J. Adv. Mater. Eng., 2026;45(3)69-85. https://doi.org/10.47176/jame.45.3.1162

Journal of ADVANCED MATERIALS IN ENGINEERING

Journal of Advanced Materials in Engineering

Journal homepage: https://jame.iut.ac.ir/?lang=en

ISSN: 2251-600X EISSN: 2423-5733

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 Mojaver, Saeed G. Shabestari and Rouholah Ashiri*

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: 24 May 2026)

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 (In Persian). 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.

مواد پیشرفته در مهندسی ۱۴۰۵؛(۳)۴۵:۸۵-۶۹. https://doi.org/10.47176/jame.45.3.1162

مواد پیشرفته در مهندسی

صفحه خانگی فصلنامه: https://jame.iut.ac.ir/

شاپا:X ۲۲۵۱-۶۰۰ شاپا الکترونیکی: ۲۴۲۳-۵۷۳۳

مقاله پژوهشی

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

امیر سیاوش مجاور، سعید شبستری و روح‌اله عشیری*

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: ۱۴۰۵/۳/۳)

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 روبشی و نوری انجام شد.

یافته‌ها: دکمه جوش عمدتا مارتنزیت صفحه‌ای بود؛ کسرحجمی 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 مدشکست 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 به‌طوری‌که مقدار آن در جریان ۱۰ کیلوآمپر به ۴۳۰ ویکرز رسید.

نتیجه‌گیری: با افزایش شدت جریان جوشکاری، قطر دکمه جوش و درپی آن استحکام اتصال افزایش یافت و همچنین، پدیده نرم‌شدگی در سمت HSLA440 مشاهده شد. نمونه جوشکاری‌شده در جریان ۱۰ کیلوآمپر با مدشکست بیرون‌کشیدگی وحداکثر استحکام، سختی و ازدیاد طول، به‌عنوان نمونه بهینه بود.

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

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. ۱۴۰۵ ©.

این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد صحیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر مجاز است:

Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/).

۱- مقدمه

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، یکی از شیوه‌های جوشکاری ذوبی به‌شمار می‌رود که برای اتصال ورق‌های فلزی به‌کار می‌رود. این روش به‌دلیل 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). علاوه‌براین، در سال‌های اخیر صنعت خودروسازی با هدف کاهش وزن خودروها و درعین‌حال 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 (CO_2) انجام می‌شود (۴).

فولادها، در صنعت خودروسازی، آلیاژهایی پُرکاربرد هستند که براساس خواص مکانیکی در سه گروه دسته‌بندی می‌شوند که شامل فولاهای استحکام پایین (فولاهای کم‌کربن با استحکام کم‌تر از ۲۷۰ مگاپاسکال)، فولادهای استحکام بالا (فولادهای کم‌آلیاژ استحکام بالا با استحکام کششی ۲۷۰ تا ۵۰۰ مگاپاسکال، فولاهای کربن–منگنز) و فولاهای استحکام بالای پیشرفته (با استحکام کششی بیش‌تر از ۵۰۰ مگاپاسکال) هستند (۵ و ۶). فولادهای کم‌آلیاژ استحکام بالا[1] 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[2]، 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 درنتیجه 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[3] به کندکی[4] می‌شود. ماریا و همکاران (۱۲)، بیان داشتند که نسبت حداکثر به حداقل سختی در ناحیه تحت تأثیر حرارت[5] 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[6] 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 تمپرشده 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	درصد	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	درصد	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

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.

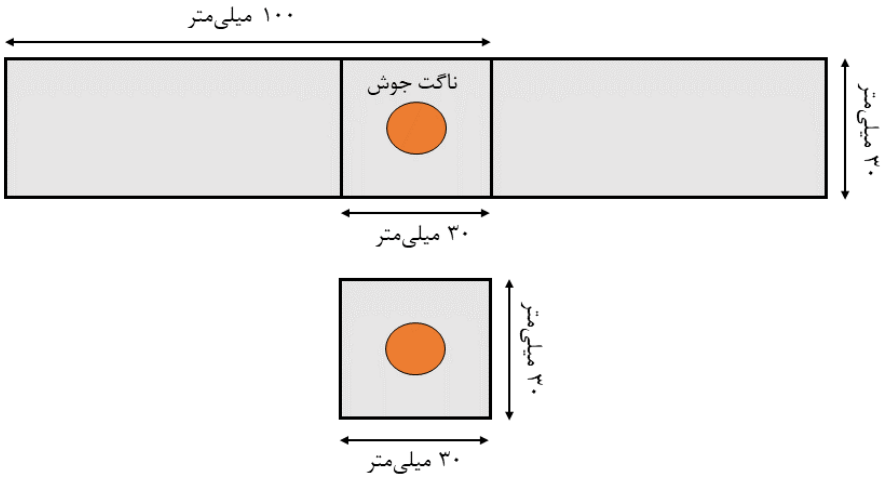
در نوشتار حاضر، اثر شدت جریان جوشکاری چهارپالسه به‌عنوان یک عامل مهم بر ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای نامشابه فولاد DP590/HSLA440 مورد بررسی قرارگرفته است. برخلاف دیگر مطالعات که به جوشکاری تک‌پالسه در زمان‌های نگه‌داری کم پرداخته‌اند، این پژوهش با تمرکز بر کنترل حرارت ورودی از طریق جریان چندپالسه در زمان نگه‌داری بالا، به‌صورت 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 تعیین پنجره جوش‌پذیری، بهینه‌سازی و بهبود خواص امری ضروری است.

۲- مواد و روش تحقیق

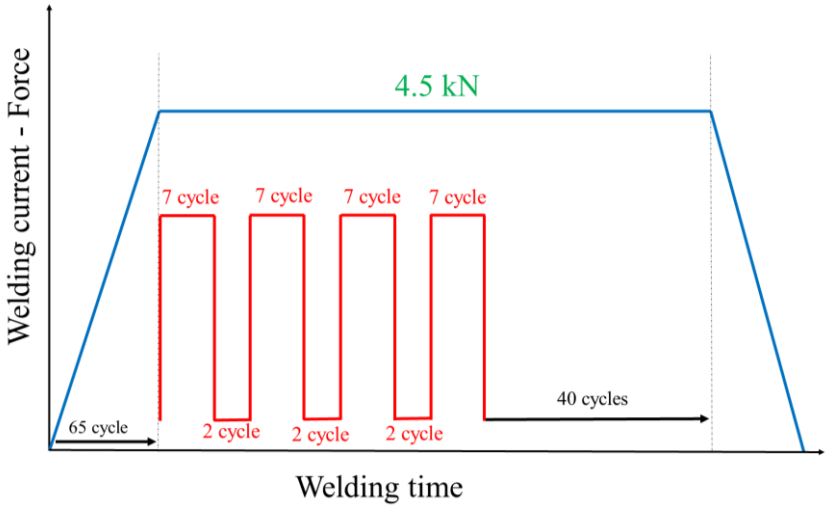
در این پژوهش از دو فولاد DP590 و HSLA440 با ضخامت دو میلی‌متر ساخت شرکت پوسکو-کره جنوبی، به‌ترتیب با ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی نشان داده‌شده در جدول‌های (۱) و (۲) استفاده شده است. ترکیب شیمیایی هر دو فولاد با استفاده از دستگاه کوانتومتری مدل FONDRY MASTER Smart اندازه‌گیری شد. همچنین، برای انجام جوشکاری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

ورق‌های فولادی HSLA440 و DP590، مطابق استاندارد AWS D8.1 در ابعاد ۳۰ × ۱۰۰ 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 ۳۰ × ۱۰۰ 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 به‌صورت ناهمسان مطابق شکل (۱) روی یکدیگر قرارگرفتند. فرآیند جوشکاری با استفاده از دستگاه



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

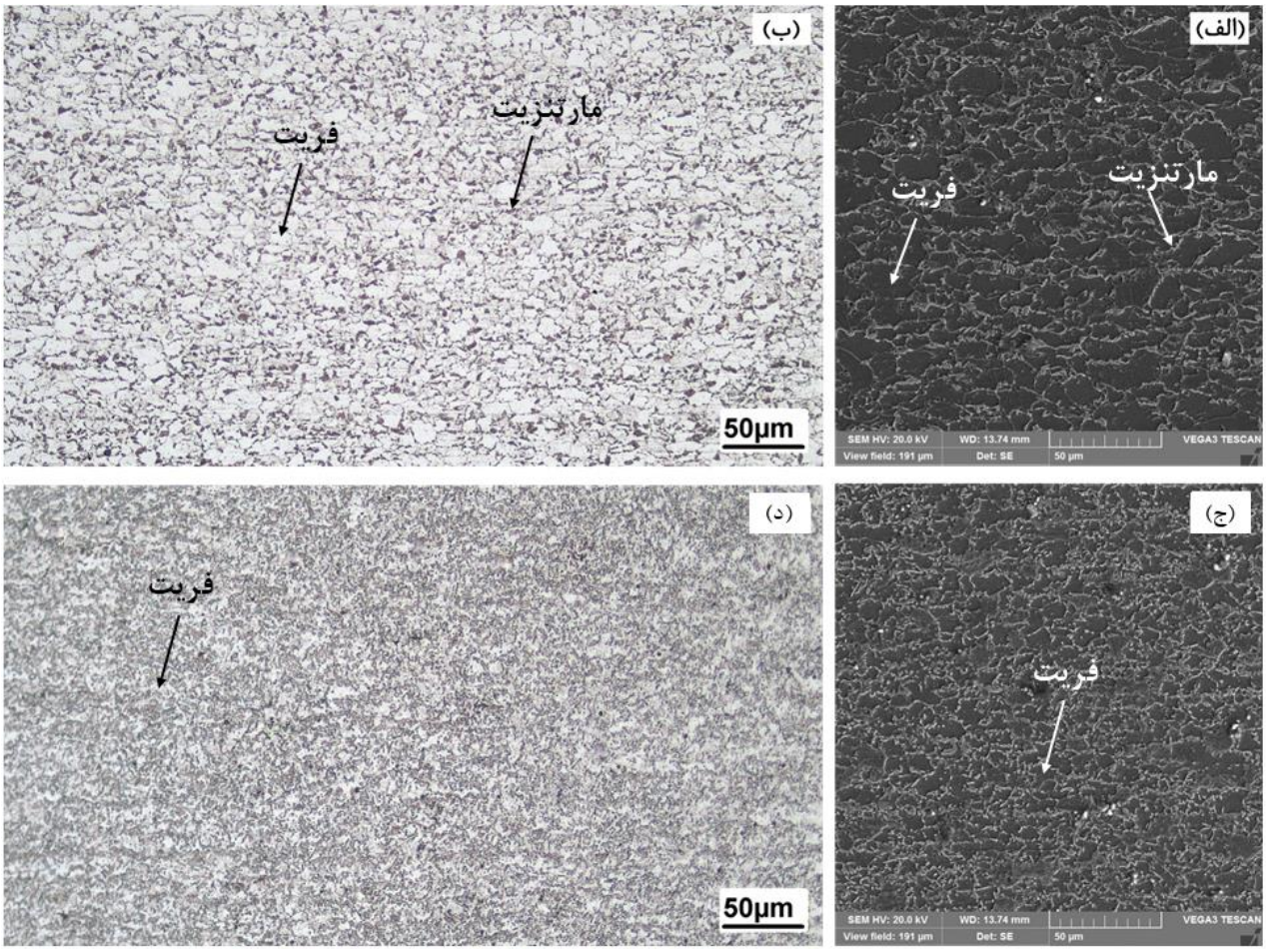


شکل ۲- طرح‌واره یک چرخه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای.

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای ساخت شرکت نوین سازان (با حداکثر توان ۳۸۰ VAC) با الکترود آبگردِ 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 الکترود ۴/۵ کیلونیوتن، زمان اعمال فشار اولیه ۶۵ سیکل و زمان نگه‌داری ۴۰ سیکل (هر سیکل ۲۰ میلی‌ثانیه) که به‌عنوان پارامترهایی ثابت تعریف شده بودند، مطابق چرخه نشان داده شده در شکل (۲) انجام شد و فقط پارامتر جریان جوشکاری به‌عنوان پارامتر متغیر بود؛ بنابراین، نمونه‌ها در جریان‌های ۷، ۸، ۹، ۱۰، ۱۰/۵ و ۱۱ کیلوآمپر جوشکاری شدند.

بررسی مقطع جوش با استفاده از میکروسکوپ استریوگراف[۷] (ساخت شرکت صایران) و میکروسکوپ نوری مدل HUVITZ انجام شد. برای بررسی ریزساختار، نمونه‌های جوشکاری‌شده به‌صورت قطری برش داده شدند و پس از آن متالوگرافی با استفاده از سنباده با مِش‌های ۲۲۰، ۳۲۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۲۰۰۰ و ۳۰۰۰ انجام شد و به مدت یک ساعت نمونه‌ها به‌کمک سوسپانسیون آلومینا پولیش شدند. پس از پولیش‌کاری، به‌منظور نمایان‌شدن ریزساختار از محلول اچ نایتال سه درصد استفاده شد.

بررسی ریزساختار و مورفولوژی سطح شکست نمونه‌ها پس



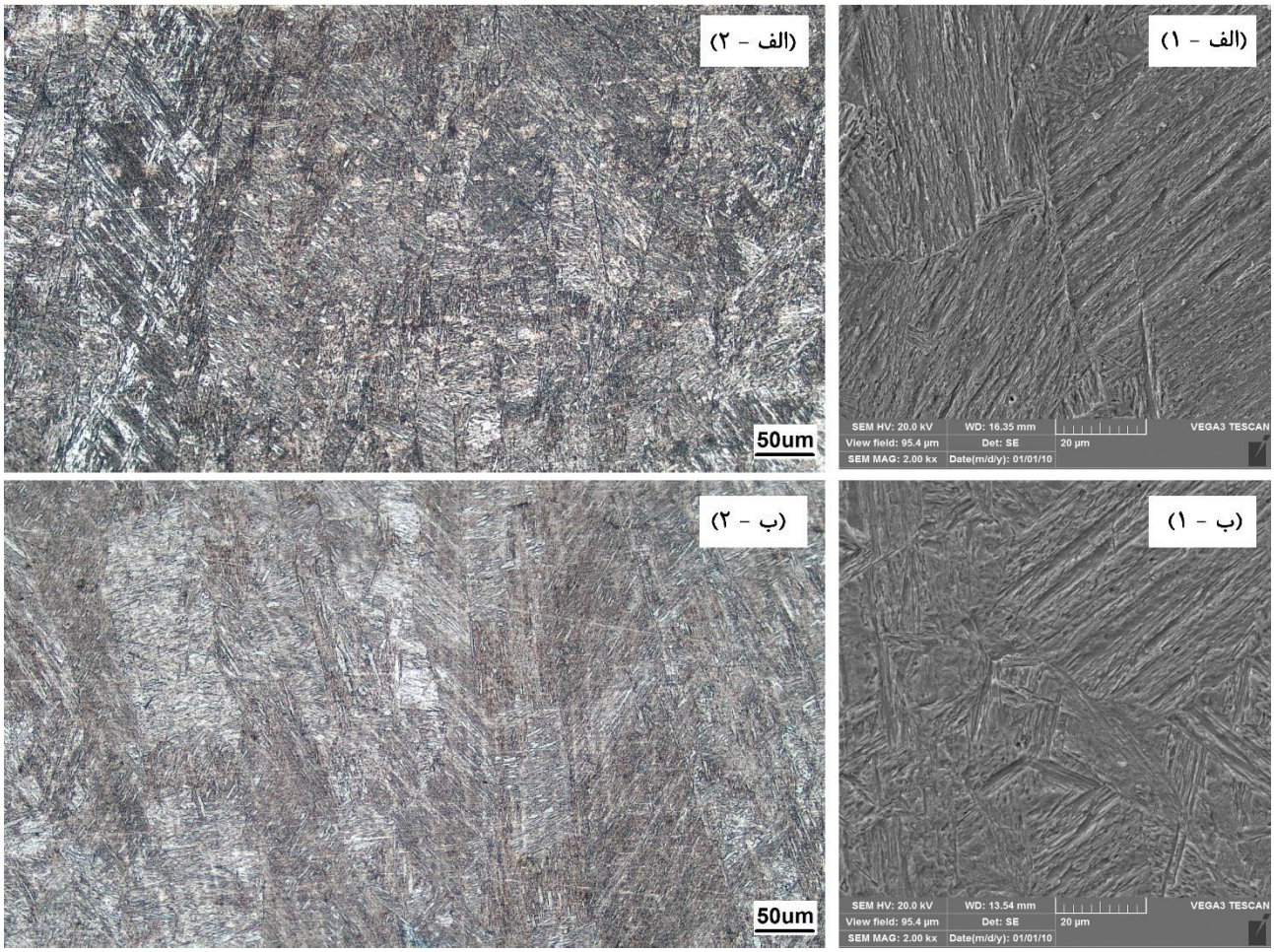
شکل ۳- تصاویر ریزساختار فلز پایه، الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی فولاد DP590، ب) تصویر میکروسکوپی نوری فولاد DP590، ج) تصویر میکروسکوپی الکترونی فولاد HSLA440، د) تصویر میکروسکوپی نوری فولاد HSLA440.

از آزمایش کشش، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی[۸] مدل Vega II//XMU ساخت جمهوری چک انجام شد. تصویربرداری از سطح شکست و مقطع جوش نمونه‌ها، پس از متالوگرافی و آماده‌سازی، به‌صورت اچ‌شده در فرکانس ۱/۵ هرتز و به دو صورت الکترون بازگشتی برای سطوح شکست و الکترون ثانویه برای ریزساختار انجام گرفت. آزمایش کشش تک‌محوره، به‌کمک 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 رخ‌دادن پاشش مذاب در جریان ۱۱ کیلوآمپر انجام گرفت. برای آزمایش سختی‌سنجی سطح همه نمونه‌ها، تا مِش 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 ازبین برود. سپس سختی‌سنجی با نیروی ۰/۲ kgf (۲۰۰ گرم) به مدت ۱۵ ثانیه به‌صورت قطری به‌منظور 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



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

فاز (فریت و مارتنزیت)، باعث شده است که فولاد DP590 به‌طور همزمان از شکل‌پذیری (حضور فریت) و استحکام بالا (وجود مارتنزیت) برخوردار باشد. درمقابل، 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 مزردانه واقع شده‌اند تشکیل شده است. سان و همکاران (۱۵)، نیز دریافتند که این رسوبات می‌توانند دانه‌ها را اصلاح کنند و درنتیجه چقرمگی و پلاستیسیته را بهبود بخشند. وجود این رسوبات و اثر آن‌ها بر خواص مکانیکی در مطالعات متعدد تایید شده است (۱۶ و ۱۷).

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 سردشدن 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 درنتیجه، سرعت انتقال حرارت و سرمایش نیز افزایش

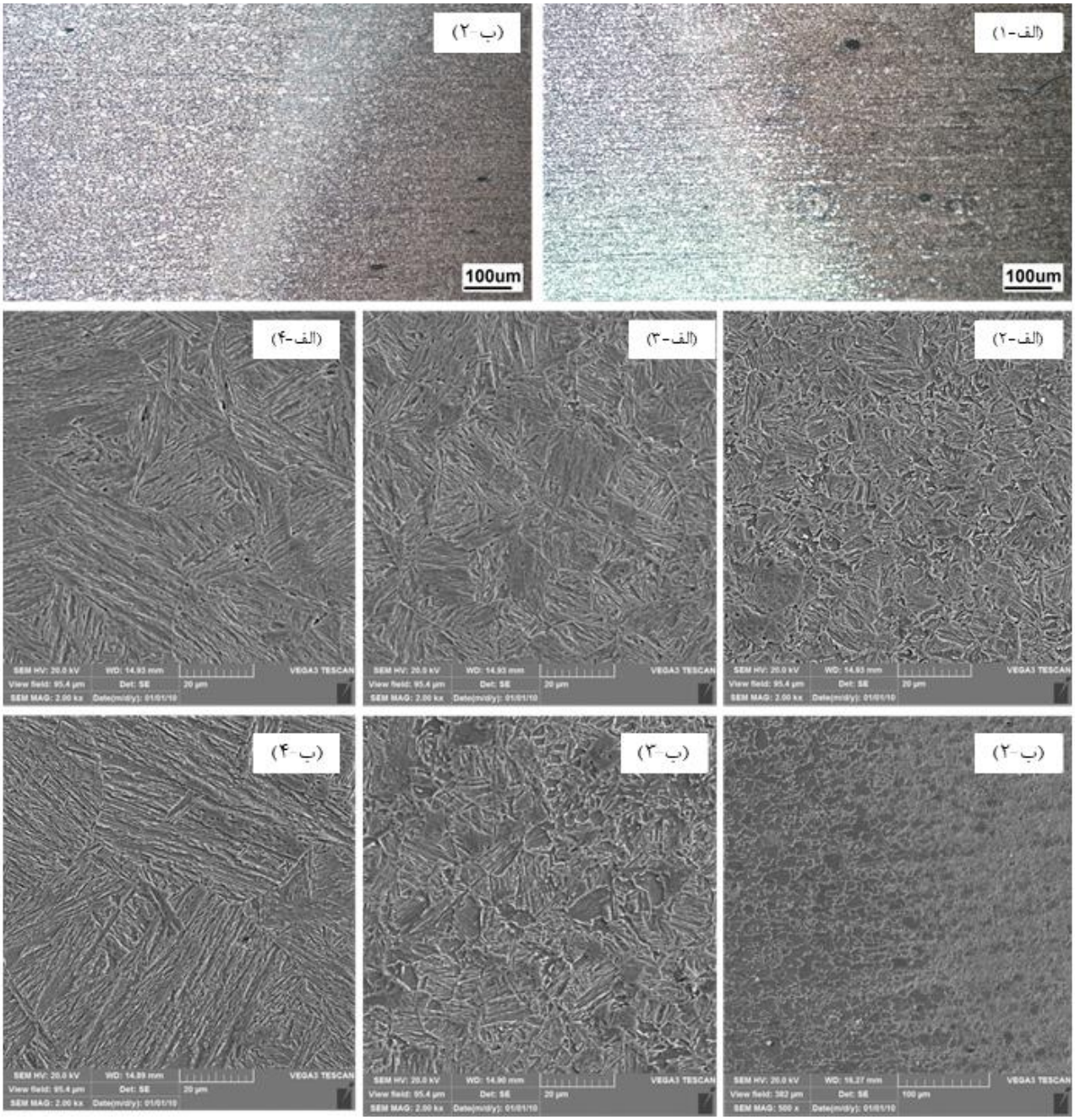
می‌یابد که حجم مارتنزیت تشکیل‌شده را تعیین می‌کند. این کسر مارتنزیت در دکمه جوش عمدتاً تحت تأثیر نرخ واقعی سرمایش و ابعاد حوضچه جوش تعیین می‌شود.

در جوشکاری نامشابه دو فولاد DP590/HSLA440، دمای 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، به‌دلیل 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 به‌همراه 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. علاوه‌بر 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 کمینه نرخ سردشدن بحرانی[9] 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 درعین‌حال کمتر از نرخ‌های سرمایش در فرآیند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای است. اما مارتنزیت در نرخ سرمایش بالاتر از ۴۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل می‌شود (۲۰).

$$\log CCR=7.42-3.13C-0.17Mn-0.37Ni-0.34Cr-0.45 \quad (۱)$$

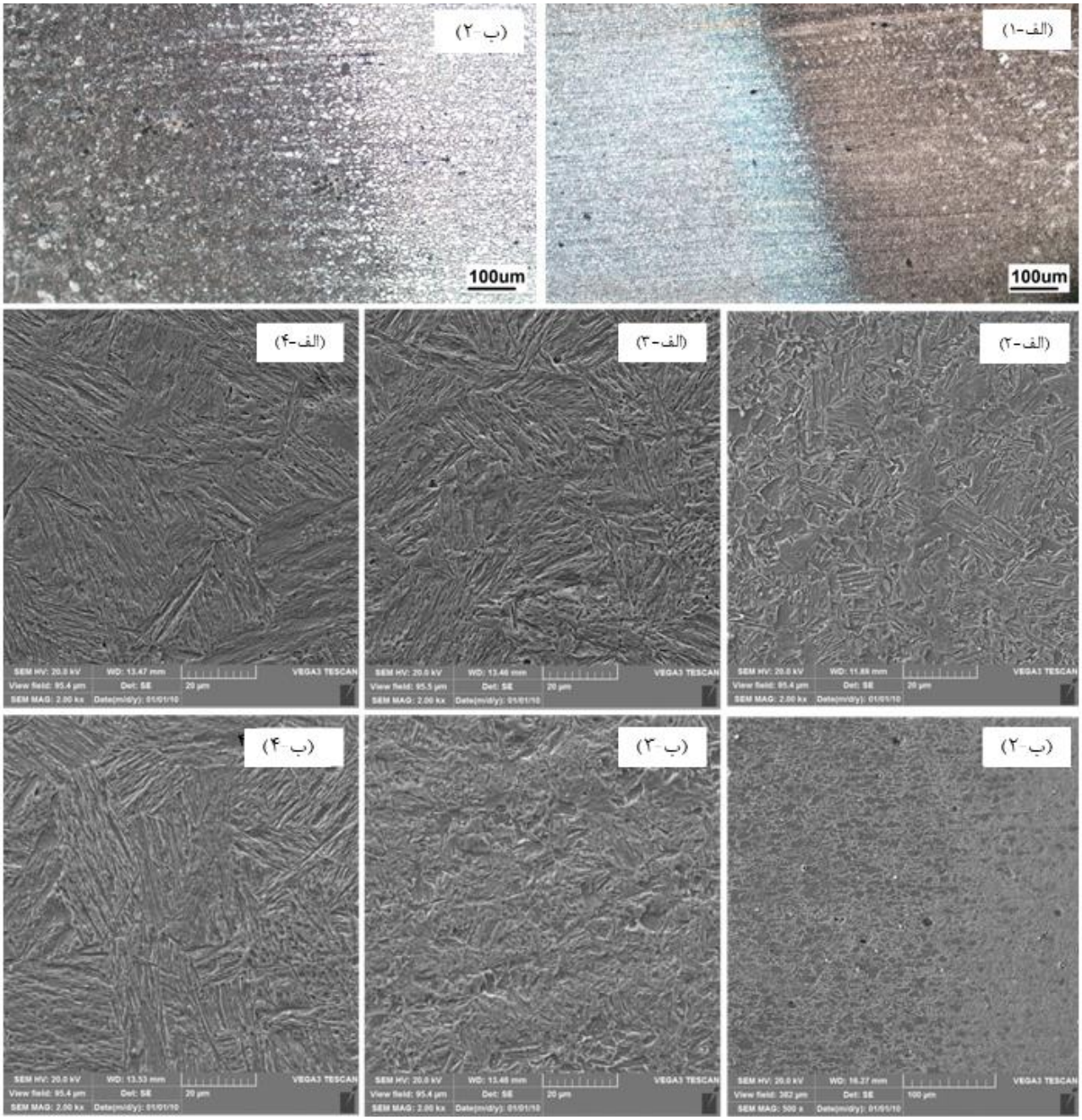
ناحیه تحت تأثیر حرارت، به‌دلیل طیف حرارتی گسترده‌ای که تجربه می‌کند، به سه ناحیه تحت تأثیر حرارت فرابحرانی[10]، میان‌بحرانی[11] و زیربحرانی[12] تقسیم می‌شود. این چرخه حرارتی منجر به تحولات ریزساختاری و تشکیل فازهای متفاوت در اثر استحاله‌های فازی که در هر یک از این نواحی رُخ می‌دهد، می‌شود (۲۰). شکل‌های (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 به‌دلیل افزایش حرارت ورودی بر حجم آن افزوده شده است.

با مطابقت تحولات ریزساختاری با نتایج سختی‌سنجی، مشخص می‌شود که تفاوتی در مقادیر سختیِ 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 A_{c3}) است و فولاد مذکور به‌طور کاملاً یکنواخت در این ناحیه آستنیته می‌شود؛ بنابراین، به‌سبب سرمایش سریع و غیرتعادلی، 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. ازآنجایی‌که آستینت در طیف وسیعی از دماها از ۸۵۰ تا ۱۴۰۰درجه 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



شکل ۵- تصاویر ریزساختاری از ناحیه تحت تأثیر حرارت در نمونه جوشکاری‌شده 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.

این ناحیه به‌سمت ICHAZ (که دمایی بین A_{c1} و A_{c3} را طی می‌کند)، رشد دانه آستنیت به‌دلیل دماهای تجربه‌شده کم‌تر و نیز سرعت سرمایش بالاتر محدود می‌شود که درنتیجه آن مارتنزیت 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).



شکل ۶- تصاویر ریزساختاری از ناحیه تحت تأثیر حرارت در نمونه جوشکاری‌شده 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.

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 DP590 و فولاد HSLA44 مارتنزیت به‌همراه درصد اندکی فریت سوزنی می‌دهد. با افزیش دما تا بالای خط A_{c1} آستنیته‌شدن جزئی اتفاق می‌افتد و ریزساختار فلز پایه فولاد DP590 و HSLA440

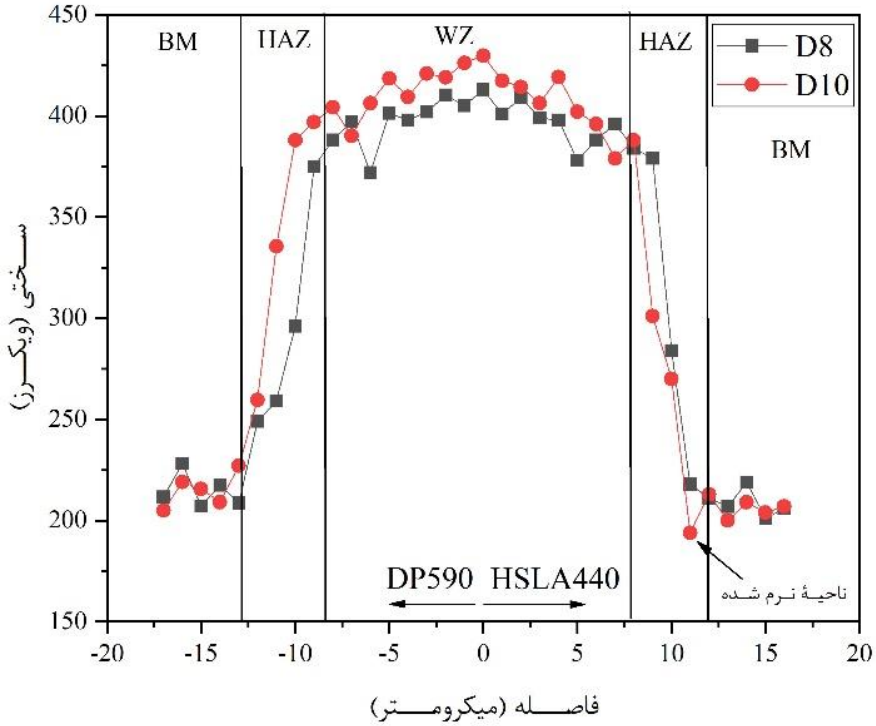
به آستنیت و فریت تبدیل می‌شود. پس از آن در اثر سرمایش سریع آستنیت تشکیل‌شده در سمت فولاد DP590 به مارتنزیت، فریت و اندکی آستنیت باقی‌مانده و در سمت فولاد HSLA440 به مارتنزیت، فریت، آستنیت باقی‌مانده و اندکی بینیت تبدیل می‌شود که عاملی در افت اندک سختی در سمت فولاد HSLA440 درمقایسه با همان ناحیه در فولاد DP590 است. سختی‌پذیری آستنیت تشکیل‌شده در فاز میان‌بحرانی به‌دلیل تقسیم کربن در طول آستنیت‌سازی بین‌بحرانی، بیش‌تر از سختی‌پذیری اولیه فولاد است. سرعت سردشدن در UCHAZ در قیاس با ICHAZ، به‌دلیل حرارت ورودی بالاتر و اختلاف حرارتی بیش‌تر با فلز پایه، بیش‌تر است. بااین‌حال به‌دلیل کربن معادل بالای آلیاژ، تمایل تبدیل آستنیت به مارتنزیت بالا است و استحاله تشکیل مارتنزیت از آستنیت در دماهای پایین‌تر رخ می‌دهد.

در شکل‌های (۵) و (۶-الف-۲) و (۶-ب-۲)، ریزساختار ناحیه تحت تأثیر حرارت زیربحرانی 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. به‌عبارت دیگر، دمای این ناحیه به‌اندازه‌ای است که بتواند فاز مارتنزیتی که از نظر ترمودینامیکی به دلیل ساختار بلوری تتراگونال مرکزپر[۱۳]، تراکم بالای نابجایی‌ها، وجود دوقلویی‌ها 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 مرزدانه‌ها 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، به‌دلیل دارابودن مقدار مارتنزیت بیشتر نسبت به SCHAZ، به محلول اچ حساسیت بیش‌تری نشان داده و درنتیجه دچار خوردگی عمیق‌تر 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، درمقایسه با منطقه تحت تأثیر حرارت سمت HSLA440، بیش‌تر است. دلیل این امر این است که فولاد DP590 مقدار کربن بیش‌تری 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 تمپرشدن ماتنزیت نیز مؤثر است. به‌طوری‌که، با رسیدن جریان جوشکاری به ۱۰ کیلوآمپر، زمان و دمای تمپر مارتنزیت را در ناحیه تحت تأثیر حرارت زیربحرانی افزایش می‌یابد و همچنین، منجر به افزایش کسر حجمی مارتنزیت در دو ناحیه میان‌بحرانی و فرابحرانی می‌شود. چندین گزارش وجود دارد که نشان می‌دهد تاریخچه ترمومکانیکیِ 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. به‌عبارتی در شدت جریان‌های بالاتر که حرارت ورودی بیشتر است، حجم مارتنزیت تمپرشده و اندازه دانه افزایش می‌یابد؛ لذا درنتیجه آن افت سختی بیشتر خواهد شد. همان‌طور که بیان شد دما در SCHAZ که در مجاورت فلز پایه قرار دارد، کم‌تر است و مارتنزیت تمپرشده در این ناحیه در فولاد

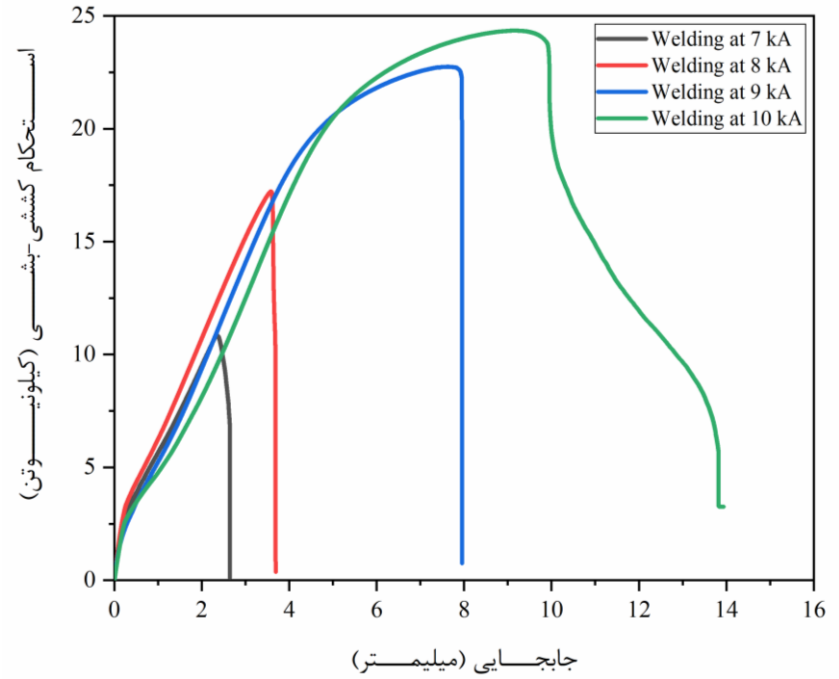


شکل ۷- پروفیل سختی مقطع جوش در شدت جریان‌های ۸ (D8) و ۱۰ (D10) کیلوآمپر.

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 بیش‌از خط A_{c1} و A_{c3} افزایش می‌یابد که در کنار سرعت سردشدن بالای این ناحیه، باعث می‌شود تا حجم مارتنزیت تشکیل‌شده 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 اتقاف افتاده است، افت ناگهانی سختی قابل‌توجه 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 رفتاری در سمت فولاد HSLA440 نیز وجود دارد؛ به شکلی که، ناحیه نرم شده (SCHAZ) در هر دو جریان ۸ و ۱۰ کیلوآمپر تشکیل‌شده 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. به وضوح قابل‌مشاهده 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 کیلونیوتن به ۱۷/۲۲ کیلونیوتن رسیده است؛ درحالی‌که ازدیاد طول نیز از ۲/۵۶۴ به ۳/۶۹ میلی‌متر افزایش



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

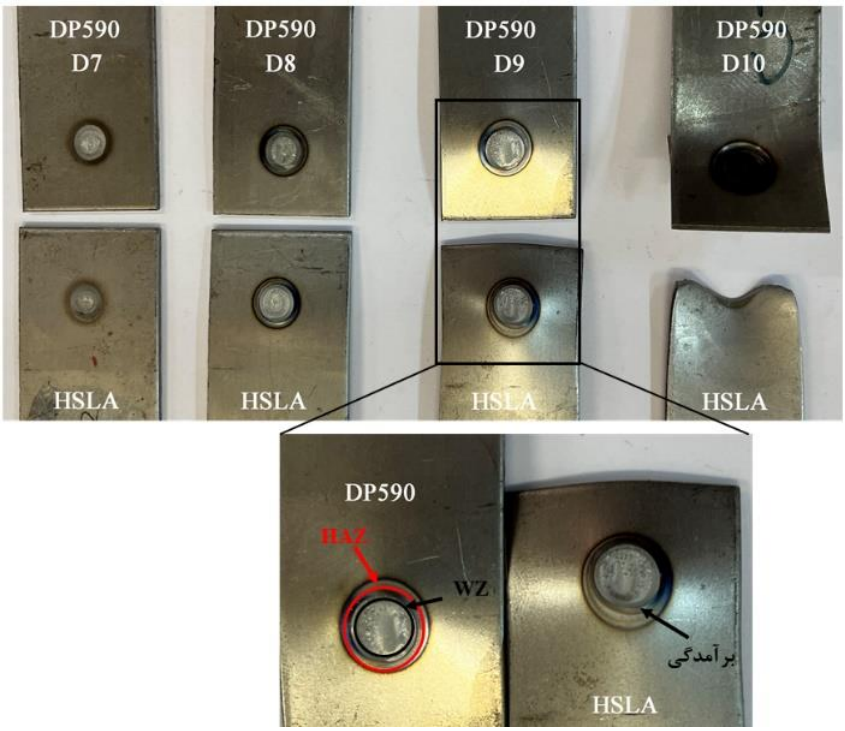
جدول ۳- نتایج آزمایش کشش و مد شکست در اتصال DP590/HSLA440 به روش مقاومتی نقطه‌ای

نام نمونه	حداکثر نیرو (کیلونیوتن)	جابجایی (میلی‌متر)	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

یافت. با رسیدن جریان جوشکاری به ۹ و ۱۰ کیلوآمپر، به‌ترتیب استحکام اتصال به ۲۲/۷۵ و ۲۴/۳۴ کیلونیوتن 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 سردشدن و تغییر شکل دکمه جوش است. همان‌طور که انتظار می‌رود با بیشترشدن شدت جریان، حرارت ورودی بر مقطع جوش افزایش یافته و درنتیجه آن قطر دکمه جوش نیز بیشتر می‌شود. در سطح مقطع دکمه جوش، تنش به‌صورت یکنواخت 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 بیش‌ترشدن شدت جریان جوشکاری، حرارت ورودی افزایش می‌یابد لذا کسر حجمی مارتنیزت تشکیل‌شده در ناحیه جوش نیز بیشتر می‌شود که افزایش استحکام و سختی را به‌همراه 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 خودرویی در تصادفات



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

است. بااین‌حال اگر افزایش جریان بیش‌ازحد باشد پاشش مذاب، کسر مذاب، بیرون‌زدگی 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 به‌همین دلیل آزمایش کشش بر آن انجام نشد.

مد شکست نمونه‌های جوشکاری‌شده 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 کندگی (PF) و شکست فصل‌مشترکی (IF) تقسیم می‌شود. عوامل گوناگونی بر نوع و مکانیزم شکست تأثیرگذارند. ازجمله می‌توان به ریزساختار فلز، قطر دکمه جوش، عمق اثر الکترود، شرایط اعمال بار، ضخامت ورق‌ها و ترکیب شیمیایی مواد اشاره کرد. به‌طورکلی، 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 کاهش می‌یابد، زیرا تعادلی میان گرمای ورودی و نرخ سردشدن برقرار می‌شود. این نقطه تعادل معمولا 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 بیرون‌زدگی مذاب ممکن است رُخ 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 به‌صورت سطح مشترک بوده است، درحالی‌که در باقی نمونه‌ها در جریان مشابه شکست از نوع بیرون‌کشیدگی 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

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. درمقابل، 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. درنتیجه، ترک معمولاً از سمت فولاد HSLA440 شروع شده و با افزایش جریان، به‌سمت ناحیه تحت تأثیر حرارت با ضخامت بالاتر گسترش می‌یابد و درنهایت 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 درعین‌حال 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 به‌تدریج کاهش پیدا می‌کند.

۲) در سمت DP590، نواحی فرابحرانی و میان‌بحرانی عمدتاً از مارتنزیت تشکیل شده‌اند، درحالی‌که ناحیه زیربحرانی شامل مارتنزیت تمپرشده است. درمقابل، در فولاد HSLA440، ناحیه فرابحرانی دارای ساختار مارتنزیتی، ناحیه میان‌بحرانی شامل ترکیبی از مارتنزیت و فریت و ناحیه زیربحرانی نشان‌دهنده رشد دانه‌ها است.

۳) استحکام اتصال با افزایش جریان، افزایش یافت؛ به‌طوری‌که به‌ترتیب استحکام اتصال در شدت جریان‌های ۷، ۸، ۹ و ۱۰ کیلوآمپر ۱۰٫۸۴، ۱۷٫۲۲، ۲۲٫۷۵ و ۲۴٫۳۴ کیلونیوتن بود. همچنین، به‌همین تریب ازدیاد طول ۲٫۶۴، ۳٫۶۹، ۷٫۹۶ و ۱۳٫۹۳ میلی‌متر بود؛ بنابراین، نمونه جوشکاری‌شده 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 قابل‌توجهی نداشت؛ اما با حرکت به سمت فلزات پایه افت سختی در ICHAZ و SCHAZ مشاهده شد. با افزایش جریان، مقادیر سختی افزایش یافت به‌طوری‌که در سختی ناحیه جوش از ۴۰۲ به ۴۳۰ ویکرز 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 منافعی با شخص، سازمان یا شرکتی در این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

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

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. scaning electon 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 galvannealed 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 galvannealed IF steel sheet. Mater Sci Technol. 2011;27(1):382-6. https://doi.org/10.1179/026708310X12701095964603