

## ارتباط دمای بین پاسی - ضخامت فلز پایه - ریزساختار و ترکیدگی فلز جوش راسب شده از الکتروود سلولزی E8010-P1

مسعود مصلاهی پور<sup>۱\*</sup>، مریم السادات امینی<sup>۱</sup>، مهدی کلانتر<sup>۱</sup>، سید صادق قاسمی<sup>۱</sup>

<sup>۱</sup>دانشگاه یزد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، یزد، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۴/۲/۶، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۴/۸/۱۹، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۴/۱۱/۶

**چکیده** در پژوهش حاضر حساسیت به ترکیدگی فلز جوش راسب شده از الکتروود E8010-P1 روی فلز پایه St-52 برحسب تغییرات ضخامت فلز پایه، ریزساختار فلز جوش و دمای بین پاسی مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته است. بدین منظور نمونه‌های جوشکاری شده در شرایط مختلف (ضخامت فلز پایه و دمای بین پاسی متفاوت) مطابق با دستورالعمل بوهرلر (SEP-1390) تحت آزمون خمش واقع شدند. بررسی‌های انجام شده حاکی از افزایش حداقل دمای بین پاسی لازم برای جلوگیری از ترکیدگی فلز جوش E8010-P1 از 80°C به 120°C با افزایش ضخامت فلز پایه از 20mm به 30mm بود. افزایش دمای بین پاسی علاوه بر کاهش سرعت سرد شدن ناحیه جوشکاری و در نتیجه کاهش تنش‌های جوشی، موجب کاهش اثر تبریدی (heat sink) فلز پایه شده که در نهایت کاهش حساسیت به ترکیدگی فلز جوش را باعث می‌شود. مطالعات ساختاری نیز نشان داد که عامل اصلی ترکیدگی فلز جوش E8010-P1 ایجاد فازهای نامطلوب از قبیل فریت مرز دانه‌ای و ویدمن‌اشنتان در فلز جوش می‌باشد. به علاوه مدت زمان سرد شدن بهینه در محدوده دمایی 800-500°C ( $\Delta t_{8/5}$ ) جهت اطمینان از عدم ترکیدگی فلز جوش مذکور، 180±10s تعیین گردید.

کلمات کلیدی: ترکیدگی، SMAW، دمای بین پاسی، E8010-P1، خطوط لوله.

## Intercorrelation of Interpass Temperature – Base Metal Thickness – Microstructure and Cracking of Weld Metal Deposited from E8010-P1 Cellulosic Electrodes

Masoud Mosallae pour<sup>\*1</sup>, Maryam Sadat Amini<sup>1</sup>, Mehdi Kalantar<sup>1</sup>, Seyed Sadegh Ghasemi<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Yazd University, Mineral and Metallurgy Faculty, Material Science group

**Abstract** In this study, the cracking sensitivity of deposited weld of E8010-P1 cellulosic electrodes as a function of base metal thickness and interpass temperature was analyzed. For this purpose, different welded samples (different base metal thickness and interpass temperature) were subjected to the bending test according to the SEP-1390 bohrler specification. Studies illustrated an increase in the minimum interpass temperature from 80°C to 120°C is required with increasing base metal thickness from 20mm to 30mm to prevent weld cracking. Increasing of interpass temperature not only decreases the welding cooling rate but also reduces the heat sink effect of base metal and therefore decreases the cracking sensitivity. Structural studies indicated that the main cause of E8010-P1 weld metal cracking is development of undesirable phases such as grain boundary and widmanstatten ferrite in the weld metal. In addition, optimum cooling time between 800-500°C ( $\Delta t_{8/5}$ ) for preventing E8010-P1 weld metal cracking determines to be around 180±10s.

**Keywords:** Cracking, SMAW, Interpass Temperature, E8010-P1, Pipe Lines.

## ۱- مقدمه

تقاضای روزافزون مصرف انرژی در سالهای اخیر موجب اتخاذ تمهیدات گسترده‌ای در خصوص عرضه ایمن تر و اقتصادی تر منابع انرژی شده است. از مهمترین راهکارهای مربوطه می‌توان به توسعه خطوط لوله فولادی استحکام بالا اشاره نمود [۱].

جوشکاری ذوبی، یکی از مهمترین فرآیندهای مورد استفاده در زمینه احداث خطوط انتقال می‌باشد. به عبارت دیگر، کیفیت نامطلوب جوش ایجاد شده در خطوط انتقال می‌تواند موجب عدم کارآمدی خطوط انتقال گردد. از طرفی تغییرات ساختاری و فازی ذاتی همراه با ناحیه جوش می‌تواند موجب تغییرات خواص مکانیکی نواحی جوشکاری شده و در نتیجه حساسیت به ترکیدگی این نواحی گردد [۲ و ۳].

نظر به تأثیر به‌سزای سرعت سردشدن ناحیه جوش بر ریزساختار توسعه یافته در ناحیه جوش، متغیر  $\Delta t_{8/5}$  برای تخمین مدت زمان سرد شدن در محدوده دمایی  $500^{\circ}\text{C}$  تا  $800^{\circ}\text{C}$  مطرح شد [۳]. از مهمترین عوامل مؤثر بر  $\Delta t_{8/5}$  می‌توان به حرارت ورودی جوشکاری، دمای پیش‌گرم (بین‌پاسی) و ضخامت فلزپایه اشاره نمود. در جوشکاری خطوط انتقال، عموماً با کنترل دمای بین‌پاسی و سرعت سردشدن، حساسیت به ترکیدگی فلزجوش قابل کنترل می‌باشد [۴]. دمای بین‌پاسی برحسب جنس فلزپایه، ترکیب شیمیایی فلزجوش و ضخامت فلزپایه تعیین می‌گردد [۵]. Hinton و همکارش در پژوهشی، جهت تعیین دمای پیش‌گرم (PH) لازم برای جوشکاری فولادهای کربنی کم آلیاژ با نوع نامشخص رابطه ۱ را بیان نمودند:

$$\text{PH} = 450^{\circ}\text{C} \times \sqrt{\text{CE}} - 0.42 \quad (1)$$

که CE مبین کربن معادل فولاد بوده و با استفاده از رابطه ۲ قابل محاسبه می‌باشد [۶].

$$\text{CE} = \text{C} + (\text{Mn} + \text{Si})/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/1 \quad (2)$$

Okabayasi و همکارانش دمای پیش‌گرم و پس‌گرم مناسب برای جلوگیری از ترکیدگی ناحیه متأثر از حرارت (Heat Affected Zone: HAZ) حین جوشکاری فولاد 9Cr-1Mo-Nb را بررسی نمودند. آنها حداقل دمای پیش‌گرم لازم جهت

جلوگیری از ترکیدگی HAZ در این فولاد با ضخامت 25mm را حدود  $200^{\circ}\text{C}$  تخمین زدند [۷].

فريت سوزنی به دلیل ترکیبی عالی از استحکام و چقرمگی به عنوان یک ساختار مطلوب برای فلزجوش به شمار می‌آید. توضیح آن‌که صفحات فريت سوزنی به صورت درون دانه‌ای روی ناخالصی‌های غیر فلزی داخل دانه‌های بزرگ آستنیت جوانه زده و با حفظ ارتباط هم‌راستایی با زمینه آستنیتی در جهات مختلف رشد می‌کند. بنابراین فريت سوزنی شامل فريت‌های شبکه مانند جدا شده توسط مرز دانه‌های با زاویه زیاد است. به عبارت دیگر بر خلاف فازهای بینیت یا فريت ویدمن‌اشانتان که تمایل به تشکیل صفحات موازی با جهات یکسان دارند، ریزساختار غنی از فريت سوزنی دارای پیچیدگی ساختاری بیشتری است که این موجب مشکل شدن اشاعه ترک در ساختار مذکور می‌شود، یعنی بهبود چقرمگی فلزجوش حاوی فريت سوزنی [۸-۱۰].

تحقیقات Jun Yi و همکارانش در خصوص ارزیابی تأثیر ریزساختار و ترکیب شیمیایی بر حساسیت به ترکیدگی سرد فولادهای استحکام بالا نشان داد که افزایش کسر حجمی فريت سوزنی در ریزساختار فلزجوش موجب بهبود مقاومت به ترکیدگی فلزجوش می‌گردد. آنها کند شدن انتشار ترک در اثر برخورد به ساختار به هم پیوسته فريت سوزنی را علت این مقاومت در برابر ترکیدگی گزارش کردند [۱۱].

Madariaga و همکارانش در تحقیقات خود در خصوص تشکیل فريت سوزنی در فولاد کربن متوسط بیان نمودند که صفحات فريت سوزنی در زیر دمای  $500^{\circ}\text{C}$  تشکیل می‌شوند. آنها سرعت سردشدن لازم برای تشکیل فريت سوزنی را  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  در گستره دمایی  $500^{\circ}\text{C}$ - $1200^{\circ}\text{C}$  بیان نمودند [۱۲]. در مقابل Ghosh و همکارانش، سرعت سرد شدن لازم برای تشکیل فريت سوزنی در فلزجوش ایجاد شده بر فولاد کم کربن HSLA-100 را بیشتر از  $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$  گزارش کردند [۱۳].

نظر به عدم تحقیقات کافی و جامع در خصوص حساسیت به ترکیدگی فلزجوش E8010-P1 و همچنین اهمیت فلزجوش مذکور در جوشکاری خطوط انتقال، در پژوهش حاضر حساسیت به ترکیدگی فلزجوش ایجاد شده توسط الکتروود E8010-P1 و تأثیر دمای بین‌پاسی و ضخامت فلزپایه بر

آزمون خمش با استفاده از سنبه با شعاع 90mm و دستگاه پرس 140Ton در دمای محیط انجام شد. پس از انجام خمش، نمونه‌ها مورد آزمون‌های بازرسی چشمی (V.T) و مایع نافذ (P.T) قرار گرفتند.

به منظور مطالعات ساختاری، نمونه‌های متالوگرافی در مقطع عرضی فلزجوش برش زده و پس از عملیات آماده‌سازی سطحی مطابق با شرایط استاندارد متالوگرافی، توسط محلول نایتال 2% با ترکیب  $(98^{\circ}\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}+2^{\circ}\text{HNO}_3)$  به مدت 20s حکاکی و در ادامه توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus بررسی ریزساختاری شدند. بررسی‌های ریزساختاری دقیق‌تر با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN انجام گرفت. مقدار فازها توسط نرم‌افزار تحلیل گر تصویری تعیین شد. آزمون سختی مطابق با استاندارد ASTM E92 توسط دستگاه سختی‌سنج ویکرز و بار اعمالی 10kg انجام شد. همچنین آزمون میکروسختی توسط دستگاه میکروسختی‌سنج مدل TIME-HVS-1000 و بار اعمالی 100gr انجام شد.

### ۳- نتایج و بحث

نتایج آزمون مایع نافذ (PT) انجام شده بر نمونه‌ها بعد از آزمون خمش در شکل ۲ ملاحظه می‌شود. بررسی کمی تعداد ترک‌های ایجاد شده در نمونه‌های خم شده در جدول (۲) ارائه شده است. طبق استاندارد AWS-D1.1 شرایط پذیرش برای نمونه‌های خم شده عبارتند از:

الف) نداشتن ترک با طول بیش از 3mm،

ب) مجموع طول ترک‌های با طول بیش از 1mm و کمتر یا مساوی 3mm، بیشتر از 10mm نباشد.

لازم به ذکر است در صورت برقرار شدن هر دو شرط فوق به صورت همزمان نمونه خمش تأیید می‌شود. عدم پذیرش نمونه‌ها در آزمون خمش مؤید حساسیت بالای فلزجوش مربوطه به ترکیدگی حین کار می‌باشد. همان‌گونه که از شکل (۲) و جدول (۲) برداشت می‌شود، کاهش دمای بین‌پاسی موجب افزایش حساسیت فلزجوش به ترکیدگی حین کار می‌گردد. به علاوه با افزایش ضخامت فلزپایه از 20mm به 30mm، می‌بایست حداقل دمای بین‌پاسی برای جلوگیری از ترکیدگی فلزجوش حین کار از  $80^{\circ}\text{C}$  به  $120^{\circ}\text{C}$  افزایش یابد.

حساسیت به ترکیدگی فلزجوش مذکور مورد ارزیابی و مطالعه قرار گرفت.

### ۲- روش تحقیق

در این پژوهش، فولاد St52 با ابعاد  $300 \times 100\text{mm}$  و ترکیب  $\text{Fe}-0.2\%\text{C}-1.5\%\text{Mn}-0.5\%\text{Si}-0.2\%\text{Al}$  به عنوان فلزپایه استفاده شد. به منظور بررسی تأثیر ضخامت فلزپایه بر حساسیت به ترکیدگی فلزجوش، فلزپایه مذکور با ضخامت‌های 20mm، 25mm و 30mm انتخاب گردید. لازم به ذکر است که هر چند فولاد St52 در ساخت خطوط لوله مورد استفاده واقع نمی‌شود، اما بر اساس استاندارد API-1104 شرایط لازم برای انتخاب شدن به عنوان فلزپایه را دارد. توضیح آن‌که استاندارد مذکور داشتن استحکام تسلیم 290-450MPa را شرط فلزپایه برای ارزیابی جوش ایجاد شده در خطوط لوله مطرح می‌نماید. سطوح اتصال مطابق با استاندارد API-5L (شکل ۱- الف) آماده‌سازی شد (پخ جنافی با زاویه  $60^{\circ}$  و درز اتصال و پاشنه پخ 1.5mm). عملیات جوشکاری به صورت چند پاسه در شرکت الکتروود یزد توسط الکترودهای E6010-P1 و E8010-P1 طبق استاندارد AWS-A5.1 و AWS-A5.5 انجام شد. عملیات جوشکاری توسط فرایند جوشکاری دستی (SMAW) صورت گرفت. سرعت و ولتاژ جوشکاری به ترتیب  $2/3\text{mm/s}$  و ۳۵V انتخاب گردید. دیگر جزئیات عملیات جوشکاری در جدول ۱ ارائه شده است. ورق‌های جوشکاری شده به مدت 24h در هوای آزاد قرار گرفت تا از عدم ایجاد ترک‌های تأخیری مطمئن شده و در ادامه قطعات فوق برای تهیه نمونه‌های لازم برای آزمون خمش برشکاری شدند.

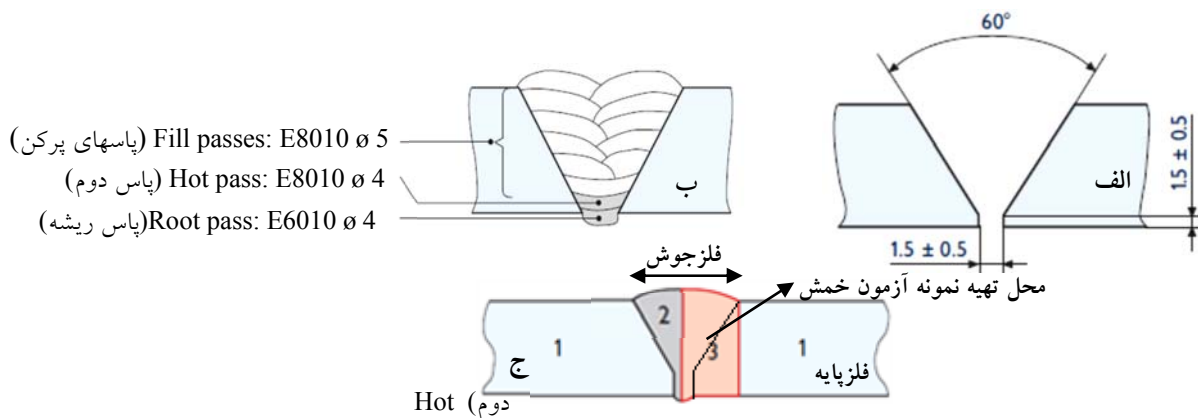
برای ارزیابی حساسیت به ترکیدگی فلزجوش از آزمون خمش مطابق با دستورالعمل بوهرلر (SEP-1390) استفاده گردید. نمونه‌های خمش مطابق با شکل‌های ۱- ج و ۱- د در امتداد درز جوش، برش زده شد. مطابق با استاندارد مذکور، قبل از انجام آزمون خمش به منظور حصول اطمینان از خارج شدن هیدروژن از فلزجوش، نمونه‌های ماشین‌کاری شده به مدت 16h در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  نگهداری شدند تا از وقوع تردی و ایجاد پدیده چشم ماهی (fish eye) در نتایج نهایی آزمون خمش جلوگیری شود. نمونه‌ها قبل از آزمون خمش تحت آزمون رادیوگرافی (R.T) واقع شدند تا از عدم وجود عیب و ریزترک در نمونه‌ها اطمینان حاصل گردد.

جدول ۱. جزئیات عملیات جوشکاری بکار گرفته شده در این پژوهش.

حرارت ورودی (kJ/mm)	جریان		فلز پرکننده		پاس
	جریان (A)	نوع و پلاریته	قطر (mm)	نوع	
1/2±0/4	100-120	DCEP	4	E 6010-P1	پاس ریشه
1/9±0/5	160-180	DCEP	4	E 8010-P1	پاس دوم
2/2±0/6	190-210	DCEP	5	E 8010-P1	پاسهای پرکن

جدول ۲. تأثیر ضخامت فلز پایه و دمای بین پاسی بر تعداد ترکها و طول آنها در نمونه‌های خم شده.

نتیجه آزمون خمش طبق استاندارد AWS-D1.1	مجموع طول ترکهای با اندازه 1mm تا 3mm (mm)	تعداد ترک با طول بیشتر از 3mm	شدت جریان جوشکاری (A)	دمای بین پاسی (°C)	ضخامت فلز پایه (mm)
رد	28/5	-	180	30	20
رد	112	3	300	60	
رد	12/5	-	180	80	
پذیرش	3/5	-	180	100	
پذیرش	-	-	180	120	
رد	30/5	-	180	60	25
رد	10	-	180	80	
پذیرش	2	-	180	100	
پذیرش	-	-	180	120	
رد	56/5	7	180	80	30
رد	39/5	3	180	100	
پذیرش	5	-	180	120	
پذیرش	-	-	180	140	



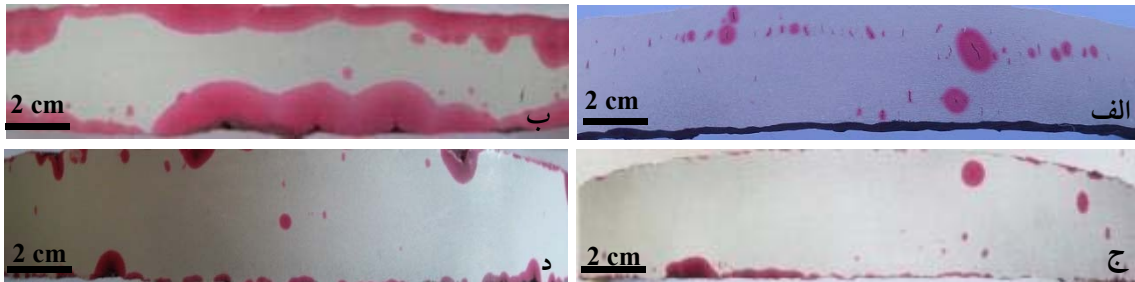
شکل ۱. شماتیک نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش. الف) آماده سازی فلز پایه، ب) جزئیات پاس‌های جوشکاری، ج) طرح نمونه جوشکاری شده و موقعیت تهیه نمونه خمش [۸].

$$\Delta t_{8/5} = \frac{\alpha W^2}{4\pi k^2 a^2} \left\{ \left( \frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right\} \quad \text{معادله (۳)}$$

در رابطه فوق  $\Delta t_{8/5}$  مدت زمان سرد شدن در محدوده دمایی  $800^\circ\text{C}$  تا  $500^\circ\text{C}$ ،  $W$  حرارت ورودی جوشکاری که به صورت  $\frac{IE}{V}$  بیان می‌شود ( $\eta$  بازده حرارتی قوس،  $I$  جریان جوشکاری،  $E$  ولتاژ قوس و  $V$  سرعت جوشکاری)،  $k$  ضریب هدایت حرارتی،  $\alpha$  ضریب نفوذ حرارت که به صورت  $k/\rho c$  بیان می‌گردد ( $\rho$  و  $c$  به ترتیب چگالی و گرمای ویژه)،  $d$  ضخامت ورق و  $T_0$  دمای بین‌پاسی می‌باشند [۲،۳]. در جدول (۳) مقادیر  $\Delta t_{8/5}$  محاسبه شده برای شرایط مختلف دمای بین‌پاسی و جریان جوشکاری ارائه شده است. ثابت مورد استفاده برای محاسبه  $\Delta t_{8/5}$  در جدول (۴) آورده شده است. همان‌گونه که از مقادیر  $\Delta t_{8/5}$  محاسبه شده، برداشت می‌شود با افزایش دمای بین‌پاسی و یا کاهش ضخامت فلز پایه،  $\Delta t_{8/5}$  افزایش و یا سرعت سرد شدن در محدوده دمایی  $800^\circ\text{C}$  تا  $500^\circ\text{C}$  کاهش می‌یابد.

در شکل (۳) تأثیر دمای بین‌پاسی بر ریزساختار فلز جوش نشان داده شده است. همان‌گونه که از این شکل استنباط می‌شود با افزایش دمای بین‌پاسی تا  $80^\circ\text{C}$ ، میزان فریت سوزنی تشکیل شده در فلز جوش افزایش و در مقابل فریت ویدمن‌اشتن آن کاهش می‌یابد. افزایش بیشتر دمای بین‌پاسی ( $140^\circ\text{C}$ ) موجب تشکیل مقدار قابل ملاحظه‌ای فریت چندوجهی (حدود 30%) در فلز جوش می‌شود. به علاوه با افزایش دمای بین‌پاسی تا حدی ساختار فلز جوش زمخت‌تر می‌شود. تغییرات ساختاری فوق‌الذکر را می‌توان به تغییر سرعت سرد شدن در اثر تغییر دمای بین‌پاسی نسبت داد [۱۴]. مطالعات ساختاری سایر محققین نشان می‌دهد که در سرعت‌های متوسط سرد شدن، فاز غالب در فلز جوش فاز فریت سوزنی می‌باشد [۱۵، ۱۳، ۱۶].

به منظور تحلیل تأثیر دمای بین‌پاسی و جریان جوشکاری بر حساسیت به ترک‌گذاری فلز جوش از متغیر سرعت سرد شدن استفاده گردید (رابطه ۳).



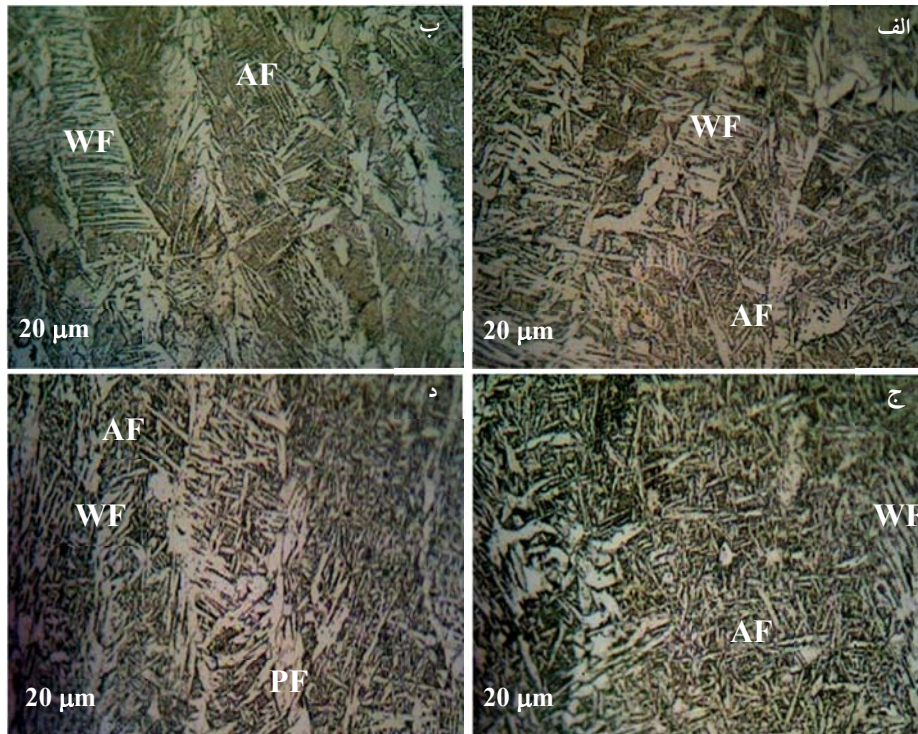
شکل ۲. نتایج آزمون مایع نافذ از نمونه‌های خم شده با ضخامت 20mm (الف) دمای بین‌پاسی  $30^\circ\text{C}$  و جریان جوشکاری 300A، (ب) دمای بین‌پاسی  $30^\circ\text{C}$  و جریان جوشکاری 200A، (ج) دمای بین‌پاسی  $60^\circ\text{C}$  و جریان جوشکاری 200A، (د) دمای بین‌پاسی  $80^\circ\text{C}$  و جریان جوشکاری 200A.

جدول ۳. تأثیر ضخامت و دمای بین‌پاسی بر  $\Delta t_{8/5}$  محاسبه شده (مدت زمان سرد شدن در گستره دمایی  $800^\circ\text{C}$  -  $500^\circ\text{C}$ ).

۳۰mm				۲۵mm				۲۰mm				ضخامت فلز پایه (mm)
۱۴۰	۱۲۰	۱۰۰	۸۰	۱۲۰	۱۰۰	۸۰	۶۰	۱۰۰	۸۰	۶۰	۳۰	دمای بین‌پاسی ( $^\circ\text{C}$ )
۲۶۳/۲	۱۷۰/۷	۱۱۸/۷	۸۶/۷	۲۵۱/۹	۱۷۵/۲	۱۲۸/۱	۹۷/۱	۲۷/۳	۱۹۸/۲	۱۵۰/۳	۱۰۴/۴	$\Delta t_{8/5}$ (s)

جدول ۴. مقادیر متغیر مورد استفاده برای محاسبه  $\Delta t_{8/5}$  [۲۲].

بازده قوس	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت (mm/s)	حرارت ورودی (J/m)	ضریب هدایت حرارتی (W/m.K)	چگالی ( $\text{kg/m}^3$ )	ضریب نفوذ حرارت ( $\text{Wm}^2/\text{J}$ )	گرمای ویژه ( $\text{J/kg.K}$ )
۰/۸	۲۰۰	۳۵	۲/۳	$۲۴ \times ۱۰^۵$	۴۰	۷۴۰۰	$۶/۶۷ \times ۱۰^{-۶}$	۸۰۰



شکل ۳. تأثیر دمای بین پاسی بر ریزساختار فلزجوش ایجاد شده در فلزپایه با ضخامت 20mm (الف) دمای 30°C (ب) دمای 60°C (ج) دمای 80°C (د) دمای 140°C که بیانگر کاهش فریت سوزنی (AF) و کاهش فریت ویدمن اشتاتن (WF) و افزایش فریت چند وجهی (PF) و زمختی ساختار فلزجوش در اثر افزایش بیش از حد دمای بین پاسی.

که  $\Delta t_{8/5}$  در حدود  $180 \pm 10$ s موجب تشکیل حداکثر مقدار فریت سوزنی در فلزجوش E8010-P1 می شود.

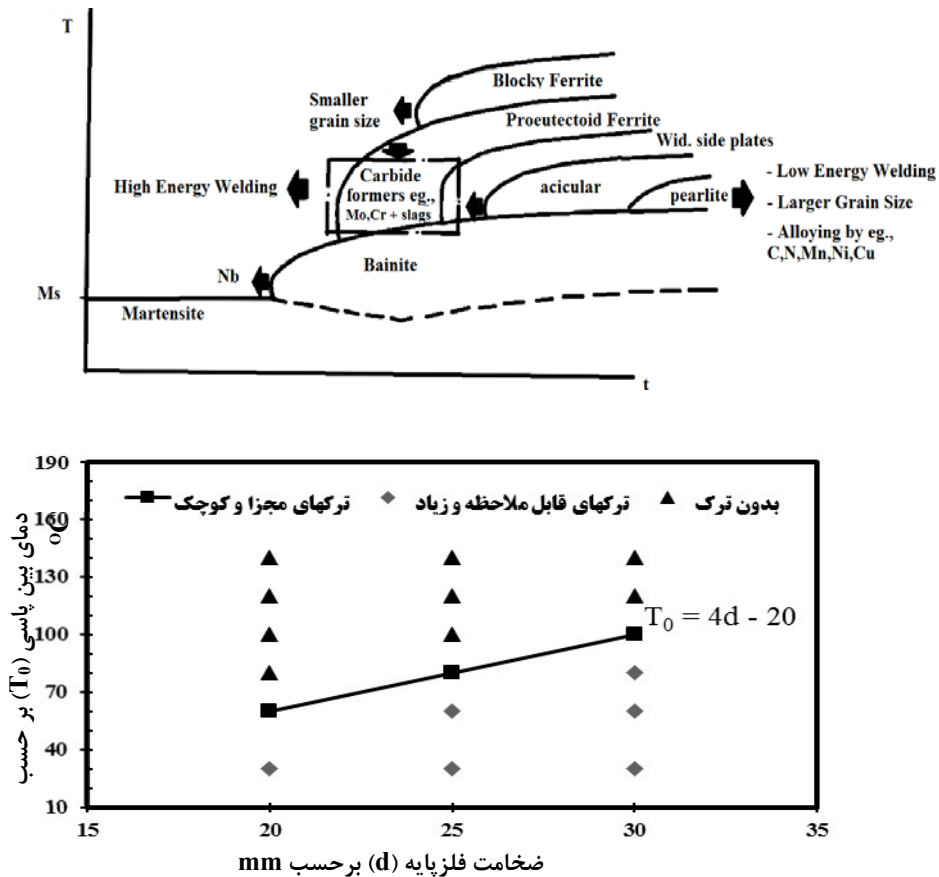
در شکل (۵) ارتباط بین دمای بین پاسی و ضخامت فلزپایه بر حساسیت به ترکیدگی فلزجوش E8010-P1 نشان داده شده است. همان گونه که از این شکل برداشت می شود با افزایش ضخامت فلزپایه می بایست دمای بین پاسی افزایش یابد تا تأثیر تبریدی فلزپایه و تنش های جوشی کاهش و از ترکیدگی فلزجوش جلوگیری شود.

نظر به مشکلات اجرایی همراه با اعمال دمای بین پاسی حین فرآیند ساخت خطوط لوله، در ادامه این پژوهش سعی شد تا با کاهش دمای بین پاسی و در مقابل افزایش جریان جوشکاری و در نتیجه رسیدن به  $\Delta t_{8/5}$  مناسب ( $180 \pm 10$ s) در ضخامت های مختلف از ترکیدگی فلزجوش جلوگیری شود. لازم به ذکر است همان گونه که در پاراگراف های قبلی بیان گردید، کاهش سرعت سرد شدن تا گستره  $1.5 \pm 0.2$  °C/s ( $\Delta t_{8/5} = 180 \pm 10$ s) و در نتیجه فراهم شدن شرایط تشکیل فریت سوزنی در فلزجوش می توان حساسیت به ترکیدگی فلزجوش را کاهش داد.

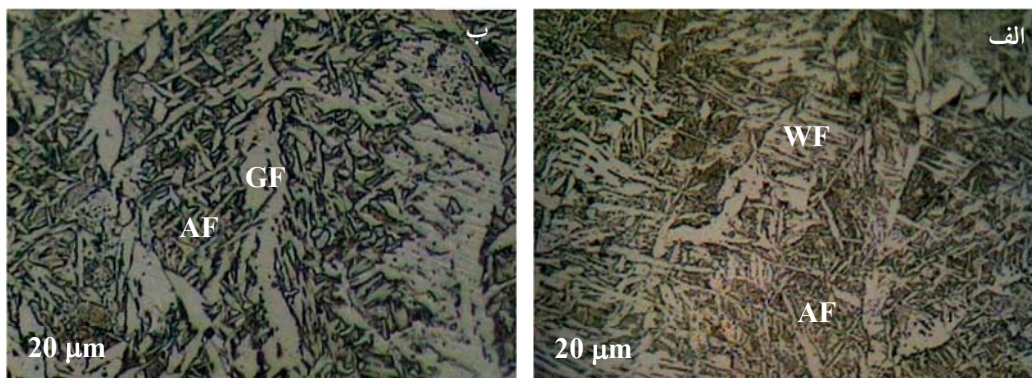
بر اساس نمودار CCT مربوط به ساختار تشکیل شده در فلزجوش (شکل ۴) می توان گفت که مورفولوژی فریت تشکیل شده در فلزجوش تابعی از سرعت سرد شدن از محدوده دمایی تشکیل فریت می باشد. توضیح آن که کاهش بیش از حد سرعت سرد شدن موجب تشکیل فریت به فرم های چندوجهی و مرزخانه ای در فلزجوش می گردد. اما با افزایش سرعت سرد شدن امکان تشکیل فریت سوزنی در فلزجوش فراهم می شود و افزایش بیش از حد سرعت سرد شدن زمینه ساز تشکیل فازهای بینیت و مارتنزیت در فلزجوش می گردد. به علاوه، نکته قابل تأمل از شکل (۴) تشکیل فازهای فریت ویدمن اشتاتن و تا حدودی فریت پرویوتکتوئیدی همراه با فریت سوزنی می باشد. Ghosh et al [۱۳] و Prasad et al [۸] گزارش نمودند که افزایش سرعت سرد شدن منجر به افزایش فوق تبرید اولیه و در نتیجه افزایش نیروی محرکه ترمودینامیکی برای تحول آستنیت به فریت می شود که حین سرد شدن موجب تشکیل فاز فریت سوزنی در دماهای متوسط (500-650 °C) می گردد. براساس مطالعات ریزساختاری انجام شده و محاسبات  $\Delta t_{8/5}$  مشخص شد

عملیات جوشکاری مذکور به دلیل ایجاد تخلخل‌هایی با ابعاد بزرگتر از حد مجاز (0.4mm) در فلزجوش قابل قبول نمی‌باشد (طبق استاندارد AWS-A5.5). به علاوه، افزایش شدت جریان جوشکاری باعث افزایش پاشش مذاب حین جوشکاری و نفوذ بیش از حد فلزجوش می‌گردد که امکان سوراخ شدن قطعه و یا ایجاد تخلخل در فلزجوش را به همراه دارد.

در شکل (۶) تأثیر شدت جریان جوشکاری بر ریزساختار فلز جوش نشان داده شده است. با افزایش شدت جریان جوشکاری از 180A به 300A فریت مرزدانه‌ای به میزان محسوسی در ساختار فلزجوش افزایش و در مقابل فریت‌های سوزنی و ویدمن‌اشتاتن در فلزجوش کاهش می‌یابند. بررسی آزمون رادیوگرافی (RT) انجام شده بر نمونه جوشکاری شده با شدت جریان 300A و دمای بین‌پاسی 30°C آشکار نمود که



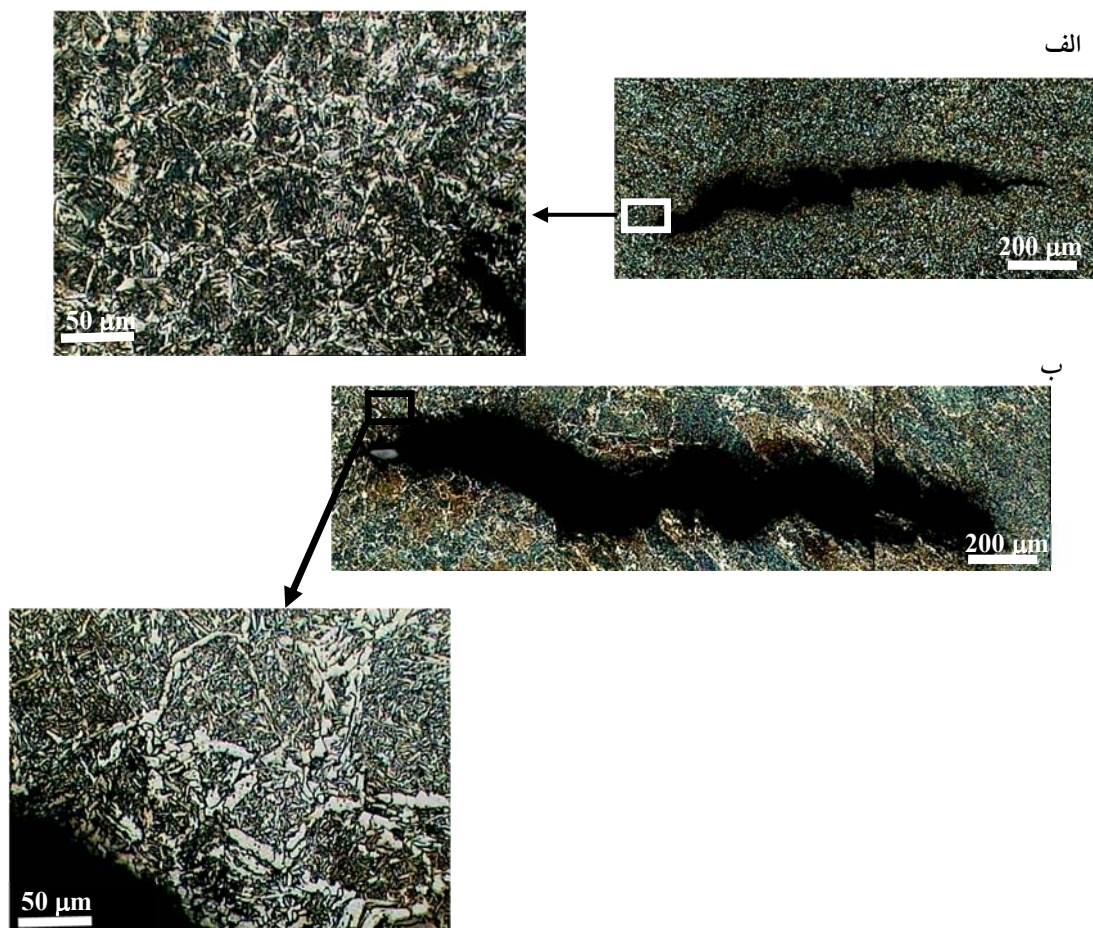
شکل ۵. تأثیر ضخامت فلز پایه (d) و دمای بین‌پاسی (T<sub>0</sub>) بر حساسیت به ترکیدگی فلزجوش راسب شده از الکتروود E8010-P1



شکل ۶. تأثیر شدت جریان جوشکاری بر ریزساختار فلز جوش ایجاد شده در فلز پایه 20mm و دمای بین‌پاسی 30°C (الف) شدت جریان 200 A، (ب) شدت جریان 300 A که بیانگر کاهش فریت سوزنی (AF) و فریت ویدمن‌اشتاتن (WF) و افزایش فریت مرزدانه‌ای (GF) در اثر افزایش شدت جریان جوشکاری می‌باشد.

با جریان‌های 180A و 300A به ترتیب  $230 \pm 5\text{HV}$  و  $216 \pm 5\text{HV}$  اندازه‌گیری گردید. از تغییرات سختی مذکور می‌توان استنباط نمود که ترک از میان فازهای حساس به ترکیدگی که اغلب فازهای نرمی هستند (فريت مرزدانه‌ای و چندوجهی) اشاعه می‌یابد. به طور مشابه [19] et al Seo و نیز [20] Dwivedi et al گزارش نمودند که اشاعه ترک در فلزجوش از فازهای نرم می‌باشد. لازم به ذکر است که چگالی کمتر نابیجایی‌ها در فريت چندوجهی (در مقایسه با مقدار مربوط به فريت سوزنی) موجب درشت شدن ساختار فلزجوش و افت سختی آن فاز می‌شود. توضیح آن‌که نابیجایی‌ها به عنوان مانعی برای رشد دانه‌ها عمل می‌نمایند، بنابراین در اثر چگالی کمتر نابیجایی‌ها در فريت چندوجهی مانعی در مقابل رشد دانه‌ها وجود نداشته و در نتیجه اندازه دانه‌ها افزایش می‌یابد [5].

شکل (۷) تأثیر شدت جریان جوشکاری بر ریزساختار ترک‌های ایجاد شده در فلزجوش خم شده را نشان می‌دهد. مطالعات ریزساختاری نشان داد که مراحل اولیه انتشار ترک از میان فازهای مرزدانه‌ای بوده و در ادامه با رسیدن به فاز فريت سوزنی، ترک تغییر مسیر می‌دهد که به علت ماهیت به هم پیوسته ریزساختار فريت سوزنی می‌باشد [16-18]. بررسی ریزساختاری نواحی اطراف ترک نشان دهنده وجود فاز فريت مرزدانه‌ای در این نواحی است (شکل ۷). فاز فريت مرزدانه‌ای به دلیل ایجاد مکان‌های جوانه‌زنی ترک و نیز فراهم نمودن مسیرهای ترجیحی جهت انتشار ترک، مقاومت به ترکیدگی فلزجوش را کاهش می‌دهد [17 و 19]. سختی نواحی اطراف ترک در نمونه‌های جوشکاری شده با جریان‌های 180A و 300A به ترتیب  $225 \pm 5\text{HV}$  و  $205 \pm 5\text{HV}$  اندازه‌گیری شد. سختی فلزجوش در نواحی دورتر از ترک در نمونه‌های جوشکاری شده



شکل ۷. تأثیر شدت جریان جوشکاری بر ریزساختار ترک‌های ایجاد شده در فلزجوش حاصل از فلزپایه با ضخامت 20mm و دمای بین‌پاسی  $30^{\circ}\text{C}$ . (الف) شدت جریان جوشکاری 200A، (ب) شدت جریان جوشکاری 300A که بیانگر آغاز انتشار ترک از فازهای مرزدانه‌ای و تغییر مسیر در اثر رسیدن به فازهای سوزنی می‌باشد.



## ۴- نتیجه گیری

۱- حداقل دمای بین پاسی برای اطمینان از عدم ترکیدگی جوش

ایجاد شده از E8010-P1 بر فلز پایه St-52 در ضخامت‌های 20mm، 25mm و 30mm به ترتیب  $80^{\circ}\text{C}$ ،  $100^{\circ}\text{C}$  و  $120^{\circ}\text{C}$  می‌باشد.

۲- افزایش بیش از حد دمای بین پاسی موجب ایجاد ساختارهای نامطلوب در فلز جوش و در نتیجه افت خواص آن می‌شود.

۳- پارامتر مدت زمان سرد شدن در محدوده دمایی  $500-800^{\circ}\text{C}$  ( $\Delta t_{8/5}$ ) برای اطمینان از عدم ترکیدگی فلز جوش حاصل از الکتروود E8010-P1 در حدود  $180 \pm 10\text{s}$  می‌باشد.

۴- مطالعات انجام شده نشان داد که متغیر دمای بین پاسی قابل تبدیل به جریان جوشکاری نمی‌باشد. به عبارت‌افزایش جریان جوشکاری و در مقابل کاهش دمای بین پاسی و رسیدن به  $\Delta t_{8/5}$  حدود  $180 \pm 10\text{s}$  نمی‌تواند مانع از ترکیدگی فلز جوش شود.

## تشکر و قدردانی

در پایان، از همکاری مدیریت محترم شرکت تولیدی و صنعتی الکتروود یزد و کلیه کارشناسانی که در انجام این پروژه مشارکت داشته‌اند تشکر و قدردانی می‌گردد.

## مراجع

- C.F. Dong, Z.Y. Liu, X.G. Li, Y.F. Cheng, Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking, international journal of hydrogen energy, 2009, 34, 9879 – 9884.
- K. Faes, A. Dhooge, P.D. Baets, E. V. Donck, W. D. Waele, Parameter optimisation for automatic pipeline girth welding using a new friction welding method, Materials and Design, 2009, 30, 581–589.
- G. M. Evans, N. Bailey, Metallurgy of Basic Weld Metal, Abington Publishing, Cambridge, United Kingdom, 1999.
- S.D. Kou, Welding Metallurgy, New Jersey, John Wiley and Sons, 2003.
- M.C. Zhao, K. Yang, Y. Shan, The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel, Material Science and Engineering A, 2002, 335, 14–20.
- R.w. Hinton, R. K. Wiswesser, Estimating welding preheat requirements for unknown grades of carbon and low-alloy steels, Welding Journal, 2008, 87, 11, 273-76.
- H. Okabayasi, R. Kume, Effects of Pre - and Post-Heating on weld cracking of 9Cr-1 Mo-Nb-V Steel, Transaction of the Japan Welding Society, 1988, 19, 2, 85-92.
- K. crostructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints”, International Journal Advanced Manufacturing Technology, 2008, 36, 475–483.
- R.A. Farrar, P. L. Harrison, Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview, Material Science, 1987, 22, 3812-3820.
- C.H. Lee, H. K. Bhadeshia, H. C. Lee, Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite, Materials Science and Engineering A, 2003, 249\_257.
- H. J. Yi, Y. J. Lee, J. Y. Kim, S.S. Kang, Effect of microstructure and chemical composition on cold crack susceptibility of high-strength weld metal, Journal of Mechanical Science and Technology, 2011, 25, 2185-2193.
- I. Madariaga, I. Gutierrez, C.G. Andres, C. C. Capdevila, Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling, Scripta Materialia, 1999, 41, 229-235.
- A. Ghosh, S. Das, S. Chatterjee, P.R. Rao, Effect of cooling rate on structure and properties of an ultra-low carbon HSLA-100 grade steel, Materials Characterization, 2006, 56, 59–65.
- T. Kasuya, N. Yurioka, M. Okumura, Methods for predicting maximum hardness of HeatAffected Zone and selecting necessary Preheat temperature for Steel Welding, Nippon Steel Technical Report, 1995, 65.
- Welding Handbook, Metals and Their Weldability 7<sup>th</sup> Edition, AWS, New York, 1982.
- L. H. Hu, J. Li, Z. G. Huang, Y. X. Wu, Effects of preheating temperature on cold cracks, microstructures and properties of high power laser hybrid welded 10Ni3CrMoV steel, Materials and Design, 2011, 32, 1931–1939.
- J. H. Huh, Effect of Weld Metal Microstructures on Cold Crack Susceptibility of FCAW Weld Metal, Metals and Materials International, 2008, 14, 2, 239-245.
- R.C. Junior, T. Maciel, P. Silva, Evaluation of cold crack susceptibility on HSLA steel welded joints, Rev. Metal. Madrid, 2003, 39, 83-89.
- J.S. Seo, H.J. Kim, H. S. Ryoo, Microstructural parameter controlling weld metal cold cracking, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2008, 27, 2, 256-62.
- D.K. Dwivedi, Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints, International Journal Advanced Manufacturing Technology, 2006, 36, 475–483.
- J. Hu, L.X. Du, J. J. Wang, C. R. Gao, Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V–N high strength steel, Materials Science and Engineering A, 2013, 577, 161–168.
- Z. Tonkovic, M. Peric, M. Surjak, I. Garasic, I. Boras, A. Rodic, S. Svaic, Numerical and Experimental Modeling of a T-joint Fillet Welding Process, 11th International Conference on Quantitative InfraRed Thermography, Naples Italy, 2012.