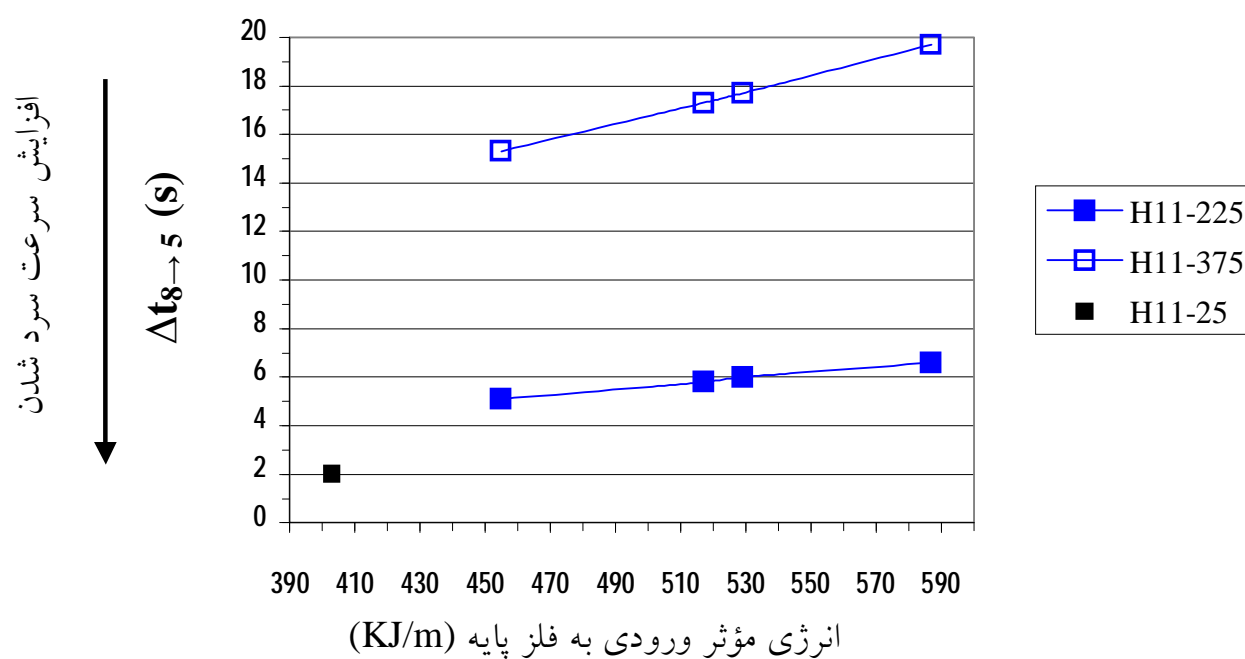
جدول 5 پارامترهای عمده سیکل سختپوشی بلوکهای آزمایش شده

ردیف	نمونه	کربن معادل CCE(%)	دمای پیشگرم محاسبه شده $T_0(^{\circ}\text{C})$	دمای پیشگرم اعمال شده $T_0(^{\circ}\text{C})$	انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه (KJ / m) Q	زمان سرد شدن از 800°C به 500°C (محاسبه شده) (s) Δt_{8-5}	درصد رقت پاس اول فلز جوش (محاسبه شده) D(%)
1	A1	1/85	343-403/5	200-250	454	5/1	11
2	A2	1/85	343-403/5	200-250	529	6	32
3	A3	1/85	343-403/5	350-400	455	15/3	13
4	A4	1/85	343-403/5	350-400	529	17/7	34
5	H5	1/85	343-403/5	-	403	2	8
6	H6	1/85	343-403/5	200-250	517	5/8	30
7	H7	1/85	343-403/5	200-250	587	6/6	53
8	H8	1/85	343-403/5	350-400	517	17/3	32

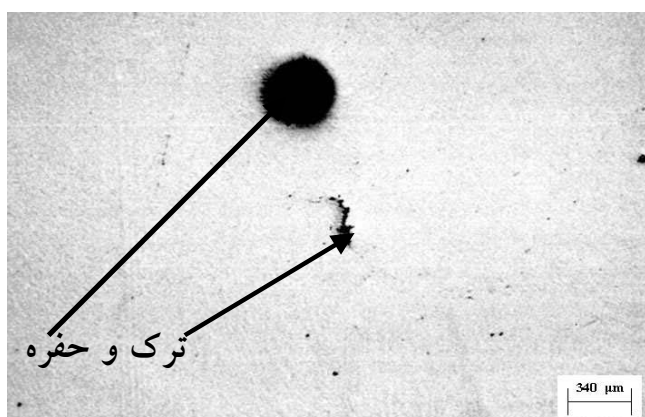
3-1- عیوب فلز جوش

سلامت فلز جوش نقش اصلی را در انتخاب فرایند سختپوشی دارد. بررسی فلز جوش نمونه‌های سختپوشی شده در حالت آبدار و نمونه‌های

سختپوشی شده در حالت خام (قبل از عملیات حرارتی) در چهار مورد، نشان‌دهنده حضور ترک در فلز جوش است که این در شکل 5 نشان داده شده است.



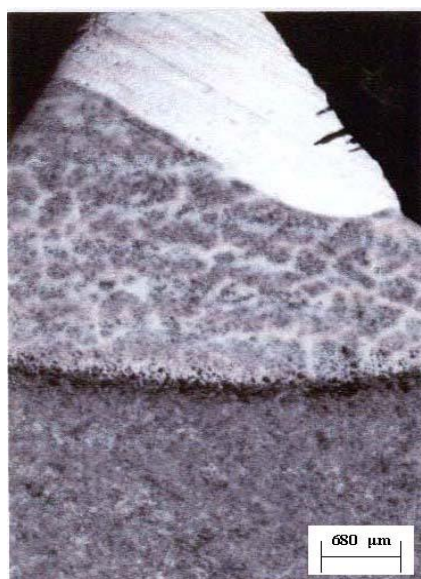
شکل 4 تغییرات Δt_{g-5} در HAZ برحسب انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه و دمای پیشگرم



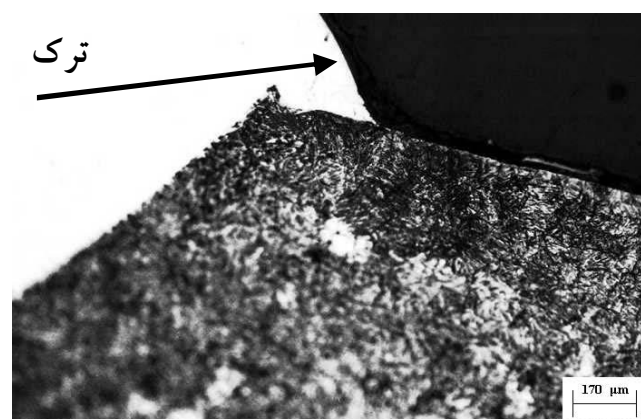
2A130-225-545F (ب)



1A100-225-545F (الف)



5H-85-25A (ت)



7H140-225-575A (پ)

شکل 5 ترک فلز جوش نمونه‌های آبدار و نمونه‌های خام قبل از عملیات سختکاری. محلول اچ: ویلا

علت اصلی بروز ترک در فلز جوش را می‌توان اختلاف ضریب انبساط حرارتی سوپرآلیاژ استلایت 6 و فولاد H11 دانست. به‌طور کلی درصد انقباض ناشی از انجماد استلایتها تا دمای اتاق بدون وجود مهار، در حدود 2% است [6]. ضریب انبساط حرارتی سوپرآلیاژ استلایت 6 در محدوده دمایی 20°C تا 600°C در حدود $14/5 \times 10^{-6} /^{\circ}\text{C}$ و در محدوده دمایی 20°C تا 800°C در حدود $15/05 \times 10^{-6} /^{\circ}\text{C}$ گزارش شده است [12]. با توجه به مهار فلز جوش به‌وسیله فلز پایه در طی جوشکاری، انقباض غیرآزادانه سوپرآلیاژ استلایت 6 بر اثر سرد شدن تا دمای اتاق، منجر به‌بروز تنشهای کششی قابل‌توجهی در فلز جوش می‌شود که مقدار آنها به ضریب انبساط حرارتی فلز پایه در محدوده دمایی مذکور، ضخامت فلز پایه، استحکام تسلیم آن و پیچیدگی سطح موردنظر برای سختپوشی بستگی دارد [6]. به بیان دیگر در صورت نازک بودن فلز پایه و کم بودن استحکام تسلیم آن، تنشهای مذکور باعث اعوجاج فلز پایه شده و از شدت آنها به مقدار قابل‌توجهی کاسته می‌شود. اما در صورت ضخیم بودن فلز پایه و زیاد بودن استحکام تسلیم آن، تنشهای مذکور، توان ایجاد تغییر شکل پلاستیک و اعوجاج در فلز پایه را نداشته و در نتیجه باعث بروز ترک در فلز جوش می‌شوند.

جوشکاری این فولاد در دمای اتاق همراه با بروز ترک در فلز جوش است (شکل 5-ت). با وجود پیشگرم کردن این فولاد در محدوده دمایی $200-250^{\circ}\text{C}$ مشکل بروز ترک فلز جوش همچنان باقی است (شکلهای 5-الف، ب و پ). در حقیقت در محدوده دمایی 20°C تا 650°C ، ضریب انبساط حرارتی این فولاد برابر $13/3 \times 10^{-6} /^{\circ}\text{C}$ است [9] که کمتر از ضریب انبساط حرارتی سوپرآلیاژ

استلایت 6 است. افزایش انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه نیز که در مواردی از آن به‌عنوان یکی از راههای افزایش دمای فلز پایه برای جلوگیری از بروز ترک در فلز جوش استفاده می‌شود [4]، در این مورد مؤثر واقع نشده است (شکل پ). با مطالعات دقیقتر به‌نظر می‌رسد که ارتباط خاصی بین بروز ترک فلز جوش و دمای پیشگرم و آغاز استحاله مارتنزیتی فولاد (M_s) وجود داشته باشد. دمای M_s این فولاد از سه روش مختلف در جدول 6 ارائه شده است. در حقیقت آغاز استحاله مارتنزیتی در فولادها و تبدیل ریزساختار متراکم fcc به ریزساختار بازتر bct با افزایش حجم و انبساط همراه است. با مقایسه محدوده دمای پیشگرم $200-250^{\circ}\text{C}$ با دمای M_s فولاد H11 و با توجه به لزوم کنترل دمای بین پاسی در داخل محدوده که دمای پیشگرم [13، 14] به‌نظر می‌رسد که دمای این فولاد پس از هر پاس جوشکاری به کمتر از دمای M_s رسیده و بر اثر بروز انبساط در فلز پایه، باعث افزایش تنشهای پسماند در فلز جوش و بروز ترک در داخل آن شده است. بنابراین لازم است حداقل دمای پیشگرم این فولاد در هنگام سختپوشی به‌وسیله سوپرآلیاژ استلایت 6، بالاتر از دمای M_s آن باشد.

بررسی سطوح خارجی فلز جوش پس از عملیات سختکاری در تمامی موارد، نشان‌دهنده تشکیل شبکه ترک در این مناطق است. در شکل 6 کیفیت سطوح خارجی فلز جوش مربوط به نمونه 3H100-375-575F قبل از عملیات سختکاری و پس از آن با یکدیگر مقایسه شده است. تمامی ترکهای اولیه پس از عملیات سختکاری تا سطح فلز جوش امتداد یافته‌اند. ترکهای جدید نیز از سطح فلز جوش و از داخل شبکه مذکور جوانه زده‌اند.

 جدول 6 دمای M_s فولاد H11

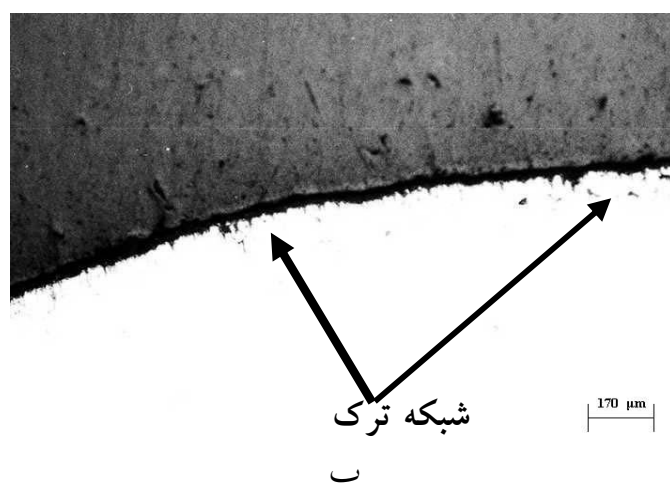
روش		
معادله 2	نمودار CCT	نمودار IT
289°C	285°C	270°C

بین‌دندریتهای از کربن و کروم غنی‌تر شده و به ترکیب یوتکتیک نزدیک می‌شود. در مراحل پایانی انجماد و با نزدیک شدن به خط سولیدوس، محلول جامد یوتکتیک و کاربید یوتکتیک $(Cr,Co)_7C_3$ به‌طور همزمان منجمد می‌شوند [15]. در شکل 7 تغییرات رقت حجمی لایه اول سختپوشی برحسب انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه و دمای پیشگرم ترسیم شده است. همان‌طور که دیده می‌شود، درصد رقت پاس اول، با افزایش انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه افزایش یافته است. دمای پیشگرم نیز بر میزان رقت حاصل از جوشکاری مؤثر بوده و با افزایش آن رقت افزایش یافته است. با افزایش انرژی ورودی و دمای پیشگرم و در نتیجه افزایش رقت پاس اول، بر میزان ترکیبات بین‌دندریتی و در حقیقت جدایش شیمیایی افزوده شده و در نتیجه باعث افت خواص مقاومت به ضربه و خستگی آن می‌شود.

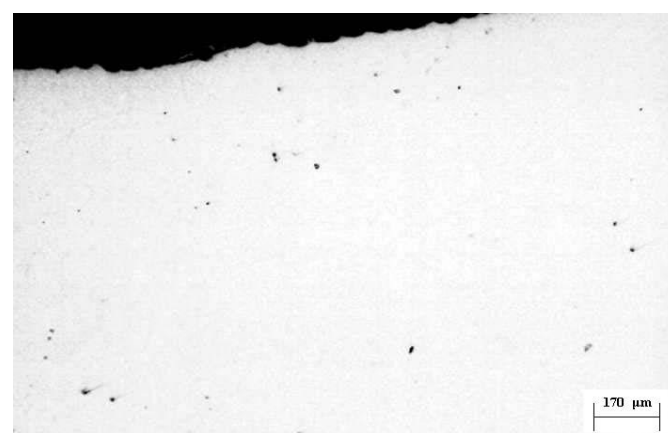
در این موارد نیز با توجه به اختلاف زیاد ضرایب انبساط حرارتی فولاد H11 با سوپرآلیاژ استلایت 6، تنشهای کششی زیادی بر اثر سرد شدن تا دمای اتاق در سطح فلز جوش ایجاد شده و در نهایت منجر به تشکیل شبکه ترک در این منطقه می‌شوند. بنابراین با توجه به نتایج حاصل، جوشکاری این فولاد در حالت خام و سپس سختکاری آن، روش مناسبی برای سختپوشی به‌وسیله استلایت 6 نمی‌باشد.

3-2- ریزساختار فلز جوش

استلایت 6 نوعی آلیاژ هیپویوتکتیک است که ریزساختار حاصل از انجماد آن شامل محلول جامد کبالت-کروم-تنگستن با ساختار fcc، محلول جامد یوتکتیک، کاربید یوتکتیک $(Cr,Co)_7C_3$ و مقادیر بسیار کمی کاربید تنگستن مرکب است [6، 15]. با انجماد محلول جامد کبالت، ترکیب شیمیایی مذاب واقع در فضای

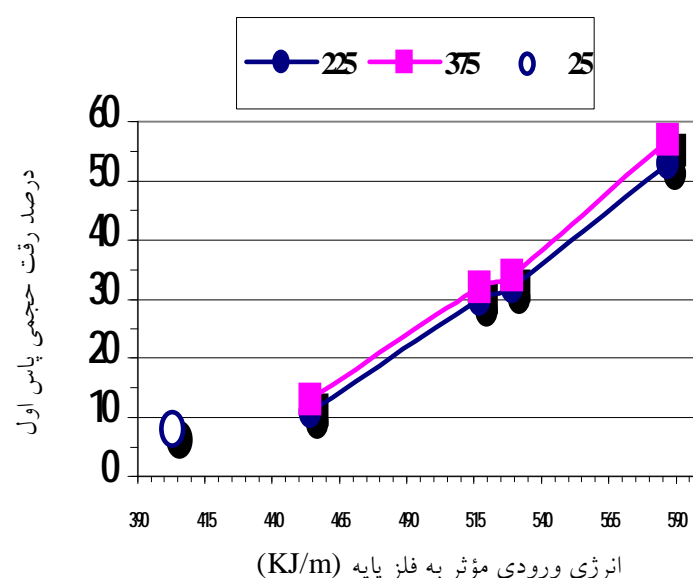


شبکه ترک
ب



الف

شکل 6 تصویر سطح خارجی فلز جوش: الف) قبل و ب) پس از عملیات حرارتی



شکل 7 تغییرات درصد رقت پاس اول

3-3- ریزساختار HAZ

ساختار HAZ نمونه‌های سختپوشی شده در حالت آنیل پیش از عملیات سختکاری فاقد ترک بوده، در حالی که ساختار HAZ نمونه‌های سختپوشی شده در حالت آبدار شکل 3 در نمونه‌های 5H85-25A، 6H110-225-575F و 9H140-375-575A دارای ترک است. دماهای پیشگرم متوسط این نمونه‌ها کمتر از دمای M_s فولاد است. از سوی دیگر Δt_{8-5} دو نمونه اول به ترتیب برابر 2s و 5/8s است (جدول 5). بنابراین با توجه به سرعت زیاد سرمایش این نمونه‌ها و دمای پیشگرم کم آنها در مقایسه با دمای M_s فولاد، دمای بین پاسی آنها در طی فرایند سختپوشی، به‌طور مکرر به زیر M_s فولاد رسیده و در نتیجه بر اثر بروز استحاله مارتنزیتی در HAZ و افزایش حجم این منطقه، تنشهای حاصل از این تغییر حجم، در ترکیب با تنشهای حرارتی و انقباضی جوشکاری، سبب بروز ترک در این منطقه شده‌اند. بنابراین مشاهده می‌شود که در ادامه، با افزایش شدت جریان جوشکاری و دمای پیشگرم به بالای M_s ، Δt_{8-5} نمونه‌ها به ترتیب تا 6/6s و 17/3s افزایش یافته و مانع از بروز ترک در HAZ شده است. در حقیقت جوشکاری نمونه‌ها در بالای دمای M_s ، علاوه بر کاهش سرعت سرد شدن، با توجه به تنش‌زدایی آنها بلافاصله پس از اتمام جوشکاری، باعث کاهش تنشهای پسماند ناشی از جوشکاری پیش از بروز استحاله مارتنزیتی در منطقه HAZ شده و خطر بروز ترک را به شدت کاهش می‌دهد. علت بروز ترک در HAZ نمونه 9H140-375-575A با وجود بالا بودن دمای پیشگرم و افزایش Δt_{8-5} آن به بیش از 19/7s، باید ترد شدن ساختار این منطقه بر اثر افزایش اندازه دانه‌ها (اندازه دانه 3 بر طبق استاندارد (ASTM E112) و تشکیل شبکه کاربید بسته در مرزدانه‌های آن باشد. درشت شدن ریزساختار HAZ و رسوب کاربیدهای مرزدانه‌ای بر اثر افزایش شدت جریان جوشکاری و کاهش سرعت سرد شدن رخ داده است.

رسوب کاربیدهای مرزدانه‌ای برای نمونه 8H110-375-575F نیز مشاهده می‌شود که شدت آن در نزدیکی فصل مشترک بیشتر است. Δt_{8-5} برای این نمونه در حدود 17/3s است.

نمونه‌های خام به علت برخورداری از سختی اولیه کمتر در مقایسه با نمونه‌های آبدار، دارای استحکام تسلیم پایین‌تر و ساختار انعطاف‌پذیرتری بوده و در نتیجه تحمل تنشهای انقباضی و شیب دمایی ناشی از عملیات جوشکاری را دارند. به بیان دیگر با بروز تغییر شکلهای پلاستیک بسیار کوچک در نمونه‌های خام، از شدت تنشهای پسماند حاصل از جوشکاری به مقدار قابل توجهی کاسته شده و مانع از ترک‌خوردگی فلز پایه و فلز جوش می‌شود [9، 16]. مطالعه تصاویر متالوگرافی نمونه‌های سختپوشی شده در حالت آنیل پس از عملیات سختکاری، بیانگر بروز ترک و ریزترک در HAZ بیشتر نمونه‌ها است. مطالعه تصاویر متالوگرافی شکل 2 نشان‌دهنده تشکیل شبکه‌های کاربید بسته در مرز دانه‌های آستنیت اولیه با افزایش Δt_{8-5} و در نتیجه کاهش سرعت سرد شدن است. در حقیقت با افزایش Δt_{8-5} به 15/3s برای نمونه 3A100-375-575F و در نتیجه افزایش دمای بیشینه HAZ آن، کاربیدهای آلیاژی در مرز دانه‌های آستنیت رسوب کرده‌اند. در ادامه همان‌طور که انتظار داریم با افزایش Δt_{8-5} نمونه 4A130-375-575F به 17/7s، علاوه بر افزایش طول HAZ و درشت‌تر شدن ساختار آن، بر حجم کاربیدهای رسوب‌کننده در مرز دانه‌ها نیز افزوده شده است.

3-4- خواص فلز جوش و HAZ

در شکلهای 8 و 9 پروفیل سختی تمامی بلوکهای آزمایش به‌استثنای بلوک سختپوشی شده بدون عملیات پیشگرم و پسگرم، در دماهای پیشگرم متوسط 225°C و 375°C با یکدیگر مقایسه شده است. نیمه راست هر شکل بیانگر پروفیل سختی فلز جوش و نیمه چپ بیانگر پروفیل

به طور کلی نتایج حاصل از بررسی و مقایسه پروفیل سختی HAZ این نمونه‌ها را به صورت زیر می‌توان خلاصه کرد:

1- کمترین وسعت و بیشترین شدت تغییر سختی مربوط به نمونه جوشکاری شده بدون دماهای پیشگرم و پسگرم است. سختی فلز پایه این نمونه‌ها بدون تغییر باقی مانده است.

2- با افزایش شدت جریان جوشکاری در دمای پیشگرم ثابت، وسعت و بیشینه سختی این منطقه افزایش یافته است.

3- با افزایش دمای پیشگرم در شدت جریان جوشکاری ثابت، وسعت این منطقه افزایش یافته، اما بیشینه دمای آن کاهش یافته است.

4- میزان افت سختی در فلز پایه نمونه‌های خنک شده در هوا در حدود 17 تا 20 درصد است.

5- میزان افت سختی در فلز پایه نمونه‌های خنک شده در کوره در حدود 25 تا 40 درصد است.

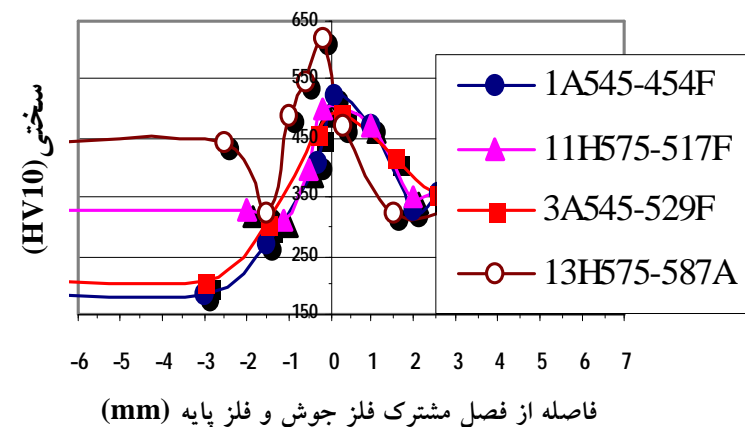
در حقیقت با افزایش $\Delta t_{8 \rightarrow 5}$ و در نتیجه کاهش سرعت سرد شدن در HAZ، با توجه به انجام استحاله‌های نفوذی تحت تأثیر عملیات تنش‌زدایی، درصد محصولات نفوذی افزایش یافته است. اعداد سختی این منطقه رابطه عکس با درصد آستنیت باقیمانده و درصد محصولات استحاله نفوذی مانند پرلیت و بینیت دارند [16].

4- نتیجه‌گیری

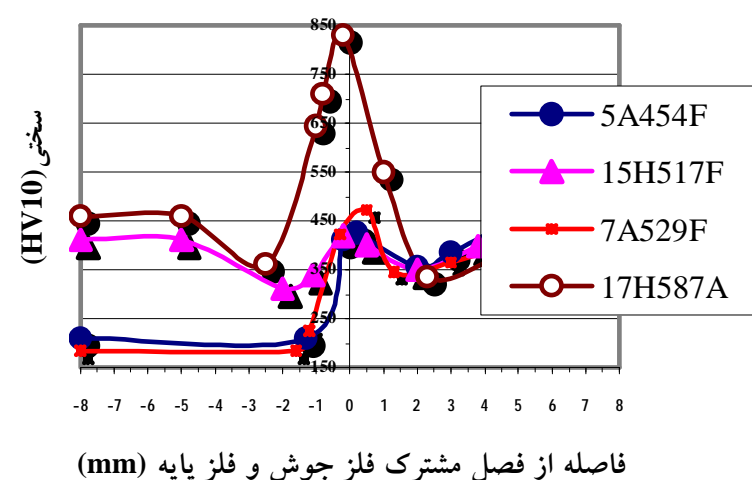
نتایج حاصل از سختپوشی نمونه‌های فولاد H11 به وسیله فرایند TIG و سوپرآلیاژ استلایت 6 در شرایط انتقال حرارت سه‌بعدی را به صورت زیر می‌توان خلاصه کرد:

1- به منظور حصول به فصل مشترک منظم با نفوذ کم، کمینه رقت در پاس اول و جلوگیری از جدایش شیمیایی در فلز جوش و ظرفیت شدن ساختار فلز جوش در نزدیکی فصل مشترک، استفاده از شدت جریان 80 تا 85 آمپر در لایه اول توصیه می‌شود.

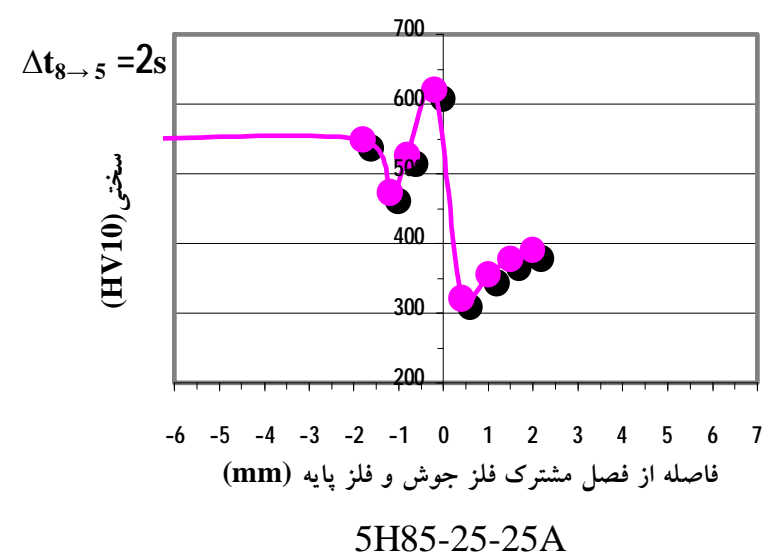
سختی فلز پایه است. پروفیل سختی فلز جوش و HAZ نمونه‌های سختپوشی شده بدون دمای پیشگرم و پسگرم در شکل 10 ترسیم شده است.



شکل 8 پروفیل سختی بلوکهای سختپوشی شده در دمای پیشگرم متوسط 225°C



شکل 9 پروفیل سختی بلوکهای سختپوشی شده در دمای پیشگرم متوسط 375°C و دمای پسگرم متوسط 575°C



شکل 10 پروفیل سختی نمونه سختپوشی شده بدون عملیات پیشگرم و پسگرم

محترم گروه 1 این صنایع که با همکاری صمیمانه خود امکانات لازم را برای انجام این تحقیق فراهم کردند، تشکر و قدردانی شود.

6- منابع

- [1] G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy; "Tool Steels"; 5th Ed., ASM International, 1998; pp. 10-12.
- [2] S. A. G. Sagf; "The Stelliteing of Exhaust Valves and Seats"; Metallurgia, April 1939.
- [3] A. Lesnewich; "Influence of Welding on Steel Weldment Soundness"; Welding, Brazing & Soldering, ASM Handbook; Vol. 6; 4th Ed; ASM International; 1997; pp. 408-415.
- [4] L. Van Muysend, & K. V. T. I. Mechelen; "Hardfacing with Co-Cr-X Alloys by Arc Welding Processes"; Cobalt; Vol. 55, June, 1972.
- [5] DIN 17350; "Tool Steels"; DIN Handbook 404; Iron & Steel: Quality Standards 4, Mechanical Engineering and Toolmaking, 1st Ed. December, 1992.
- [6] G. Grainger; "Hardfacing with Cobalt-base Alloys"; Deloro Stellite Ltd.; Cobalt; Vol. 3, June 1959; pp. 3-15.
- [7] S. Liu, & J. E. Indacochea, "Weldability of Steels"; Properties and Selection of Ferrous Materials, ASM Handbook; Vol. 1, 10th Ed, ASM International; 1997; pp. 603-613.
- [8] G. K. Hicken, "Gas Tungsten Arc Welding"; Welding, Brazing &

2- به منظور اصلاح ریزساختار فلز جوش، انحلال ترکیبات بین‌دندریتی (در صورت وجود) و در نتیجه بهبود خواص خستگی فلز جوش، استفاده از روش چندپاسی و شدت جریان 90 تا 100 آمپر در لایه‌های بعدی توصیه می‌شود. این، همچنین باعث افزایش نرخ رسوب و سرعت جوشکاری شده و در نتیجه علاوه بر کاهش هزینه جوشکاری از افت سختی بیش از حد فلز پایه نیز جلوگیری می‌کند.

3- به منظور حصول بیشینه سختی و مقاومت به سایش (41-42HRC) در سختپوشی با شدت جریان 80 تا 85 آمپر، لازم است عمق لایه سختپوشی بیش از 3mm باشد.

4- به منظور جلوگیری از رسوب کاربیدهای مرز دانه‌ای در HAZ، توصیه می‌شود انرژی مؤثر ورودی به فلز پایه کمتر از 455KJ/m بوده و $\Delta t_{8 \rightarrow 5}$ سیکل سختپوشی کمتر از 15/3s باشد.

5- به منظور جلوگیری از بروز ترک در HAZ، توصیه می‌شود $\Delta t_{8 \rightarrow 5}$ سیکل سختپوشی بیشتر از 6s باشد.

6- به منظور جلوگیری از بروز ترکهای انقباضی در فلز جوش و HAZ، توصیه می‌شود دمای پیشگرم و بین‌پاسی در محدوده 310-370°C قرار داشته باشد.

7- توصیه می‌شود تنش‌زدایی این فولاد در محدوده دمایی 425-500°C (زیر دمای آخرین تمپر) به مدت 1 ساعت به‌ازای هر 30mm ضخامت انجام شود.

8- با توجه به اختلاف ضریب انبساط حرارتی سوپرآلیاژ استلایت 6 و فولاد 1/2343، در عمل امکان سختپوشی این فولاد در حال آنیل و سپس سختکاری آن به علل تشکیل شبکه ترک در سطح خارج فلز جوش، بروز ترک پاشنه و بروز ترک HAZ، وجود ندارد.

5- تقدیر و تشکر

در پایان لازم است از مدیریت محترم صنایع شهید صیاد شیرازی مجتمع مهماتسازی و متالورژی تهران و مدیریت

- [13] J. R. Davis, Davis & Associates, "Hardfacing, Weld cladding and Dissimilar Metal Joining"; Welding, Brazing & Soldering, ASM Handbook; Vol. 6, 4th Ed, ASM International; 1997; pp. 789-829.
- [14] Stellite, "Hardfacing with Stellite Alloys", Cobalt Corporation; 1980.
- [15] F. Malek, "Quality Variability in Cobalt-base Hardfacing Alloys"; Ph. D. Thesis; Cranfield Institute of Technology; 1990.
- [16] G. E. Linnert, "Welding Metallurgy; Carbon & Alloy Steels"; Vol. 2, 3rd Ed., American Welding Society; 1967.
- Soldering; ASM Handbook; Vol. 6, 4th Ed, ASM International; 1997; pp. 190-194.
- [9] K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding"; 2nd Ed., Butterworth-Heinemann Ltd.; 1992.
- [10] N. Bailey et al., "Welding Steels without Hydrogen Cracking"; 2nd Ed., Abington Publishing & ASM International; 1973.
- [11] www.moldsteel.com, "Premium H11"; International Mold Steel Inc.
- [12] M. Riddihough, "The Rol of Cobalt in Industrial Hardfacing"; Cobalt; June 1964.