نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال پنجم، شماره 1، بهار و تابستان1398، صفحه 75-63

بهینه نمودن مقدار عنصر آلیاژی نیکل در ترکیب شیمیایی فلزجوش راسب شده از الکترود E7018-G

میلاد طغرائی سمیرمی ، مسعود مصلایی پور یزدی * ، مهدی کلانتر ، امیر سیف الدینی

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران.

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۰۶/۰۳ ؛ پذیرش مقاله: ۱۳۹۷/۱۱/۰۹)

چکیده

در پژوهش حاضر، تاثیر عنصر آلیاژی نیکل بر خصوصیات فلزجوش راسب شده از الکترود E7018-G مورد ارزیابی و پژوهش واقع شد. بدین منظور الکترودهایی حاوی مقادیر مختلف نیکل (۰ تا ۱/۷ درصد وزنی) طراحی و ساخته و توسط فرآیند جوشکاری قوس دستی، جوشکاری شدند. مطالعات ساختاری حاکی از تاثیر دوگانه نیکل بر ریزساختار فلزجوش حاصله بود. توضیح آنکه با افزایش نیکل تا ۱/۲ درصد وزنی جز فریت سوزنی در ریزساختار فلزجوش افزایش و دانه بندی منطقه مجددا گرم شده از فلزجوش ظریفتر گردید. اما مقادیر زیاد نیکل (بیشتر از ۱/۲ درصد وزنی) موجب افزایش اجزائی از قبیل فریت ویدمن-اشتاتن در ساختار فلزجوش می شد. برای ارزیابی تاثیر نیکل بر خصوصیات مکانیکی فلز جوش از پارامتر حاصلضرب استحکام کششی در انرژی ضربه (UTS×CVN) استفاده شد. بررسی های خواص مکانیکی نشان داد که بیشترین مقدار پارامتر مذکور در فلز جوش حاوی درصد وزنی ۱/۲ نیکل حاصل می شود. افزایش سختی فلزجوش با افزایش مقدار نیکل، مرتبط با تشکیل ریز اجزائی در ریزساختار فلز جوش و افزایش آنها با زیاد شدن مقدار نیکل بود.

کلمات کلیدی: E7018-G، ریزساختار، فریت، ضربه، استحکام .

Optimization of Ni Content in the Deposited Weld Metal Composition of E7018-G Electrode

M. Toghraei Semiromi, M. Mosallaee PourYazdi, M. Kalantar, A. Seifoddini

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University, Yazd, Iran.

(Received 25 August 2018 ; Accepted 29 January 2019)

Abstract

In the present study, effect of Ni alloying element on the characteristics of deposited weld metal of E7018-G electrode was evaluated. Therefore, electrodes contained different amounts of Ni (0-1.7wt.%) were designed, manufactured and welded via SMAW process. Microstructural studies revealed dichotomy effect of Ni on the deposited weld metal

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mosal@yazd.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

microstructure, i.e. increasing the Ni content up to 1.2wt.% improved the formation of acicular ferrite in the weld metal microstructure and caused significant grain refinement at the reheated zone of weld metal. While, higher Ni content (>1.2wt.%) resulted in some raising in the widmannstatten ferrite content in the weld metal. Strength multiplied by impact energy parameter (UTS×CVN) was used for mechanical properties assessment. Mechanical properties evaluation revealed the highest UTS×CVN parameter achieved in the weld metal contained 1.2wt.% Ni. Hardness of the weld metal increased with increasing Ni content which is related to the formation of micro constituents in the microstructure of weld metal and increasing their content with increasing Ni content.

Keywords: E7018-G, Microstructure, Ferrite, Impact, Strength.

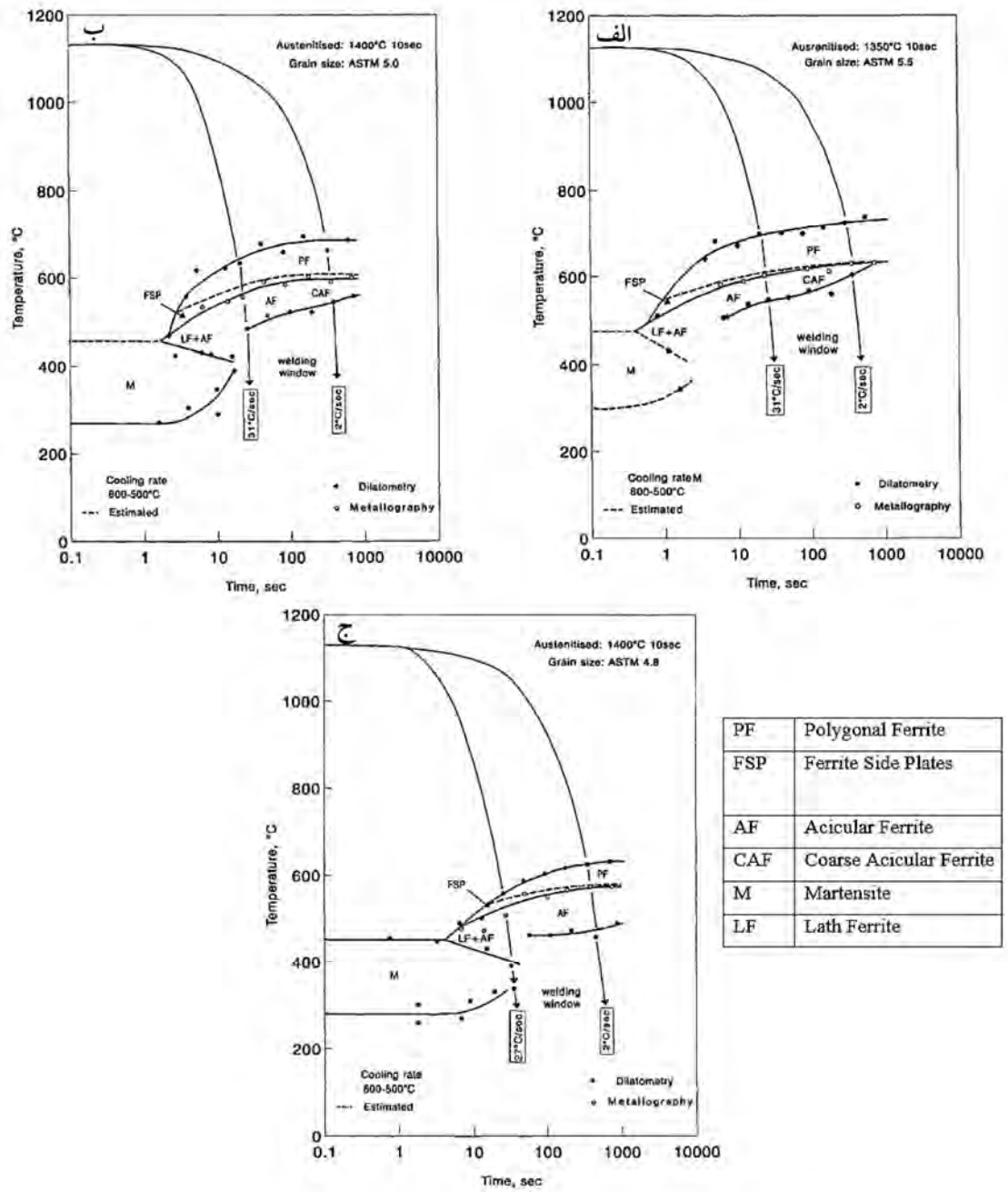
1- مقدمه

خواص مکانیکی فلزجوش به عواملی از قبیل پارامترهای جوشکاری، ترکیب شیمیایی، نرخ سرمایش و ریزساختار فلزجوش بستگی دارد[۱و۲]. عموما ریزساختار مطلوب برای فلزجوش ریزساختاری است که بخش عمده آن از فریت سوزنی تشکیل شده باشد، زیرا فریت سوزنی به دلیل ابعاد ریز (۰/۱-۳ μm)، زاویه مرزدانه ای بالا (اختلاف زاویه تا حدود ۷۰ درجه بین دانه ها)، دانسیته بالای نابه جایی ها در اثر تحول غیرتعادلی تشکیل فریت سوزنی($۱۰۸-۱۰۱۰ lines/cm^2$) و همچنین به دلیل حضور میکروفازها بین لایه های فریت سوزنی، موجب ایجاد ترکیبی عالی از استحکام و چقرمگی در فلزجوش می شود. به همین دلیل مکانیزم و پارامترهای تاثیرگذار بر جوانه زنی و رشد فریت سوزنی به طور گسترده مورد مطالعه قرار گرفته تا بتوان فریت سوزنی را به عنوان ریزساختار غالب در فلزجوش ایجاد نمود [۳-۵].اضافه شدن نیکل به ترکیب شیمیایی فلزجوش، باعث افزایش مقدار و ریزدانگی فریت سوزنی در ریزساختار فلزجوش می شود. لازم به ذکر است که در مقادیر نیکل بالا (با توجه به مقدار منگنز موجود در فلزجوش در مقادیر نیکل بیشتر از ۲درصد وزنی)، ممکن است فریت سوزنی توسط فازهای دیگری از قبیل مارتنزیت-آستنیت (M-A) جایگزین شود. این فازها می توانند باعث کاهش چقرمگی فلزجوش شوند[۶-۹]. تغییرات ریزساختاری با افزایش مقدار نیکل را می توان توسط نمودارهای CCT2 مربوط به فلزجوش های C-Mn-Ni (شکل۱) تفسیر نمود. همانگونه که از قسمت های مختلف شکل(۱) استنباط می شود، افزایش نیکل منجر به کاهش دمای استحاله آستنیت به فریت در تمام سرعت های سرد شدن فلزجوش می شود. به طوری که دمای شروع تشکیل فریت چندوجهی، بیشتر از دمای شروع تشکیل فریت سوزنی کاهش می یابد که این به معنای کاهش فریت چندوجهی و افزایش فریت سوزنی در ریزساختار فلزجوش با کاهش دما می‌باشد.

همچنین افزایش نیکل باعث ریزدانگی دانه های فریت سوزنی و کاهش مقدار فریت سوزنی درشت در ریزساختار می شود (به دلیل تاثیر آستنیت زایی نیکل و در نتیجه ایجاد فاز فریت در دماهای پایین تر). لازم به ذکر است که در مقادیر نیکل بالاتر از ۲/۵ درصد، مقدار فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار افزایش یافته و احتمال تشکیل فاز مارتنزیت نیز در فلزجوش بیشتر می شود[۱۰].

تحقیقات تیلور [۱۱] ، نشان داد که در حالت کلی افزایش نیکل منجر به کاهش فریت مرزدانه ای شده و در مقابل باعث افزایش و ریزترشدن فریت سوزنی در ریزساختار فلزجوش می شود. در مقادیر بالای نیکل بیشتر از ۳/۵ درصد یک تغییر در ریزساختار گزارش شد، بدین صورت که مارتنزیت لایه ای بین صفحات فریت سوزنی ایجاد شده بود. لازم به ذکر است که اثر نیکل به شرایط و درصد دیگر عناصر آلیاژی موجود در فلزجوش بستگی دارد، بدین معنا که اثر یک عنصر آلیاژی ممکن است توسط عناصر دیگر تغییر یابد.ایوانز[۱۲] ، تاثیر اضافه شدن درصدهای مختلف نیکل (۰/۵، ۱، ۲/۳، ۳/۵ درصد) را بر روی فلزجوش فولادهای کم آلیاژ در چهار درصد مختلف منگنز(۰/۶ wt%، ۱ wt%، ۱/۴ wt%و۱/۸ wt%) مورد مطالعه قرار داد و مشاهده کرد که به ازای مقـادیر مختلف

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]



شکل ۱- تاثیر افزایش نیکل بر نمودارهایCCT مربوط به فلزجوش هایC-Mn-Ni الف)C=0.05%, Mn=1.2%, Ni=1.1% ب)C=0.05%, Mn=1.18%, Ni=2.52% ج)C=0.05%, Mn=1.29%, Ni=3.58% [۱۰].

منگنز، مقدار بحرانی نیکل تغییر می یابد. به عنوان مثال در مقدارمنگنز۰/۶درصد وزنی با افزایش نیکل استحکام‌و چقرمگی فلزجوش به طور پیوسته اما با شیب کم افزایش می‌یابد. اما به ازای مقدار منگنز بیشتر از ۱ درصد وزنی اضافه شدن نیکل به ترکیب فلزجوش یک مقدار بحرانی از خود نشان می‌دهد. بدین معنـا که پس از مقدار بحرانی، اضافه شدن نیکل باعث کـاهش چقرمگی فلزجوش می شود.ایوانز چنین گزارش نمود که با کاهش مقدار منگنز در فلزجوش، مقدار بحرانی نیکل برای افت خواص مکانیکی فلزجوش افزایش می یابد.

نظر به محدوده نسبتا وسیع نیکل در ترکیب شیمیایی استاندارد الکترود E7018-G و نقش کلیدی نیکل در خواص فلزجوش راسب شده از این دسته از الکترودها، و همچنین کاربرد وسیع

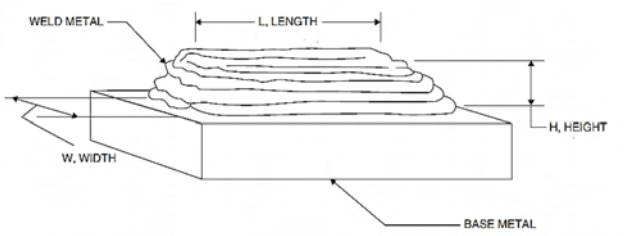
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

این نوع الکترود (جوشکاری تجهیزات ایستگاه های گاز و نفت، ساخت تجهیزات نیروگاه ها و پالایشگاه ها، کشتی سازی و غیره)، در این پژوهش تاثیر مقدار نیکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش راسب شده از الکترود E7018-G مورد ارزیابی و مطالعه قرار گرفته و محدوده بهینه مقدار نیکل در ترکیب شیمیایی این دسته از الکترودها تعیین می شود.

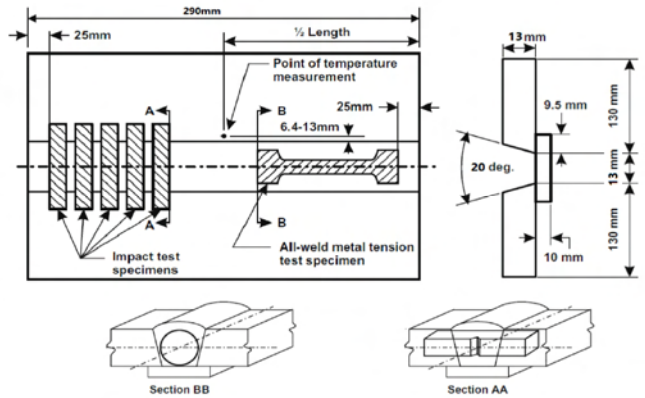
2- مواد و روش تحقیق

به منظور ارزیابی تاثیر درصد نیکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش حاصل از الکترودهای E7018-G، پنج دسته از این الکترود با مقدار نیکل متغیر در محدوده مجاز ترکیب شیمیایی این دسته از الکترودها مطابق با استاندارد ANSI/AWS-A5.5 با قطر ۳/۲۵ mm طراحی و تولید شد. مقدار نیکل موجود در پوشش الکترودها به اندازه ای انتخاب شد که فلزجوش نهایی حاصل از پنج دسته الکترود به ترتیب شامل حدود ۰/۶، ۰/۸، ۱/۲ و ۱/۷ درصد وزنی نیکل باشد و درصد سایر عناصر (Mn, Si, Cr, Mo, ...) تقریبا ثابت نگه داشته شد. برای تعیین ترکیب شیمیایی فلزجوش حاصل از الکترودهای ساخته شده، از آزمون نشر نوری توسط دستگاه کوآنتومتری مدل ARL-3460 استفاده شد.برای این منظور بر روی یک صفحه فولادی به ابعاد۶۰×۴۰×۲۰ میلی‌متر مکعب که نمونه کوانتومتری نامیده می شود (شکل ۲) ابتدا عملیات آسترکشی طبق استاندارد ANSI/AWS-A5.5 برای جلوگیری از مشارکت فلزپایه در ترکیب شیمیایی فلزجوش انجام شد و سپس جوشکاری در شش لایه (هر لایه شامل سه پاس) بر روی نمونه کوانتومتری انجام شد.

در ادامه سطح فوقانی فلزجوش ایجادشده سنگ زده شد و مورد آزمون کوانتومتری قرار گرفت. جوشکاری به روش قوس الکترود دستی بر روی کوپن هایی استاندارد از جنس فولاد DIN-St37 با ابعاد ۲۹۰×۱۳۰×۱۳ میلی‌متر مکعب و با سرعت متوسط ۳-۲ میلی‌متر بر ثانیه صورت گرفت. در شکل(۳) به طور شماتیک مشخصات کوپن جوشکاری شده و محل برشـــکاری نمونه های تست کشش و ضربه نشـــان داده شده است.



شکل ۲-شماتیک نمونه کوانتومتری مناسب جهت تعیین ترکیب شیمیایی فلزجوش [۱۳].



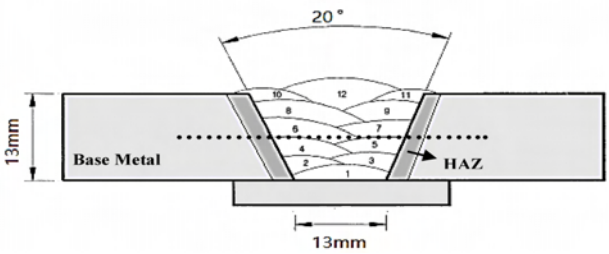
شکل۳-شماتیک کوپن جوشکاری شده وموقعیت برش نمونه های تست کشش وضربه [۱۳].

شرایط جوشکاری در وضعیت تخت مطابق با استاندارد AWS-A5.5 و با پارامترهای یکسان برای پنج نوع الکترود انجام شد. همانطور که در شکل(۴) نشان داده شده است شیار موجود در کوپن توسط ۶ لایه جوش (۱۲پاس) پرشد. در این شکل محل مربوط به اندازه گیری پروفایل سختی نمونه ها نیز به صورت خط نقطه چین مشخص شده است. پارامترهای فرآیند جوشکاری در جدول(۱) ذکر شده است. دمای بین پاسی به دقت در محدوده ۱۸۵±۵ °C کنترل شد.

برای مطالعه ریزساختاری فلزجوش، نمونه های متالوگرافی از مقطع عرضی جوش برش و پس از عملیات آماده سازی سطحی و پولیش کاری توسط محلول اچ نایتال ۳٪ (3%HNO_3 + 97% Ethanol (C_2H_5OH)) به مدت ۳ ثانیه اچ شد. بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدلSEM 6 PHENOM-Pro X انجام شد. درصد اجزای سازنده میکروساختار با استفاده از برنامه آنالیز تصاویر در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

بزرگنمایی۵۰۰ برابر تعیین شد. از آزمون های کشش، ضربه و سختی برای بررسی تاثیر ترکیب شیمیایی بر خواص مکانیکی فلزجوش استفاده شد.



شکل ۴- شماتیک هندسی فلزجوش و محل مربوط به اندازه گیری پروفایل سختی (خط نقطه چین).

نمونه های آزمون کشش با طول گیج mm ۲۵.۴در راستای طول فلزجوش تهیه گردید و آزمون کشش توسط دستگاه SANTAM STM-400 با سرعت کشش mm/min ۱۰ در دمای محیط (°C ۲۵) صورت گرفت. نمونه های ضربه مطابق با استاندارد AWS-A5.5 با ابعاد ۵۵×۱۰×۱۰ میلی متر مکعب در راستای عمود بر فلزجوش برش کاری و تحت عملیات شیارزنی قرار گرفته و سپس آزمون ضربه توسط دستگاه SANTAM STM-300J در دمای°C ۴۶- انجام و متوسط انرژی ضربه برای هر فلزجوش گزارش شد. برای اندازه گیری سختی فلزجوش نمونه های مختلف، پروفایل سختی ویکرز در راستای فلزجوش/ فلزپایه با فاصله mm ۱بین هر اندازه گیری تحت بار kg ۳۰ توسط دستگاه Instron Wolpert DIA722 بدست آورده شد (محل پروفایل سختی در شکل(۴) نشان داده شده است). مطالعات شکست نگاری بر روی سطح مقطع شکست حاصل از نمونه های کشش، توسط یک دوربین دیجیتال و به صورت دقیق تر توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM PHENOM-Pro X در بزرگنمایی ۳۰۰۰ برابر انجام شد.

جدول ۱- جزئیات فرآیند جوشکاری SMAW مورد استفاده در این پژوهش

فرآیند	جریان الکتریکی		ولتاژ (v)	سرعت جوشکاری	حرارت ورودی
	جریان (A)	پلاریته		(mm/s)	(kJ/mm)
SMAW	140	DCEP	21±1	2-3	0.9-1.2

3- نتایج و بحث

3-1- ترکیب شیمیایی

آنالیز ترکیب شیمیایی فلزجوش حاصل از الکترودهای مختلف بر اساس نتایج حاصل از آزمون کوآنتومتری در جدول(۲) آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود درصد نیکل موجود در فلزجوش در گستره ۱/۶۶-۰/۰۱ درصد وزنی تغییر یافته و درصد سایر عناصر تقریبا ثابت می باشد.

جدول ۲-ترکیب شیمیایی فلزجوش حاصل از الکترودها

Elements / Electrode ID	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%V
E7018-G-0	0.06	0.51	1.36	0.018	0.015	0.02	0.01	0.02	0.007
E7018-G-0.6	0.05	0.39	1.42	0.019	0.015	0.02	0.59	0.01	0.01
E7018-G-0.8	0.05	0.48	1.35	0.020	0.012	0.02	0.84	0.02	0.06
E7018-G-1.2	0.05	0.46	1.39	0.020	0.015	0.02	1.22	0.01	0.007
E7018-G-1.7	0.05	0.55	1.36	0.018	0.013	0.02	1.66	0.01	0.007

جدول۳- نتایج حاصل از متالوگرافی کمی در ناحیه ستونی

Constituents / Electrode ID	PF (%)	FS (%)	AF (%)
E7018-G-0	27±3	21±4	52±4
E7018-G-0.6	21±2	18±4	61±3
E7018-G-0.8	17±3	16±2	67±3
E7018-G-1.2	10±3	11±2	79±2
E7018-G-1.7	9±1	15±4	76±2

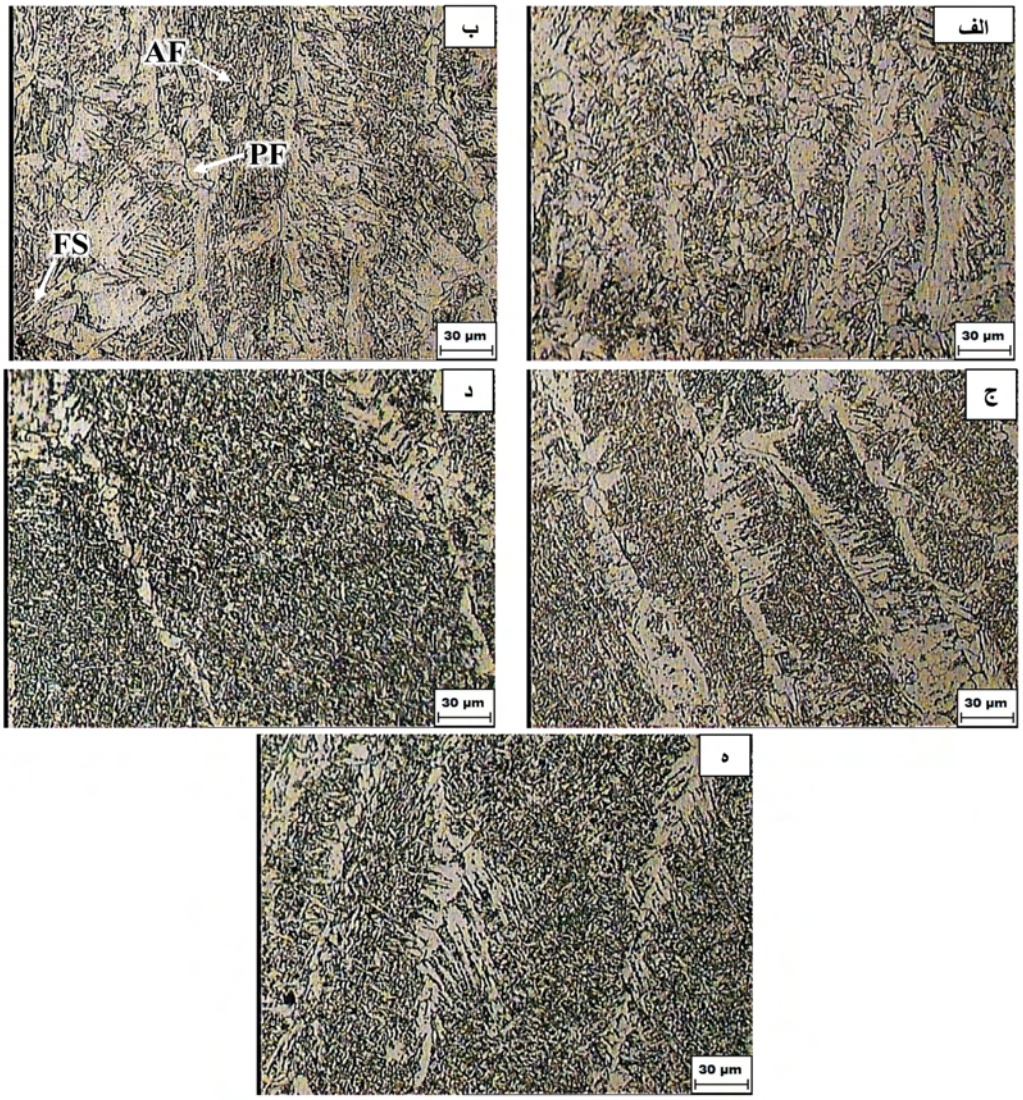
3-2- ارزیابی ریزساختاری

ریزساختار جوش های چندپاسه شامل یک منطقه با دانه های ستونی(ADZ) و یک منطقه مجددا گرم شده (RHZ) می باشد. ناحیه RHZ خود به دو قسمت ۱- مجددا گرم شده دانه درشت (CGRZ) و ۲- مجددا گرم شده دانه ریز (FGRZ) تقسیم بندی می شود. با توجه به درصد کم عناصر حل شونده در فولادهای کم آلیاژ، انجماد فلزجوش این فولادها با رشد رونشستی فریت دلتا (δ) ستونی، از فصل مشترک فلزپایه و فلزجوش شروع می شود[۱۴].با کاهش دما فریت دلتا در اثر یک استحاله حالت جامد به آستنیت تبدیل می‌شود. آستنیت در مرزدانه های δ-δ جوانه زده و به یک ساختار با دانه های

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

ستونی توسعه پیدا می کند که از لحاظ ظاهری بسیار شبیه به دانه های فریت دلتا اولیه است. پهنای دانه های آستنیت معمولا در حدود ۱۰۰ µm و طول آنها در حدود ۵۰۰۰ µm می باشد [۱۵و۱۶].در فوق تبریدهای کم زیر دمای A3، فریت چندوجهی (PF) اولین فازی است که به صورت لایه هایی نازک و پیوسته در مرزدانه های آستنیت ستونی تشکیل می‌شود. این لایه ها با یک سرعت کنترل شده (که به میزان نفوذ کربن بستگی دارد) رشد می کنند. این فاز برای چقرمگی مضر است، زیرا مقاومت کمی در برابر اشاعه ترک تورقی دارد [۱۷].با کاهش بیشتر دما، فریت تمایل دارد به صورت صفحه ای شکل، با یک مکانیزم جایگزینی به جای فریت چندوجهی تشکیل شود (زیرا در فوق تبریدهای زیاد، فقط فصل مشترک‌های نامنظم فعال می شوند، چون انرژی ترمودینامیکی زیادی آزاد می گردد و در نتیجه شکل ظاهری جوانه فریت می‌تواند به صورت صفحه ای باشد) که به این نوع از فریت، فریت ویدمن اشتاتن یا فریت با صفحات جانبی (FS) گفته می‌شود. هرچه میزان فوق تبرید بیشتر باشد، فریت ویدمن اشتاتن نازک تر و کشیده تر می‌شود. به دلیل شکل صفحه‌ای فریت ویدمن اشتاتن، مقدار زیادی از کربن می‌تواند در کناره‌های صفحات در حال رشد قرار گیرد به طوری که لبه صفحات همیشه توسط آستنیت احاطه شده است. بنابراین صفحات فریت ویدمن اشتاتن با یک سرعت ثابت و بسیار سریع تر از فریت چندوجهی کشیده می‌شوند. در دماهای پایین‌تر، رشد فریت ویدمن اشتاتن به درون دانه ها بسیار کند شده و جوانه های جدیدی از فریت به صورت سریع تر در جلوی فریت در حال رشد جوانه زنی می کنند. این فریت‌های جدید که فریت سوزنی (AF) نامیده می شوند، بر روی ذرات ناخالصی جوانه زده و دارای سوزن های کوتاه فریت که به صورت تصادفی رشد و جهت گیری نموده اند، می‌باشند [۱۸-۲۱]. در شکل(۵) ریزساختار ناحیه ستونی مربوط به آخرین پاس (پاس۱۲) برای فلزجوش ها با درصد نیکل مختلف نشان داده شده است و از آنجایی که فلزجوش در آخرین پاس جوشکاری‌تحت‌حرارت‌پاس‌های‌بعدی‌قرار نمی‌گیرد ریزساختار این پاس فقط شامل ناحیه ستونی می باشد. همانگونه که از قسمت‌های مختلف شکل(۵) استنباط می‌شود، ریزساختار فلزجوش عمدتا شامل فریت چندوجهی، فریت ویدمن اشتاتن، فریت سوزنی و بینیت می باشد که تغییر در مقدار هرکدام از این فازها، به شدت بر روی خواص مکانیکی فلزجوش تاثیر می گذارد[۲۲-۲۴].در پژوهش حاضر، مشاهده شد که با افزایش نیکل در ترکیب شیمیایی فلزجوش در محدوده ۰ تا ۱/۲ درصد، فریت چندوجهی و فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار ناحیه ستونی کاهش یافته و در مقابل مقدار فریت سوزنی افزایش می یابد به طوری که در ۱/۲ درصد نیکل فاز غالب ریزساختار فریت سوزنی می باشد (شکل ۵). نتایج حاصل از متالوگرافی کمی در ناحیه ستونی، به صورت تابعی از مقدار نیکل موجود در فلزجوش در جدول(۳) ارائه شده است. این جدول نشان می دهد که تمامی نمونه ها حاوی نسبت بالایی از فریت سوزنی هستند. همچنین مشخص است که با افزایش مقدار نیکل موجود در فلزجوش، درصد فریت سوزنی بر خلاف دیگر اجزا (فریت چندوجهی و ویدمن اشتاتن)، به صورت قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است .با توجه به شکل های(۵ و۶) می‌توان مشاهده کرد که اضافه شدن نیکل باعث ریزتر شدن دانه های فریت سوزنی و همچنین باریکتر شدن مناطق ستونی می گردد. افزایش نیکل منجر به کاهش دمای استحاله آستنیت به فریت می شود [۲۳] و در نتیجه ایجاد فریت سوزنی در دماهای پایین تر، باعث ریزترشدن و همگن تر شدن این فاز در ریزساختار می شود. بهول و همکاران نیز[۲۴]، گزارش کرده اند که نیکل و اکسیژن می توانند جوانه زنی فازهای ثانویه را افزایش دهند. توزیع پراکنده ذرات فاز ثانویه می تواند باعث افزایش تشکیل فریت سوزنی، اصلاح و ریز شدن دانه ها و بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش شود (زیرا این ذرات فاز ثانویه به عنوان محل های مناسب جوانه زنی فریت سوزنی عمل می‌کنند). مطالعات ریزساختاری آشکاری نمود که در مقادیر نیکل بالاتر (۱/۷ درصد وزنی) علاوه بر کاهش جزئی در مقدار فریت سوزنی، کسرحجمی فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار تا

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]



شکل ۵- ریزساختار ناحیه ستونی برای فلزجوش ها با درصد نیکل مختلف.

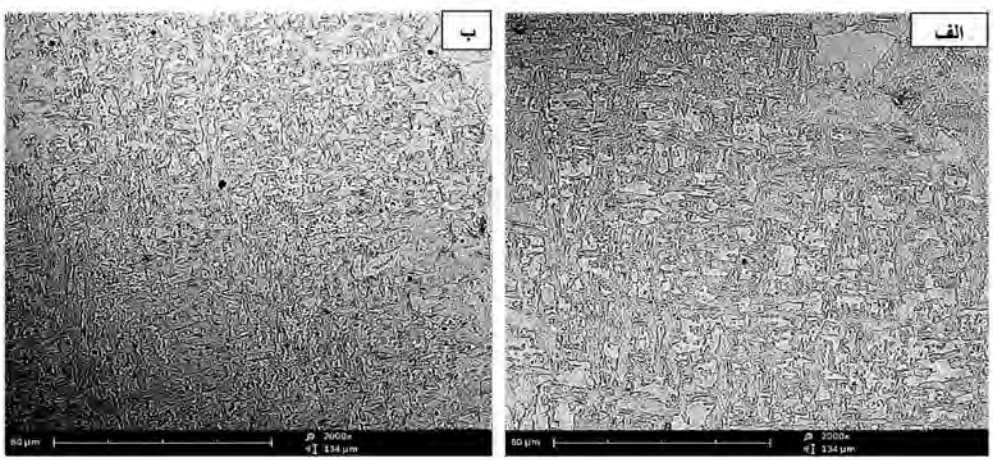
الف) ۰ درصد نیکل، ب) ۰/۶ درصد نیکل، ج) ۰/۸ درصد نیکل، د) ۱/۲ درصد نیکل و ه) ۱/۷ درصد نیکل

حدودی افزایش یافته است. گزارشات حاصل از تحقیقات قبلی صورت گرفته در مورد تاثیر نیکل بر خواص و ریزساختار فلزجوش های کم کربن [۱۷-۲۵]، حاکی از این است که در مقادیر نیکل بالاتر (بیشتر از ۲/۵ درصد) امکان ایجاد فازهای ترد و سخت مانند مارتنزیت-آستنیت نیز در ریزساختار وجود دارد. تشکیل نسبت زیادی از فازهای فریت چندوجهی، فریت ویدمن اشتاتن و مارتنزیت در ریزساختار تاثیر بسیار مضر بر چقرمگی فلزجوش دارد زیرا این فازها مسیرهای اشاعه ترک مطلوبی را فراهم می کنند که در هنگام شکست تورقی فلزجوش مقاومت کمی از خود نشان می دهند.

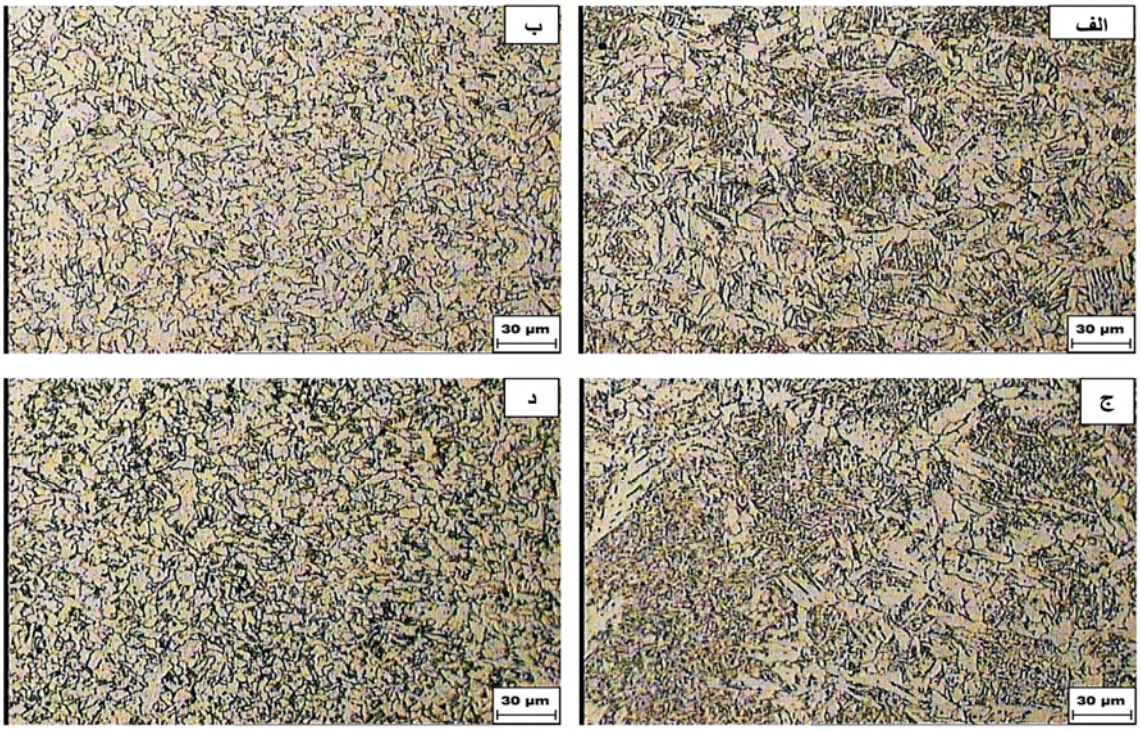
ریزساختار CGRZ و FGRZ برای دو مقدار ۰ و ۱/۲ درصد نیکل در شکل(۷) نشان داده شده است.

ریزساختار CGRZ شبیه به ناحیه ستونی است با این تفاوت که دانه های آستنیت ستونی توسط دانه های هم محور جایگزین شده است و فازها از نظر اندازه بزرگتر هستند. همانند ناحیه ستونی در CGRZ هم با افزایش درصد نیکل، مقدار فریت سوزنی افزایش یافته و در مقابل مقدار فریت چندوجهی و فریت ویدمن اشتاتن کاهش یافته است (شکل ۷-الف و ج). همچنین مشاهده می شود که اصلاح و یکنواختی ریزساختار در CGRZ با افزایش درصد نیکل اتفاق افتاده‌است. در مقادیر کم

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]



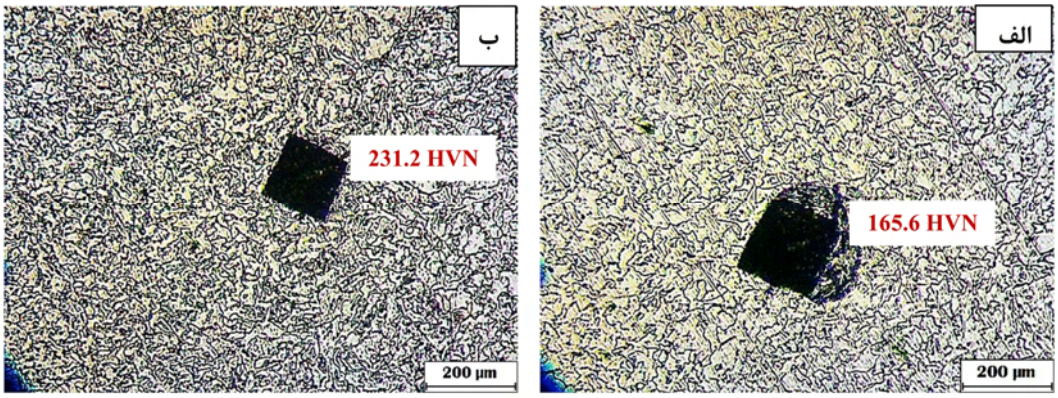
شکل ۶- تصاویر SEM از ریزساختار منطقه فریت سوزنی درناحیه ستونی فلزجوش الف) ۰ درصد و ب) ۱/۲ درصد نیکل



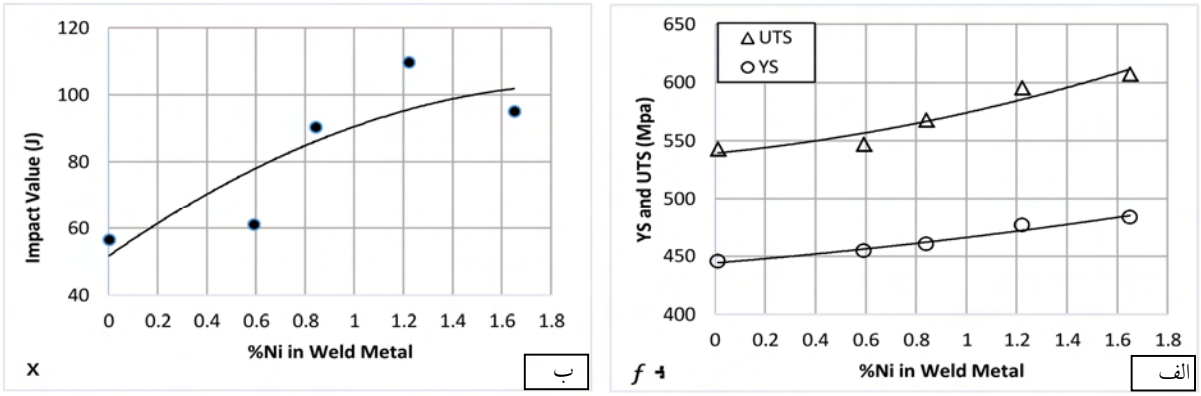
شکل ۷- ریزساختار ناحیه مجددا گرم شده. الف و ب) به ترتیبCGRZ و FGRZ مربوط به فلزجوش با ۰ درصد نیکل ج و د) به ترتیب CGRZ و FGRZ مربوط به فلزجوش با ۱/۲ درصد نیکل

نیکل ریزساختار FGRZ یکدست تر بوده و شامل دانه های فریت هم محور و مقدار کمی از میکروفازها (نقاط سیاه رنگ در شکل ۷-ب) می باشد. علت تشکیل دانه های فریت هم محور در این ناحیه این است که در FGRZ دما تا حدود ۹۰۰ درجه سانتی گراد می‌رسد که در این حالت حین سرد شدن، این ناحیه دستخوش‌عملیات نرماله شده و دانه‌های هم محور و ریزی در این ناحیه تشکیل می شود [۲۲]. افزایش مقدار نیکل، ریزساختار این ناحیه را غیریکدست کرده و مقدار میکروفازها افزایش می یابند (علت افزایش این میکروفازها می تواند جدایش بیشتر نیکل در مرز سلولی فاز در حال انجماد (فریتδ) با افزایش نیکل باشد). تعیین دقیق طبیعت این میکـروفـازهای سیاه رنگ نیاز به مطالعات TEM بیشتری دارد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]



شکل ۸- مقایسه میکروسختی FGRZ برای دو فلزجوش با الف) ۰ درصد و ب) ۱/۲ درصد نیکل



شکل ۹- تغییرات استحکام تسلیم و نهایی و انرژی ضربه بر حسب مقدار نیکل موجود در فلزجوش الف) استحکام، ب) انرژی ضربه.

بررسی های کمی انجام شده نشان داد که میانگین اندازه دانه‌های منطقه FGRZ در حدود ۲±۴ µm می باشد.

با اندازه گیری میکروسختی از FGRZ تحت بار kg ۰/۵ برای دو فلزجوش با صفر درصد و ۱/۲٪ نیکل مشخص شد که با افزایش درصد نیکل سختی این منطقه افزایش یافته است. این افزایش سختی را می توان به دلیل افزایش میکروفازهای سیاه رنگ در ریزساختار با افزایش درصد نیکل دانست (شکل ۸). مقادیر سختی گزارش شده در شکل(۸) میانگین پنج اندازه‌گیری در این منطقه برای هر فلزجوش است.

3-3- ارزیابی خواص مکانیکی

3-3-1- آزمون کشش و ضربه

نیکل نقش مهمی در استحکام بخشی از طریق تشکیل محلول جامد و استحکام بخشی از طریق ریزکردن دانه ها در فولادها ایفا می کند. ثابت شبکه آهن گاما برابر با ۳/۶۴ آنگستروم می‌باشد.

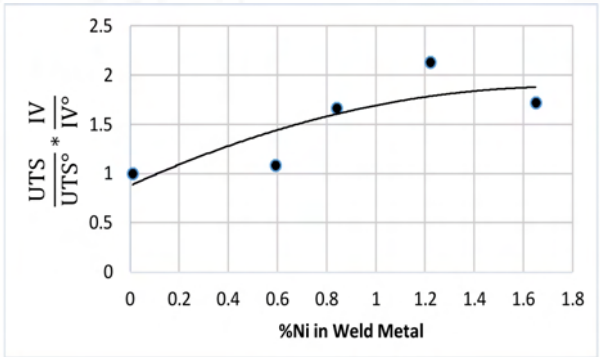
عناصر آلیاژی مانند نیکل می توانند جایگزین اتم های آهن گاما شده و باعث اعوجاج شبکه و افزایش ثابت شبکه شوند و در نتیجه می توانند باعث افزایش استحکام فلزجوش شوند [۲۶و۲۷]. نتایج حاصل از آزمون کشش و ضربه و روند تغییرات استحکام تسلیم، استحکام نهایی و انرژی ضربه به صورت تابعی از مقدار نیکل موجود در فلز جوش، در جدول(۴) و شکل (۹) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود با افزایش نیکل موجود در فلزجوش، استحکام تسلیم و استحکام نهایی هر دو افزایش می یابند. این افزایش استحکام را می توان به دلیل افزایش فریت سوزنی ریز در ریزساختار فلزجوش با افزایش درصد نیکل دانست. افزایش نیکل در محدوده ۰-۱/۲ درصد انرژی ضربه را به طور قابل ملاحظه ای افزایش داد اما در مقادیر نیکل بالاتر (۱/۷درصد) افت انرژی ضربه ایجاد می شود که نشان دهنده کاهش چقرمگی ضربه فلزجوش است. این افت چقرمگی ضربه را می‌توان به افزایش جزئی فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

نسبت داد. در شکل(۱۰) نیز تغییرات پارامتر حاصلضرب استحکام کششی نرماله شده در انرژی ضربه نرماله شده (به عنوان معیاری برای ارزیابی همزمان استحکام و چقرمگی ضربه)، بر حسب مقدار نیکل موجود در فلزجوش نشان داده شده است. همانگونه که در این شکل دیده می شود افت چقرمگی ضربه در مقدار نیکل۱/۷ درصد رخ داده است. با توجه به تحقیقات قبلی صورت گرفته در مورد تاثیر نیکل بر خواص و ریزساختار فلزجوش های کم کربن [۲۲-۲۵]، پیش بینی می شود که در مقادیر نیکل بالاتر (بیش از ۲/۵ درصد) نیز افت شدیدی در چقرمگی ضربه فلزجوش به وجود آید، زیرا احتمال ایجاد فازهای ترد و سختی مانند مارتنزیت-آستینت در ریزساختار فلزجوش وجود دارد.

جدول ۴- نتایج حاصل از آزمون کشش و ضربه برای نمونه ها با درصد نیکل مختلف

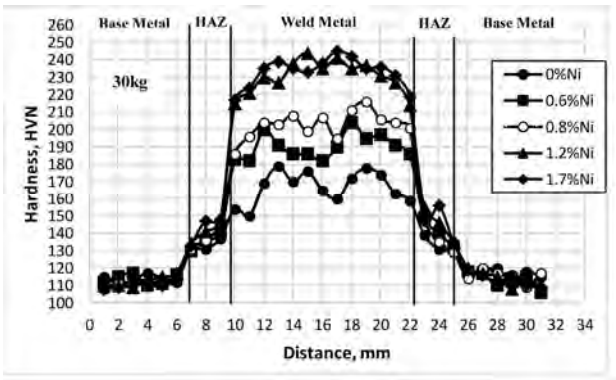
Properties / Electrode ID	Yield stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Impact Values (J)
E7018-G-0	445.37	542.86	38.42	56.62
E7018-G-0.6	454.45	546.92	37	61.2
E7018-G-0.8	460.66	568.08	36.5	90.53
E7018-G-1.2	476.65	595.73	34.7	109.9
E7018-G-1.7	483.66	607.14	33.4	95.13



شکل ۱۰- تغییرات پارامتر حاصلضرب استحکام کششی نرماله شده $(\frac{UTS}{UTS^\circ})$ در انرژی ضربه نرماله شده $(\frac{IV}{IV^\circ})$ بر حسب مقدار نیکل موجود در فلزجوش.

3-3-2- سختی سنجی

تاثیر نیکل بر پروفایل سختی در راستای مقطع فلزجوش در شکل(۱۱) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می شود با افزایش درصد نیکل در فلزجوش یک افزایش سختی نسبتا قابل ملاحظه ای از فلزپایه به سمت فلزجوش به وجود آمده است که این امر می تواند به دلیل تغییرات در ریزساختار و ترکیب شیمیایی مناطق مربوطه باشد. افزایش سختی را می‌توان به دلیل تغییرات ریزساختار (افزایش فریت سوزنی ریز) و افزایش میکروفازها در ریزساختار با افزایش درصد نیکل دانست. در فلزجوش با ۱/۷ درصد نیکل ، افزایش سختی چندانی نسبت به نمونه ۱/۲ درصد نیکل مشاهده نشد.



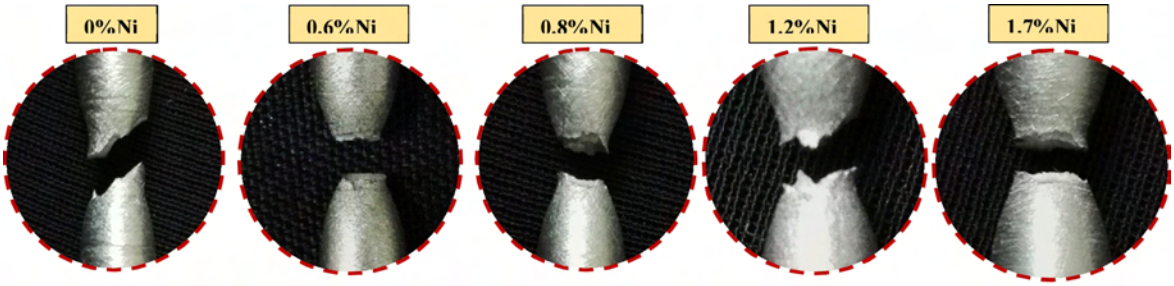
شکل ۱۱-پروفایل سختی نمونه ها با درصد نیکل مختلف.

3-3-3- ارزیابی سطح شکست نمونه های کشش

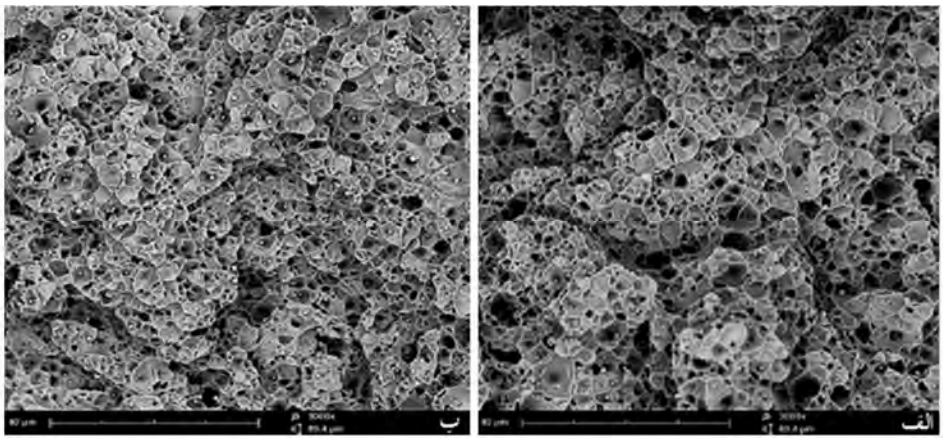
بررسی های ماکروسکوپی سطح مقطع نمونه های کشش (شکل ۱۲) نشان داد که با افزایش نیکل، حالت منطقه شکست نمونه ها از حالت برشی به سمت حالت مخروط-فنجان پیش می رود به طوری که در مقدار نیکل ۱/۲ درصد ، حالت شکست به طور کامل مخروط-فنجان است. این نشان دهنده این امر است که با افزایش نیکل تا مقدار۱/۲ درصد، شکست نمونه‌ها به صورت نرم تر اتفاق افتاده است.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از سطح مقطع شکست نمونه ها (شکل ۱۳)، نشان داد که تقریبا در تمامی نمونه ها سطح شکست حاوی دیمپل می باشد. به علاوه مشخص شد که با افزایش نیکل میزان یکنواختی دیمپل ها افزایش یافته و اندازه دیمپل ها نیز کوچکتر شده است به طوریکه شکست نمونه با ۱/۲ درصد نیکل را می توان کاملا نرم و داکتیل دانست.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]



شکل ۱۲- تصاویر ماکروسکوپی از سطح مقطع شکست نمونه های کشش با درصد نیکل مختلف.



شکل ۱۳- تصاویر SEM سطح شکست نمونه های کشش الف) ۰ درصد نیکل ب) ۱/۲ درصد نیکل

4- نتیجه گیری

تاثیر اضافه شدن نیکل در محدوده ۰-۱/۷ درصد وزنی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش راسب شده از الکترود E7018-G مورد بررسی قرار گرفت. از مهمترین نتایج این کار پژوهشی می توان به موارد زیر اشاره کرد:

۱- با افزایش درصد نیکل در ترکیب شیمیایی فلزجوش در محدوده ۰-۱/۲ درصد وزنی، مقدار فریت سوزنی هم در منطقه ستونی و هم در منطقه مجددا گرم شده به طور یکنواخت افزایش می یابد و در مقابل مقدار فازهای فریت چندوجهی و فریت ویدمن اشتاتن در این مناطق کاهش می یابد.

۲- افزایش نیکل باعث اصلاح، یکنواختی و ریزتر شدن فازها در مناطق ستونی و مجددا گرم شده می شود.

۳- در مقادیر نیکل بالا (۱/۷ درصد) مشاهده شد که علاوه بر کاهش جزئی در مقدار فریت سوزنی، کسرحجمی فریت ویدمن-اشتاتن در ریزساختار تا حدودی افزایش یافته است که افزایش این فاز می تواند تاثیر مضر بر چقـــرمگی فلـز جـوش داشته باشد، زیرا این فاز مسیرهای اشاعه ترک مطلوبی را فراهم می کند که در هنگام شکست تورقی فلزجوش مقاومت کمی از خود نشان می دهد.

۴- با افزایش درصد نیکل مقدار میکروفازها در تمام مناطق ریزساختار فلزجوش افزایش می یابد.

۵- با افزایش درصد نیکل در محدوده ۰-۱/۲ درصد وزنی، استحکام تسلیم و کششی، سختی و چقرمگی ضربه افزایش می‌یابند اما در مقادیر نیکل بالاتر (۱/۷ درصد)، چقرمگی ضربه افت می کند.

تقدیر و تشکر

در پایان از همکاری اساتید و کارشناسان محترم دانشگاه یزد و ریاست محترم و مدیران تولید و تحقیق و توسعه شرکت الکترود یزد که اینجانب را در انجام این پروژه یاری نموده اند کمال تشکر و قدردانی به عمل می آید.

منابع

1- Bhadeshia.H.K.D.H, Svensson.L.E, Gretoft.B,"A model for the development of microstructure in low

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

14-Esterling. K.E, Introduction to physical metallurgy of welding, 1st ed., London: Butterworths, 1985.

15-Bhadeshia. H.K.D.H, Svensson. L.E, Gretoft. B, "The austenite grain structure of low alloy steel weld deposits". Journal of Materials Science, Vol. 21, pp. 3947–3951, 1986.

16-Honeycombe. R.W.K, Bhadeshia. H.K.D.H, Steels: microstructure and properties, 3rd ed. Oxford: Butterworth–Heinemann Publications, 2006 .

17- Bhadeshia. H.K.D.H, Models for the elementary mechanical properties of steel welds. In: Cerjak H, Bhadeshia. H.K.D.H, editors. The proceeding of mathematical modelling of weld phenomena III. London: Institute of Materials; pp. 229–284. 1997.

18- Yang. J.R, Huang. C.Y, Huang. C.F, Aoh. J.N, "Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal". Journal of Materials Science Letters, pp. 1290–1293, 1993 .

19-Byun. J.S, Shim. J.H, Suh. J.Y, Oh. Y.J, Cho. Y.W, Shim. J.D, Lee. D.N, "Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties". Materials Science and Engineering A319–321, pp. 326–331, 2001.

20-Ohkita. S, Horii. Y, "Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals". ISIJ International; Vol. 35, pp. 1170–1182. 1995.

21-Sindo Kou, Welding metallurgy, 2nd ed.,published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, pp. 232-234, 2003.

22-Kang. B.Y, Kim. H.J, and Hwang. S. K, "Effect of Mn and Ni on the variation of the microstructure and mechanical properties of low carbon weld metals". ISIJ International, Vol. 40, pp. 1237-1245, 2000.

23-Guo. N, Liu. D, Guo. W, Li. H and Feng. J,"Effect of Ni on microstructure and Mechanical properties of underwater wet welding joint". Materials & Design, Vol. 77, pp. 25-31, 2015.

24-Bhole. S.D, Nemadeb. J.B, Collins. L, Liu. C, "Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel". Journal of Materials Processing Technology, Vol. 173, pp. 92–100, 2006.

25-Zhang. Z. and Farrar R.A, "Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals". Welding Research Supplement, pp. 183-196, 1997.

26-Yin. S.K, Wang. Y.S, Peng. Y, "Microstructure character and its effect on toughness for weld metals alloy steel (Fe–Mn–Si–C) weld deposits". Acta Metallurgica, pp. 1271–1283, 1985.

2- Bhadeshia. H.K.D.H, Svensson. L.E, Modeling the evolution of microstructure in steel weld metal. In: Cerjak H, Easterling KE, editors. The proceeding of the mathematical modeling of weld phenomena. London: Institute of Materials; pp. 109–182.1993.

3-Yang.J.R, Huang.C.Y, Huang.C.F, Aoh. J.N,"Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal".Journal of Materials Science Letters, pp. 1290–1293, 1993.

4-Byun. J.S, Shim.J.H, Suh.J.Y, Oh.Y.J, Cho.Y.W, Shim. J.D, Lee. D.N,"Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties". Materials Science and Engineering A319–321, pp. 326–331, 2001.

5-Ohkita.S, Horii.Y,"Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals". ISIJ International;Vol. 35, pp. 1170–1182. 1995.

6-Evans.G.M and Bailey. Metallurgy of basic weld metal. Woodhead Publishing Limited, 1997.

7-Bose-Filho. W.W, Carvalho. A.L.M, Strangwood. M, "Effect of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds". Materials Characterization, Vol. 58, pp. 29–39, 2007.

8-Trindade, V.B, Payao, J.C, Souza. L.F.G, Paranhos, R.R, "The Role of Addition of Ni on the microstructure and mechanical behavior of C-Mn weld metals". Exacta, Sao Paulo, Vol. 5, pp. 177-183, 2007 .

9- Mao. G, Cao. R, Yang. J, Jiang. Y, Wang. S, "Effect of Nickel Contents on the Microstructure and Mechanical Properties for Low-Carbon Bainitic Weld metals". Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 26, pp. 2057-2071, 2017.

10- Zhuyao Zhang and Farrar. R.A, An Atlas of CCT Diagrams Applicable to Low Carbon Low Alloy Weld Metals, Published by The Institute of Materials, pp. 11-15, 1995.

11- Farrar. R. A, Harrison. P. L, "Review Acicular Ferrite in carbon-manganese weld metals". Journal of Materials Science, Vol. 22, pp. 3812-3820, 1987 .

12-Evans. G. M, "The Effect of Nickel on microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits". Weld. Res. Abroad 41. 1991.

13-AWS.A5.5; Specification for low alloy steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding, 10th ed., 2014.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]

with different strength grades". Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 26, pp. 55–60, 2014.

27-Kandavel. T.K, Chandramouli. R, Karthikeyan. P, "Influence of alloying elements and density on aqueous corrosion ehavior of some sintered low alloy steels". Materials & Design, Vol. 40, pp. 336–342, 2012.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-10-30]