



Research Article

Heat-Induced Effects on Microstructure Evolution and Mechanical Properties in Dissimilar Resistance Spot Welding of HSLA440 and DP590 Advanced Automotive Steels

Amir Siavash Mojaver¹, Saeed G. Shabestari¹ and Rouhollah Ashiri^{1*}

School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science & Technology, Tehran, Iran

* Corresponding author, Email: ashiri@iust.ac.ir

(Received: 15 November 2025; Revised: 20 January 2026; Accepted: 31 January 2026; Available online: * ***)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: In this study, the microstructural and mechanical properties of dissimilar resistance spot welds between DP590 and HSLA440 steels were investigated, with a focus on the effect of welding current.

Materials and Methods: For this purpose, steel sheets were prepared in accordance with AWS D1.1 standard. Welding was performed using currents ranging from 7 to 11 kA (in 1 kA increments), followed by mechanical testing and characterization. Tensile shear tests were conducted at a crosshead speed of 1 mm/min, and hardness tests were carried out for the 8 and 10 kA welds. Furthermore, fracture surface and weld microstructure analyses were performed using optical and scanning electron microscopy.

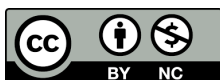
Results: Weld nugget was mainly consisted of lath martensite; its volume fraction increased with current and decreased toward base metal. In DP590, the supercritical and intercritical regions were martensitic and the subcritical region was tempered. In HSLA440, the supercritical regions showed martensite, the intercritical regions showed a combination of martensite and ferrite, and the subcritical region showed grain growth. Tensile strength enhanced from 10.84 kN (for 7 kA) to 24.34 kN (for 10 kA). Fracture mode shifted from interfacial to pull-out above 9 kA. Hardness increased with current, peaking at 430 HV (10 kA).

Conclusion: An increase in welding current caused to increase in nugget size and peak load. Also, softening was more pronounced on the HSLA440 side. The sample welded at a current of 10 kA with a tensile failure mode and maximum strength, hardness, and elongation was the optimal sample.

Keywords: Advanced automotive steel, Resistance spot welding, DP590 steel, HSLA440 steel, Input heat, Failure mode.

How to Cite: Mojaver AS, Shabestari S, Ashiri R. Heat-induced effects on microstructure evolution and mechanical properties in dissimilar resistance spot welding of HSLA440 and DP590 advanced automotive steels. J Adv Mater Eng. 2026;45(3):69–85. <https://doi.org/10.47176/jame.45.3.1162>

Copyright © 2026 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.



This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.



اثرات ناشی از گرما بر تکامل ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی غیرمشابه فولادهای پیشرفته خودروی DP590 و HSLA440

امیر سیاوش مجاور^{ID}، سعید شبستری^{ID}، روح‌اله عشیری^{ID*}

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

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: ashiri@iust.ac.ir

(دریافت: ۱۴۰۴/۸/۲۴، بازنگری: ۱۴۰۴/۱۰/۳۰، پذیرش: ۱۴۰۴/۱۱/۱۱، انتشار: ۱۴۰۴/۱۲/۱۴)**

چکیده

مقدمه و اهداف: در مطالعه حاضر، خواص ریزساختاری و مکانیکی جوش مقاومتی نقطه‌ای نامشابه فولادهای DP590/HSLA440 با تمرکز بر اثر جریان جوشکاری بررسی شده است.

مواد و روش‌ها: برای این منظور، ورق‌های فولادی مطابق استاندارد AWS D1.1 آماده‌سازی شدند و پس از انجام جوشکاری در شدت جریان‌های ۷ تا ۱۱ کیلوآمپر (با پله یک کیلوآمپری) آزمون‌های مکانیکی و مشخصه‌یابی انجام شدند. آزمایش کشش با نرخ کشش یک میلی‌متر بر دقیقه و آزمایش ریزسختی برای دو جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر انجام شد. همچنین، بررسی سطح شکست و ریزساختار جوش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی رویشی و نوری انجام شد.

یافته‌ها: دکه جوش عمدتاً مارتنزیت صفحه‌ای بود؛ کسر حجمی آن با افزایش جریان بیشتر و تا فلز پایه کاهش یافت. در DP590، نواحی فرابحرانی و میان‌بحرانی مارتنزیتی و ناحیه زیربحرانی تمپر شده بود. در HSLA440، نواحی فرابحرانی مارتنزیت، میان‌بحرانی ترکیب مارتنزیت و فریت و ناحیه زیربحرانی رشد دانه را نشان دادند. نتایج آزمون کشش نشان دادند که حداکثر نیروی اتصال با افزایش جریان از ۷ به ۱۰ کیلوآمپر از ۱۰/۸۴ به ۲۴/۳۴ کیلونیوتن رسید. تغییر مد شکست از مد فصل مشترکی به کندگی نیز با افزایش جریان به بالاتر از ۹ کیلوآمپر مشاهده شد. با افزایش شدت جریان سختی در ناحیه جوش افزایش یافت به طوری که مقدار آن در جریان ۱۰ کیلوآمپر به ۴۳۰ ویکرز رسید.

نتیجه‌گیری: با افزایش شدت جریان جوشکاری، قطر دکه جوش و درپی آن استحکام اتصال افزایش یافت و همچنین، پدیده نرم‌شدگی در سمت HSLA440 مشاهده شد. نمونه جوشکاری شده در جریان ۱۰ کیلوآمپر با مد شکست بیرون‌کشیدگی و حداکثر استحکام، سختی و ازدیاد طول، به‌عنوان نمونه بهینه بود.

واژه‌های کلیدی: فولاد پیشرفته خودروی، جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، فولاد DP590، فولاد HSLA440، حرارت ورودی، مود شکست.



۱- مقدمه

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، یکی از شیوه‌های جوشکاری ذوبی به‌شمار می‌رود که برای اتصال ورق‌های فلزی به‌کار می‌رود. این روش به دلیل کارایی بالا، در صنایع حمل‌ونقل و خودروسازی کاربرد گسترده‌ای دارد. به‌طور متوسط، در هر خودرو حدود پنج هزار نقطه جوش از این نوع استفاده می‌شود (۱ و ۲). علت فراگیری این فرآیند، قابلیت اتوماسیون، سرعت زیاد و هزینه پایین تولید آن است. بهره‌گیری از این روش در صنعت خودروسازی موجب بهبود عملکرد اتصالات و افزایش ایمنی خودروها شده است (۳). علاوه بر این، در سال‌های اخیر صنعت خودروسازی با هدف کاهش وزن خودروها و درعین حال حفظ ایمنی سرنشینان، به سمت طراحی و تولید خودروهای سبک حرکت کرده است. این اقدام در راستای کاهش مصرف سوخت و جلوگیری از افزایش انتشار گاز دی‌اکسیدکربن (CO₂) انجام می‌شود (۴).

فولادها، در صنعت خودروسازی، آلیاژهایی پرکاربرد هستند که براساس خواص مکانیکی در سه گروه دسته‌بندی می‌شوند که شامل فولادهای استحکام پایین (فولادهای کم‌کربن با استحکام کم‌تر از ۲۷۰ مگاپاسکال)، فولادهای استحکام بالا (فولادهای کم‌آلیاژ استحکام بالا با استحکام کششی ۲۷۰ تا ۵۰۰ مگاپاسکال، فولادهای کربن-منگنز) و فولادهای استحکام بالای پیشرفته (با استحکام کششی بیش‌تر از ۵۰۰ مگاپاسکال) هستند (۵ و ۶). فولادهای کم‌آلیاژ استحکام بالا^۱ در ساختار بدنه خودرو، از جمله برای قطعاتی مانند ریل‌های محفظه موتور، پنل‌های جانبی راکر و ریل‌های طولی عقب که بارهای قابل‌توجهی را تحمل می‌کنند و در مواردی که جوش‌پذیری نقطه‌ای بسیار خوبی مورد نیاز است، به‌کار برده می‌شوند. فولادهای HSLA در مقایسه با باقی فولادهای این گروه، رفتار مکانیکی بهتری را از خود به‌نمایش گذاشته‌اند. به‌طوری‌که با افزودن عناصر آلیاژی نیکل، مس، کروم و منگنز خواص مکانیکی آن افزایش می‌یابد. چراکه این عناصر به تشکیل کاربونیتریدهای مس-وانادیوم منجر می‌شوند که با سخت‌شدن زمینه فریتی همراه است (۷ و ۸).

فولادهای دوفازی^۲، از جمله پرکاربردترین فولادهای نسل دوم در صنعت خودروسازی محسوب می‌شوند. ریزساختار این نوع فولاد شامل دو فاز اصلی فریت و مارتنزیت است. به‌طور معمول، فولادهای دوفازی بین ۱۰ تا ۷۰ درصد مارتنزیت در ساختار خود دارند و با افزایش مقدار مارتنزیت، استحکام کششی نیز افزایش می‌یابد. این فولادها به دلیل برخورداری از استحکام کششی بالا در مقایسه با فولادهای معمولی HSLA با استحکام تسلیم مشابه، نرخ کارسختی زیاد و قابلیت جذب انرژی بالاتر، از اهمیت ویژه‌ای برخوردار هستند (۹ و ۱۰).

خان و همکاران (۱۱)، اثر جریان جوشکاری بر ریزساختار اتصال ناهمسان فولاد DP/HSLA را بررسی کردند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان داد که فولاد HSLA در این نوع اتصال، نقش رقیق‌کنندگی دارد که حجم مارتنزیت و در نتیجه سختی را کاهش می‌دهد. همچنین، در اثر افزایش شدت جریان، قطر ناگت اتصال افزایش یافته است که منجر به تغییر مد شکست از فصل مشترکی^۳ به کنذکی^۴ می‌شود. ماریا و همکاران (۱۲)، بیان داشتند که نسبت حداکثر به حداقل سختی در ناحیه تحت تأثیر حرارت^۵ مد شکست را تعیین می‌کند. اگر این نسبت به اندازه کافی بزرگ باشد، ماده از طریق سازوکار بیرون‌کشیدگی شکست را تجربه می‌کند؛ زیرا این امر باعث آسان‌شدن ایجاد کرنش‌های پلاستیکی در تحت تأثیر حرارت به جای ناحیه جوش^۶ می‌شود. ژانگ و همکاران (۱۳) نیز مشاهده کردند که شکست در اتصال دو فولاد DP780/DP600، از سمت فولاد DP780 که استحکام بالاتری دارد آغاز شده است که این موضوع را به پدیده کارسختی نسبت دادند. در این مطالعه ابتدا فولاد DP600 به حد تسلیم خود رسیده و تمرکز تنش را کاهش می‌دهد؛ بنابراین، DP780 که استحکام بالاتری دارد، تمرکز تنش و تمپر مارتنزیت جدی‌تری نسبت به DP600 دارد و ترک‌ها از DP780 شروع می‌شوند. هرناندز و همکاران (۱۴) نیز در مطالعه‌ای مشابه برای اتصال فولاد HSLA/DP780، وجود پدیده نرم‌شدگی را در سمت فولاد DP780 گزارش کردند که ناشی از حضور مارتنزیت تمپر شده در HAZ فولاد مذکور بود. نتایج آزمایش کشش و تغییرات قطر

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد DP590 و HSLA440

عنصر	Fe	C	V	Cr	Al	P	Mn	C	Fe	S	Ti
DP590	۹۷/۴۰۰	۰/۰۹۱	۰/۰۰۴	۰/۰۱۱	۰/۰۳۲	۰/۰۱۸	۱/۸۲۰	۰/۰۹۱	۹۷/۴۰۰	۰/۰۰۶	۰/۰۰۲
عنصر	Fe	C	V	Cr	Al	P	Mn	C	Fe	Mo	Ti
HSLA440	۹۸/۶۰۰	۰/۰۸۳	۰/۰۰۲	۰/۰۱۸	۰/۰۲۴	۰/۰۱۸	۱/۲۴۰	۰/۰۸۳	۹۸/۶۰۰	۰/۰۰۶	۰/۰۰۱

جدول ۲- خواص مکانیکی فولاد DP590 و HSLA440

فولاد	کرنش شکست	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	استحکام کششی (مگاپاسکال)
DP590	۲۲/۶۸	۴۳۲/۲	۶۱۰/۰
HSLA440	۲۴/۵۹	۳۱۰/۸	۴۴۰/۱

تعیین پنجره جوش‌پذیری، بهینه‌سازی و بهبود خواص امری ضروری است.

۲- مواد و روش تحقیق

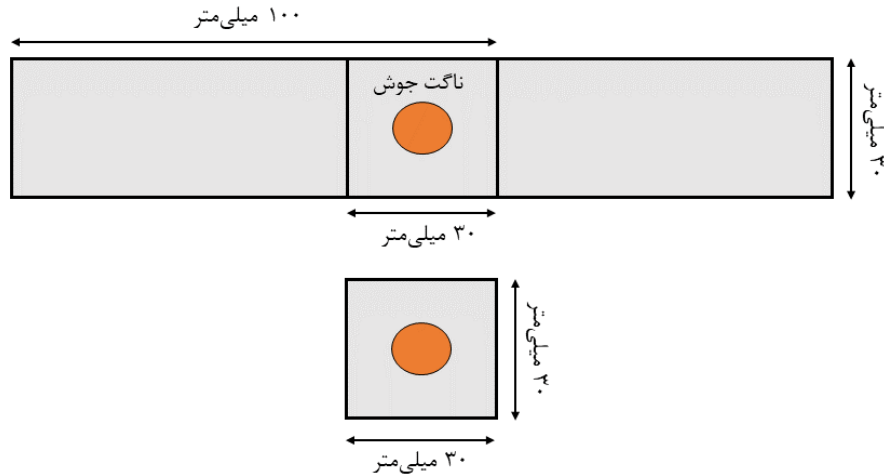
در این پژوهش از دو فولاد DP590 و HSLA440 با ضخامت دو میلی‌متر ساخت شرکت پوسکو-کره جنوبی، به ترتیب با ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی نشان داده‌شده در **جدول‌های (۱) و (۲)** استفاده شده است. ترکیب شیمیایی هر دو فولاد با استفاده از دستگاه کوانتومتری مدل FONDRY MASTER Smart اندازه‌گیری شد. همچنین، برای انجام جوشکاری از الکتروود مسی (Cu-Zr) استفاده شد.

ورق‌های فولادی HSLA440 و DP590، مطابق استاندارد AWS D8.1 در ابعاد ۱۰۰×۳۰ و ۳۰×۳۰ میلی‌متر مربع برش داده شدند. پس از آن، مطابق طرح‌واره نشان داده شده در **شکل (۱)**، از جوشکاری نمونه‌هایی که در ابعاد ۱۰۰×۳۰ میلی‌متر مربع برش داده شده بودند، برای انجام آزمایش کشش و نمونه‌هایی که در ابعاد ۳۰×۳۰ میلی‌متر مربع برش داده شده بودند، برای سختی‌سنجی و مشخصه‌یابی استفاده شد.

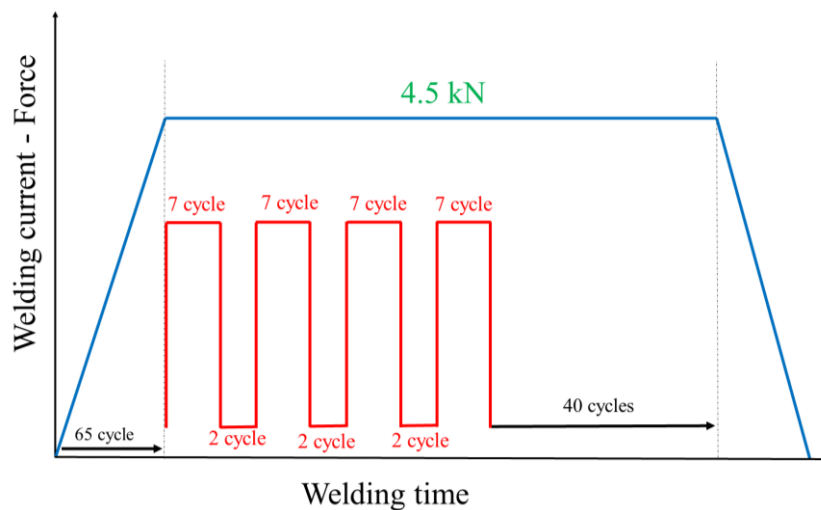
سطح مشترک دو ورق DP590 و HSLA440 برای انجام جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، با استفاده از استون چربی‌زدایی شدند. پس از آن ورقه‌ها به صورت ناهمسان مطابق شکل (۱) روی یکدیگر قرار گرفتند. فرآیند جوشکاری با استفاده از دستگاه

دکمه جوش با افزایش شدت جریان در اتصال فولادهای DP600، DP780 و HSLA با نرخ متفاوتی افزایش یافت. همچنین، شکست در جوش DP780/DP600 در ناحیه نرم‌شده، در ناحیه تحت تأثیر حرارت DP780 رخ داد. درحالی‌که شکست در اتصال فولادهای DP600/HSLA در خارج از ناحیه تحت تأثیر حرارت، در فلز پایه HSLA رقم خورد.

در نوشتار حاضر، اثر شدت جریان جوشکاری چهارپالسه به‌عنوان یک عامل مهم بر ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای نامشابه فولاد DP590/HSLA440 مورد بررسی قرار گرفته است. برخلاف دیگر مطالعات که به جوشکاری تک‌پالسه در زمان‌های نگه‌داری کم پرداخته‌اند، این پژوهش با تمرکز بر کنترل حرارت ورودی از طریق جریان چندپالسه در زمان نگه‌داری بالا، به صورت نوین اثر آن را بر مکانیزم‌های تمپر مارتنزیت، رشد دانه، افت سختی، خواص کششی و مد شکست را تحلیل می‌کند. در این روش، با تقسیم جریان الکتریکی به چند پالس مجزا و اعمال فواصل زمانی کنترل‌شده بین آن‌ها، امکان کنترل بهتر سیکل حرارتی، کاهش نرخ سرمایش مؤثر و بهبود توزیع حرارت در ناحیه جوش، فراهم می‌شود. این دیدگاه جدید می‌تواند منجر به تعریف یک پنجره بهینه جریان و سیکل پالسی شود که در آن، نرم‌شدگی کنترل‌شده و استحکام اتصال بیشینه حاصل گردد. اثر شدت جریان و جوشکاری چندپالسه، به‌عنوان یک عامل در حرارت ورودی در



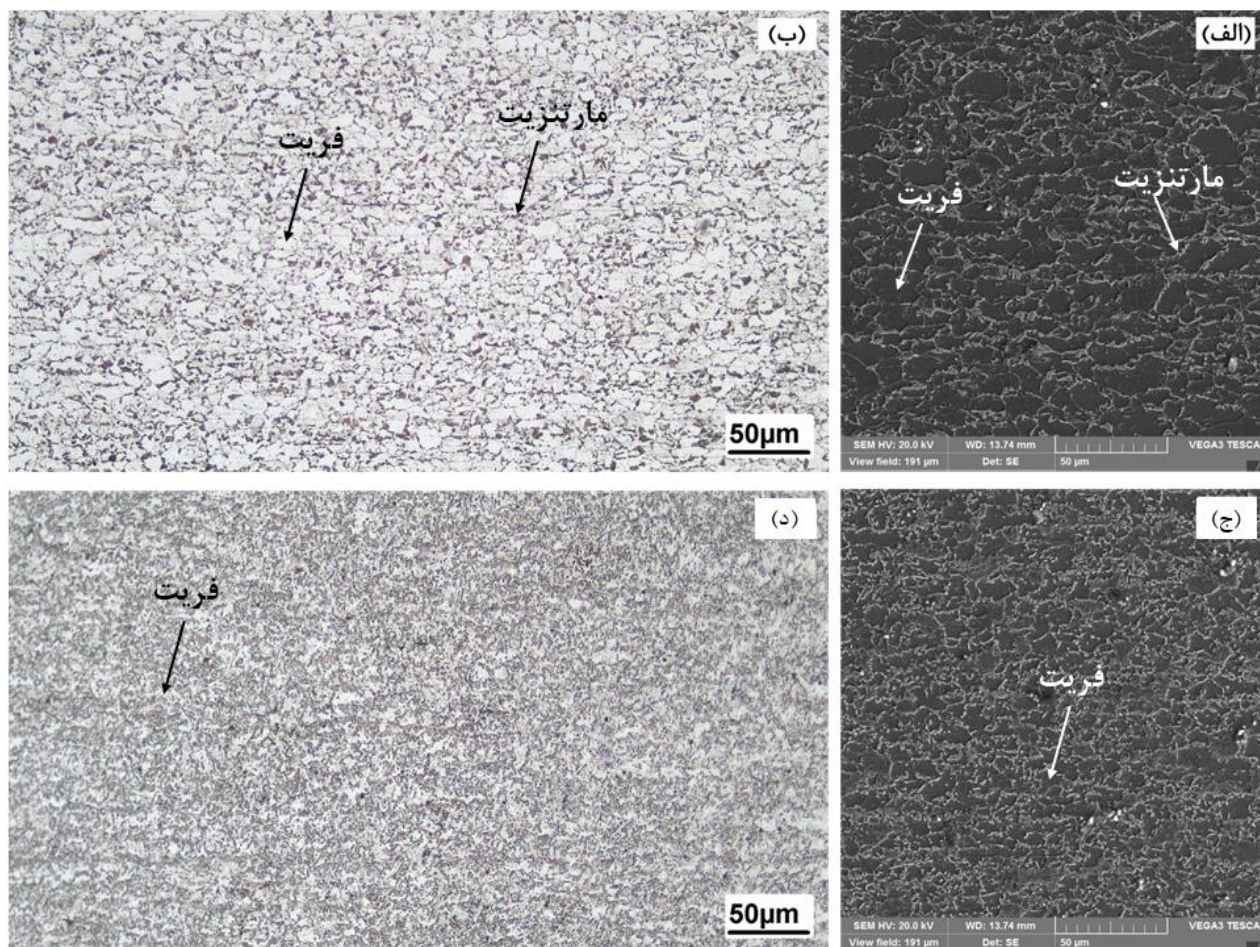
شکل ۱- نمونه‌های آماده‌شده براساس استاندارد AWS D8.1 برای انجام آزمایش کشش، سختی‌سنجی و بررسی ریزساختار.



شکل ۲- طرح‌واره یک چرخه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای.

۹، ۱۰، ۱۰/۵ و ۱۱ کیلوآمپر جوشکاری شدند. بررسی مقطع جوش با استفاده از میکروسکوپ استریوگراف^۲ (ساخت شرکت صایران) و میکروسکوپ نوری مدل HUVITZ انجام شد. برای بررسی ریزساختار، نمونه‌های جوشکاری شده به صورت قطری برش داده شدند و پس از آن متالوگرافی با استفاده از سنباده با مش‌های ۲۲۰، ۳۲۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۲۰۰۰ و ۳۰۰۰ انجام شد و به مدت یک ساعت نمونه‌ها به کمک سوسپانسیون آلومینا پولیش شدند. پس از پولیش کاری، به منظور نمایان شدن ریزساختار از محلول اچ نایتال سه درصد استفاده شد. بررسی ریزساختار و مورفولوژی سطح شکست نمونه‌ها پس

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای ساخت شرکت نوین سازان (با حداکثر توان ۳۸۰ VAC) با الکتروود آبگرد مسی به قطر هشت میلی‌متر انجام شد. در طول انجام جوشکاری فولاد DP590 که استحکام بالاتری دارد، بر فک پایینی قرار گرفت. جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای مطابق استاندارد AWS D8.1 در چهار پالس، نیروی الکتروود ۴/۵ کیلونیوتن، زمان اعمال فشار اولیه ۶۵ سیکل و زمان نگه‌داری ۴۰ سیکل (هر سیکل ۲۰ میلی‌ثانیه) که به عنوان پارامترهایی ثابت تعریف شده بودند، مطابق چرخه نشان داده شده در شکل (۲) انجام شد و فقط پارامتر جریان جوشکاری به عنوان پارامتر متغیر بود؛ بنابراین، نمونه‌ها در جریان‌های ۷، ۸



شکل ۳- تصاویر ریزساختار فلز پایه، الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی فولاد DP590، ب) تصویر میکروسکوپی نوری فولاد DP590، ج) تصویر میکروسکوپی الکترونی فولاد HSLA440، د) تصویر میکروسکوپی نوری فولاد HSLA440.

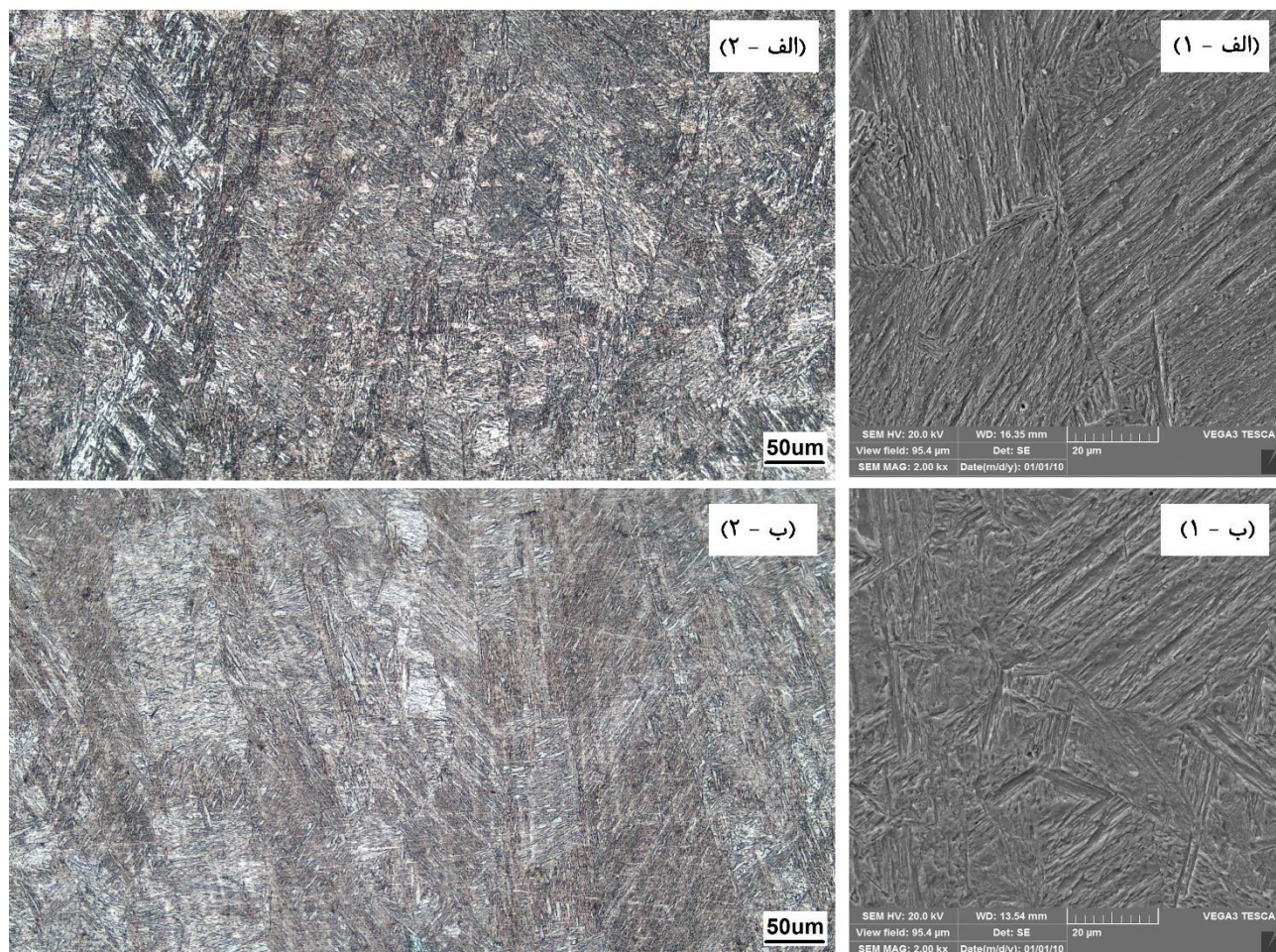
نمونه‌ها، تا مش ۳۰۰۰ سنباده زده شد و سپس با استفاده از سوسپانسیون آلومینا، سطح نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه پولیش شد تا خطوط ناشی از فرآیند سنباده‌زنی از بین برود. سپس سختی‌سنجی با نیروی 0.2 kgf (۲۰۰ گرم) به مدت ۱۵ ثانیه به صورت قطری به منظور رسم پروفیل سختی انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

در شکل (۳)، تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی از ریزساختار فلز پایه دو فولاد DP590 و HSLA440 نشان داده شده است. ریزساختار فولاد DP590 در زمینه، شامل فریت نرم و جزایر پراکنده مارتنزیت در زمینه فریت است. ترکیب این دو

از آزمایش کشش، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ مدل Vega II/XMU ساخت جمهوری چک انجام شد. تصویربرداری از سطح شکست و مقطع جوش نمونه‌ها، پس از متالوگرافی و آماده‌سازی، به صورت اچ شده در فرکانس ۱/۵ هرتز و به دو صورت الکترون بازگشتی برای سطوح شکست و الکترون ثانویه برای ریزساختار انجام گرفت. آزمایش کشش تک‌محوره، به کمک دستگاه کشش ۳۰ تنی مدل Universal Testing Machine با نرخ کشش یک میلی‌متر بر دقیقه در جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر و فلزات پایه DP590 و HSLA440، براساس استاندارد AWS D8.1، انجام شد. قابل ذکر است که آزمایش کشش تا قبل از رخ دادن پاشش مذاب در جریان ۱۱ کیلوآمپر انجام گرفت. برای آزمایش سختی سنجی سطح همه



شکل ۴- ناحیه جوش اتصال مقاومتی نقطه‌ای DP590/HSLA440، نمونه جوشکاری شده در جریان ۸ کیلوآمپر (الف-۱) میکروسکوپی الکترونی روبشی (الف-۲) میکروسکوپی نوری و نمونه جوشکاری شده در جریان ۱۰ کیلوآمپر (ب-۱) میکروسکوپی الکترونی روبشی (ب-۲) میکروسکوپی نوری.

در شکل (۴)، تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی ناحیه جوش اتصال نامشابه دو فولاد DP590/HSLA440 در شدت جریان‌های ۸ و ۱۰ کیلوآمپر نشان داده شده است. تصاویر ریزساختاری وجود مارتنزیت و اندکی فریت را در ناحیه جوش نشان می‌دهند که در اثر سرد شدن سریع تشکیل شده‌اند. مشاهده می‌شود که با افزایش شدت جریان جوشکاری از ۸ به ۱۰ کیلوآمپر، کسر حجمی مارتنزیت ورقه‌ای در ناحیه جوش نیز بیش‌تر شده است. این موضوع ناشی از آن است که شدت جریان‌های بالا، منجر به اختلاف بیشتر دمای مذاب و فلز پایه می‌شود و در نتیجه، سرعت انتقال حرارت و سرمایش نیز افزایش

فاز (فریت و مارتنزیت)، باعث شده است که فولاد DP590 به‌طور همزمان از شکل‌پذیری (حضور فریت) و استحکام بالا (وجود مارتنزیت) برخوردار باشد. در مقابل، فولاد HSLA440 که ریزساختار آن عمدتاً از فریت ریزدانه چندضلعی و سوزنی به همراه مقداری بینیت و رسوبات ریز کاربیدی و نیتریدی (Nb و Ti) که در مزرده واقع شده‌اند تشکیل شده است. سان و همکاران (۱۵)، نیز دریافتند که این رسوبات می‌توانند دانه‌ها را اصلاح کنند و در نتیجه چقرمگی و پلاستیسیته را بهبود بخشند. وجود این رسوبات و اثر آن‌ها بر خواص مکانیکی در مطالعات متعدد تایید شده است (۱۶ و ۱۷).

درعین حال کمتر از نرخ‌های سرمایش در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای است. اما مارتنزیت در نرخ سرمایش بالاتر از ۴۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل می‌شود (۲۰).

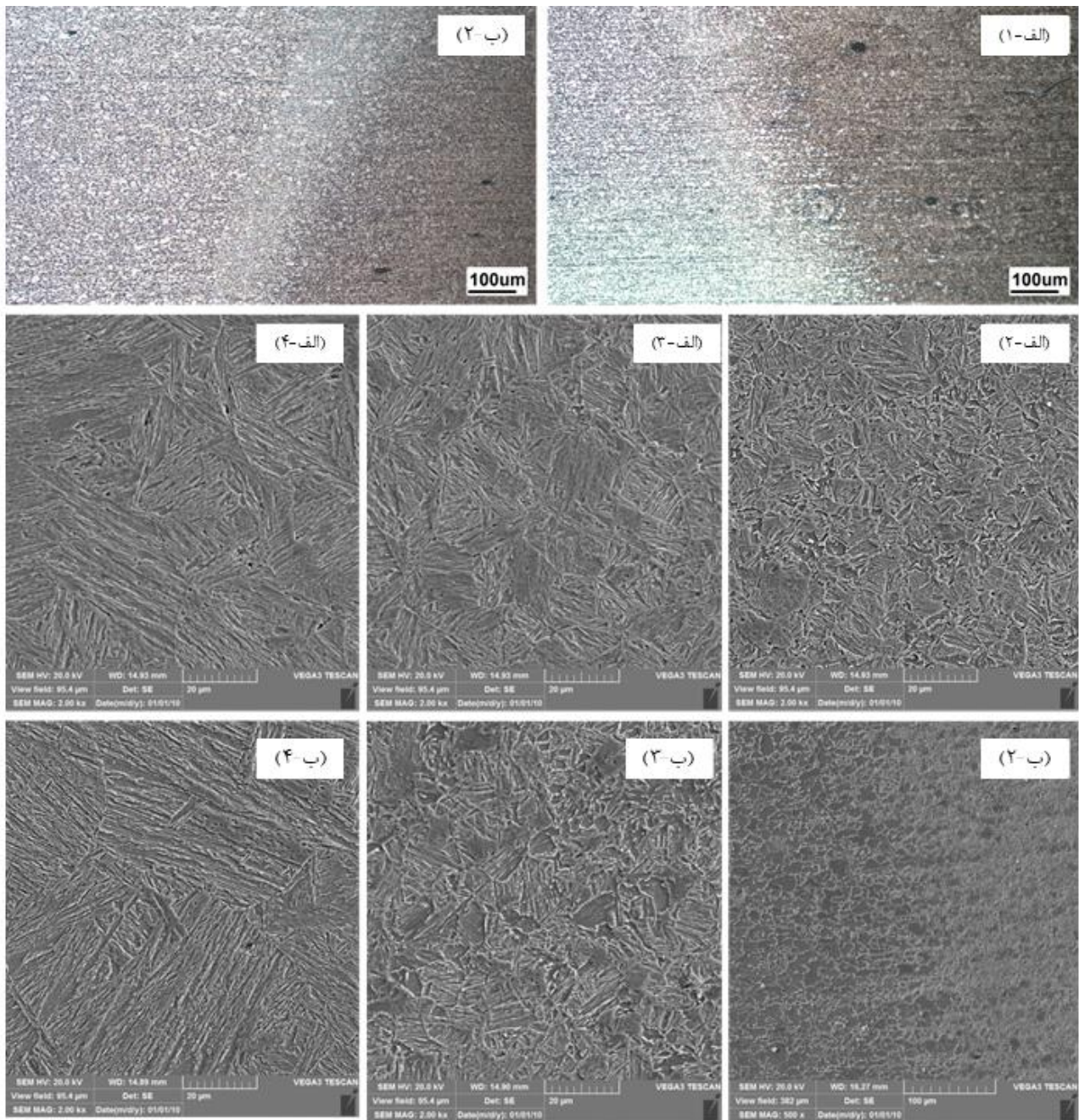
$$\log CCR = 7.42 - 3.13C - 0.17Mn - 0.37Ni - 0.34Cr - 0.45 \quad (1)$$

ناحیه تحت تأثیر حرارت، به دلیل طیف حرارتی گسترده‌ای که تجربه می‌کند، به سه ناحیه تحت تأثیر حرارت فرابحرانی^۱، میان‌بحرانی^{۱۱} و زیربحرانی^{۱۲} تقسیم می‌شود. این چرخه حرارتی منجر به تحولات ریزساختاری و تشکیل فازهای متفاوت در اثر استحاله‌های فازی که در هر یک از این نواحی رخ می‌دهد، می‌شود (۲۰). شکل‌های (۵) و (۶-الف) و (۶-ب)، تصاویر ریزساختاری مربوط به ناحیه تحت تأثیر حرارت فرابحرانی، میان‌بحرانی و زیربحرانی برای جریان‌های ۸ و ۱۰ کیلوآمپر در هر دو فولاد DP590 و HSLA440 را نشان می‌دهد. ریزساختار UCHAZ در سمت هر دو فولاد DP590 و HSLA440، نشان‌دهنده ریزساختار مارتنزیتی است که با افزایش شدت جریان جوشکاری به دلیل افزایش حرارت ورودی بر حجم آن افزوده شده است.

با مطابقت تحولات ریزساختاری با نتایج سختی‌سنجی، مشخص می‌شود که تفاوتی در مقادیر سختی ناحیه جوش و تحت تأثیر حرارت فرابحرانی وجود ندارد. در طول جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، بیشینه دمایی که UCHAZ تجربه می‌کند بالاتر محدوده بالایی منطقه آستنیت (خط A₆₃) است و فولاد مذکور به‌طور کاملاً یکنواخت در این ناحیه آستنیت می‌شود؛ بنابراین، به‌سبب سرمایش سریع و غیرتعدالی، فاز مارتنزیت از آستنیت رسوب می‌کند. همچنین، خود UCHAZ به دو بخش ریزدانه و درشت‌دانه تقسیم می‌شود که ناشی از وجود اختلاف دما در آستنیت است. از آنجایی که آستنیت در طیف وسیعی از دماها از ۸۵۰ تا ۱۴۰۰ درجه سانتی‌گراد پایدار است، باعث می‌شود تا آستنیت در مجاورت دکمه جوش حرارت بالاتری را تجربه کند که منجر به رشد آن و ایجاد ناحیه تحت تأثیر حرارت درشت‌دانه می‌شود؛ بنابراین، یک گرادیان اندازه دانه از مجاورت ناحیه WZ/UCHAZ تا UCHAZ/ICHAZ ایجاد می‌شود که باعث تشکیل ناحیه تحت تأثیر درشت‌دانه و ریزدانه می‌شود. با عبور از

می‌یابد که حجم مارتنزیت تشکیل شده را تعیین می‌کند. این کسر مارتنزیت در دکمه جوش عمدتاً تحت تأثیر نرخ واقعی سرمایش و ابعاد حوضچه جوش تعیین می‌شود.

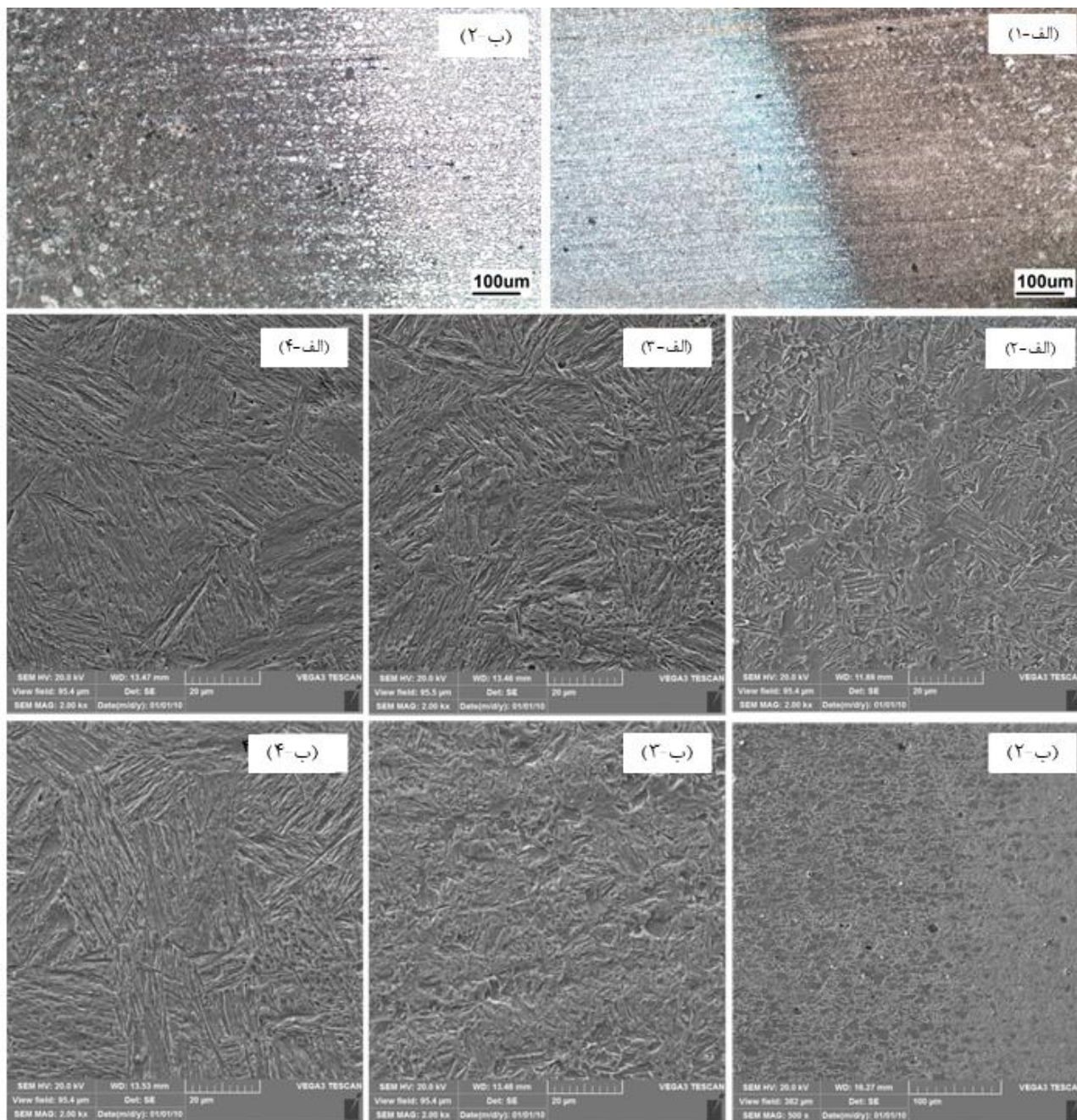
در جوشکاری نامشابه دو فولاد DP590/HSLA440، دمایی بیشینه در ناحیه ذوب از خط لیکوئیدوس فراتر می‌رود؛ بنابراین، هر دو فلز پایه DP590/HSLA440 ذوب شده و یک ساختار ریختگی ایجاد می‌شود. سرعت سردشدن بالا، گرادیان دمایی شدیدی در ناحیه انجماد ایجاد می‌کند. از طرف دیگر، به دلیل حضور عناصر آلیاژی و اختلاف حلالیت آن‌ها در حالت جامد و مایع، نفوذ در جبهه جامد/مایع محدود می‌شود و این امر باعث فوق‌سردی ترکیبی می‌گردد که رشد دندریتی و سلولی را در این ناحیه به همراه دارد. براساس مدل تحلیلی بیان شده توسط گولد و همکاران (۱۸)، سرعت سردشدن برای ورق‌هایی با ضخامت ۱ تا ۵ میلی‌متر حدود ۴۰۰۰ کلوین بر ثانیه است. همچنین، گزارش شده است که برای ورق‌هایی با ضخامت دو میلی‌متر، سرعت سردشدن به حدود ۲۰۰۰ کلوین بر ثانیه می‌رسد. این نرخ‌های سرمایش بسیار بالاتر از نرخ‌های مورد نیاز برای تشکیل مارتنزیت (که حدود ۴۰ تا ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه است) در ناحیه جوش است (۱۹). همچنین، سرعت سردشدن بسیار زیاد زمان کافی برای نفوذ کربن باقی نمی‌گذارد که منجر به تشکیل مارتنزیت می‌شود. علاوه بر سرعت سرمایش، ترکیب شیمیایی نیز عامل مؤثر در تعیین ریزساختار نواحی اتصال است. ترکیب شیمیایی ناحیه ذوب، تحت تأثیر اختلاط ترکیب شیمیایی هر دو فلز پایه DP590/HSLA440 قرار می‌گیرد؛ بنابراین، ترکیب شیمیایی ناحیه ذوب با ترکیب غیرمشابه را می‌توان با میانگین‌گیری عناصر فلز پایه تخمین زد. براین اساس، به‌منظور محاسبه کمیته نرخ سردشدن بحرانی^۹ لازم برای تشکیل فاز مارتنزیت، از رابطه (۱) استفاده شد. در این رابطه، CCR بیانگر نرخ بحرانی سردشدن در ناحیه جوش بوده و واحد آن کلوین بر ساعت است. با توجه به ترکیب شیمیایی ناحیه جوش، نرخ سرمایش این ناحیه برابر با ۴۵/۹ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه محاسبه شد که مقدار مناسبی برای تشکیل مارتنزیت محسوب می‌شود و



شکل ۵- تصاویر ریزساختاری از ناحیه تحت تأثیر حرارت در نمونه جوشکاری شده با جریان ۸ کیلوآمپر و زمان نگهداری ۴۰ سیکل، سمت فولاد DP590 (الف-۱) تصویر میکروسکوپی نوری و (الف-۲) تصویر SEM از SCHAZ، (الف-۳) تصویر SEM از ICHAZ و (الف-۴) تصویر SEM از UCHAZ، سمت فولاد HSLA440 (ب-۱) تصویر OM و (ب-۲) تصویر SEM از SCHAZ، (ب-۳) تصویر SEM از ICHAZ و (ب-۴) تصویر SEM از UCHAZ.

ریزتری تشکیل می‌گردد. این ناحیه به این دلیل که با فلز پایه نزدیک‌تر است سرعت سرمایش بالاتری را نیز دارد (شکل‌های ۵ و ۶-الف-۴ و ۶-ب-۴).

این ناحیه به سمت ICHAZ (که دمایی بین A_{c1} و A_{c3} را طی می‌کند)، رشد دانه آستنیت به دلیل دماهای تجربه شده کمتر و نیز سرعت سرمایش بالاتر محدود می‌شود که در نتیجه آن مارتنزیت



شکل ۶- تصاویر ریزساختاری از ناحیه تحت تأثیر حرارت در نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۰ کیلوآمپر و زمان نگهداری ۴۰ سیکل، سمت فولاد DP590 (الف-۱) تصویر OM و (الف-۲) تصویر SEM از SCHAZ، (الف-۳) تصویر SEM از ICHAZ و (الف-۴) تصویر SEM از UCHAZ، سمت فولاد HSLA440 (ب-۱) تصویر OM و (ب-۲) تصویر SEM از SCHAZ، (ب-۳) تصویر SEM از ICHAZ و (ب-۴) تصویر SEM از UCHAZ.

DP590 و فولاد HSLA440 مارتنزیت به همراه درصد اندکی فریت سوزنی می‌دهد. با افزایش دما تا بالای خط A_{c1} آستنیت‌شدن جزئی اتفاق می‌افتد و ریزساختار فلز پایه فولاد DP590 و HSLA440

شکل‌های (۵) و (۶-الف-۳) و (۶-ب-۳)، ریزساختار ICHAZ را در شدت جریان جوشکاری ۸ و ۱۰ کیلوآمپر نشان می‌دهد. براین اساس مشاهده می‌شود که این ناحیه در سمت فولاد

شده است. با حرکت از ناحیه جوش به فلز پایه، کسر مارتنزیت در هر دو فولاد کاهش یافته است. کسر حجمی مارتنزیت در منطقه تحت تأثیر حرارت نزدیک فلز پایه و منطقه تحت تأثیر حرارت نزدیک منطقه ذوب در سمت DP590، در مقایسه با منطقه تحت تأثیر حرارت سمت HSLA440، بیش تر است. دلیل این امر این است که فولاد DP590 مقدار کربن بیش تری نسبت به فولاد HSLA440 دارد.

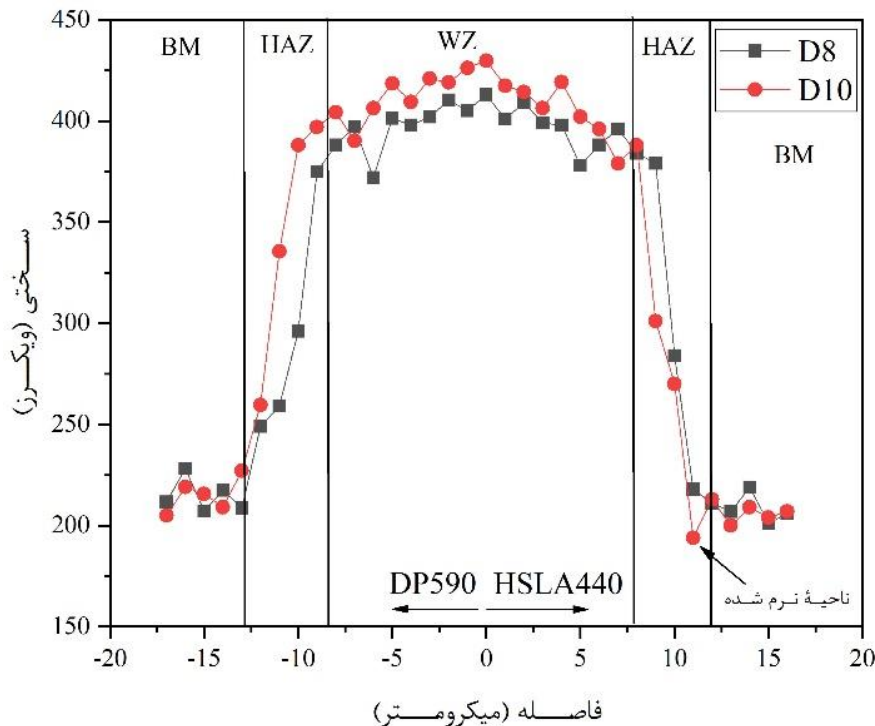
۳-۲- خواص مکانیکی

در شکل (۷)، پروفیل سختی مقطع جوش مقاومتی نقطه‌ای نامشابه فولاد DP590/HSLA440 در دو جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر ترسیم شده است. مسیر پروفیل سختی از فلز پایه فولاد DP590 شروع می‌شود و با عبور از HAZ و WZ به فولاد HSLA440 می‌رسد. مشاهده می‌شود که متوسط عدد سختی در ناحیه جوش از ۴۰۰ ویکرز در جریان جوشکاری ۸ کیلوآمپر به ۴۲۰ ویکرز در شدت جریان ۱۰ کیلوآمپر رسیده است. این افزایش جزئی سختی ناشی از افزایش سرعت سرمایش است که منجر به افزایش اندک کسر حجمی مارتنزیت و دانه‌بندی ریزتر است. این افزایش شدت جریان بر تمپر شدن مارتنزیت نیز مؤثر است. به طوری که، با رسیدن جریان جوشکاری به ۱۰ کیلوآمپر، زمان و دمای تمپر مارتنزیت را در ناحیه تحت تأثیر حرارت زیر بحرانی افزایش می‌یابد و همچنین، منجر به افزایش کسر حجمی مارتنزیت در دو ناحیه میان بحرانی و فرابحرانی می‌شود. چندین گزارش وجود دارد که نشان می‌دهد تاریخچه ترمومکانیکی آلیاژ در طول جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، باعث افزایش چگالی نابجایی‌ها، رسوب کاربید و عناصر آلیاژی می‌شود (۲۱ و ۲۲). وجود چنین پدیده‌هایی تشکیل اثر نرم‌شوندگی را در جریان‌های پایین به تعویق می‌اندازد. به عبارتی در شدت جریان‌های بالاتر که حرارت ورودی بیشتر است، حجم مارتنزیت تمپر شده و اندازه دانه افزایش می‌یابد؛ لذا در نتیجه آن افت سختی بیشتر خواهد شد. همان‌طور که بیان شد دما در SCHAZ که در مجاورت فلز پایه قرار دارد، کم تر است و مارتنزیت تمپر شده در این ناحیه در فولاد

به آستنیت و فریت تبدیل می‌شود. پس از آن در اثر سرمایش سریع آستنیت تشکیل شده در سمت فولاد DP590 به مارتنزیت، فریت و اندکی آستنیت باقی مانده و در سمت فولاد HSLA440 به مارتنزیت، فریت، آستنیت باقی مانده و اندکی بینیت تبدیل می‌شود که عاملی در افت اندک سختی در سمت فولاد HSLA440 در مقایسه با همان ناحیه در فولاد DP590 است. سختی پذیری آستنیت تشکیل شده در فاز میان بحرانی به دلیل تقسیم کربن در طول آستنیت‌سازی بین بحرانی، بیش تر از سختی پذیری اولیه فولاد است. سرعت سرد شدن در UCHAZ در قیاس با ICHAZ، به دلیل حرارت ورودی بالاتر و اختلاف حرارتی بیش تر با فلز پایه، بیش تر است. با این حال به دلیل کربن معادل بالای آلیاژ، تمایل تبدیل آستنیت به مارتنزیت بالا است و استحاله تشکیل مارتنزیت از آستنیت در دماهای پایین تر رخ می‌دهد.

در شکل‌های (۵) و (۶-الف-۲) و (۶-ب-۲)، ریزساختار ناحیه تحت تأثیر حرارت زیر بحرانی در دو فولاد DP590 و HSLA440 در شدت جریان‌های جوشکاری ۸ و ۱۰ کیلوآمپر نشان داده شده است. در سمت فولاد DP590 مشاهده می‌شود که با افزایش دما تا زیر خط A_{c1} ، گرچه هیچ تحول فازی رخ نداده است، اما مارتنزیت موجود در فلز پایه DP590 تمپر شده است. به عبارت دیگر، دمای این ناحیه به اندازه‌ای است که بتواند فاز مارتنزیتی که از نظر ترمودینامیکی به دلیل ساختار بلوری **تتراگونال مرکز پر**، تراکم بالای نابجایی‌ها، وجود دوقلوبی‌ها و انرژی سطحی زیاد، ناپایدار محسوب می‌شود را تمپر کند؛ نتیجه این فرآیند افت ریزسختی در این ناحیه است.

در مورد فولاد HSLA440 نیز دیده می‌شود که اندازه دانه‌ها افزایش یافت و بخشی از رسوبات موجود در مرز دانه‌ها در اثر حرارت حل شده‌اند که این تغییرات نیز با کاهش سختی همراه بوده است. در شکل‌های (۵) و (۶)، ریزساختار ناحیه SCHAZ و مرز آن با ICHAZ نشان داده شده است. ناحیه ICHAZ، به دلیل دارا بودن مقدار مارتنزیت بیشتر نسبت به SCHAZ، به محلول اچ حساسیت بیش تری نشان داده و در نتیجه دچار خوردگی عمیق تر



شکل ۷- پروفیل سختی مقطع جوش در شدت جریان‌های ۸ (D8) و ۱۰ (D10) کیلوآمپر.

رفتاری در سمت فولاد HSLA440 نیز وجود دارد؛ به شکلی که، ناحیه نرم شده (SCHAZ) در هر دو جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر تشکیل شده اما در اثر افزایش جریان و حرارت ورودی، افت سختی بیش‌تری را این ناحیه تجربه کرده است. به‌طوری‌که عدد سختی در سمت فولاد HSLA440 و در ناحیه نرم‌شده به‌ترتیب در جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر، ۱۸۰ و ۱۹۰ ویکرز بود. در نواحی تحت تأثیر حرارت میان‌بحرانی و فرابحرانی نیز به‌دلیل سرعت سرمایش بالا در هر دو فولاد DP590 و HSLA440 ریزساختاری مارتنزیت به‌علاوه فریت تشکیل شد که باعث افزایش سختی به‌صورت ناگهانی شده است.

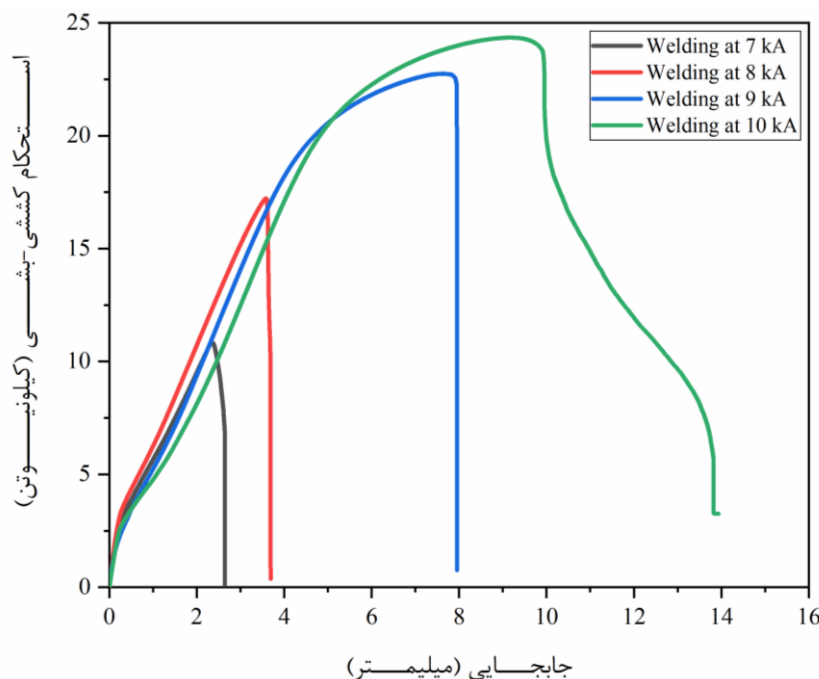
در شکل (۸)، منحنی نیرو بر حسب جابجایی برای جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر نشان داده شده است. به‌وضوح قابل مشاهده است که با افزایش شدت جریان جوشکاری حداکثر نیرو و ازدیاد طول افزایش می‌یابد. مطابق جدول (۳)، مشاهده می‌شود که با افزایش شدت جریان جوشکاری از ۷ به ۸ کیلوآمپر، بیشینه نیرو از ۱۰/۸۴ کیلو نیوتن به ۱۷/۲۲ کیلو نیوتن رسیده است؛ درحالی‌که ازدیاد طول نیز از ۲/۵۶۴ به ۳/۶۹ میلی‌متر افزایش

DP590 تشکیل شده است. تشکیل این نوع از مارتنزیت باعث کاهش محسوس سختی در SCHAZ، در سمت فولاد DP590 شده است. در دو ناحیه ICHAZ و UCHAZ دما تا بیش از خط A_{c3} و A_{c1} افزایش می‌یابد که در کنار سرعت سرد شدن بالای این ناحیه، باعث می‌شود تا حجم مارتنزیت تشکیل شده در این نواحی افزایش یابد که افزایش سختی را منجر می‌شود. با گذر از ناحیه تحت تأثیر حرارت به سمت مرکز جوش، به‌دلیل تشکیل ساختار انجمادی و نیز افزایش کسر حجمی مارتنزیت، عدد سختی افزایش یافته است. با این تفاوت که در سمت فولاد HSLA440، افت محسوسی در سختی مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده کاهش کسر حجمی مارتنزیت است. اما در ناحیه SCHAZ که رشد دانه اتفاف افتاده است، افت ناگهانی سختی قابل توجه است. زمانی بر اهمیت این موضوع افزوده می‌شود که شکست از این نواحی اتفاق افتد که ناشی از نرم‌شدگی است.

بنابراین، مشاهده می‌شود که متوسط عدد سختی ناحیه تحت تأثیر حرارت در سمت فولاد DP590 از ۲۵۰ ویکرز در جریان ۸ کیلوآمپر به ۲۰۰ ویکرز در جریان ۱۰ کیلوآمپر رسیده است. چنین

جدول ۳- نتایج آزمایش کشش و مد شکست در اتصال DP590/HSLA440 به روش مقاومتی نقطه‌ای

نام نمونه	حداکثر نیرو (کیلو نیوتن)	جابجایی (میلی متر)	مد شکست
D7	۱۰,۸۴	۲,۶۴	IF
D8	۱۷,۲۲	۳,۶۹	IF
D9	۲۲,۷۵	۷,۹۶	IF
D10	۲۴,۳۴	۱۳,۹۳	PF

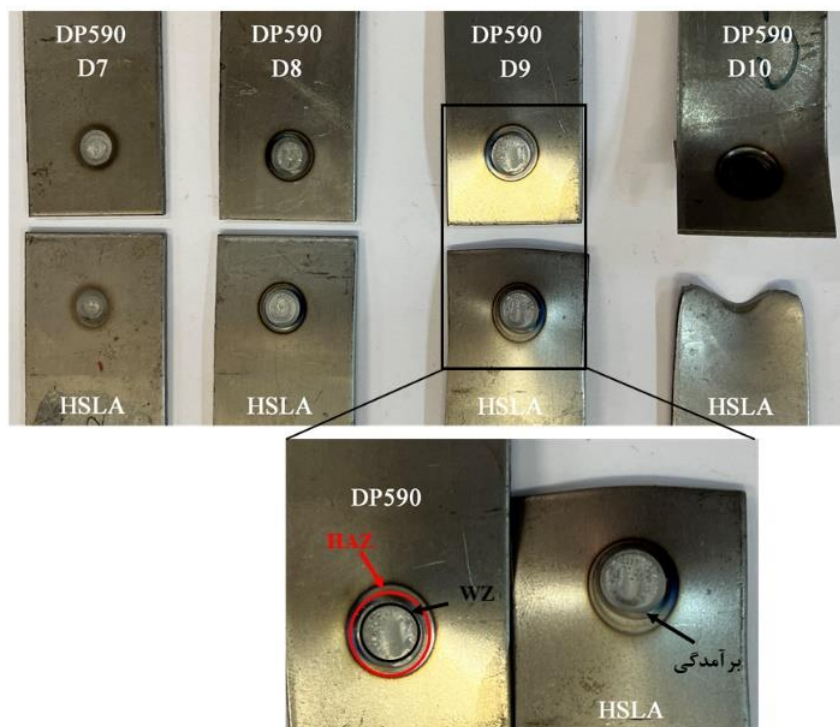


شکل ۸- منحنی نیرو-جابجایی در شدت جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر.

توزیع نمی‌شود و در کناره‌های دکمه جوش مقدار بیش‌تری دارد که باعث جوانه‌زنی و رشد ترک از این نواحی می‌شود. حال با افزایش قطر دکمه جوش، سطح مقطع لازم برای تحمل بار افزایش می‌یابد که افزایش استحکام را رقم می‌زند. همچنین، با بیش‌تر شدن شدت جریان جوشکاری، حرارت ورودی افزایش می‌یابد لذا کسر حجمی مارتنیزت تشکیل شده در ناحیه جوش نیز بیشتر می‌شود که افزایش استحکام و سختی را به همراه دارد. همچنین، با افزایش جریان و قطر دکمه جوش سطح زیر منحنی بزرگ‌تر شده است که نشان‌دهنده جذب انرژی بیشتر جوش است که عاملی حیاتی در اتصالات خودروبی در تصادفات

یافت. با رسیدن جریان جوشکاری به ۹ و ۱۰ کیلوآمپر، به ترتیب استحکام اتصال به ۲۲/۷۵ و ۲۴/۳۴ کیلو نیوتن و ازدیاد طول به ۷/۹۶ و ۲۲/۷۵ میلی‌متر رسید.

ریزساختار و هندسه اتصال در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، اثر مستقیم بر خواص مکانیکی اتصال دارد. شدت جریان جوشکاری از پارامترهای اصلی در حرارت ورودی، سرعت سرد شدن و تغییر شکل دکمه جوش است. همان‌طور که انتظار می‌رود با بیش‌تر شدن شدت جریان، حرارت ورودی بر مقطع جوش افزایش یافته و در نتیجه آن قطر دکمه جوش نیز بیشتر می‌شود. در سطح مقطع دکمه جوش، تنش به صورت یکنواخت



شکل ۹- مقطع شکست و مد شکست نمونه‌های جوشکاری شده در جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر.

کاهش می‌یابد، زیرا تعادلی میان گرمای ورودی و نرخ سرد شدن برقرار می‌شود. این نقطه تعادل معمولاً مرز تغییر نوع شکست از حالت IF به PF را مشخص می‌کند. مطابق جدول (۳) و شکل (۹)، این تغییر مد شکست در جریان نه کیلوآمپر در زمان نگهداری ۴۰ سیکل اتفاق افتاده است. همچنین، شدت جریان‌های بیشتر می‌توانند حالت مد شکست PF را تضمین کنند؛ اما پدیده پاشش مذاب و بیرون زدگی مذاب ممکن است رخ بدهد که خود باعث ایجاد عیوب جوش می‌شود. با بررسی نوع شکست در زمان نگهداری ۴۰ سیکل نیز مشاهده می‌شود در جریان نه کیلوآمپر شکست به صورت سطح مشترک بوده است، درحالی‌که در باقی نمونه‌ها در جریان مشابه شکست از نوع بیرون کشیدگی است. این موضوع کاهش حجم ماتنزیت تمپر شده در سمت SCHAZ فولاد HSLA را تأیید می‌کند.

در اصل نوع مد شکست، نتیجه رقابت میان میزان کرنش پلاستیک در ناحیه جوش و تمرکز تنش در بخش‌های بیرونی آن است. هنگامی که کرنش پلاستیک در ناحیه جوش غالب باشد، شکست از نوع IF رخ می‌دهد، درحالی‌که تمرکز تنش در خارج

است. با این حال اگر افزایش جریان بیش از حد باشد پاشش مذاب، کسر مذاب، بیرون زدگی و افزایش عرض HAZ را به همراه خواهد داشت که خود منجر به کاهش خواص مکانیکی می‌شود. در اتصال دو فولاد DP590/HSLA440 در این پژوهش نیز در جریان ۱۱ کیلوآمپر پاشش رخ داد و به همین دلیل آزمایش کشش بر آن انجام نشد.

مد شکست نمونه‌های جوشکاری شده در شدت جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر در شکل (۹) نمایش داده شده است. مد شکست بعد از آزمایش کشش، به دو حالت اصلی شامل شکست کندی (PF) و شکست فصل مشترکی (IF) تقسیم می‌شود. عوامل گوناگونی بر نوع و مکانیزم شکست تأثیرگذارند. از جمله می‌توان به ریزساختار فلز، قطر دکمه جوش، عمق اثر الکتروود، شرایط اعمال بار، ضخامت ورق‌ها و ترکیب شیمیایی مواد اشاره کرد. به طور کلی، اندازه دکمه جوش یکی از پارامترهای هندسی مهم در تعیین خواص مکانیکی و نحوه شکست محسوب می‌شود. با افزایش جریان و میزان حرارت ورودی، اندازه دکمه جوش رشد می‌یابد؛ اما پس از رسیدن به نقطه اشباع، این ارتباط

شامل ترکیبی از مارتنزیت و فریت و ناحیه زیربحرانی نشان‌دهنده رشد دانه‌ها است.

(۳) استحکام اتصال با افزایش جریان، افزایش یافت؛ به طوری که به ترتیب استحکام اتصال در شدت جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر ۱۰، ۸۴، ۱۷، ۲۲، ۲۲، ۷۵ و ۲۴، ۳۴ کیلونیوتن بود. همچنین، به همین ترتیب ازدیاد طول ۲، ۶۴، ۳، ۶۹، ۷، ۹۶ و ۱۳، ۹۳ میلی‌متر بود؛ بنابراین، نمونه جوشکاری شده در زمان‌نگه‌داری ۴۰ سیکل و جریان ۱۰ کیلوآمپر با مد شکست بیرون‌کشیدگی به‌عنوان نمونه بهینه بود.

(۴) حداکثر مقدار سختی مربوط به ناحیه جوش بود و نیز سختی در هر دو فولاد در ناحیه UCHAZ تغییر قابل توجهی نداشت؛ اما با حرکت به سمت فلزات پایه افت سختی در ICHAZ و SCHAZ مشاهده شد. با افزایش جریان، مقادیر سختی افزایش یافت به طوری که در سختی ناحیه جوش از ۴۰۲ به ۴۳۰ و یکرز در شدت جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر رسید.

(۵) با افزایش شدت جریان، مد شکست از فصل مشترکی به بیرون‌کشیدگی تغییر کرد. این تغییر در شدت جریان‌های بیش از ۹ کیلوآمپر اتفاق افتاد.

تشکر و سپاسگزاری

در این تحقیق حمایت خاصی از مؤسسات عمومی، صنعتی دریافت نشده است.

تضاد منافع

نویسندگان این مقاله اذعان دارند هیچ گونه تضاد منافی با شخص، سازمان یا شرکتی در این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

امیر سیاوش مجاور: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، نگارش مقاله. سعید شبستری: مطالعه مقاله، راهنمایی پروژه. روح‌اله عشیری: مطالعه مقاله، ایده‌پردازی و راهنمایی پروژه.

از ناحیه جوش (در فلز پایه یا ناحیه تحت تأثیر حرارت)، موجب بروز شکست PF می‌شود. نیروی محرک شکست IF عمدتاً از تنش برشی در سطح مشترک ورق‌ها ناشی می‌شود و با مساحت ناحیه ذوب در صفحه اتصال مرتبط است. در مقابل، نیروی محرک شکست PF تنش کششی اطراف منطقه ذوب است (۱۵). مشاهدات نشان می‌دهد که شکست از ناحیه تحت تأثیر حرارت فولاد HSLA که استحکام پایین‌تری دارد آغاز می‌شود. در جریان‌های بالاتر از نه کیلوآمپر، تمرکز کرنش پلاستیک برشی از محدوده جوش خارج شده و در سمت فولادی با استحکام کمتر تشدید می‌شود. همچنین نتایج آزمون سختی نشان داده است که نرم‌شدگی در سمت فولاد HSLA440 شدیدتر بوده و این امر به تمرکز بیش‌تر تنش و تمپر مارتنزیت نسبت به فولاد DP590 منجر شده است. در نتیجه، ترک معمولاً از سمت فولاد HSLA440 شروع شده و با افزایش جریان، به سمت ناحیه تحت تأثیر حرارت با ضخامت بالاتر گسترش می‌یابد و در نهایت باعث تغییر نوع شکست از IF به PF می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

در مطالعه حاضر، خواص ریزساختاری و مکانیکی جوش مقاومتی نقطه‌ای نامشابه فولادهای DP590/HSLA440 با تمرکز بر اثر جریان جوشکاری بررسی شده است و نتایج حاصل به شرح زیر است:

(۱) افزایش شدت جریان موجب افزایش قطر دکمه جوش و درعین حال کاهش ضخامت آن شده است. ریزساختار دکمه جوش عمدتاً از مارتنزیت صفحه‌ای تشکیل شده و با بالا رفتن جریان، کسر حجمی مارتنزیت در این ناحیه افزایش می‌یابد. همچنین، از ناحیه جوش به سمت فلز پایه، مقدار مارتنزیت به تدریج کاهش پیدا می‌کند.

(۲) در سمت DP590، نواحی فرابحرانی و میان‌بحرانی عمدتاً از مارتنزیت تشکیل شده‌اند، در حالی که ناحیه زیربحرانی شامل مارتنزیت تمپر شده است. در مقابل، در فولاد HSLA440، ناحیه فرابحرانی دارای ساختار مارتنزیتی، ناحیه میان‌بحرانی

واژه‌نامه

1. high strength low alloy (HSLA)
2. dual phase steel (DP)
3. interfacial fracture (IF)
4. pullout fracture (PF)
5. heat-affected zone (HAZ)
6. weld zone (WZ)
7. stereograph microscope
8. scanning electron microscopy (SEM)
9. critical cooling rate
10. upper-critical heat-affected zone (UCHAZ)
11. inter-critical heat-affected zone (ICHAZ)
12. sub-critical heat-affected zone (SCHAZ)
13. body center tetragonal (BCT)

مراجع

1. Farbakhti M, Elmi Hosseini SR, Mousavi Mohammadi SA. The effect of current intensity on liquid metal embrittlement in resistance spot welding of QP1180 steel. *J Weld Sci Technol Iran IWNT*. 2025;11(1):139 (In Persian). <https://doi.org/10.47176/JWSTI.2025.25>
2. Rajalingam P, Rajakumar S, Sonar T, Kavitha S. A comparative study on resistance spot and laser beam spot welding of ultra-high strength steel for automotive applications. *Int J Lightweight Mater Manuf*. 2024;7(5):648-61. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.04.001>
3. Bahmani A, Ashiri R. Investigating the effect of zinc coating on microstructure and mechanical properties in resistance spot welding of QP980 advanced high-strength automotive steel. *J Weld Sci Technol Iran IWNT*. 2025;11(1):81 (In Persian).
4. Ashiri R, Shamanian M, Salimijazi HR, Park Y, Salmani MR. Welding challenges facing advanced automotive steels in resistance spot welding process: A review. *J Weld Sci Technol Iran IWNT*. 2020;6(2):13 (In Persian).
5. Kwok TWJ, Gong P, Xu X, Nutter J, Rainforth WM, Dye D. Microstructure Evolution and Tensile Behaviour of a Cold Rolled 8 Wt Pct Mn Medium Manganese Steel. *Metall Mater Trans A* 2022;53(2):597-609. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06534-9>
6. Rajarajan C, Sivaraj P, Sonar T, Raja S, Mathiazhagan N. Resistance spot welding of advanced high strength steel for fabrication of thin-walled automotive structural frames. *Forces in Mechanics*. 2022;7:100084.
7. Singh R. Chapter 5 - Stresses, shrinkage, and distortion in weldments. In: Singh R, editor. *Applied welding engineering (second edition)*. Butterworth-Heinemann; 2016. p. 201-38.
8. Janardhan G, Kishore K, Dutta K, Mukhopadhyay G. Tensile and fatigue behavior of resistance spot-welded HSLA steel sheets: Effect of pre-strain in association with dislocation density. *Mater Sci Eng A* 2020;793:139796. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139796>
9. Shaw JR, Zuidema BK. New high strength steels help automakers reach future goals for safety, affordability, fuel efficiency and environmental responsibility. *SAE Transactions* 2001:976-83. <https://doi.org/10.4271/2001-01-3041>
10. Pouranvari M, Marashi P, Jaber H. Dp780 dual-phase-steel spot welds: Critical fusion-zone size ensuring the pull-out failure mode. *Mater Tehnol*. 2015;49(1580-2949):579-85. <https://doi.org/10.17222/mit.2014.184>
11. Khan M, Bhole SD, Chen D, Biro E, Boudreau G, Deventer J. Welding behaviour, microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welds between galvanized HSLA350 and DP600 steels. *Sci Technol Weld Join*. 2009;14:616-25. <https://doi.org/10.1179/136217109X12464549883295>
12. Marya M, Gayden XQ. Development of requirements for resistance spot welding Dual-Phase (DP600) steels part 1 - The causes of interfacial fracture. *Weld J*. 2005;84:172-s.
13. Zhang H, Wei A, Qiu X, Chen J. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints. *Mater Des*. 2014;54:443-9. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.027>
14. Baltazar-Hernandez V, Kuntz M, Khan M, Yushan Z. Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds. *Sci Technol Weld Joi*. 2008;13:769-76. <https://doi.org/10.1179/136217108X325470>
15. Sun L, Zhang S, Song R, Ren S, Zhang Y, Sun X, et al. Effect of V, Nb, and Ti microalloying on low-temperature impact fracture behavior of non-quenched and tempered forged steel. *Mater Sci Eng A* 2023;879:145299. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145299>
16. Kawahara Y, Tokuhisa A, Maeda T, Shirahata H, Uemori R, Kaneko K. Formation of core-shell structured carbides via interphase precipitations in V-Nb microalloyed steels. *Scr Mater*. 2024;249:116169. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116169>
17. Li Z, Liu L, Xue Q, Wu C, Lu F, Zhao Z. Study on microstructure characteristics and hole expansion mechanism of Ti-Nb-V microalloyed 900 MPa hot-rolled ferrite-bainite high hole expansion steel. *J Mater Res Technol*. 2024;33:7469-81. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.11.056>

18. Gould J, Khurana SP, Li T. Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels. *Weld J*. 2006;85:111-s.
19. Mohammadi Soleymani M, Sohrabinejad B, Majidi Jirandehi A. Effect of input heat of resistance spot welding (RSW) process on the mechanical behavior of welded joint of SS-316L steel. *Automot Sci Eng*. 2025;14(2).
20. Bahmani A, Feizollahi V, Ashiri R. Characterization of physical metallurgy of quenching and partitioning steel in pulsed resistance spot welding: A simulation-aided study. *J Adv Join Process* 2024;10:100264. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100264>
21. Mukhopadhyay G, Bhattacharya S, Ray KK. Strength assessment of spot-welded sheets of interstitial free steels. *J Mater Process Technol*. 2009;209(4):1995-2007. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.065>
22. Chakraborty G, Pal T, Shome M. Microstructure development in resistance spot welded galvanized IF steel sheet. *Mater Sci Technol*. 2011;27(1):382-6. <https://doi.org/10.1179/026708310X12701095964603>