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



Investigating the effect of zinc coating on microstructure and mechanical properties in resistance spot welding of QP980 advanced high-strength automotive steel

A. Bahmani, R. Ashiri *
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

Received 19 April 2025 ; Accepted 7 June 2025

Abstract

This research looks at how microstructure and mechanical properties change in resistance spot welds of QP980 advanced high-strength steel. It specifically focuses on the effects of zinc coating and how it influences weld nugget formation, mechanical properties, and fracture behavior. The study involved microscopic examinations, mechanical tests, and finite element simulations to determine the thermal history of different weld zones. A key finding was that rapid cooling during the welding process led to the formation of, metastable phases, such as martensite, in both the weld nugget and the heat-affected zone. A finite element model of the welding process was used to simulate heat distribution and analyze the microstructure in various weld regions. This model showed that reaching the peak temperature during four-pulse resistance spot welding is delayed. This delay, along with proper hold times, helps prevent the formation of voids. The simulated thermal history and the rapid heating/cooling conditions effectively predicted the evolution and transformation of the microstructure in different weld areas. It was found that the presence of a zinc coating, and the resulting reduction in electrical contact resistance, delayed the formation of the weld nugget at lower welding currents. However, at higher currents, the primary source of heat generation shifted from contact resistance to bulk resistance within the steel sheet. This led to larger weld nuggets in coated samples compared to uncoated ones. While uncoated samples showed higher weld nugget hardness (512 Vickers) and greater tensile-shear strength (with a maximum load-bearing capacity of 28.1 kN in uncoated samples versus 24 kN in coated samples), coated samples were able to achieve the critical weld nugget size for a change in fracture mode at lower welding currents (9 kA compared to 9.5 kA).

Keywords: Resistance spot welding, QP980 steel, Microstructure-mechanical properties relationship, Zinc coating effect, Multi-pulse welding.

*Corresponding Author: R. Ashiri, ashiri@iust.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

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 پوشش روی بر ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد پیشرفته خودرویی QP980

علی بهمنی، روح اله عشیری *

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

دریافت مقاله: 1404/01/30 ؛ پذیرش مقاله: 1404/03/17

چکیده

این پژوهش به بررسی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای در فولاد استحکام بالای پیشرفته QP980، با تمرکز بر اثرات پوشش روی و تأثیر آن بر تشکیل دکمه جوش، خواص مکانیکی و رفتار شکست جوش‌ها می‌پردازد. در فرایند تحقیق، از بررسی‌های میکروسکوپی، آزمون‌های مکانیکی از جمله کشش-برش و میکروسختی استفاده شده و همچنین شبیه‌سازی اجزای محدود به منظور تعیین پیشینه حرارتی مناطق مختلف جوش انجام گرفت. مشاهده شد که سرد شدن سریع در طول فرایند جوشکاری منجر به تشکیل فازهای ناپایدار مانند مارتنزیت در ناحیه جوش و منطقه متاثر از حرارت می‌شود. یک مدل اجزای محدود فرایند جوشکاری برای شبیه‌سازی توزیع گرما و بررسی‌های ریزساختاری در مناطق مختلف جوشکاری مورد استفاده قرار گرفت. این مدل نشان داد که رسیدن به دمای بیشینه در طول جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای چهار پالسی، به دلیل شرایط جوشکاری پالسی و زمان‌های نگه‌داشتن بین پالس‌ها، به تأخیر می‌افتد. این تأخیر، در کنار زمان نگه‌داری مناسب، از تشکیل حفرات جلوگیری می‌کند. تاریخچه حرارتی شبیه‌سازی شده توسط مدل اجزا محدود و شرایط گرمایش/خنک‌کاری سریع به‌طور مؤثر تکامل و دگرگونی ریزساختار در نواحی مختلف جوش را پیش‌بینی کرد. علاوه بر این، مطالعه پیش‌رو رابطه بین ویژگی‌های درشت‌ساختاری قطعه با خواص مکانیکی و رفتار شکست جوش‌ها را بررسی می‌کند. وجود پوشش روی و کاهش مقاومت الکتریکی تماسی ناشی از آن، باعث به تأخیر افتادن تشکیل دکمه جوش در جریان‌های جوشکاری پایین‌تر شد. با این حال، در جریان‌های بالاتر، منبع اصلی تولید حرارت از مقاومت تماسی به مقاومت بالک در ورق فولادی تغییر می‌کند که منجر به تشکیل دکمه جوش بزرگ‌تر در ورق‌های پوشش‌دار نسبت به نمونه‌های بدون پوشش می‌شود. اگرچه نمونه‌های بدون پوشش سختی دکمه جوش (با مقدار 512 ویکرز) و استحکام کششی-برشی بالاتری نشان دادند (با بیشینه نیروی تحمل‌شده 28/1 کیلونیوتن در نمونه بدون پوشش و 24 کیلونیوتن در نمونه پوشش‌دار)، اما نمونه‌های پوشش‌دار توانستند در جریان‌های جوشکاری کمتر (9 کیلوآمپر در مقابل 9/5 کیلوآمپر) به اندازه بحرانی دکمه جوش برای تغییر مد شکست برسند.

کلمات کلیدی: جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، فولاد QP980، ارتباط ریزساختار خواص مکانیکی، اثر پوشش روی، جوشکاری چند پالسه.

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

1- مقدمه

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، به دلیل مزایایی همچون سهولت اجرا، بهره‌وری بالا و سرعت تولید، سال‌ها است به‌عنوان یک فرایند جوشکاری ذوبی در اتصال ورق‌های بدنه خودرو مورد استفاده قرار می‌گیرد. این فرایند از حرارت ناشی از مقاومت در نقطه تماس قطعات برای ذوب فلزپایه استفاده می‌کند. در این

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

فرایند، تغییرات ریزساختار ناشی از ذوب و انجماد می‌تواند بر استحکام و عملکرد مکانیکی قطعات تأثیر بگذارد. با توجه به استفاده از تعداد زیادی جوش مقاومتی در خودروهای مدرن، کیفیت جوش‌ها از جنبه‌های متالورژیکی و مکانیکی اهمیت زیادی دارد. در صنعت خودروسازی، فولاد به‌دلیل هزینه پایین و استحکام مناسب همچنان ماده اصلی برای تولید قطعات بدنه خودرو است. فشارهای جهانی برای کاهش آلاینده‌ها و تولید خودروهای سبک‌تر باعث استفاده از فولادهای استحکام بالای پیشرفته شده است. این فولادها با ترکیب شیمیایی پیچیده و فرایندهای ترمومکانیکی پیشرفته، نیازهای صنعت خودروسازی را برآورده می‌کنند، اما جوش‌پذیری آن‌ها چالش‌برانگیز است [1]. ورق‌های فولادی پوشش‌دار به‌منظور افزایش مقاومت به خوردگی در قطعات بدنه خودرو استفاده می‌شوند، و تأثیر این پوشش‌ها بر فرایند جوشکاری باید مورد بررسی قرار گیرد. بررسی تحولات فازی و ریزساختار در نواحی مختلف جوش و تحلیل فرایند تشکیل و رشد دکمه جوش می‌تواند به بهبود کیفیت جوش‌ها کمک کند. فولاد QP980، که جزء نسل سوم فولادهای استحکام بالای پیشرفته است که اخیرا در صنعت خودروسازی مورد توجه قرار گرفته، نیازمند تحقیقات دقیق در زمینه ریزساختار و خواص مکانیکی جوش و نحوه تشکیل دکمه جوش می‌باشد. هدف این تحقیق پر کردن خلأهای تحقیقاتی در زمینه تأثیر پوشش‌ها و ریزساختار بر عملکرد جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای در فولاد QP980 است. وانگ و همکاران [2] در مطالعه‌ای به بررسی شکست ناشی از خستگی و ارتباط آن با ریزساختار جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 در دو حالت بارگذاری کشش- برش(TS) و کشش- برش متقاطع(CTS) پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که ترک‌های خستگی از ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) و در فصل مشترک دو ورق آغاز می‌شوند. مد شکست در بارگذاری TS به‌صورت شکست در فصل مشترک و در بارگذاری CT به‌صورت کندگی مشاهده گردید. سختی فلزپایه 334 ویکرز و سختی دکمه جوش 497 ویکرز گزارش شد. نیروی بیشینه در آزمایش TS برابر با 23/7 کیلو نیوتن و در آزمایش CT برابر با 10/8 کیلو نیوتن به‌دست آمد. این نتایج نشان می‌دهند که عملکرد خستگی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 اندکی بهتر از جوش‌های فولاد DP980 است. این یافته‌ها با نتایج تحقیق دینگ و همکاران [3] نیز هم‌راستا است. لیو و همکاران [4] در تحقیقی دیگر، یک سیکل جوشکاری دو پالسه را بر فولاد QP980 اعمال کردند. نتایج نشان داد که پالس دوم تأثیری بر ریزساختار جوش‌ها نداشته و تنها باعث افزایش اندازه دکمه جوش شده است. این تغییر در اندازه دکمه جوش منجر به بهبود عملکرد مکانیکی جوش‌ها در مقایسه با حالت تک پالس گردید.

فن و همکاران [5،6] در مطالعات خود به بررسی فشار تک‌محور جوش مقاومتی نقطه‌ای در فولاد QP980 پرداختند و نشان دادند که تنش سیلان مارتنزیت در ناحیه FZ بیشتر از مارتنزیتی است که در ناحیه HAZ تشکیل می‌شود. همچنین گزارش کردند که میانگین سختی دکمه جوش در جوش‌های حاصل از فولاد QP980 بیشتر از جوش‌های فولاد TRIP800 است و نرم‌شدگی HAZ به دلیل بازپخت مارتنزیت در ریزساختار اولیه در این تحقیق مشاهده شد.

ندیمی و همکاران [7] در تحقیقی دیگر به بررسی ارتباط ریزساختار و عملکرد مکانیکی جوش‌های تک پالس فولاد QP980 پرداختند. در این تحقیق، میانگین سختی دکمه جوش 500 ویکرز گزارش شد و شعاع بحرانی دکمه جوش برای تغییر مد شکست از فصل مشترکی به کندگی معادل 7/3 میلی‌متر تعیین گردید. مکانیزم‌های شکست در این مطالعه به‌تفصیل بررسی شده و نشان داده شد که شکست کندگی به‌دلیل غالب شدن مکانیزم گلویی‌شدن در خارج از دکمه جوش و در جهت ضخامت، در مقابل تغییر شکل نرم برشی با نیروی محرکه برشی رخ می‌دهد.

در حالی‌که بررسی رابطه بین تکامل ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات جوش نقطه‌ای مقاومتی بسیار حیاتی است، مطالعه رشد و تشکیل دکمه جوش و عوامل مؤثر بر اندازه آن نیز به همان اندازه اهمیت دارد. اندازه دکمه جوش به‌عنوان پارامتر اصلی کنترل‌کننده عملکرد مکانیکی جوش، تأثیر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

چشمگیری بر مد شکست جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای دارد [8]. علاوه بر این، اندازه دکمه جوش به تعیین محدوده جریان قابل‌جوش فولاد کمک می‌کند. مدل‌های تئوری و تجربی [9،10] نشان می‌دهند که رابطه‌ای مستقیم بین ورودی حرارت و اندازه دکمه جوش وجود دارد. طبق قانون ژول، ورودی حرارت با افزایش جریان و زمان جوشکاری افزایش می‌یابد [1،11]. مقاومت‌های توده و تماسی در فرایند جوشکاری نقش مهمی در تولید حرارت ایفا می‌کنند. کیم و همکاران [12] رشد دکمه جوش در جوشکاری چندپالسی فولاد CP1180 را بررسی کرده و اثرات هر پالس را تحلیل کردند. آن‌ها نشان دادند که پالس اول سطح تماس ورق را بهبود می‌بخشد، پالس دوم یک باند کرونا قوی و گسترده ایجاد می‌کند و پالس سوم دکمه جوش را به اندازه کافی بزرگ می‌سازد. این تکنیک چندپالسی منجر به بهبود اندازه دکمه جوش، عملکرد مکانیکی و تأخیر در بیرون‌زدگی مذاب می‌شود. پورانوری و همکاران [13] نیز تأثیر جریان و مدت زمان جوشکاری بر اندازه دکمه جوش را مورد تأکید قرار دادند و نشان دادند که یک حد اشباع برای این اثر وجود دارد. آن‌ها همچنین رابطه بین اندازه بحرانی دکمه جوش لازم برای تغییر مد شکست، ضخامت ورق و نسبت سختی محل شکست به سختی دکمه جوش را بررسی کردند. علاوه بر این، آن‌ها بیان کردند که فشار بیش از حد الکترود می‌تواند باعث کاهش اندازه دکمه جوش گردد.

استفاده از ورق‌های پوشش‌دار Zn یا Al-Si در قطعات بدنه خودرو (BIW) به دلیل تأثیر پوشش بر مقاومت تماسی در فصل مشترک ورق‌به‌ورق و ورق‌به‌الکترود، مشکلات جدیدی در جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی ایجاد کرده است. این تغییرات در مقاومت تماسی الکتریکی (ECR) بر تشکیل و رشد دکمه جوش تأثیر می‌گذارد، زیرا ECR مسئول تولید حرارت در جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی است. گسلن و همکاران [14] اثرات پوشش‌های Al-Si و Zn را بر رشد دکمه جوش در مونتاژ سه ورقه مقایسه کردند و دریافتند که پوشش Al-Si با ECR بالاتر توزیع حرارت غیریکنواخت را تشویق می‌کند، در حالی‌که پوشش‌های Zn با ECR کمتر، گرمایش اولیه و تشکیل دکمه جوش در فصل مشترک ورق‌به‌ورق را تسهیل می‌کنند. مشاهدات مشابهی توسط جی و همکاران [15] برای فولادهای پخت سخت‌شونده گزارش شد. بخار *Zn* در ورق‌های پوشش داده شده با Zn فشار را در سطح تماس افزایش داده که ممکن است منجر به خروج مواد مذاب شود. همچنین، پوشش‌های ضخیم‌ترZn ، ECR را افزایش داده که موجب تشکیل سریع دکمه جوش می‌شود و کنترل اندازه آن را دشوار می‌کند.

ایگودارو و همکاران [16] تأیید کردند که پوشش Al-Si در مقایسه با پوشش Zn در فولادهای هات استمپ دارای ECR بالاتری است. بنابراین، ورق‌های پوشش‌دار با Zn به جریان جوشکاری کمتری برای دستیابی به اندازه مناسب دکمه جوش نیاز دارند، اما ورق‌های پوشش‌دار با Zn در جریان‌های کم بیشتر مستعد شکست از فصل مشترک هستند، در حالی‌که ورق‌های پوشش‌دار با Al-Si تمایل به شکست در مد کندگی دارند.

بررسی تأثیر پوشش بر فولادهای استحکام بالای پیشرفته که به‌تازگی توسعه یافته‌اند، برای درک اثرات ناشی از پوشش بر جوش‌ها ضروری است. درک این اثرات، به‌ویژه بر عملکرد مکانیکی، برای اطمینان از کیفیت بدنه خودرو (BIW) بسیار حیاتی است. به دلیل کمبود تحقیقات جامع در مورد فولاد QP980 در این زمینه، این مطالعه به‌دنبال شناسایی تأثیر پوشش‌ها و اثرات آن‌ها بر تشکیل دکمه جوش و عملکرد مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای است. نتایج نشان می‌دهد که پوشش Zn موجب تغییر در مکانیسم تشکیل و رشد دکمه جوش می‌شود که این تغییرات ممکن است برای سایر فولادهای AHSS نیز قابل‌اعمال باشد.

اگرچه تحقیقات زیادی در زمینه ریزساختار و ارتباط آن با عملکرد مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 انجام شده است، هنوز مطالعه جامع و عمیقی در رابطه با استحاله‌ها و دگرگونی‌های فازی در این فولاد صورت نگرفته است. همچنین، مطالعه نحوه تشکیل و رشد دکمه جوش که در نهایت ویژگی‌های فیزیکی و هندسی جوش‌ها را تعیین می‌کند، در کنار مباحث ریزساختار و متالورژی جوش، برای پیش‌بینی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

عملکرد مکانیکی جوش‌ها از اهمیت بالایی برخوردار است. با توجه به اینکه عمده استفاده صنایع خودروسازی از ورق‌های پوشش‌دار گالوانیزه، گالوانیل یا ورق‌های با سایر پوشش‌های محافظ است، بررسی کلیه مسائل مذکور در خصوص ورق QP980 پوشش‌دار از اهمیت ویژه‌ای برخوردار می‌باشد.در نهایت، ترکیب این حوزه‌های مختلف می‌تواند به تحلیل و دستیابی به نتایج مفیدی در زمینه عملکرد مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 منجر شود. انجام صحیح و نظام‌مند این بررسی‌ها می‌تواند سبب تسهیل پیش بینی فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 گردد. با دانستن تاثیر متغیرهای فرایند بر ویژگی‌های مکانیکی و متالورژیکی و همچنین رشد دکمه جوش این نوع از فولاد، می‌توان متغیرهای فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای را به نحوی بهینه تنظیم کرد تا اطمینان از عملکرد سازه‌ای جوش‌ها و بدنه خودرو حاصل گردد.

2- روش تحقیق

2-1- آلیاژ مورد پژوهش

در این تحقیق، ورق‌های فولادی QP980 به‌صورت پوشش‌دار (با پوشش روی) و بدون پوشش، هر دو با ضخامت 2 میلی‌متر، توسط شرکت خودروسازی سایپا تأمین شدند. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی این آلیاژ در جدول (1) ارائه شده است. ورق QP980 با پوشش روی دارای لایه‌ای به ضخامت 5/94 میکرومتر است که جزئیات آن در شکل (1) نمایش داده شده است. ترکیب شیمیایی ورق به کمک روش SES مطابق استاندارد ASTM E415-17 با دستگاه آنالیز Hitachi High-Tech Foundary- Master smart گزارش شده است. همچنین تست کشش مطابق با استاندارد ASTM E8/E8M-13a انجام شده است.

2-2-جوشکاری ورق‌ها

جوشکاری نمونه‌ها با استفاده از دستگاه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای با جریان متناوب انجام شد. برای این فرایند از الکترودهای مخروطی ناقص RWMA کلاس 2 با قطر سطح 8 میلی‌متر بهره گرفته شد. پارامترهای جوشکاری مطابق با استاندارد ISO 18278-2 [17] و با اجرای سیکل جوشکاری چهار پالسه روی ورق‌های مورد نظر تنظیم گردید. جزئیات پارامترهای انتخاب‌شده برای سیکل جوش در جدول (2) آمده است و شماتیک سیکل اعمالی نیز در شکل (2) نمایش داده شده است. برای تهیه نمونه‌های آزمایشی جهت جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، ورق‌ها به نمونه‌های مستطیلی برای آزمون کشش-برش و نمونه‌های مربعی برای تحلیل متالوگرافی برش داده شدند. ابعاد نمونه‌های جوش در شکل (3) نشان داده شده است.

2-3- متالوگرافی

مقطع عرضی نمونه‌های جوش داده‌شده با استفاده از تکنیک‌های متالوگرافی متداول برای مشاهدات ریزساختاری آماده شدند. برای شناسایی فازها در ریزساختار نمونه‌های آزمایشی، از محلول اچ رنگی LePera [18] بهره گرفته شد. سپس، نمونه‌های اچ‌شده با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند. همچنین، برای تهیه نمونه‌های مناسب برای آنالیز درشت ساختار و اندازه‌گیری ابعاد هندسی اتصالات جوش، از محلول اچ نیتال 4% استفاده گردید.

2-4- آزمون‌های مکانیکی

تست میکروسختی سنجی ویکرز مطابق ASTM E348-22 با استفاده از نیروی 200 گرم و زمان توقف 15 ثانیه انجام شد. فاصله بین فرورفتگی‌ها در پروفیل میکروسختی 200 میکرومتر تعیین گردید. مسیر پروفیل سختی به‌طور شماتیک در شکل (4) نمایش داده شده است. به‌منظور ارزیابی استحکام اتصالات جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، از آزمون کشش-برش (TST) استفاده گردید. حداکثر نیرو و جابجایی هر نمونه از منحنی‌های نیرو-جابجایی مربوطه استخراج شد. همچنین، حالت‌های شکست جوش‌ها پس از آزمون مورد بررسی و ثبت قرار گرفت.

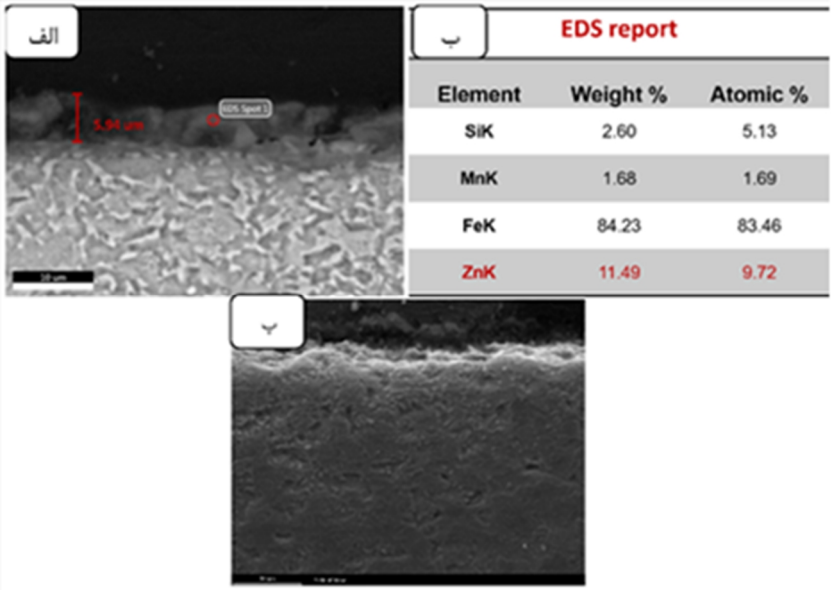
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

جدول1-ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی دو ورق QP980 استفاده شده به عنوان ماده اولیه.

Element	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V	P	S	Fe
Uncoated	0.216	1.92	1.44	0.007	0.003	0.015	0.002	0.019	0.017	0.005	Bal
Coated	0.183	1.92	1.47	0.006	0.008	0.016	0.007	0.003	0.020	0.005	Bal

Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
714	1038	21



شکل1- الف-مقطع نمونه ورق پوشش دار و ضخامت پوشش. ب- ترکیب شیمیایی پوشش. پ- لبه نمونه ورق بدون پوشش

شماتیک نمونه آزمایش TS در شکل (3) نشان داده شده است. و نمونه‌سازی با توجه به استاندارد ISO 18278-2 انجام شده است.

2-5-شبیه‌سازی جوشکاری

برای شبیه‌سازی اجزای محدود در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، از رویکرد نیم‌مقطع دوبعدی استفاده شد. شکل (5) مونتاژ الکترودها و ورق‌ها و نحوه مش‌بندی هر بخش را در مدل ارائه‌شده نمایش می‌دهد. خواص مواد وابسته به دما، مانند چگالی، هدایت حرارتی و الکتریکی، و ظرفیت گرمایی، برای شبیه‌سازی دقیق RSW حیاتی هستند؛ این داده‌های دمایی از شبیه‌ساز خواص مواد MatPro [18] به‌دست آمدند. همچنین، مقاومت الکتریکی تماسی در فصل مشترک الکترود/ورق و ورق/ورق که تأثیر مستقیمی بر گرمای تولید شده طی RSW دارد، از داده‌های تجربی کلیدی برای شبیه‌سازی است. مدل‌های مختلفی برای پیش‌بینی این مقاومت به‌عنوان تابعی از دما و فشار اعمالی وجود دارد که اغلب به زبری سطح مشترک، فشار و مقاومت فصل مشترک و توده مواد وابسته‌اند [19،20].

برای حل مسئله، از بسته تجاری Abaqus [21] استفاده شد. در مجموع، هشت مرحله کوپلینگ حرارتی-الکتریکی (شامل چهار مرحله جوشکاری و چهار مرحله خنک‌سازی) مطابق برنامه جوشکاری تعریف گردید تا فرایند RSW چهارپالسی مورد استفاده برای جوشکاری نمونه‌ها شبیه‌سازی شود.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار فلزپایه

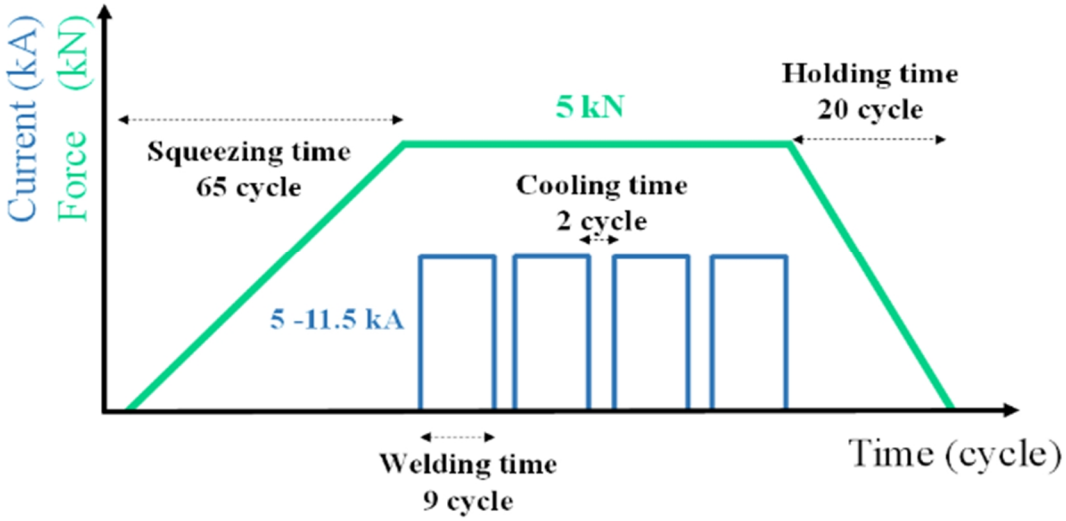
شکل (6) تصاویر میکروسکوپ نوری (OM) از ریزساختار اولیه ورق‌های QP980 را که با روش LePera به‌صورت رنگی اچ شده‌اند، نمایش می‌دهد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

جدول2-پارامترهای جوشکاری مورد استفاده برای جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی.

Electrode Force (kN)	Squeeze time (cycle*)	Welding time (cycle)	Holding time (cycle)	Welding current (kA)
5	65	9-2-9-2-9-2-9	20	5 to 11.5**
Machine Type		Electrode		
AC Pedestal		45° truncated cone with a face diameter of 8 mm		
* 1 Cycle = 0.02 s		** Step = 0.5 kA		

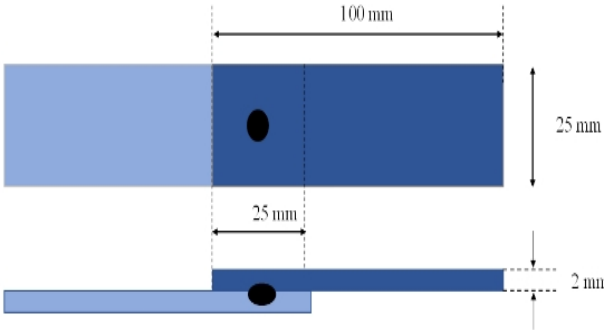


شکل 2- شماتیک سیکل جوشکاری اعمال شده بر روی نمونه‌ها.

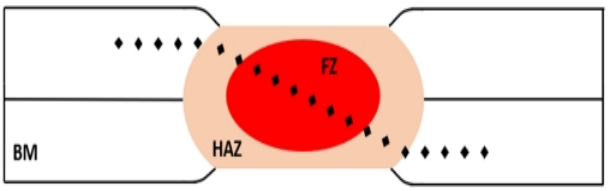
شکل (6- الف) به ورق‌های بدون پوشش و شکل (6-ب) به ورق‌های پوشش‌دار QP980 مربوط هستند. ریزساختار هر دو نوع ورق فولادی شامل فریت، مارتنزیت و بلوک‌های آستنیت باقی‌مانده است. همچنین، در شکل (7) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ریزساختار آلیاژ قابل مشاهده است؛ این تصاویر جزئیات دقیق‌تری از اجزای ریزساختاری را نشان می‌دهند. شکل(7-الف) نمایانگر ریزساختار نمونه بدون پوشش و شکل(7-ب) نمایانگر ریزساختار نمونه پوشش‌دار هستند.

در طی فرایند عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P) که برای تولید ورق‌های فولادی QP انجام می‌شود، دو نوع مارتنزیت در ریزساختار این فولادها تشکیل می‌گردد: مارتنزیت بازپخت شده که پس از اولین کوئنچ ایجاد شده و در مرحله پارتیشن‌بندی بازپخت می‌شود (کربن آزادشده به آستنیت نفوذ می‌کند و آن را پایدار می‌سازد)، و مارتنزیت تازه که پس از آخرین کوئنچ تا دمای محیط تشکیل می‌گردد [7].

در تصاویر SEM شکل (7)، تفاوت این دو نوع مارتنزیت مشخص است؛ مارتنزیت بازپخت شده ساختاری ریزتر و منقطع مارتنزیت تازه ساختاری درشت‌تر دارد.



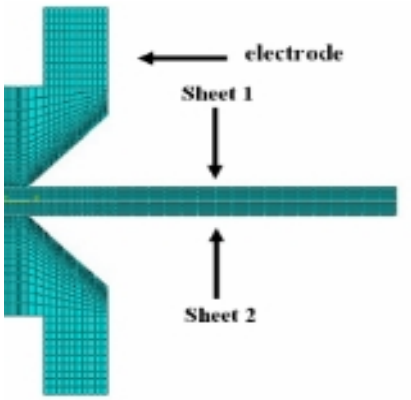
شکل3-ابعاد نمونه‌های کشش- برش



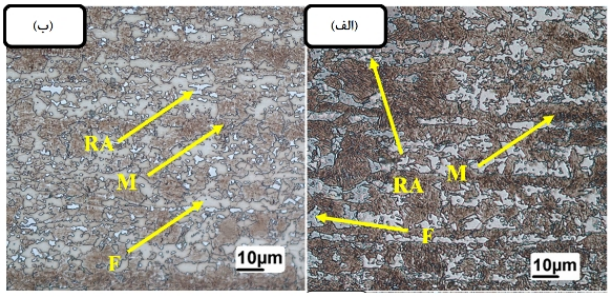
شکل4-مسیر انجام آزمون میکروسختی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

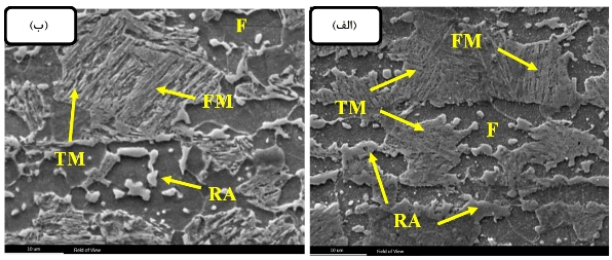
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]



شکل5- مش‌بندی مدل ایجاد شده به منظور شبیه‌سازی اجزا محدود فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای.



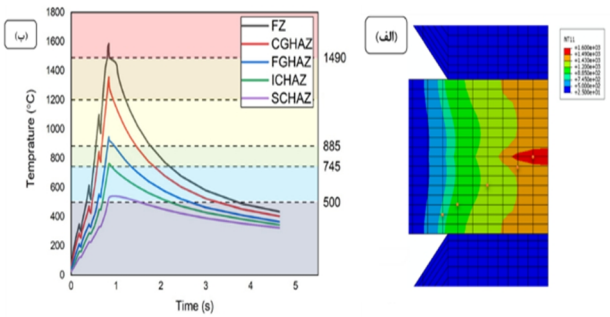
شکل 6- تصاویر OM از ریزساختار الف- فولاد QP980 بدون پوشش، ب- فولاد QP980 پوشش‌دار. F: فریت، M: مارتنزیت، RA: آستنیت باقی‌مانده، FM: مارتنزیت تازه، TM: مارتنزیت بازپخت شده.



شکل7-تصاویر SEM از ریزساختار الف- فولاد QP980 بدون پوشش، ب- فولاد QP980 پوشش‌دار. F: فریت، M: مارتنزیت، RA: آستنیت باقی‌مانده، FM: مارتنزیت تازه، TM: مارتنزیت بازپخت شده.

3-2- شبیه‌سازی

شکل (8 الف) کانتور دمایی در انتهای سیکل چهارم جوشکاری را که بیانگر بیشترین دمای تجربه‌شده در فرایند شبیه‌سازی اجزا محدود جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای است، نمایش می‌دهد. مشاهده می‌شود که دمای بیشینه در فصل مشترک ورق‌ها از دمای ذوب فولاد QP980 1490 درجه سانتی‌گراد فراتر رفته است. ناحیه قرمز در تصویر نشان‌دهنده المان‌هایی است که دمای آن‌ها از این مقدار عبور کرده است. ناحیه نارنجی دمای متناظر با منطقه متاثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ) را نشان می‌دهد که فاقد ذوب است، و ناحیه مجاور آن (سبز کم‌رنگ) نمایانگر منطقه متاثر از حرارت ریزدانه (FGHAZ) است. کانتورهای سبز پررنگ، نیلی، آبی کم‌رنگ و آبی پررنگ نیز به‌ترتیب بیانگر مناطق متاثر از حرارت میان بحرانی (ICHAZ)، زیر بحرانی (SCHAZ) و فلز پایه (BM) هستند.



شکل 8-الف- کانتور توزیع دمایی نمونه جوش داده شده با جریان 8 کیلو آمپر (حرارت ورودی متوسط) که حاصل شبیه‌سازی اجزا محدود است. ب- تغییرات دما در طول فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای برای یک المان انتخاب شده از هر ناحیه که می‌تواند پیشینه حرارتی طی شده هر ناحیه جوش را نشان دهد.

اندازه دکمه جوش در شبیه‌سازی 2,4 میلی‌متر تخمین زده شده که حدود30% کمتر از مقدار واقعی (6,01 میلی‌متر) است. این اختلاف به دلیل فقدان داده‌های دقیق مقاومت تماسی در فصل مشترک ورق-ورق و ورق-الکترود رخ داده است. شکل (8 ب) نیز نمودار دمای تجربه‌شده توسط یک المان منتخب از هر ناحیه در حین فرایند را نشان می‌دهد که برای تحلیل ریزساختار و تحولات فازی هر منطقه مفید خواهد بود و در ادامه به بررسی آن‌ها پرداخته می‌شود.

3-3- درشت ساختار جوش

در شکل (9) نمای درشت‌ساختاری جوش نشان داده شده است. این جوش شامل سه ناحیه اصلی با تفاوت‌های ریزساختاری مشخص است: منطقه جوش (FZ) که در آن فلزذوب و سپس منجمد شده و ساختاری ریختگی دارد؛ منطقه تحت تأثیر حرارت (HAZ) که بیشینه دمای آن به دمای

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

سالیدوس نرسیده و تنها تحولات فازی در حالت جامد را تجربه کرده است؛ و فلزپایه (BM) که ریزساختارش تحت تأثیر سیکل حرارتی جوشکاری قرار نگرفته و بدون تغییر باقی می‌ماند. به دلیل محدوده دمایی خاص و گسترده در طول فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، HAZ به سه منطقه فرعی تقسیم می‌شود: منطقه SCHAZ، ICHAZ و UCHAZ.

همان‌طور که در شکل (10) نشان داده شده، در UCHAZ یک گرادیان اندازه دانه (اندازه بسته‌های مارتنزیتی) مشاهده می‌شود که ناشی از توزیع حرارتی در این زیر ناحیه است. این اختلاف در اندازه دانه‌ها به دلیل تبلور مجدد و رشد دانه در این منطقه ایجاد شده و UCHAZ را به زیرناحیه‌های دانه درشت (CGHAZ) و دانه ریز (FGHAZ) تقسیم کرده است.

دماهای بحرانی و کربن معادل آلیاژ براساس روابط زیر محاسبه شده‌اند و در جدول 3 گزارش داده شده اند [11،22].

$$A_{c1}(°C) = 751 - 16.3C - 27.5Mn - 5.5Cu - 5.9Ni + 34.9Si + 12.7Cr + 3.4Mo \quad (1)$$

$$A_{c3}(°C) = 881 - 206C - 15Mn - 26.5Cu - 20.1Ni + 53.1Si - 0.7Cr + 41.7V \quad (2)$$

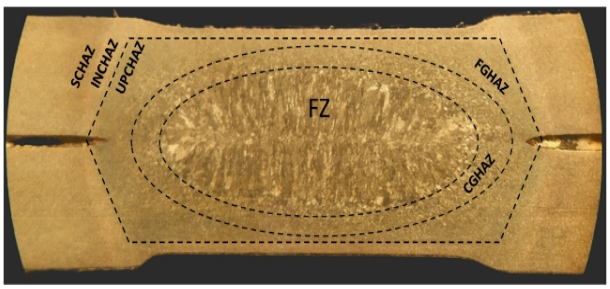
$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V}{5} + \frac{Si}{15} \quad (3)$$

در این روابط، پارامترها نشان‌دهنده محتوای عناصر آلیاژی ماده مورد مطالعه به‌صورت درصد وزنی هستند. همچنین، به‌منظور بررسی رابطه میان ترکیب شیمیایی و تمایل فولاد به تشکیل فازهای سخت (سختی‌پذیری)، کربن معادل (CE) طبق فرمول پیشنهادی موسسه بین‌المللی جوش (IIW) محاسبه گردید (رابطه 3) [23]. در بخش‌های بعدی تحلیل ریزساختارها و دگرگونی‌های فازی، می‌توان از این داده‌های محاسبه‌شده در کنار پیشینه حرارتی که توسط شبیه‌سازی ارائه شده است، برای تحلیل استفاده کرد.

همانطور که در شکل (9) مشاهده شد، برخلاف تحقیق ندیمی و همکاران [7]، هیچ حفره‌ای در نمای مقطع عرضی نمونه مشاهده نمی‌شود. ویجایان و همکاران [24] تشکیل حفره‌ها و عوامل مؤثر بر آن‌ها در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولادهای AHSS را بررسی کردند. در این تحقیق بیان شده که حفره‌ها نتیجه حباب‌های گاز به دام افتاده و انقباض ماده در حین انجماد هستند.

جدول3-دماهای بحرانی محاسبه شده و کربن معادل آلیاژ مورد مطالعه

A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)	CE (%)
745	885	0.64



شکل 9-تصویر درشت ساختار مناطق و نواحی مختلف دکمه جوش.

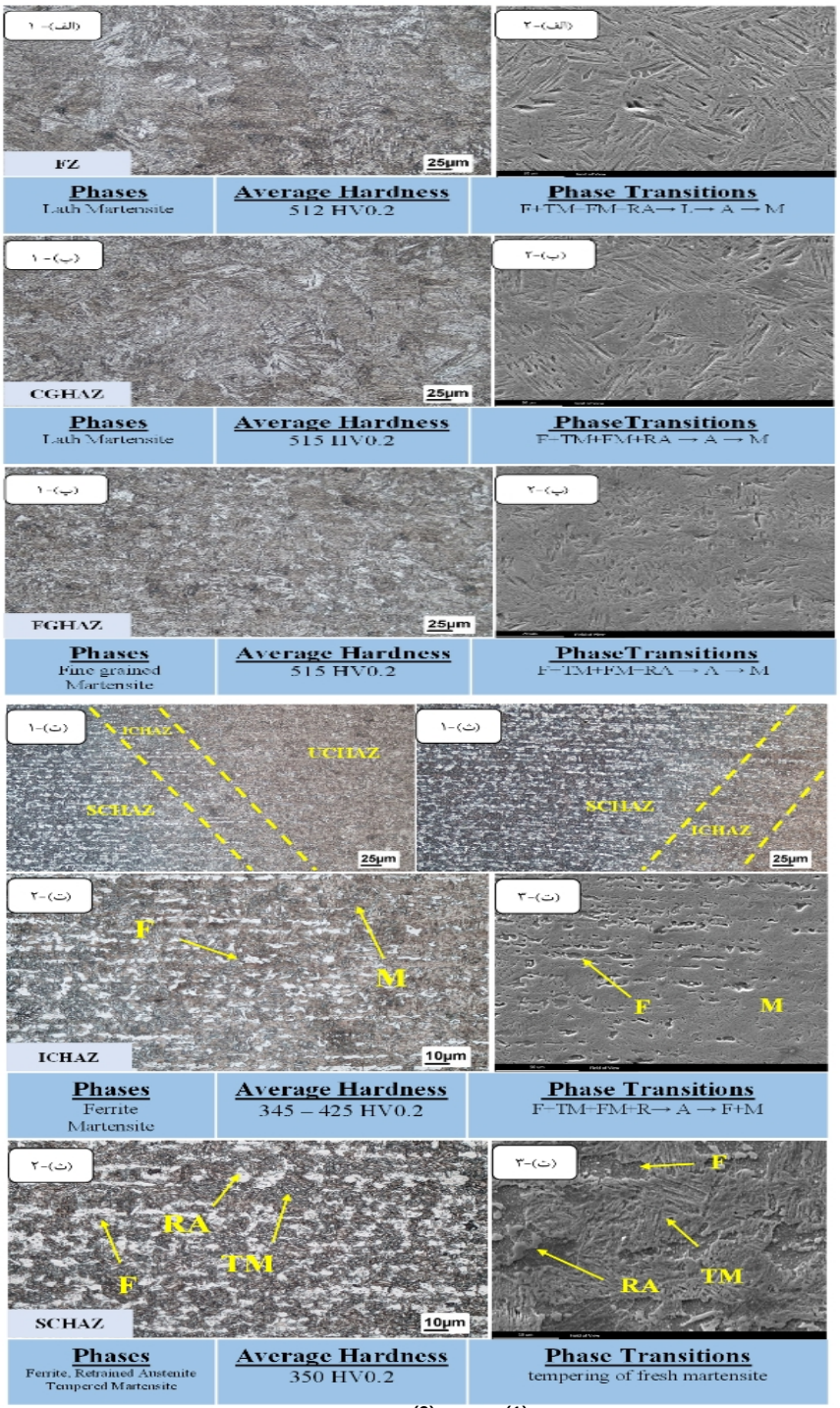
عدم وجود حفره در نمونه‌های جوش‌داده‌شده در این تحقیق ممکن است به دلیل استفاده از سیکل چهار پالس RSW و گرمایش کندتر برای رسیدن به دمای نهایی باشد، در حالی‌که در سیکل تک پالس RSW، دما به سرعت به حداکثر می‌رسد. این تفاوت ممکن است باعث کاهش احتمال به دام افتادن حباب‌های گاز به دلیل تغییر آهسته حد حلالیت گاز در مذاب و کاهش احتمال پاشش مذاب شود، و در نتیجه حفره‌ای در دکمه جوش ایجاد نگردد. از طرفی، افزایش زمان نگهداری پس از جوشکاری می‌تواند به‌عنوان عاملی برای جلوگیری از تشکیل حفره‌های انقباضی در نظر گرفته شود.

در تحقیق ندیمی و همکاران [7]، که سیکل تک پالس با زمان نگهداری کوتاه برای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد QP980 اعمال شد، حفره‌های انقباضی در میان نمونه‌های جوشکاری‌شده با جریان مشابه مشاهده گردید. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که اعمال زمان مناسب نگهداری پس از جوش می‌تواند از تشکیل حفرات جلوگیری کند.

3-4- ریزساختار جوش

همانطور که در شکل (10 الف) نشان داده شده، پس از آخرین پالس جوشکاری، دمای ناحیه FZ از دمای ذوب آلیاژ عبور کرده و به دلیل سرعت سرد شدن بسیار بالا در حین فرایند

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]



شکل10-الف- ریزساختار دکمه جوش تصویربرداری شد با (1) LOM، (2) SEM. ب-ریزساختار منطقه متاثر از حرارت درشت دانه گرفته شده با 1- LOM،2-SEM. پ- ریزساختار منطقه متاثر از حرارت ریز دانه گرفته شده با 1- LOM، 2- SEM. ت- 1- تفکیک مناطق متاثر از حرارت میانی، پایینی و فوق بحرانی. 2- ریزساختار منطقه متاثر از حرارت میانی گرفته شده با LOM، 3- گرفته شده با SEM. ث- 1- تفکیک منطقه متاثر از حرارت میانی و پایینی، 2- ریزساختار منطقه متاثر از حرارت پایینی گرفته شده با LOM، 3- گرفته شده با F SEM: فریت، M: مارتنزیت، FM: مارتنزیت تازه، TM: مارتنزیت معتدل، A: آستنیت، RA: آستنیت باقی‌مانده.

جوشکاری (حدود 2000 کلوین در ثانیه برای ورق فولادی به ضخامت 2 میلی‌متر [25])، شکل‌گیری ساختار مارتنزیتی در این ناحیه قابل پیش‌بینی است. در شکل(10) به‌وضوح مشاهده می‌شود که مارتنزیت‌های صفحه‌ای دارای ساختار ستونی از مرز

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

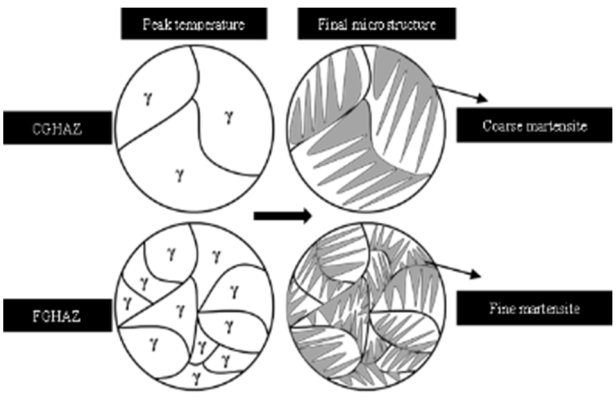
حوضچه جوش به سمت مرکز دکمه جوش هستند.

این امر به دلیل مکانیسم و جهت انتقال حرارت در طی فرایند سرد شدن است. در واقع، حرارت از مرکز دکمه جوش به سمت نواحی اطراف که خنک‌تر هستند، هدایت شده و جبهه انجماد در خلاف جهت انتقال حرارت حرکت می‌کند و باعث تشکیل این ساختار ستونی می‌شود [11] . ریزساختار ناحیه FZ تحت تأثیر دو عامل اصلی است: ترکیب شیمیایی ماده اولیه و پیشینه حرارتی که این ناحیه در طول سیکل جوشکاری تجربه کرده است. رابطه (4) برای محاسبه حداقل نرخ سرد شدن بحرانی (CCR) مورد نیاز برای تشکیل مارتنزیت پیشنهاد شده است [1،7،11،26].

$$log\ CCR = 7.42 - 3.13C - 0.71Mn - 0.37Ni - 0.34Cr - 0.45 \quad (4)$$

در اینجا CCR به نرخ بحرانی سرد شدن برای تشکیل مارتنزیت با واحد کلوین بر ساعت اشاره دارد و سایر پارامترها ترکیب درصد وزنی عناصر آلیاژی هستند. بر اساس رابطه (4) و ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (1)، CCR برای تشکیل مارتنزیت در فولاد مورد بررسی در این تحقیق 66 کلوین بر ثانیه است که این مقدار به‌طور قابل توجهی کمتر از نرخ سرمایش گزارش شده در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای (2000 کلوین بر ثانیه [25]) است. علاوه بر این، پروفایل میکروسختی نمونه بررسی‌شده که در ادامه به آن پرداخته خواهد شد، میانگین سختی این ناحیه را 512 ویکرز گزارش می‌کند، که با توجه به این مقدار، داشتن یک ریزساختار مارتنزیتی کاملاً منطقی به نظر می‌رسد. همان‌طور که قبلاً اشاره شد، طیف گسترده‌ای از دماهای تجربه‌شده توسط HAZ و ترمودینامیک این آلیاژ، باعث تقسیم‌بندی HAZ به سه زیرمنطقه اصلی بر اساس محدوده دمایی تجربه‌شده می‌شود. تحولات ریزساختاری و دگرگونی‌های فازی در HAZ هستند. این تحولات ریزساختاری منجر به تشکیل زیرمنطقه‌های فرعی HAZ به شرح زیر می‌شود که در ادامه به تفصیل مورد بررسی قرار خواهند گرفت.

(1) ناحیه UCHAZ: بیشینه دمایی که این ناحیه در طول فرایند RSW تجربه می‌کند، از Ac3 عبور کرده و طبق شکل (8)، در پایان آخرین پالس جوشکاری دما به محدوده‌های بالایی ناحیه آستنیت (فراتر از 1200 درجه سانتی‌گراد) می‌رسد و ماده کاملاً آستنیته می‌شود. سپس، در طول سیکل سرمایش سریع، به دلیل سرد شدن غیرتعادلی، مارتنزیت از فاز مادر آستنیت تشکیل می‌شود. همان‌طور که در جدول 3 نشان داده شده، آستنیت در دماهای حدود 885 درجه سانتی‌گراد Ac3 تا 1490 درجه سانتی‌گراد (لیکوئیدوس) پایدار است، که این مقدار توسط نرم‌افزار JMatPro® [27] تخمین زده شده است. در دماهای نزدیک به Ac3، پدیده رشد دانه تشدید می‌شود و با افزایش دما، رشد دانه‌ها در دانه‌های تبلور مجدد یافته اتفاق می‌افتد. بنابراین، به دلیل گرادیان دمایی از FZ به سمت نواحی خنک‌تر (الکترودهای خنک‌شده با آب و فلزپایه، یک گرادیان اندازه دانه به وضوح مشاهده می‌شود. این تغییرات اندازه دانه سبب ایجاد زیر نواحی HAZ با اندازه دانه ریز و درشت می‌شود که پیش‌تر در تحلیل شکل (9) ذکر گردید. به عبارت دیگر، با توجه به مراحل گرمایش و سرمایش تجربه‌شده، UCHAZ به زیر نواحی FGHAZ و CGHAZ تقسیم می‌شود. در نزدیکی FZ، بالاترین دمای تجربه‌شده در طول جوشکاری باعث ایجاد دانه‌های بزرگ آستنیت می‌شود که سپس به مارتنزیت‌های صفحه‌ای درشت تبدیل می‌شوند، همان‌طور که در شکل (10-ب 1 و 2) نشان داده شده است.



شکل11-شماتیک نحوه تشکیل CGHAZ و FGHAZ پس از تبدیل آستنیت به مارتنزیت.

این نوع مارتنزیت صفحه‌ای معمولاً سختی بالایی را از خود نشان می‌دهد. دورتر از مرز FZ، این رشد دانه به دلیل دماهای پایین‌تر محدودتر می‌شود و دانه‌های آستنیت که حین گرمایش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

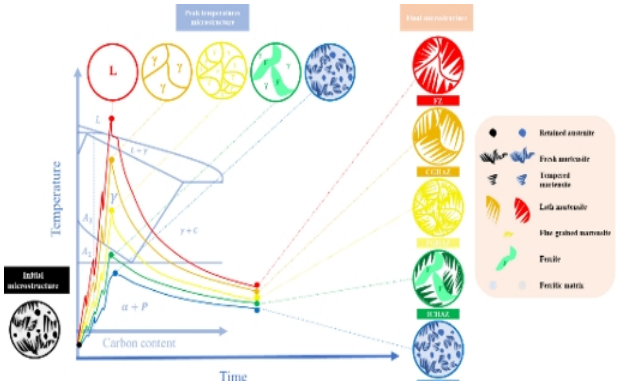
تشکیل شده‌اند، ریزتر می‌شوند؛ بنابراین، پس از سرد شدن سریع در طول سیکل سرمایش، همان‌طور که در شکل (10-پ 1 و 2) نشان داده شده، به مارتنزیت ریزدانه تبدیل می‌شوند. شکل (11) مکانیسم تشکیل ریزساختار در CGHAZ و FGHAZ را به صورت شماتیک نشان می‌دهد.

ناحیه متاثر از حرارت میانی (ICHAZ): شکل (10-ت 2 و 3) ریزساختار ICHAZ را نشان می‌دهد که از ترکیب فازهای فریت و مارتنزیت تشکیل شده است. این ناحیه در طول جوشکاری دمایی در محدوده بین Ac1 و Ac3 را تجربه می‌کند، همانطور که در کانتور دمایی شکل (8 الف) و منحنی مربوطه در شکل (8 ب) مشاهده می‌شود. پس از عبور از دمای بحرانی Ac1، آستنیته شدن جزئی اتفاق می‌افتد و ریزساختار فلزپایه (BM) به فریت و آستنیت تبدیل می‌شود. سپس، آستنیت با سرد شدن سریع در مرحله سرمایش به مارتنزیت تبدیل می‌شود، که منجر به ایجاد یک ریزساختار دو فازی در این ناحیه می‌شود. سرعت سرمایش در ICHAZ کمتر از UCHAZ است (شکل (8 ب))، اما به دلیل مقدار بالای کربن معادل (CE) آلیاژ، تمایل آستنیت برای تبدیل به مارتنزیت زیاد است؛ بنابراین، استحاله آستنیت به مارتنزیت حتی در نرخ‌های خنک‌کننده پایین‌تر نیز ممکن است رخ دهد. با این حال، با حرکت از FZ به سمتBM ، کسر حجمی فاز مارتنزیت کاهش می‌یابد، همانطور که در شکل (10 ت (1)) مشاهده می‌شود، که این کاهش ناشی از کاهش کسر حجمی آستنیت در ناحیه دو فازی به دلیل کاهش دمای تجربه‌شده است [22].

ناحیه متاثر از حرارت پایینی (SCHAZ): براساس شکل‌های (8) و (9)، دمای پیک این ناحیه زیر دمای بحرانی Ac1 است، بنابراین شرایط برای وقوع دگرگونی فازی فراهم نیست و در نتیجه هیچ استحاله‌ای در این ناحیه رخ نمی‌دهد. با این حال، دمای بیشینه در این ناحیه به اندازه کافی بالا است که می‌تواند مارتنزیت تازه موجود در ریزساختار فلز پایه را بازپخت کند، چرا که مارتنزیت تازه به لحاظ ترمودینامیکی ناپایدار است. سه دلیل برای ناپایداری مارتنزیت تازه عبارتند از:

- شبکه BCT اعوجاج‌یافته ناشی از حلالیت فوق اشباع کربن،
- چگالی بالای دوقلوها، مرزهای دوقلویی و نابجایی‌ها،
- انرژی سطحی مربوط به سطح آزاد صفحات مارتنزیت [28].

شکل (10-ث 2و 3) مرز تشکیل‌شده بین ICHAZ و SCHAZ را نشان می‌دهد.



شکل12-یک شماتیک مقایسه‌ای از استحاله‌های فازی و تشکیل ریزساختار در ناحیه‌های مختلف جوش در حین جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی فولاد QP980 با ادغام نتایج شبیه‌سازی (شرایط سینتیکی که بر آلیاژ تحمیل می‌شود ناشی از سیکل حرارتیRSW) و ترمودینامیکی آلیاژ (نمودار فازی).

3-5- میکروسختی

شکل (13) پروفیل سختی نمونه‌های جوش‌داده شده با جریان 8 کیلو آمپر را برای هر دو فولاد پوشش دار و بدون پوشش نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که FZ نمونه پوشش داده شده سختی کمتری نسبت به نمونه بدون پوشش دار نشان می‌دهد. این مشاهدات با یافته‌های گزارش شده در یک مطالعه بر روی RSW ورق‌های فولادی پوشش دار و بدون پوشش TRIP800 مطابقت دارد [30]. علت امر می‌تواند به سبب توزیع و ذخیره بیشتر گرما در قطعه پوشش دار به سبب هدایت حرارتی بیشتر باشد که اندکی سبب بهسازی ساختار شده و سختی را کاهش داده استاین نمونه متناظر با شرایط گرمای ورودی متوسط است. مسیر پروفیل سختی از فلزپایه شروع شده و پس از عبور از ناحیه‌های مختلف HAZ به مرکز دکمه جوش می‌رسد. همانطور که قبلاً بحث شد، به دلیل اینکه بیشینه دمای تجربه شده این منطقه در طول سیکل حرارتی RSW کمتر از Ac1 است، صرفا بازپخت مارتنزیت در این محدوده انجام می‌شود. از این رو انتظار می رود با عبور از SCHAZ پدیده نرم شدن رخ دهد اما در نمونه مورد بررسی این پدیده

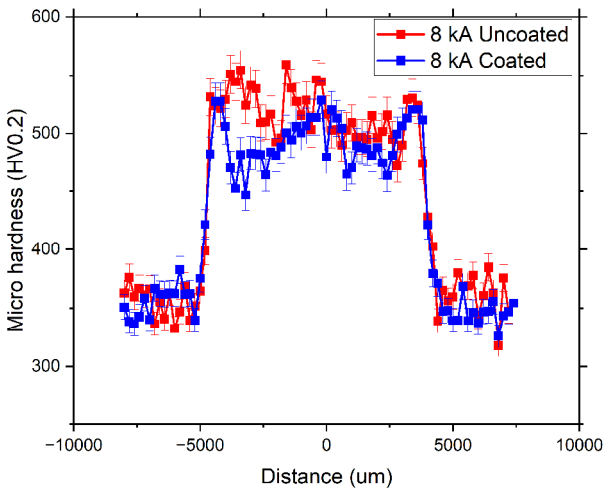
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

رخ نداده است.

با افزایش جریان جوشکاری، مقدار گرمای ورودی طبق قانون ژول افزایش می‌یابد که این امر گرما و زمان بیشتری را برای بازپخت مارتنزیت فراهم می‌کند [28].

بنابراین، انتظار می‌رود که در نمونه‌های جوشکاری شده با جریان‌های بیش از 8 کیلو آمپر نرم‌شدگی در SCHAZ حاصل شود. چندین گزارش وجود دارد [28،31،32] که نشان می‌دهد تاریخچه حرارتی و ترمومکانیکی آلیاژ تحت تأثیر گرما و فشار در طول چرخه ترمومکانیکی RSW ممکن است باعث افزایش چگالی نابجایی‌ها همراه با رسوب عناصر آلیاژی شود.

این پدیده‌های همزمان ممکن است اثر نرم کنندگی را خنثی کنند. همچنین مقدار کم مارتنزیت تازه در ریزساختار اولیه BM حساسیت به پدیده نرم شدن را کاهش می‌دهد [7]. با این حال، پدیده نرم شدن ممکن است در شرایط گرمای ورودی بالا تجربه شود. با ورود به ICHAZ همانطور که قبلاً گفته شد به دلیل ساختار دوفازی فریت و مارتنزیت، پروفیل سختی روند افزایشی پیدا می‌کند.



شکل 13-پروفیل میکروسختی نمونه‌های پوشش داده شده و بدون پوشش، جوش داده شده توسط جریان الکتریکی 8 کیلو آمپر.

در شکل (10 ت (2) و (3)) نشان داده شد که با حرکت درون ICHAZ به سمت نواحی که حرارت بیشتری را تجربه کرده‌اند و سریع تر خنک شده اند، کسر حجمی مارتنزیت افزایش می‌یابد به همین سبب این امر علت افزایش سختی حین حرکت درون ICHAZ به سمت مرکز دکمه جوش است. افزایشی که با شیب زیاد ناگهانی رخ می‌دهد و پس از رسیدن به ناحیه UCHAZ پروفیل سختی روند ثابتی می‌رسد به طوری که می‌توان گفت پس از طی مسیر پروفیل تا مرکز دکمه جوش تغییر محسوسی در میانگین سختی ایجاد نمی‌شود که نشان می‌دهد سختی مارتنزیت موجود در FZ تفاوت معنی داری با مارتنزیت موجود در UCHAZ ندارد.

3-6-تشکیل ناگت و رشد آن

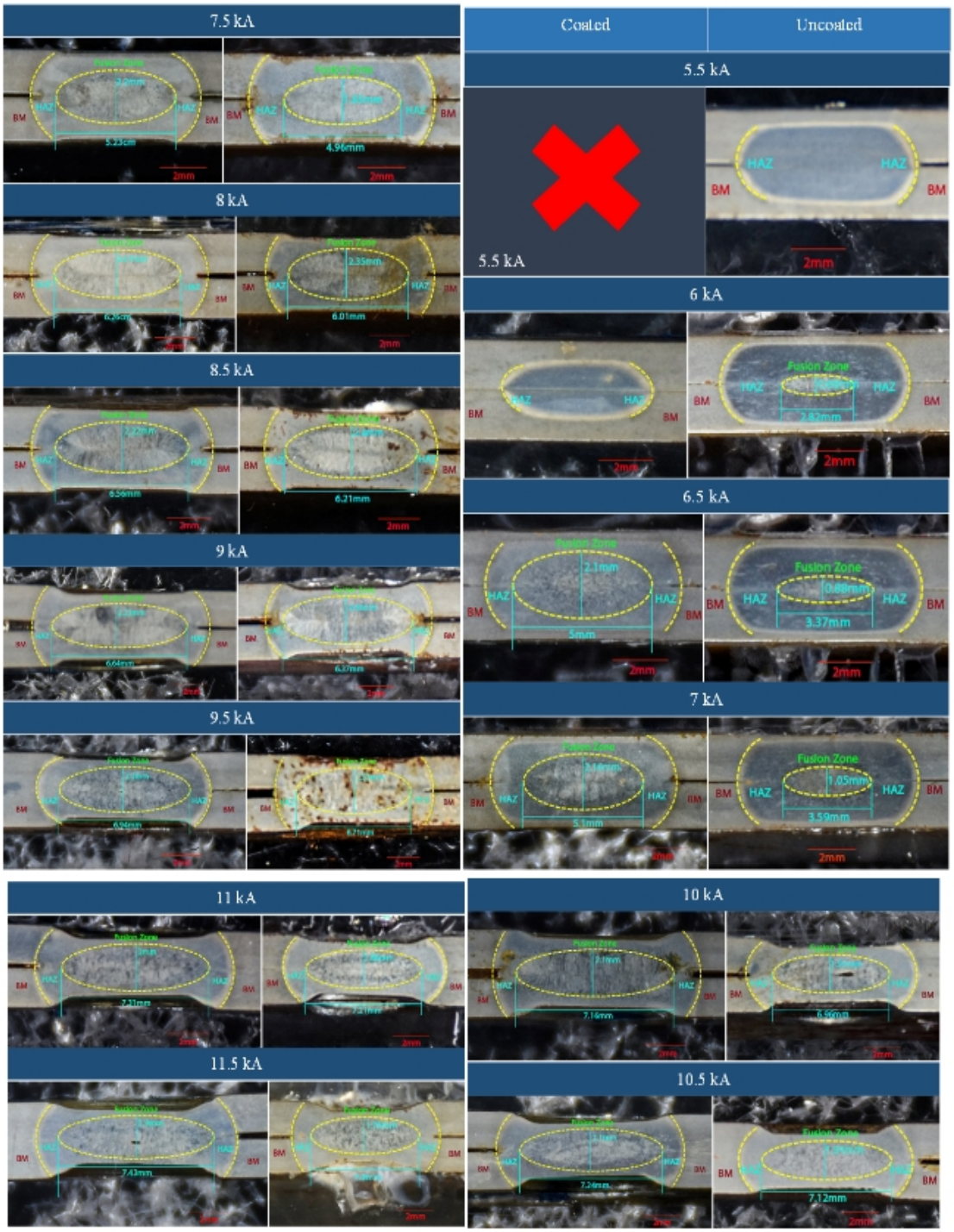
شکل (14) تصاویر درشت ساختاری مقاطع نمونه‌های جوش‌داده‌شده از هر دو نوع فولاد پوشش‌دار و بدون پوشش QP980 را برای جریان‌های جوشکاری مختلف نشان می‌دهد. برای نمونه‌های جوشکاری شده با جریان 5,5 کیلوآمپر، هیچ پیوندی در نمونه پوشش‌دار مشاهده نمی‌شود و در نمونه بدون پوشش، گرمای تولید شده تنها منجر به تشکیل یک منطقه متاثر از حرارت می‌شود (بدون ذوب). این عدم اتصال در نمونه پوشش‌دار در جریان 6 کیلوآمپر نیز مشاهده شده است، در حالی‌که در نمونه بدون پوشش، دکمه جوش کوچکی در محل تماس ورق‌ها ایجاد می‌شود.

تاخیر در تشکیل دکمه جوش در نمونه‌های پوشش‌دار به دلیل مقاومت الکتریکی کمتر و هدایت حرارتی بالاتر پوشش روی (Zn) است که در ناحیه تماس ورق‌ها قرار دارد. جریان‌های جوش 6,5 کیلوآمپر و بالاتر موجب افزایش قابل توجه اندازه و عرض دکمه جوش در نمونه‌های پوشش‌دار شده که نشان‌دهنده تغییر مکانیزم تشکیل دکمه جوش است.

با افزایش جریان، دکمه جوش‌ها به طور مداوم بزرگتر می‌شوند و در نمونه‌های پوشش‌دار این رشد بیشتر از نمونه‌های بدون پوشش است. این امر نشان‌دهنده تغییر در مکانیزم رشد دکمه جوش است. در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، مقاومت الکتریکی در محل تماس ورق‌ها عامل اصلی تولید حرارت و اتصال است. اما زمانی که پوشش‌هایی مانند روی اعمال می‌شوند، شرایط تغییر می‌کند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]



شکل 14-تصاویر درشت ساختاری برای نمونه‌های جوش داده شده پوشش‌دار و بدون پوشش به انضمام اندازه‌گیری پارامترهای هندسی نمونه‌ها.

با وجود پوشش، مقاومت الکتریکی تماسی در محل تماس کاهش می‌یابد و این امر موجب تاخیر در تشکیل دکمه جوش در نمونه‌های پوشش‌دار می‌شود. اما در جریان‌های 6,5 کیلوآمپر و بالاتر، پوشش به تدریج از بین می‌رود و نقش مقاومت الکتریکی ورق‌ها در تولید حرارت برجسته می‌شود. این تغییر مکانیزم با افزایش ناگهانی عرض دکمه جوش در نمونه‌های پوشش‌دار نشان داده می‌شود. پس از رسیدن به جریان‌های بالاتر، مکانیزم رشد دکمه جوش در نمونه‌های پوشش‌دار تغییر می‌کند و مقاومت الکتریکی ورق‌ها نقش اصلی را در تولید حرارت برای تشکیل دکمه جوش ایفا می‌کند، در حالی‌که در

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

نمونه‌های بدون پوشش، مقاومت الکتریکی در محل تماس ورق‌ها همچنان مسئول تولید حرارت است.

شکل (15) این تفاوت مکانیزم‌ها را به صورت شماتیک نشان می‌دهد. در این شکل، مشاهده می‌شود که در نمونه‌های پوشش‌دار، به دلیل فعال شدن مقاومت الکتریکی ورق‌ها، دکمه جوش به سرعت در عرض رشد می‌کند، در حالی که در نمونه‌های بدون پوشش، رشد دکمه جوش به صورت تدریجی و با افزایش جریان صورت می‌گیرد.

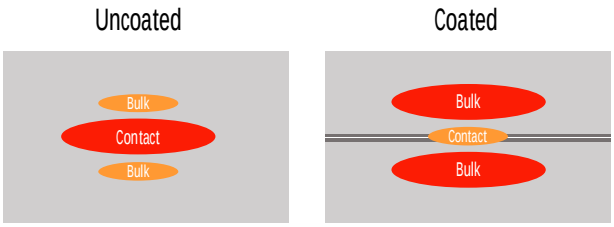
3-7-تست کشش- برش و مد شکست

در تصادفات خودرویی دنیای واقعی، جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای در شرایط بارگذاری پیچیده‌ای قرار می‌گیرند. برای اطمینان از نحوه عملکرد و ایمنی این اتصالات در کاربردهای واقعی، تضمین عملکرد مکانیکی آن‌ها در سناریوهایی که بسیار شبیه تنش‌های دنیای واقعی هستند ضروری است.

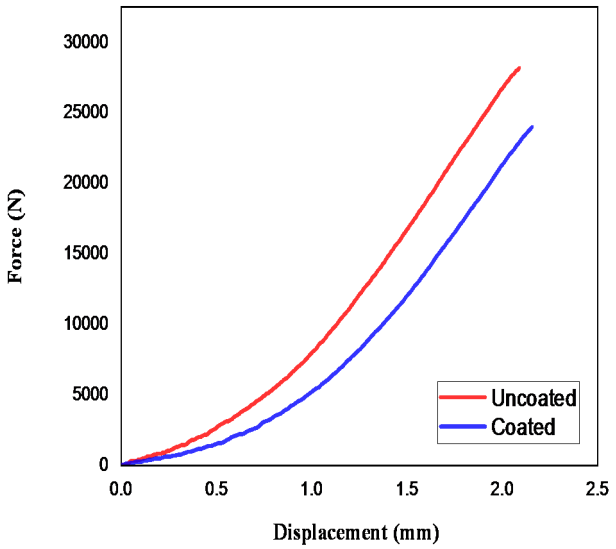
بارگذاری کششی- برشی که مد دوم گسترش ترک را که یک مکانیزم شکست رایج در جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای شبیه‌سازی می‌کند یکی از آزمون‌های مهم به منظور بررسی خواص مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای است. قبلا هندسه یک نمونه استاندارد برای این آزمون در شکل (3) نشان داده شده بود، پس از انجام این آزمون نمودار نیرو – جابجایی حاصله اطلاعات اولیه کمی مورد نیاز برای بررسی عملکرد مکانیکی جوش را فراهم می‌کند.

پارامترهای کلیدی مانند نیروی بیشینه (Pmax)، حداکثر جابجایی (Lmax) و انرژی جذب شده را می‌توان از این منحنی استخراج کرد و برای ارزیابی و تحلیل استحکام و چقرمگی اتصال از آن‌ها استفاده کرد. منحنی نیرو -جابجایی برای نمونه‌های پوشش دار و بدون پوشش جوشکاری شده در حرارت ورودی متوسط (جریان 8 کیلو امپر) در شکل (16) تصویر شده است. منحنی نمونه بدون پوشش در مقایسه با نمونه پوشش دار، عملکرد بهتری را نشان می دهد.

مطابق اعداد گزارش شده در جدول (4) استحکام جوش مربوط به نمونه بدون پوشش 17% بیشتر است در حالی‌که جابجایی بیشینه نمونه بدون پوشش و پوشش دار اختلاف ناچیزی دارند.



شکل 15-مکان‌های تولید حرارت حین جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای در ورق فولادی پوشش‌دار و بدون پوشش QP980 که بر شکل گیری دکمه جوش و مکانیسم رشد آن تاثیر می‌گذارند.



شکل 16-منحنی نیرو-جابجایی نمونه‌های پوشش‌دار و بدون پوشش جوش داده شده در جریان جوش 8 کیلو آمپر.

سطح زیر منحنی بزرگتر برای نمونه بدون پوشش در در شکل (16) نشان دهنده توانایی آن در جذب انرژی قبل از شکست است. این قابلیت جذب انرژی بیشتر یک عامل حیاتی برای اتصالات خودرویی است، زیرا نشان دهنده ظرفیت آن‌ها در تحمل ضربه حین شرایط بارگذاری دینامیکی است.

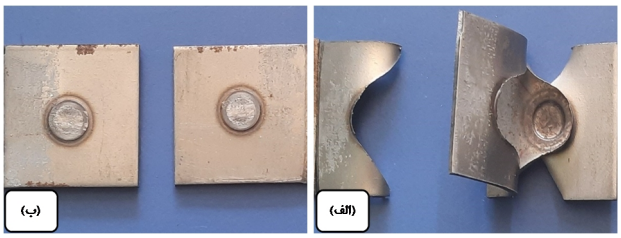
تفاوت‌های مشاهده‌شده در عملکرد مکانیکی بین نمونه‌های پوشش‌دار و بدون پوشش را می‌توان حداقل تا حدی، به تغییرات در پروفیل‌های میکروسختی که در شکل (13) نشان داده شده است نسبت داد. سخت‌تر بودن منطقه جوش (FZ) نمونه بدون پوشش به بالاتر بودن استحکام آن در مقابل نیروهای برشی کمک می‌کند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

جدول4-پارامترهای Pmax و Lmax برای نمونه‌های پوشش داده شده و بدون پوشش جوش داده شده در جریان جوش 8 کیلو آمپر.

	L_{max} (mm)	P_{max} (kN)
بدون پوشش	2/09	28/1
پوشش دار	2/16	24/0



شکل 17-دو مد شکست رایج جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای:
الف- شکست کندگی (PF)، ب- شکست فصل مشترکی (IF).

مد شکست پس از انجام آزمون‌های مخرب استحکام نظیر TS و CT به دو حالت اصلی تقسیم می‌شود: حالت های شکست کندگی (PF) و شکست فصل مشترکی (IF). عوامل حاکم بر حالت شکست پس از آزمون‌های مخرب استحکام برای جوش‌ها را می‌توان به سه ویژگی اصلی طبقه بندی کرد [8،11،33]

-فاکتورهای هندسی: این عوامل شامل قطر و عرض قطعه اندازه منطقه همجوشی، ضخامت ورق و عمق فرورفتگی الکترود است.

- شرایط بارگذاری

-خواص مواد: ترکیب شیمیایی، ریزساختار، و خواص مکانیکی

شکل (17) تصویر دو حالت شکست رایج مشاهده شده در جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای پس از آزمایش کشش - برش را نشان می‌دهد.

اندازه دکمه جوش به عنوان مهم‌ترین عامل هندسی مؤثر بر عملکرد مکانیکی یک اتصال RSW لحاظ می‌شود. در درجه اول توسط این پارامتر توسط عوامل موثر بر گرمای ورودی مانند جریان جوشکاری و زمان جوش کنترل می‌شود. [1].

افزایش جریان به دلیل تولید گرمای بیشتر منجر به تشکیل یک دکمه جوش بزرگتر می‌شود. با این حال، پس از رسیدن به حد اشباع اندازه دکمه جوش، این وابستگی با حصول تعادل حرارتی میان گرمای ورودی و ظرفیت خنک کاری ایجاد شده توسط الکترودهای آبگرد ضعیف می‌شود. این نقطه بحرانی عموما تغییر در حالت شکست از IF به PF را نشان می دهد. مطابق جدول (5) این تغییر مد شکست در جریان جوش 9,5 کیلو آمپر برای نمونه بدون پوشش و جریان 9 کیلو آمپر برای نمونه پوشش دار به دست آمده است. نیاز به جریان بیشتر جوشکاری برای نمونه بدون پوشش را می‌توان به این واقعیت نسبت داد که در جریان‌های معادل، نمونه‌های پوشش دار دکمه جوش بزرگتری دارند و زودتر به قطر بحرانی لازم برای تغییر مد شکست می‌رسند فلذا این تغییر در جریان‌های الکتریکی جوش پایین‌تر حاصل می‌شود.

نمونه‌های جوشکاری شده با استفاده از جریان‌های بالاتر نیز می‌توانند حالت PF را تضمین کند، اما پدیده‌های پاشش مذاب ممکن است در حین جوشکاری با این جریان‌ها رخ دهد. معیار مرسوم‌برای‌تغییر مدشکست در صنایع‌خودروسازی $Dc = 4\sqrt{t_0}$، که در آن Dc قطر قطعه بحرانی و t ضخامت ورق است) پیشنهاد شده توسط ANSI/AWS/SAE [34] است که در بحث پیش‌بینی Dc واقعی برای فولادهای AHSS عموما درست عمل نمی‌کند و این موضوع توسط چندین تحقیق [7،11،28،35] تصدیق شده است.

فرمول محتاطانه‌تر Dc پیشنهاد شده توسط استاندارد صنعتی ژاپن JIS [36] اندازه قطعه بحرانی را در محدوده PF پیش‌بینی می‌کند، اما به طور قابل توجهی بالاتر از مقدار واقعی است و با پاشش مذاب همراه است. فقدان اعتبار در این معیارهای مطرح شده، ناشی از فقدان رویکرد مناسب تحلیل حالت شکست در این فرمول‌ها است. این فرمول‌ها صرفاً فاکتورهای هندسی را در نظر می گیرند و از نقش حیاتی خواص مواد و متالورژی آن غافل می‌شوند. در اصل، مد شکست ناشی از رقابت بین کرنش پلاستیک برشی در FZ، که منجر به IF می‌شود و متمرکز شدن تنش در خارج از FZ است که منجر به PF می‌شود.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

جدول 5-حالت شکست برای نمونه‌های پوشش داده شده و بدون پوشش با جریان های جوش متفاوت.

نمونه‌های پوشش دار							
جریان جوشکاری (kA)	5	5/5	6	6/5	7	7/5	8
پاشش مذاب	-	-	-	-	-	-	-
مد شکست	IF	IF	IF	IF	IF	IF	IF
جریان جوشکاری (kA)	8/5	9	9/5	10	10/5	11	11/5
پاشش مذاب	-	-	*	*	*	*	*
مد شکست	IF	PF	PF	PF	PF	PF	PF
نمونه‌های بدون پوشش							
جریان جوشکاری (kA)	5	5/5	6	6/5	7	7/5	8
پاشش مذاب	-	-	-	-	-	-	-
مد شکست	IF	IF	IF	IF	IF	IF	IF
جریان جوشکاری (kA)	8/5	9	9/5	10	10/5	11	11/5
پاشش مذاب	-	-	-	*	*	*	*
مد شکست	IF	IF	PF	PF	PF	PF	PF

این متمرکز شدن می‌تواند به‌دلیل افزایش کرنش در نواحی با استحکام پایین‌تر، شروع ترک از ناپیوستگی‌هایی مانند بریدگی‌ها و عیوب یا ترکیبی از هر دو، به صورت گلویی شدن و تغییر شکل ناهمگن ظاهر شود [10،37].

در نهایت شکست در مسیری با کمترین مقاومت در برابر تغییر شکل رخ می دهد که برای انتشار ترک به انرژی کمتری نیاز دارد. منظور از "مقاومت" سختی ماده است که به عنوان مقاومت آن در برابر تغییر شکل تعریف می شود و به طور خاص برای فلزات، مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیک است [38] . بنابراین، نسبت عدد سختی بین FZ و مکانی با کمترین سختی که در آن PF رخ می‌دهد (محل شکست کندگی) (PFL) برای رفتار شکست مهم است. نسبت بالاتر باعث ایجاد شکست در خارج از FZ (PF) می شود.

3-8- شکست‌نگاری نمونه‌ها

فولاد QP به سبب مسائل پیشتر مطرح شده تمایل بیشتری به شکست در مد فصل مشترکی نسبت به فولادهای معمولی و متداول خودرویی دارد. تصاویر SEM موجود در شکل (18) سطح مقطع شکست نمونه‌های بدون پوشش با حرارت ورودی کم و متوسط را که شکست فصل مشترکی را تجربه کرده‌اند نشان می‌دهد و شکل (19) مربوط به نمونه‌های نظیر پوشش‌دار است. با توجه به مورفولوژی سطح شکست، این سطح هم مناطقی دارد که شکست نگاری کلیواژ دارند و هم شامل دیمپل‌های کشیده شده است و به نوعی از لحاظ میکروسکوپی مکانیزم شکست نیمه کلیواژ را تجربه کرده است.

پورانوری [39] بیان داشته است که دیمپل‌های کشیده شده بیانگر وقوع مکانیزم تغییر شکل برشی نرم هستند. در این مکانیزم بیشینه نیروی قابل تحمل توسط جوش توسط استحکام برشی دکمه جوش (که با روابطی خطی قابل تبدیل به سختی دکمه جوش است) تعیین می‌شود. در حالی‌که وجود سطح کلیواژ بیانگر رخ داد مکانیزم رشد ترک کلیواژ است که در آن بیشینه نیرو توسط چقرمگی شکست دکمه جوش کنترل می‌شود. مشاهده می‌شود که سهم دیمپل‌ها در شکست نگاری نمونه‌های پوشش دار بیشتر بوده در نتیجه مکانیزم تغییر شکل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

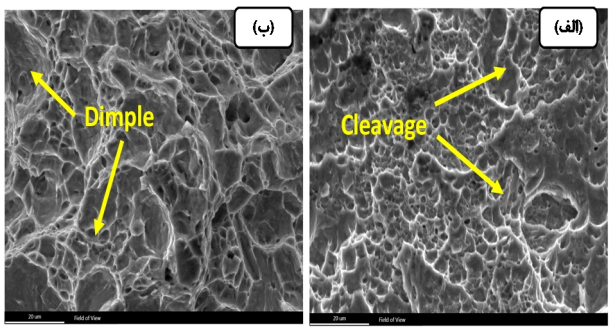
برشی در این نمونه‌ها سهم محسوس تری نسبت به مکانیزم رشد ترک کلیواژ دارد که با توجه به سختی کم‌تر این نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های نظیر پوشش دار امری منطقی به نظر می‌رسد.

در واقع سختی کم‌تر استحکام برشی کم‌تر دکمه جوش را در پی دارد و باعث می‌شود 6 که نیروی بحرانی مورد نیاز برای رخ دادن این مکانیزم در حد کم‌تری نسبت به نیروی مورد نیاز برای رخ دادن مکانیزم رشد ترک کلیواژ قرار بگیرد. پورانوری [7] دو رابطه زیر را برای تعیین نیروی بیشینه حین شکست فصل مشترکی ارائه کرده که با توجه به رویکرد دو مکانیزم توضیح داده شده پیشنهاد شده‌اند:

$$P_{IF} = \frac{\pi}{4} D^2 \tau_{FZ} \quad (5)$$

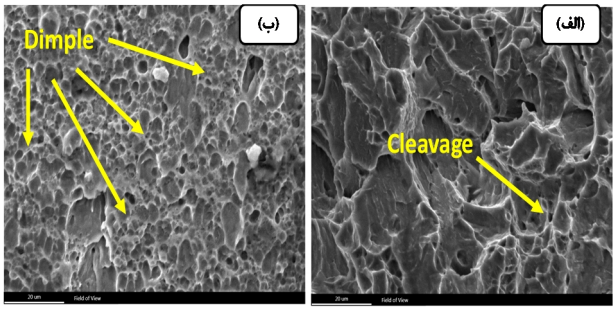
$$P_{IF} = 1.44 D \sqrt{t}\, K_C \quad (6)$$

رابطه (5) مربوط به مکانیزم تغییر شکل نرم برشی است. در این رابطه D قطر دکمه جوش و τ استحکام برشی دکمه جوش است. رابطه (6) مربوط به مکانیزم رشد ترک کلیواژ است. در این رابطه D قطر دکمه جوش، t ضخامت ورق و K چقرمگی شکست دکمه جوش است. بدیهی است که تبعیت بیشینه نیروی تحمل شده از هر کدام از این روابط تعیین کننده سهم هرکدام یک از این دو مکانیزم در ره دادن شکست فصل مشترکی است.

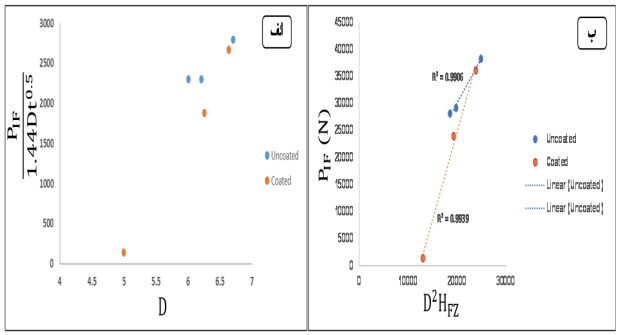


شکل 18-شکست نگاری نمونه‌های بدون پوشش. (الف) مربوط به نمونه با حرارت ورودی کم و (ب) مربوط به نمونه با حرارت ورودی زیاد.

با توجه به رابطه (5) اگر بیشینه نیرو در نموداری برحسب حاصل ضرب مربع قطر دکمه جوش برحسب سختی رسم شود، نموداری خطی حاصل خواهد شد و در مقابل اگر شکست از مکانیزم رشد ترک کلیواژ تبعیت کند در صورت در صورت رسم نمودار تغییرات $\frac{P_{IF}}{1.44D\sqrt{t}}$ بر حسب تغییرات قطر دکمه جوش یا همان D خطی با شیب صفر حاصل خواهد شد زیرا عبارت مذکور مطابق رابطه (6) برابر چقرمگی شکست دکمه جوش است که عددی ثابت است و با ویژگی‌های هندسی جوش تغییر نمی‌کند. در شکل (20) این نمودارها برای نمونه‌های بدون پوشش و پوشش‌دار ترسیم شده است.



شکل 19-شکست نگاری نمونه‌های پوشش دار. (الف) حرارت ورودی کم. (ب) حرارت ورودی متوسط.



شکل20-تغییرات نیروی بیشینه با توجه به رویکردهای (الف): رشد ترک کلیواژ و کنترل توسط چقرمگی شکست، (ب): تغییر شکل برشی نرم و کنترل توسط سختی

مشاهده می‌شود که هر دو نمونه‌های پوشش‌دار و بدون پوشش رابطه خطی با سختی دارند. که بیانگر تبعیت از رابطه تغییر شکل برشی نرم برای هر دو نمونه‌های پوشش دار و بدون پوشش است. همچنین نمونه‌های بدون پوشش روند خطی با شیب صفر را در رابطه با چقرمگی شکست از خود نشان می‌دهند که بیانگر این امر است که مکانیزم رشد ترک کلیواژ نیز سهمی در شکست فصل مشترکی نمونه‌ها دارد. امری که پیشتر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

در تفسیر تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها توضیح داده شد و علت آن به سبب سختی کم‌تر نمونه‌های پوشش دار ربط داده شد که باعث می‌شود شکست در این نمونه‌ها بیشتر از طریق مکانیزم تغییر شکل برشی نرم باشد.

4- نتیجه‌گیری

با توجه به کلیه بحث‌های مطرح شده اهم نتایج دریافتی کار به شرح زیر می‌باشد:

- نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که ریزساختار دکمه جوش تشکیل شده از مارتنزیت صفحه‌ای با میانگین سختی 512 ویکرز، ریزساختار منطقه متاثر از حرارت فوق بحرانی تشکیل شده از مارتنزیت با میانگین سختی 515 ویکرز که اندازه بسته‌های مارتنزیتی دارای گرادیان کاهشی از سمت مرزهای دکمه جوش به سمت نواحی با دمای تجربه شده کم تر، ریزساختار منطقه متاثر از حرارت میانی شامل فریت و مارتنزیت با گرادیان کاهش کسر حجمی مارتنزیت از مرزهای منطقه متاثر از حرارت فوق بحرانی به سمت فلز پایه و با سختی متغیر 345 ویکرز تا 425 ویکرز. منطقه متاثر از حرارت پایینی تنها بازپخت مارتنزیت را تجربه کرد اما کاهش سختی قابل توجهی در آن مشاهده نشد.
- وجود و عدم پوشش روی بر ورق اولیه تاثیری بر ریزساختار جوش نداشت.
- وجود پوشش روی موجب کاهش سختی دکمه جوش در نمونه‌های جوشکاری شده پوشش دار به نسبت نمونه‌های بدون پوشش شد.
- بیشینه نیروی تحمل شده برای نمونه‌های بدون پوشش 1/28 کیلونیوتن و برای نمونه‌های پوشش‌دار 24 کیلونیوتن بوده و همچنین تغییر شکل بیشینه برای نمونه پوشش‌دار 2/09 میلی‌متر و برای نمونه‌های بدون پوشش 16/2 میلی‌متر بوده است در نتیجه وجود پوشش روی موجب کاهش استحکام کشش- برش و جذب انرژی جوش‌ها شده است.
- وجود پوشش روی سبب تغییر مکانیزم تشکیل و رشد دکمه جوش شد و منبع اصلی تولید حرارت در حین پروسه جوشکاری مقاومتی را از مقاومت الکتریکی تماسی فصل مشترک ورق/ ورق به مقاومت الکتریکی بالک خود ورق‌ها تغییر داد.
- جریان بحرانی تغییر مد شکست برای نمونه‌های پوشش‌دار 9 کیلو آمپر و برای نمونه‌های بدون پوشش 5/9 کیلو آمپر گزارش شد.
- به سبب تغییر مکانیزم تشکیل و رشد دکمه جوش، نمونه‌های جوشکاری شده پوشش دار پس از تاخیر در تشکیل دکمه جوش، رشد ناگهانی در پارامترهای هندسی تجربه کردند به خصوص در جهت عرضی، در نمونه‌های جوشکاری شده بدون پوشش رشدی متعادل و تدریجی با جریان را تجربه کردند.
- شکست نگاری نمونه‌ها با مد شکست فصل مشترکی شامل سطوح کلیواژ و دیمپل‌های کشیده بود که مطابق بررسی‌ها مکانیزم اصلی شکست در نمونه‌ها پوشش‌دار تغییر شکل برشی نرم و در نمونه‌های بدون پوشش رشد ترک کلیواژ در نظر گرفته شد.

منابع

1-M. Pouranvari, S.P.H. Marashi, Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties, Science and Technology of Welding and Joining 18 (2013) 361–403. https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000120.

2-B. Wang, Q.Q. Duan, G. Yao, J.C. Pang, X.W. Li, L. Wang, Z.F. Zhang, Investigation on fatigue fracture behaviors of spot welded Q&P980 steel, Int J Fatigue 66 (2014) 20–28. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.03.004.

3-Z. Ding, Y. Bing, X.G. Qin, J.C. Duan, W.C. Huang, Z. Mao, Q. Liang, Study on High-Cycle Shear Fatigue Behavior of Two Kinds of Spot-Welded 980 Mpa Ultra-High-Strength Steels, in: S. of A. Engineers (Ed.), Proceedings of the 19th Asia Pacific Automotive Engineering Conference & SAE-China Congress 2017: Selected Papers, Springer Singapore, Singapore, 2019: pp. 1035–1044. https://doi.org/10.1007/978-981-10-8506-2_69.

4-X.D. Liu, Y.B. Xu, R.D.K. Misra, F. Peng, Y. Wang, Y.B. Du, Mechanical properties in double pulse

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]

resistance spot welding of Q&P 980 steel, J Mater Process Technol 263 (2019) 186–197. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.018.
5-C. Fan, B. Ma, D. Chen, G. Deng, H. Wang, D. Ma, Uniaxial compression properties of fusion zone martensite in resistance spot-weld for QP980 steel, Welding in the World 63 (2019) 161–166. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0646-y.
6-C. Fan, H. Wang, D. Ma, Dynamic Compression Properties of the Resistance Spot Welding of High Strength Steels under Varying Temperature Conditions, Advances in Materials Science and Engineering 2021 (2021) 1–9. https://doi.org/10.1155/2021/9953319.
7-N. Nadimi, R. Yadegari, M. Pouranvari, Resistance Spot Welding of Quenching and Partitioning (Q&P) Third-Generation Advanced High-Strength Steel: Process–Microstructure–Performance, Metallurgical and Materials Transactions A 54 (2023) 577–589. https://doi.org/10.1007/s11661-022-06903-y.
8-R. Ashiri, S.P.H. Marashi, Y.D. Park, Weld Processing and Mechanical Responses of 1-GPa TRIP Steel Resistance Spot Welds, Weld J 97 (2018) 157–169. https://doi.org/10.29391/2018.97.014.
9-K. Zhou, L. Cai, Online nugget diameter control system for resistance spot welding, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 68 (2013) 2571–2588. https://doi.org/10.1007/s00170-013-4886-0.
10-N.T. Williams, J.D. Parker, Review of resistance spot welding of steel sheets Part 1 Modelling and control of weld nugget formation, International Materials Reviews 49 (2004) 45–75. https://doi.org/10.1179/095066004225010523.
11-S. Salimi Beni, M. Atapour, M.R. Salmani, R. Ashiri, Resistance Spot Welding Metallurgy of Thin Sheets of Zinc-Coated Interstitial-Free Steel, Metallurgical and Materials Transactions A 50 (2019) 2218–2234. https://doi.org/10.1007/s11661-019-05146-8.
12-J.W. Kim, S.P. Murugan, J.-H. Yoo, R. Ashiri, Y.-D. Park, Enhancing nugget size and weldable current range of ultra-high-strength steel using multi-pulse resistance spot welding, Science and Technology of Welding and Joining 25 (2020) 235–242. https://doi.org/10.1080/13621718.2019.1680483.
13-M. Pouranvari, H.R. Asgari, S.M. Mosavizadch, P.H. Marashi, M. Goodarzi, Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds, Science and Technology of Welding and Joining 12 (2007) 217–225. https://doi.org/10.1179/174329307X164409.
14-E. Geslain, P. Rogeon, T. Pierre, C. Pouvreau, L. Cretteur, Coating effects on contact conditions in resistance spot weldability, J Mater Process Technol 253 (2018) 160–167. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.11.009.
15-C.-W. Ji, I. Jo, H. Lee, I.-D. Choi, Y. do Kim, Y.-D. Park, Effects of surface coating on weld growth of resistance spot-welded hot-stamped boron steels, Journal of Mechanical Science and Technology 28 (2014) 4761–4769. https://doi.org/10.1007/s12206-014-1043-0.
16-O.L. Ighodaro, E. Biro, Y.N. Zhou, Comparative effects of Al-Si and galvannealed coatings on the properties of resistance spot welded hot stamping steel joints, J Mater Process Technol 236 (2016) 64–72. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.03.021.
17-ISO standard, ISO 18278-2:2016; Resistance welding Weldability Part 2: Evaluation procedures for weldability in spot welding, n.d.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.21]