مجله مهندسی مکانیک مدرس، مرداد 1396، دوره 17، شماره 5، ص‌ص 159-165

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

تأثیر حرارت ورودی بر رفتار مکانیکی و تعادل فازی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ نزن دوبلکس 2304

سیدحسن عربی[1]، مجید پورانوری[2*]، مجتبی موحدی[2]

1- دانشجوی کارشناسی‌ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران

2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران

* تهران، صندوق پستی 11365-9466، pouranvari@sharif.edu

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 07 اسفند 1395

پذیرش: 16 فروردین 1396

ارائه در سایت: 11 اردیبهشت 1396

کلید واژگان:

جوش مقاومتی نقطه‌ای

فولاد زنگ‌نزن دوبلکس

تعادل فازی

رفتار مکانیکی

چکیده

این مقاله به بررسی تأثیر حرارت ورودی فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای بر ریزساختار و رفتار مکانیکی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس 2304، به عنوان گزینه‌ای مناسب برای کاربرد در صنایع خودروسازی پرداخته است. نتایج نشان داد که به دلیل سرعت بالای سردشدن در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای تعادل فازی فریت- آستنیت در منطقه ذوب از بین می‌رود و رسوبات نیتریدی در درون دانه‌های فریت تشکیل می‌شود. نتایج نشان داد که درصد آستینت تشکیل شده در دکمه جوش تابع جریان جوشکاری، به عنوان مهم‌ترین متغیر مؤثر بر حرارت ورودی جوش است. افزایش جریان جوشکاری منجر به افزایش درصد آستنیت از 4% تا 18% شد. علاوه‌بر این افزایش جریان جوشکاری منجر به کاهش میزان رسوبات نیتریدی می‌شود. بررسی رفتار مکانیکی جوش‌ها در آزمون کشش- برش نشان داد که افزایش جریان جوشکاری منجر به بهبود ظرفیت تحمل نیرو و قابلیت جذب انرژی جوش می‌شود. بیشینه نیروی قابل تحمل و بیشینه انرژی جذب شده هنگام شکست جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولاد دوبلکس 2304 به ترتیب به 25 کیلونیوتن و 40 ژول رسید که بیانگر جوش‌پذیری بسیار خوب این فولاد است.

Influence of heat-input on mechanical behavior and phase balance of 2304 duplex stainless steel resistance spot welds

Sayyed Hassan Arabi[1], Majid Pouranvari[1*], Mojtaba Movahedi[1]

1- Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

* P.O.B. 11365-9466 Tehran, Iran, pouranvari@sharif.edu

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 25 February 2017
Accepted 05 April 2017
Available Online 01 May 2017

Keywords:
Resistance spot welding
Duplex stainless steel
Phase balance
Mechanical behavior

ABSTRACT

This paper aims at investigating the effect of heat input in resistance spot welding on microstructure and mechanical behavior of 2304 duplex stainless steel, as a promising candidate for automotive application. The results showed that due to rapid cooling rate inherent to resistance spot welding, the ferrite-austenite phase balance is destroyed and nitride-type precipitates are formed within the ferrite grains. The amount of austenite in the weld nugget was a function of welding current, as the most important factor affecting welding heat input. Increasing welding current increased the austenite volume fraction from 4 to 18%. Moreover, the nitride precipitation was reduced upon using higher welding currents. Investigation of weld mechanical performance during the tensile-shear loading showed that increasing welding current enhances both load bearing capacity and energy absorption capability. The maximum achievable peak load and energy absorption of 2304 duplex stainless steel resistance spot welds were 25 kN and 40 J, indicating a superior weldability.

1- مقدمه

امروزه نیاز به افزایش امنیت سرنشینان، کاهش وزن خودرو و در نتیجه کاهش مصرف سوخت و کاهش میزان آلودگی هوا منجر به افزایش استفاده از فولادهای استحکام بالا در صنعت خودروسازی شده است [2,1]. از آن‌جایی که فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای یک فرایند ساخت کلیدی در صنعت خودروسازی است هر ماده‌ای که برای بدنه خودرو انتخاب می‌شود باید جوش‌پذیری مناسبی به این روش داشته باشد [3]؛ بنابراین با توجه به ورود مواد جدید در صنعت خودروسازی بحث جوشکاری این مواد یکی از چالش‌های جدی در این زمینه است. تحقیقات گذشته در زمینه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای جوشکاری فولادهای استحکام بالای پیشرفته نسل اول شامل فولادهای دوفازی[1]، فولادهای مارتنزیتی[2] و تریپ[3] نشان می‌دهد که دو مشکل متالورژیکی عمده در این فولادها عبارتند از:

الف- تشکیل ماتنزیت در منطقه ذوب[4]

گزارش شده است که سرعت سردشدن هنگام جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولادهای کربنی بسته به ضخامت ورق از حدود 3000 درجه سانتی‌گراد بر

[1] Dual phase steel (DP)
[2] Martensitic steel (MS)
[3] Transformation-induced plasticity (TRIP)
[4] Fusion zone

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

S. H. Arabi, M. Pouranvari, M. Movahedi, Influence of heat-input on mechanical behavior and phase balance of 2304 duplex stainless steel resistance spot welds, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 5, pp. 159-165, 2017 (in Persian)

ثانیه در ورق با ضخامت 2 میلی‌متر تا 8000 درجه سانتی‌گراد در ورق‌های با ضخامت 0.8 میلی‌متر تغییر می‌کند [4]. این سرعت‌های سردشدن بالا به دلیل حضور الکترودهای مسی آبگرد، حجم کوچک منطقه ذوب شده و زمان کوتاه این فرایند است [3]. این سرعت سردشدن‌های بالا برای تولید مارتنزیت در دکمه جوش فولادهای استحکام بالای پیشرفته نسل اول و حتی در فولادهای کم کربن نیز کافی است. تشکیل مارتنزیت ترد در دکمه جوش منجر به افت عملکرد مکانیکی جوش می‌شود. از طرف دیگر چون جوش مقاومتی نقطه‌ای دارای یک تمرکز تنش ذاتی در منطقه ذوب است، تشکیل فازهای سخت با چقرمگی شکست پایین مارتنزیت، سبب تشدید شرایط رشد ترک از میان دکمه جوش شده و انرژی شکست افت پیدا می‌کند [5-7].

ب) نرم‌شدگی منطقه متأثر از حرارت[1]

نرم‌شدگی منطقه متأثر از حرارت (کاهش سختی این ناحیه نسبت به سختی فلز پایه[2]) در برخی گریدهای فولادهای دوفازی از قبیل DP780 و DP980 و نیز در فولادهای مارتنزیتی به دلیل تمپر شدن مارتنزیت در فلز پایه در اثر سیکل حرارتی جوش گزارش شده است [8-11]. این امر منجر به تشویق شکست از قسمت نرم منطقه متأثر از حرارت شده و در نتیجه سبب کاهش استحکام جوش می‌شود [8-11-14].

این چالش‌های متالورژیکی حصول یک جوش با خواص مکانیکی مطلوب را در فولادهای استحکام بالای پیشرفته نسل اول با مشکل همراه می‌کند. استفاده از فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس[3] با ریزساختار فریت و آستنیت و ترکیب بسیار خوبی از استحکام بالا و شکل‌پذیری مناسب، رفتار کرنش‌سختی مناسب و قابلیت جذب انرژی بالا در نرخ کرنش‌های بالا و نیز دارا بودن مقاومت به خوردگی عالی به عنوان یک گزینه مناسب برای قسمت‌هایی از بدنه خودرو که نیاز به جذب انرژی بالا هنگام تصادف دارند، مطرح می‌شود [16,15]. این فولادها استحاله مارتنزیتی را حین سیکل‌های حرارتی[4] به همراه ندارند و از این‌رو استفاده از آن‌ها می‌تواند مشکلات مربوط به جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولادهای استحکام بالای پیشرفته را نیز حل کند.

جوشکاری فولادهای دوبلکس نیز با مشخصات متالورژیکی منحصر به فردی همراه است. تعادل فازی فریت و آستنیت و نیز تشکیل رسوب‌های بین‌فلزی از جمله مهم‌ترین پدیده‌های متالورژیکی مطرح در جوشکاری فولادهای دوبلکس است [17-20]. این دو پدیده به هم مرتبط هستند. ریزساختار منطقه ذوب در فولادهای دوبلکس به شدت تابع مقادیر کروم معادل و نیکل معادل است. نشان داده شده است که در صورتی که نسبت کروم معادل به نیکل معادل (محاسبه شده براساس نمودار WRC-1992) بیش از 1.85 باشد، انجماد این فولادها به صورت کاملاً فریتی به پایان می‌رسد [20]. فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس در گستره نسبت کروم معادل به نیکل معادل 2.25-3.5 قرار می‌گیرند. بر این اساس این فولادها ابتدا به صورت 100% فریتی منجمد شده و شکل‌گیری آستنیت از فریت در این فولادها از طریق واکنش حالت جامد تبدیل فریت به آستنیت انجام می‌شود که این واکنش با نفوذ حالت جامد کنترل می‌شود؛ بنابراین زمان در دسترس برای نفوذ تعیین‌کننده میزان پیشرفت واکنش فریت- آستنیت است. این زمان تابع سرعت سرد شدن فرایند جوشکاری است. هر چه سرعت سردشدن فرایند جوشکاری بیشتر باشد، میزان آستنیت تشکیل شده حین استحاله حالت جامد فریت به آستنیت کمتر خواهد بود [20]. عنصر نیتروژن یک عنصر کلیدی در استحاله‌های فازی فولادهای دوبلکس است. افزودن عنصر نیتروژن به دلیل نقش مؤثر آن در پایدارسازی آستنیت به منظور افزایش میزان آستنیت و دست‌یابی به تعادل فازی آستنیت و فریت است [21]، اما در صورت بهم‌خوردن تعادل فازی، وجود نیتروژن می‌تواند منجر به تشکیل نیترید کروم شده که این رسوب‌ها می‌توانند سبب افت خواص مکانیکی و نیز مقاومت به خوردگی می‌شوند [17].

همان‌طور که در بالا یاد شد در جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، سرعت سردشدن بسیار بالاست و تعادل فازی فریت- آستنیت و رسوبات نیتریدی به شدت تحت تأثیر این فرایند قرار می‌گیرند؛ بنابراین با توجه به مطرح بودن فولادهای دوبلکس به عنوان گزینه جدیدی برای استفاده در بدنه خودرو، رفتار متالورژیکی این فولادها حین فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای باید بررسی شود. مطالعات منتشر شده و در دسترس در زمینه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولادهای دوبلکس بسیار محدود است. در تنها کار منتشرشده در زمینه جوش مقاومتی نقطه‌ای فولادهای دوبلکس، رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی جوش فولاد 1Cr21Ni5Ti (یک گرید غیراستاندارد پرکربن، فاقد نیتروژن و حاوی تیتانیوم) بررسی شده است [22,21]. این مقاله به بررسی متالورژیکی و خواص مکانیکی فولاد دوبلکس 2304 به عنوان یک گرید استاندارد کم کربن حاوی نیتروژن می‌پردازد. تأثیر حرارت ورودی بر بالانس فازی، ظرفیت تحمل نیرو و قابلیت جذب انرژی جوش مقاومتی نقطه ای فولاد 2304 بررسی می‌شود.

2- روش تحقیق

در این پژوهش از ورق فولاد زنگ‌نزن دوبلکس از نوع 2304 با ضخامت 1.5 میلی‌متر به عنوان فلز پایه استفاده شده است. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی این فولاد در جدول 1 مشاهده می‌شود.

برای جوشکاری از دستگاه جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای جریان متناوب دارای کنترل‌کننده قابل برنامه‌ریزی[5] و الکترودهای مخروطی شکل کلاس 2 با زاویه 45 درجه و قطر 8 میلی‌متر استفاده شد. مقادیر زمان فشارش[6]، زمان جوشکاری، زمان نگه‌داری الکترود پس از قطع جریان و نیروی الکترود مورد استفاده در این پژوهش در جدول 2 نشان داده شده است.

جریان جوشکاری بین 6-15 کیلوآمپر افزایش داده شده است. حد پایین جریان استفاده شده، متناظر با کمترین جریان لازم برای تشکیل دکمه جوش و حد بالای جریان استفاده شده متناظر با شروع بیرون‌زدگی مذاب شدید است.

جدول 1 ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولاد زنگنزن دوبلکس 2304

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of 2304 DSS

ترکیب شیمیایی (wt. %)					خواص مکانیکی	
C	Mn	N	Cr	Ni	استحکام بیشینه (MPa)	افزایش طول (%)
0.03	1.6	0.15	23.4	4.7	801	22

جدول 2 پارامترهای ثابت جوشکاری

Table 2 Constant parameters of welding

زمان فشردن (s)	زمان جوشکاری (s)	زمان نگه‌داری (s)	نیروی الکترود (kN)
0.8	0.2	0.2	4.5

[1] Heat-affected zone
[2] Base metal
[3] Duplex stainless steel (DSS)
[4] Thermal cycle
[5] Programmable logic controller
[6] Squeeze time

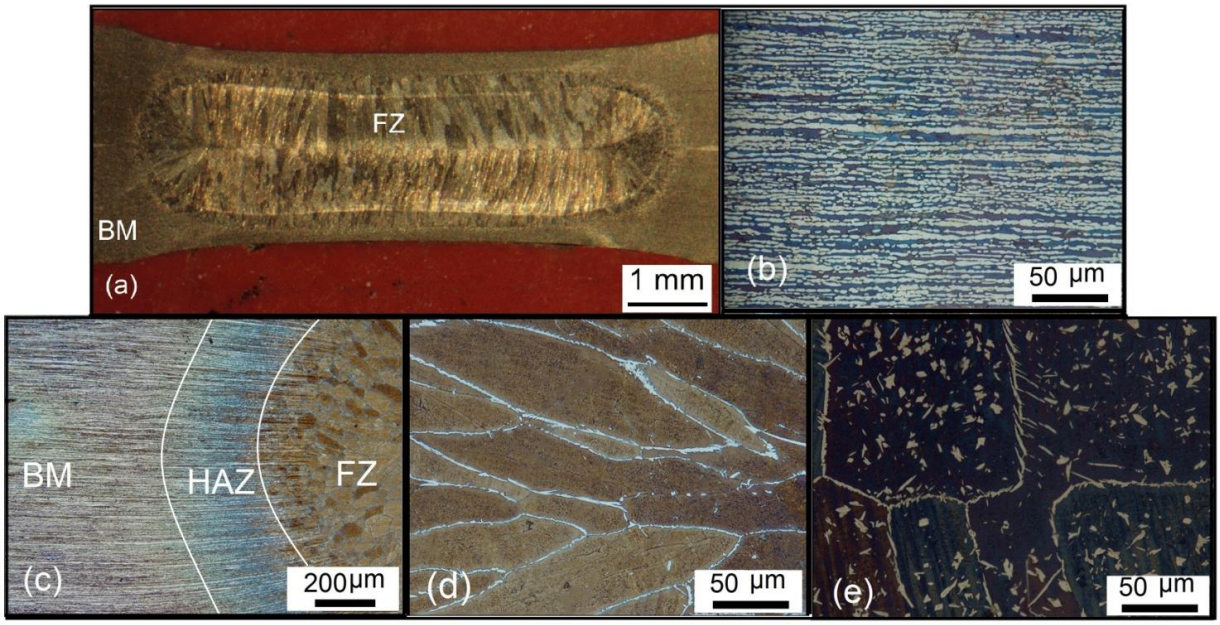

Fig. 1 a- Typical duplex stainless steel resistance spot weld macrostructure, b- Base metal microstructure (Dark and bright phases are Ferrite and Austenite respectively), c- Different regions of duplex stainless steel resistance spot weld, d- Typical microstructure of fusion zone edge, e- Typical microstructure of fusion zone center

شکل 1 الف- ماکروساختار جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس، ب- فلز پایه (فاز تیره، فریت و فاز روشن، آستنیت است)، ج- نواحی مختلف جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس، د- ریزساختار لبه منطقه ذوب، ه- ریزساختار مرکز منطقه ذوب

برای بررسی تأثیرات سیکل حرارتی جوش مقاومتی نقطه‌ای روی ریزساختار فولاد زنگ‌نزن دوبلکس از بررسی‌های متالوگرافی استفاده شد. بدین منظور پس از انجام فرآیند استاندارد متالوگرافی شامل برش، تهیه مانت، سمباده‌زنی و پولیش، از محلول اچ براها[1] برای نمایش فاز آستنیت از محلول اچ کالینگ شماره 1[2] برای نمایش رسوب و از محلول ماربل[3] برای ماکروگرافی استفاده شد. برای محاسبه درصد آستنیت از نرم‌افزار کلمکس[4] استفاده شده است. بدین منظور با فرض یکسان بودن توزیع فازها در بعد سوم در قیاس با تصویر دو بعدی درصد حجمی برابر با درصد سطحی فرض گرفته شد. برای بررسی رفتار مکانیکی این جوش نیز از آزمون کشش- برش[5] طبق استاندارد ANSI/AWS/SAE D8.9-97 [23] و با سرعت 10 میلی‌متر بر دقیقه استفاده شد. داده‌های مکانیکی گزارش شده میانگین مقادیر دو نمونه مورد آزمایش است.

3- نتایج و بحث

3-1- استحاله‌های فازی در منطقه ذوب

شکل 1-a ماکروساختار جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس را نشان می‌دهد که نواحی مختلف جوش در آن دیده می‌شود. در منطقه ذوب به دلیل حرارت تولیدی، فلز پایه[6] دچار ذوب مجدد شده و دارای ساختار انجمادی است که دانه‌های ستونی در آن دیده می‌شود. در شکل 1-b تصویر ریزساختار فلز پایه مشاهده می‌شود که دارای 49.5% آستنیت و 50.5% فریت است و ریزساختار آن دارای دانه‌های کشیده حاصل از نورد است که تحت تأثیر سیکل حرارتی جوشکاری واقع نشده است. در شکل 1-c تصویر ریزساختار منطقه ذوب و منطقه متأثر از حرارت دیده می‌شود. در منطقه متأثر از حرارت، حین سیکل گرمایش، ماده دمایی بالاتر از دمای مرز بین منطقه دوفازی آستنیت- فریت و منطقه تک فازی فریتی را تجربه کرده و وارد منطقه پایداری فریت می‌شود و هنگام سردشدن به دلیل سرعت سردشدن بالای فرایند جوشکاری، واکنش حالت جامد تبدیل فریت به آستنیت به صورت تعادلی انجام نشده و همان‌طور که در شکل 2 با بزرگ‌نمایی بالاتر نشان داده شده است، میزان درصد آستنیت در این منطقه نسبت به فلز پایه کاهش می‌یابد.

براساس ترکیب شیمیایی داده شده در جدول 1 و روابط کروم معادل و نیکل معادل WRC-1992 [20]، نسبت کروم معادل به نیکل معادل 2.67 است که در محدوده فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس قرار می‌گیرد. با درنظرگرفتن مسیر سردشدن از فاز مذاب، ابتدا فاز فریت از مذاب تشکیل شده و ریزساختار تماما فریتی می‌شود. سپس طی یک استحاله حالت جامد فریت به آستنیت تبدیل می‌شود. شکل 1-d تصویر ریزساختار دکمه جوش در نواحی مجاور مرز ذوب و شکل 1-e تصویر ریزساختار مرکز دکمه جوش را نشان می‌دهد. در این تصاویر فازهای روشن فاز آستنیت و فاز تیره رنگ فاز فریت است. مطابق با این شکل دانه‌های فریت و در مرزدانه‌ها فاز آستینت دیده می‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود درصد آستنیت در هر دو موقعیت بسیار کمتر از مقدار تعادلی (50%) است. به‌طور مثال در جریان 10 کیلوآمپر درصد آستنیت در مرکز منطقه ذوب برابر 5.89 و در کنار منطقه ذوب برابر با 5.04 و در جریان 15 کیلوآمپر در مرکز منطقه ذوب این مقدار برابر با 16.65 و در کنار منطقه ذوب برابر با 6.40 است. این امر به دلیل سرعت سرد شدن بسیار بالای این فرایند و فراهم نشدن زمان برای نفوذ است؛ بنابراین تعادل فازی فریت- آستنیت در دکمه جوش از بین می‌رود.

درصد آستنیت در منطقه مجاور مرز ذوب نسبت به مرکز دکمه جوش

[1] Braha
[2] Kalling No. 1
[3] Marble
[4] Clemex
[5] Tensile-Shear test
[6] Base metal

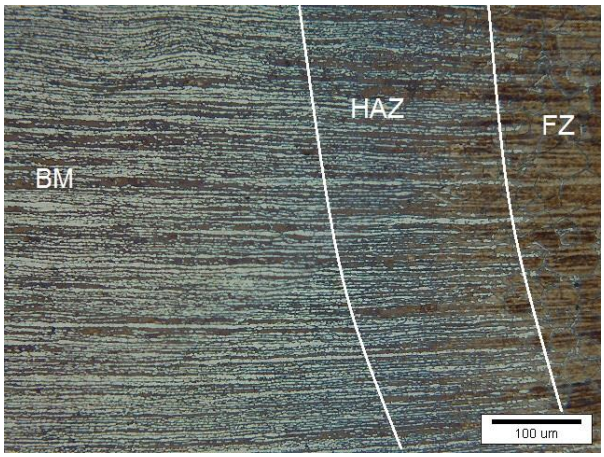

Fig. 2 Heat-affected zone in high magnification showing Austenite solution in Ferrite

شکل 2 منطقه متأثر از حرارت در بزرگ‌نمایی بیشتر که انحلال آستنیت در زمینه فریت را نشان می‌دهد

کمتر است. این امر را می‌توان به کمتر بودن سرعت سردشدن در مرکز دکمه جوش نسبت به مرز ذوب نسبت داد. در واقع به دلیل نزدیک بودن مرز ذوب به الکترودهای مسی آبگرد مکش حرارتی بیشتر بوده و سرعت سردشدن در نواحی مجاور مرز ذوب بیشتر از مرکز جوش است.

علاوه‌بر تفاوت درصد آستنیت در مرکز جوش و نواحی مجاور مرز ذوب، مورفولوژی آستنیت در مرکز جوش با لبه جوش متفاوت است. آستنیت تشکیل شده در مرز ذوب عمدتاً مرزدانه‌ای و آستنیت تشکیل شده در مرکز جوش علاوه‌بر مرزدانه در درون دانه نیز تشکیل شده است. در واقع برای شکل‌گیری آستنیت دو محل وجود دارد؛ داخل دانه‌های فریت و مرز دانه‌های این فاز. اگر در داخل دانه آستنیت تشکیل شود، مکانیزم این فرایند، جوانه‌زنی همگن است که حجم جوانه بحرانی برای تشکیل آستنیت پایدار در این حالت زیاد است، ولی در شکل‌گیری آستنیت در مرز دانه‌ها، جوانه‌زنی ناهمگن است و در نتیجه حجم جوانه بحرانی آستنیت برای شکل‌گیری نسبت به حالت همگن کمتر است [25,24]. در این صورت در مرزدانه‌ها به دلیل کمتر بودن حجم بحرانی، شکل‌گیری آستنیت به تجمع کمتری از عناصر نیازمند است که از این منظر این نواحی محل ترجیحی تشکیل آستنیت هستند. به همین دلیل آستنیت ابتدا در مرز دانه‌ها شکل می‌گیرد. البته اگر زمان برای نفوذ به قدر کافی فراهم شود، داخل دانه‌های فریت نیز حجم بحرانی آستنیت فراهم آمده و درون دانه‌های فریت نیز آستنیت تشکیل می‌گردد. این امر تشکیل آستنیت درون دانه‌ای در مرکز جوش نسبت به لبه جوش را توضیح می‌دهد. اگرچه مرزدانه محل مستعدتری نسبت به درون دانه برای تشکیل آستنیت است، اما همان‌طور که در شکل 1-e مشاهده می‌شود، عمده آستنیت تشکیل شده از نوع درون دانه‌ای است. این امر را می‌توان به اندازه درشت دانه‌های فریت اولیه تشکیل شده حین انجماد در فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای نسبت داد. گزارش شده که اندازه دانه فریت اولیه بر مورفولوژی آستینت تشکیل شده تأثیرگذار است. افزایش اندازه دانه فریت اولیه منجر به افزایش نسبت مساحت ناحیه مستعد تشکیل آستینت درون‌دانه‌ای به مساحت ناحیه مستعد تشکیل آستنیت مرزدانه‌ای می‌شود و در نتیجه تشکیل آستنیت درون‌دانه‌ای تشویق می‌شود [25,24]. علاوه‌بر آستنیت درون‌دانه‌ای و مرزدانه‌ای مقدار بسیار کمی آستینت با مورفولوژی ویدمنشتاتن نیز در برخی از نمونه‌ها مشاهده شد.

3-2- تأثیر جریان جوشکاری بر ریزساختار جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس

جریان جوشکاری طبق رابطه (1) بر حرارت ورودی جوشکاری در جوش مقاومتی نقطه‌ای مؤثر است[4].

$$Q_w = RI^2t \qquad (1)$$

که در این رابطه، Q_w حرارت ورودی جوشکاری، R مقاومت الکتریکی، I جریان جوشکاری و t زمان عبور جریان الکتریکی است. براساس این رابطه با افزایش جریان الکتریکی حرارت تولیدی در منطقه ذوب افزایش یافته، حجم دکمه جوش تشکیل شده افزایش یافته، سرعت سردشدن کاهش یافته و در نتیجه زمان توقف در بالای دمای مؤثر در انجام واکنش نفوذی فریت-آستنیت بیشتر شده و آستنیت بیشتری تشکیل می‌گردد. شکل 3 تأثیر جریان جوشکاری بر درصد آستنیت شکل گرفته در منطقه ذوب این جوش را نشان می‌دهد. مطابق با این نمودار افزایش جریان جوشکاری موجب افزایش درصد آستنیت شده است.

شکل‌های 4-a تا 4-d به ترتیب تصاویر ریزساختار منطقه ذوب در جریان‌های 8 کیلوآمپر، 10 کیلوآمپر، 12 کیلوآمپر و 14 کیلوآمپر است. براساس این تصاویر مشاهده می‌شود که با افزایش جریان جوشکاری، درصد آستنیت از 4% تا 18% قابل تغییر است. همچنین در جریان‌های پایین‌تر آستنیت فقط در مرزدانه تشکیل شده است، اما در جریان‌های بالاتر علاوه‌بر آستینت مرزدانه‌ای، آستینت درون‌دانه‌ای نیز به طور قابل توجهی تشکیل شده است. دلیل این امر بیشتر بودن سرعت سردشدن در جریان‌های پایین است. در جریان‌های پایین‌تر زمان برای نفوذ کمتر فراهم است و فقط امکان جوانه‌زنی ناهمگن در مرزدانه‌ها که حجم بحرانی کمتری دارد، فراهم است. با افزایش حرارت تولیدی در جریان‌های بالا، سرعت سردشدن کاهش می‌یابد که این امر زمان مورد نیاز برای نفوذ عناصر را بیشتر فراهم می‌آورد. پس از حصول ترکیب شیمیایی مورد نیاز برای جوانه‌زنی فاز آستنیت در اثر نفوذ، نیروی محرکه لازم برای تشکیل جوانه همگن نیز فراهم شده و جوانه‌های همگن آستنیت نیز تشکیل می‌گردد که باعث می‌شود که آستنیت بیشتری درون دانه‌های فریت تشکیل شود.

براساس شکل‌های 4-e و 4-f منطقه دکمه جوش حاوی رسوبات بسیار ریزی است. با وجود این‌که شناسایی دقیق این رسوبات نیازمند بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی عبوری است، اما با توجه به مقدار بسیار پایین کربن در

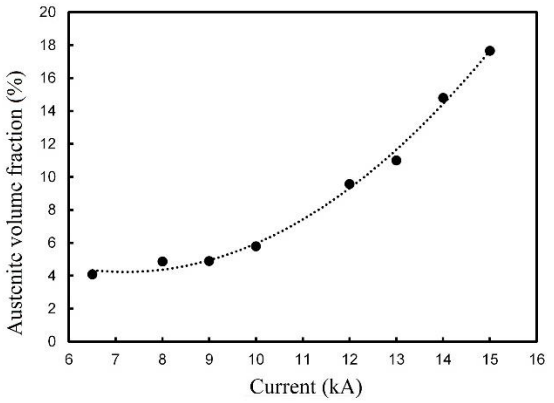

Fig. 3 Effect of welding current on Austenite volume fraction

شکل 3 تأثیر جریان جوشکاری بر کسر حجمی آستنیت

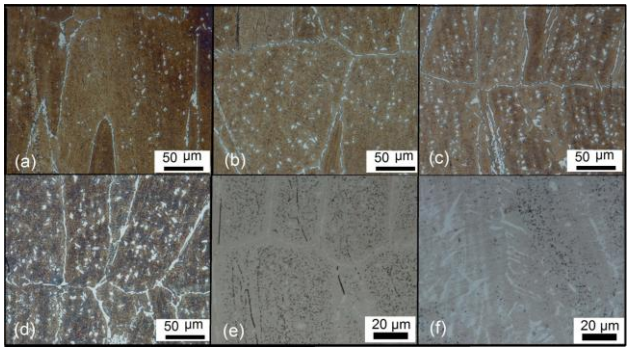

Fig. 4 Effect of welding current on fusion zone microstructure: a- 8 kA, b- 10 kA, c- 12 kA, d- 14 kA, e- Precipitates in fusion zone of 6.5 kA welded sample, f- precipitates in fusion zone of 12 kA welded sample

شکل 4 تأثیر جریان جوشکاری بر ریزساختار منطقه ذوب الف- 8 کیلوآمپر، ب- 10 کیلوآمپر، ج- 12 کیلوآمپر، د- 14 کیلوآمپر، ه- رسوبات موجود در منطقه ذوب در جریان 6.5 کیلوآمپر، س- رسوبات موجود در منطقه ذوب در جریان 12 کیلوآمپر

این فولاد (0.03% وزنی) و وجود مقادیر بالایی از نیتروژن (0.15% وزنی) و کروم (23.4% وزنی) در فلز پایه می‌توان نتیجه گرفت که این رسوبات نیتریدهای غنی از کروم هستند. تحقیقات گذشته نشان می‌دهد که این رسوبات Cr_2N است [20-17].

اختلاف حد حلالیت نیتروژن در فریت و آستنیت به همراه درصد بالای فریت در جوش دلیل اصلی تشکیل رسوبات نیتریدی در فولادهای دوبلکس است. حد حلالیت نیتروژن در آستنیت بسیار بیشتر از فریت است [20]. همان‌طور که مشاهده شد به دلیل سرعت سرد شدن بالای جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای، درصد فریت در دکمه جوش بسیار بالاتر از درصد آستنیت است. در نتیجه میزان نیتروژن موجود در دکمه جوش به دلیل سرعت بالای سرد شدن به صورت بالا اشباع در فریت محبوس باقی می‌ماند. هنگام سرد شدن بیشتر پس از انجام استحاله فریت- آستنیت به دلیل کاهش حد حلالیت نیتروژن در فریت با کاهش دما و وجود بالای کروم در فریت، رسوبات نیترید کروم Cr_2N تشکیل می‌شوند. از آن‌جایی که آستنیت به دلیل حلالیت بالای نیتروژن در آن به عنوان یک جاذب نیتروژن عمل می‌کند، هرچه میزان آستنیت تشکیل شده کمتر باشد، میزان فوق اشباع فریت از نیتروژن بیشتر شده و نیروی محرکه رسوب‌دهی در دماهای پایین افزایش می‌یابد. همان‌طور که با مقایسه شکل 4-d و 4-e مشاهده می‌شود میزان رسوبات تشکیل شده با افزایش جریان جوشکاری و در نتیجه افزایش درصد آستنیت کاهش می‌یابد.

در فواصل نزدیک به فاز آستنیت به دلیل نفوذ نیتروژن به سمت مرزدانه‌های فریت و تشکیل آستنیت در این مناطق، از آن‌جایی که آستنیت جاذب نیتروژن است [20]، میزان نیتروژن موجود در نواحی مجاور آن کاهش می‌یابد و در نتیجه میزان فوق اشباع فریت از نیتروژن کاهش یافته و حین سرد شدن تا دمای اتاق در این محدوده باریکی در مجاورت فاز آستنیت، رسوبی تشکیل نمی‌شود که به این ناحیه منطقه فاقد رسوب[1] اطلاق می‌شود.

3-3- رفتار مکانیکی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس

شکل 5 نمودار نیرو- جابه‌جایی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس را در جریان‌های مختلف نشان می‌دهد. با توجه به این نمودار مشاهده می‌شود که افزایش جریان جوشکاری، تأثیر قابل توجهی بر رفتار مکانیکی جوش‌ها دارد. برای بررسی بهتر این تغییرات اثر جریان جوشکاری بر نیروی بیشینه و انرژی جذب شده تا نیروی بیشینه بررسی می‌شود.

[1] Precipitation-free zone

شکل‌های 6 و 7 به ترتیب تأثیر جریان جوشکاری بر نیروی بیشینه و انرژی شکست را نشان می‌دهد. براساس این نمودار با افزایش جریان جوشکاری، نیروی بیشینه و انرژی شکست جوش ها افزایش می‌یابد. افزایش جریان جوشکاری موجب افزایش قطر دکمه جوش می‌شود. افزایش قطر دکمه جوش به معنای افزایش مساحت ناحیه اتصال است. از آن‌جایی که قطر دکمه جوش فاکتور اصلی کنترل‌کننده خواص مکانیکی جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای است [14,13,3]، افزایش این فاکتور موجب افزایش نیروی بیشینه و قابلیت جذب انرژی جوش ها می‌شود.

افزایش جریان بیش از 15 کیلوآمپر، با بیرون‌زدگی مذاب[2] شدید همراه بود که این امر منجر به فرورفتگی شدید الکترود در ورق می‌شود؛ بنابراین جریان‌های بالاتر از 15 کیلوآمپر مورد آزمون قرار نگرفت. براساس استاندارد AWS D.8.1 [26]، حداقل استحکام قابل قبول جوش‌های مقاومتی نقطه‌ای فولادها در تست کشش- برش به وسیله رابطه (2) بیان شده است.

$$ST = \frac{1}{1000}\{[(-6.3627 \times 10^{-7})(S)^2 + (6.5848 \times 10^{-4})(S) + 1.6737](4)(S)(t^{1.5})\} \quad (2)$$

در آن ST استحکام کششی- برشی جوش نقطه‌ای بر حسب کیلونیوتن، S

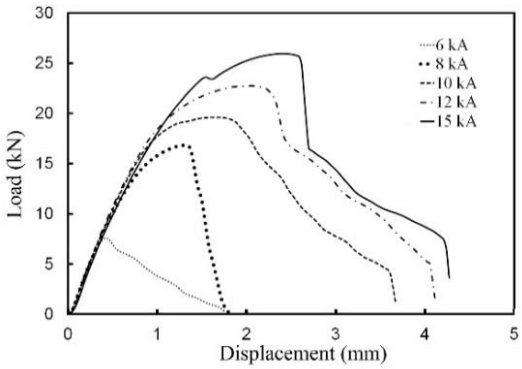

Fig. 5 Load-displacement curves of duplex stainless steel resistance spot weld in different welding current representing mechanical behavior

شکل 5 منحنی‌های نیرو- جابه‌جایی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس در جریان‌های جوشکاری مختلف به عنوان معرف رفتار مکانیکی این اتصال

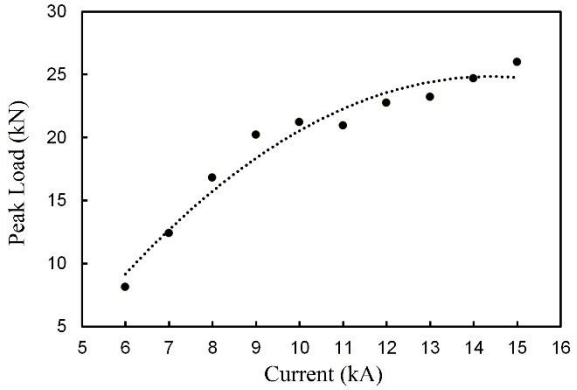

Fig. 6 Effect of welding current on peak load of duplex stainless steel resistance spot weld

شکل 6 تأثیر جریان جوشکاری بر نیروی بیشینه جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس

[2] Expulsion

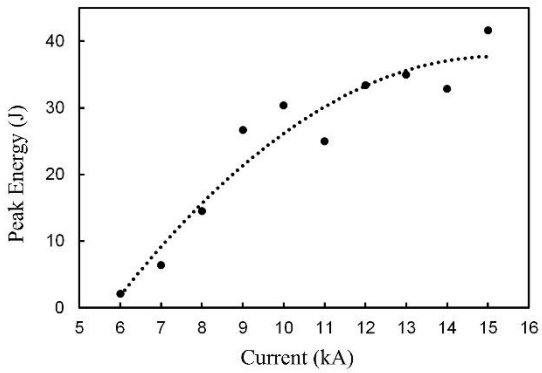

Fig. 7 Effect of welding current on peak energy of duplex stainless steel resistance spot weld

شکل 7 تأثیر جریان جوشکاری بر انرژی جذب شده تا نیروی بیشینه جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس

استحکام کششی فلز پایه برحسب مگاپاسکال و t ضخامت ورق برحسب میلی‌متر است. استحکام کششی فلز پایه حدود 800 مگاپاسکال است؛ در نتیجه حداقل استحکام کشش- برشی جوش‌های نقطه‌ای ورق‌های با ضخامت 1.5 میلی‌متر، برابر 13 کیلونیوتن خواهد بود.

براساس شکل 6 جوشکاری با جریان‌های بیشتر از 7 کیلوآمپر منجر به تولید جوش قابل قبولی می‌شود. حداکثر استحکام جوش به‌دست‌آمده در این تحقیق بسیار بیشتر از حداقل استحکام قابل قبول AWS است که بیانگر جوش‌پذیری بسیار خوب این فولاد است. در انتخاب جریان جوش بهینه علاوه‌بر استحکام مکانیکی باید فاکتورهایی نظیر مصرف انرژی الکتریکی و عمر الکترودها را نیز در نظر گرفت. افزایش بیش از حد جریان منجر به افزایش عمق فرورفتگی الکترود و کاهش عمر الکترودها می‌شود.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش تأثیر سیکل حرارتی بر تعادل فازی و رفتار مکانیکی جوش مقاومتی نقطه‌ای فولاد زنگ‌نزن دوبلکس مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که سرعت سردشدن بالای فرایند جوشکاری مقاومتی نقطه ای منجر به از بین رفتن تعادل فازی فریت و آستنیت و نیز تشکیل رسوبات نیتریدی غنی از کروم می‌شود. افزایش جریان جوشکاری موجب افزایش درصد آستنیت شکل گرفته درمنطقه ذوب تا 18% می‌شود. این افزایش جریان سبب کاهش میزان رسوبات در منطقه ذوب نیز می‌گردد. افزایش جریان جوشکاری منجر به افزایش توام انرژی جذب‌شده و نیروی بیشینه جوش‌ها شد. جوشکاری با جریان بیشتر از 7 کیلوآمپر جوشی با استحکام قابل قبول طبق استاندارد را ایجاد می‌کند.

5- مراجع

[1] B. K. Zuidema, Bridging the Design–Manufacturing–Materials Data Gap: Material Properties for Optimum Design and Manufacturing Performance in Light Vehicle Steel-Intensive Body Structures, *The Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 64, No. 9, pp. 1093-1047, 2012.

[2] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waegler, Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 8, No. 2, pp. 103-117, 2008.

[3] M. Pouranvari and S. P. H. Marashi, critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties, *Science and Technology of Welding And Joining*, Vol. 18, No. 5, pp. 361-403, 2013.

[4] J. E. Gould, S. P. Khurana, T. Li, Prediction of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels, *Welding Journal*, Vol. 85, No. 5, pp. 111-116, 2006.

[5] S. S. Nayak, V. H. Baltazar Hernandez, Y. Okita, Y. Zhou, Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 551, No. 1 pp. 73-81, 2012.

[6] V. H. Baltazar Hernandez, M. L. Kuntz, M. I. Khan, Y. Zhou, Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds, *Science and Technology of Welding And joining*, Vol. 13, No. 8, pp.769-776, 2008.

[7] M. Pouranvari, Susceptibility to interfacial failure mode in similar and dissimilar resistance spot welds of DP600 dual phase steel and low carbon steel during cross-tension and tensile-shear loading conditions, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 546, No. 1, pp.129-138, 2012.

[8] J. P. Kong, T. K. Han, K. G. Chin, B. G. Park, C. Y. Kang, Effect of boron content and welding current on the mechanical properties of electrical resistance spot welds in complex-phase steels, *Materials & Design*, Vol. 54, No. 1, pp.598–609, 2014.

[9] V. H. Baltazar Hernandez, S. K. Panda, Y. Okita, N. Y. Zhou, A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation, *Materials Science*, Vol. 45, No. 6, pp. 1638-1647, 2010.

[10] S. Dancette, V. Massardier-Jourdan, D. Fabregue, J. Merlin, T. Dupuy, M. Bouzekri, HAZ microstructures and local mechanical properties of high strength steels resistance spot welds, *Iron & Steel Institure*, Vol. 51, No. 1, pp. 99-107, 2011.

[11] M. Pouranvari, S. P. H. Marashi, Key factors influencing mechanical performance of dual phase steel resistance spot welds, *Science and Technology of Welding And Joining*, Vol. 15, No. 2, pp. 149-155, 2010.

[12] S. Dancette, D. Fabregue, V. Massardier, J. Merlin, T. Dupuy, M. Bouzekri, Experimental and modeling investigation of the failure resistance of Advanced High Strength Steels spot welds, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78, No. 10, pp. 2259-2272, 2011.

[13] M. Pouranvari, S. P. H. Marashi, Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part I. Controlling factors, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 29-30, pp. 8337-8343, 2011.

[14] M. Pouranvari, S. P. H. Marashi, D. S. Safanama, Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part II: Experimental investigation and model validation, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 29-30 pp. 8344-8352, 2011.

[15] I. Alvarez-Armas, Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloy, *Recent Patents on Mechanical Engineering*, Vol 1, No. 1 pp. 51-57, 2010.

[16] S. Schuberth, E. Schedin, T. Frohlich E. Ratte, Next generation vehicle – engineering guidelines for stainless steel in automotive application, *6th Stainless Steel Science and Market Conference*, Helsinki, Finland, pp. 637–644, 2008.

[17] J. Maetz, S. Cazottes, C. Verdu, X. Kleber, Precipitation and Phase Transformations in 2101 Lean Duplex Stainless Steel During Isothermal Aging, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 47, No. 1, pp. 239-253, 2016.

[18] H. Hemmer, Ø. Grong, A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: Part I. The Model, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30, No. 11, pp. 2915-2929, 1999.

[19] H. Hemmer, Ø. Grong, S. Klokkehag, A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: Part II. Application to electron beam welding, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, No. 3, pp. 1035-1048, 2000.

[20] J. C. Lippold , D. J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, pp. 230-264, New Jersey: Wiley, 2005.

[21] M. Pouranvari, M. Alizadeh-Sh, S. P. H. Marashi, Welding metallurgy of stainless steels during resistance spot welding Part I: fusion zone, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 20, No. 6, pp. 502-511, 2015.

[22] M. Alizadeh-Sh, M. Pouranvari, S. P. H. Marashi, Welding metallurgy of stainless steels during resistance spot welding Part II- heat affected zone and mechanical performance, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 20, No. 6, pp. 512-521, 2015.

[23] Recommended Practices for Test Methods and Evaluation the

Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steels, ANSI/AWS/SAE D8.9-97, *American Welding Society*, Miami, FL, USA 1997.

[24] N. I. A. Haddad, *Development of Microstructure in Duplex Stainless Steel Welds*, Ph.D. Thesis, University of Cambridge, Cambridge, 1989.

[25] A. J. W. Menezes, H. Abreu, S. Kundu, H. K. D.H Bhadeshia, P.M. Kelly, Crystallography of Widmanstätten austenite in duplex stainless steel weld metal, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14, No.1, pp. 4-10, 2009.

[26] Specification for Automotive Weld Quality—Resistance Spot Welding of Steel; AWS D8.1M, *American Welding Society (AWS)*: Miami, FL, USA, 2013.