



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

ایمان حاجیان نیا^{۱*}, مرتضی شمعانیان^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 ترمومکانیکی جدید جهت دستیابی به ریز ساختار فولاد TRIP1100 فوق استحکام بالای پیشرفته پرداخته شده است. بررسی‌های ریزساختاری فولاد حاصل توسط میکروسکوپ الکترونی روبیشی ریز ساختاری با زمینه فریتی همراه با فازهای بینیت، مارتزیت و آستنیت باقی مانده را نشان داد. اندازه دانه‌ها پس از فرآیند نورد و عملیات ترمومکانیکی حدود ۱ میکرون بدست آمدند. نتایج پراش اشعه ایکس میزان ۱۵ درصد حجمی آستنیت باقیمانده را برای فولاد TRIP1100 مشخص نمود. میزان تنفس 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 ترمومکانیکی پیشنهادی جدید، دستیابی به استحکام بسیار زیاد در فولاد TRIP1100 با انعطاف‌پذیری 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، همسان‌گردی، 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



۱- مقدمه

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 جراحتات به سرنشینان تحمل 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 TRIP1100 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 پیشرفت‌های 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.

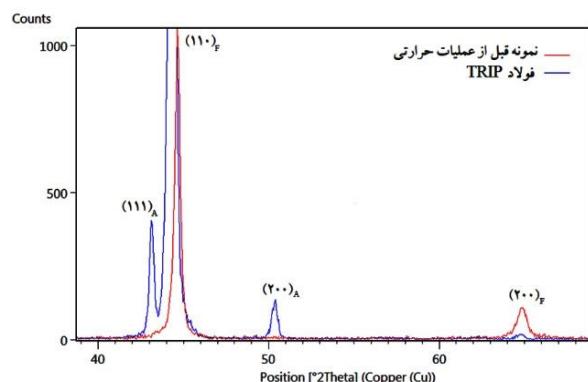
۲- روش تحقیق

در این تحقیق فولاد مورد آزمایش توسط کوره الایی 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 $30 \times 100 \times 100$ سانتی‌متر بعد از همگن‌سازی در کوره به مدت ۱ ساعت و در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد با فرآیند نورد گرم و طی ۳ پاس به ضخامت $\frac{3}{2}$ میلی‌متر رسیدند. سپس ورق‌های نورد گرم شده پس از آنیل به مدت ۱ ساعت در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد در داخل کوره سرد شده و پس از اکسیدزدایی مکانیکی و اسیدشوبی در محلول اسید کلریدریک تا ضخامت ۱ میلی‌متر نورد سرد شدند. جهت دستیابی به ریز ساختارهای مورد نظر (TRIP1100)، طراحی سیکل عملیات حرارتی با استفاده از دیلاتومتری در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد

امروزه فولادهای استحکام بالای پیشرفت‌های^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 پیشرفت‌های در حال تکامل بوده و کاربردهای آنها خصوصاً در صنعت خودرو در حال توسعه است [۱]. این فولادها هم اکنون در حال بکارگیری در وسائل نقلیه می‌باشند تا کارآیی و ایمنی آنها را ارتقاء دهند. در حال حاضر فولادهای TRIP^۲، با میزان عناصر آلیاژی کم شناخته شده‌اند به طوری که عمدها میزان کل عناصر آلیاژی موجود در این فولادها به بیش از $\frac{2}{5}$ درصد نمی‌رسد. در این فولادها بر اثر اعمال فرآیندهای ترمومکانیکی آستینیت به مارتنتزیت در دمای 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 امکان پذیر 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 آستینیت باقی‌مانده است که در مواردی از ۵ تا ۱۸ درصد متغیر است. فازهای بینیت بدون کاربید در زمینه فریت نرم در این آلیاژ وجود دارد. آستینیت این فولادها در طی تغییر شکل پلاستیکی به مارتنتزیت 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 مارتنتزیت انجام شد که نتایج نشان داد با افزایش دمای آنیل میان بحرانی مقدار آستینیت باقی‌مانده 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 $\text{Al}_{0.05\%}$ باعث افزایش استحکام فولاد TRIP می‌شود [۵]. فولاد TRIP از جمله با استحکام ترین

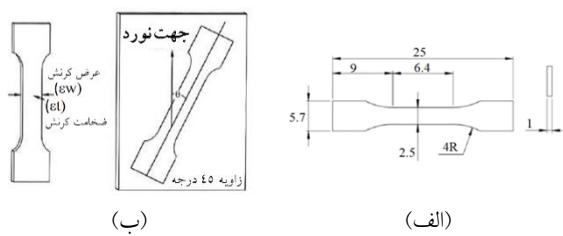


PHILIPS با ولتاژ ۴۰ کیلو ولت و آمپر از ۳۰ میلی آمپر و لامپ مسی با طول موج ۱۵۴۰۶ /۰ میلی متر استفاده شد. سپس با نرم افزار xpert و معادلات مربوط، میزان کسر حجمی آستینیت بدست آمد. شکل (۲) الگوی پراش اشعه ایکس برای فولاد نورد گرم شده و عملیات حرارتی شده فولاد TRIP1100 را نشان می‌دهد. برای آستینیت باقی مانده پیک‌های بدست آمده در زاویه‌های خاص رویت می‌شود لذا برای فولادهای با سیکل معمول فقط الگوی آستینیت بدست آمده قبل از عملیات حرارتی و تنها با میزان فاز فریت طبق پیک‌های نشان داده شده در شکل (۲) مشاهده می‌شود. هر چه شدت پیک‌ها در آستینیت باقی مانده بیشتر و یا به عبارتی تیز تر باشند میزان آستینیت باقی مانده بالاتری در ساختار دیده می‌شود.



شکل ۲- الگوی پراش اشعه ایکس فولاد TRIP

آزمایش کشش نمونه‌ها 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 کرنش‌های 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 می‌دهد.



شکل ۳- (الف) شماتیک نمونه ریز اندازه برای نمونه‌های کشش در جهت‌های مختلف بر حسب میلی‌متر، (ب) نمایش محاسبه نسبت R در کرنش جانبی

با ابعاد نمونه $10 \times 5 \times 5$ میلی‌متر انجام گردید. با محاسبه از روی داده‌های دیلاتومتری و فرمول‌های دماهای بین بحرانی و دمای شروع استحاله‌های بینیتی و مارتزیتی به دست آمد که در جدول (۲) ارائه شده است. رابطه (۱) فرمول دماهای بین بحرانی را نشان می‌دهد [۵].

$$\begin{aligned} A_1 &= 723 - 10.7Mn + 29.1Si - 16.9Ni + 16.9Cr \\ &\quad + 290As + 6.38W \\ A_3 &= 910 - 203\sqrt{C} + 44.7Si - 15.2Ni + 104Cr \\ &\quad + 31.5Mo + 13.1W \end{aligned} \quad (1)$$

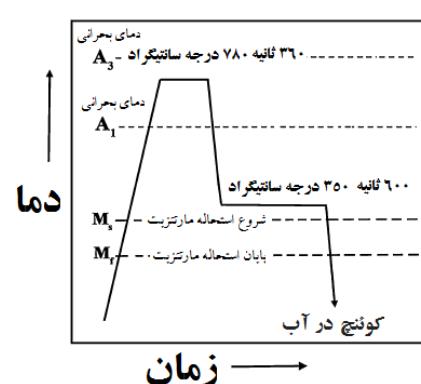
جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد TRIP1100 بر اساس (درصد وزنی)

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 فرمول‌های 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 می‌دهد. به منظور رسیدن به ریزساختار فولاد TRIP1100 ورق‌ها در ناحیه دو فازی در دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۳۶۰ ثانیه تحت عملیات آبلی میان درجه ۱ قرار گرفتند و بلا فاصله در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰۰ ثانیه تحت عملیات آستمپرینگ، در داخل کوره‌های حاوی حمام نمک مذاب قرار گرفت.

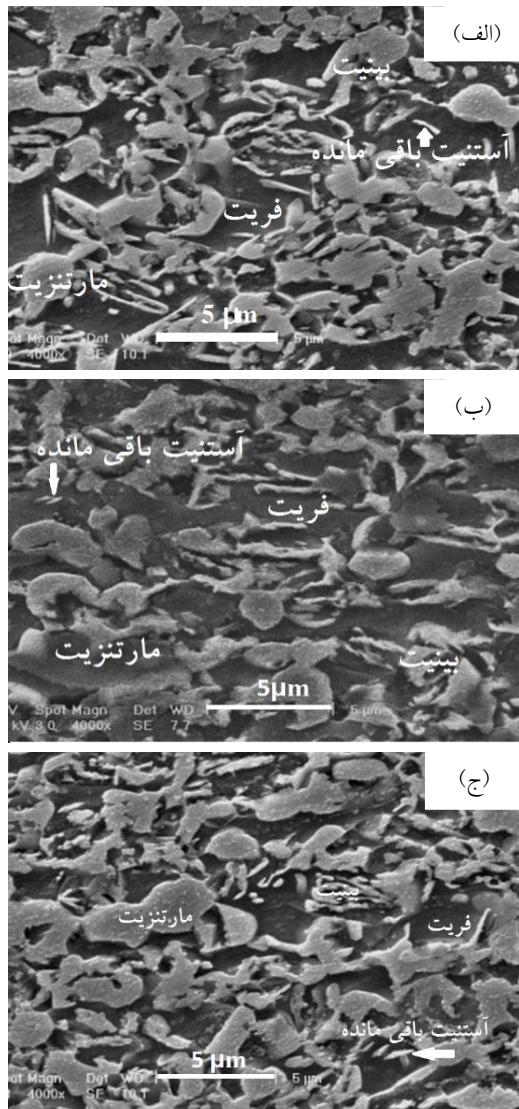


شکل ۱- شماتیک سیکل عملیات حرارتی فولاد TRIP

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



۳- نتایج و بحث



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

الکترون های 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 TRIP1100 حاصل از آنالیز EBSD نشان می دهد. با توجه به شکل (۴-الف تا ج) اندازه دانه های فریت چند ضلعی بین ۰/۵ تا ۴ میکرومتر و جزایر فازی M/A بین ۱ تا ۲ میکرومتر بدست آمد.

حضور آستینیت باقی مانده 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 آستینیت باقی مانده در ریزساختار می باشد. می توان بیان کرد آستینیت باقی مانده دارای دو

همانطور که در شکل (۴) دیده می شود، ریزساختار فولادهای TRIP1100 در همه جهت ها مورد آزمایش شامل فریت چند ضلعی، بیینیت، آستینیت باقی مانده (RA) و جزایر مارتنتزیت / آستینیت (M/A) است. با توجه به ریزساختار می توان دریافت آستینیت باقی مانده در مناطق بینیتی که در طی استحاله ایزوترمال در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد تشکیل شده است وجود دارد. همچنین کمی آستینیت باقی مانده بلوکی در دانه های فریت چند ضلعی مشاهده می شود [۹]. در این آبیاز میزان سیلیسیوم بیشتر از فولادهای معمول است زیرا حضور سیلیسیوم شکل گیری سمنتیت را مهار می کند و به نگه داشتن تمام کربن در آستینیت باقی مانده کمک می کند [۵]. مشخص شده است که از طریق اضافه کردن سیلیسیوم می توان از رسوب سمنتیت جلوگیری کرد زیرا سیلیسیوم در سمنتیت حلایت بسیار کمی دارد [۴]. با غنی شدن بیشتر آستینیت توسط کربن در مرحله استحاله هم دما، شروع مارتنتزیت کمتر از دمای اتاق می شود. بنابراین بخشی از آستینیت پس از کوئنچ کردن در دمای اتاق به مارتنتزیت تبدیل نمی شود. این آستینیت باقی مانده پایدار در اثر پدیده TRIP در فولاد تحت بارگذاری مکانیکی به مارتنتزیت تبدیل می شود [۳].

با اینکه از روی تصاویر میکروسکوپی و تشابه های ریزساختاری تا حدودی می توان فاز آستینیت باقی مانده را شناسایی کرد ولی برای اثبات حضور آستینیت باقی مانده باید محاسبات و آنالیزهای دقیقی انجام گیرد که در ادامه به آن پرداخته می شود. در شکل (۲) الگوی پراش برای نمونه نورد گرم شده هیچ گونه آستینیتی را نشان نمی دهد ولی پس از عملیات حرارتی بین بحرانی بر روی فولاد صفحات (۱۱۱) و (۲۰۰) آستینیت در زاویه های ۲۰ و ۷۴/۵ و ۵۰/۵ دیده شد که نشان دهنده آستینیت باقی مانده در ساختار بود. حجم و کسر این فاز توسط معادله (۲) حدود ۱۵ درصد محاسبه شد. این مقدار از آستینیت که نسبت به فولادهای تجاری بیشتر است، در همه ساختار و در هر جهتی موجود می باشد. این مقدار میزان قابل توجهی برای ایجاد استحاله به مارتنتزیت می باشد و دارای میزان کار سختی بالایی بود [۵].

$$V_\gamma = \frac{1.4I_\gamma}{1.4I_\gamma + I_\alpha} \quad (2)$$

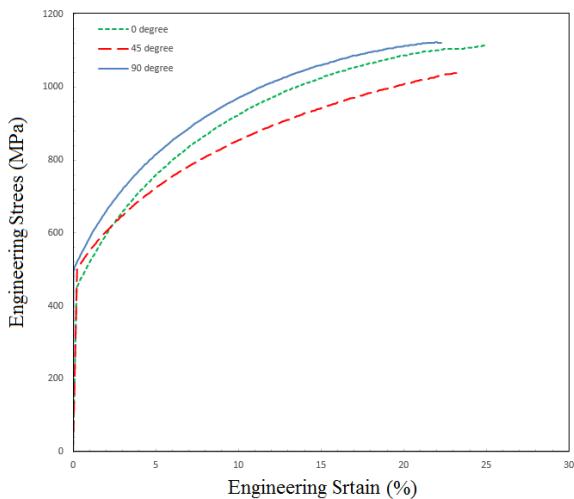
در رابطه (۲) حجم آستینیت باقی مانده معادل V_γ و I_γ به ترتیب شدت پیک های فریت و آستینیت می باشند. برای مشخصه یابی ریزساختار و فازهای موجود دانستن دقیق تر خواص ضروری است. به این منظور از آنالیز پراش الکترونی از

میزان R به جهت آزمایش کشش وابسته است لذا میزان میانگین آن از رابطه (۴) محاسبه می‌شود.

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

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

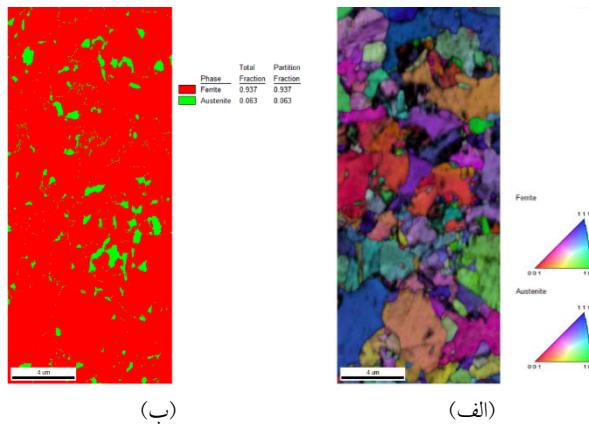
جدول (۲) و شکل (۶)، به ترتیب میزان استحکام و منحنی تنش-کرنش مهندسی فولاد نورد شده فولاد TRIP1100 را در جهت‌های مختلف کشش نشان می‌دهد که دارای استحکام بالا و انعطاف کم به واسطه نورد سرد می‌باشد [۸]. برای بهبود ویژگی‌های مکانیکی، افزودن عنصر منگنز به این فولاد استحکام آن را به طور چشمگیری افزایش داده است. 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 TRIP1100 با تغییر فرم پلاستیک تحت کشش، تبدیل تدریجی آستنیت باقیمانده به مارتنتزیت در اثر افزایش کرنش پلاستیک، منجر به توزیع فاز های سخت ثانویه در فریت نرم شده که منجر به چقرومگی و داکتیلیته بالای آن شد [۹].

مورفولوژی بلوری و دانه‌های بسیار ریز است. آستنیت باقی مانده بلوری در داخل M/A شکل می‌گیرد در حالی که آستنیت باقی مانده 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 مارتنتزیت می‌باشند. مارتنتزیت به دلیل میزان کمتر کیفیت تصویر تیره‌تر هستند.



شکل ۵- (الف) تصویر جهت‌های بلوری و نقشه کیفیت تصویر (IPF + IQ map)، (ب) کسر فازی فولاد در جهت نورد (EBSD) از نتایج TRIP1100

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، εW و εt 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 ایی R توسط ΔR تعریف شده است. مقادیر محاسبه شده R در جدول (۲) ارائه شده است. به جای εt 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 TRIP1100

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

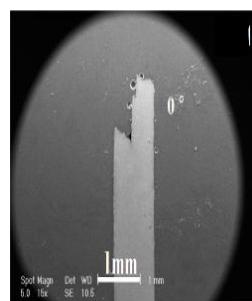
تغییر R در طول آزمایش کشش به طور معمول کوچک و کرنش‌های جانبی در ازدیاد طول ۱۵٪ به اندازه کافی بزرگ هستند که با دقت اندازه‌گیری شوند. برای \bar{R} و ΔR به ترتیب مقادیر ۱/۶۶ و ۰/۱۰ بدست آمد.

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.

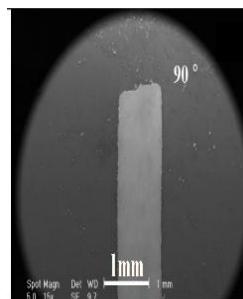
شکل (۴) تصویر SEM سطوح شکست فولاد TRIP را نشان می‌دهد.

هر شکستی شامل دو مرحله است: ایجاد ترک و اشعه آن که در واکنش به یک تنش اعمالی بروز می‌کند. حالت شکست به میزان زیادی به مکانیزم اشعه ترک بستگی دارد. شکست نرم توسط تغییر شکل پلاستیک زیاد در مجاورت ترک رو به رشد متمازیز 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 TRIP1100 شکستگی با دیمپل‌های تقریباً هم محور مشخص شد و کندگی‌ها دارای ناخالصی‌هایی بود

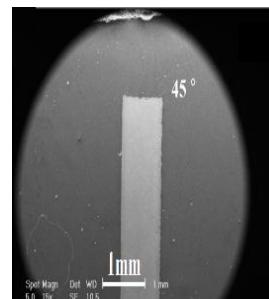
شکل (۵)-الف) تا (۵)-ج) نحوه اندازه گیری نمونه شکست فولاد TRIP1100 را در جهات مختلف آزمایش را با نازک شدن در نقطه گلوئی نشان می‌دهد همچنین پهنا و ضخامت نمونه به شدت در نزدیکی نقطه شکست کاهش می‌یابد.



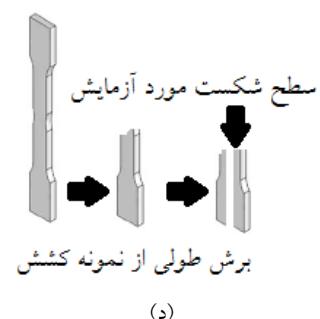
(الف)



(ج)



(ب)



شکل ۷- تصویر SEM نمونه‌های کشیده شده و برش خوردۀ 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

۱۰/ نشریه علمی و پژوهشی سازه و فولاد

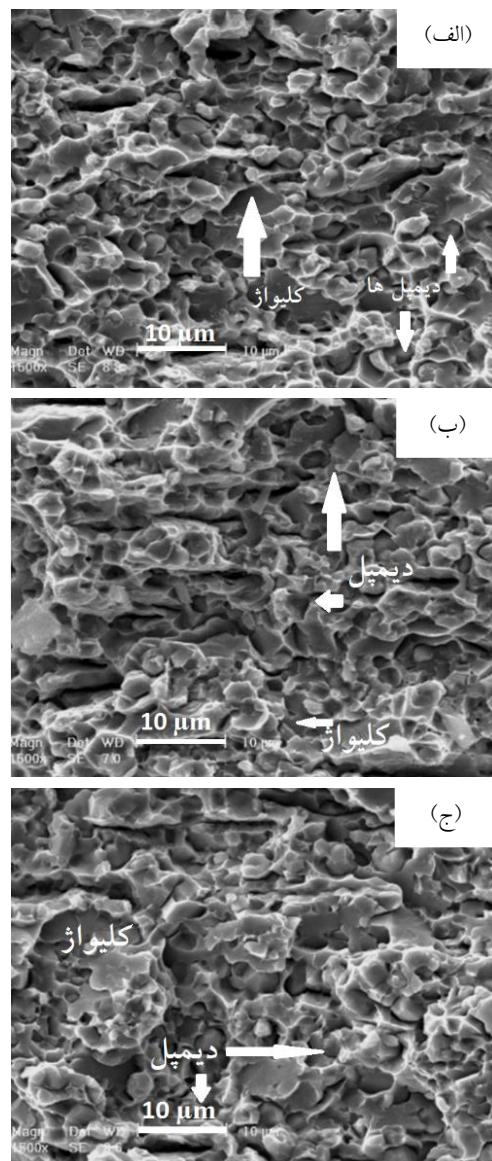
۴- نتیجه گیری

- ۱- ریزساختار فولاد TRIP1100 شامل فریت چند ضلعی، آستنیت باقیمانده (*RA*) و جزایر مارتزیت / آستنیت (*M/A*) بود. با توجه به ریزساختار می‌توان دریافت آستنیت باقیمانده در مناطق بینیتی که در طی استحاله ایزووترمال در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد تشکیل شده است که توسط پراش اشعه ایکس و آنالیز الکترون‌های برگشتی بدست آمد.
- ۲- نتایج نشان داد، با تنظیم ترکیب شیمیایی آلیاژ، دستیابی به استحکام بسیار زیاد در فولاد TRIP1100 امکان‌پذیر بوده و انعطاف پذیری حدود ۲۵ درصد و کار سختی قابل توجهی برای فولاد TRIP نیز می‌توان کسب نمود.
- ۳- همچنین مشخص شد در زوایای ۴۵، ۰ و ۹۰ درجه 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.

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] Hajjani, 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.
- [4] مصطفی پور اصل، ا.، ابراهیم پور، ع. و سعید، ت. (۱۳۹۴)، "بررسی تاثیر شرایط عملیات حرارتی دو مرحله‌ای در ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد TRIP"، *نشریه علمی پژوهشی سازه و فولاد*، شماره ۱۸، ص. ۷۴–۶۳.
- [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 باقیمانده در طول فرآیند کشش به گسترش مارتزیت در مرزهای دانه فریت منجر شد و در دانه‌های ریز فولاد میزان کار سختی را افزایش داد و باعث جذب انرژی بالاتر در ساختار شد نمونه در جهت نورد (۰ درجه) دارای دیمپل‌های ریز تری بود که می‌تواند به دلیل هم راستا بودن دانه‌ها با جهت نورد می‌باشد. همان طور که در شکل مشخص است شکست ترد بدون وقوع تغییر شکل محسوس و ترد با اشاعه ترک متناظر با جدایش پیوندهای بین اتمی در امتداد صفحات کریستالوگرافی خاص به صورت کلیواژ اتفاق می‌افتد.



شکل ۸- تصویر SEM سطح شکست نمونه‌های 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.

بی‌نوشت

¹ Advanced High Strength Steel (AHSSs)

² Transformation Induced Plasticity



پژوهشی علمی و پژوهشی سازه و فولاد

سال هفدهم - شماره‌ی بیست و چهارم - پاییز و زمستان ۹۷