



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

### ARTICLE INFO

#### Article Type

Original Research

#### Authors

Jahanara A.H.<sup>1</sup> ??,  
Mazaheri Y.\*<sup>1</sup> PhD,  
Sheikhi M.<sup>1</sup> 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.

### 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 °C 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 °C 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 °C, 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

<sup>1</sup>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

### 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 ...

## بررسی رفتار میکرومکانیک فریت و مارتنزیت در فولادهای دوفازی

امیرحسین جهان آراء 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-پربیتی تا ۸۰٪ نورد سرد و آنیل متعاقب در دمای ۶۰۰°C به مدت ۲۰ دقیقه و کونچ در آب شد. مرحله پایانی فرآوری شامل گرمایش تا ناحیه بین‌بحرانی و نگهداری در دماهای ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به مدت ۱۰ دقیقه و کونچ 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 به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج توزیع انرژی و آزمون نانو فرورونده بررسی شد. مطالعه نانو فرورونده 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 به ترتیب از ۱۸۱ به ۲۸۱ ویکرز افزایش و از ۶۴۴ به ۳۳۷ ویکرز کاهش می‌یابد. دماهای آنیل بین‌بحرانی بالاتر به دانه‌های فریت ریزتر و سخت‌تر در ریزساختارهای دوفازی انجامیده است. تغییرات نانو سختی مارتنزیت با دماهای آنیل بین‌بحرانی به تغییرات محتوای کربن مارتنزیت مرتبط شد. با اعمال قانون مخلوط‌ها، مقادیر سختی محاسبه شده تطابق خوبی با مقادیر اندازه‌گیری شده داشت.

**کلیدواژه‌ها:** فولاد دوفازی، آنیل بین‌بحرانی، رفتار میکرومکانیک، نانو فرورونده

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<sup>[1, 2]</sup>. این نوع فولادها شامل فریت نرم در زمینه و جزایر سخت مارتنزیتی هستند که به ترتیب 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 به دلیل 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<sup>[3]</sup>. 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 نانو فرورونده است. روش سختی‌سنجی ویکرز

به دلیل 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<sup>[4, 5]</sup>. اندازه‌گیری خواص براساس ترکیب شیمیایی ذاتاً دارای پیش فرض‌های مبتنی بر نرخ گرمایش و سرمایش فرآیندهای اعمال شده است که به دلیل کثرت فرآیندهای تولید می‌تواند منجر به خطای بالقوه شود<sup>[6]</sup>. از طرفی آزمایش فشار میکروپیلار هم قابلیت ثبت پاسخ تنش- کرنش فازهای مجزا را دارد که برای مدل‌سازی اجزای محدود میکروساختارها ارزشمند است<sup>[7]</sup>. آماده‌سازی نمونه، هزینه، زمان و دقت آزمایش فشار میکروپیلار می‌تواند جزء نقاط ضعف این روش تلقی شود. در این میان اخیراً استفاده از آزمون نانو فرورونده برای تعیین خواص فازهای مجزا در فولادهای دوفازی مورد توجه محققان قرار گرفته است<sup>[8-10]</sup>. آزمایش نانو فرورونده 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 ثبت شده، منحنی بار برحسب عمق نفوذ تحت شرایط بارگذاری/باربرداری رسم می‌شود. در نهایت با آنالیز مناسب منحنی رسم شده و تصویر نقطه اثر فرورونده می‌توان به برخی خواص مکانیکی دست یافت<sup>[11]</sup>. به دلیل عمق و سطح اثر فرورفتگی کم نانو فرورونده، چندین نقطه اثر در یک جزء از ساختار می‌تواند به دست آید و برای تعیین سختی میانگین فازهای مجزا استفاده شود<sup>[12]</sup>. به علاوه اطلاعات به دست آمده از آزمون نانو فرورونده به‌طور غیرمستقیم می‌تواند برای اندازه‌گیری ضرایب کارسختی بسط داده شود<sup>[13, 14]</sup> و در پیش‌بینی و مدل‌سازی منطقی منحنی‌های تنش-کرنش به کار گرفته شود<sup>[10]</sup>.

فریدونی و قاسمی‌بنادکوکو<sup>[15]</sup>، 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<sup>[16]</sup>، اثر توزیع کربن در داخل آستنیت اولیه را روی رفتار میکرومکانیک فاز مارتنزیت در میکروساختار فریت-مارتنزیت دوفازی مطالعه کردند. کدخدایی و همکاران<sup>[17]</sup>، سختی فریت را در فولادهای دوفازی کم‌آلیاژی فریت-مارتنزیت مورد بررسی قرار دادند و گزارش کردند که خواص مکانیکی فریت می‌تواند به دلیل اثر سختی موضعی کاملاً متغیر باشد که ناشی از ناهم‌جایی‌های ضروری هندسی تولید شده 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<sup>[18]</sup>.

در پژوهش حاضر، با استفاده از آزمون نانو فرورونده به بررسی رفتار میکرومکانیک فازهای مجزای فریت و مارتنزیت در ساختارهای دوفازی پرداخته شده و همچنین ارتباط نانو سختی 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

۵ میکرون استفاده شد. نمونه‌ها به مدت ۵ ثانیه در محلول نایتال ۲٪ و ۳ ثانیه در محلول آبی پتاسیم متایسولفات 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 ۱۰۰ گرم در ۲۰ ثانیه و برای هر نمونه حداقل ۷ بار 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 GSM استفاده شد. دستگاه مزبور مجهز به میکروسکوپ نوری با وضوح ۴۰۰۰ برابر، میکروسکوپ نیروی اتمی و میز کنترل موقعیت نمونه با دقت ۰/۲۵ میکرومتر بود. محدوده بار اعمالی توسط دستگاه ۰/۱ تا ۵۰۰ میلی‌نیوتن، دقت اندازه‌گیری بار ۰/۰۴ میکرونیوتن، ماکزیمم عمق نفوذ ۲۰۰ میکرومتر و دقت اندازه‌گیری عمق ۰/۰۴ نانومتر بود. فرورونده دستگاه از جنس الماس و تیپ Berkovich مدل B-J87 بود. آزمون‌ها تا بار ماکزیمم ۱۰ میلی‌نیوتن و تحت نرخ بارگذاری و باربرداری  $1 \text{ mN} \cdot \text{min}^{-1}$  انجام شد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- میکروساختار

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

$$Ac_1(^{\circ}\text{C}) = 751 - 16.3C - 27.5Mn - 5.5Cu - 5.9Ni + 34.9Si + 12.7Cr + 3.4M \quad (1)$$

$$Ac_3(^{\circ}\text{C}) = 881 - 206C - 15Mn - 26.5Cu - 20.1Ni - 0.7Cr + 53.1Si + 41.7V \quad (2)$$

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 سرد کردن در آب به مارتنزیت 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 تولید شده 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

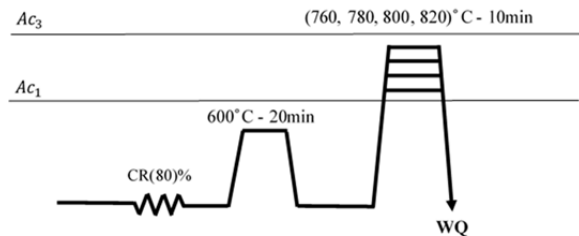
شده است. نمونه‌ها به صورت تسمه‌هایی با ابعاد ۳۰×۵۰ میلی‌متر معکب آماده‌سازی شدند.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد AISI 5115 مورد بررسی

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

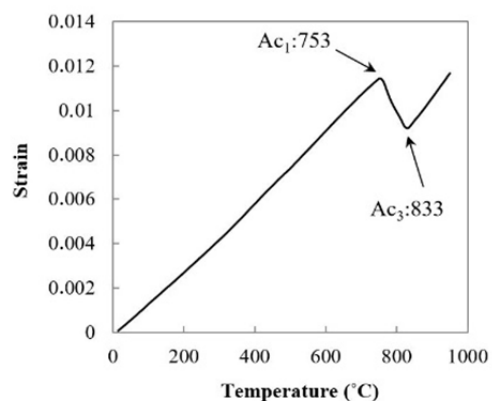
### ۲-۲- فرآیند ترمومکانیک

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



شکل ۱) شماتیک فرآیند ترمومکانیک استفاده شده در این پژوهش؛ Ac1 دمای شروع و Ac3 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 Ac1 و Ac3 (به ترتیب دمای پایینی و بالایی منطقه دوفازی فریت و آستنیت) به کمک آزمون دیلاتومتری تعیین شده است. همچنین با استفاده از معادلات ۱ و ۲ دماهای Ac1 و Ac3 به ترتیب معادل ۷۴۳ و ۸۴۹°C محاسبه شد [19] که به خوبی با نتایج آزمایشگاهی (Ac1: ۷۵۳°C و Ac3: ۸۳۳°C) تطابق دارد.



نمودار ۱) نتایج آزمون دیلاتومتری حین گرمایش پیوسته با نرخ ۱°C/s؛ Ac1 دمای شروع و Ac3 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

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

جدول ۲) پارامترهای میکروساختاری فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی

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

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، تعیین کردن غلظت کربن لازم است. مشابه با دیگران، محتوای کربن فاز مارتنزیت ( $C_M$ ) توسط در نظر گرفتن 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:

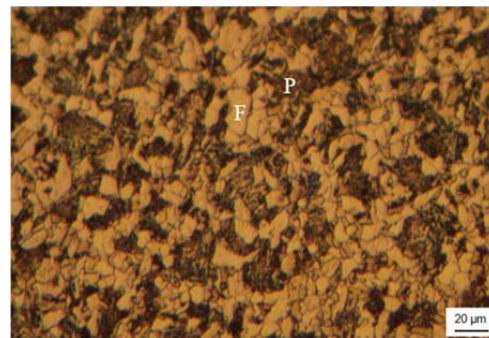
$$C_M = \frac{C - C_F (1 - V_M)}{V_M} \quad (۴)$$

که  $C$  و  $C_F$  به ترتیب 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 مرزخانه را بسیار بالا خواهد برد [25] و از طرفی نیز به دلیل حضور عناصر آلیاژی متفاوت در ترکیب شیمیایی فولاد و از این رو تفاوت در دماهای بحرانی  $A_1$  و  $A_3$  است [23].

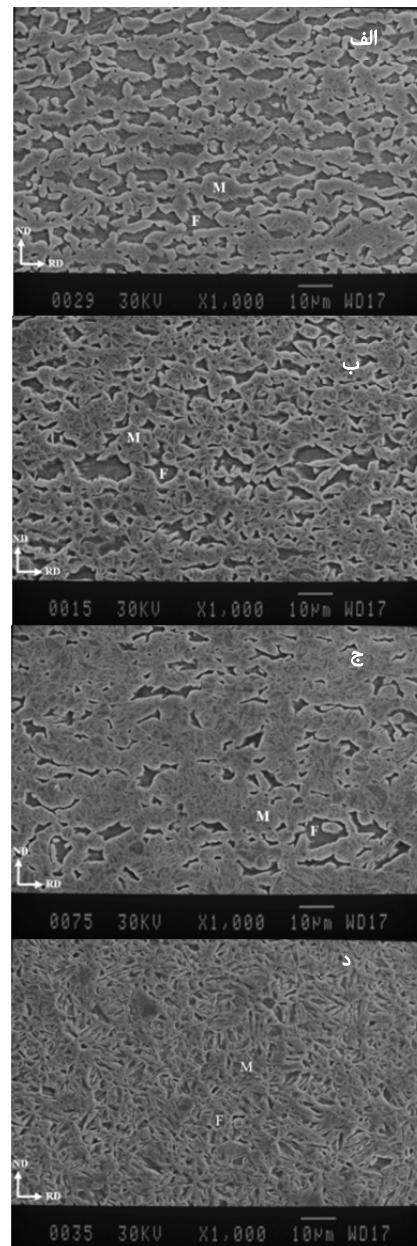
به‌منظور بررسی دقیق‌تر و اطمینان از صحت نتایج اندازه‌گیری کربن مارتنزیت با استفاده از قانون مخلوطها، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی، محتوای کربن مارتنزیت فولاد دوفازی مورد نظر اندازه‌گیری شد که نتایج حاصل از این آنالیز، تطابق کاملاً خوبی با مقادیر به‌دست‌آمده با استفاده 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  $760^\circ C$  به مدت ۱۰ دقیقه

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

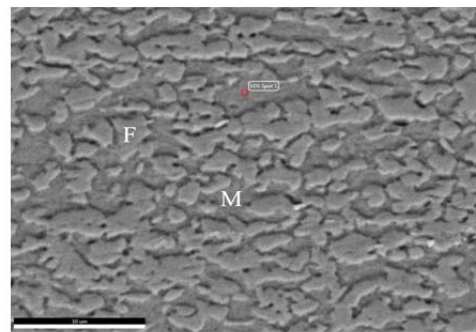


شکل ۲) تصویر میکروسکوپ نوری فولاد اولیه؛ F: فریت، P: پرلیت

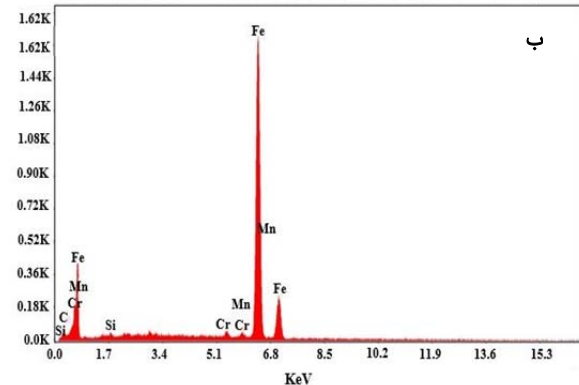


شکل ۳) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های دوفازی ۸۰٪ نورد سرد شده و آنیل بین‌بحرانی متعاقب آن برای دستیابی به ساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی در دماهای مختلف؛ الف) ۷۶۰، ب) ۷۸۰، ج) ۸۰۰ و د)  $820^\circ C$  به مدت ۱۰ دقیقه و سرد کردن در آب؛ F: فریت، M: مارتنزیت

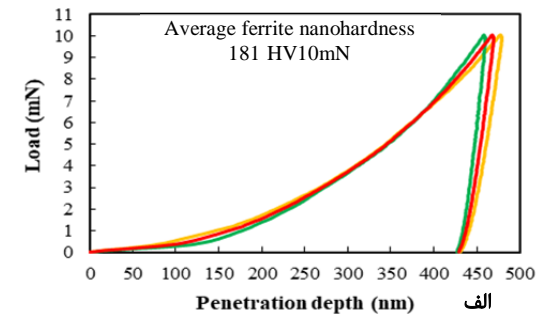
فریت ریزتر تشکیل شده در دماهای بالاتر آنیل بین‌بحرانی دارای سختی بیشتری از دانه‌های فریت درشتی هستند که در دماهای پایین‌تر تشکیل شده‌اند. فریدونی و قاسمی‌بنادکوکلی<sup>[15]</sup> نیز در زمان‌های نگهداری همدمای کوتاه‌تر، دانه‌های فریت ریزتر و سخت‌تری را مشاهده کرده‌اند. از طرفی، همان‌طور که در نمودار ۴-ب نشان داده شده است، متوسط نانوسختی مارتنزیت نیز از ۳۳۷ به ۶۴۴HV10mN با افزایش درصد کربن مارتنزیت از ۰/۱۸ درصد وزنی به ۰/۲۶ درصدوزنی افزایش یافت. همچنین سایر محققان<sup>[16, 19, 26, 27]</sup> گزارش کردند که محتوای کربن مارتنزیت با کاهش کسر حجمی مارتنزیت افزایش می‌یابد و منجر به افزایش سختی مارتنزیت در فولادهای دوفازی می‌شود.



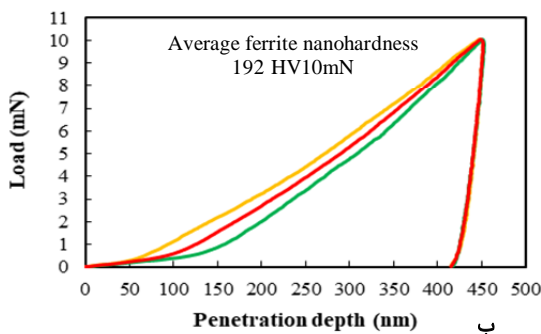
الف



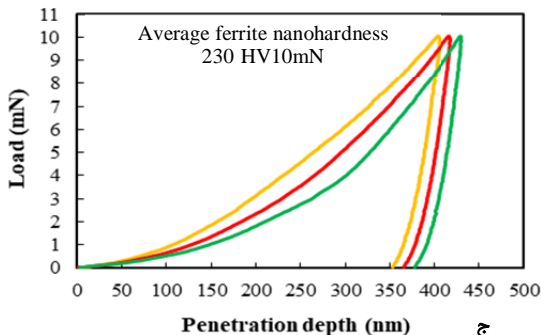
ب



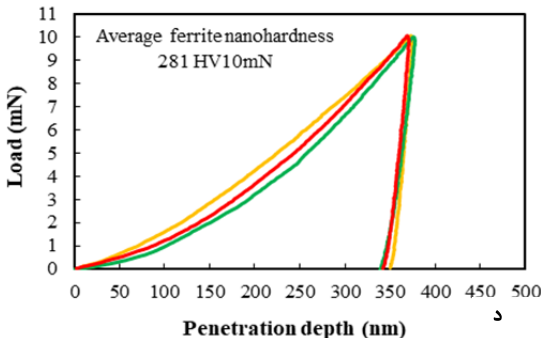
الف



ب



ج



د

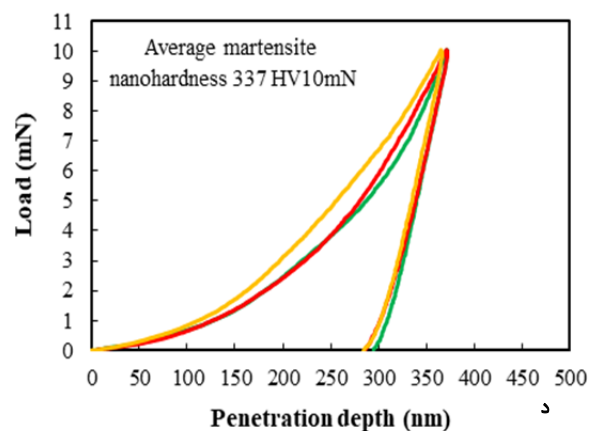
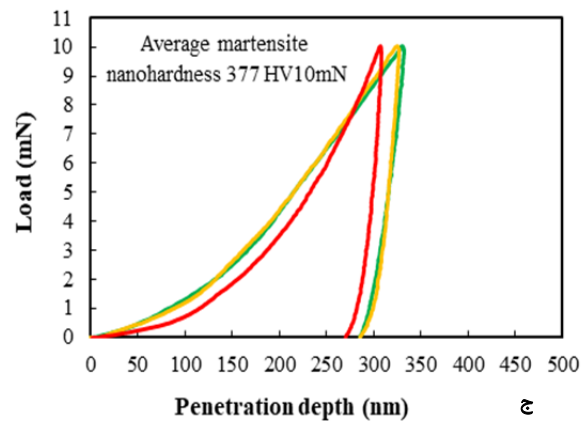
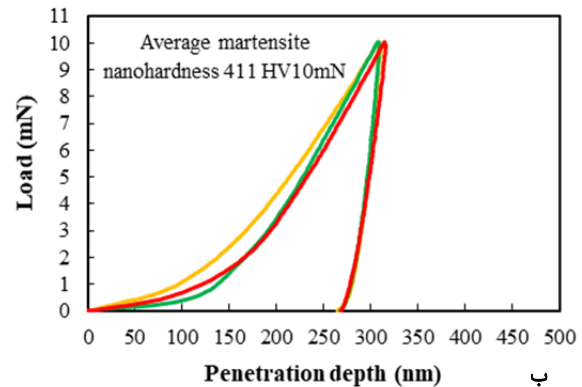
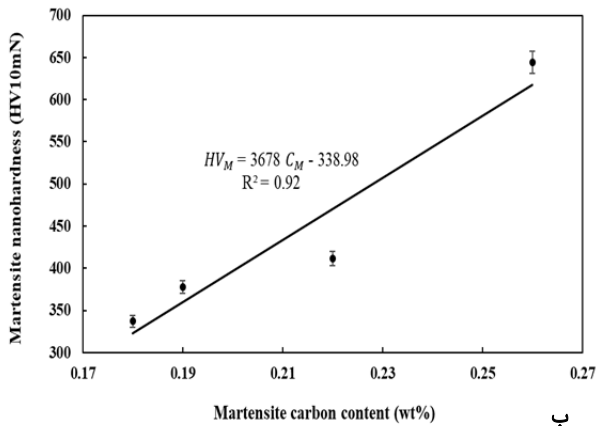
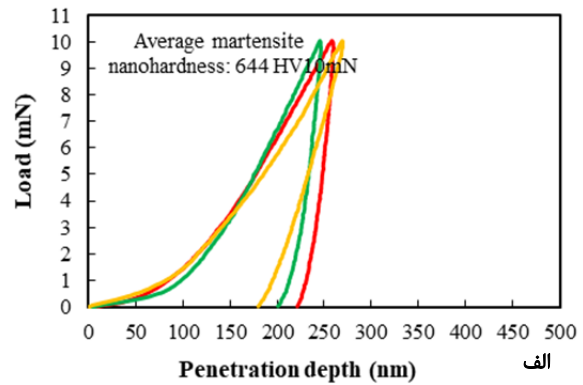
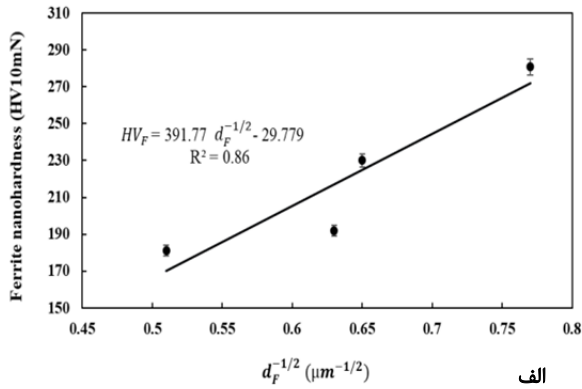
نمودار ۲) منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ حاصل از آزمون نانوفرورونده در فاز فریت و میانگین نانوسختی مربوطه در ریزساختارهای دوفازی ۸۰٪ نورد سرد شده و آنیل بین‌بحرانی شده در دماهای مختلف: الف) ۷۶۰، ب) ۷۸۰، ج) ۸۰۰، د) ۸۲۰°C به مدت ۱۰ دقیقه

شکل ۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و نتایج آنالیز تفکیک انرژی برای اندازه‌گیری مقدار کربن فاز مارتنزیت در نمونه آنیل بین‌بحرانی شده در دمای ۷۶۰°C به مدت ۱۰ دقیقه؛ 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 به مدت ۱۰ دقیقه؛ F: فریت، M: مارتنزیت

### ۳-۲- سختی سنجی

به منظور بررسی سختی جداگانه فازهای فریت و مارتنزیت در میکروساختار دوفازی، آزمون نانوفرورونده انجام شده برای هر یک از میکروفازها در نمودارهای ۲ و ۳ ارائه شده است. نمودارهای ۲ و ۳ به ترتیب منحنی‌های نیرو- عمق نفوذ برای فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های دوفازی ۸۰٪ نورد سرد و آنیل بین‌بحرانی شده در دماهای متفاوت ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰ و ۸۲۰°C به مدت ۱۰ دقیقه 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 به کارگرفته شده 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 به ترتیب کاهش و افزایش یافت. نتایج حاصل از آزمون نانوفرورونده نشان می‌دهد که با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی، سختی فاز فریت و مارتنزیت به ترتیب افزایش و کاهش یافته است.

افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی به ترتیب باعث افزایش و کاهش در سختی فازهای فریت و مارتنزیت شده است. همان‌گونه 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 به خاطر تغییر میانگین اندازه دانه فریت از ۳/۸۳ به ۱/۶۷ میکرومتر است. این نتایج نشان می‌دهد دانه‌های



**نمودار ۴)** 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.  $V_M$  و  $V_F$  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  $780^\circ C$  به‌ترتیب حدود ۱۹۲ و ۴۱۱ میکروز سختی اندازه‌گیری شد. با اعمال قانون مخلوطها و جای‌گذاری مقادیر مذکور، مقدار سختی فولاد دوفازی معادل با ۳۵۴ میکروز محاسبه شد که تطابق خوبی با مقدار میکروسختی اندازه‌گیری شده (۳۸۰ میکروز) داشت. اعتبارپذیری قانون مخلوطها در پیش‌بینی سختی فولادهای دوفازی در تطابق با نتایج ارائه‌شده توسط محققان 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

**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)  $820^\circ C$  به‌مدت ۱۰ دقیقه

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, Najafzadeh 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, Pardoën 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, Pournavari M, Parvin N. The effect of intercritical heat treatment

فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی می‌تواند به صورت یک معادله غیرخطی توصیف شود و نه تنها 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- نتیجه گیری

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 به مدت زمان ۱۰ دقیقه 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 به صورت 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 نانوفورورونده پاسخ سختی فریت و مارتنزیت نشان داد که با افزایش دمای آنیل بین‌بحرانی، متوسط نانوسختی فریت و مارتنزیت به ترتیب از ۱۸۱ به ۲۸۰ ویکرز افزایش و از ۶۴۴ به ۳۳۷ ویکرز 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 ۳۵۴ ویکرز محاسبه شد که تطابق خوبی با مقدار میکروسختی اندازه‌گیری شده (۳۸۰ ویکرز) 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

- 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.
- 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.