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

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

Volume 11, Number 1, 2025



The effect of current intensity on liquid metal embrittlement in resistance spot welding of QP1180 steel

M. Farbakhti, S. R. Elmi Hosseini*, S. A. Mousavi Mohammadi
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Narmak, Tehran, Iran.

Received 22 May 2025 ; Accepted 25 July 2025

Abstract

This study investigated the influence of resistance spot welding current intensity on the formation of liquid metal embrittlement (LME) cracks in galvanized advanced QP1180 steel. Galvanized steel sheets with a thickness of 1 mm were welded at currents of 6.5, 7, 7.5, and 8 kA. The results revealed that increasing the current significantly enlarged the weld nugget size, molten volume, electrode indentation, and the likelihood of LME crack formation. Microstructural analysis, elemental distribution, and crack characterization were conducted using optical and electron microscopy. The findings indicated that the weld zone microstructure primarily consisted of martensite, while the non-uniform distribution of zinc along grain boundaries facilitated the initiation and propagation of LME cracks. Cracks were predominantly observed at the periphery of the weld pool indentation and in the electrode-sheet contact area. This study demonstrates that controlling welding current intensity is a key factor in mitigating LME and improving the mechanical properties of joints in galvanized QP1180 steel. Optimizing welding parameters, particularly limiting current intensity, can prevent molten metal-induced cracking and enhance the durability and safety of automotive structures. Hardness profiling revealed peak hardness in the weld zone, followed by a gradual decrease toward the heat-affected zone (HAZ).

Keywords:Liquid Metal Embrittlement, Resistance Spot Welding, QP steel.

*Corresponding Author: S. R. Elmi Hosseini, elmihosseini@iust.ac.ir.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1404



بررسی اثر شدت جریان بر وقوع ترک تردی مذاب روی در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP1180

مجتبی فربختی، سید رضا علمی حسینی *، سید علی موسوی محمدی

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1404/03/01 ؛ پذیرش مقاله: 1404/05/03

چکیده

در این تحقیق، اثر شدت جریان جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای بر تشکیل ترک‌تردی فلز مذاب (LME) در فولاد پیشرفته QP1180 گالوانیزه بررسی شد. ورق‌های فولادی گالوانیزه شده با ضخامت 1 میلی‌متر با جریان‌های6,5، 7، 7,5 و 8 کیلوآمپر جوشکاری شدند. نتایج نشان داد با افزایش شدت جریان، اندازه ناحیه جوش (ناگت)، حجم ذوب، فرورفتگی الکترود و در نتیجه احتمال شکل‌گیری ترک‌های LME به طور قابل توجهی افزایش یافت. بررسی ریزساختار، توزیع عناصر و ترک‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی انجام شد. نتایج نشان داد که ریزساختار ناحیه جوش عمدتاً مارتنزیتی بوده و توزیع غیریکنواخت عنصر روی در مرز دانه‌ها، آغاز و گسترش ترک‌های LME را تسهیل کرده است. ترک‌ها عمدتاً در لبه فرورفتگی حوضچه جوش و همچنین در ناحیه تماس الکترود با ورق مشاهده شدند. تشکیل این ترک‌ها در جریان‌های بیش از 7 کیلوآمپر باعث افت خواص مکانیکی شد. بطوری‌که با افزایش جریان از 6/5 به 7 کیلوآمپر بیشینهٔ نیرو از 21/3 به 18/6 کیلونیوتن کاهش یافت. همچنین، جابجایی از 4/19 به 3/68 میلی‌متر رسید. نتایج این پژوهش نشان می‌دهد که کنترل شدت جریان جوشکاری عامل کلیدی در کاهش پدیده LME و بهبود خواص مکانیکی اتصال در فولادهای QP1180 گالوانیزه می‌باشد. بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری، به ویژه محدودسازی شدت جریان، می‌تواند به جلوگیری از بروز ترک‌های ناشی از مذاب و افزایش دوام و ایمنی سازه‌های خودرویی منجر گردد. پروفیل سختی نشان داد که بیش‌ترین مقدار سختی در ناحیه جوش حاصل شد و پس از آن با فاصله گرفتن به سمت ناحیه تحت تأثیر حرارت سختی کاهش یافت.

کلمات کلیدی: ترک تردی فلز مذاب، جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، فولاد QP.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: سید رضا علمی حسینی، elmihosseini@iust.ac.ir.

1- مقدمه

خودروسازان در سال‌های اخیر بر کاهش وزن با حفظ ایمنی مسافران تمرکز کرده‌اند. استفاده از فولادهای استحکام بالای پیشرفته، با نسبت استحکام به وزن بالا زمینه را برای دستیابی همزمان به ایمنی بالا و کاهش وزن فراهم کرده است [1]. قابلیت کارسختی بالا، در این فولادها، علاوه بر آن که عملکرد مکانیکی را بهبود داده است منجربه افزایش شکل‌پذیری نیز شده است. فولادسازها به منظور پاسخ‌گویی به نیاز خودرسازان در این زمینه، سه نسل از فولادهای پیشرفته استحکام بالا را توسعه داده‌اند [2و3].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

فولادهای استحکام بالای پیشرفته نسل اول پایه فریتی بوده و شامل فولاد دوفازی، فولادهای با تغییر فرم پلاستیک ناشی از استحاله و فولادهای مارتنزیتی هستند. در فولادهای نسل دوم، فولادهای TWIP و زنگ نزن آستنیتی بیش‌تر مورد توجه قرارگرفته‌اند. فولادهای کوئیچ و پارتیشن‌بندی (QP) نسل سوم فولادهای استحکام بالای پیشرفته هستند که از سال 2012 تجاری‌سازی شدند. عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن بندی با آستنیته‌شده جزئی و کامل آغاز شده و سپس تا دمایی بین دمای شروع مارتنزیت و دمای پایان تشکیل مارتنزیت سرد می‌شود. پس از آن در طی عملیات پارتیشن‌بندی، کربن از مارتنزیت اشباع شده به آستنیت باقی‌مانده تبدیل می‌شود [6-4].

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای در صنعت خودرو به عنوان متداول‌ترین فرایند جوشکاری شناخته شده است. چراکه بطور متوسط در هر خودرو بیش از 5000 جوش نقطه‌ای وجود دارد [7]. این امر اهمیت بررسی و بهینه‌سازی این فرایند را در مواد مختلف را دو چندان کرده است. در این روش جوشکاری حرارت لازم برای اتصال از طریق قانون ژول ($Q=RI^2t$) حاصل می‌شود. براساس این رابطه حرارت ایجاد شده به سه پارامتر زمان جوشکاری، جریان جوشکاری و مقاومت الکتریکی وابسته است که جریان جوشکاری اثرگذاری بیشتری در مقایسه با زمان جوشکاری دارد. علاوه بر آن نیروی الکترود، قطر الکترود و جنس الکترود نیز از پارامترهایی هستند که بر خواص مکانیکی و ریزساختاری اثر می‌گذارند[9و8]. ذکر این نکته مهم است که در اثر افزایش زمان و جریان جوشکاری، حرارت در مقطع اتصال افزایش یافته که با افزایش قطر ناگت جوش و افزایش حجم مذاب همراه است. گرچه با افزایش قطر ناگت استحکام اتصال افزایش می‌یابد اما باید توجه داشت که افزایش بیش از حد پارامترهای موثر در حرارت ورودی منجر به پاشش شده و عیوب اتصال را افزایش می‌دهد [10و11]. از این رو، کنترل و بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای بسیار حائز اهمیت است. از آنجایی‌که فولادهای پیشرفته کاندیداهای مناسبی در زمینه خودروسازی هستند بنابراین بررسی جوش‌پذیری این فولادها مورد توجه قرارگرفته است.

پدیده‌هایی همچون ترک ذوبی، جدایش، بیرون زدگی زودرس مذاب و ترک ناشی از روی مذاب از جمله مواردی هستند که منجر به افت جوش‌پذیری می‌شوند [2]. در مطالعه حاضر به بررسی پدیده ترک مذاب روی پرداخته خواهد شد.

به جهت پوشش‌دهی فولادهای خودرویی به وسیله روی برای افزایش عمرکاری آن‌ها، تردی ناشی از روی مذاب در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای این فولادها بسیار شایع است. تشکیل این ترک‌ها منجر به کاهش استحکام و انعطاف‌پذیری جوش می‌گردد. وجود همزمان سه مولفه تنش کششی، دمای بالا و روی مذاب احتمال تشکیل این نوع ترک‌ها را افزایش می‌دهد. هو و همکارانش [12] حساسیت به ترک روی مذاب را در جوشکاری نقطه‌ای فولاد دوفازی را بررسی کردند. نتایج نشان داد که در جریان‌های بالاتر از 11 کیلوآمپر ترک ظاهر می‌شود. آن‌ها گزارش کردند طولانی‌ترین ترک نوع A به طول 336/1 میکرومتر و طولانی‌ترین ترک نوع D به طول 108/5 میکرومتر بود. لینگ و همکارانش [13] تشکیل ترک LME را در فولاد گالوانیزه QP980 بررسی کردند. نتایج نشان داد که بیش‌تر ترک‌ها در لبه فرورفتگی بوده و تعداد کمی از آن‌ها نیز در مرکز فرورفتگی حضور داشتند. همچنین مشاهده کردند که با افزایش زمان و شدت جریان جوشکاری و نیز کاهش نیروی الکترود، شدت ترک افزایش و استحکام اتصال کاهش یافته است. بنابراین ترتیب درجه تأثیر از بالا به پایین به ترتیب ابتدا شدت جریان جوش، سپس نیروی الکترود و در انتها زمان جوشکاری بود. در مطالعه‌ای مشابه بر فولادهای آستنیتی و فریتی مشاهده شد که استفاده از پوشش روی منجر به حساسیت به ترک مذاب روی شده و استحکام و انعطاف‌پذیری را به حد چشم‌گیری کاهش می‌دهد [14].

مطالعات نشان داده‌اند که جریان جوشکاری مهم‌ترین عامل در میزان حرارت ورودی در مقطع اتصال است. از این رو، شدت جریان اثر بسزایی در تشکیل ترک تردی فلزمذاب روی در فولادهای پیشرفته خودرویی دارد. فولاد QP1180 به عنوان یکی از فولادهای پیشرفته نسل سوم، علی‌رغم اهمیت فزاینده در صنعت خودروسازی، تاکنون به‌طور نظام‌مند از منظر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

حساسیت به تردی فلز مذاب ناشی از روی (LME) در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای بررسی نشده است. در این مطالعه تأثیر شدت جریان جوشکاری بر تشکیل ترک LME در این فولاد، از طریق تحلیل میکروسکوپی و آنالیز عنصری (EDS) مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین، این پژوهش با ارائه تطابق دقیق بین توزیع موضعی عنصر روی، ریزساختار جوش و موقعیت ترک‌ها، نقش کلیدی شدت جریان در مکانیسم تشکیل ترک‌های LME را تبیین می‌نماید.

2- مواد و پژوهش

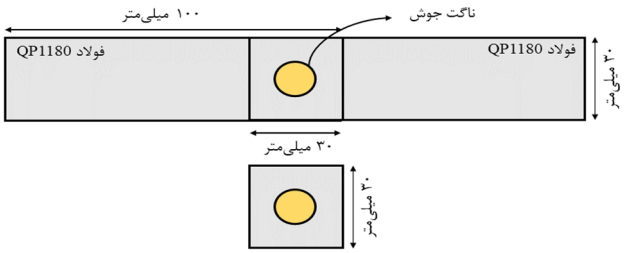
در پژوهش حاضر از فولاد پیشرفته استحکام بالای QP1180 با ضخامت 1 میلی‌متر و با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول (1) استفاده شد. فرایند گالوانیزاسیون فولاد مذکور به مدت 45 دقیقه با روش الکتروگالوانایز انجام شد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد QP1180 (درصد وزنی).

عناصر	Fe	C	Mn	Si	P
درصد	تعادل	0/08	2/50	1/80	0/002

برای انجام جوشکاری، ورق‌های فولادی تهیه شده براساس استاندارد AWS D8.1 در ابعاد 10×30 و 30×30 میلی‌متر مربع به کمک گیوتین برش داده شدند. پس از آن نمونه‌های برش داده شده مطابق شکل (1-الف و 1-ب) روی یکدیگر ثابت شدند و جوشکاری با استفاده از دستگاه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای ساخت شرکت نوین سازان در پارامترهای نشان داده شده در جدول (2) انجام شد. نمونه‌های جوشکاری شده مطابق شکل (1-الف) در ابعاد 30×10 میلی‌متر مربع برای انجام آزمایش‌کشش و نمونه‌های جوشکاری‌شده مطابق شکل (1-ب) در ابعاد 30×30 میلی‌متر مربع برای سختی‌سنجی و بررسی‌های ریزساختاری مورد استفاده قرار گرفتند.

در جدول (2) پارامترهای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای نشان داده شده است. بر این اساس، فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای با استفاده از الکترود مسی به قطر 6 میلی‌متر انجام شد. پس از جوشکاری نمونه‌ها، آزمایش کششی–برشی با نرخ کرنش 2 میلی‌متر در دقیقه به منظور تعیین استحکام اتصال انجام شد. همچنین، به منظور بررسی‌های ریزساختاری و انجام سختی‌سنجی، نمونه‌ها در راستای مقطع اتصال برش داده شدند. پس از برشکاری، به منظور انجام متالوگرافی براساس استاندارد ASTM E3 سنباده‌زنی از مِش 220 تا 3000 انجام شد و سپس با استفاده از سوسپانسیون آلومینا نمونه‌ها پولیش شدند. پس از پولیش سطح مقطع اتصال با استفاده از محلول نایتال 2% اچ شد و بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل HUVITZ انجام گرفت. بررسی ترک‌ها، ریزساختار و توزیع عناصر به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد. آزمایش ریزسختی تحت بار 200 گرم به مدت 15 ثانیه انجام گرفت.



شکل 1- نمونه جوشکاری شده برای آزمایش کشش بر اساس استاندارد AWS D8.1 نمونه جوشکاری شده برای سختی‌سنجی و بررسی ریزساختاری.

جدول 2- پارامترهای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP1180.

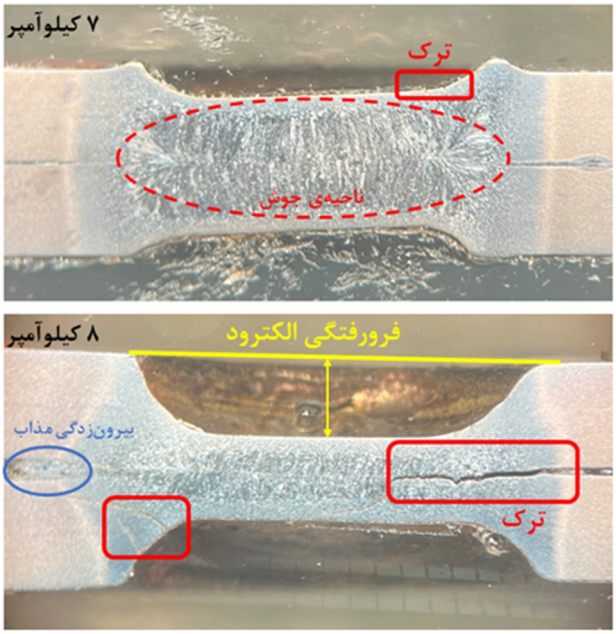
ردیف	نیروی الکترود (بار)	زمان جوش (سیکل)	جریان جوش (کیلوآمپر)
1	3/6	20	6/5
2	3/6	20	7
3	3/6	20	7/5
4	3/6	20	8

3- نتایج و بحث

در شکل (2) درشت ساختار جوش در دو جریان 7 و 8 کیلوآمپر نشان داده شده است. وجود ترک، بیرون‌زدگی مذاب و نواحی مختلف جوش مشاهده می‌گردد. در جریان 8 کیلوآمپر افزایش حجم مذاب منجر به بیرون زدگی شدید مذاب از میان دو ورق در حین جوشکاری شده است. از سوی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

دیگر مشاهده می‌شود که عمق فرورفتگی الکترود و نیز قطر ناگت جوش بطور قابل توجهی افزایش یافته است. بطورکلی، مقطع جوش از سه ناحیه منطقه جوش که چرخه ذوب و انجماد را طی می‌کند و دارای ساختار ریختگی است، منطقه متأثر از حرارت که در آن حداکثر دما کمتر از دمای لیکوئیدوس است و استحاله‌های فازی را تجربه می‌کند و فلزپایه تشکیل شده است.



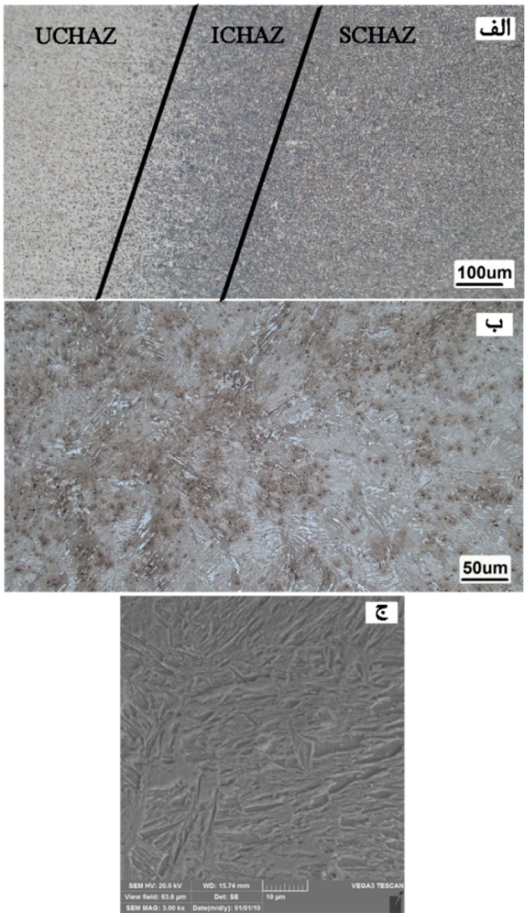
شکل 2- تصاویر درشت ساختار جوش مقاومتی نقطه‌ای در جریان‌های 7 و 8 کیلوآمپر.

شکل (3) ریزساختار مقطع اتصال را در جریان 6/5 کیلوآمپر را نشان می‌دهد. در منطقه جوش به دلیل سرعت سرد شدن بالا حجم مارتنزیت بیش‌تری مشاهده می‌شود. در شکل (2) بطور کامل مشخص است که دانه‌ها بصورت ستونی از کناره حوضچه جوش به سمت مرکز جوش کشیده شده‌اند. حرارت در حین سرمایش از مرکز جوش به سمت کناره‌ها که دمای کم‌تری دارند هدایت می‌شود که باعث شده است تا جبهه انجمادی به سمت مرکز اتصال حرکت کند. به عبارتی دیگر رشد دانه‌ها در خلاف جهت انتقال حرارت رقم خورده است که این امر منجر به تشکیل مارتنزیت ستونی در این ناحیه شده است. ناحیه تحت تأثیر حرارت (HAZ) بر اساس چرخه حرارتی و ترمودینامیک آلیاژ به سه ناحیه تحت تأثیر حرارت بالایی (UCHAZ)، میانی (ICHAZ) و پایینی (SCHAZ) تقسیم می‌شود [15] که در شکل (3-د) نشان داده شده است. در طول فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، در ناحیه متأثر از حرارت فوق بحرانی دما از خط AC_3 در دیاگرام فازی Fe-C عبور می‌کند و بطور کامل آستنیته می‌شود و حین سرمایش بخشی از آن به شکل فاز مارتنزیت از فاز آستنیت متبلور می‌شود. اختلاف در سرعت سرمایش ناحیه تحت تأثیر حرارت و ناحیه جوش باعث شده است تا رشد دانه در دانه‌های تبلور مجدد یافته اتفاق افتد. از آنجایی‌که دانه‌های آستنیت تشکیل شده در این منطقه ریز هستند، حین سرمایش طی استحاله فازی به مارتنزیت ریز تبدیل شده که باعث بالا بودن سختی در این ناحیه می‌گردد. در ناحیه تحت تأثیر حرارت میانی که دمایی بین AC_1 و AC_3 را تجربه می‌کند پس از آستنیته شدن جزئی و سرعت سرمایش بالا یک ریزساختار دو فازی تشکیل می‌گردد که دارای کسر حجمی مارتنزیت کم‌تری در مقایسه با ناحیه فوق بحرانی است. در ناحیه متأثر از حرارت پایینی دما کم‌تر از AC_1 بوده و هیچ‌گونه استحاله فازی رخ نمی‌دهد و مارتنزیت تمپر شده در آن تشکیل می شود. قبلاً نیز گزارش شده است که جز اصلی ریزساختار در UCHAZ و ICHAZ مارتنزیت و در SCHAZ مارتنزیت تمپر شده و فریت است. این موضوع با بررسی منحنی سختی نیز قابل مشاهده است که سختی در ناحیه جوش و ناحیه UCHAZ تفاوتی نداشته است.

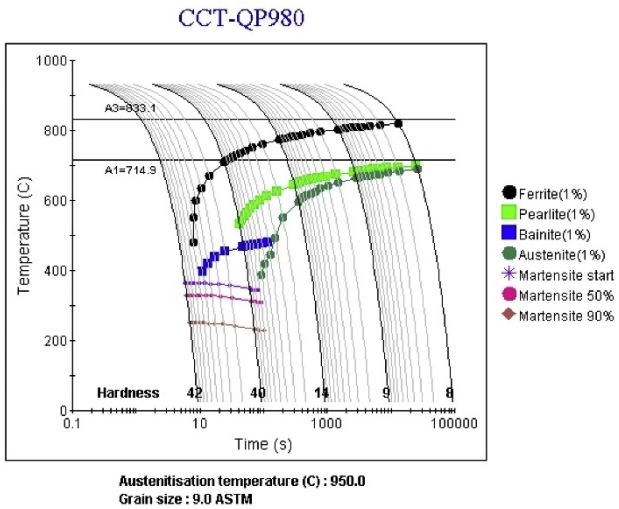
بهمنی و همکارانش[16] و ژو و همکارانش[17] براساس دیاگرام CCT در فولاد QP مشاهده کردند که در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای در ناحیهٔ متاثر از حرارت بالایی (UCHAZ) دما به بالای 900 درجه رسیده و به سمت خط AC_1 باز می‌گردد. در طول سرمایش، به دلیل سرعت سرد شدن بالا، درصد بالایی مارتنزیت همراه با اندکی آستنیت باقی مانده مشاهده می‌شود. در حالی‌که ناحیهٔ جوش به دلیل سرد شدن سریع مارتنزیتی است. برای دو ناحیهٔ ICHAZ و SCHAZ به واسطهٔ نرسیدن دما به بالای خط AC_3، مارتنزیت تمپر شده مشاهده می‌شود. همانطور که بیان شد، جریان و زمان جوشکاری عوامل اصلی در حرارت ورودی به مقطع اتصال

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

هستند که با حجم مذاب تشکیل شده و افزایش قطر ناگت ارتباط مستقیم دارد. در شکل (5) نمودار نیرو و جابجایی برای دو نمونهٔ جوشکاری شده در جریان‌های 6/5 و 7 کیلوآمپر نشان داده شده است.



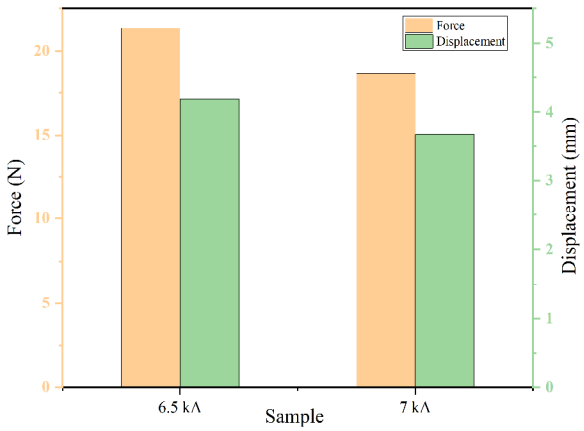
شکل 3- تصویر ریزساختار در جریان 6/5 کیلوآمپر الف- ناحیه HAZ ب- تصویر SEM از ناحیه جوش و ج- ریزساختار ناحیه جوش.



شکل 4- دیاگرام CCT فولاد QP [17].

باقی نمونه‌ها به دلیل طول ترک بیش‌تر تحت آزمون کشش قرار نگرفتند. مطابق شکل (5) مشاهده می‌شود که در اثر افزایش جریان جوشکاری از 6/5 به 7 کیلوآمپر، گرچه قطر ناگت از 6/89 میلی‌متر به 7/12 میلی‌متر رسیده است اما استحکام روند کاهشی دارد. بطوری‌که که حداکثر نیرو در اتصال به ترتیب در جریان‌های 6/5 و 7 کیلوآمپر 21/3 و 18/6 کیلونیوتن بود.

در اثر افزایش بیش‌از حد شدت جریان جوش به دلیل پاشش مذاب بیشینه نیرو کاهش یافته و عیوب جوشکاری در مقطع اتصال ایجاد می‌شوند. در فولادهای که دارای پوشش روی هستند، پوشش منجر به رُخ دادن ترک‌های LME در مقطع اتصال ایجاد می‌شود که کاهش لوب جوشکاری را به همراه دارد. بنابراین، علت کاهش استحکام از جریان 6/5 به 7 کیلوآمپر می‌تواند ترک تردی فلز مایع باشد. همچنین، تشکیل ترک باعث کاهش شکل‌پذیری و ازدیاد طول نمونه‌ها شده است بطوری‌که، ازدید طول از 4/19 به 3/68 میلی‌متر کاهش یافته است.

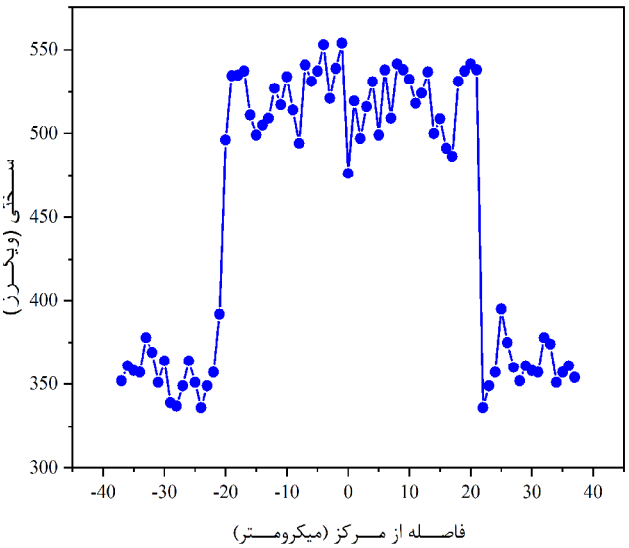


شکل 5- نمودار بیشینهٔ نیرو و جابجایی در نمونه‌های جوشکاری شده در دو جریان 6/5 و 7 کیلوآمپر.

در شکل (6) طرح‌وارهٔ سختی سنجی نشان داده شده است. پروفیل میکروسختی در جریان 6/5 کیلوآمپر نشان داده شده است که حداقل ترک را دارا بود. دما در ناحیه HAZ در طول فرایند جوشکاری مقداری کمتر از AC_1 را تجربه می‌کند. بنابراین در این ناحیه مارتنزیت بصورت تمپر شده حضور خواهد داشت. در ناحیه ICHAZ به دلیل تشکیل ساختار دوفازی مارتنزیت + فریت روند سختی افزایشی است. با

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

حرکت به سمت ناحیه جوش به دلیل حرارت ورودی بالاتر و سرعت سرد شدن بالاتر کسر حجمی مارتنزیت افزایش یافته است. با افزایش حرارت ورودی، رشد دانه‌ها در نواحی ICHAZ و SCHAZ افزایش چشمگیر پیدا می‌کند وعلاوه بر آن به واسطه تمپر بیش‌تر مارتنزیت این نواحی، سختی به مقادیر قابل توجهی کاهش می‌یابد. مشاهده می‌شود که سختی ناحیه UCHAZ با ناحیه جوش تفاوت قابل توجهی ندارد. این موضوع نشان می‌دهد که مارتنزیت تشکیل شده در ناحیه جوش با UCHAZ تفاوت خاصی ندارد چراکه دما در این ناحیه از خط AC3 عبور می‌کند و بطور کامل آستنیته می‌شود و پس از آن در اثر سرعت سرمایش بالا ریزساختار مارتنزیتی تشکیل می‌گردد. قبلاً نیز گزارش شده است که جز اصلی ریزساختار در UCHAZ و ICHAZ مارتنزیت و در SCHAZ مارتنزیت تمپر شده و فریت است. این موضوع با بررسی منحنی سختی نیز قابل مشاهده است که سختی در ناحیه جوش و ناحیه UCHAZ تفاوتی نداشته است.



شکل 6- توزیع پروفیل سختی در جریان 6/5 کیلوآمپر.

ترک‌های LME ممکن است در بسیاری از موقعیت‌ها در اتصالات جوش مقاومتی نقطه‌ای وجود داشته باشد. این ترک‌ها در موقعیت‌های مختلفی قرار دارند و احتمال وقوع آن‌ها در هر موقعیت متفاوت است. مکان‌های ترک را می‌توان به چهار دسته تقسیم کرد. (1) مرکز فرورفتگی، (2) لبه فرورفتگی، (3) منطقه شیب و (4) حاشیه شیب [18]. لازم به ذکر است که ترک‌ها در لبه فرورفتگی و محل شیب نسبتا کم عمق تر هستند و بیشتر ترک ها در لبه فرورفتگی الکترود و ناحیه شیب دار قرار دارند. این دو موقعیت به عنوان حساس ترین مکان‌ها به LME در نظر گرفته شدند. شبیه‌سازی انجام شده توسط بهمنی و همکارانش[16] در نشان داداه است که شانه‌های جوش (ناحیه فرورفتگی ورق/الکترود) محتمل‌ترین مکان‌ها برای رخ دادن ترک LME هستند.

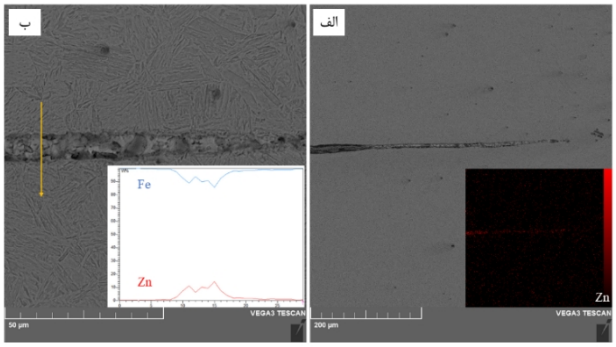
به منظور بررسی تاثیر شدت جریان جوشکاری بر ترک روی مذاب، سطح مقطع اتصال فولاد QP1180 با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز طیف انرژی پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفت. مطابق شکل‌های (7) تا (9) مشاهده می‌شود که شدت تشکیل ترک LME با افزایش شدت جریان افزایش یافته است.

شکل (7) تصاویر ترک LME نوع 1 را در نمونه جوشکاری شده در جریان 6/5 کیلوآمپر را نشان می‌دهد. در این نمونه ترک LME در فصل مشترک اتصال دو ورق ایجاد شده است. تجمع عنصر روی با استفاده از آنالیز Map و EDS-line در ناحیه ترک نشان داده می شود. همچنین، چوی و همکارانش [19] نیز تجمع روی در بین شکاف دو روق را نشان دادند که مربوط به ترک نوع 4 است. این امر در مطالعه حاضر نیز در جریان جوشکاری 6/5 کیلوآمپر مشاهده شد.

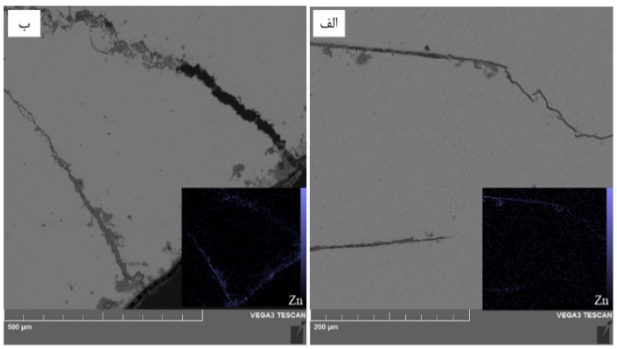
با افزایش جریان جوشکاری به 7 کیلوآمپر حرارت ورودی به مقطع جوش افزایش یافت که باعث شد تا علاوه بر رشد ترک در فصل مشترک اتصال، ترک در دیگر نواحی از جمله شیب حاشیه نیز ایجاد گردد. بطوری‌که بیشینهٔ طول ترک در ناحیه شیب فرورفتگی حاصل شد. در شکل (8-الف و8-ب)، به ترتیب ترک در مرکز اتصال و حاشیه شیب نشان داده شده است. همچنین در این نمونه آنالیز عنصری Map تجمع شدید عنصر روی را که از طریق مرزدانه نفوذ کرده است را در داخل ترک‌ها نشان داد. براساس شکل‌های (8) و (9) با رسیدن شدت جریان به 7/5 و 8 کیلوآمپر طول ترک افزایش یافت؛ بطوری‌که اتصال در این جریان غیرقابل قبول بود. از سوی دیگر در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

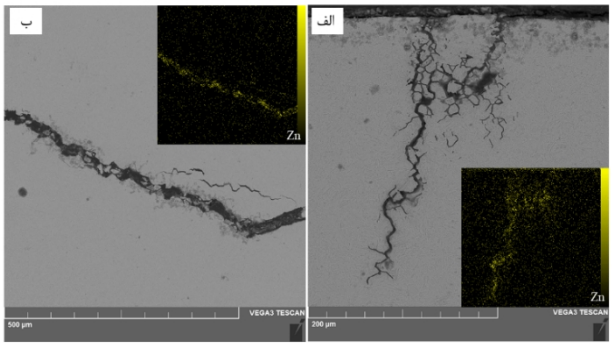
جریان‌های بالاتر حجم بیرون‌زدگی مذاب افزایش یافت کـه در شکل (2) نیز نشان داده شده است.



شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و توزیع عنصری از مقطع اتصال در جریان 7 کیلو آمپر، الف و ب- فصل مشترک دو ورق.

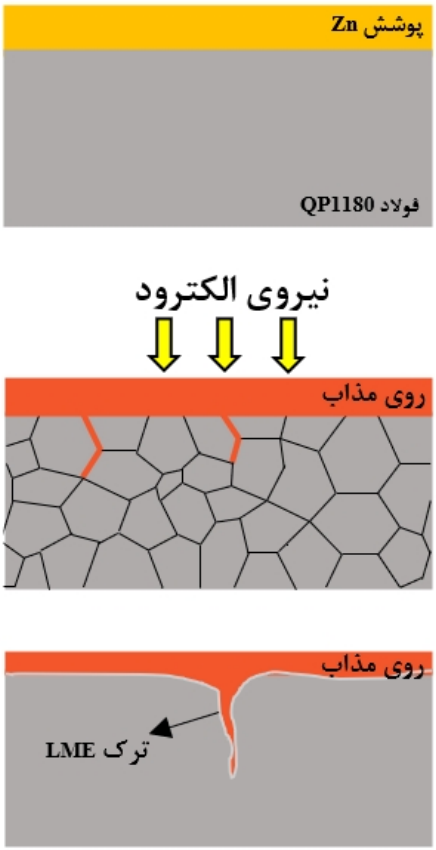


شکل 8- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و توزیع عنصری از مقطع اتصال در جریان 7/5 کیلو آمپر، الف- فصل مشترک دو ورق و ب- حاشیه شیب.



شکل 9- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و توزیع عنصری از مقطع اتصال در جریان 8 کیلو آمپر، الف- مرکز جوش و ب- حاشیه شیب.

در خصوص سازوکار ایجاد این ترک می‌توان به وجود همزمان روی ذوب شده، تنش کششی بالا و دمای بالا اشاره کرد که در تشکیل این نوع ترک‌ها نقش قابل توجهی را ایفا می‌کنند. افزایش دما در مقطع جوش باعث ذوب روی شده و باعث نفوذ روی مذاب به داخل مرزهای‌دانه می‌گردد. این پدیده همراه با تنش‌های حرارتی ناشی از سرد شدن مقطع جوش منجر به پدیده ترک خوردگی فلز روی مذاب می‌شود [20]. در شکل(10) سازوکار تشکیل این نوع ترک نشان داده شده است. نتایج آنالیز عنصری در شکل‌های (6 تا 8) از محل رُخ دادن ترک‌ها حاکی از آن است که این نوع از ترک‌ها از روی مذاب پُر شده‌اند.



شکل 10- طرحوارهٔ تشکیل ترک LME.

4-نتیجه‌گیری

در مطالعه حاضر به بررسی اثـر شـدت جریـان بـر تـرک روی مذاب در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فـولاد QP1180 پرداختـه شد. نتایج حاصل به شرح زیر است:

-جریان‌های بالای 6/5 کیلوآمپر سبب ایجاد چند نوع تـرک در چندین ناحیه شـد کـه نشـان دهنـده بهینـه بـودن ایـن جریـان جوشکاری است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

-هر دو ناحیه ناگت جوش و HAZ بـه واسـطه عبـور از خـط AC_3 ساختار مارتنزیتی دارند با این تفـاوت کـه مارتنزیـت FZ ساختار ستونی داشته و مارتنزیت در HAZ هم بصورت ریـز و هم بصورت درشت است

-بالاترین سختی متعلق به ناحیهٔ جوش است که مقدار آن بطور متوسط حدود 540 ویکرز بود و با حرکت به سمت فلزپایه سختی کاهش یافت.

-در جریان 6/5 کیلوآمپر ترک مشاهده نشد اما با رسیدن جریان جوشکاری به 7 کیلوآمپر ترک LME در مقطع اتصال ایجاد شد.

-گرچه افزایش شدت جریان باعث افزایش قطر ناگت شد اما به دلیل تشکیل ترک بیشینهٔ نیرو کاهش یافت. بطوری‌که با افزایش جریان از 6/5 به 7 کیلوآمپر بیشینهٔ نیرو از 21/3 به 18/6 کیلونیوتن کاهش یافت. همچنین، جابجایی از 4/19 به 3/68 رسید.

منابع

1-H. Abedi Chermahini, M. Piran, A. Esmaeili Chamgordani, and M. Atapoor, "Investigating the mechanical behavior and microstructure of AISI 316L stainless steel sheets welded by resistance spot welding method using copper interface layer," JWSTI, vol. 10, no. 2, pp. 41-50, 2024, doi: 10.47176/JWSTI.2025.04.

2-R. Ashiri, M. Shamanian, H. R. Salimijazi, Y. Park, and M. R. Salmani, "Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot welding process: A review," JWSTI, vol. 6, no. 2, pp. 13-27, 2020. [Online]. Available: http://jwsti.iut.ac.ir/article-1-325-fa.html.

3-M. Gáspár and R. Sisodia, "Challenges and Possibilities in the Welding of Advanced High-Strength Steels," 2023, pp. 351-355.

4-M. Soleimani, A. Kalhor, and H. Mirzadeh, "Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review," Materials Science and Engineering: A, vol. 795, p. 140023, 2020/09/23/ 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023.

5-M. Carpio, J. Calvo, O. García, J. P. Pedraza, and J. M. Cabrera, "Heat Treatment Design for a QP Steel: Effect of Partitioning Temperature," Metals, vol. 11, no. 7, doi: 10.3390/met11071136.

6-D. C. Ramachandran, A. Salandari-Rabori, A. Macwan, and E. Biro, "Microstructural Evolution and Formation Mechanism of the Halo Ring in Resistance Spot Welded Third Generation Advanced High Strength Steel," Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 55, no. 11, pp. 4298-4303, 2024/11/01 2024, doi: 10.1007/s11661-024-07573-8.

7-H. Mostaan, M. Safari, A. Sonboli, M. Haddadi, and A. Taherkhani, "Study and Investigation on the Effect of Presence of Interlayer on the Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Mode of AISI 321 Stainless Steel Resistance Spot Welds," JWSTI, vol. 4, no. 1, pp. 101-112, 2018. [Online]. Available: http://jwsti.iut.ac.ir/article-1-212-fa.html.

8-I. Ozturk Yilmaz, A. Y. Bilici, and H. Aydin, "Microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welded DP1000–QP1180 steel sheets," Journal of Central South University, vol. 26, no. 1, pp. 25-42, 2019/01/01 2019, doi: 10.1007/s11771-019-3980-3.

9-N. Nadimi, M. Kabirmohammadi, and M. Pouranvari, "Failure of dissimilar QP980/DP600 advanced high strength steels resistance spot welds," Journal of Materials Research and Technology, vol. 30, pp. 9601-9611, 2024/05/01/ 2024,https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.052.

10-N. M. Charde, "Effect of spot welding variables on nugget size and bond strength of 304 austenitic stainless steel," Australasian Welding Journal - Welding Technology Institute of Australia, vol. 57, p. 6, 01/01 2013.

11-M. Safari and H. Mostaan, "Resistance spot welding of AISI 201 stainless steel: The relationship between welding current, microstructure, mechanical properties and failure mode," JWSTI, vol. 2, no. 2, pp. 92-105, 2016. [Online]. Available: http://jwsti.iut.ac.ir/article-1-101-fa.html.

12-R. Hu, J. Zhou, Y. Sun, M. Lei, and Y. Gao, "Liquid Metal Embrittlement Susceptibility and Crack Formation of the Zn-Coated Complex Phase Steel," Materials, vol. 18, no. 1, doi: 10.3390/ma18010009.

13-Z. Ling, T. Chen, L. Kong, M. Wang, H. Pan, and M. Lei, "Liquid Metal Embrittlement Cracking During Resistance Spot Welding of Galvanized Q&P980 Steel," Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 50, no. 11, pp. 5128-5142, 2019/11/01 2019, doi: 10.1007/s11661-019-05388-6.

14-A. Ghatei-Kalashami, M. S. Khan, F. Goodwin, and Y. N. Zhou, "Investigating zinc-assisted liquid metal embrittlement in ferritic and austenitic steels:

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]

Manufacture, vol. 3, no. 1, pp. 26-35, 2020/03/01/ 2020, https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2019.11.003.
18-H. M. Kwon, G. H. Oh, C.-W. Lee, and J. Jeong, "Effect of sheet thickness on liquid metal embrittlement cracking of Galva-annealed quench & partitioning (Q&P) 980 MPa steel during resistance spot welding," Journal of Mechanical Science and Technology, vol. 39, no. 1, pp. 339-345, 2025/01/01 2025, doi: 10.1007/s12206-024-1231-5.
19-D.-Y. Choi, A. Sharma, S.-H. Uhm, and J. P. Jung, "Liquid Metal Embrittlement of Resistance Spot Welded 1180 TRIP Steel: Effect of Electrode Force on Cracking Behavior," Metals and Materials International, vol. 25, no. 1, pp. 219-228, 2019/01/01 2019, doi: 10.1007/s12540-018-0180-x.
20-W. Jin, A. Lalachan, S. Murugan, C. Ji, and Y.-D. Park, "Effect of Process Parameters and Nugget Growth Rate on Liquid Metal Embrittlement (LME) Cracking in the Resistance Spot Welding of Zinc-Coated Steels," Journal of Welding and Joining, vol. 40, pp. 464-467, 12/01 2022. doi: 10.5781/JWJ.2022.40.6.2.
Correlation between crack susceptibility and failure mechanism," Materials Characterization, vol. 195, p. 112502, 2023/01/01/ 2023. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112502.
15-B. Figueredo, D. C. Ramachandran, A. Macwan, and E. Biro, "Failure behavior and mechanical properties in the resistance spot welding of quenched and partitioned (Q&P) steels," Welding in the World, vol. 65, no. 12, pp. 2359-2369, 2021/12/01 2021, doi: 10.1007/s40194-021-01179-z.
16-A. Bahmani, V. Feizollahi, and R. Ashiri, "Characterization of physical metallurgy of quenching and partitioning steel in pulsed resistance spot welding: A simulation-aided study," Journal of Advanced Joining Processes, vol. 10, p. 100264, 2024/11/01/ 2024. https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100264.
17-Y. Xu et al., "A newly-designed hot stamping plus non-isothermal Q&P process to improve mechanical properties of commercial QP980 steel," International Journal of Lightweight Materials and

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.25]