

Research Paper

Experimental and Finite Element Comparison of Mechanical Properties and Formability of Dual Phase Steel and Ferrite-Pearlite Steel With the Same Chemical Composition

Abolfazl Fazaeli¹, Mostafa Habibi², *Ali Akbar Ekrami³

1. MSc. Student, Faculty of Material Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.
2. MSc. Student, Faculty of Mechanical Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.
3. Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

Citation: Fazaeli A, Habibi M, Ekrami AK. Experimental and Finite Element Comparison of Mechanical Properties and Formability of Dual Phase Steel and Ferrite-Pearlite Steel With the Same Chemical Composition. Metallurgical Engineering. 2016; 19(2):84-93. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41458.1064>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41458.1064>

ABSTRACT

Ferrite-martensite dual-phase (DP) steels are a subset of advanced high strength steels which can be produced by applying inter-critical heat treatment on low-carbon steels. The strength and toughness of DP steels are greater than those in ferrite-pearlite steels with the same chemical composition. In this study, mechanical properties and forming limit diagram of ferrite-pearlite and DP steels with the same chemical composition were investigated and compared. For this purpose, inter-critical quenching heat treatment was applied on a low-carbon steel with ferrite-pearlite microstructure to produce ferrite – continuous martensite DP steel. Tensile and hardness tests were used to determine the mechanical properties, and Nakazima test was used to determine the formability of ferrite-pearlite and DP steels. Forming limit diagram of steels was also simulated using finite element method in macro scale, and compared with experimental results. The results of mechanical tests showed that the yield stress, tensile strength and hardness of produced DP steel were increased 65.91, and 87% respectively, in comparison to the same mechanical properties of ferrite-pearlite steel. Based on Experimental and simulation results of Nakazima test, the formability of DP steel is better than ferrite-pearlite steel. There was good agreement between simulation and experimental results.

Key words: Dual-phase steel, Ferrite, Martensite, Forming limit diagram, Finite element modeling

■ ■

* *Corresponding Author:*

Ali Akbar Ekrami, PhD

Address: Faculty of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 66165205

E-mail: ekrami@sharif.edu

مقایسه تجربی و المان محدود خواص مکانیکی و شکل‌پذیری فولاد دوفازی و فولاد فریت-پرلیتی با ترکیب شیمیایی یکسان

ابوالفضل فضائی^۱، مصطفی حبیبی^۲، علی اکبر اکرامی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

۳- استاد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

چکیده

فولادهای دوفازی فریت-مارتنزیتی زیرمجموعه‌ای از فولادهای استحکام بالای پیشرفته هستند که با اعمال چرخه حرارتی آبدهی بین‌بحرانی بر فولادهای کم‌کربن تولید می‌شوند. از ویژگی‌های بارز فولادهای دوفازی، استحکام و چقرمگی بالای آن‌ها نسبت به فولادهای فریت-پرلیتی با ترکیب شیمیایی مشابه است. در این پژوهش به بررسی و مقایسه خواص مکانیکی و نمودار حد شکل‌دهی فولاد فریت-پرلیتی و فولاد دوفازی با ترکیب شیمیایی یکسان پرداخته شده است. بدین منظور با اعمال چرخه حرارتی آبدهی بین‌بحرانی بر فولادی کم‌کربن با ساختار اولیه فریت-پرلیتی، فولاد دوفازی فریت-مارتنزیت پیوسته تولید شد. سپس آزمون‌های کشش و سختی سنجی به منظور بررسی خواص مکانیکی، و آزمون ناکازیما برای تعیین شکل‌پذیری فولاد اولیه و فولاد دوفازی تولیدشده انجام گرفت. همچنین نمودار حد شکل‌دهی فولادها با استفاده از روش المان محدود در مقیاس ماکرو، مدل‌سازی و با نتایج تجربی مقایسه گردید. نتایج حاصل از آزمون‌های مکانیکی نشان داد که استحکام تسلیم، استحکام کششی و سختی فولاد دوفازی به ترتیب به میزان ۶۵، ۹۱ و ۸۷ درصد نسبت به ساختار اولیه افزایش یافته است. براساس نتایج تجربی و مدل‌سازی حاصل از آزمون ناکازیما، فولاد دوفازی از شکل‌پذیری بهتری نسبت به فولاد فریت-پرلیتی برخوردار است. همچنین نتایج آزمون تجربی ناکازیما مطابقت خوبی با نتایج حاصل از مدل‌سازی دارد.

واژه‌های کلیدی: فولاد دوفازی، فریت، مارتنزیت، نمودار حد شکل‌دهی، مدل‌سازی المان محدود

۱. مقدمه

محصولات سبک‌تر جهت بالا رفتن راندمان سوخت، ایمنی وسیله نقلیه نیز فراهم شود. استحکام بالا اغلب با شکل‌پذیری خوب متضاد است؛ در حالی که برای ساختن قطعات پیچیده اتومبیل به شکل‌پذیری خوب نیاز است. استفاده از فولادهای دوفازی، برای ساخت این قطعات مناسب است [۱-۱۰، ۵].

یکی از روش‌های عملیات حرارتی برای تولید فولادهای دوفازی، روش آبدهی بین‌بحرانی^۱ است. در این چرخه حرارتی، فولاد با ساختار اولیه فریت-پرلیتی تا دمایی معین در ناحیه دوفازی (فریت+آستنیت) گرم، و در این دما به مدت زمان کافی نگهداری می‌شود. بدین ترتیب آستنیت در مرز دانه‌های فریت جوانه زده، و به صورت یک شبکه بهم پیوسته دانه‌های فریت را محاصره می‌کند. در این شرایط با سریع سرد کردن فولاد در محیط مناسب، آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. ریزساختار به دست آمده از این چرخه عملیات حرارتی شامل

فولادهای دوفازی دسته‌ای از فولادهای استحکام بالای پیشرفته می‌باشد؛ که ریزساختار آن متشکل از فازهای فریت و مارتنزیت است [۱-۳]. فولادهای دوفازی به علت داشتن چگالی بالایی از نابعایی‌های متحرک در فصل مشترک فریت و مارتنزیت، دارای رفتار تسلیم پیوسته است [۴]. از دیگر ویژگی‌های قابل توجه این فولادها می‌توان به مواردی نظیر؛ نسبت کم تنش تسلیم به استحکام کششی، شکل‌پذیری بالا و نرخ کارسختی بالا در مراحل اولیه تغییر شکل اشاره نمود [۵، ۶].

از جمله کاربردهای فولادهای دوفازی می‌توان به مواردی همچون صنعت خودروسازی و هوافضا، لوله‌های انتقال نفت و گاز، محفظه‌های تحت فشار، دکل‌های برق فشار قوی و پل‌های آهنی اشاره کرد. در صنعت خودروسازی و هوافضا، ورق‌های فولادی مورد استفاده باید از استحکام بالا و شکل‌پذیری خوب برخوردار باشند تا ضمن استفاده از ورق‌های نازک‌تر برای تولید

1. Inter-critical quenching

* نویسنده مسئول:

دکتر علی اکبر اکرامی

نشانی: تهران، دانشگاه صنعتی شریف، دانشکده مهندسی و علم مواد.

تلفن: +۹۸ ۶۶۱۶۵۲۰۵ (۲۱)

پست الکترونیکی: ekrami@sharif.edu

به‌منظور حذف اثرات اکسید شدن و دکربوره شدن سطح فولاد بر نتایج نهایی، یک میلی‌متر از سطوح قطعات دوفازی شده برداشته شد؛ و نمونه‌های مورد نیاز برای آزمون‌های مکانیکی و متالوگرافی با ضخامت ۲ میلی‌متر از قطعات فولادی دوفازی شده تهیه گردید.

آماده‌سازی نمونه‌ها برای متالوگرافی و بررسی‌های ریزساختاری بر اساس استاندارد ASTM E۳ [۱۳] انجام گرفت؛ و برای حکاکی کردن سطح نمونه‌های متالوگرافی و ظاهر کردن ریزساختار، از محلول نایتال ۲٪ استفاده شد. آزمون سختی‌سنجی بر اساس استاندارد ASTM E۸۲-۹۲ [۱۴] با اعمال نیروی ۳۰ کیلوگرم به مدت زمان ۲۰ ثانیه انجام گرفت. آزمون سختی‌سنجی برای هر نمونه حداقل در ۵ نقطه مختلف انجام گرفت؛ و میانگین نتایج به صورت عدد سختی ویکرز گزارش شد. آزمون کشش نیز بر اساس استاندارد ASTM E۸ [۱۵] در دمای اتاق و بر روی نمونه‌هایی با طول ۱۰۰ میلی‌متر انجام شد. سرعت حرکت فک‌ها در آزمون کشش برابر با یک میلی‌متر بر دقیقه انتخاب گردید.

برای مطالعه شکل‌پذیری ساختار دوفازی و اولیه، آزمون شکل‌دهی ناکازیما^۲ انجام گرفت. پانچ، ورق‌گیر و قالب بر اساس استاندارد ISO ۱۲۰۰۴ [۱۶] به‌صورت طرح‌واره در تصویر شماره ۲ نشان داده شده است. تصویر شماره ۳ طرح‌واره نمونه‌های تهیه‌شده برای آزمون ناکازیما را نشان می‌دهد. مش‌های دایره‌ای با قطر ۲/۵ میلی‌متر و به روش حکاکی الکتروشیمیایی روی نمونه‌های مورد نظر ایجاد شد. همچنین یک دستگاه پرس هیدرولیکی ۶۰ تن با سرعت ثابت برای انجام آزمون ناکازیما مورد استفاده قرار گرفت. در نهایت به‌منظور پیش‌بینی نمودارهای حد شکل‌دهی فولاد با ساختارهای اولیه و دوفازی شده، آزمون ناکازیما به صورت سه بعدی در نرم افزار ABAQUS/Explicit مدل‌سازی شد.

تابع تسلیم هیل^۳ ۱۹۴۸ برای مدل کردن رفتار ورق‌های فلزی مورد استفاده قرار گرفت. قانون سخت‌شوندگی هولمن^۴ نیز به‌منظور مدل کردن رفتار کارسختی ماده بکار گرفته شد.

2. Nakazima Forming Test
3. Hills 1948
4. Hollomans Hardening Law

یک شبکه به‌هم پیوسته مارتنزیت در اطراف دانه‌های فریت است؛ که اصطلاحاً به فولاد دوفازی فریت-مارتنزیت پیوسته معروف است [۱۱، ۱۲].

فولادهای دوفازی در تاریخ پیدایش خود، هدف تحقیقات گسترده‌ای قرار گرفته است. این درحالی است که در بیشتر این پژوهش‌ها، روش تولید و خواص مکانیکی این دسته از فولادها موضوع بحث و بررسی است؛ و تحقیقات موجود در زمینه بررسی و مقایسه شکل‌پذیری ورقهای فولاد دوفازی با فولادهای فریت-پرلیتی بسیار نادر است. لذا هدف از پژوهش اخیر، استفاده از عملیات حرارتی آینده بین‌بحرانی برای تولید فولاد دوفازی، و مقایسه خواص مکانیکی و شکل‌پذیری فولاد دوفازی با فولاد فریت-پرلیتی می‌باشد.

۲. مواد و روش تحقیق

برای تولید فولاد دوفازی از یک ورق فولاد کم‌کربن با ضخامت ۱۲ میلی‌متر و ساختار اولیه فریت-پرلیتی استفاده شد. ترکیب شیمیایی فولاد با استفاده از آنالیز طیف‌سنجی نشر نوری تعیین شد. همچنین دماهای بحرانی فولاد (A_{C1} و A_{C3}) با استفاده از روابط تجربی (۱) و (۲) محاسبه گردید [۷]. ترکیب شیمیایی و دماهای بحرانی فولاد در جدول شماره ۱ گزارش شده است.

رابطه ۱.

$$AC3(C^{\circ})=910-203\sqrt{C}+15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W$$

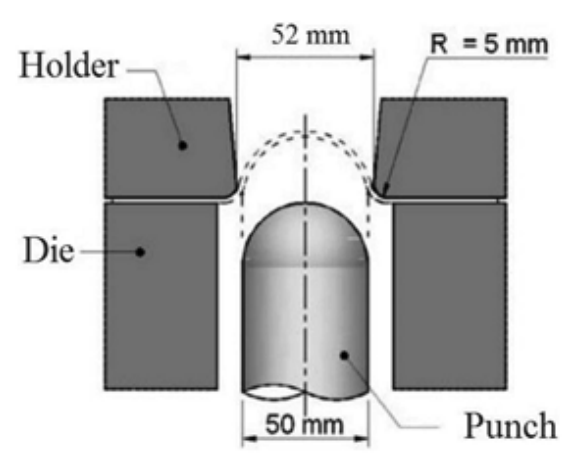
رابطه ۲.

$$AC1(C^{\circ})=723-10.7Mn-16.9Ni+29.1S+19.9Cr+290As+6.38W$$

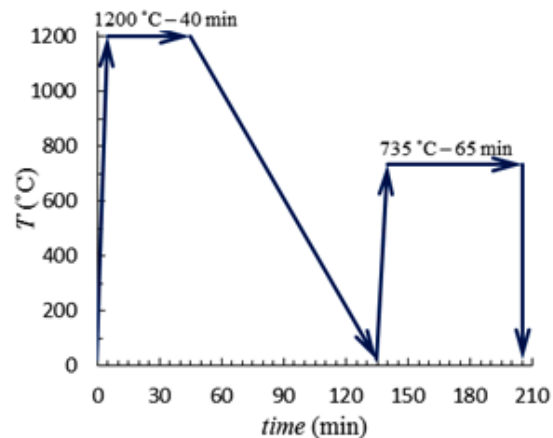
برای تولید فولاد دوفازی، قطعه‌هایی در ابعاد $150 \times 110 \times 12$ میلی‌متر مکعب از ورق فولاد اولیه تهیه شد. قبل از اعمال چرخه حرارتی آینده بین‌بحرانی، به‌منظور تابکاری کردن فولاد، قطعات فولادی به مدت ۴۰ دقیقه در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت و پس از آن با نرخ ۱۳ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه تا دمای اتاق سرد شد. سپس برای تولید فولاد دوفازی، قطعات تابکاری شده تا دمای ۷۳۵ درجه سانتی‌گراد گرم شد؛ و به مدت ۶۵ دقیقه در این دما نگهداری و پس از آن در آب سرد، آینده شد. چرخه حرارتی اعمال شده به‌صورت طرح‌واره در تصویر شماره ۱ نشان داده شده است.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی و دماهای بحرانی فولاد مورد استفاده.

ترکیب شیمیایی (Wt.%)						دماهای بحرانی (°C)	
Fe	C	Mn	Si	P	S	A_{C1}	A_{C3}
پایه	۰/۱۹	۰/۴۴	۱/۳	۰/۰۱۸	۰/۰۱۳	۷۲۴	۸۴۲



تصویر ۲. طرحواره آزمون ناکازیما.



تصویر ۱. چرخه‌های عملیات حرارتی تابکاری و آبدهی بین بحرانی اعمال شده برای تولید فولاد دوفازی.

تصویر شماره ۶ ریزساختار دوفازی حاصل از عملیات حرارتی آبدهی بین‌بحرانی را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌گردد که مارتنزیت به صورت یک فاز پیوسته دانه‌های فریتی را احاطه کرده است. همان‌گونه که قبلاً توضیح داده شد، با قرار گرفتن فولاد در ناحیه دوفازی آستنیت-فریت، دانه‌های آستنیتی در مناطق پرلیتی و مرز دانه‌های فریت جوانه زده و رشد می‌کند. بدین ترتیب یک شبکه بهم پیوسته آستنیتی دانه‌های فریت را محاصره می‌کند. با آبدهی کردن فولاد از دمای بین‌بحرانی در آب سرد، دگرگونی برشی آستنیت به مارتنزیت رخ می‌دهد؛ و ریزساختار دوفازی فریت-مارتنزیت پیوسته به‌دست می‌آید. برای تعیین درصد حجمی مارتنزیت در فولاد دوفازی، با استفاده از نرم‌افزار کلمکس^۵ مناطق فریت و مارتنزیت از یکدیگر تفکیک شد؛ و درصد فاز مارتنزیت معادل 40 ± 2 درصد اندازه‌گیری شد.

خواص مکانیکی

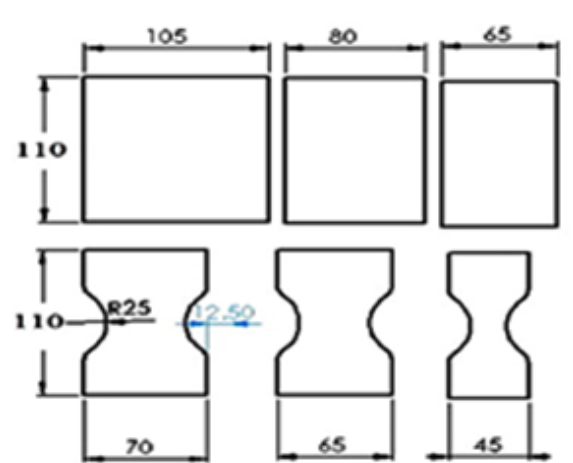
تصویر شماره ۷ نمودار تنش-کرنش مهندسی برای فولاد اولیه و فولاد دوفازی فریت-مارتنزیتی را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌گردد که در نمودار کشش مربوط به فولاد اولیه با ساختار فریت-پرلیتی پدیده نقطه تسلیم رخ نداده است. پدیده نقطه تسلیم نتیجه قفل شدن خطوط نابجایی توسط عناصر آلیاژی بین‌نشینی (از جمله کربن) است. نفوذ عناصر آلیاژی بین‌نشینی در دمای اتاق و در نتیجه قفل شدن خطوط نابجایی مستلزم گذشت زمان‌های طولانی پس از تولید فولاد کم کربن می‌باشد [۱۸، ۱۹].

آزمون کشش برای ساختار اولیه فولاد در فاصله زمانی کوتاهی پس از تولید ورق انجام گرفته است؛ لذا فرصت کافی

۳. نتایج و بحث

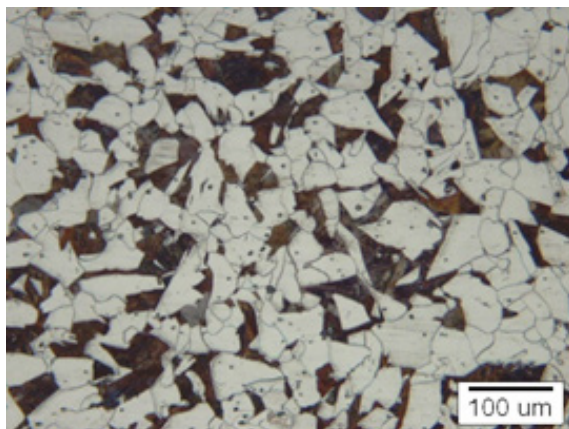
ریزساختار

ریزساختار اولیه ورق فولاد استفاده شده در تصویر شماره ۴ نشان داده شده است؛ که یک ساختار فریت-پرلیت می‌باشد. جدایش و نواری بودن مناطق فریت و پرلیت، نتیجه عدم توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی ضمن سرد شدن سریع حین انجماد و نورد گرم می‌باشد [۱۷]. عدم توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در فولاد منجر به ریزساختار دوفازی غیریکنواخت می‌گردد. به جهت همگن‌سازی ترکیب شیمیایی و ریزساختار اولیه، عملیات حرارتی تابکاری در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۴۰ دقیقه انجام شد. تصویر شماره ۵ ریزساختار فولاد تابکاری شده را قبل از عملیات آبدهی بین‌بحرانی نشان می‌دهد. همان‌گونه که ملاحظه می‌گردد فولاد تابکاری شده، دارای ساختار یکنواخت فریت-پرلیتی است.

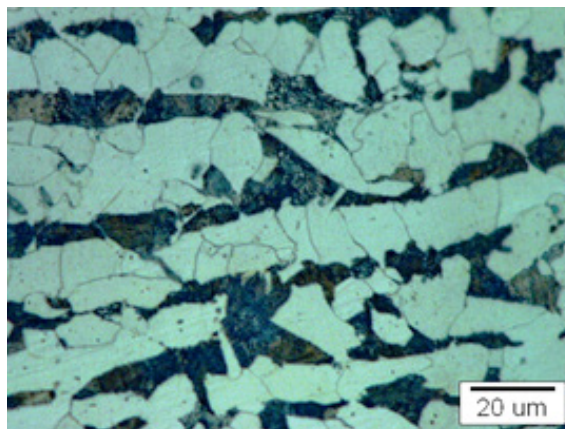


تصویر ۳. طرحواره نمونه‌های مختلف استفاده شده برای آزمون ناکازیما (ابعاد به میلی‌متر است).

5. Clemex



تصویر ۵. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد تابکاری شده.



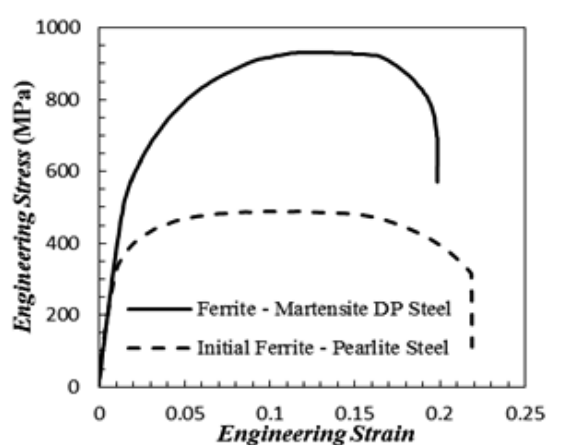
تصویر ۴. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد تابکاری شده.

بنابراین با دوفازی کردن فولاد ساده کربنی، استحکام به دلیل افزایش چگالی نابجایی های ساکن و نرمی به علت افزایش چگالی نابجایی های متحرک بهبود می یابد [۲۲-۲۰، ۴].

با توجه به تصویر شماره ۷ و نتایج مندرج در جدول شماره ۲ ملاحظه می گردد که مقدار ازدیاد طول فولاد دوفازی ۲ درصد کمتر از فولاد اولیه می باشد؛ که این مقدار بسیار کم، و قابل چشم پوشی است. ازدیاد طول مناسب فولادهای نتیجه حضور فاز نرم فریت در این فولادها می باشد. همچنین ملاحظه می گردد که نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی کاهش یافته است. که این موضوع منجر به افزایش نرخ کارسختی حین تغییر فرم پلاستیک و بهبود شکل پذیری فولاد می گردد [۲، ۲۳، ۲۴].

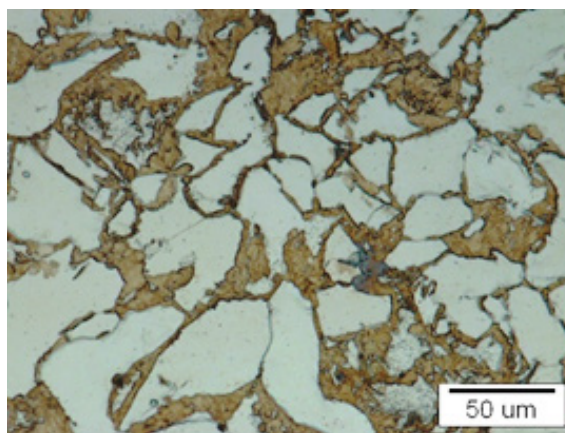
شکل پذیری

اثر عملیات حرارتی آبدهی بین بحرانی بر شکل پذیری



تصویر ۷. نمودارهای تنش-کرنش مهندسی فولاد استفاده شده با ساختار اولیه و ساختار دوفازی.

برای نفوذ عناصر آلیاژی بین نشینی و قفل شدن نابجایی و در نتیجه پیدایش نقطه تسلیم ناپیوسته در نمودار کشش مربوطه فراهم نشده است. خواص مکانیکی فولاد برای ریزساختار اولیه و ریزساختار دوفازی در جدول شماره ۲ گزارش شده است. ملاحظه می گردد که با دوفازی کردن فولاد، مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی و سختی فولاد به صورت چشمگیری افزایش یافته است. سختی و استحکام بالای فولادهای دوفازی نتیجه تشکیل شدن فاز سخت مارتنزیت در ساختار است. با سرد کردن سریع فولاد از دمای بین بحرانی، آستنیت در اثر دگرگونی برشی به مارتنزیت تبدیل می شود. این دگرگونی با حدود ۴ درصد افزایش حجم همراه است [۱۷] که باعث تغییر شکل پلاستیکی دانه های فریت، و افزایش چگالی نابجایی ها در آنها می گردد. علاوه بر این استحکام و سختی مارتنزیت بسیار بالا بوده، و به عنوان یک فاز تقویت کننده در فولادهای دوفازی عمل می کند.



تصویر ۶. تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار فولاد دوفازی فریت-مارتنزیت پیوسته.

جدول ۲. خواص مکانیکی فولاد مورد مطالعه با ریزساختارهای اولیه و دوفازی.

r	n	K (MPa)	کل ازدیاد طول (%)	ازدیاد طول یکنواخت (%)	استحکام تسلیم		استحکام تسلیم (MPa)	سختی (VHN)	ریزساختار
					استحکام کششی (MPa)	استحکام کششی			
۱/۰۸	۰/۱۴۱	۲۴۲/۵۱	۲۱/۹	۱۱	۰/۷۰	۴۸۸	۳۴۰	۱۶۰	اولیه
۰/۸۹	۰/۱۶۹	۱۵۰/۸	۱۹/۸	۱۳	۰/۶۰	۹۳۱	۵۶۰	۳۰۰	دوفازی

جدول شماره ۲، با دوفازی کردن فولاد مورد مطالعه، مقادیر مربوط به n و k افزایش و مقدار r کاهش یافته است. کاهش مقدار r در فولاد دوفازی نسبت به فولاد فریت-پرلیتی ناشی از افزایش اختلاف استحکام فازهای موجود در ساختار فولاد می‌باشد؛ که این موضوع منجر به کاهش اختلاف شکل‌پذیری فولاد دوفازی و فولاد اولیه، در سمت چپ نمودار حد شکل-دهی شده است (تصویر شماره ۸) [۱].

مدل‌سازی المان محدود

به منظور بررسی عددی اثر عملیات حرارتی آبدهی بین بحرانی بر شکل‌پذیری فولاد مورد مطالعه، آزمون شکل‌دهی ناکازیمبا با استفاده از نرم‌افزار ABAQUS/Explicit شبیه‌سازی شد (تصویر شماره ۹). ضریب اصطکاک بین فولاد و پانچ (μ) برابر با ۰/۰۸ فرض شد. قالب و پانچ به عنوان جسم صلب در نظر گرفته شد. ورق فولادی به عنوان یک جسم شکل‌پذیر در نظر گرفته شد؛ و با استفاده از Solid C3D8R مش‌بندی گردید.

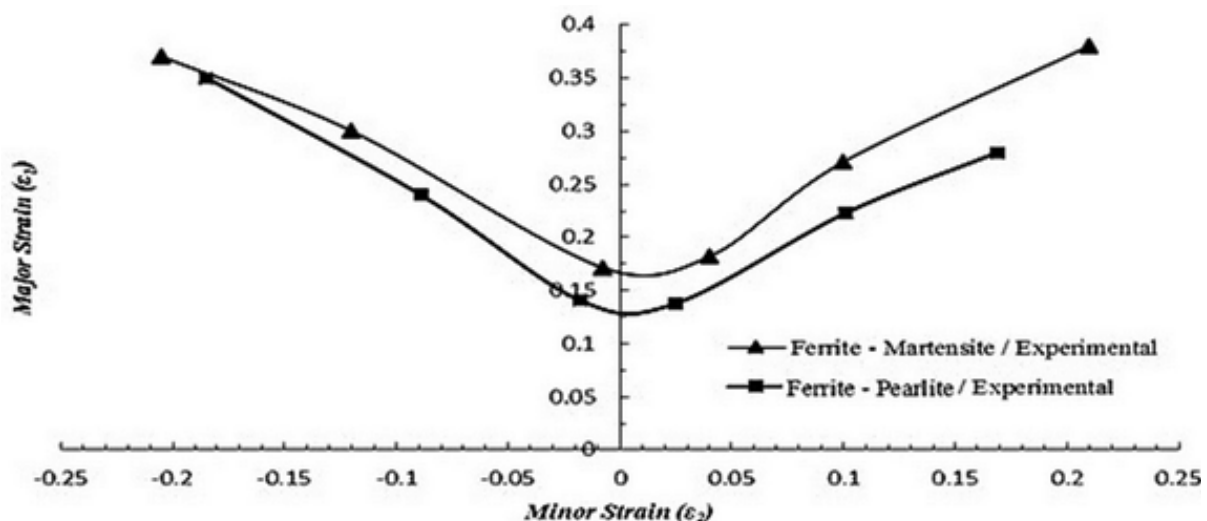
برای در نظر گرفتن اثر اندازه مش بر نمودار نیرو-جابجایی، چهار اندازه مش مختلف (۳، ۲، ۱ و ۰/۵ میلی‌متر) در نظر گرفته شد. نتایج نشان داد که با کاهش اندازه مش از ۳ به

فولاد مورد مطالعه به صورت تجربی و عددی مورد مطالعه قرار گرفت. بدین ترتیب نمودارهای حد شکل‌دهی بر اساس آزمون شکل‌دهی ناکازیمبا تعیین شد.

نتایج تجربی

نمودارهای حد شکل‌دهی فولاد مورد مطالعه برای ریزساختار اولیه و ریزساختار دوفازی، در تصویر شماره ۸ نشان داده شده است. برای به دست آوردن این نمودارها نمونه‌هایی با ابعاد نشان داده شده در تصویر شماره ۳ مورد آزمایش قرار گرفت. به طور کلی بر اساس نتایج حاصل از آزمون شکل‌دهی (تصویر شماره ۸)، عملیات حرارتی آبدهی بین‌بحرانی باعث انتقال نمودار حد شکل‌دهی به سمت بالا و بهبود شکل‌پذیری فولاد شده است. با این وجود ملاحظه می‌گردد که میزان بهبود شکل‌پذیری فولاد دوفازی نسبت به فولاد اولیه در سمت راست نمودار بیشتر از سمت چپ می‌باشد؛ که این موضوع مستقیماً به چگونگی تغییرات مقادیر k، n و r ارتباط دارد. به طور کلی پارامترهای k، n و r به صورت مستقیم بر میزان شکل‌پذیری نمودار حد شکل‌دهی مؤثر است؛ و با افزایش آن‌ها شکل‌پذیری ماده بهبود می‌یابد [۲۷-۲۵]. با توجه به مقادیر گزارش شده در

6. Forming Limit Diagram



تصویر ۸. نمودارهای حد شکل‌دهی فولاد مورد مطالعه با ریزساختار اولیه و ریزساختار دوفازی.

این ضرایب F, G, H, L, M و N ضرایب تابع تسلیم هیل می باشد. این ضرایب می تواند با شش پارامتر تنش تسلیم $(R_{11}, R_{22}, R_{33}, R_{12}, R_{13}, R_{23})$ وارد نرم افزار شود (رابطه ۱۰). در این پژوهش ناهمسانگردی صفحه ای در نظر گرفته شده است، بنابراین رابطه (۱۰) به رابطه (۱۱) تبدیل می شود.

رابطه ۱۰.

$$[R_{ij}] = \begin{bmatrix} R_{11}=1 & R_{12}=1 & R_{13}=1 \\ & R_{22}=1 & R_{23}=1 \\ \text{SYM}..R_{33} & \sqrt{\frac{(1+r)}{2}} & \end{bmatrix}$$

رابطه ۱۱.

$$[R_{ij}] = \begin{bmatrix} R_{11}=1 & R_{12} = \sqrt{\frac{3r_{90}(r_0+1)}{(r_{90}+r_0)(r_{90}+r_0)}} & R_{13}=1 \\ :R_{22} = \sqrt{\frac{r_0(r_0+1)}{r_0(r_0+1)}} & & R_{23}=1 \\ \text{SYM}..R_{33} & \sqrt{\frac{r_{90}(r_0+1)}{(r_0+1)}} & \end{bmatrix}$$

برای در نظر گرفتن رفتار کارسختی ورق های فولادی از رابطه کارسختی هولمن (رابطه ۱۲) استفاده شد.

رابطه ۱۲.

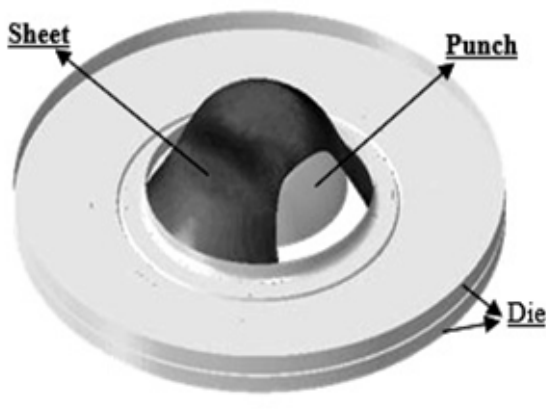
$$\bar{\sigma}_v = K(\bar{\epsilon})^n$$

که $\bar{\sigma}_v$ تنش مؤثر، $\bar{\epsilon}$ کرنش مؤثر، n نمای کارسختی و K ضریب استحکام می باشد. با استخراج مقادیر نمای کارسختی و ضریب استحکام از نمودار تنش-کرنش، و استفاده از رابطه هولمن (رابطه ۱۲)، رفتار کارسختی ماده به نرم افزار المان محدود وارد می شود.

در پیش بینی نمودار حد شکل دهی با استفاده از مدل سازی المان محدود، تعیین زمان گلوئی موضعی یا تعیین کرنش های حدی امری بسیار مهم است. در این پژوهش از روش معیار شتاب گرفتن کرنش ضخامتی استفاده شده است. روند تعیین کرنش های حدی با استفاده از معیار شتاب گرفتن کرنش ضخامتی عبارت است از:

نمودار نیرو-زمان برای سنبه بررسی و زمان افت نیرو تعیین شده؛ در زمان افت نیرو، المانی که بیشترین کرنش معادل را تحمل کرده (المان بحرانی) مشخص می شود،

نمودار ϵ_t برای المان بحرانی از تاریخچه نرم افزار استخراج



تصویر ۹. طرحواره سه بعدی از مدل سازی ورق، پانچ و قالب.

۱ میلی متر، دقت نتایج شبیه سازی افزایش می یابد؛ در حالی که با کاهش اندازه مش از ۱ به ۰/۵ میلی متر علی رغم افزایش زمان آنالیز، بهبود چشمگیری در دقت نتایج حاصل نمی شود. لذا اندازه مش مناسب برابر با ۱ میلی متر، و برای مدل سازی رفتار ورق ها، تابع تسلیم هیل ۱۹۴۸ در نظر گرفته شد. مدل مذکور توسط روابط (۳) تا (۹) تشریح شده است [۲۸].

رابطه ۳.

$$f(\sigma) = \left(\begin{matrix} f(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 \\ + H(\sigma_{11} + \sigma_{22})^2 \\ + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2 \end{matrix} \right)^{0.5}$$

رابطه ۴.

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} \right)$$

رابطه ۵.

$$G = \frac{1}{2} \left(-\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} \right)$$

رابطه ۶.

$$H = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} \right)$$

رابطه ۷.

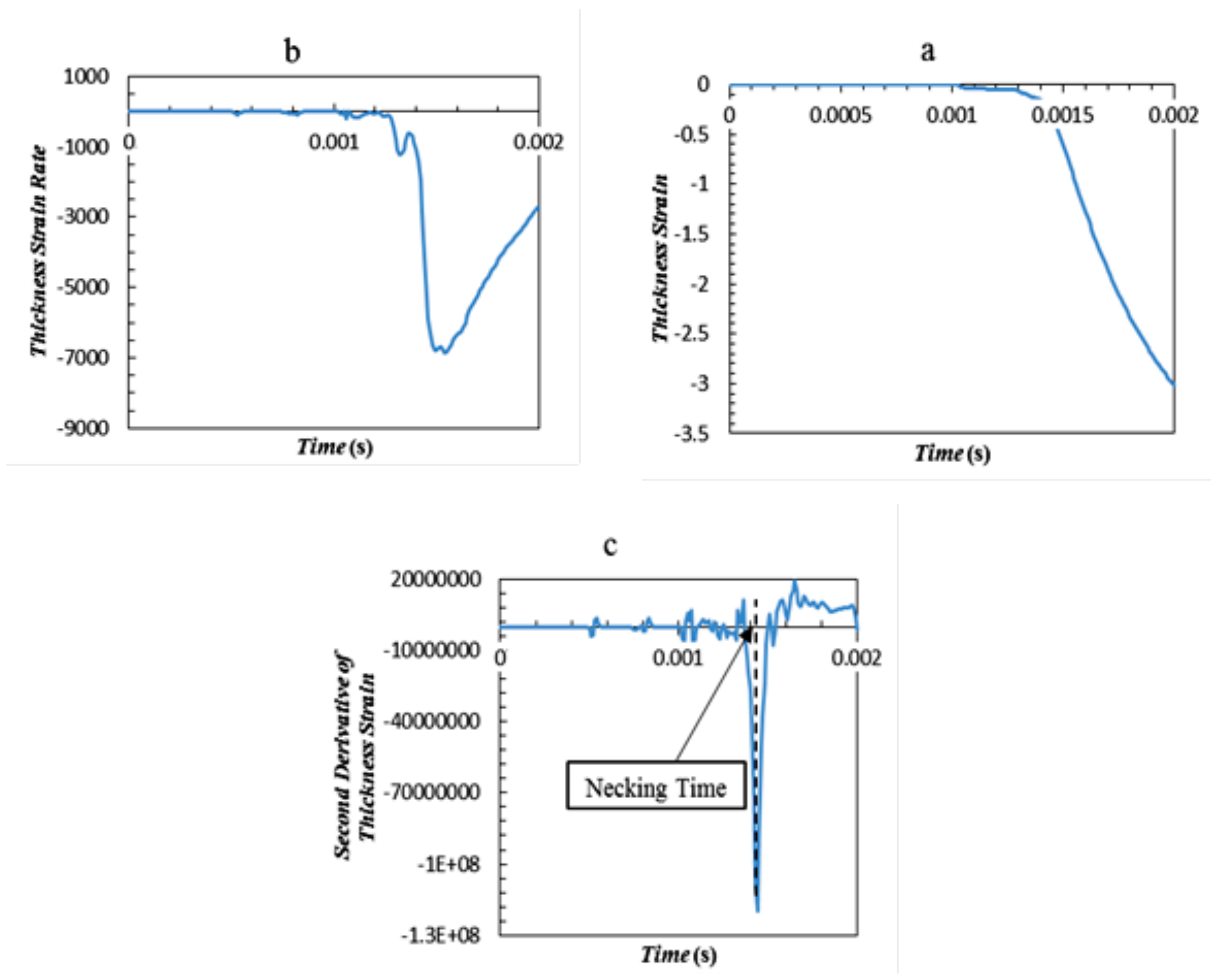
$$L = \frac{3}{2R_{23}^2}$$

رابطه ۸.

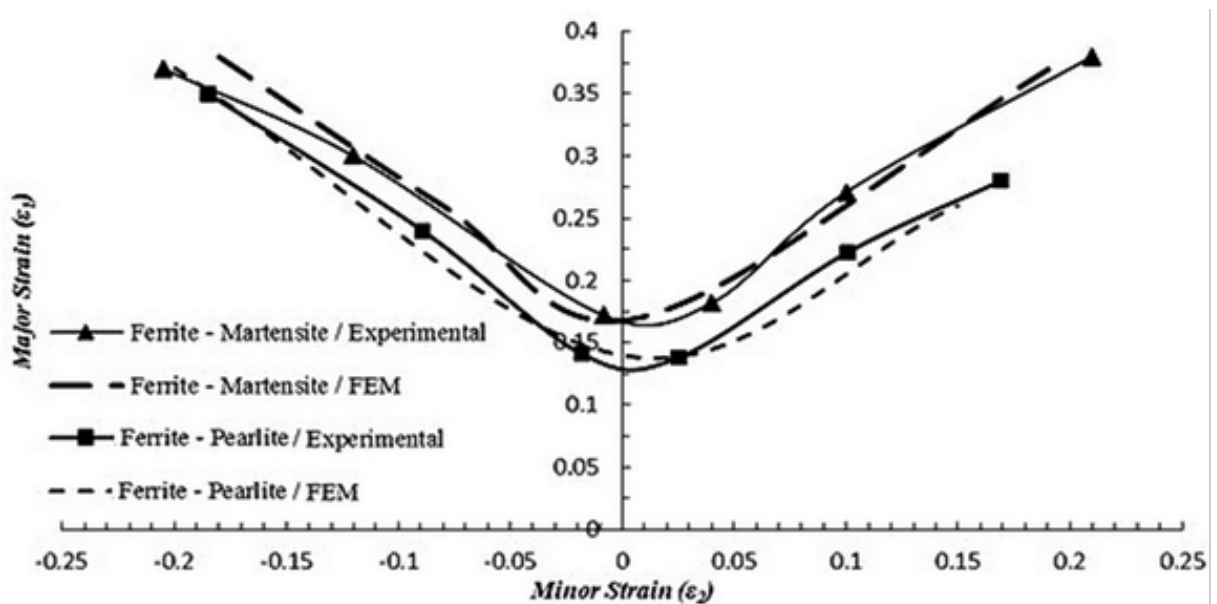
$$M = \frac{3}{2R_{13}^2}$$

رابطه ۹.

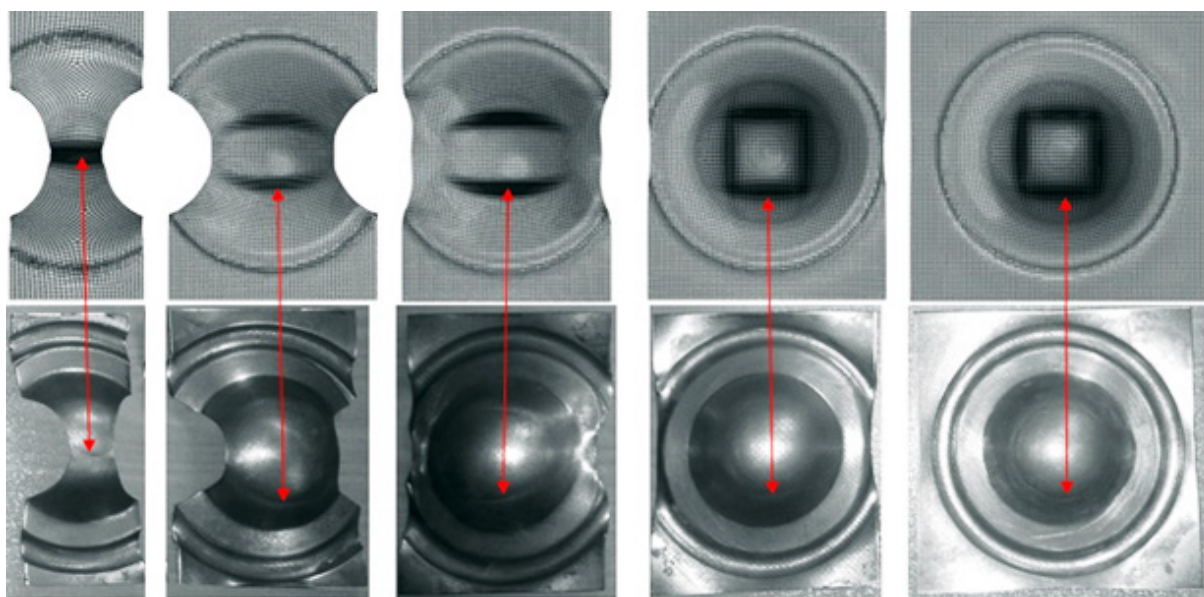
$$N = \frac{3}{2R_{12}^2}$$



تصویر ۱۰. مراحل تعیین زمان گلوئی موضعی با استفاده از معیار شتاب گرفتن کرنش ضخامتی.



تصویر ۱۱. نمودار حد شکل‌دهی حاصل از آزمون تجربی و روش مدل‌سازی المان محدود برای فولاد با ساختار اولیه و دوفازی‌شده.



تصویر ۱۲. مقایسه برخی نتایج حاصل از آزمون تجربی و روش مدل‌سازی المان محدود در تعیین محل گلوئی موضعی یا شکست فولاد دوفازی.

شده حاوی حدود ۴۰ درصد فاز مارتنزیت است؛ که به صورت یک شبکه بهم‌پیوسته دانه‌های فریت را احاطه کرده است. تنش تسلیم، استحکام کششی و سختی فولاد مورد مطالعه پس از تبدیل شدن به فولاد دوفازی به ترتیب به میزان ۶۵،۹۱ و ۸۷ درصد افزایش یافت. همچنین نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی فولاد با تبدیل شدن به فولاد دوفازی کاهش یافت.

اثر عملیات حرارتی آبدهی بین‌بحرانی بر شکل‌پذیری فولاد مورد مطالعه، با به‌کارگیری آزمون ناکازیمان به صورت تجربی و عددی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تجربی حاصل از آزمون ناکازیمان بهبود چشمگیری را برای ریزساختار دوفازی نسبت به ریزساختار فریت-پرلیتی نشان می‌دهد که این موضوع نتیجه مقادیر بیشتر ضریب استحکام و نمای کارسختی فولاد دوفازی نسبت به فولاد فریت-پرلیتی است. نتایج حاصل از شبیه‌سازی آزمون شکل‌دهی ناکازیمان با روش مدل‌سازی المان محدود، به خوبی با نتایج حاصل از آزمون تجربی مطابقت دارد.

تشکر و قدردانی

بدین وسیله از حوزه معاونت محترم پژوهش و فناوری دانشگاه صنعتی شریف به خاطر حمایت مالی از این تحقیق تشکر می‌شود.

می‌شود،

نمودار $d^2\varepsilon_t/dt^2$ برای المان بحرانی تعیین می‌شود،

لحظه‌ای که $d^2\varepsilon_t$ مینیمم شود زمان گلوئی موضعی است؛ و کرنش‌های حدی حاصل می‌شود. در تصویر شماره ۱۰ نحوه تعیین زمان گلوئی موضعی ارائه شده است.

نمودارهای حد شکل‌دهی حاصل از آزمون تجربی و روش مدل‌سازی المان محدود برای فولاد استفاده شده با ساختارهای اولیه و دوفازی در تصویر شماره ۱۱ نشان داده شده است. بر اساس تصویر شماره ۱۱ و تصویر شماره ۱۲ ملاحظه می‌گردد که نتایج حاصل از روش المان محدود به نتایج حاصل از آزمون تجربی نزدیک بوده و از دقت خوبی برخوردار است. لازم به ذکر است که با توجه به تصویر شماره ۱۲، محل گلوئی شدن نمونه‌های تجربی بر خلاف نتایج مدل‌سازی، متقارن نیست؛ که دلایل آن ناشی از ضعف مدل‌سازی المان محدود است و عبارتند از:

در آزمایش تجربی هنگام رخداد گلوئی موضعی ضریب اصطکاک تغییر می‌کند و لیدر مدل‌سازی المان محدود ثابت باقی می‌ماند؛

در شرایط حقیقی، در ریزساختار مواد مهندسی ناهمگنی‌های فیزیکی، شیمیایی و مکانیکی وجود دارد؛ که در مدل‌سازی از آن‌ها چشم‌پوشی می‌شود.

۴. نتیجه‌گیری

فولاد دوفازی فریت-مارتنزیت به صورت موفقیت‌آمیزی از فولاد ساده کم‌کربن تولید شد. ریزساختار فولاد دوفازی تولید

References

- [1] M. Habibi, R. Hashemi, E. Sadeghi, A. Fazaeli, A. Ghazanfari, H. Lashini, Enhancing the Mechanical Properties and Formability of Low Carbon Steel with Dual-Phase Microstructures, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, No. 2, pp. 382-389, 2016.
- [2] M. Shome, M. Tumuluru, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, United Kingdom: Woodhead Publishing, 2015.
- [3] A. Fazaeli, A. Ekrami, A. H. Kokabi, Microstructure and mechanical properties of dual phase steels, with different martensite morphology, produced during TLP bonding of a low C-Mn steel, *Metals and Materials International*, Vol. 22, No. 5, pp. 856-862, 2016.
- [4] S. Mediratta, V. Ramaswamy, P. R. Rao, Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on the low cycle fatigue of a dual-phase steel, *International journal of fatigue*, Vol. 7, No. 2, pp. 107-115, 1985.
- [5] G. Avramovic-Cingara, Y. Ososkov, M. Jain, D. Wilkinson, Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 516, No. 1, pp. 7-16, 2009.
- [6] S. Sun, M. Pugh, Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 335, No. 1, pp. 298-308, 2002.
- [7] A. Ghaehri, A. Shafyei, M. Honarmand, Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles, *Materials & Design*, Vol. 62, pp. 305-319, 2014.
- [8] M. Mazinani, W. Poole, Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, No. 2, pp. 328-339, 2007.
- [9] I. El-Sesy, Z. El-Baradie, Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels, *Materials Letters*, Vol. 57, No. 3, pp. 580-585, 2002.
- [10] V. B. Hernandez, S. Nayak, Y. Zhou, Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42, No. 10, pp. 3115-3129, 2011.
- [11] A. Bayram, A. Uğuz, M. Ula, Effects of microstructure and notches on the mechanical properties of dual-phase steels, *Materials Characterization*, Vol. 43, No. 4, pp. 259-269, 1999.
- [12] K. S. Park, K.-T. Park, D. L. Lee, C. S. Lee, Effect of heat treatment path on the cold formability of drawn dual-phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 449, pp. 1135-1138, 2007.
- [13] A. Standard, E3-80 Standard Methods of Preparation of Metallographic Specimens, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3, 1989.
- [14] A. E92-82, Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, 1982.
- [15] A. E8, Standard test methods for tensile testing of metallic materials, *Annual book of ASTM standards*, Vol. 3, 1997.
- [16] http://www.iso.org/iso/catalogue_detail.htm%3fcsnumber%3d43621, April 2016.
- [17] M. A. Golozar, *Principles and Applications of Heat Treatment of Steels*, Isfahan, Publishing Centre of Isfahan University of Technology, 1999, (In Persian).
- [18] H. E. Boyer, *Atlas of Stress-strain Curves*, ASM International, Metals Park, Ohio 44073, USA, 1987. 630, 1987.
- [19] J. Gere, J. M. Gere, B. J. Goodno, *Mechanics of materials*: Nelson Education, 2012.
- [20] P. Movahed, S. Kolahgar, S. Marashi, M. Pouranvari, N. Parvin, 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*, Vol. 518, No. 1, pp. 1-6, 2009.
- [21] S. K. Paul, N. Stanford, T. Hilditch, Effect of martensite volume fraction on low cycle fatigue behaviour of dual phase steels: Experimental and microstructural investigation, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 638, pp. 296-304, 2015.
- [22] J. Zhang, H. Di, Y. Deng, R. Misra, Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 627, pp. 230-240, 2015.
- [23] A. Handbook, *Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys*, ASM international, Vol. 1, pp. 140-194, 1990.
- [24] W. F. Hosford, R. M. Caddell, *Metal forming: mechanics and metallurgy*: Cambridge University Press, 2011.
- [25] A. Ghosh, The influence of strain hardening and strain-rate sensitivity on sheet metal forming, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99, No. 3, pp. 264-274, 1977.
- [26] K. Neale, E. Chater, Limit strain predictions for strain-rate sensitive anisotropic sheets, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 22, No. 9, pp. 563-574, 1980.
- [27] A. Graf, W. F. Hosford, Calculations of forming limit diagrams, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 21, No. 1, pp. 87-94, 1990.
- [28] R. Hill, A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, in *Proceeding of, The Royal Society*, pp. 281-297.