



Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steel Produced by Asymmetric Rolling and Short-Term Intercritical Annealing

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Yaghoobi¹ F. MSc,
Jamaati^{1*} R. PhD,
Jamshidi Aval¹ H. PhD

How to cite this article

Yaghoobi F, Jamaati R, Jamshidi Aval H. Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steel Produced by Asymmetric Rolling and Short-Term Intercritical Annealing. Modares Mechanical Engineering. 2020;20(11):2643-2651

ABSTRACT

In the present study, using a new method, dual-phase (DP) steel with high strength and good ductility was produced from plain carbon steel with 0.16% carbon. The DP steel with ferrite-martensite structure was obtained using austenitizing, quenching, asymmetric cold rolling, and intercritical annealing at temperatures of 770 and 800 °C and short holding times of 1 and 5 min. Due to the application of uniform shear strain through asymmetric cold rolling, a uniform distribution of the martensite phase was observed in the RD-TD and RD-ND planes. By increasing the holding time, the volume fraction of martensite increased from 8% to 12% at 770 °C and from 10% to 33% at 800 °C for the holding times of 1 and 5 min, respectively. Hardness and strength improved with increasing temperature and time of intercritical annealing. The sample produced at a temperature of 800 °C and a time of 5 minutes showed excellent mechanical properties such as 244 HV hardness and 1020 MPa strength and 12.5% ductility. In addition, due to the high volume fraction of martensite and the consequent reduction of its carbon content, the hardness of this phase decreased and as a result, it showed significant plastic deformation and high strain hardening. The fracture surface of all produced DP steels mainly included dimples, which indicates ductile fracture behavior.

Keywords Dual-phase steel, Asymmetric rolling, Intercritical annealing, Microstructure; Mechanical properties

¹Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran.

*Correspondence

Address: Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran.

Phone: +98 (11) 35501807

Fax: -

jamaati@nit.ac.ir

Article History

Received: October 10, 2020

Accepted: August 15, 2020

ePublished: November 16, 2020

CITATION LINKS

[1] Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels [2] Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels [3] Fine-grained dual phase steel via intercritical annealing of cold-rolled martensite [4] Austenite formation and mechanical properties of a cold rolled ferrite-martensite structure during intercritical annealing [5] Influence of additional elements (Mo, Nb, Ta and B) on the mechanical properties of high-manganese dual-phase steels [6] Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior [7] A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels [8] Microstructural changes in equal channel angular pressed low carbon steel by static annealing [9] Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology [10] Grain refinement in dual-phase steels [11] Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel [12] Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging [13] Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing [14] A new 1.2 GPa-strength plain low carbon steel with high ductility obtained by SRDR of martensite and intercritical annealing [15] Effects of DP steel microstructure on the disappearance yielding

ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد دوفازی تولید شده توسط نورد نامتقارن و آنیل میان بحرانی کوتاهمدت

فاطمه یعقوبی MSc

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل، ایران

روح اله جماعتی * PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل، ایران

حامد جمشیدی اول PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل، ایران

چکیده

در پژوهش حاضر با استفاده از روشی نوین، فولاد دوفازی با استحکام بالا و انعطاف‌پذیری مطلوب از فولاد ساده کربنی با ۰/۱۶ درصد کربن، تولید شد. با استفاده از آستنیت‌ته کردن، کوئنچ، نورد سرد نامتقارن و آنیل میان بحرانی در دماهای ۷۷۰°C و ۸۰۰°C و زمان‌های کوتاه نگهداری ۱ و ۵ دقیقه، فولاد دوفازی با ساختار فریت-مارتنزیت به دست آمد. به دلیل اعمال کرنش برشی یکنواخت از طریق نورد سرد نامتقارن، توزیع یکنواختی از فاز مارتنزیت در صفحات RD-TD و RD-ND مشاهده شد. با افزایش زمان نگهداری، کسر حجمی مارتنزیت در دمای ۷۷۰°C از ۸ به ۱۲ درصد و در دمای ۸۰۰°C از ۱۰ به ۳۳ درصد به ترتیب در زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه رسید. با افزایش دما و زمان آنیل میان بحرانی مقدار مارتنزیت افزایش و سختی و استحکام بهبود یافت. نمونه تولید شده در دمای ۸۰۰°C و زمان ۵ دقیقه، خواص مکانیکی عالی از جمله سختی ۲۴۴ ویکرز و استحکام ۱۰۲۰ مگاپاسکال و انعطاف‌پذیری ۱۲/۵ درصد را از خود نشان داد. همچنین به دلیل بالا بودن کسر حجمی مارتنزیت و در پی آن کاهش کربن محتوی آن، سختی این فاز کاهش یافته و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک قابل توجه و کرنش سختی بالایی را از خود نشان داد. سطح شکست اکثر فولادهای دوفازی تولید شده عمدتاً شامل دیمپل بود که نشان دهنده‌ی رفتار شکست نرم است.

کلیدواژه‌ها: فولاد دوفازی، نورد نامتقارن، آنیل میان بحرانی، ریزساختار، خواص مکانیکی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۵/۲۰

تاریخ پذیرش: ۹۹/۰۷/۲۴

* نویسنده مسئول: jamaati@nit.ac.ir

۱- مقدمه

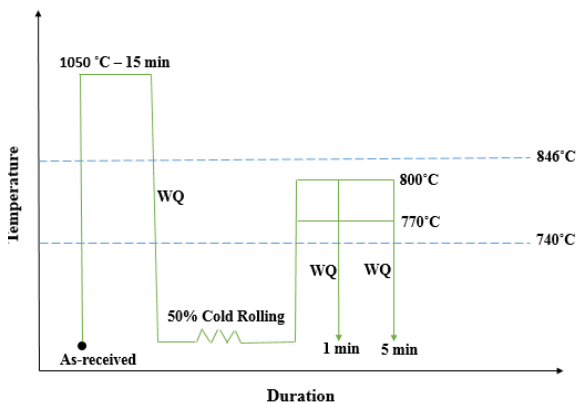
در سال‌های اخیر، به دلیل تقاضای گسترده صنعت خودروسازی، تحقیق روی مواد پیشرفته مورد توجه بیشتری قرار گرفته است. کاهش وزن، ایمنی مسافر، عملکرد وسیله نقلیه، صرفه‌جویی در هزینه علت اصلی توسعه فولادهای استحکام بالا پیشرفته هستند. فولادهای استحکام بالا پیشرفته با شکل‌پذیری خوب و عملکرد مناسب در برابر تصادفات در مقایسه با فولادهای معمول، مواد مناسبی برای صنعت خودروسازی محسوب می‌گردند [1-3].

یکی از اصلی‌ترین دسته‌های فولادهای استحکام بالای پیشرفته، فولادهای دوفازی کم‌کربن با ساختار دوتایی فریتی-مارتنزیتی است که تعادل خوبی از استحکام و انعطاف‌پذیری را داراست [3]. علاوه بر آن فولادهای دوفازی خواص مکانیکی منحصر به فردی شامل تسلیم پیوسته، نرخ کارسختی اولیه بالا و استحکام کششی بالا در مقایسه با دیگر فولادهای کم‌کربن معمول را از خود نشان می‌دهند [1].

روش‌های معمول استحکام‌بخشی و اصلاح دانه فولادهای دوفازی افزایش مقدار کربن و اضافه کردن عناصر آلیاژی است، اما مقدار کربن فولادها باید به اندازه کافی کم باشد تا قابلیت جوش‌پذیری داشته باشند (زیر ۰/۲ درصد). از طرفی افزودن عناصر آلیاژی (منگنز، مولیبدن، نیوبیوم و بور) نیز منجر به بهبود خواص مکانیکی می‌شود [4]. ترائو و کاوو [5] نشان دادند که اضافه کردن ۳٪ منگنز منجر به افزایش استحکام تسلیم و دستیابی به انعطاف‌پذیری مناسب شد و ذرات ریز مارتنزیت پراکنده را در ریزساختار ایجاد کرد. اما مهم‌ترین محدودیت افزودن عناصر آلیاژی هزینه بالای آن است [4]. بنابراین تکنیک‌های جدیدی برای کاهش هزینه و بهبود خواص مکانیکی مورد استفاده قرار گرفته است [2].

فولاد دوفازی فوق ریزدانه می‌تواند توسط اعمال فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید مانند فشار در کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار و نورد اتصالی تجمعی برای دستیابی به فریت فوق ریزدانه و سمندیت یا پرلیت پراکنده و پس از آن آنیل میان بحرانی در منطقه دوفازی فریت-آستنیت و کوئنچ برای انتقال آستنیت به مارتنزیت، تولید گردند [6, 7]. شین و همکاران [8] با استفاده از فرایند فشار در کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار توانستند به دانه‌های فریت ریز در ساختار فریت-پرلیتی دست یابند. تی سو جی و همکاران [9] با استفاده از شش سیکل فرایند نورد اتصالی تجمعی و به دنبال آن آنیل میان بحرانی ساختار فوق ریزدانه از فولاد دوفازی را تولید کردند. موخر جی و همکاران [10] و هونگ و همکاران [11] توسط تکنیک تغییر شکل فریت القایی به فولاد دوفازی فوق ریزدانه دست یافتند. کالکاگنوتو و همکاران [12] و سونگ و لی [13] نیز از فرایند تغییر شکل گرم با کرنش بالا و آنیل میان بحرانی برای تولید فولاد دوفازی فوق ریزدانه استفاده کردند.

مطابق با پژوهش‌های بالا اصلاح دانه همراه با بهبود خواص مکانیکی توسط تغییر ریزساختار اولیه و مسیرهای مختلف فرایند انجام شده است. اما با این حال این گونه فرایندها برای تولیدات صنعتی مناسب نیستند. فرایندهای فشار در کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار و نورد اتصالی تجمعی دارای محدودیت در ابعاد نمونه، محدودیت در شکل و غیرقابل استفاده برای کاربرد در خط تولید فولادهای تجاری هستند. از طرفی فرایند تغییر شکل گرم نیز به دلیل تغییر شکل بسیار زیاد در دماهای بالا امیدبخش نیستند.



شکل ۱) مسیر فرایند انجام شده در این پژوهش.

نمونه‌های تولیدی پس از سنباده‌زنی تا گرید ۳۰۰۰، توسط سوسپانسیون آلومینا پولیش و برای آشکارسازی ریزساختار در محلول نایتال ۲٪ اچ شدند. مشخصات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. علاوه بر آن به منظور آنالیز کمی و اندازه‌گیری کسر حجمی فازهای تشکیل شده و اندازه دانه فریت از نرم افزارهای آنالیز تصاویر Clemex و Image J استفاده شد. به منظور محاسبه اندازه دانه فریت از حدود ۳۰۰ دانه برای هر نمونه استفاده شد.

برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها از ایندنتور ویکرز و نیروی اعمالی ۲۰ kg استفاده شد. برای هر نمونه ۹ مرتبه سختی اندازه‌گیری شد و میانگین آن گزارش گردید. نمونه‌های کشش با طول و پهناى سنجه به ترتیب ۱۲ و ۳ mm با استفاده از دستگاه کشش SANTAM STM-250 تحت آزمون کشش قرار گرفتند. سرعت آزمون کشش ۱ mm/min بود و آزمون در دمای اتاق انجام گرفت. مقدار ازدیاد طول کل با اندازه‌گیری اختلاف بین طول سنجه قبل و بعد از آزمون کشش به دست آمد. در نهایت، سطح شکست نمونه‌های کشش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریز ساختار

شکل ۳ ریزساختار اولیه فولاد st52 را در دو صفحه‌ی RD-TD و RD-ND نشان می‌دهد. ریزساختار فریتی-پرلیتی نمونه‌ی اولیه با متوسط اندازه دانه ۱۰µm، دارای ۶۵٪ فریت و ۳۵٪ پرلیت است. ریزساختار فولادهای دوفازی تولید شده توسط آنیل میان بحرانی متشکل از فازهای فریت و مارتنزیت، در صفحات RD- و RD-ND، در دو دمای متفاوت ۷۷۰°C و ۸۰۰°C و زمان‌های نگهداری ۱ و ۵ دقیقه، در شکل‌های ۳ تا ۶ نشان داده شده است. با توجه به این تصاویر می‌توان دریافت که در دمای پایین، فاز مارتنزیت عمدتاً در طول مرزخانه‌های فریت شکل گرفته است اما با بالا رفتن دما و افزایش کسر حجمی مارتنزیت، جزایر مارتنزیتی ضخیم‌تر و به هم پیوسته‌تر مشاهده می‌شود. به دلیل موازی بودن جهت شکل‌گیری

بنابراین این پژوهش‌ها برای تولیدات صنعتی فولادها مفید نبوده و به همین دلیل فرایندهای ترمومکانیکال پیشرفته توجه زیادی را به عنوان یک فرایند کارآمد برای تولید فولادهای دوفازی ریزدانه، به خود جلب کرده است.

نورد نامتقارن روش جدیدی است که به منظور اعمال کرنشی یکنواخت‌تر نسبت به نورد متقارن مورد استفاده قرار می‌گیرد. اما تاکنون از نورد نامتقارن به منظور تولید فولادهای دوفازی استفاده نشده است. از آن جایی که چگونگی توزیع کرنش در فرایند تولید فولادهای دوفازی حائز اهمیت است، استفاده از نورد نامتقارن می‌تواند روی خواص این فولادها اثرگذار باشد. بنابراین هدف پژوهش حاضر تولید فولاد دوفازی توسط فرایندهای ساده شامل نورد سرد نامتقارن و آنیل میان بحرانی فولاد کم‌کربن (St52) است. از جمله مزایای آن نسبت به دیگر فرایندهای مذکور کاهش هزینه و زمان مورد نیاز است. در این مقاله به بررسی پارامترهای فرایند مانند دما و زمان آنیل میان بحرانی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد دوفازی تولید شده توسط این روش پرداخته شده است.

۲- روش تحقیق

نمونه‌ی مورد استفاده در این پژوهش، فولاد کم‌کربن St52 با ضخامت ۲ mm می‌باشد که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آمده است. همچنین برای انتخاب دماهای مناسب آنیل میان بحرانی، دماهای A1 و A3 توسط روابط زیر به دست آمد و به ترتیب ۷۴۰ و ۸۴۶ گزارش شد.

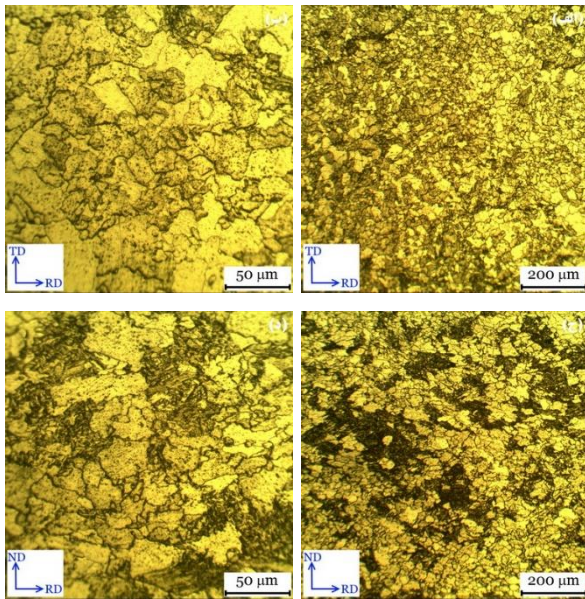
$$A1 = 751 - 16.3C - 27.5Mn - 5.5Cu - 5.9Ni + 34.9Si + 12.7Cr + 3.4Mo \quad (1)$$

$$A3 = 881 - 206C - 15Mn - 26.5Cu - 20.1Ni - 0.7Cr + 53.1Si + 41.7V \quad (2)$$

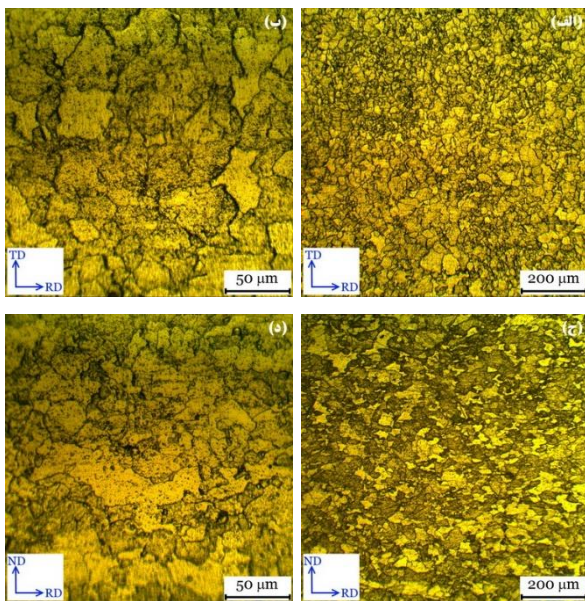
جدول ۱) ترکیب شیمیایی St52.

عنصر	کربن	منگنز	سیلیسیم	کرم	مس	نیکل	مولیبدن
درصد وزنی	۰/۱۶	۰/۴۴	۰/۱۳	۰/۰۴	۰/۰۴	۰/۰۳	۰/۰۱

برای دستیابی به فولاد دوفازی با ریزساختار فریتی-مارتنزیتی مسیری از فرایند ترمومکانیکال در نظر گرفته شد. مطابق شکل ۲ در ابتدا نمونه فولادی با ساختار اولیه فریتی-پرلیتی در دمای ۱۰۵۰°C به مدت ۱۵ دقیقه آستنیت‌ه و به دنبال آن در آب سریع سرد شد تا ساختار کاملاً مارتنزیتی به دست آید. پس از آن نمونه‌ی مارتنزیتی تحت ۵۰٪ نورد سرد نامتقارن قرار گرفت. در ادامه نمونه‌های نورد شده، در منطقه دوفازی آستنیت-فریت در دماهای ۷۷۰°C و ۸۰۰°C به مدت ۱ و ۵ دقیقه تحت آنیل میان بحرانی قرار گرفتند و سپس به منظور تولید ساختار دوتایی فریت-مارتنزیت، کوئنچ شدند.



شکل ۳) تصاویر میکروسکوپ نوری در دو صفحه‌ی RD-TD و RD-ND فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۷۷۰°C و زمان ۱ دقیقه در دو بزرگنمایی مختلف

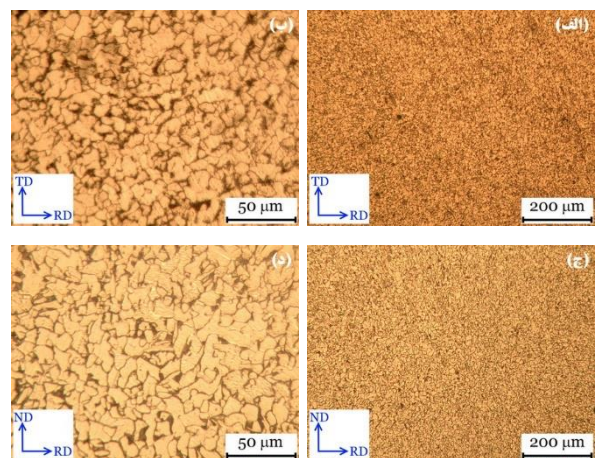


شکل ۴) تصاویر میکروسکوپ نوری در دو صفحه‌ی RD-TD و RD-ND فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۷۷۰°C و زمان ۵ دقیقه در دو بزرگنمایی مختلف

می‌شود زیرا زمان کافی برای انتقال وجود ندارد و در نتیجه مارتنزیت شکل خواهد گرفت. همچنین این مساله توسط قانون اهرم در منطقه دوفازی فریت-آستنیت توجیه می‌گردد. مطابق با این قانون افزایش دما منجر به افزایش کسر حجمی آستنیت و در هنگام کوئنچ باعث افزایش کسر حجمی مارتنزیت می‌گردد که این موضوع ریزش دانه‌های فریت را در پی خواهد داشت [7]. با مقایسه مقادیر به دست آمده از شکل ۴ و ۶ می‌توان دریافت که افزایش دما از ۷۷۰°C به ۸۰۰°C در زمان مشخص ۵ دقیقه، اندازه

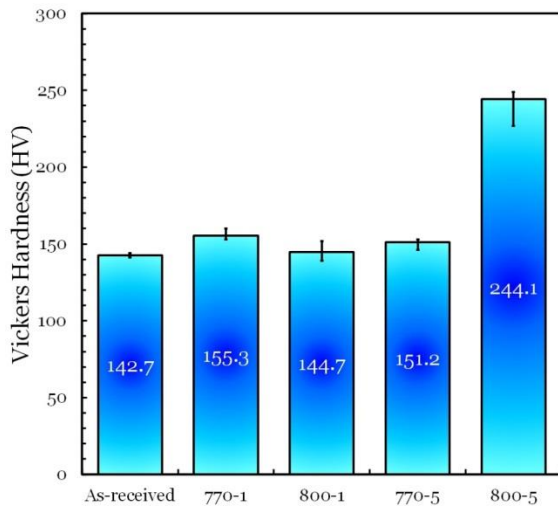
مارتنزیت با جهت نرمال، مورفولوژی آن به صورت دیسکی شکل می‌باشد. در طول آنیل میان بحرانی مارتنزیت نورد سرد شده، پدیده تبلور مجدد فریت رخ می‌دهد و سپس آستنیت شروع به جوانه‌زنی در مرز دانه‌های فریت می‌کند. با افزایش زمان نگهداری، رشد دانه‌های آستنیت افزایش می‌یابد و آستنیت به صورت شبکه زنجیره‌ای شکل می‌گیرد و از آنجایی که این آستنیت ابتدا از پرلیت تشکیل می‌شود مقدار کربن بالایی خواهد داشت. در نهایت با کوئنچ به مارتنزیت تبدیل خواهد شد و اثری از پرلیت نخواهد بود. اثر دیگر افزایش زمان نگهداری آنیل میان بحرانی در یک دمای مشخص، افزایش اندازه دانه‌های فریت است که نتیجه آن ناپدید شدن شبکه زنجیره‌ای با درشت شدن دانه‌های فریت می‌باشد. اندازه دانه فریت در دمای ۷۷۰°C، ۱۴ μm و ۱۷ μm و در دمای ۸۰۰°C، ۱۵ μm و ۱۶ μm به ترتیب برای زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه به دست آمد. به طور کلی می‌توان گفت که با افزایش زمان آنیل میان بحرانی در یک دمای معین، دانه‌های آستنیت شروع به رشد می‌کند و بعد از کوئنچ کسر حجمی مارتنزیت بیشتر خواهد داشت. با استفاده از نرم‌افزار Image J، کسر حجمی مارتنزیت در دمای ۷۷۰°C حدود ۸٪ و ۱۲٪ و در دمای ۸۰۰°C، ۱۰٪ و ۳۳٪ به ترتیب برای زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه محاسبه شد.

مطابق با شکل ۵ با افزایش دمای آنیل میان بحرانی تا دمای ۸۰۰°C و زمان مطلوب ۵ دقیقه، توزیع یکنواختی از مارتنزیت در هر دو صفحه‌ی RD-TD و RD-ND مشاهده شد زیرا میزان کرنش برشی اعمال شده از طریق نورد نامتقارن در امتداد ضخامت یکنواخت بوده است [14]. زمانی که دما تا بالای منطقه دوفازی افزایش می‌یابد، کربن درون آستنیت حل می‌شود. آستنیت از فریت-پرلیت شروع به جوانه‌زنی می‌کند و به سرعت با افزایش دما در حین آنیل میان بحرانی رشد می‌کند. با این حال آستنیت یک فاز پایدار نبوده و اگر فولاد به سرعت سرد گردد کربن محبوس



شکل ۵) تصاویر میکروسکوپ نوری در دو صفحه‌ی RD-TD و RD-ND فولاد St52 در دو بزرگنمایی مختلف

نسبت به نمونه اولیه افزایش یافته است. با آنیل در دمای ۷۷۰°C و زمان ۱ دقیقه، به دلیل باقی ماندن کرنش سختی ناشی از نورد سرد نامتقارن و همینطور تشکیل مقدار کمی (۸ درصد) مارتنزیت، سختی به مقدار HV ۱۵۵ رسید. در همین دما با افزایش زمان تا ۵ دقیقه سختی به HV ۱۵۱ کاهش یافت. هر چند که مقدار مارتنزیت پس از ۵ دقیقه بیشتر از مقدار مارتنزیت پس از ۱ دقیقه بود اما نکته مهم از بین رفتن کرنش سختی ناشی از نورد سرد نامتقارن برای نمونه ۵ دقیقه است. مقادیر سختی دو نمونه نشان می‌دهد که تاثیر حذف کرنش سختی روی مقدار سختی در نمونه ۵ دقیقه بیشتر از افزایش مقدار مارتنزیت می‌باشد. از طرفی با قرارگیری نمونه در دمای ۸۰۰°C نیز با این که کسر حجمی مارتنزیت افزایش یافت اما باز هم به علت حذف کرنش سختی مقدار سختی کاهش یافت. با افزایش زمان نگهداری تا ۵ دقیقه و افزایش چشمگیری مقدار فاز مارتنزیت، سختی نیز به شدت افزایش یافت و به مقدار HV ۲۴۴ رسید.



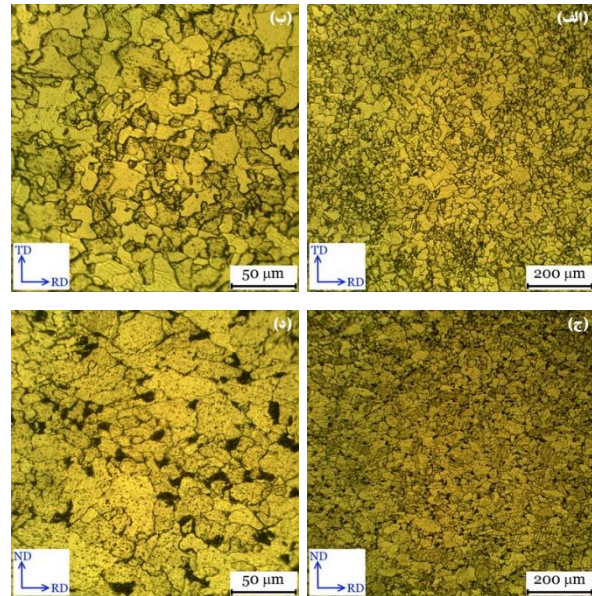
شکل ۷) سختی ویکرز فولاد خریداری شده و فولادهای دوفازی تولید شده

منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های اولیه و دوفازی تولید شده در شکل ۸ نشان داده شده است. همچنین مقادیر خواص مکانیکی نمونه‌ها شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول کل در شکل ۹ آورده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود نمونه‌ی اولیه استحکام پایینی (استحکام تسلیم ۳۸۹ MPa و استحکام کششی نهایی ۵۰۸ MPa) و انعطاف‌پذیری بالا (ازدیاد طول کل ۴۲/۵٪) را از خود نشان داد. پس از آنیل میان بحرانی در دمای ۷۷۰°C به مدت ۱ دقیقه استحکام تسلیم و کششی نهایی به ترتیب به ۴۴۷ MPa و ۵۵۱ MPa افزایش یافت اما انعطاف‌پذیری با افت چشمگیری مواجه شد (۱۲/۵ درصد). این نتایج مربوط به اثر توامان کرنش سختی و تشکیل مارتنزیت است. با افزایش زمان نگهداری به ۵ دقیقه،

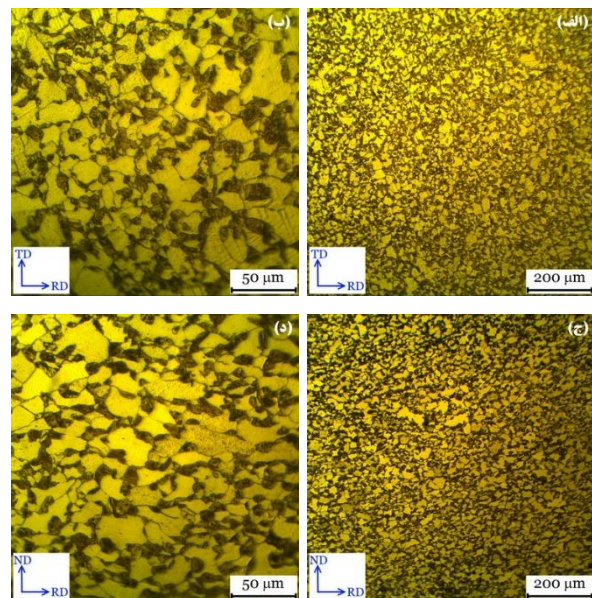
دانه فریت را از ۱۷ μm به ۱۶ μm و کسر حجمی مارتنزیت را از ۱۲٪ به ۳۳٪ می‌رساند.

۳-۲- خواص مکانیکی

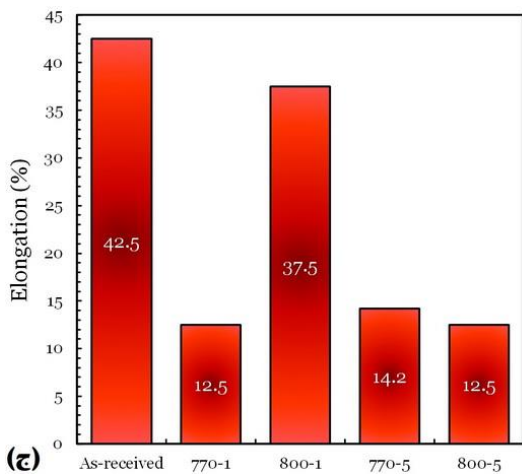
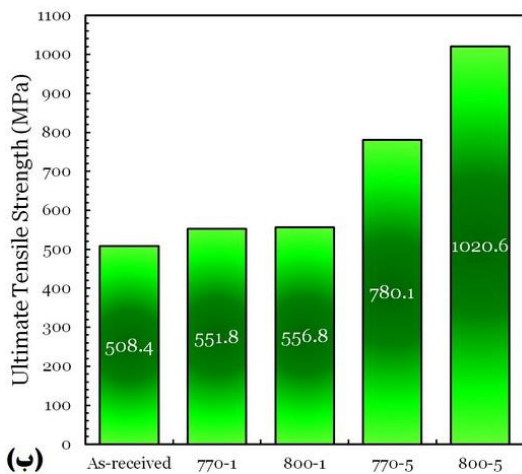
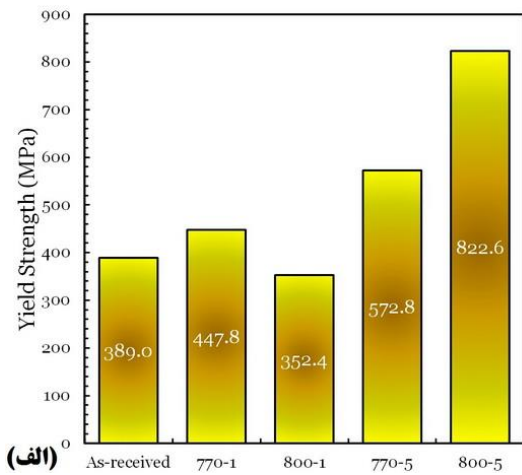
مقادیر سختی نمونه‌های اولیه و دوفازی تولید شده در شرایط مختلف در شکل ۷ نشان داده شده است. مقدار سختی نمونه‌ی اولیه HV ۱۴۲ است. با اعمال نورد سرد نامتقارن و آنیل میان بحرانی در شرایط دمایی و زمانی متفاوت این میزان سختی



شکل ۵) تصاویر میکروسکوپ نوری در دو صفحه RD-TD و RD-ND فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۸۰۰°C و زمان ۱ دقیقه در دو بزرگ‌نمایی مختلف



شکل ۶) تصاویر میکروسکوپ نوری در دو صفحه RD-TD و RD-ND فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۸۰۰°C و زمان ۵ دقیقه در دو بزرگ‌نمایی مختلف



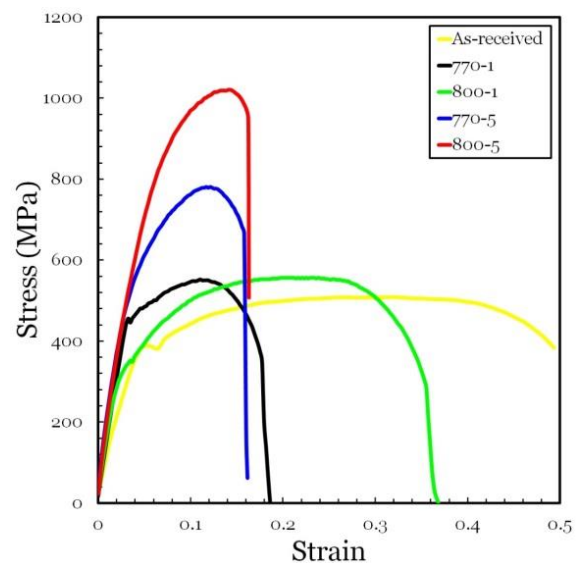
شکل ۹) مقادیر (الف) استحکام تسلیم، (ب) استحکام کششی نهایی و (ج) ازدیاد طول کل فولاد خریداری شده و فولادهای دوفازی تولید شده

- ۱) افت حجمی یا انقباض مارتنزیت در تنش‌های باقیمانده پایین
- ۲) کاهش چگالی نایجایی‌ها در فاز فریت
- ۳) نفوذ کربن به یک موقعیت پایدار (زیر نایجایی‌ها)^[15].

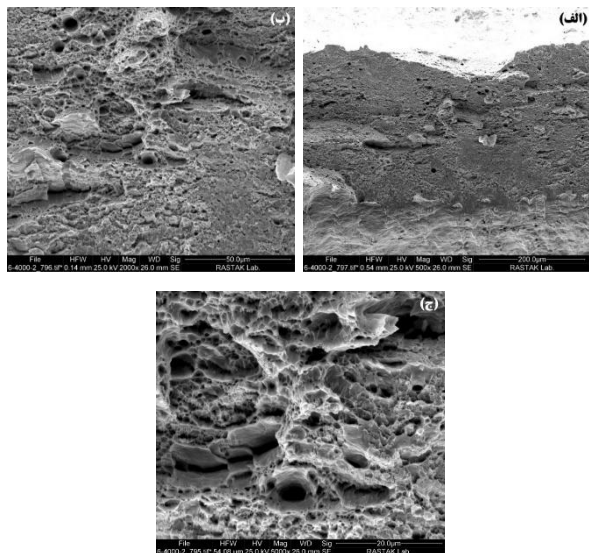
نرخ کارسختی در فولادهای دوفازی را توسط دو عامل می‌توان بررسی کرد: ۱) در طول فرایند آنیل میان بحرانی و کوئنچ که منجر به انبساط حجمی و تغییر شکل می‌گردد، فاز فریت به صورت

استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی و انعطاف‌پذیری به ترتیب به ۵۷۲ MPa، ۷۸۰ MPa و ۱۴/۲ درصد افزایش یافت. افزایش در استحکام به تشکیل بیشتر فاز مارتنزیت و افزایش در انعطاف‌پذیری به از بین رفتن اثر کرنش‌سختی می‌تواند مربوط باشد. با قرارگیری نمونه در دمای ۸۰۰°C و زمان ۱ دقیقه، به علت حذف کرنش‌سختی از مقدار استحکام کاسته شد و انعطاف‌پذیری به طور قابل توجهی افزایش یافت و به ۳۷/۵٪ رسید. افزایش زمان نگهداری در این دما، منجر به افزایش چشمگیر کسر حجمی مارتنزیت و به دنبال آن افزایش فصل مشترک‌های فریت-مارتنزیت و چگالی نایجایی‌های لازم از نظر هندسی شد که این موارد استحکام فولاد دوفازی را شدیداً افزایش داد (استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی به ترتیب ۸۲۲ MPa و ۱۰۲۰ MPa). هرچند به دلیل تشکیل فصل مشترک‌های زیاد بین فازهای فریت و مارتنزیت در این فولاد، مقدار انعطاف‌پذیری کاهش پیدا کرد و به ۱۲/۵ درصد رسید.

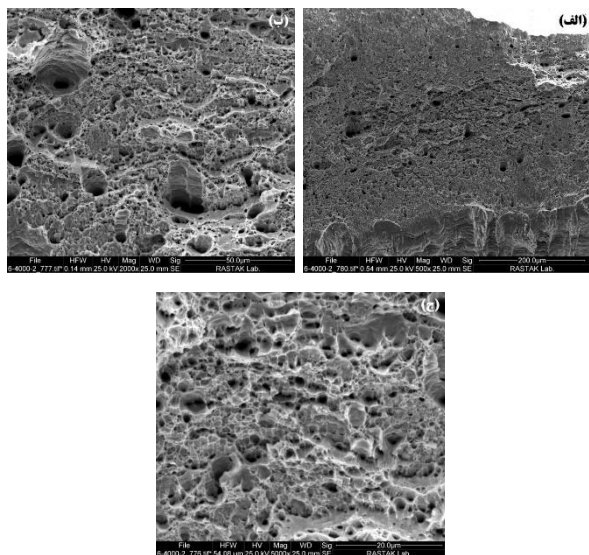
منحنی‌های نرخ کرنش‌سختی-کرنش حقیقی فولادهای اولیه و دوفازی تولید شده در شکل ۱۰ آمده است. با توجه به منحنی‌ها می‌توان دریافت که فولاد اولیه و نمونه‌های آنیل شده در زمان ۱ دقیقه، رفتار تسلیم ناپیوسته (پدیده‌ی نقطه تسلیم) را از خود نشان می‌دهند. ممکن است علت این امر آن باشد که کسر حجمی مارتنزیت تشکیل شده برای حذف کامل این پدیده در شرایط دمایی و زمانی مذکور کافی نبوده است. در فولادهای تولید شده با زمان ۵ دقیقه این پدیده مشاهده نشد که آن را می‌توان به کاهش اتم‌های کربن بین‌نشین مربوط دانست. به طور کلی ظهور پدیده‌ی نقطه تسلیم در فولادهای دوفازی زمانی اتفاق می‌افتد که شرایط زیر حاکم باشد:



شکل ۱۰) منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی فولاد خریداری شده و فولادهای دوفازی تولید شده



شکل ۱۱) سطح شکست فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۷۷۰°C و زمان ۱ دقیقه



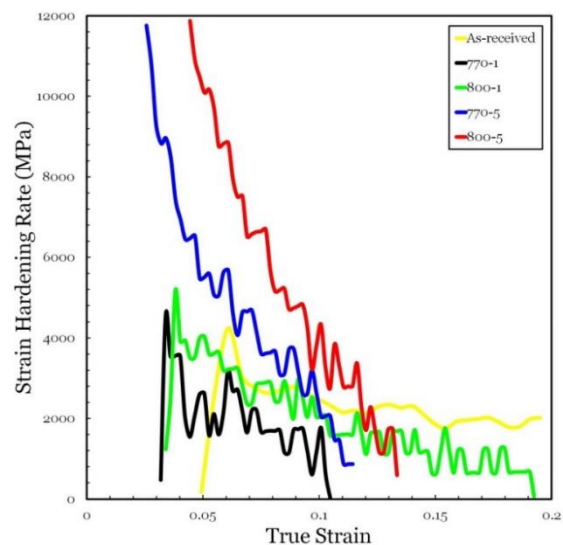
شکل ۱۲) سطح شکست فولاد دوفازی تولید شده در دمای ۷۷۰°C و زمان ۵ دقیقه

موضوع نشان دهنده‌ی ازدیاد طول نه چندان بالا در طول تغییرشکل کششی می‌باشد. با افزایش زمان آنیل میان بحرانی، تعداد دیمپل‌های تشکیل شده نیز افزایش یافته است. افزایش این حفرات بیانگر بهبود انعطاف‌پذیری در زمان ۵ دقیقه به علت از بین رفتن اثر کرنش‌سختی می‌باشد.

شکل‌های ۱۳ و ۱۴ به ترتیب سطوح شکست فولادهای دوفازی تولید شده در دمای ۸۰۰°C و زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه را نشان می‌دهد. در تصاویر مربوط به زمان ۱ دقیقه، عمدتاً دیمپل‌ها (شکست نرم) دیده می‌شود که حاکی از حذف اثر کرنش‌سختی می‌باشد. این موضوع مسئول انعطاف‌پذیری بالا در دمای ۸۰۰°C و زمان ۱ دقیقه است. با افزایش زمان نگهداری تا ۵ دقیقه، وجود

یکنواخت تغییر شکل پلاستیک می‌دهد. همین امر منجر به افزایش چگالی نابجایی‌های متحرک در فصل‌مشترک فریت-مارتنزیت می‌شود و همین نابجایی‌ها نیز مسئول نرخ بالای کارسختی در مرحله‌ی ابتدایی تغییرشکل هستند. (۲) حضور فاز سخت مارتنزیت هم روی ویژگی‌های کارسختی زمینه حین تغییرشکل پلاستیک تاثیر می‌گذارد و مرحله‌ی دوم کارسختی مربوط به تغییرشکل فاز مارتنزیت درکنار فاز فریت تغییرشکل یافته است. نکته قابل توجه این است که نرخ بالای کارسختی مرحله اول، به توانایی عالی کارسختی فاز فریت مرتبط می‌باشد [2, 3, 14]

فولادهای دوفازی تولید شده در زمان ۵ دقیقه، رفتار کارسختی متفاوتی را نسبت به فولادهای دیگر از خود نشان دادند. این فولادها تنها دارای مرحله ابتدایی کارسختی بوده‌اند که این بدان علت است که با افزایش زمان نگهداری آنیل میان بحرانی، نرخ کارسختی دومرحله‌ای به تک‌مرحله‌ای تبدیل می‌شود. این نتیجه نشان می‌دهد که کارسختی مارتنزیت در فولاد تولیدی در شرایط ۸۰۰°C و ۵ دقیقه افزایش می‌یابد که می‌تواند مربوط به کاهش مقدار کربن فاز مارتنزیت در نتیجه‌ی افزایش کسر حجمی این فاز باشد.



شکل ۱۰) منحنی‌های نرخ کارسختی-کرنش حقیقی مربوط به فولاد خریداری شده و فولادهای دوفازی تولید شده

۳-۳- آنالیز شکست

شکل‌های ۱۱ و ۱۲ به ترتیب سطوح شکست فولادهای دوفازی تولید شده در دمای ۷۷۰°C و زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر می‌توان دریافت که سطح شکست این دو فولاد عمدتاً متشکل از دیمپل‌ها و همچنین برخی صفحات کلیواژ است. در واقع ترکیب کرنش‌سختی و حضور فاز مارتنزیت علت حضور صفحات کلیواژ در سطح مقطع شکست است. این

مارتنزیت و فریت است. این موضوع می‌تواند به کاهش مقدار کربن فاز مارتنزیت در نتیجه‌ی افزایش کسر حجمی این فاز در دمای 800°C و زمان ۵ دقیقه ارتباط داشته باشد. در حقیقت، کاهش مقدار کربن مارتنزیت موجب افزایش قابلیت شکل‌پذیری در این فاز شده و خواص آن را به فریت کمی نزدیک می‌کند و لذا فصل‌مشترک‌های قوی بین این دو فاز ایجاد می‌شود. این موضوع باعث می‌شود با حضور مقدار مارتنزیت بالای ۳۳ درصد در این فولاد، انعطاف‌پذیری دچار افت چشمگیری نسبت به دمای 770°C نشود.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش برای تولید فولاد دوفازی استحکام بالا به همراه انعطاف‌پذیری مناسب متشکل از ساختار فریتی-مارتنزیتی، از عملیات آستنیت‌ه کردن، کوئنچ کردن، نورد سرد نامتقارن و آنیل میان بحرانی در دماهای 770°C و 800°C و زمان‌های کوتاه ۱ و ۵ دقیقه استفاده شده است. نتایج مهم به دست آمده به طور خلاصه در ذیل شرح داده شده است:

در تمام فولادهای دوفازی تولید شده، فاز مارتنزیت تقریباً به طور یکنواخت توزیع شد. افزایش دمای آنیل میان بحرانی، مطابق با قانون اهرم، افزایش کسر حجمی مارتنزیت را در پی داشت. به این ترتیب کسر حجمی مارتنزیت مربوط به زمان‌های ۱ و ۵ دقیقه به ترتیب در دمای 770°C از ۸٪ به ۱۲٪ و در دمای 800°C از ۱۰٪ به ۳۳٪ رسید.

با افزایش زمان آنیل میان بحرانی، سختی و استحکام افزایش یافت. فولاد دوفازی تولید شده در دمای 800°C و زمان ۵ دقیقه، خواص مکانیکی عالی (سختی ۲۴۴ HV، استحکام کششی نهایی ۱۰۲۰ MPa و انعطاف‌پذیری ۱۲/۵ درصد) را از خود نشان داد.

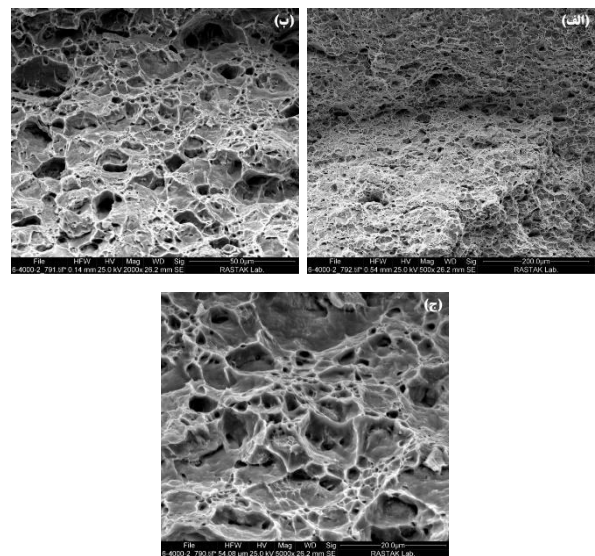
در فولاد دوفازی تولید شده در دمای 800°C و زمان ۵ دقیقه، به دلیل بالا بودن کسر حجمی مارتنزیت و در نتیجه کاهش مقدار کربن آن، سختی فاز مارتنزیت نیز کاهش یافت و لذا تغییر شکل پلاستیک قابل توجه و توانایی کرنش‌سختی بالایی را از خود نشان داد.

سطح شکست اکثر فولادهای دوفازی تولید شده عمدتاً شامل دیمپل‌ها بود که این دلیلی بر رفتار غالب شکست نرم در فولادهای تولیدی است. با افزایش دما و زمان آنیل میان بحرانی به علت افزایش کسر حجمی مارتنزیت و ترک خوردگی ناشی از این فاز، صفحات کلیواژ بیشتری مشاهده شد.

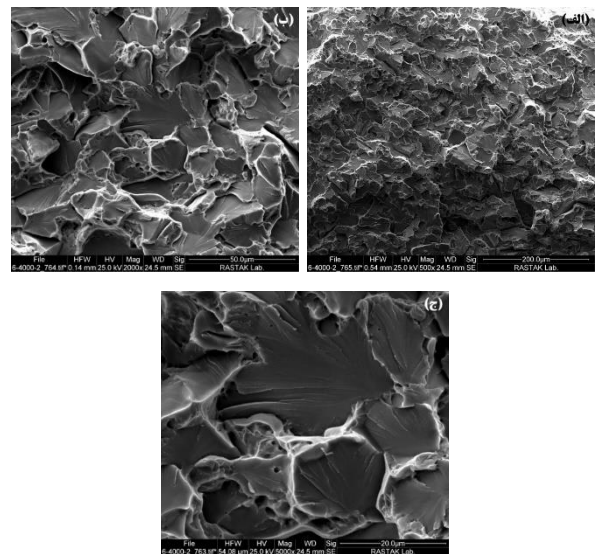
تشکر و قدردانی: از مسئولین دانشکده مهندسی مواد و صنایع دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل که امکان انجام این پژوهش را فراهم نمودند، تشکر و قدردانی می‌شود.

تاییدیه اخلاقی: محتویات علمی مقاله، حاصل پژوهش نویسندگان بوده و صحت نتایج آن نیز بر عهده آن‌ها است.

صفحات کلیواژ به همراه دیمپل‌ها در سطح شکست به وضوح قابل رویت است. علت شکل‌گیری صفحات کلیواژ، ترک خوردن مارتنزیت در طول آزمون کشش می‌باشد. نکته مهمی که باید به آن توجه داشت این است که فصل‌مشترک‌های فریت-مارتنزیت در این فولاد دچار شکست و گسستگی نشده است (شکل ۱۴ ج) را مشاهده نمایید). معمولاً از آن جایی که خواص کششی فازهای فریت و مارتنزیت با هم متفاوت است و شکل‌پذیری فاز فریت بیشتر از مارتنزیت می‌باشد، منجر به شکل‌گیری حفرات و ترک‌ها در فصل‌مشترک آن‌ها حین آزمون کشش می‌شود. اما شکل ۱۴ نشان‌دهنده وجود فصل‌مشترک‌های قوی بین



شکل ۱۳) سطح شکست فولاد دوفازی تولید شده در دمای 800°C و زمان ۱ دقیقه



شکل ۱۴) سطح شکست فولاد دوفازی تولید شده در دمای 800°C و زمان ۵ دقیقه

and the effect of aging. *Acta Materialia*. 2011;59(2):658-70.

13- Song R, Ponge D, Raabe D, Kaspar R. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. *Acta materialia*. 2005;53(3):845-58.

14- Yaghoobi F, Jamaati R, Aval HJ. A new 1.2 GPa-strength plain low carbon steel with high ductility obtained by SRDR of martensite and intercritical annealing. *Materials Science and Engineering: A*. 2020:139584.

15- Basoeki PD. Effects of DP steel microstructure on the disappearance of discontinuous yielding. In *MATEC Web of Conferences* 2018;204:07013.

تعارض منافع: مقاله حاضر هیچ گونه تعارض منافعی با اشخاص و سازمانهای دیگر ندارد.

سهم نویسندگان: فاطمه یعقوبی (نویسنده اول) نگارنده مقاله/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (۴۰٪)؛ روحاله جماعتی (نویسنده دوم) روش شناس/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (۳۰٪)؛ حامد جمشیدی اول (نویسنده سوم) روش شناس/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (۳۰٪).

منابع مالی: این پژوهش با حمایت مالی دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل انجام شده است.

منابع

- 1- Sodjit S, Uthaisangsuk V. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. *Materials & Design*. 2012;41:370-9.
- 2- Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A, Saeidi N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;612:54-62.
- 3- Alibeyki M, Mirzadeh H, Najafi M. Fine-grained dual phase steel via intercritical annealing of cold-rolled martensite. *Vacuum*. 2018;155:147-52.
- 4- Etesami SA, Enayati MH, Kalashami AG. Austenite formation and mechanical properties of a cold rolled ferrite-martensite structure during intercritical annealing. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;682:296-303.
- 5- Terao N, Cauwe B. Influence of additional elements (Mo, Nb, Ta and B) on the mechanical properties of high-manganese dual-phase steels. *Journal of materials science*. 1988;23(5):1769-78.
- 6- Saeidi N, Ashrafizadeh F, Niroumand B. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;599:145-9.
- 7- Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;619:1-1.
- 8- Shin DH, Kim BC, Park KT, Choo WY. Microstructural changes in equal channel angular pressed low carbon steel by static annealing. *Acta Materialia*. 2000;48(12):3245-52.
- 9- Weng Y, Dong H, Gan Y. *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. Springer Science & Business Media; 2011.
- 10- Mukherjee K, Hazra SS, Miltzer M. Grain refinement in dual-phase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009;40(9):2145-59.
- 11- 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):148-59.
- 12- Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels