ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2019;19(7):1733-1740

Investigation of Micromechanical Behavior of Ferrite and Martensite in Dual Phase Steels

ARTICLE INFO

Article Type
Original Research

Authors
Jahanara A.H.[1] ??,
Mazaheri Y.*[1] *PhD*,
Sheikhi M.[1] *PhD*

How to cite this article
Jahanara A.H, Mazaheri Y, Sheikhi M. Investigation of Micromechanical Behavior of Ferrite and Martensite in Dual Phase Steels. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(7): 1733-1740.

[1]Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Bu-Ali Sina University, Hamedan, Iran

Correspondence
Address: Engineering Faculty, Bu-Ali Sina University, Chahar Bagh Shahid Mostafa Ahmadi Roshan, Hamedan, Iran. Postal Code: 6517838695
Phone: +98 (81) 38292509
Fax: +98 (81) 38292631
y.mazaheri@basu.ac.ir

Article History
Received: July 24, 2018
Accepted: January 08, 2019
ePublished: July 01, 2019

ABSTRACT

The aim of this research was to investigate ferrite and martensite micromechanical behavior in dual phase (DP) steels. For this purpose, a low carbon steel with ferrite-pearlite initial structure was cold-rolled up to 80% and annealed at 600 ºC for 20 min and subsequently water quenched. The final processing step involved heating to the intercritical annealing region and holding for 10 min at 760, 780, 800 and 820 ºC followed by water quenching. DP steels consisting different volume fractions of ferrite and martensite and different ferrite grain size were produced. Scanning electron microscopy was supplemented by energy dispersive spectroscopy (EDS) and nanoindentation test to follow microstructural changes and their correlations to the variation in phase's hardness. Nanoindentation study of ferrite and martensite hardening response in the DP microstructures showed that the average ferrite and martensite nanohardness has significantly increased from about 181 to 281 HV10mN and decreased from about 644 to 337 HV10mN with increasing intercritical annealing temperatures from 760 to 820 ºC, respectively. Higher intercritical annealing temperatures resulted in finer and harder ferrite grains in DP microstructures. Martensite nanohardness variation with intercritical annealing temperatures is related to change in its carbon content. By applying the rule of mixtures, the calculated hardness values meet well with the experimental values.

Keywords Dual Phase Steel; Intercritical Annealing; Micromechanical Behavior; Nanoindentation

CITATION LINKS

[1] An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing ... [2] Estimation of phase fraction in dual phase steel using microscopic ... [3] Microstructural characterization in a hot-rolled ...[4] Microstructures of hot-rolled high-strength steels with ... [5] Role of microstructure on edge flangeability of dual ... [6] Effects of microstructure on stretch-flange-formability ... [7] Extracting constitutive stress-strain behavior of microscopic phases ... [8] Local characterization of austenite and ferrite phases ... [9] Individual mechanical properties of ferrite and martensite ... [10] Predicting macroscopic plastic flow of high-performance ... [11] Nanoindentation study of ferrite-martensite dual phase steels ... [12] Separation of size-dependent strengthening contributions ... [13] Computational modeling of the forward and reverse problems ... [14] Evaluating plastic flow properties by characterizing ... [15] Ferrite hardening response in a low alloy ... [16] Effect of prior austenite carbon partitioning ... [17] Experimental and numerical study on geometrically ... [18] Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic ... [19] The effect of intercritical heat treatment temperature on ... [20] Microstructure based prediction of strain hardening behavior ... [21] Properties of thermomechanically processed dual-phase ... [22] Deformation and fracture mechanisms in fine-and ... [23] Modification of rule of mixtures for estimation of the ... [24] Effect of martensite plasticity on the deformation ... [25] Influence of deformation induced ferrite transformation ... [26] Influence of martensite content and morphology ... [27] Mutual mechanical effects of ferrite and martensite ... [28] The effect of microstructure on the deformation ... [29] Processing of a molybdenum-bearing dual-phase ... [30] Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ...

Copyright© 2019, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

بررسی رفتار میکرومکانیک فریت و مارتنزیت در فولادهای دوفازی

امیرحسین جهان‌آراء MSc
گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران
یوسف مظاهری* PhD
گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران
محسن شیخی PhD
گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

چکیده
هدف از این پژوهش، بررسی رفتار میکرومکانیک فریت و مارتنزیت در فولادهای دوفازی بود. بدین منظور یک فولاد کم‌کربن با ساختار اولیه فریتی- پرلیتی تا۸۰% نورد سرد و آنیل متعاقب در دمای ۶۰۰°C به‌مدت ۲۰دقیقه و کوئنچ در آب شد. مرحله پایانی فرآوری شامل گرمایش تا ناحیه بین‌بحرانی و نگهداری در دماهای ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه و کوئنچ در آب بود. فولادهای دوفازی با کسرهای حجمی فریت و مارتنزیت متفاوت و اندازه دانه‌های فریت مختلف تولید شد. تغییرات ریزساختاری و ارتباط آنها با تغییرات سختی فازها به‌کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج توزیع انرژی و آزمون نانوفرورونده بررسی شد. مطالعه نانوفرورونده پاسخ سختی فریت و مارتنزیت در ریزساختارهای دوفازی نشان داد که با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی از ۷۶۰ به ۸۲۰°C متوسط نانو سختی فریت و مارتنزیت به‌ترتیب از ۱۸۱ به ۲۸۱ویکرز افزایش و از ٦٤٤ به ۳۳۷ویکرز کاهش می‌یابد. دماهای آنیل بین‌بحرانی بالاتر به دانه‌های فریت ریزتر و سخت‌تر در ریزساختارهای دوفازی انجامیده است. تغییرات نانوسختی مارتنزیت با دماهای آنیل بین‌بحرانی به تغییرات محتوای کربن مارتنزیت مرتبط شد. با اعمال قانون مخلوط‌ها، مقادیر سختی محاسبه‌شده تطابق خوبی با مقادیر اندازه‌گیری‌شده داشت.

کلیدواژه‌ها: فولاد دوفازی، آنیل بین‌بحرانی، رفتار میکرومکانیک، نانوفرورونده

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۵/۰۲
تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۱۰/۱۸

*نویسنده مسئول: y.mazaheri@basu.ac.ir

۱- مقدمه

هرساله مواد جدیدی با خواص قابل قبول در مقایسه با مواد پیشین توسعه پیدا می‌کنند. این تغییرات معمولاً با تغییر در خواص میکروساختاری مواد ایجاد می‌شوند. فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی یکی از مهم‌ترین گروه‌های فولادهای پیشرفته با استحکام بالا هستند[1, 2]. این نوع فولادها شامل فریت نرم در زمینه و جزایر سخت مارتنزیتی هستند که به‌ترتیب نقش شکل‌پذیری و استحکام‌دهی را در فولاد ایفا می‌کنند. این رفتار را می‌توان معادل رفتار مواد کامپوزیتی که دارای زمینه نرم و فاز تقویت‌کننده هستند در نظر گرفت. چالش‌های اصلی که در صنعت خودروسازی مطرح است، یعنی افزایش ایمنی مسافر، کاهش مصرف سوخت و کاهش هزینه تولید، منجر به افزایش کاربرد فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی در این صنعت می‌شود. فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی به‌دلیل خواص قابل توجهی همچون تسلیم پیوسته، ازدیاد طول یکنواخت بالا، استحکام کششی نهایی بالا و نرخ کارسختی بالا کاربردهای بسیار زیادی در صنعت به‌ویژه صنعت خودروسازی دارند[3]. این خواص مهندسی فولادهای دوفازی توسط پارامترهای میکروساختاری گوناگونی همچون کسر حجمی، توزیع و خواص میکروساختاری فازهای تشکیل‌دهنده تحت تأثیر قرار می‌گیرند.

روش‌های متفاوتی برای بررسی رفتار میکرومکانیک فازهای مجزا در فولادهای دوفازی انجام شده است. بعضی از این روش‌ها شامل سختی‌سنجی ویکرز، محاسبه بر پایه ترکیب شیمیایی، فشار میکروپیلار و آزمایش نانوفرورونده است. روش سختی‌سنجی ویکرز به‌دلیل اندازه دانه‌های ریز موجود در فولادهای دوفازی، با وجود اینکه از کمترین نیروها استفاده شود، برای میکروساختارهایی با مقیاس بسیار کوچک مناسب نیست و نیروی زیادی اعمال می‌کند[4, 5]. اندازه‌گیری خواص براساس ترکیب شیمیایی ذاتاً دارای پیش فرض‌های مبتنی بر نرخ گرمایش و سرمایش فرآیندهای اعمال‌شده است که به‌دلیل کثرت فرآیندهای تولید می‌تواند منجر به خطای بالقوه شود[6]. از طرفی آزمایش فشار میکروپیلار هم قابلیت ثبت پاسخ تنش- کرنش فازهای مجزا را دارد که برای مدل‌سازی اجزای محدود میکروساختارها ارزشمند است[7]. آماده‌سازی نمونه، هزینه، زمان و دقت آزمایش فشار میکروپیلار می‌تواند جزء نقاط ضعف این روش تلقی شود. در این میان اخیراً استفاده از آزمون نانوفرورونده برای تعیین خواص فازهای مجزا در فولادهای دوفازی مورد توجه محققان قرار گرفته است[8-10]. آزمایش نانوفرورونده مشتمل بر فرورفتن یک فرورونده با هندسه و جنس مشخص، با اعمال بار بسیار کم در سطح نمونه مورد آزمایش است. در حین انجام آزمایش، بار اعمالی و عمق نفوذ با استفاده از تجهیزات با دقت بالا، در طی هر دو مرحله بارگذاری و باربرداری ثبت می‌شوند. با توجه به داده‌های ثبت‌شده، منحنی بار برحسب عمق نفوذ تحت شرایط بارگذاری/باربرداری رسم می‌شود. در نهایت با آنالیز مناسب منحنی رسم‌شده و تصویر نقطه اثر فرورونده می‌توان به برخی خواص مکانیکی دست یافت[11]. به‌دلیل عمق و سطح اثر فرورفتگی کم نانوفرورنده، چندین نقطه اثر در یک جزء از ساختار می‌تواند به دست آید و برای تعیین سختی میانگین فازهای مجزا استفاده شود[12]. به‌علاوه اطلاعات به‌دست‌آمده از آزمون نانوفرورونده به‌طور غیرمستقیم می‌تواند برای اندازه‌گیری ضرایب کارسختی بسط داده شود[13, 14] و در پیش‌بینی و مدل‌سازی منطقی منحنی‌های تنش- کرنش به کار گرفته شود [10]. *فریدونی* و *قاسمی‌بنادکوکی*[15]، روی تغییرات سختی فریت در فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی کم‌کربن کم‌آلیاژ تمرکز کردند و گزارش دادند که سختی فریت کاملاً متغیر است و وابستگی به کسر حجمی فریت، مورفولوژی فریت و اثر متقابل فریت با مارتنزیت در میکروساختار دوفازی فریت- مارتنزیت دارد. در یک پژوهش دیگر[16]، اثر توزیع کربن در داخل آستنیت اولیه را روی رفتار میکرومکانیک فاز مارتنزیت در میکروساختار فریت- مارتنزیت دوفازی مطالعه کردند. *کدخداپور* و همکاران[17]، سختی فریت را در فولادهای دوفازی کم‌آلیاژی فریت- مارتنزیت مورد بررسی قرار دادند و گزارش کردند که خواص مکانیکی فریت می‌تواند به‌دلیل اثر سختی موضعی کاملاً متغیر باشد که ناشی از نابه‌جایی‌های ضروری هندسی تولیدشده در داخل دانه‌های فریت به‌عنوان نتیجه‌ای از استحاله مارتنزیتی است. با این وجود در مورد ارتباط بین رفتار میکرومکانیک فازهای مجزا و خواص مکانیکی ماکروسکوپی فولادهای دوفازی، اطلاعات محدودی موجود است[18].

در پژوهش حاضر، با استفاده از آزمون نانوفرورنده به بررسی رفتار میکرومکانیک فازهای مجزای فریت و مارتنزیت در ساختارهای دوفازی پرداخته شده و همچنین ارتباط نانوسختی اجزا با میکروسختی فولاد دوفازی بررسی شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد

فولاد AISI 5115 در این پژوهش در راستای تولید فولادهای دوفازی به کار گرفته شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱، ارائه

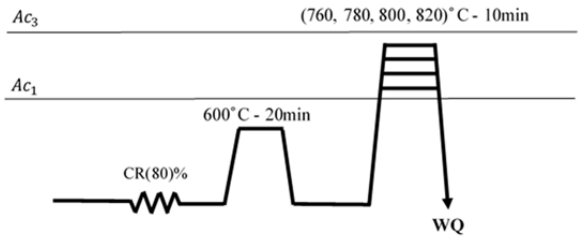
شده است. نمونه‌ها به‌صورت تسمه‌هایی با ابعاد ۶×۳۰×۵۰میلی‌متر مکعب آماده‌سازی شدند.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد AISI 5115 مورد بررسی

Fe	P	S	Cr	Mn	Si	C
باقیمانده	۰/۰۲۵	۰/۰۳۵	۰/۹۵	۱/۱۵	۰/۴	۰/۱۷

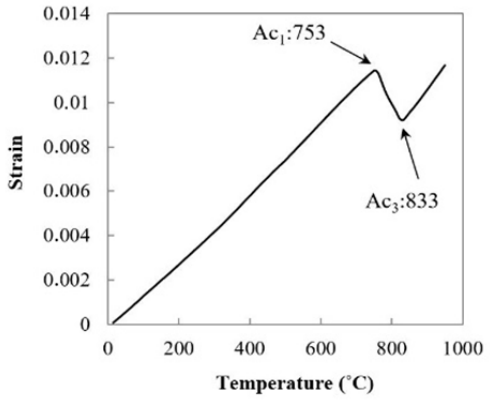
۲-۲- فرآیند ترمومکانیک

ساختار فریتی- پرلیتی اولیه تحت‌نورد سرد ۸۰% و آنیل متعاقب آن در دمای ۶۰۰°C به‌مدت ۲ دقیقه قرار گرفت و سپس در آب کوئنچ شد. به‌منظور جلوگیری از دکربوره‌شدن شدید و محافظت از نمونه‌ها، حین گرمایش از براده‌های چدن استفاده شد. برای دستیابی به میکروساختار دوفازی فریتی- مارتنزیتی، نمونه‌ها را به‌ترتیب در دماهای بین‌بحرانی ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه نگهداری و متعاقباً در آب تا دمای محیط سرد شدند. شماتیک فرآیند ترمومکانیک استفاده‌شده در این پژوهش در شکل ۱ ارائه شده است.



شکل ۱) شماتیک فرآیند ترمومکانیک استفاده‌شده در این پژوهش؛ Ac_1 دمای شروع و Ac_3 دمای پایان تشکیل آستنیت حین گرمایش است؛ WQ کوئنچ در آب و CR نورد سرد است.

همان گونه که در نمودار ۱ نشان داده شده، در این پژوهش دماهای Ac_1 و Ac_3 (به‌ترتیب دمای پایینی و بالایی منطقه دوفازی فریت و آستنیت) به‌کمک آزمون دیلاتومتری تعیین شده است. همچنین با استفاده از معادلات ۱ و ۲ دماهای Ac_1 و Ac_3 به‌ترتیب معادل با ۷۴۳ و ۸۴۹°C محاسبه شد[19] که به‌خوبی با نتایج آزمایشگاهی (Ac_1: ۷۵۳°C و Ac_3: ۸۳۳°C) تطابق دارد.



نمودار ۱) نتایج آزمون دیلاتومتری حین گرمایش پیوسته با نرخ ۱°C/s؛ Ac_1 دمای شروع و Ac_3 دمای پایان تشکیل آستنیت حین گرمایش است.

۲-۳- مشخصه‌یابی

۲-۳-۱- ارزیابی میکروساختاری

نمونه‌های مورد نظر با کاغذهای سنباده از جنس SiC و زبری‌های ۶۰ تا ۳۰۰۰ آماده‌سازی شدند. برای پولیش نمونه‌ها از پودر آلومینای ۵میکرون استفاده شد. نمونه‌ها به‌مدت ۵ثانیه در محلول نایتال ۲% و ۳ثانیه در محلول آبی پتاسیم‌متابیسولفات ۱۰% حکاکی شدند. ارزیابی ریزساختاری نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مدل UNION-7727 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل JEOL-JSM-840A انجام شد. کسر حجمی فازها و اندازه دانه‌ها توسط نرم‌افزار MIP محاسبه شد. همچنین برای اندازه‌گیری محتوای کربن مارتنزیت از میکروسکوپ الکترونی مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی مدل FEI-ESEM Quanta200 استفاده شد.

۲-۳-۲- سختی‌سنجی

سختی نمونه‌ها در مراحل مختلفی توسط دستگاه میکروسختی ویکرز (BUEHLER LTD-60044) با بار ۱۰۰گرم در ۲۰ثانیه و برای هر نمونه حداقل ۷بار سختی‌سنجی صورت گرفت و میانگین حاصل از آن گزارش شد. همچنین برای ارزیابی سختی فازهای تشکیل‌دهنده ریزساختارهای دوفازی (فریت و مارتنزیت) از دستگاه نانوفرورونده مدل NHTX S/N: 01-03119 ساخت شرکت CSM استفاده شد. دستگاه مزبور مجهز به میکروسکوپ نوری با وضوح ۴۰۰۰برابر، میکروسکوپ نیروی اتمی و میز کنترل موقعیت نمونه با دقت ۰/۲۵میکرومتر بود. محدوده بار اعمالی توسط دستگاه ۰/۱ تا ۵۰۰میلی‌نیوتن، دقت اندازه‌گیری بار ۰/۰۴میکرونیوتن، ماکزیمم عمق نفوذ ۲۰۰میکرومتر و دقت اندازه‌گیری عمق ۰/۰۴نانومتر بود. فرورونده دستگاه از جنس الماس و تیپ Berkovich مدل B-J87 بود. آزمون‌ها تا بار ماکزیمم ۱۰میلی‌نیوتن و تحت نرخ بارگذاری و باربرداری ۲۰$mN\ min^{-1}$ انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- میکروساختار

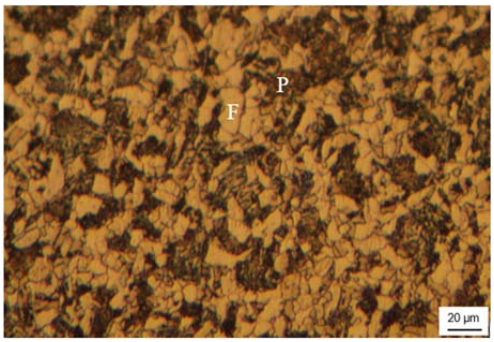
شکل ۲ میکروساختار فولاد اولیه فریتی- پرلیتی را با اندازه دانه فریت تقریباً ۱۵میکرومتر و کسر حجمی فریت ۷۰% نشان می‌دهد. شکل ۳ ساختارهای دوفازی به‌دست‌آمده توسط آنیل بین‌بحرانی میکروساختار دوتایی ۸۰% نورد سردشده را تحت شرایط دمای بین‌بحرانی متفاوت نشان می‌دهد. تصاویر میکروسکوپ نوری،

$$Ac_1(°C) = 751-16.3C-27.5Mn-5.5Cu-5.9Ni+34.9Si+12.7Cr+3.4M \quad (۱)$$

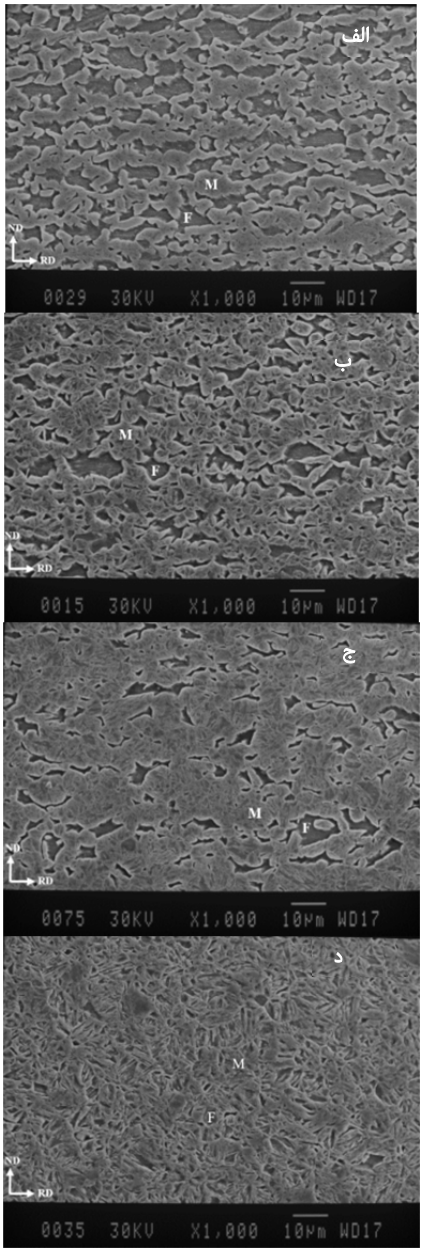
$$Ac_3(°C) = 881-206C-15Mn-26.5Cu-20.1Ni-0.7Cr+53.1Si+41.7V \quad (۲)$$

توزیع یکنواختی از فریت (مناطق روشن) را که با فاز مارتنزیت (مناطق تیره) همراه شده است، نشان می‌دهد. پارامترهای میکروساختاری فولادهای دوفازی در جدول ۲ ارائه شده است. کسر حجمی مارتنزیت به‌طور قابل توجهی، همان‌طور که در شکل ۳ و جدول ۲ مشاهده می‌شود، با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی افزایش یافته است. افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی باعث افزایش کسر حجمی آستنیت شده که بعد از سردکردن در آب به ماتزتنزیت تبدیل می‌شود. بنابراین کسر حجمی مارتنزیت با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی افزایش می‌یابد که محققان دیگر[19-21]، این مورد را گزارش کرده‌اند. متوسط اندازه دانه‌های فریت تولیدشده در میکروساختار دوفازی تحت شرایط متفاوت دمای آنیل بین‌بحرانی در جدول ۲ ارائه شده است. متوسط اندازه دانه فریت نمونه‌ها با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی از ۷۶۰ تا ۸۲۰°C کاهش یافته است که می‌توان کاهش اندازه دانه‌های فریت را با افزایش دمای فرآیند

که منجر به افزایش کسر حجمی ماتنزیت می‌شود، مرتبط دانست[20].



شکل ۲) تصویر میکروسکوپ نوری فولاد اولیه؛ F: فریت، P: پرلیت



شکل ۳) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های دوفازی ۸۰% نورد سردشده و آنیل بین‌بحرانی متعاقب آن برای دستیابی به ساختار دوفازی فریتی- مارتنزیتی در دماهای مختلف؛ الف) ۷۶۰، ب) ۷۸۰، ج) ۸۰۰ و د) ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه و سردکردن در آب؛ F: فریت، M: مارتنزیت

جدول ۲) پارامترهای میکروساختاری فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی

دمای آنیل بین‌بحرانی (°C)	متوسط اندازه دانه فریت (میکرومتر)	کسر حجمی فاز مارتنزیت (%)	محتوای کربن مارتنزیت قانون مخلوط‌ها (%)	محتوای کربن مارتنزیت تعادلی (%) [23]
۷۶۰	۳/۸۳	۶۳	۰/۲۶	۰/۴۹
۷۸۰	۲/۵۱	۷۵	۰/۲۲	۰/۳۸
۸۰۰	۲/۳۱	۸۶	۰/۱۹	۰/۲۸
۸۲۰	۱/۶۷	۹۰	۰/۱۸	۰/۲۰

درصد کربن موجود در فاز مارتنزیت یکی از فاکتورهای کلیدی برای کنترل خواص مکانیکی فولادهای دوفازی است. برای ارزیابی تغییرات استحکام مارتنزیت با دمای آنیل بین‌بحرانی، تعیین‌کردن غلظت کربن لازم است. مشابه با دیگران، محتوای کربن فاز مارتنزیت (C_M) توسط درنظرگرفتن تعادل بین غلظت کل کربن فولاد و فازهای تشکیل‌دهنده محاسبه شد[19, 22]:

$$C = C_F V_F + C_M V_M = C_F(1-V_M) + C_M \quad (۳)$$

یا به‌طور مشابه برای محاسبه درصد کربن فاز مارتنزیت داریم:

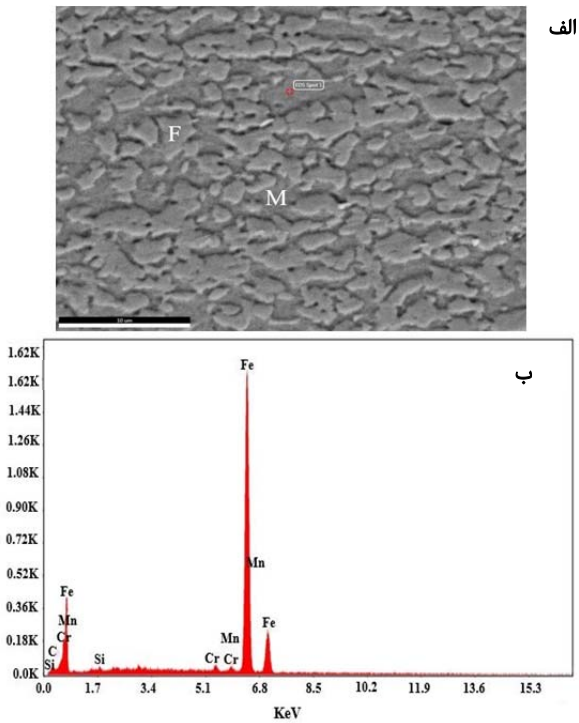
$$C_M = \frac{C - C_F\,(1 - V_M)}{V_M} \quad (۴)$$

که C و C_F به‌ترتیب متوسط درصد کربن فولاد و فاز فریت است. بنابراین با جای‌گذاری مقادیر V_M در رابطه ۳، مقادیر C_M حاصل خواهد شد (با فرض اینکه هیچ گونه سمنتیتی در ریزساختار حضور نداشته باشد). از طرفی مقدار C_M تعادلی[23, 24]، برای مقایسه، محاسبه و در جدول ۲ گزارش شد. دیده می‌شود، درصد کربن فاز مارتنزیت با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی و کسر حجمی مارتنزیت، از هر دو طریق کاهش یافته است و در دماهای بالاتر آنیل بین‌بحرانی، این دو مقدار C_M به یکدیگر نزدیک می‌شوند. دیده می‌شود که روند تغییرات نتایج محاسبه‌شده با استفاده از قانون مخلوط‌ها (رابطه ۴) و نتایج تعادلی به‌دست‌آمده، کاملاً نزدیک به هم هستند، اما به‌صورت دقیق، داده‌های به‌دست‌آمده با هم تطابق ندارند. این نتیجه می‌تواند ناشی از اثرات تغییر شکل سنگین حدود ۸۰% باشد که در هر عبور در دمای دقیقاً بالای Ar_3 منجر به استحاله فریت ناشی از تغییر شکل می‌شود و نرخ جوانه‌زنی در زمینه آستنیت و در مرزدانه را بسیار بالا خواهد برد[25] و از طرفی نیز به‌دلیل حضور عناصر آلیاژی متفاوت در ترکیب شیمیایی فولاد و از این رو تفاوت در دماهای بحرانی A_1 و A_3 است[23].

به‌منظور بررسی دقیق‌تر و اطمینان از صحت نتایج اندازه‌گیری کربن مارتنزیت با استفاده از قانون مخلوط‌ها، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی، محتوای کربن مارتنزیت فولاد دوفازی مورد نظر اندازه‌گیری شد که نتایج حاصل از این آنالیز، تطابق کاملاً خوبی با مقادیر به‌دست‌آمده با استفاده از قانون مخلوط‌ها داشت. نتایج حاصل در شکل ۴ و جدول ۳ نشان داده شده است.

جدول ۳) اطلاعات به‌دست‌آمده از آنالیز تفکیک انرژی در فاز مارتنزیت نمونه آنیل بین‌بحرانی‌شده در دمای ۷۶۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه

عناصر	درصد وزنی	درصد اتمی
کربن	۰/۲۵	۱/۱۴
سیلیسیم	۰/۱۶	۰/۳۱
کروم	۱/۰۹	۱/۱۵
منگنز	۱/۲۹	۱/۳
آهن	۹۷/۱۱	۹۶/۰۳

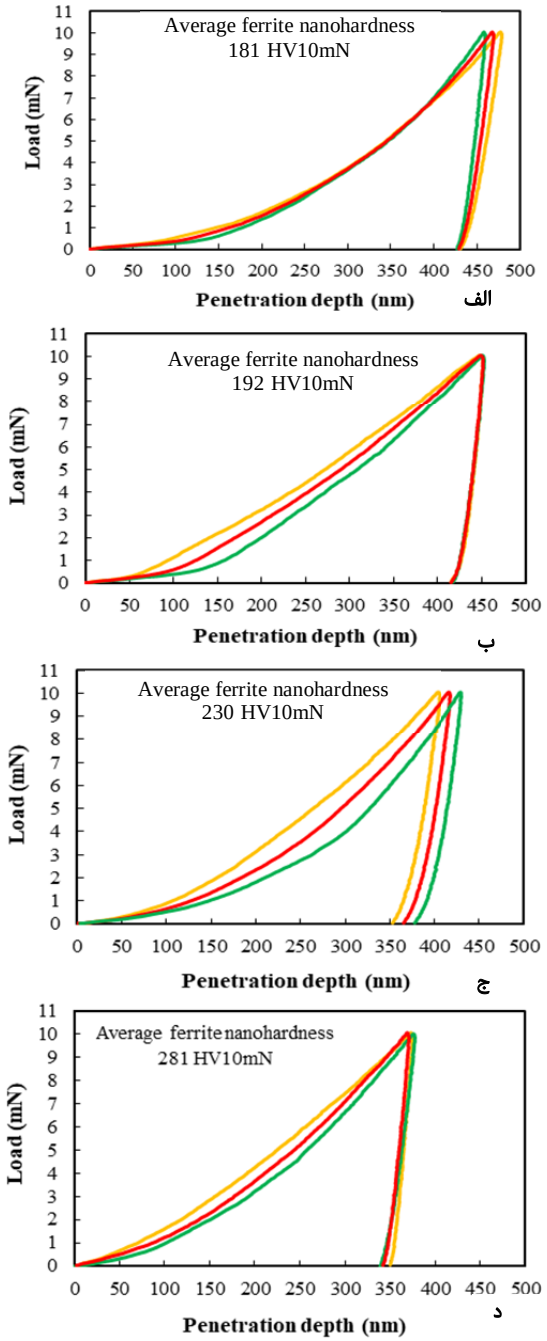


شکل ٤) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و نتایج آنالیز تفکیک انرژی برای اندازه‌گیری مقدار کربن فاز مارتنزیت در نمونه آنیل بین‌بحرانی‌شده در دمای ۷۶۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه؛ الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و ب) نتایج آنالیز تفکیک انرژی برای اندازه‌گیری مقدار کربن فاز مارتنزیت در نمونه آنیل بین‌بحرانی شده در دمای ۷۶۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه؛ F: فریت، M: مارتنزیت

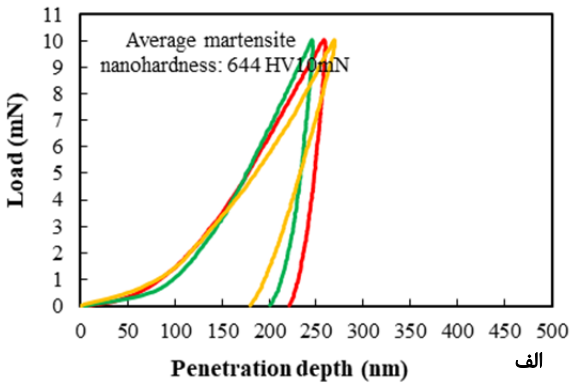
۳-۲- سختی‌سنجی

به‌منظور بررسی سختی جداگانه فازهای فریت و مارتنزیت در میکروساختار دوفازی، آزمون نانوفرورونده انجام‌شده برای هر یک از میکروفازها در نمودارهای ۲ و ۳ ارائه شده است. نمودارهای ۲ و ۳ به‌ترتیب منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ برای فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های دوفازی ۸۰% نورد سرد و آنیل بین‌بحرانی‌شده در دماهای متفاوت ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه را نشان می‌دهند. تفاوت در سختی مواد از اختلاف در عمق نفوذ ماکزیمم مشخص است. برای مقایسه بهتر، مقادیر میانگین نانوسختی مربوطه نیز در بالای هر منحنی ارائه شده است. مقایسه منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ آزمون‌های نانوفرورونده در داخل فریت و مارتنزیت مشخص می‌سازد که اگر چه نیروهای ماکزیمم به‌کارگرفته‌شده برای فریت و مارتنزیت یکسان بوده، اما عمق نفوذ ماکزیمم در فریت کاملاً بیشتر از مارتنزیت بوده که نشان‌دهنده مقاومت تغییر شکل بیشتر مارتنزیت نسبت به فریت است. علاوه بر این، با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی، بیشترین عمق فرورونده برای هر دو فاز فریت و مارتنزیت به‌ترتیب کاهش و افزایش یافت. نتایج حاصل از آزمون نانوفرورونده نشان می‌دهد که با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی، سختی فاز فریت و مارتنزیت به‌ترتیب افزایش و کاهش یافته است.

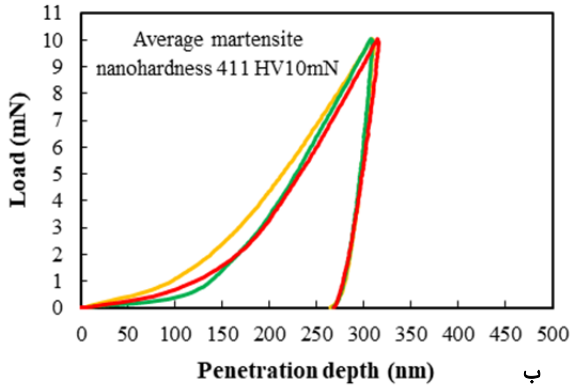
افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی به‌ترتیب باعث افزایش و کاهش در سختی فازهای فریت و مارتنزیت شده است. همان گونه که در نمودار ۴- الف نشان داده شده است، با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی از ۷۶۰ تا ۸۲۰°C، میانگین نانوسختی فریت به میزان چشمگیری از حدود ۱۸۱ به ۲۸۱HV10mN افزایش یافته که براساس رابطه هال- پچ به‌خاطر تغییر میانگین اندازه دانه فریت از ۳/۸۳ به ۱/۶۷میکرومتر است. این نتایج نشان می‌دهد دانه‌های فریت ریزتر تشکیل‌شده در دماهای بالاتر آنیل بین‌بحرانی دارای سختی بیشتری از دانه‌های فریت درشتی هستند که در دماهای پایین‌تر تشکیل شده‌اند. *فریدونی* و *قاسمی‌بنادکوکی*[15] نیز در زمان‌های نگهداری هم‌دمای کوتاه‌تر، دانه‌های فریت ریزتر و سخت‌تری را مشاهده کرده‌اند. از طرفی، همان‌طور که در نمودار ۴- ب نشان داده شده است، متوسط نانوسختی مارتنزیت نیز از ۳۳۷ به ۶۴۴HV10mN با افزایش درصد کربن مارتنزیت از ۰/۱۸درصد وزنی به ۰/۲۶درصدوزنی افزایش یافت. همچنین سایر محققان [16, 19, 26, 27] گزارش کردند که محتوای کربن مارتنزیت با کاهش کسر حجمی مارتنزیت افزایش می‌یابد و منجر به افزایش سختی مارتنزیت در فولادهای دوفازی می‌شود.



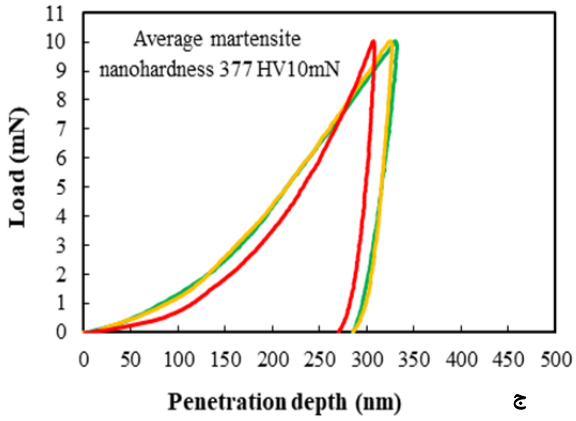
نمودار ۲) منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ حاصل از آزمون نانوفرورونده در فاز فریت و میانگین نانوسختی مربوطه در ریزساختارهای دوفازی ۸۰% نورد سردشده و آنیل بین‌بحرانی‌شده در دماهای مختلف؛ الف) ۷۶۰، ب)۷۸۰ ، ج) ۸۰۰، د) ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه



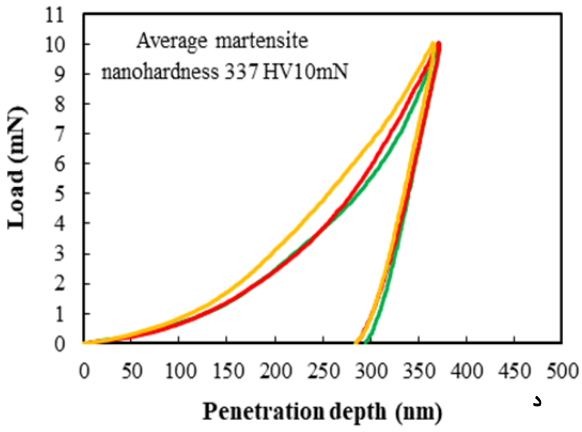
الف



ب

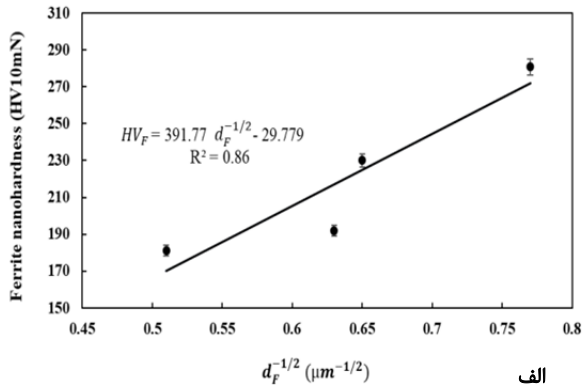


ج

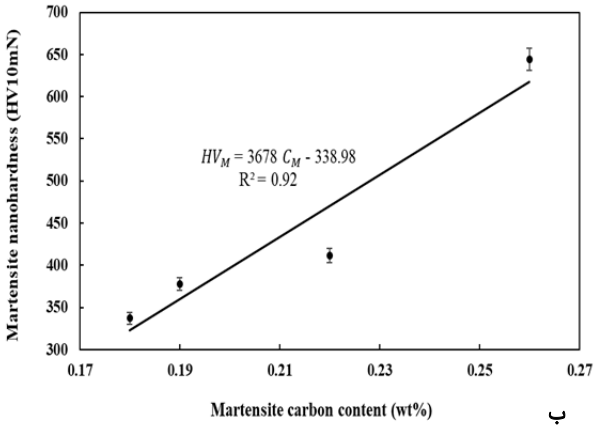


د

نمودار ۳) منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ حاصل از آزمون نانوفرورونده در فاز مارتنزیت و میانگین نانوسختی مربوطه در ریزساختارهای دوفازی ۸۰% نورد سرد شده و آنیل بین‌بحرانی شده در دماهای مختلف؛الف) ۷۶۰، ب)۷۸۰ ، ج) ۸۰۰، د) ۸۲۰°C به‌مدت ۱۰دقیقه



الف



ب

نمودار ٤) تغییرات نانوسختی فریت (HV_F) به‌عنوان تابعی از معکوس جذر اندازه دانه فریت ($d_F^{-1/2}$) و تغییرات نانوسختی مارتنزیت (HV_M) به‌عنوان تابعی از محتوای کربن مارتنزیت (C_M)؛ الف) تغییرات نانوسختی فریت (HV_F) به‌عنوان تابعی از معکوس جذر اندازه دانه فریت ($d_F^{-1/2}$)، ب) تغییرات نانوسختی مارتنزیت (HV_M) به‌عنوان تابعی از محتوای کربن مارتنزیت (C_M)

۳-۳- اعمال قانون مخلوط‌ها

براساس قانون مخلوط‌ها، سختی یک فولاد دوفازی (HV_{DP}) می‌تواند توسط رابطه ۵ نوشته شود:

$$HV_{DP} = V_F HV_F + V_M HV_M \quad (۵)$$

که HV_F و HV_M به‌ترتیب میکروسختی فریت و مارتنزیت هستند. V_F و V_M به‌ترتیب نشان‌دهنده کسر حجمی فاز فریت و مارتنزیت است. کسر حجمی فریت می‌تواند به‌شکل زیر نوشته شود:

$$V_F = 1 - V_M \quad (۶)$$

پس از جایگزینی لازم در معادله ۵، معادله ۷ به دست می‌آید.

$$HV_{DP} = (1-V_M)HV_F + V_M HV_M \quad (۷)$$

که معادل است با :

$$HV_{DP} = HV_F + V_M (HV_M - HV_F) \quad (۸)$$

همان گونه که قبلاً ارائه شد، مقادیر آزمایشگاهی HV_F و HV_M برای فولاد دوفازی حاصل از آنیل بین‌بحرانی در دمای ۷۸۰°C به‌ترتیب حدود ۱۹۲ و ۴۱۱ویکرز اندازه‌گیری شد. با اعمال قانون مخلوط‌ها و جای‌گذاری مقادیر مذکور، مقدار سختی فولاد دوفازی معادل با ۳۵۴ویکرز محاسبه شد که تطابق خوبی با مقدار میکروسختی اندازه‌گیری‌شده (۳۸۰ویکرز) داشت. اعتبارپذیری قانون مخلوط‌ها در پیش‌بینی سختی فولادهای دوفازی در تطابق با نتایج ارائه‌شده توسط محققین دیگر[28, 29] است. این در حالی است که عدم اعتبارپذیری این قانون نیز در بعضی تحقیقات گزارش شده است[23, 30]. براساس نتایج این تحقیقات، خواص مکانیکی

فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی می‌تواند به‌صورت یک معادله غیرخطی توصیف شود و نه‌تنها توسط سختی و کسر حجمی میکروفازها، بلکه توسط متغیرهایی نظیر ضریب انبساط حرارتی متفاوت فازها، ماهیت پیوند بین فازها و روش فراوری مواد کنترل می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، مجموعه‌ای از فولادهای دوفازی با مشخصه‌های میکروساختاری متفاوت توسط آنیل بین‌بحرانی فولاد ۸۰% نورد سردشده با ساختار اولیه فریتی- پرلیتی در دماهای متفاوت ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به‌مدت‌زمان ۱۰دقیقه تولید شد. رفتار میکرومکانیک فازهای مجزای فریت و مارتنزیت در ساختارهای دوفازی و ارتباط نانوسختی اجزا با میکروسختی فولاد دوفازی بررسی شد. نتایج حاصل از این بررسی‌ها به‌صورت زیر هستند:

۱- تحت شرایط متفاوت آنیل بین‌بحرانی، میکروساختار دوفازی شامل فریت تقریباً هم‌محور و توزیع یکنواختی از جزایر مارتنزیتی حاصل شد. اندازه دانه فریت، کسر حجمی مارتنزیت و محتوای کربن مارتنزیت با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی تغییر کرد.

۲. مطالعه نانوفرورونده پاسخ سختی فریت و مارتنزیت نشان داد که با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی، متوسط نانوسختی فریت و مارتنزیت به‌ترتیب از ۱۸۱ به ۲۸۰ویکرز افزایش و از ۶۴۴ به ۳۳۷ویکرز کاهش یافته است. تغییرات نانوسختی فریت و مارتنزیت با دمای آنیل بین‌بحرانی به تغییرات در اندازه دانه فریت و محتوای کربن مارتنزیت ارتباط داده شد.

۳- با اعمال قانون مخلوط‌ها، مقدار سختی فولاد دوفازی حاصل از آنیل بین‌بحرانی در دمای ۷۸۰°C معادل با ۳۵۴ویکرز محاسبه شد که تطابق خوبی با مقدار میکروسختی اندازه‌گیری‌شده (۳۸۰ویکرز) داشت.

تشکر و قدردانی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

تاییدیه‌های اخلاقی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

تعارض منافع: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

سهم نویسندگان: امیرحسین جهان‌آراء (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی (۳۰%)؛ یوسف مظاهری (نویسنده دوم)، روش‌شناس/پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (۴۰%)؛ محسن شیخی (نویسنده سوم)، پژوهشگر کمکی (۳۰%)

منابع مالی/حمایت‌ها: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

منابع

1- Tasan CC, Diehl M, Yan D, Bechtold M, Roters F, Schemmann L, et al. An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. Annual Review of Materials Research. 2015;45:391-431.

2- Kang JY, Park SJ, Suh DW, Han HN. Estimation of phase fraction in dual phase steel using microscopic characterizations and dilatometric analysis. Materials Characterization. 2013;84:205-215.

3- Baudin T, Quesne C, Jura J, Penelle R. Microstructural characterization in a hot-rolled, two-phase steel. Materials Characterization. 2001;47(5):365-373.

4- Misra RDK, Thompson SW, Hylton TA, Boucek AJ. Microstructures of hot-rolled high-strength steels with significant differences in edge formability. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001;32(13):745-760.

5- Chiriac C, Hoydick DP. Role of microstructure on edge flangeability of dual phase 780 steels. International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels (AIST). Warrendale PA: Association for Iron & Steel Technology; 2013. p. 55-61.

6- Hasegawa K, Kawamura K, Urabe T, Hosoya Y. Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. ISIJ International. 2004;44(3):603-609.

7- Williams JJ, Walters JL, Wang MY, Chawla N, Rohatgi A. Extracting constitutive stress-strain behavior of microscopic phases by micropillar compression. JOM. 2013;65(2):226-233.

8- Gadelrab KR, Li G, Chiesa M, Souier T. Local characterization of austenite and ferrite phases in duplex stainless steel using MFM and nanoindentation. Journal of Materials Research. 2012;27(12):1573-1579.

9- Hayashi K, Miyata K, Katsuki F, Ishimoto T, Nakano T. Individual mechanical properties of ferrite and martensite in Fe-0.16 mass% C-1.0 mass% Si-1.5 mass% Mn steel. Journal of Alloys and Compounds. 2013;577 Suppl 1:S593-S596.

10- Choi BW, Seo DH, Yoo JY, Jang JI. Predicting macroscopic plastic flow of high-performance, dual-phase steel through spherical nanoindentation on each microphase. Journal of Materials Research. 2009;24(3):816-822.

11- Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A. Nanoindentation study of ferrite-martensite dual phase steels developed by a new thermomechanical processing. Materials Science and Engineering A. 2015;639:8-14.

12- Delincé M, Jacques PJ, Pardoen T. Separation of size-dependent strengthening contributions in fine-grained dual phase steels by nanoindentation. Acta Materialia. 2006;54(12):3395-3404.

13- Dao M, Chollacoop N, Van Vliet KJ, Venkatesh TA, Suresh S. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. Acta Materialia. 2001;49(19):3899-3918.

14- Kim JY, Kang SK, Greer JR, Kwon D. Evaluating plastic flow properties by characterizing indentation size effect using a sharp indenter. Acta Materialia. 2008;56(14):3338-3343.

15- Fereiduni E, Ghasemi Banadkouki SS. Ferrite hardening response in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. Journal of Alloys and Compounds. 2014;589:288-294.

16- Ghasemi Banadkouki SS, Fereiduni E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. Materials Science and Engineering A. 2014;619:129-136.

17- Kadkhodapour J, Schmauder S, Raabe D, Ziaei-Rad S, Weber U, Calcagnotto M. Experimental and numerical study on geometrically necessary dislocations and non-homogeneous mechanical properties of the ferrite phase in dual phase steels. Acta Materialia. 2011;59(11):4387-4394.

18- Taylor MD, Choi KS, Sun X, Matlock DK, Packard CE, Xu L, et al. Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels. Materials Science and Engineering A. 2014;597:431-439.

19- Movahed P, Kolahgar S, Marashi SPH, Pouranvari M, Parvin N. The effect of intercritical heat treatment

temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets. Materials Science and Engineering A. 2009;518(1-2):1-6.
20- Sodjit S, Uthaisangsuk V. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. Materials & Design. 2012;41:370-379.
21- Sun Sh, Pugh M. Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. Materials Science and Engineering A. 2002;335(1-2):298-308.
22- Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. Acta Materialia. 2011;59(2):658-670.
23- Alibeyki M, Mirzadeh H, Najafi M, Kalhor AR. Modification of rule of mixtures for estimation of the mechanical properties of dual-phase steels. Journal of Materials Engineering and Performance. 2017;26(6):2683-2688.
24- Mazinani M, Poole WJ. Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel. Metallurgical and Materials Transactions A. 2007;38(2):328-339.
25- Hong SC, Lee KS. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel. Materials Science and Engineering A. 2002;323(1-2):148-159.
26- Bag A, Ray KK, Dwarakadasa ES. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 1999;30(5):1193-1202.
27- Ebrahimian A, Ghasemi Banadkouki SS. Mutual mechanical effects of ferrite and martensite in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. Journal of Alloys and Compounds. 2017;708:43-54.
28- Lawson RD, Matlock DK, Krauss G. The effect of microstructure on the deformation behavior and mechanical properties of a dual-phase steel. In: Kot RA, Bramfitt BL, Metallurgical Society of AIME Heat Treatment Committee, ASM/MSD Structures Activity Committee, American Institute of Mining Metallurgical and Petroleum Engineers. Fundamentals of dual-phase steels: Proceedings of a symposium. Kot RA, Bramfitt BL, ASM/MSD Structures Activity Committee, editors. Englewood CO: Metallurgical Society of AIME; 1981. pp. 347-381.
29- Marder AR, Bramfitt BL. Processing of a molybdenum-bearing dual-phase steel. In: Morris JW, Kot RA, editors. Structure and properties of dual-phase steels: Proceedings of a symposium. Englewood CO: Metallurgical Society of AIME; 1979. pp. 242-259.
30- Fereiduni E, Ghasemi Banadkouki SS. Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. Journal of Alloys and Compounds. 2013;577:351-359.