

## بهینه نمودن مقدار عنصر آلیاژی نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018-G

میلاذ طغرایی سمیرمی، مسعود مصلاهی 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 فلز جوش راسب شده از الکتروود 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 فلز جوش حاصله بود. توضیح آنکه با افزایش نیکل تا ۱/۲ درصد وزنی جز فریت سوزنی در ریزساختار فلز جوش افزایش و دانه بندی منطقه مجددا گرم شده از فلز جوش ظریفتر گردید. اما مقادیر زیاد نیکل (بیشتر از ۱/۲ درصد وزنی) موجب افزایش اجزائی از قبیل فریت ویدمن-اشناتن در ساختار فلز جوش 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 فلز جوش 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. Mosallae Pour Yazdi, 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

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.

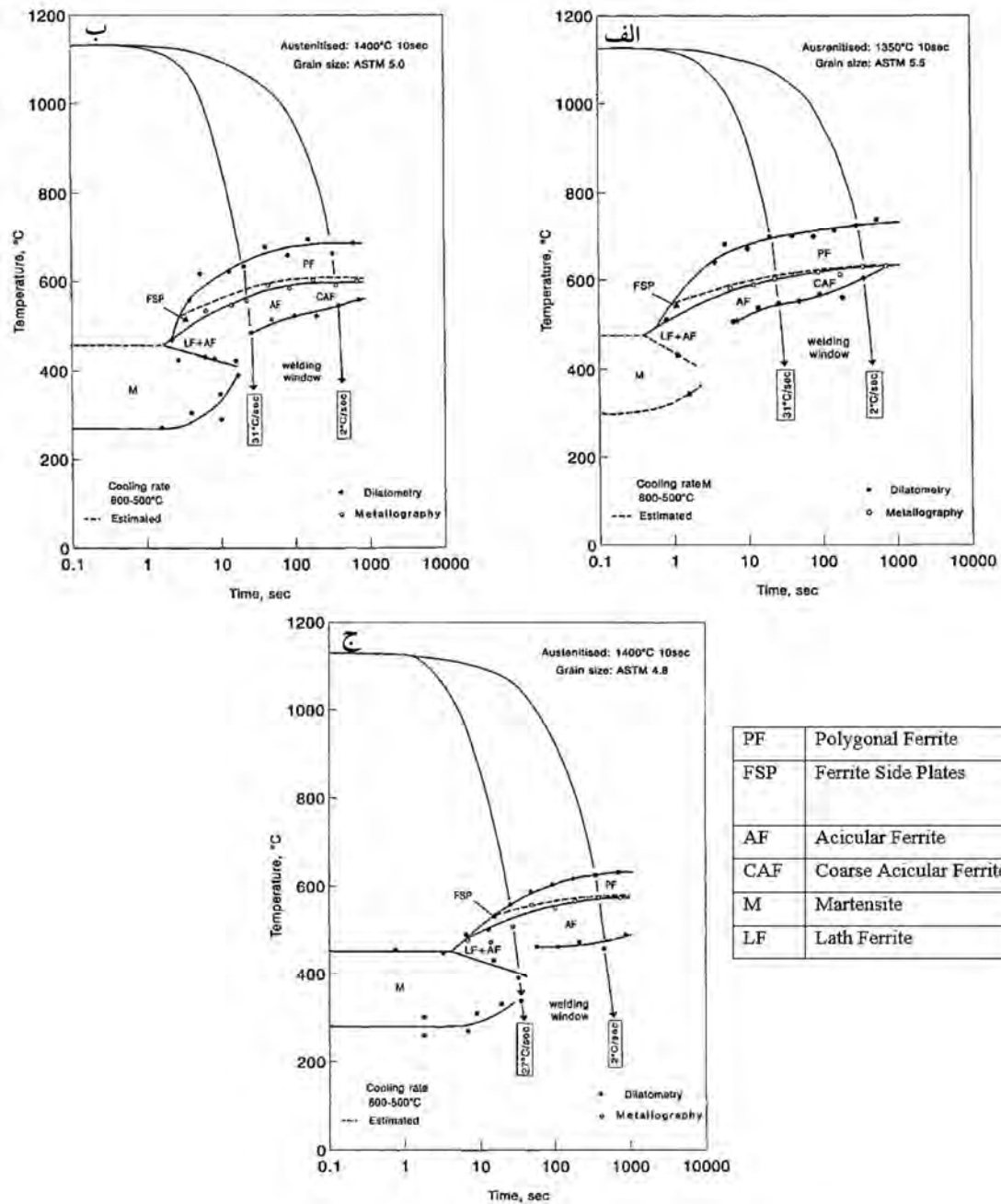
## 1- مقدمه

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 می باشد.

همچنین افزایش نیکل باعث ریزدانه‌گی 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 ریزتر شدن 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% و ۱/۸ wt%) مورد مطالعه قرار داد و مشاهده کرد که به ازای مقادیر مختلف

خواص مکانیکی فلزجوش به عواملی از قبیل پارامترهای جوشکاری، ترکیب شیمیایی، نرخ سرمایش و ریزساختار فلزجوش بستگی دارد [۱۰ و ۱۱]. عموماً ریزساختار مطلوب برای فلزجوش ریزساختاری است که بخش عمده آن از فریت سوزنی تشکیل شده باشد، زیرا فریت سوزنی به دلیل ابعاد ریز ( $3-1 \mu\text{m}$ )، 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 ( $1010-108 \text{ lines/cm}^2$ ) 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 ریزدانه‌گی 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 ۲ درصد 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 (شکل ۱) تفسیر نمود. همانگونه که از قسمت های مختلف شکل (۱) استنباط می شود، افزایش نیکل منجر به کاهش دمای



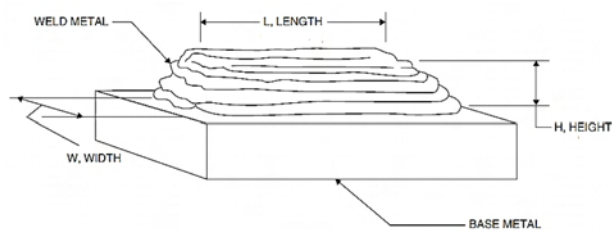
شکل ۱- تاثیر افزایش نیکل بر نمودارهای CCT مربوط به فلزجوش های C-Mn-Ni (الف) C=0.05%, Mn=1.2%, Ni=1.1%

(ب) C=0.05%, Mn=1.18%, Ni=2.52% (ج) C=0.05%, Mn=1.29%, Ni=3.58% [۱۰].

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 الکتروود E7018-G و نقش کلیدی نیکل در خواص فلزجوش راسب شده از این دسته از الکتروودها، و همچنین کاربرد وسیع

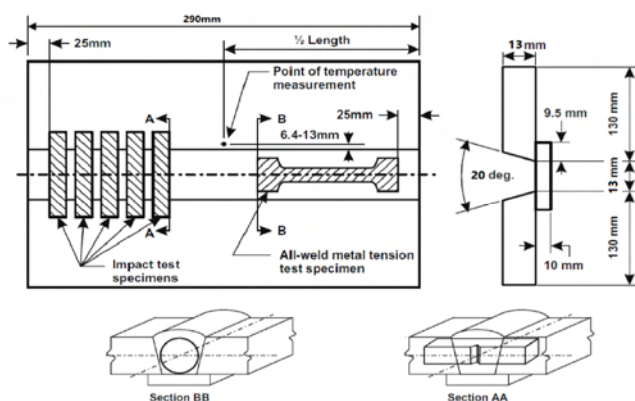
منگنز، مقدار بحرانی نیکل تغییر می یابد. به عنوان مثال در مقدار منگنز ۰/۶ درصد وزنی با افزایش نیکل استحکام و چقرمگی فلزجوش به طور پیوسته اما با شیب کم افزایش می یابد. اما به ازای مقدار منگنز بیشتر از ۱ درصد وزنی اضافه شدن نیکل به ترکیب فلزجوش یک مقدار بحرانی از خود نشان می دهد. بدین معنا که پس از مقدار بحرانی، اضافه شدن نیکل باعث کاهش

شده است.



شکل ۲- شماتیک نمونه کوآتومتری مناسب جهت تعیین ترکیب شیمیایی

فلزجوش [۱۳].



شکل ۳- شماتیک کوپن جوشکاری شده و موقعیت برش نمونه های تست

کشش و ضربه [۱۳].

شرایط جوشکاری در وضعیت تخت مطابق با استاندارد AWS-A5.5 و با پارامترهای یکسان برای پنج نوع الکتروود انجام شد. همانطور که در شکل (۴) نشان داده شده است شیار موجود در کوپن توسط ۶ لایه جوش (۱۲ پاس) پر شد. 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  $185 \pm 5^\circ\text{C}$  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٪ ( $3\% \text{HNO}_3 + 97\% \text{Ethanol (C}_2\text{H}_5\text{OH)}$ ) شد. بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM 6 PHENOM-Pro X انجام شد. درصد اجزای سازنده میکروساختار با استفاده از برنامه آنالیز تصاویر در

این نوع الکتروود (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 الکتروود E7018-G مورد ارزیابی و مطالعه قرار گرفته و محدوده بهینه مقدار نیکل در ترکیب شیمیایی این دسته از الکتروودها تعیین می شود.

## 2- مواد و روش تحقیق

به منظور ارزیابی تاثیر درصد نیکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش حاصل از الکتروودهای E7018-G، پنج دسته از این الکتروود با مقدار نیکل متغیر در محدوده مجاز ترکیب شیمیایی این دسته از الکتروودها مطابق با استاندارد ANSI/AWS-A5.5 با قطر ۳/۲۵ mm طراحی و تولید شد. مقدار نیکل موجود در پوشش الکتروودها به اندازه ای انتخاب شد که فلزجوش نهایی حاصل از پنج دسته الکتروود 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, ...) تقریباً ثابت نگه داشته شد. برای تعیین ترکیب شیمیایی فلزجوش حاصل از الکتروودهای ساخته شده، از آزمون نشر نوری توسط دستگاه کوآتومتری مدل ARL-3460 استفاده شد. برای این منظور بر روی یک صفحه فولادی به ابعاد  $20 \times 40 \times 60$  میلی متر مکعب که نمونه کوآتومتری 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 کوآتومتری انجام شد.

در ادامه سطح فوقانی فلزجوش ایجاد شده سنگ زده شد و مورد آزمون کوآتومتری قرار گرفت. جوشکاری به روش قوس الکتروود دستی بر روی کوپن هایی استاندارد از جنس فولاد DIN-St37 با ابعاد  $13 \times 130 \times 290$  میلی متر مکعب و با سرعت متوسط ۲-۳ میلی متر بر ثانیه صورت گرفت. در شکل (۳) به طور شماتیک مشخصات کوپن جوشکاری شده و محل برشکاری نمونه های تست کشش و ضربه نشان داده

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- ترکیب شیمیایی

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

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فلزجوش حاصل از الکترودها

Electrode ID	Elements								
	%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

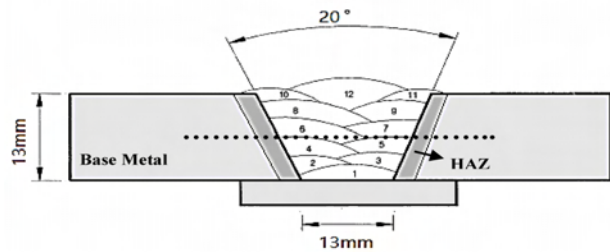
جدول ۳- نتایج حاصل از متالوگرافی کمی در ناحیه ستونی

Electrode ID	Constituents		
	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 ( $\delta$ ) 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 می شود. آستنیت در مرزانه های  $\delta$ - $\delta$  جوانه زده و به یک ساختار با دانه های

بزرگنمایی ۵۰۰ 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 ۲۵.۴ mm در راستای طول فلزجوش تهیه گردید و آزمون کشش توسط دستگاه SANTAM STM-400 با سرعت کشش ۱۰ mm/min در دمای محیط (۲۵ °C) صورت گرفت. نمونه های ضربه مطابق با استاندارد AWS-A5.5 با ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ 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 ۴۶ °C- 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 ۱ mm بین هر اندازه گیری تحت بار ۳۰ kg 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

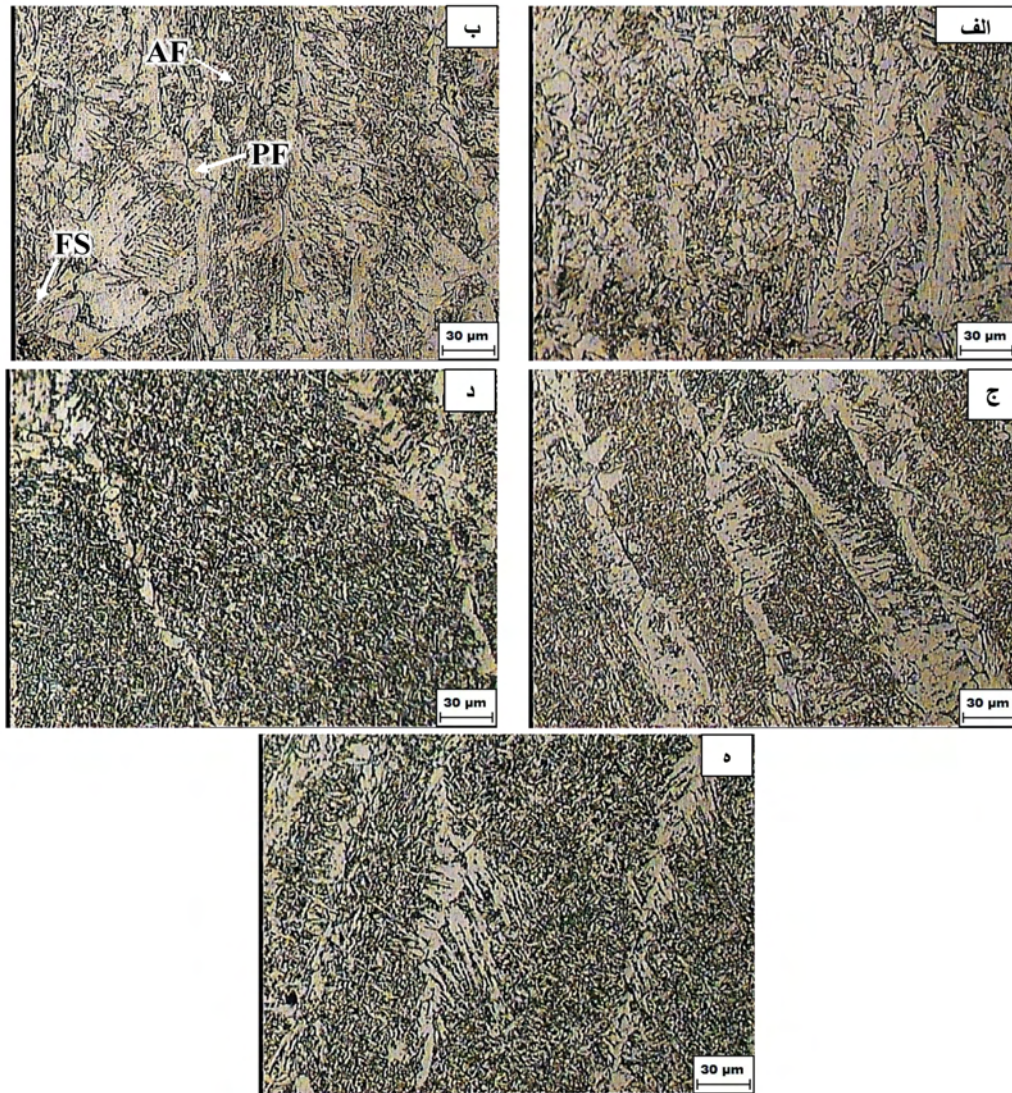
پژوهش

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

ستونی توسعه پیدا می کند که از لحاظ ظاهری بسیار شبیه به دانه های فریت دلتا اولیه است. پهنای دانه های آستنیت معمولاً در حدود  $100 \mu\text{m}$  و طول آنها در حدود  $5000 \mu\text{m}$  می باشد [۱۶و۱۵]. 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 می شود. 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 مشترک های نامنظم فعال می شوند، چون انرژی ترمودینامیکی زیادی آزاد می گردد و در نتیجه شکل ظاهری جوانه فریت می تواند به صورت صفحه ای باشد) که به این نوع از فریت، فریت ویدمن اشتاتن یا فریت با صفحات جانبی (FS) گفته می شود. هرچه میزان فوق تبرید بیشتر باشد، فریت ویدمن اشتاتن نازک تر و کشیده تر می شود. به دلیل شکل صفحه ای فریت ویدمن اشتاتن، مقدار زیادی از کربن می تواند در کناره های 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 می شوند. در دماهای پایین تر، 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 فریت های 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، می باشند [۱۸-۲۱]. در شکل (۵) ریزساختار ناحیه ستونی مربوط به آخرین پاس (پاس ۱۲) برای فلزجوش ها با درصد نیکل مختلف نشان داده شده است و از آنجایی که فلزجوش در آخرین پاس جوشکاری تحت حرارت پاس های بعدی قرار نمی گیرد ریزساختار

این پاس فقط شامل ناحیه ستونی می باشد. همانگونه که از قسمت های مختلف شکل (۵) استنباط می شود، ریزساختار فلزجوش عمدتاً شامل فریت چندوجهی، فریت ویدمن اشتاتن، فریت سوزنی و بینیت می باشد که تغییر در مقدار هر کدام 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 ملاحظه ای افزایش یافته است. با توجه به شکل های (۵ و ۶) می توان 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 ریزتر شدن 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 می کنند). مطالعات ریزساختاری آشکاری نمود که در مقادیر نیکل بالاتر (۱/۷ درصد وزنی) علاوه بر کاهش جزئی در مقدار فریت سوزنی، کسر حجمی فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار تا





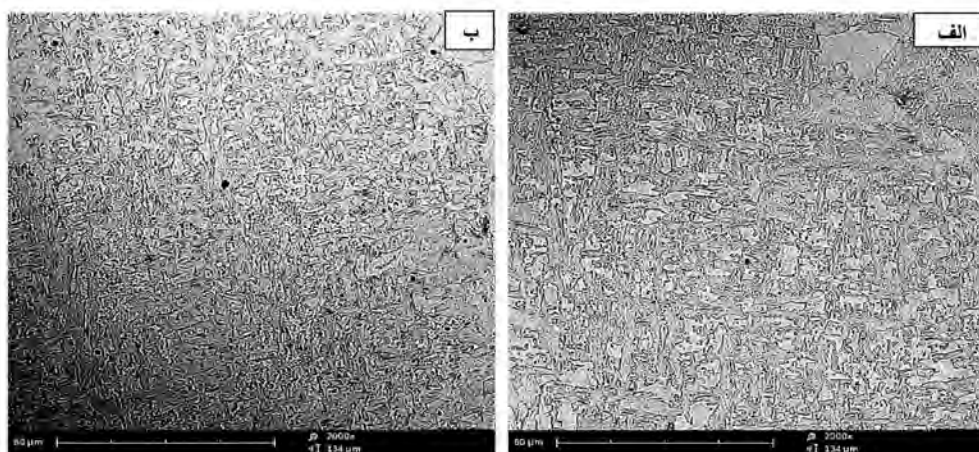
شکل ۵- ریزساختار ناحیه ستونی برای فلزجوش ها با درصد نیکل مختلف.

(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

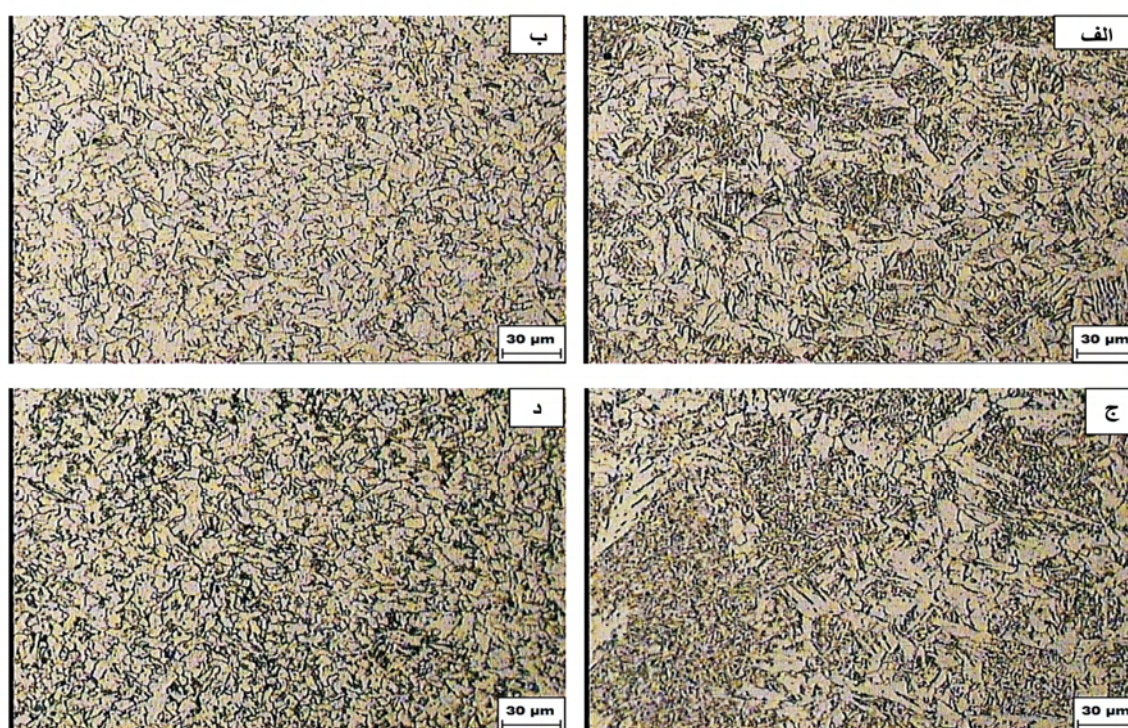
ریزساختار CGRZ و FGRZ برای دو مقدار ۰ و ۱/۲ درصد نیکل در شکل (۷) نشان داده شده است. ریزساختار CGRZ شبیه به ناحیه ستونی است با این تفاوت که دانه های آستنیت ستونی توسط دانه های هم محور جایگزین شده است و فازها از نظر اندازه بزرگتر هستند. همانند ناحیه ستونی در CGRZ هم با افزایش درصد نیکل، مقدار فریت سوزنی 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 افتاده است. در مقادیر کم

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.





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

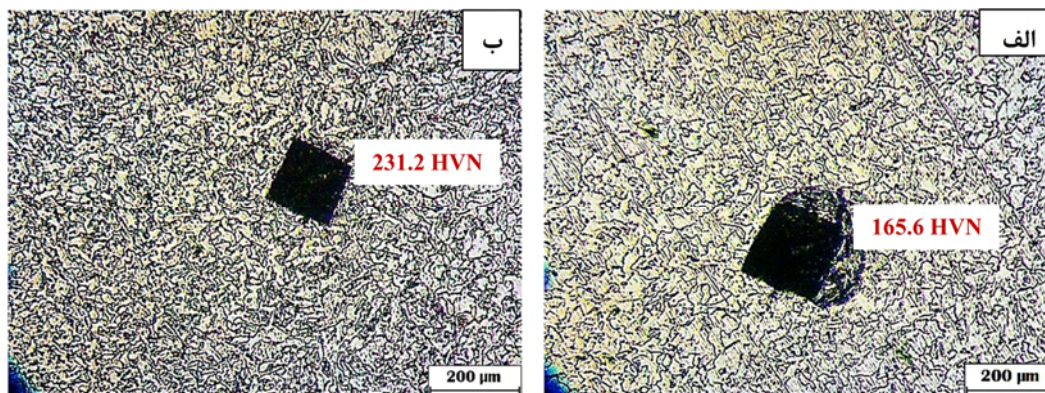


شکل ۷- ریزساختار ناحیه مجددا گرم شده. الف و ب) به ترتیب CGRZ و FGRZ مربوط به فلزجوش با ۰ درصد نیکل ج و د) به ترتیب CGRZ و FGRZ مربوط به فلزجوش با ۱/۲ درصد نیکل

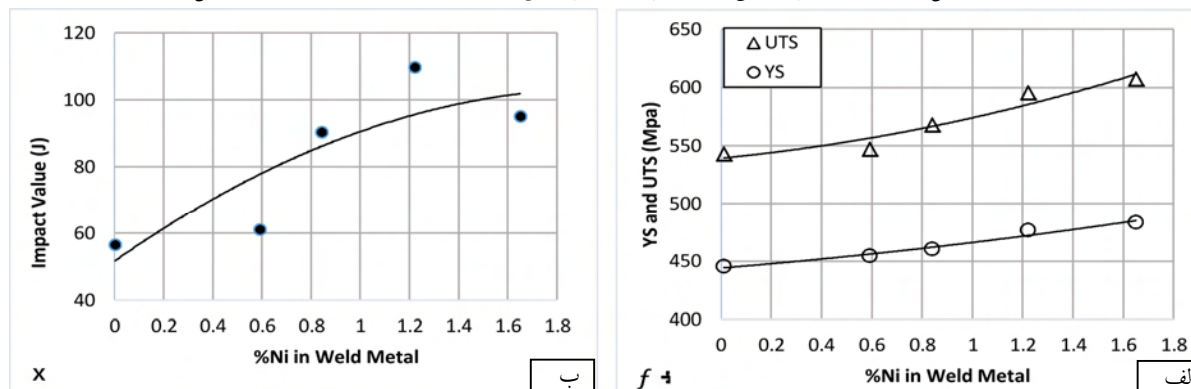
ریزی در این ناحیه تشکیل می شود [۲۲]. افزایش مقدار نیکل، ریزساختار این ناحیه را غیریکدست کرده و مقدار میکروفازها افزایش می یابند (علت افزایش این میکروفازها می تواند جدایش بیشتر نیکل در مرز سلولی فاز در حال انجماد (فریت  $\delta$ ) با افزایش نیکل باشد). تعیین دقیق طبیعت این میکروفازهای سیاه رنگ نیاز به مطالعات TEM بیشتری دارد.

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 می رسد که در این حالت حین سرد شدن، این ناحیه دستخوش عملیات نرماله شده و دانه های هم محور و





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.

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 [۲۶ و ۲۷]. 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 (۱/۷ درصد) افت انرژی ضربه ایجاد می شود که نشان دهنده کاهش چقرمگی ضربه فلزجوش است. این افت چقرمگی ضربه را می توان به افزایش جزئی فریت ویدمن اشتاتن در ریزساختار

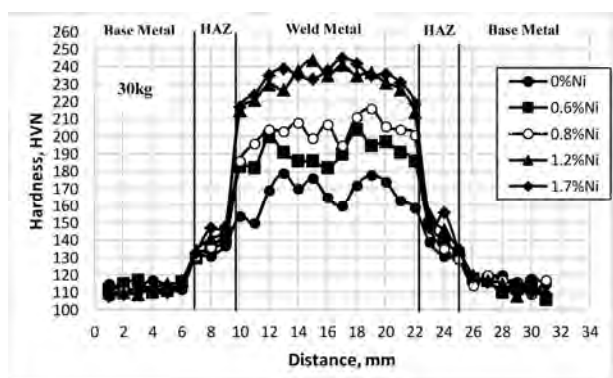
بررسی های کمی انجام شده نشان داد که میانگین اندازه دانه های منطقه FGRZ در حدود  $2 \pm 4 \mu m$  می باشد. با اندازه گیری میکروسختی از FGRZ تحت بار  $0.5 kg$  برای دو فلزجوش با صفر درصد و ۱/۲٪ نیکل مشخص شد که با افزایش درصد نیکل سختی این منطقه افزایش یافته است. این افزایش سختی را می توان به دلیل افزایش میکروفازهای سیاه رنگ در ریزساختار با افزایش درصد نیکل دانست (شکل ۸). مقادیر سختی گزارش شده در شکل (۸) میانگین پنج اندازه گیری 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  $3/64$  آنگستروم می باشد.

شکل (۱۱) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می شود با افزایش درصد نیکل در فلزجوش یک افزایش سختی نسبتاً قابل ملاحظه ای از فلز پایه 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 می توان 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

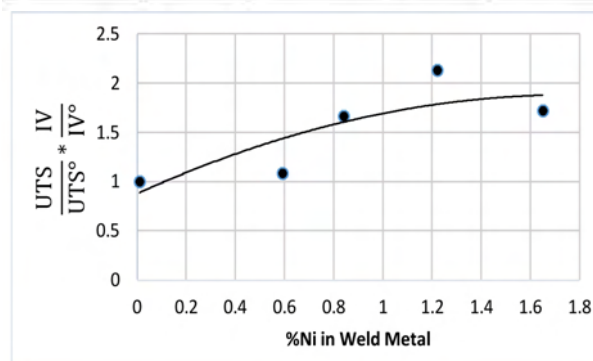
بررسی های ماکروسکوپی سطح مقطع نمونه های کشش (شکل ۱۲) نشان داد که با افزایش نیکل، حالت منطقه شکست نمونه ها از حالت برشی به سمت حالت مخروط-فنجان پیش می رود به طوری که در مقدار نیکل ۱/۲ درصد، حالت شکست به طور کامل مخروط-فنجان است. این نشان دهنده این امر است که با افزایش نیکل تا مقدار ۱/۲ درصد، شکست نمونه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

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

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 نیکل ۱/۷ 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-آستینیت در ریزساختار فلزجوش وجود دارد.

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

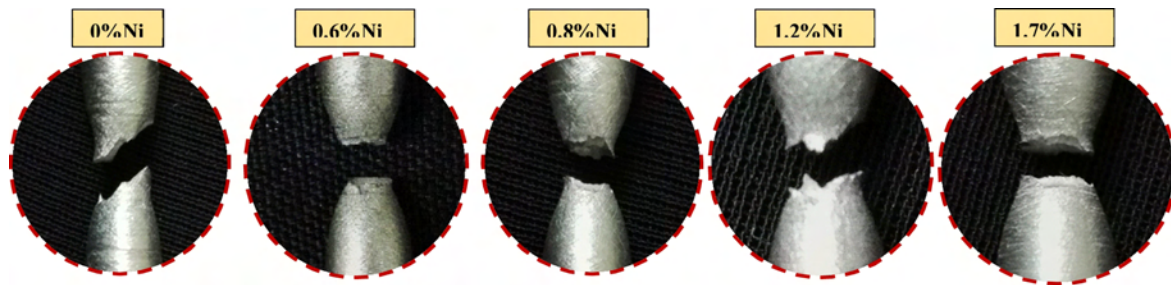
Properties	Yield stress	Tensile Strength	Elongation	Impact Values
	(MPa)	(MPa)	(%)	(J)
Electrode ID				
E7018-G-0	445.37	542.86	38.42	56.62
E7018-G-0.6	454.45	546.92	37	61.2
E7018-G-0.8	460.66	568.08	36.5	90.53
E7018-G-1.2	476.65	595.73	34.7	109.9
E7018-G-1.7	483.66	607.14	33.4	95.13



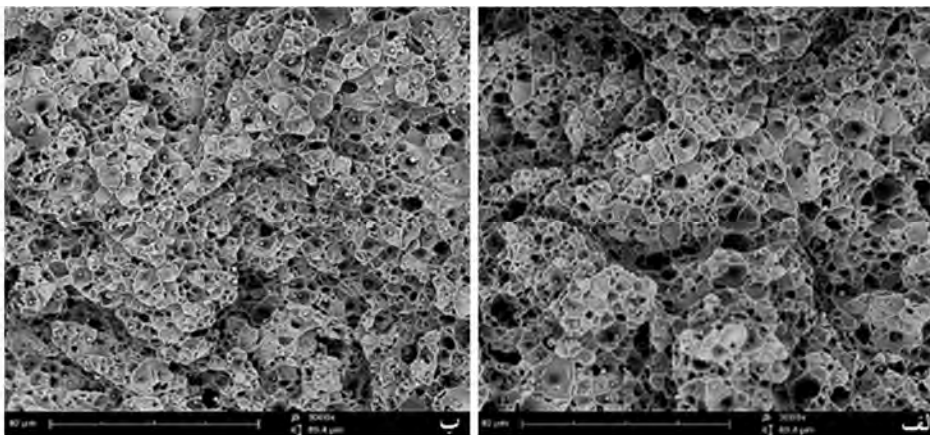
شکل ۱۰- تغییرات پارامتر حاصلضرب استحکام کششی نرماله شده  $(\frac{UTS}{UTS^*})$  در انرژی ضربه نرماله شده  $(\frac{IV}{IV^*})$  بر حسب مقدار نیکل موجود در فلزجوش.

### 3-3-2- سختی سنجی

تاثیر نیکل بر پروفایل سختی در راستای مقطع فلزجوش در



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) • درصد نیکل ب) ۱/۲ درصد نیکل

داشته باشد، زیرا این فاز مسیره های 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 می یابند 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 الکترو 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, Grefoft.B, "A model for the development of microstructure in low

#### 4- نتیجه گیری

تاثیر اضافه شدن نیکل در محدوده ۰-۱/۷ درصد وزنی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش راسب شده از الکتروود 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، کسر حجمی فریت ویدمن-اشتاتن در ریزساختار تا حدودی افزایش یافته است که افزایش این فاز می تواند تاثیر مضر بر چقرمگی فلزجوش



- 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, Nemadab. 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.



“Influence of alloying elements and density on aqueous corrosion behavior of some sintered low alloy steels”.  
Materials & Design, Vol. 40, pp. 336–342, 2012.

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,