



ارزیابی ریز ساختار و عملکرد مکانیکی فولاد فوق استحکام بالای پیشرفته TRIP1100 حاصله از یک عملیات ترمو مکانیکی جدید

ایمان حاجیان نیا^{۱*}، مرتضی شمعیان^۲، مسعود عطاپور^۳

۱- دکتری مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

۲- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

۳- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان

* اصفهان، صندوق پستی ۸۴۱۵۶-۸۳۱۱۱، i.hajiannia@ma.iut.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۳/۲۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۵/۲۰)

چکیده

در این تحقیق به بررسی تأثیر فرآیند نورد و عملیات ترمو مکانیکی جدید جهت دستیابی به ریز ساختار فولاد TRIP1100 فوق استحکام بالای پیشرفته پرداخته شده است. بررسی‌های ریزساختاری فولاد حاصل توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی ریز ساختاری با زمینه فریتی همراه با فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقی مانده را نشان داد. اندازه دانه‌ها پس از فرآیند نورد و عملیات ترمو مکانیکی حدود ۱ میکرون بدست آمدند. نتایج پراش اشعه ایکس میزان ۱۵ درصد حجمی آستنیت باقیمانده را برای فولاد TRIP1100 مشخص نمود. میزان تنش کششی نمونه‌ها ارزیابی شد و استحکام نمونه‌ها بالای ۱۰۰۰ MPa و ازدیاد طول فوق العاده ای برای فولاد TRIP1100 بدست آمد. نتایج نشان دادند که با تنظیم ترکیب شیمیایی و عملیات ترمو مکانیکی پیشنهادی جدید، دستیابی به استحکام بسیار زیاد در فولاد TRIP1100 با انعطاف پذیری حدود ۲۵ درصد همراه با کار سختی قابل توجه امکانپذیر است. همچنین مشخص شد در زوایای ۴۵، ۰ و ۹۰ نسبت به جهت نورد رفتار این فولاد تقریباً یکسان بوده و می‌تواند به طور گسترده‌ای برای شکل‌دهی و جوش پذیری مورد استفاده قرار گیرد. بررسی نمونه‌های شکست نشان داد، دانه‌های ریز فازها دارای شکست نسبتاً نرم هستند همچنین شکستگی با دیمپل‌های تقریباً هم محور مشخص شد و کندگی‌ها دارای ناخالصی‌هایی بود که باعث اشاعه ترک و شکست در حین تغییر شکل پلاستیک شدند.

واژگان کلیدی

فولاد TRIP، همسان گردی، خواص مکانیکی، آستنیت باقیمانده

Evaluation of the Microstructure and Mechanical Performance of an Advanced Ultra-High Strength TRIP1100 Steel Resulting from a New Thermo-Mechanical Treatment

I. Hajiannia, M. Shamaniana, M. Atapoura

Abstract

This research investigates the effect of the rolling process and the new thermo-mechanical operation on achieving the microstructure of the high-strength and advanced TRIP1100 steel. The microstructure analysis of the resulting steel by scanning electron microscope showed a microstructure with a ferrite field along with the remaining bainite, martensite and austenitic phases. The grain size was obtained to be about 1 micron after the rolling process and the new thermo-mechanical operation. X-ray diffraction results also indicated 15% volume of the residual austenite for the 1100 TRIP steel. The tensile stresses of the specimens were evaluated and the strength of the samples was found to be higher than 1000 MPa; further, an extraordinary length was obtained for the 1100 TRIP steel. The results also showed that with adjusting the chemical composition and the newly proposed thermo-mechanical treatment, it was possible to achieve high strength in the 1100 TRIP steel with the flexibility of about 25% along with considerable work hardening. It was also found that at the angles of 45, 0 and 90, relative to the rolling direction, the behavior of this steel was almost the same; therefore, it could be widely used for shaping and welding. The analysis of fracture samples showed that the microphases grains had a relatively soft fracture; as well, fractures with almost co-axial dimples were observed, and the cavities had impurities that propagated cracking and fracturing during plastic deformation.

Keywords

TRIP1100 steel, Anisotropy, Mechanical properties, Microstructure, Residual austenite

نشریه علمی و پژوهشی سازه و فولاد ۵/



امروزه فولادهای استحکام بالای پیشرفته^۱ به دلیل نیاز به افزایش ایمنی سرنشینان خودروها و صرفه جویی در مصرف سوخت توسعه زیادی یافته‌اند و این به دلیل قابلیت تحمل نیروهای استاتیکی و دینامیکی خصوصاً در تصادفات است. این مزیت فولادها ساخت قطعات با اشکال پیچیده و طراحی‌های ارتقاء یافته را با فرایندهای شکل‌دهی امکان‌پذیر می‌کنند. در سال‌های اخیر فولادهای استحکام بالای پیشرفته در حال تکامل بوده و کاربردهای آنها خصوصاً در صنعت خودرو در حال توسعه است [۱]. این فولادها هم اکنون در حال بکارگیری در وسایل نقلیه می‌باشند تا کارایی و ایمنی آنها را ارتقاء دهند. در حال حاضر فولادهای TRIP^۲، با میزان عناصر آلیاژی کم شناخته شده‌اند به طوری که عمدتاً میزان کل عناصر آلیاژی موجود در این فولادها به بیش از ۳/۵ درصد نمی‌رسد. در این فولادها بر اثر اعمال فرایندهای ترمومکانیکی آستنیت به مارتنزیت در دمای اتاق اتفاق می‌افتد. فولادهای TRIP یک ترکیب فوق العاده از استحکام و انعطاف پذیری را ارائه می‌دهد. در نتیجه برای ساخت قطعات تقویت شده با شکل‌های پیچیده مناسب است [۲]. ریزساختار فولادهای استحکام بالا دست یابی به ازدیاد طول بیشتر و ترکیبی از استحکام و انعطاف‌پذیری عالی را برای این فولادها امکان‌پذیر می‌کند. فولادهای TRIP دارای ریزساختار چند فازی با شکل پیچیده می‌باشد که این ریزساختار شامل زمینه فریتی با فازهای سخت در درون آن است. این آلیاژ دارای مقادیر مختلفی از آستنیت باقی‌مانده است که در مواردی از ۵ تا ۱۸ درصد متغیر است. فازهای بینیت بدون کاربرد در زمینه فریت نرم در این آلیاژ وجود دارد. آستنیت این فولادها در طی تغییر شکل پلاستیکی به مارتنزیت استحاله پیدا می‌کند. از این رو امروزه استفاده از این فولادها در صنعت خودرو به عنوان یک بحث داغ مطرح بوده و تحت تحقیق و توسعه قرار دارد [۳]. در راستای تحقیقات قبلی برای این فولادها بررسی اثر شرایط مختلف آنیل میان بحرانی بر روی دمای شروع استحاله بینیت و مارتنزیت انجام شد که نتایج نشان داد با افزایش دمای آنیل میان بحرانی مقدار آستنیت باقی مانده و درصد کربن ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد [۴]. در تحقیق دیگری افزودن عناصر آلیاژی و نقش آنها در ریزساختار بررسی شد، مشخص گردید افزودن مولیبدن به ساختار سبب بهبود عملکرد مکانیکی می‌شود و سیلیسیوم بیش از آلومینیوم باعث افزایش استحکام فولاد TRIP می‌شود [۵]. فولاد TRIP از جمله با استحکام‌ترین

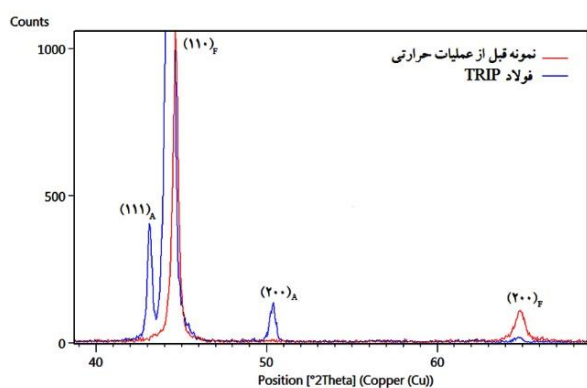
و مطمئن‌ترین فولادها برای استفاده در قسمت‌های حساس بدنه خودروهای جدید می‌باشد. در خودرو مکان امنی به نام محفظه سرنشین وجود دارد تا در صورت وجود تصادف کمترین جراحات به سرنشینان تحمیل شود. ستون‌های اصلی این محفظه را فولاد TRIP تشکیل می‌دهد، از جمله دیگر موارد استفاده این فولاد در ستون بالایی B، ستون‌های سقف، شاسی نگه‌دارنده موتور، ریل جلو و عقب و قاب صندلی در خودروهای امروزی می‌باشد [۴]. فولاد یک ماده همسانگرد است. مواد همسانگرد (ایزوتروپیک) موادی هستند که اندازه‌گیری آن در هر جهت فضایی به نتیجه‌ای یکسان منجر شود و مشخصات مکانیکی آن در یک نقطه مشخص از ماده، مستقل از راستای آن نقطه باشد و نسبت به گروه دوران‌های فضایی تقارن داشته باشد. لذا تولید یک فولاد جدید مستلزم بررسی‌های خواص مکانیکی در جهات مختلف می‌باشد، در این پژوهش فرآیند تولید و ساخت فولاد جدید TRIP۱۱۰۰ از یک آلیاژ ویژه با عملیات ترمومکانیکی ابداعی مورد بررسی قرار گرفت. هدف پژوهش دست یابی به بهترین کیفیت جهت شکل‌دهی و جوش پذیری بود. در سال‌های اخیر محققین با جدیت در تلاش برای بهبود عملکرد مکانیکی و ریزساختاری فولادهای استحکام بالای پیشرفته هستند. در اینجا سعی شد تا با در نظر گرفتن تولید آسان و مقرون به صرفه، فولاد TRIP جدیدی با دانه‌های بسیار ریز و با استحکام فوق العاده بالا همراه با حفظ انعطاف پذیری توسعه داده شود.

۲- روش تحقیق

در این تحقیق فولاد مورد آزمایش توسط کوره القایی و با کنترل پارامترهای اساسی تولید ریخته‌گری شدند، ترکیب شیمیایی این فولادها که به وسیله اسپکتروسکوپی آنالیز شدند در جدول (۱) ارائه شده است. شمش ریخته‌گری شده با وزن ۳۰ کیلوگرم با ابعاد ۳۰×۱۰۰×۱۰۰ سانتی‌متر بعد از همگن‌سازی در کوره به مدت ۱ ساعت و در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد با فرآیند نورد گرم و طی ۳ پاس به ضخامت ۳/۲ میلی‌متر رسیدند. سپس ورق‌های نورد گرم شده پس از آنیل به مدت ۱ ساعت در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در داخل کوره سرد شده و پس از اکسیدزدایی مکانیکی و اسیدشویی در محلول اسید کلریدریک تا ضخامت ۱ میلی‌متر نورد سرد شدند. جهت دستیابی به ریز ساختارهای مورد نظر (TRIP۱۱۰۰)، طراحی سیکل عملیات حرارتی با استفاده از دیلاتومتری در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد

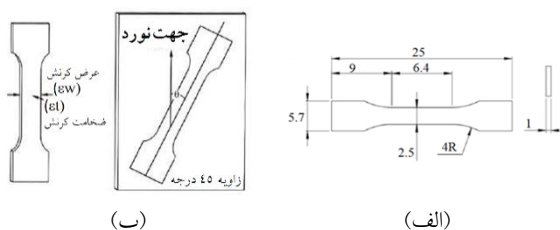


PHILIPS با ولتاژ ۴۰ کیلو ولت و آمپراژ ۳۰ میلی آمپر و لامپ مسی با طول موج ۰/۱۵۴۰۶ میلی متر استفاده شد. سپس با نرم افزار xpert و معادلات مربوط، میزان کسر حجمی آستنیت بدست آمد. شکل (۲) الگوی پراش اشعه ایکس برای فولاد نورد گرم شده و عملیات حرارتی شده فولاد TRIP۱۱۰۰ را نشان می دهد. برای آستنیت باقی مانده پیک های بدست آمده در زاویه های خاص رویت می شود لذا برای فولادهای با سیکل معمول فقط الگوی بدست آمده قبل از عملیات حرارتی و تنها با میزان فاز فریت طبق پیک های نشان داده شده در شکل (۲) مشاهده می شود. هر چه شدت پیک ها در آستنیت باقی مانده بیشتر و یا به عبارتی تیز تر باشند میزان آستنیت باقی مانده بالاتری در ساختار دیده می شود.



شکل ۲- الگوی پراش اشعه ایکس فولاد TRIP

آزمایش کشش نمونه ها با طول ۵ سانتیمتر با سرعت ۱ میلیمتر بر دقیقه و با زوایای ۰، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد برای تعیین نسبت کرنش پلاستیک (R) و کرنش های جانبی و اصلی انجام شد [۳]. سپس به وسیله وایر کات از وسط نمونه شکست برش زده شد تا بتوان ریزساختار مقطع عرضی نمونه را بررسی نمود [۵]. شکل (۳) شماتیک ابعاد آزمایش کشش را نشان می دهد.



شکل ۳- الف) شماتیک نمونه ریز اندازه برای نمونه های کشش در جهت های مختلف بر حسب میلی متر، ب) نمایش محاسبه نسبت R در کرنش جانبی

با ابعاد نمونه ۱۰×۵×۵ میلی متر انجام گردید. با محاسبه از روی داده های دیلاتومتری و فرمول های دماهای بین بحرانی و دمای شروع استحاله های بینیتی و مارتزیتی به دست آمد که در جدول (۲) ارائه شده است. رابطه (۱) فرمول دماهای بین بحرانی را نشان می دهد [۵].

$$A_1 = 723 - 10.7Mn + 29.1Si - 16.9Ni + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (1)$$

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{C} + 44.7Si - 15.2Ni + 104Cr + 31.5Mo + 13.1W$$

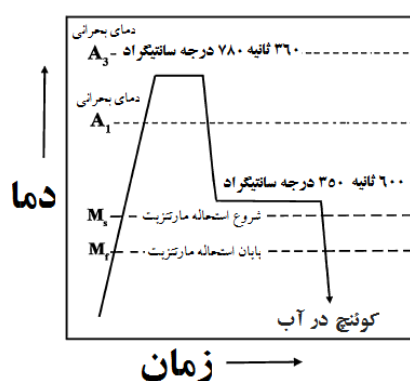
جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد TRIP۱۱۰۰ بر اساس (درصد وزنی)

C	Si	Mn	s	P	Al	Cr	Ni	Fe
۰/۱۸	۱/۰۳	۲/۴۵	۰/۰۰۹	۰/۰۰۳	۰/۰۱	۰/۰۲	۰/۳	Bal.

جدول ۲- دماهای محاسبه شده توسط دیلاتومتری (در توافق نزدیک با نتایج تجربی و فرمول های مورد استفاده)

کربن معادل (CE)	دمای ذوب (°C)	A_{C3} (°C)	A_{C1} (°C)
۰/۵۸۸	۱۵۴۰	۸۶۸	۷۲۲

شکل (۱) شماتیک سیکل عملیات حرارتی طراحی و انجام شده بر روی فولاد مورد آزمایش برای رسیدن به ساختار مورد نظر را نشان می دهد. به منظور رسیدن به ریزساختار فولاد TRIP۱۱۰۰ ورق ها در ناحیه دو فازی در دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۳۶۰ ثانیه تحت عملیات آنیل میان بحرانی ۱ قرار گرفتند و بلافاصله در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰۰ ثانیه تحت عملیات آستمپرینگ، در داخل کوره های حاوی حمام نمک مذاب قرار گرفت.



شکل ۱- شماتیک سیکل عملیات حرارتی فولاد TRIP

برای تعیین میزان کسر حجمی آستنیت باقیمانده، مطابق استاندارد ASTM E975 از روش پراش اشعه ایکس با دستگاه

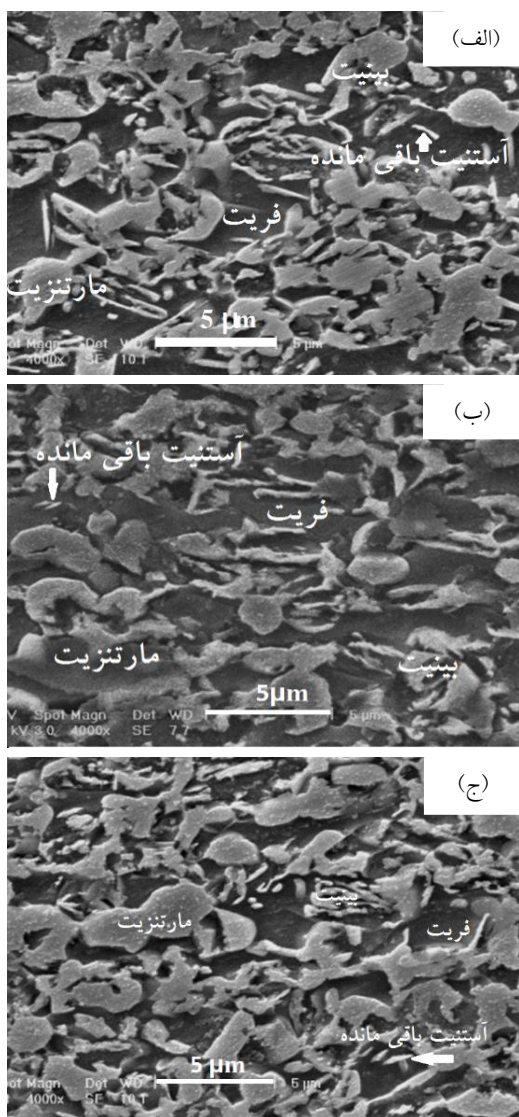
۳- نتایج و بحث

همانطور که در شکل (۴) دیده می‌شود، ریزساختار فولادهای TRIP۱۱۰۰ در همه جهات مورد آزمایش شامل فریت چند ضلعی، بینیت، آستنیت باقی‌مانده (RA) و جزایر مارتنزیت / آستنیت (M/A) است. با توجه به ریزساختار می‌توان دریافت آستنیت باقی‌مانده در مناطق بینیتی که در طی استحاله ایزوترمال در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد تشکیل شده است وجود دارد. همچنین کمی آستنیت باقی‌مانده بلوکی در دانه‌های فریت چند ضلعی مشاهده می‌شود [۹]. در این آلیاژ میزان سیلیسیوم بیشتر سمیتیت را مهار می‌کند و به نگه داشتن تمام کربن در آستنیت باقی‌مانده کمک می‌کند [۵]. مشخص شده است که از طریق اضافه کردن سیلیسیوم می‌توان از رسوب سمیتیت جلوگیری کرد زیرا سیلیسیوم در سمیتیت حلالیت بسیار کمی دارد [۴]. با غنی شدن بیشتر آستنیت توسط کربن در مرحله استحاله هم دما، شروع مارتنزیت کمتر از دمای اتاق می‌شود. بنابراین بخشی از آستنیت پس از کوئچ کردن در دمای اتاق به مارتنزیت تبدیل نمی‌شود. این آستنیت باقی‌مانده پایدار در اثر پدیده TRIP فولاد تحت بارگذاری مکانیکی به مارتنزیت تبدیل می‌شود [۳].

با اینکه از روی تصاویر میکروسکوپی و تشابه‌های ریزساختاری تا حدودی می‌توان فاز آستنیت باقی‌مانده را شناسایی کرد ولی برای اثبات حضور آستنیت باقی‌مانده باید محاسبات و آنالیزهای دقیقی انجام گیرد که در ادامه به آن پرداخته می‌شود. در شکل (۲) الگوی پراش برای نمونه نورد گرم شده هیچ گونه آستنیتی را نشان نمی‌دهد ولی پس از عملیات حرارتی بین بحرانی بر روی فولاد صفحات (۱۱۱) و (۲۰۰) آستنیت در زاویه های 2θ ۵۰/۵ و ۷۴/۵ دیده شد که نشان دهنده آستنیت باقی‌مانده در ساختار بود. حجم و کسر این فاز توسط معادله (۲) حدود ۱۵ درصد محاسبه شد. این مقدار از آستنیت که نسبت به فولادهای تجاری بیشتر است، در همه ساختار و در هر جهتی موجود می‌باشد. این مقدار میزان قابل توجهی برای ایجاد استحاله به مارتنزیت می‌باشد و دارای میزان کار سختی بالایی بود [۷].

$$V_f = \frac{1.4I_f}{1.4I_f + I_a} \quad (2)$$

در رابطه (۲) حجم آستنیت باقی‌مانده معادل V_f ، I_a و I_f به ترتیب شدت پیک‌های فریت و آستنیت می‌باشند. برای مشخصه‌یابی ریزساختار و فازهای موجود دانستن دقیق‌تر خواص ضروری است. به این منظور از آنالیز پراش الکترونی از



شکل ۴- تصویر SEM ریزساختار نمونه های کشش الف) ۰ درجه، ب) ۴۵ درجه، ج) ۹۰ درجه

الکترون‌های برگشتی EBSD برای بررسی کسر فازی استفاده شد. شکل (۵-الف و ب) به ترتیب تصویر جهات بلوری همراه با نقشه کیفیت تصویر IPF + IQ map و کسر فازی را برای فولاد TRIP۱۱۰۰ حاصل از آنالیز EBSD نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۴-الف تا ج) اندازه دانه‌های فریت چند ضلعی بین ۰/۵ تا ۴ میکرومتر و جزایر فازی M/A بین ۱ تا ۲ میکرومتر بدست آمد.

حضور آستنیت باقی‌مانده در ریز ساختار توسط نقشه فازی در محدوده شکل (۵-ب) حدود ۶/۵٪ در سطح ۵۰ میکرومتر مربع مشخص شد. تصاویر بدست آمده از نقشه فازی بیانگر توزیع یکنواخت آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار می‌باشد. می‌توان بیان کرد آستنیت باقی‌مانده دارای دو

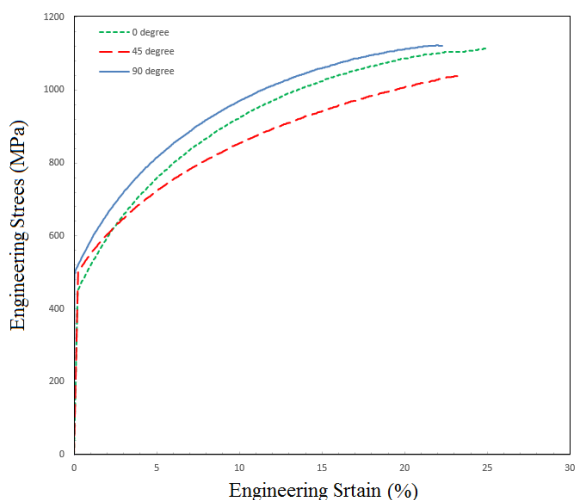


میزان R به جهت آزمایش کشش وابسته است لذا میزان میانگین آن از رابطه (۵) محاسبه می‌شود.

$$\Delta R = \frac{(R0 + R90 - 2R45)}{2} \quad (4)$$

$$\bar{R} = \frac{(R0 + R90 + 2R45)}{42} \quad (5)$$

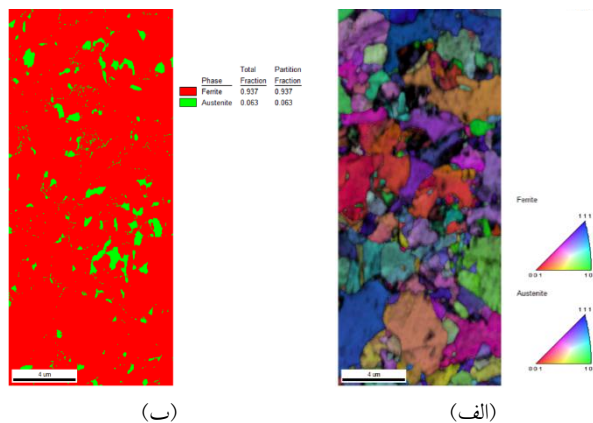
جدول (۳) و شکل (۶)، به ترتیب میزان استحکام و منحنی تنش- کرنش مهندسی فولاد نورد شده فولاد TRIP۱۱۰۰ را در جهت‌های مختلف کشش نشان می‌دهد که دارای استحکام بالا و انعطاف کم به واسطه نورد سرد می‌باشد [۸]. برای بهبود ویژگی‌های مکانیکی، افزودن عنصر منگنز به این فولاد استحکام آن را به طور چشمگیری افزایش داده است. همچنین به دلیل حضور منگنز استحاله انجام شده دارای درصد بیشتری آستنیت باقی مانده نسبت به فولادهای مشابه بوده برای همین انعطاف پذیری نیز که مرتبط با شکل پذیری فولاد است زیاد شده است. با عنایت به شکل (۶) می‌توان دریافت با نگه داشتن در دمای بین بحرانی به مدت زمان طراحی شده در این آزمایش می‌توان به بهترین میزان استحکام و انعطاف پذیری دست یافت.



شکل ۶- شماتیک سیکل عملیات حرارتی فولاد TRIP

همانطور که در شکل (۴) مشخص است اندازه دانه‌ها طی مراحل انجام پروسه به شدت کاهش یافته (حدود یک میکرون) و باعث افزایش مقاومت فولاد در برابر تنش های کششی شده است. در فولاد TRIP۱۱۰۰ با تغییر فرم پلاستیک تحت کشش، تبدیل تدریجی آستنیت باقیمانده به مارتنزیت در اثر افزایش کرنش پلاستیک، منجر به توزیع فاز های سخت ثانویه در فریت نرم شده که منجر به چقرمگی و داکتیلیته بالای آن شد [۹].

مورفولوژی بلوکی و دانه‌های بسیار ریز است. آستنیت باقی‌مانده بلوکی در داخل M/A شکل می‌گیرد در حالی که آستنیت باقی‌مانده بین توده‌های بینیتی به صورت دانه‌های خیلی ریز ظاهر می‌شود [۴]. در تصویر شکل (۵-الف)، یک سری نواحی سیاه و تیره رنگ دیده می‌شود که میزان IQ آنها کمتر از زمینه است این نواحی مارتنزیت می‌باشند. مارتنزیت به دلیل میزان کمتر کیفیت تصویر تیره‌تر هستند.



شکل ۵- الف) تصویر جهت‌های بلوری و نقشه کیفیت تصویر

ب) کسر فازی فولاد در جهت نورد

EBSD از نتایج TRIP۱۱۰۰

مقدار متوسط R به طور معمول از رابطه (۳) و زاویه انحراف ΔR از رابطه (۴) بدست می‌آید. این دو رابطه با هم برای بررسی تغییر شکل ورق‌ها بسیار اهمیت دارند. در بسیاری از ورق‌ها انحراف زاویه‌ای استحکام تسلیم زیاد نیست. پارامترها به طور معمول برای ناهمسانگردی نرخ کرنش یا مقدار R استفاده می‌شوند که به عنوان یک نسبت فشار کاهشی در مسیر عرضی جهت ضخامت در طول آزمون کششی تعریف شده است. برای تعیین نسبت کرنش پلاستیک (R) از رابطه (۳) طبق استاندارد ASTM E517 برای ورق فلزی بدست می‌آید.

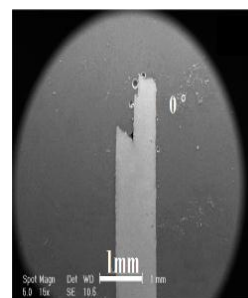
$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (3)$$

مواد با خواص فیزیکی یکسان، عرض و ضخامت کرنش، ε_t و ε_w برابر دارند. بنابر این مقدار R برای مواد ایزوتروپیک برابر ۱ است. هرچند R در مواد حقیقی معمولاً بزرگتر یا کوچکتر از ۱ است. رابطه (۴) میزان تغییرات زاویه ای R توسط ΔR تعریف شده است. مقادیر محاسبه شده ΔR در جدول (۳) ارائه شده است. به جای ε_t معمولاً کسری از عرض و طول کرنش که تقریباً میزان ثابتی است را قرار می‌دهند. همچنین

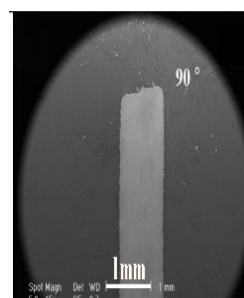
جدول ۳- میزان استحکام کششی و مقادیر محاسبه شده کرنش و R برای جهات مختلف فولاد TRIP۱۱۰۰

جهت فولاد TRIP	تنش تسلیم (MPa)	تنش نهایی (MPa)	ازدیاد طول (%)	میکرو سختی (HV100)	ε_w	ε_t	R
۰°	۵۰۴	۱۱۱۴	۲۳/۷۰	۳۴۰	-۰/۲۷	-۰/۱۸	۱/۵
۴۵°	۵۰۶	۱۱۲۴	۲۱/۷۲	۳۵۵	-۰/۲۶	-۰/۱۴	۱/۸
۹۰°	۵۱۱	۱۰۳۹	۱۶/۱۵	۳۲۸	-۰/۱۶	-۰/۱۰	۱/۷

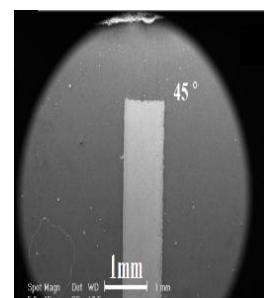
شکل (۷-الف) تا (۷-ج) نحوه اندازه گیری نمونه شکست فولاد TRIP۱۱۰۰ را در جهات مختلف آزمایش را با نازک شدن در نقطه گلوئی نشان می‌دهد همچنین پهنا و ضخامت نمونه به شدت در نزدیکی نقطه شکست کاهش می‌یابد.



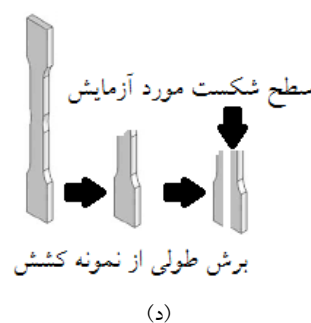
(الف)



(ج)



(ب)



(د)

شکل ۷- تصویر SEM نمونه‌های کشیده شده و برش خورده جهت اندازه گیری کاهش پهنا در منطقه گلوئی شدن (الف) ۰ درجه، (ب) ۴۵ درجه، (ج) ۹۰ درجه، (د) شماتیک برش نمونه‌های کشش جهت اندازه گیری عرض و ضخامت

تغییر R در طول آزمایش کشش به طور معمول کوچک و کرنش‌های جانبی در ازدیاد طول ۱۵٪ به اندازه کافی بزرگ هستند که با دقت اندازه‌گیری شوند. برای $\bar{R}$ و ΔR به ترتیب مقادیر ۱/۶۶ و ۰/۱۵ بدست آمد.

معادله (۲) نشان می‌دهد که مقدار R وابسته به نسبت عرض و ضخامت تغییر می‌کند. از آنجا که دقت تغییر اندازه ضخامت دشوار است، فرض می‌شود که حجم نمونه ثابت باقی می‌ماند. در معادله (۲) مقدار R به خطاهای اندازه‌گیری عرض نسبت به خطاهای اندازه‌گیری طول بسیار حساس است. علاوه بر این، مقدار گزارش شده همیشه بالاتر از مقدار واقعی است [۳]. دو منبع اصلی اشتباه در اندازه‌گیری کرنش عرضی عبارتند از پیچ خوردگی لبه نمونه در امتداد طول است و تنش‌های تمرکز یافته مانند لبه‌های تیز که تمرکز شدید تنش را دارد، که نتیجه آن افزایش کرنش موضعی در نقطه اندازه‌گیری می‌شود. هر دو منبع خطای ذکر شده باعث می‌شوند که مقدار R بزرگ‌تر شود.

مقدار R یک پارامتر برای نشان دادن توانایی یک ورق برای مقاومت در برابر نازک شدن یا ضخیم شدن در هنگام اعمال نیروهای کششی یا فشاری است. بنابراین، مقدار R به عنوان معیاری از قابلیت کشش ورق محسوب می‌شود.

شکل (۸) تصویر SEM سطوح شکست فولاد TRIP را نشان می‌دهد.

هر شکستی شامل دو مرحله است: ایجاد ترک و اشاعه آن که در واکنش به یک تنش اعمالی بروز می‌کند حالت شکست به میزان زیادی به مکانیزم اشاعه ترک بستگی دارد. شکست نرم توسط تغییر شکل پلاستیک زیاد در مجاورت ترک رو به رشد متمایز می‌گردد. در شکست نرم فولاد ابتدا بعد از اینکه گلوئی شدن آغاز گردید، حفره‌های کوچکی در داخل سطح مقطع گلوئی تشکیل می‌شود. سپس با ادامه تغییر شکل این ریزحفره‌ها بزرگ شده و به هم نزدیک می‌شوند و در نهایت به هم می‌پیوندند. در فولاد TRIP۱۱۰۰ شکستگی با دیمپل‌های تقریباً هم محور مشخص شد و کندگی‌ها دارای ناخالصی‌هایی بود

۴- نتیجه گیری

۱- ریزساختار فولاد TRIP۱۱۰۰ شامل فریت چند ضلعی، بینیت، آستنیت باقی مانده (RA) و جزایر مارتنزیت / آستنیت (M/A) بود. با توجه به ریزساختار می توان دریافت آستنیت باقی مانده در مناطق بینیتی که در طی استحاله ایزوترمال در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد تشکیل شده است که توسط پراش اشعه ایکس و آنالیز الکترون های برگشتی بدست آمد.

۲- نتایج نشان داد، با تنظیم ترکیب شیمیایی آلیاژ، دستیابی به استحکام بسیار زیاد در فولاد TRIP۱۱۰۰ امکان پذیر بوده و انعطاف پذیری حدود ۲۵ درصد و کار سختی قابل توجهی برای فولاد TRIP نیز می توان کسب نمود.

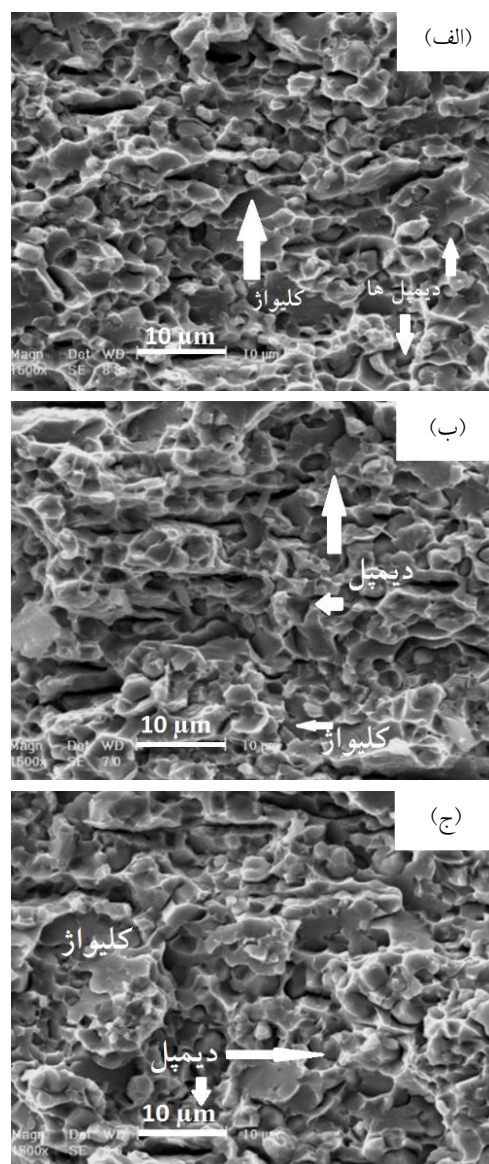
۳- همچنین مشخص شد در زوایای ۰، ۴۵ و ۹۰ نسبت به جهت نورد رفتار این فولاد تقریباً یکسان بوده و می تواند به طور گسترده ای برای شکل دهی و جوش پذیری مورد استفاده قرار گیرد. بررسی نمونه های شکست نشان داد، دانه های ریز فازها دارای شکست نسبتاً نرم هستند.

۶- مراجع

- [1] Miracle, D.B., (2015), "High Entropy Alloys and Their Development as Structural Materials", Materials Science and Technology, Vol. 31, pp. 1142-1147.
- [2] Zhao, L., Wibowo, M.K., Hermans, M.J.M., van Bohemen S.M.C. and Sietsma J. (2009), "Retention of austenite in the welded microstructure of a 0.16C-1.6Mn-1.5Si (wt.%) TRIP steel", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, pp. 5286-5292.
- [3] Hajiannia, I., Shamanian, M., Atapour, M., Ghassemali, E. and Saeidi, N. (2018), "Development of Ultrahigh Strength TRIP Steel Containing High Volume Fraction of Martensite and Study of the Microstructure and Tensile Behavior", Trans Indian Inst Met. Vol 71, pp. 1363-1370.
- [۴] مصطفی پور اصل، ا.، ابراهیم پور، ع. و سعید، ت. (۱۳۹۴)، "بررسی تاثیر شرایط عملیات حرارتی دو مرحله ای در ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد TRIP"، نشریه علمی پژوهشی سازه و فولاد، شماره ۱۸، ص. ۶۳-۷۴.

- [5] LI, L., De Cooman, B.C., Wollants, P., HE, Y. and Zhou, X. (2004), "Effect of Aluminum and Silicon on Transformation Induced Plasticity of the TRIP Steel", Journal of Materials Science and Technology, Vol. 20, No. 2, pp. 135-138.
- [6] Keeler, S. and Kimchi, M., (2014), "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0", World Auto Steel, May.
- [7] Saeidi, N., Ashrafizadeh, F. and Niroumand, B. (2014), "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, Vol. 599, pp. 145-149.
- [8] Guo, Z. and Li, L. (2016), "Influences of Alloying Elements on Warm Deformation Behavior of High-Mn TRIP Steel with Martensitic Structure", Materials and Design, Vol. 89, pp. 665-675.

که باعث اشاعه ترک و شکست در حین تغییر شکل پلاستیک شدند [۱۰]. همچنین استحاله آستنیت باقی مانده در طول فرآیند کشش به گسترش مارتنزیت در مرزهای دانه فریت منجر شد و در دانه های ریز فولاد میزان کار سختی را افزایش داد و باعث جذب انرژی بالاتر در ساختار شد نمونه در جهت نورد (۰ درجه) دارای دیپل های ریز تری بود که می تواند به دلیل هم راستا بودن دانه ها با جهت نورد می باشد. همان طور که در شکل مشخص است شکست ترد بدون وقوع تغییر شکل محسوس و توسط اشاعه ترک سریع بروز می کند. برای فولاد فوق شکست ترد با اشاعه ترک متناظر با جدایش پیوندهای بین اتمی در امتداد صفحات کریستالوگرافی خاص به صورت کلیواژ اتفاق می افتد.



شکل ۸- تصویر SEM سطح شکست نمونه های کشش (الف) ۰ درجه، (ب) ۴۵ درجه، (ج) ۹۰ درجه



[10] Krajewski, S. and Nowacki, J., (2014), "Dual-Phase Steels Microstructure and Properties Consideration Based on Artificial Intelligence Techniques", Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. 14, pp. 278–286.

[9] Moosalu, H., NooriTeymorlu, A., ParviniAhmadi, N. and Yazdani S., (2012), "Investigation of Transformation Induced Plasticity in High Al–Low Si TRIP Steel", International Journal of ISSI, Vol. 9, No. 1, pp.11–14.

پی نوشت

¹ Advanced High Strength Steel (AHSSs)

² Transformation Induced Plasticity

