



بررسی ریزساختار، خواص مکانیکی و انبساط حفره فولاد پیشرفته استحکام بالا با رویکرد کاربرد در بدنه‌ی خودرو

فاطمه احمدی^۱، محمد ذبیحی گرگری^۱، حمیدرضا شاهوردی^{۲*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

۲- استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

* ایمیل نویسنده مسئول: shahverdi@modares.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی

دریافت: ۱ اردیبهشت ۱۴۰۲

پذیرش: ۱۷ آذر ۱۴۰۲

کلیدواژگان:

فولاد پیشرفته استحکام بالا

انبساط حفره

استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت

شاخص شکل‌پذیری

چکیده

در سال‌های اخیر با افزایش رقابت بین شرکت‌های خودروسازی و وضع قوانین دولتی مبنی بر کاهش بیشتر مصرف سوخت و به تبع آن الزام کاهش وزن خودرو، نسل سوم فولادهای پیشرفته استحکام بالا به دلیل استحکام کششی و شکل‌پذیری بهتر نسبت به نسل اول و هزینه کم‌تر نسبت به نسل دوم، بسیار مورد توجه صنعت خودرو قرار گرفته‌اند. در این پژوهش، نماینده‌ی جدیدی از نسل سوم فولادهای استحکام بالا، پیشرفته، تحت عنوان 112HR طراحی، تولید و معرفی شده و خواص مکانیکی آن مورد بررسی قرار گرفته و با فولاد SAPH440 که در حال حاضر در صنعت خودرو داخلی و در قسمت کابین خودرو استفاده می‌شود، مقایسه گردیده است. آزمون کشش تک محوره در سه جهت نورد، عمود بر نورد و زاویه ۴۵ درجه نسبت به نورد انجام شد. فولاد 112HR با استحکام کششی ۱۱۹۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۵۴/۵ درصد و شاخص شکل‌پذیری بیش از ۶۰ گیگا پاسکال درصد، خواص بهتری نسبت به فولاد SAPH440 با استحکام کشش ۴۵۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۴۳ درصد از خود نشان داده است. اما در آزمون کشش نمونه‌ی شیاردار و انبساط حفره که تنش سه بعدی است، فولاد 112HR عملکرد بدتری داشته است به گونه‌ای که میزان انبساط حفره فولاد SAPH440 نسبت به فولاد 112HR، حدود ۳/۷۶ برابر بیشتر بوده است. علت این اختلاف خواص استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت حین تغییر شکل در فولاد 112HR و کم بودن مقاومت برشی مارتنزیت است. تبدیل آستنیت به مارتنزیت توسط پراش اشعه ایکس و بررسی‌های میکروسکوپی نوری و الکترونی در فولاد 112HR تأیید شد.

Investigating the microstructure, mechanical properties and hole expansion of advanced high strength steel with the approach of application in the car body

Fateme Ahmadi¹, Mohammad Zabihi Gargari¹, Hamidreza Shahverdi^{2*}

1- MSc Student, Department of Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

2- Professor, Department of Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

* Corresponding Author's Email: shahverdi@modares.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 21 April 2023

Accepted: 8 December 2023

Keywords:

Advanced High Strength Steel (AHSS)

Hole Expansion

Transformation of Austenite to Martensite

Deformation index

Abstract

In recent years, with the increase in competition between automobile companies and the establishment of government laws to further reduce fuel consumption and, as a result, the requirement to reduce vehicle weight, the third generation of advanced strength steels have received much attention in the automotive industry due to their better tensile strength and ductility than the first generation and lower cost than the second generation. In this research, a new candidate of the third generation of advanced high-strength steels, with the name of 112HR, was design, production, and introduced and its mechanical properties were investigated and compared with SAPH440 steel, which is currently used in the domestic car industry and in the car cabin. Uniaxial tensile test was performed in three directions of rolling, perpendicular to rolling and 45-degree angle to rolling. 112HR steel with a tensile strength of 1190 MPa and an increase in length of 54.5% and a ductility index of more than 60 GPa% has shown better properties than SAPH440 steel with a tensile strength of 450 MPa and elongation of 43%. But in the tensile test of grooved sample and hole expansion, which is a three-dimensional stress, 112HR steel performed worse, so that the cavity expansion rate of SAPH440 steel was about 3.76 times higher than that of 112HR steel. The reason for this difference is the transformation properties of austenite to martensite during deformation in 112HR steel and the low shear strength of martensite. The transformation of austenite to martensite was confirmed by X-ray diffraction and optical and electron microscopic investigations in 112HR steel.

Please cite this article using:

Ahmadi F, Zabihi Gargari M, Shahverdi H. Investigating the microstructure, mechanical properties and hole expansion of advanced high strength steel with the approach of application in the car body. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2023 August 23;10(6):16-28. doi: 10.22034/IJME.2023.392262.1770 [In Persian]

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

۱- مقدمه

کاهش انتشار گازهای گلخانه با کاهش وزن خودروها، افزایش ایمنی سرنشین، مصرف سوخت و اقتصادی بودن تولید خودرو، هدف اصلی شرکت‌های خودروسازی است [۱]؛ با توجه به ویژگی‌های منحصربه‌فرد فولادهای پیشرفته استحکام بالا^۱، این گروه از مواد بیشتر از بقیه‌ی گروه‌ها، در ساخت خودرو مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۲،۱].

سه نسل مختلف از فولادهای پیشرفته استحکام بالا توسعه یافته است [۳]. نسل اول فولادهای پیشرفته استحکام بالا، شامل فولادهای دو فازی^۲، فولادهای پلاستیسیته‌ی ناشی از استحاله^۳ و فولادهای مارتنزیتی، دارای قیمت مناسب ولی شکل‌پذیری پایین هستند و در این گروه از فولادها، با افزایش استحکام، شکل‌پذیری کاهش می‌یابد این مشکل در نسل دوم با ایجاد ساختار آستنیتی رفع گردید اما به دلیل استفاده از عناصر آلیاژی گران قیمت (عنصر منگنز تا حدود ۲۴ درصد وزنی)، صرفه اقتصادی برای خیلی از کاربردها ایجاد نگردید [۴-۶].

فولادهای نسل سوم علاوه بر هزینه کمتر (رفع عیب فولادهای نسل دوم)، استحکام کششی و ازدیاد طول مطلوبی نیز دارند (رفع مشکل نسل اول). به‌طور خاص نسل سوم AHSS به دلیل ترکیب استحکام-شکل‌پذیری فوق‌العاده مورد توجه قرار گرفتند [۷،۳]. فولادهای منگنز متوسط حاوی ۳ تا ۱۴ درصد Mn به دلیل ترکیب بهتر استحکام و شکل‌پذیری، بهترین گروه نسل سوم فولادهای پیشرفته هستند. در این آلیاژها، آستنیت نقش حیاتی را در کنترل خواص مکانیکی و افزایش شکل‌پذیری و کار سختی ایفا می‌کند [۷]. خواص مکانیکی این آلیاژها با مقادیر Mn مختلف مستقیماً به ریز ساختار مرتبط است. منگنز که عنصر آلیاژی اصلی در این فولادهاست باعث تقویت محلول جامد و پایداری آستنیت می‌شود. پایداری بیشتر آستنیت منجر به افزایش شکل‌پذیری شده و با استحاله‌ی فاز آستنیت با اعمال کرنش، فرآیند TRIP اتفاق می‌افتد و استحکام افزایش می‌یابد [۵].

با تغییر ترکیب شیمیایی فولادهای منگنز متوسط و مخصوصاً درصد عناصر منگنز و کربن، خواص مکانیکی تغییر محسوسی می‌کند. ترکیب‌های زیادی از فولادهای منگنز متوسط توسط محققان معرفی و بررسی شده‌اند [۸]. امامی^۴ و همکاران [۷]، ترکیب جدیدی از فولاد منگنز متوسط با ۵ درصد منگنز و ۲ درصد مس معرفی کرده‌اند. در این تحقیق، خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی ۱۱۰۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۴۲ درصد حاصل شده است.

در تحقیق دیگری، صداقت نژاد^۵ و همکاران [۹] فولاد منگنز متوسطی با ۱۳ درصد منگنز و ۰/۲ درصد کربن معرفی کرده‌اند که در شرایط آنیل بهینه، شاخص شکل‌پذیری ۸۶ گیگاپاسکال درصد را ایجاد کرده است. وجود فاز آستنیت در حدود ۴۰ درصد، باعث ایجاد ترکیب مناسبی از ازدیاد طول و استحکام شده است.

خواص مکانیکی و ریزساختار فولادهای منگنز متوسط، شدیداً تحت تأثیر دما و زمان عملیات حرارتی است [۸]. عموماً با افزایش دمای عملیات حرارتی، درصد آستنیت باقی مانده و درصد کربن فاز آستنیت افزایش می‌یابد و در یک دمایی، این دو مقدار به مقدار بیشینه رسیده و با افزایش بیشتر دمای آنیل، پایداری و درصد کربن آستنیت کاهش می‌یابد. در رابطه با زمان آنیل نیز، زمان‌های بسیار کوتاه در حدود چند دقیقه (بیشینه تا ۱۰ دقیقه)، تأثیر شاخصی بر ساختار اولیه‌ی نمونه ندارد و خواص مکانیکی مطلوبی در نمونه‌ی آنیل شده ایجاد نمی‌کند ولی افزایش بیشتر زمان آنیل، باعث افزایش پایداری آستنیت می‌شود و با افزایش بیشتر زمان آنیل، ساختار درشت شده و خواص مکانیکی افت پیدا می‌کند و دلیل این کاهش خواص، به علت پایداری پایین آستنیت درشت دانه است [۱۰].

در فولادهای زنگ نزن آستنیتی، تبدیل آستنیت به مارتنزیت در حین کار سرد، می‌تواند به‌طور مؤثر برای بهبود استحکام استفاده شود [۱۲،۱۱]. این استحاله باعث افزایش نرخ کار سختی، به تعویق انداختن پدیده گلوئی شدن و افزایش کرنش یکنواخت می‌شود [۱۳]. پایداری بیشتر آستنیت در مقابل تحول مارتنزیتی، به دلیل بالاتر بودن انرژی نقص چینش است. محققان دریافتند که میزان انرژی نقص چینش در نوع مارتنزیت ایجادشده مؤثر است [۱۴].

¹ Advanced High-Strength Steel (AHSS)

² Dual-Phase Steel (DP steel)

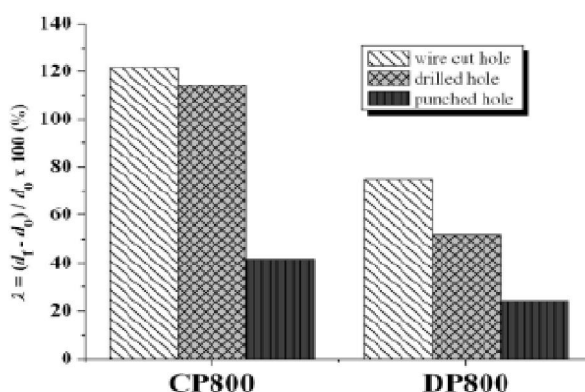
³ Transformation Induced Plasticity Steel (TRIP)

⁴ Emami

⁵ Sedaghat-Nejad

برای بررسی امکان استفاده از فولادهای پیشرفته استحکام بالا در صنعت خودرو، بررسی‌های شکل‌پذیری نیز علاوه بر خواص مکانیکی و ریزساختار الزامی است. در پژوهشی که توسط کارلوا^۱ و همکارانش [۱۵] انجام شد، تأثیر روش ایجاد حفره و صافی سطح داخلی حفره روی آزمون انبساط حفره برای فولادهای دوفازی و فاز مختلط^۲ بررسی شد.

حفره مرکزی به سه روش مختلف پانچ کردن، دریل کردن و وایرکات ایجاد شده است. نتایج آزمون انبساط حفره در شکل ۱ نشان داده شده است. صرف نظر از شرایط لبه، روند انبساط حفره در فولاد CP800 بهتر از DP800 مشاهده شد، اگرچه ازدیاد طول فولاد DP800 بهتر است. که این نتیجه با این مشاهده که فولادهای با نسبت بالاتر استحکام تسلیم به استحکام کششی نهایی عموماً گسترش حفره بهتری را نشان می‌دهند، سازگار است. ریزساختار فولاد فاز مختلط همگن‌تر و تنش‌های داخلی در مرز فازها کمتر از فولاد دوفازی است. اختلاف زیاد بین سختی فازها چگالی بالایی از نابعایی‌ها را در اطراف جزیره مارتنزیت ایجاد می‌کند، که باعث انتشار آسان میکرو ترک‌ها در طول انبساط حفره می‌شود، که باعث تشکیل ترک در ضخامت نمونه می‌گردد [۱۵].



شکل ۱ تأثیر شرایط لبه حفره بر انبساط حفره [۱۵]

با توجه به مطالعات قبلی که توسط نویسندگان این تحقیق در زمینه‌های مختلف فولادهای پیشرفته‌ی استحکام بالا شامل طراحی و ریخته‌گری [۱۶،۴،۱]، بررسی خواص مکانیکی [۱۸،۱۷،۹]، بررسی فرآیند آنیل [۱۹] و جوش‌پذیری [۲۰]، انجام گردیده است ولی در رابطه با شکل‌پذیری فولادهای منگنز متوسط، تحقیق مستقلی انجام نشده است از این‌رو در این تحقیق، فولاد منگنز متوسط با ۱۳ درصد منگنز انتخاب شد و مورد بررسی قرار گرفت. به‌طور کلی بدنه خودرو شامل دو قسمت اصلی ضربه‌گیر (مچاله شونده) و کابین خودرو است. فولادهای منطقه ضربه‌گیر باید انعطاف‌پذیری بالا داشته و فولادهای قسمت کابین باید از استحکام بالا برخوردار باشند. برای اینکه یک فولاد در صنعت خودرو پذیرش شود لازم است آزمون‌هایی از قبیل بالچ (مطابق استاندارد ISO120004-2)، انبساط حفره (مطابق استاندارد ISO 16630)، کشش (مطابق استاندارد ASTM E8)، خمش (مطابق استاندارد ASTM E290)، فنجان شدن، جوش‌پذیری، رنگ‌پذیری و ... روی آن انجام شود و عملکرد آن بر اساس استانداردهای آزمون‌های مذکور تأیید شود. از این‌رو در این تحقیق، فولاد طراحی شده مورد بررسی قرار گرفته و با فولاد SAPH440 که در حال حاضر در کابین خودروهای داخلی استفاده می‌شود، مقایسه گردید.

۲- مواد و روش تحقیق

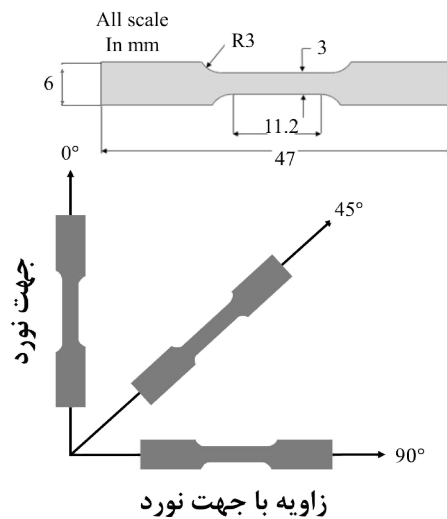
در این تحقیق یک نمونه فولاد پیشرفته استحکام بالای منگنز متوسط؛ که تولید آن در ادامه‌ی تحقیقات گذشته‌ی نویسندگان تحقیق حاضر انجام شده است و یک ورق فولادی که در حال حاضر در صنایع خودرو داخلی در قسمت بدنه استفاده می‌شود، مورد آزمایش قرار گرفتند. به‌منظور بررسی و مقایسه خواص فولاد پیشرفته موردنظر (تحت عنوان 112HR)، ورق استفاده شده در خودروهای داخلی با نام SAPH440 که طبق استاندارد JIS G 3113 تولید شده است، از کارخانه زنجان خودرو تهیه شد.

¹ A. Karelava

² Complex Phase Steel

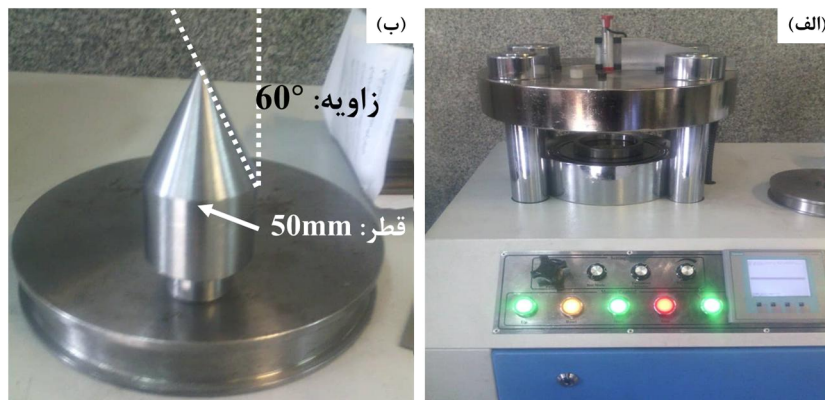
شمش آلیاژ 112HR با استفاده از عناصر خالص فلزی توسط یک کوره‌ی القایی با 10×10^{-4} و با ابعاد $150 \times 100 \times \text{mm}^3$ 25 تهیه شد؛ سپس شمش تهیه شده در کوره‌ی مقاومتی ساخت شرکت آذر کوره در دمای 1100°C درجه سانتی‌گراد و به مدت ۳ ساعت تحت فرآیند همگن‌سازی قرار گرفت و در کوره سرد شد. در ادامه شمش همگن‌سازی شده، در دمای 1100°C درجه سانتی‌گراد آستنیته شده و توسط دستگاه نورد آزمایشگاهی، در ۴ پاس نورد، تا ضخامت ۳ میلی‌متر نورد شد. دمای شروع و اتمام نورد داغ به ترتیب 1050°C و 850°C درجه سانتی‌گراد بود.

برای ارزیابی خواص مکانیکی، آزمون کشش تک‌محوره توسط دستگاه Instron با سرعت حرکت فک $0/6$ میلی‌متر بر دقیقه، انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش در سه جهت نورد، عمود بر نورد و زاویه 45° درجه نسبت به نورد با ابعاد شکل ۲ توسط وایرکات آماده شدند [۲۱]. اندازه طول و عرض سنج به ترتیب $11/2$ و ۳ میلی‌متر و با ضخامت ورق انتخاب شد.

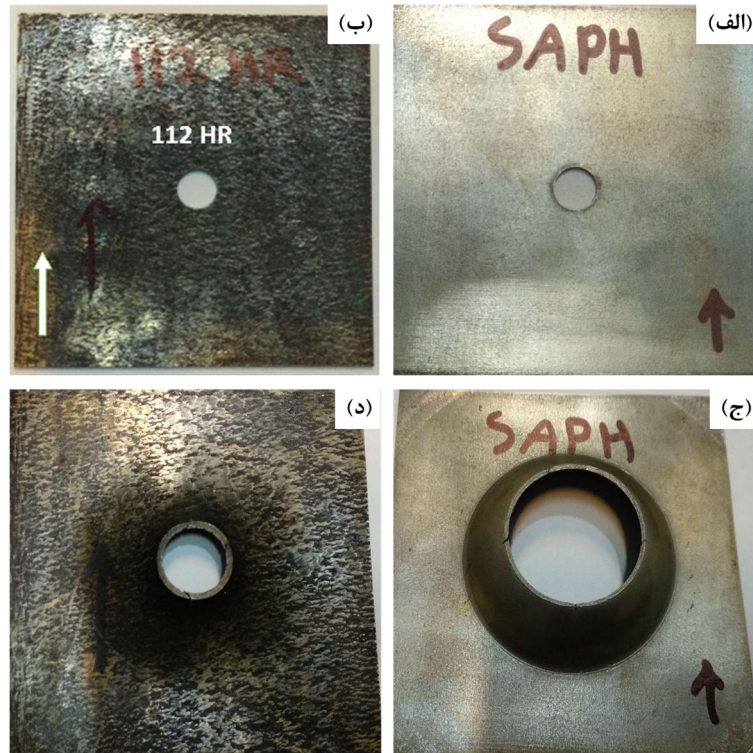


شکل ۲ ابعاد نمونه آزمون کشش (برحسب میلی‌متر) و جهت‌های آن [۲۱]

به‌منظور به دست آوردن مقاومت لبه ورق در برابر ترک خوردن، آزمون انبساط حفره طبق استاندارد ISO 16630 انجام شد [۲۲]. نمونه‌ها با ابعاد $90 \times 90 \text{ mm}^2$ و حفره مرکزی با قطر 10mm توسط وایرکات آماده شد. این آزمون توسط دستگاه چندکاره آزمون‌های عمومی ورق‌ها و با استفاده از یک سنبه مخروطی با زاویه رأس 60° درجه و قطر 50mm با سرعت حرکت سنبه $0/1$ میلی‌متر بر ثانیه انجام شد. به‌محض مشاهده اولین ترک در لبه حفره، آزمون متوقف شده و درصد انبساط حفره با اندازه‌گیری قطر نهایی حفره، محاسبه شد. شکل دستگاه انبساط حفره و سنبه‌ی مورد استفاده در آزمون، در شکل ۳ و ورق‌های آزمون قبل و بعد از آزمون انبساط حفره، در شکل ۴ نشان داده شده است.

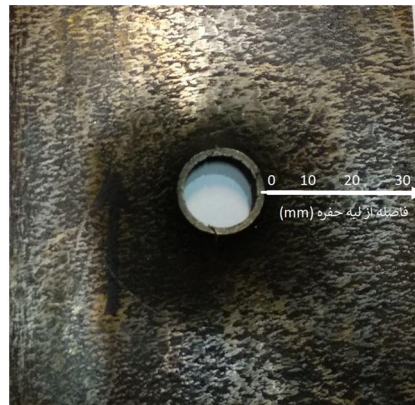


شکل ۳ الف) دستگاه انبساط حفره و ب) سنبه آزمون انبساط حفره



شکل ۴ الف و ب) تصاویر نمونه‌ها قبل از آزمون و ج و د) بعد از آزمون انبساط حفره

پس از انجام آزمون انبساط حفره، سختی سنجی نمونه‌ها از قسمت تغییر شکل نیافته تا لبه حفره، با فاصله ۵ میلی‌متر به روش ویکرز انجام شد (مسیر مشخص شده در شکل ۵) [۲۳]. سختی سنجی برای هر ناحیه حداقل ۳ بار تکرار شد و میانگین داده‌ها به‌عنوان عدد سختی گزارش شد. نیروی سختی سنجی برای فولاد SAPH440 برابر با ۱۰ Kgf و برای فولاد 112HR، ۲۰ Kgf بود.



شکل ۵ مسیر سختی سنجی بعد از آزمون انبساط حفره

نمونه‌ها قبل از انجام هرگونه آزمونی، جهت بررسی ریزساختار، تحت پراش پرتو ایکس قرار گرفتند. پراش پرتو ایکس با استفاده از دستگاه Philips مدل PW3040/60 و آنالیز فازی توسط نرم‌افزار Xpert High Score انجام شد. همچنین ناحیه نزدیک حفره میانی نمونه 112HR پس از انجام آزمون انبساط حفره و بخش گلویی شده منطقه سنجه^۱ آزمون کشش تک محوره در جهت نورد، تحت پراش پرتو ایکس قرار گرفت. لازم به ذکر است با توجه به عدم استحاله‌ی فازی در نمونه‌ی فولاد SAPH بعد از آزمون انبساط حفره، الگوی XRD این نمونه بررسی نگردید.

^۱ Gauge

جهت بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، از میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی استفاده شد. برای بررسی‌های ریزساختاری، ابتدا نمونه‌ها مانت شده و سپس با کاغذ سنباده SiC از شماره ۸۰ تا ۲۵۰۰ سنباده‌زنی شده و با محلول حاوی ذرات آلومینای ۰/۳ میکرون پولیش شدند. برای حکاکی نمونه‌ها از محلول نایتال ۴٪ استفاده شد. برای بررسی سطح شکست نمونه‌های کشش تک‌محوره و همچنین ترک‌های لبه حفرات از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون ثانویه استفاده شد. قبل از تصویربرداری نمونه‌ها به مدت ۵ دقیقه درون اتانول التراسونیک گردید تا سطح موردنظر عاری از هرگونه آلودگی باشد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آنالیز شیمیایی و فازی

ترکیب شیمیایی ورق‌ها توسط کوانتومتری مشخص شد که نتایج آن در جداول ۱ و ۲ گزارش شده است. در ادامه انرژی نقص چیده شدن برای فولاد 112HR برحسب ترکیب شیمیایی محاسبه گردید.

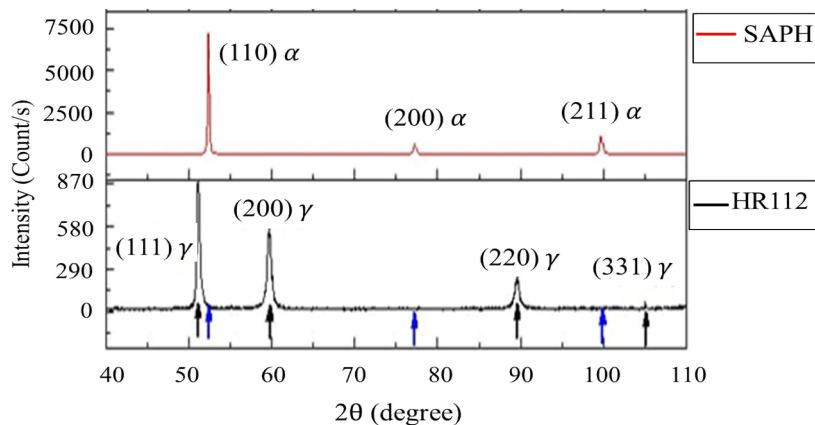
الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به نمونه‌ها در شکل ۶ نشان داده شده است. ورق SAPH440 ریزساختار فریتی و فولاد 112HR ساختار آستنیتی دارد. در هیچ‌یک از فولادها، پیک مربوط به فاز ثانویه مشاهده نشد. البته با توجه به حضور مس در فولاد 112HR، وجود رسوبات غنی از مس محتمل است اما به دلیل درصد پایین این رسوب‌ها، توسط XRD قابل تشخیص نبوده‌اند.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد 112HR

Fe	C	Mn	Cu	Si	Cr
پایه	0.0665	13	1.75	0.6	3.5
Ni	Mo	B	Co		
0.3	0.0118	0.003	0.12		

جدول ۲ ترکیب شیمیایی فولاد SAPH440

Fe	C	Mn	Ni	Si
پایه	0.0959	1.18	0.024	0.188
Al	Cr	Cu	Nb	Co
0.0286	0.0141	0.012	0.0015	0.006



شکل ۶ آنالیز پراش پرتو ایکس

به‌منظور پیش‌بینی مکانیزم تغییر شکل فولاد نوین 112HR، انرژی نقص چینش برای این فولاد محاسبه شد. مقدار انرژی نقص چیده شدن^۱ به ترکیب شیمیایی، دما، اندازه دانه و جهت‌گیری بستگی دارد [۲۴]. در حالت کلی مقدار انرژی نقص چیده شدن از دو روش مستقیم محاسبه می‌شود:

(۱) استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری که محاسبات آن بر اساس فاصله نابجایی‌ها انجام می‌شود و

(۲) استفاده از الگوی پراش پرتو ایکس.

روش غیرمستقیم محاسبه SFE بر اساس ترکیب شیمیایی که مبتنی بر روش XRD است به‌صورت رابطه (۱) برای فولادهای آستنیتی ارائه شده است [۲۵].

$$SFE = 1.2 + 1.4 (\%Ni) + 0.6 (\%Cr) \quad (1)$$

که در آن:

$$\%Ni = 0.5 (\%Mn) + 0.3 (\%Cu) + 30 (\%C) \quad (2)$$

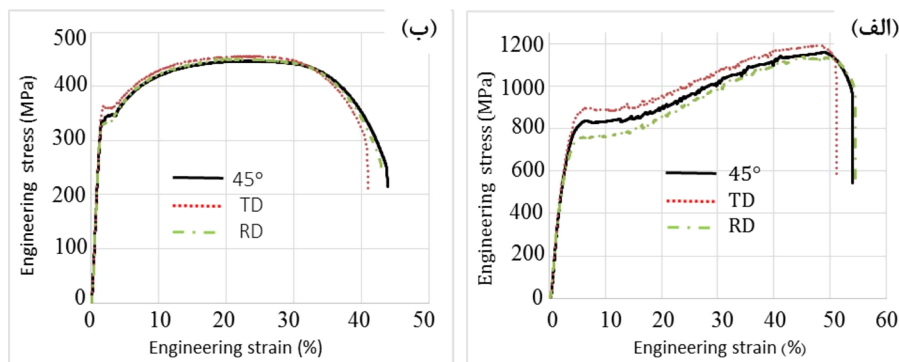
$$\%Cr = \%Cr + 2 (\%Si) + 1.44 (\%B) \quad (3)$$

مکانیسم‌های تغییر شکل در بازه SFE کمتر از 20 mJ/m^2 ، استحاله آستنیت به مارتنزیت^۲ (α' یا ϵ)، در بازه $20 < SFE < 45 \text{ mJ/m}^2$ دوقلویی شدن مکانیکی^۳ و لغزش نابجایی^۴ در مقادیر بزرگ‌تر از 45 mJ/m^2 هستند [۷]. با توجه به مقادیر گزارش شده در جدول ۱، میزان انرژی نقص چیده شدن برای فولاد 112HR در حالتی که کار مکانیکی روی آن انجام نشده باشد، برابر 16.62 mJ/m^2 است. می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم غالب تغییر شکل برای این فولاد، استحاله مارتنزیتی ناشی از پلاستیسیته است.

۳-۲-آزمون کشش

نتایج آزمون کشش در سه جهت نورد (RD)، عمود بر نورد (TD) و زاویه 45° درجه نسبت به نورد در شکل ۷ نشان داده شده است. مقادیر استحکام تسلیم، استحکام نهایی، ازدیاد طول و شاخص شکل‌پذیری (UTS*El) در جدول ۳ گزارش شده است. فولاد 112HR در جهت عمود بر نورد بیشترین استحکام نهایی و در جهت نورد بیشترین استحکام تسلیم و کرنش را نشان داده است. بیشتر کرنش این فولاد مربوط به تغییر شکل یکنواخت بوده و منطقه گلوبی شدن نسبتاً کمتری دیده می‌شود. فولاد SAPH440 در زاویه 45° درجه نسبت به نورد، بیشترین کرنش و در جهت عمود بر نورد بیشترین استحکام نهایی را از خود نشان داده است.

همان‌طور که از شکل ۷ و جدول ۳ مشخص است، فولاد 112HR از نظر استحکام و شاخص شکل‌پذیری، در هر سه جهت نورد، نسبت به فولاد SAPH440 بهتر عمل کرده است. این فولاد نسبت به فولاد SAPH440 ازدیاد طول بیشتری داشته است. با توجه به استحکام بالا (بیشتر از ۱ گیگاپاسکال) و ازدیاد طول بالای این فولاد (51% تا 54% درصد) می‌تواند کاندیدای مناسبی برای استفاده در قسمت کابین خودرو باشد. در ادامه سطوح شکست نمونه‌های آزمون کشش در جهت نورد بررسی می‌شود.



شکل ۷ نمودار تنش-کرنش مهندسی، الف) فولاد 112HR و ب) فولاد SAPH440 در سه جهت نورد، عمود بر نورد و زاویه 45° درجه نسبت به نورد

¹ SFE (Stacking Fault Energy)

² TRIP (Transformation Induced Plasticity)

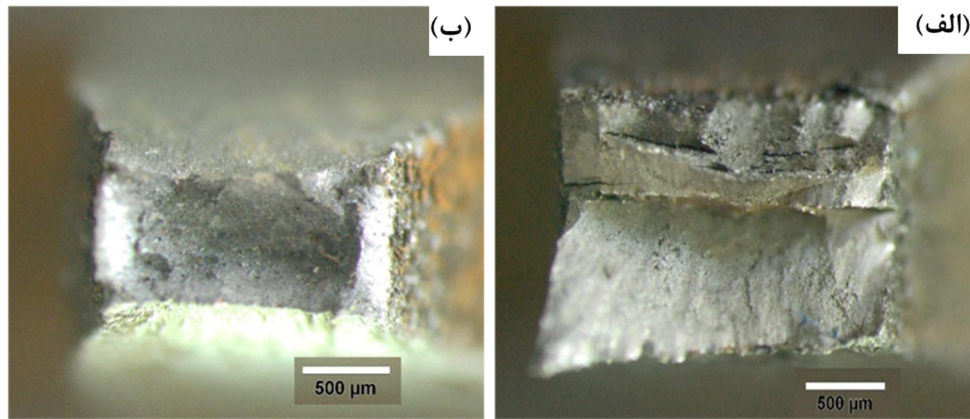
³ TWIP (Twinning Induced Plasticity)

⁴ Dislocation Gliding

جدول ۳ مقادیر خواص مکانیکی برای ۲ نمونه فولادی و در سه جهت

نام فولاد	جهت	YS (MPa)	UTS (MPa)	El (%)	UTS*El (MPa%)
112HR	TD	525	1190	51	60690
	RD	560	1136	54.5	61912
	45	530	1160	53	61480
SAPH440	TD	320	455	41	18655
	RD	345	448	43	19264
	45	335	446	43.8	19535

نمای ماکروسکوپی سطوح شکست فولادهای 112HR و SAPH440 در جهت نورد، در شکل ۸ نشان داده شده است. فولاد 112HR سطوح صاف بیشتری، و در فولاد SAPH440 سطوح شیب‌دار بیشتری دیده می‌شود. همچنین سطح شکست فولاد SAPH440 کوچک‌تر است که نشان دهنده گلویی شدن بیشتر است. می‌توان نتیجه گرفت فولاد SAPH440 نسبت به فولاد 112HR نرم‌تر شکسته است.



شکل ۸ نمای ماکروسکوپی سطح شکست پس از آزمون کشش. الف) فولاد 112HR و ب) فولاد SAPH

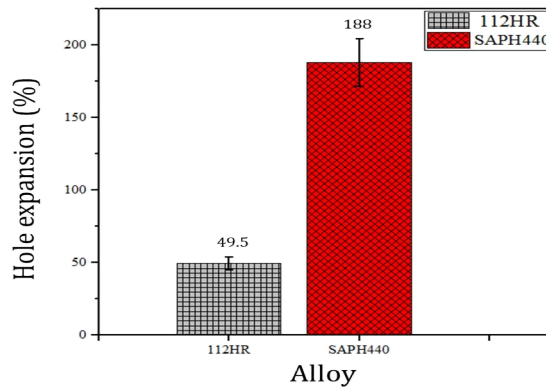
۳-۳-۳ آزمون کشش

میزان انبساط حفره نمونه‌ها که از رابطه (۴) محاسبه می‌شود، در شکل ۹ گزارش شده است. فولاد 112HR علی‌رغم عملکرد عالی در آزمون کشش، رشد حفره کمتری را در آزمون انبساط حفره نسبت به فولاد SAPH440 از خود نشان داده است. فولاد SAPH440 به میزان ۳/۷۵ برابر انبساط بیشتری نسبت به 112HR داشته است.

درحالی‌که در آزمون کشش، نیرو تک‌محوره است در آزمون انبساط حفره نیرویی که به قطعه وارد می‌شود سه محوره است. بنابراین در حین انبساط حفره علاوه بر نیروی کششی، نیروی برشی نیز به قطعه وارد می‌شود. با توجه به میزان انرژی نقص چیده شدن، فولاد 112HR در حین تغییر فرم، دچار استحاله آستنیت به مارتنزیت می‌شود. از آنجایی‌که مارتنزیت در مقابل نیروی برشی ضعیف عمل می‌کند، در شرایط تنش سه‌بعدی، نمونه زودتر به شکست می‌رسد. به همین دلیل شکل‌پذیری فولاد 112HR در آزمون انبساط حفره نسبت به آزمون کشش، کمتر است.

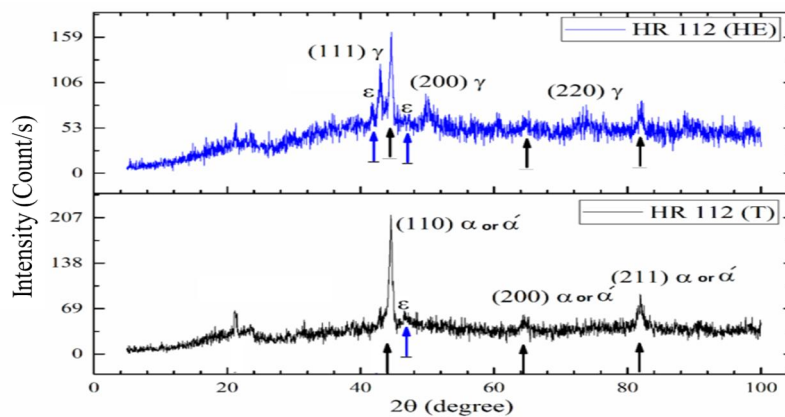
$$\%HE = \frac{df - d_0}{d_0} * 100 \quad (4)$$

که در معادله (۴) d_f قطر نهایی و d_0 قطر اولیه حفره می‌باشند.



شکل ۹ میزان انبساط حفره ورق‌های فولادی برحسب درصد

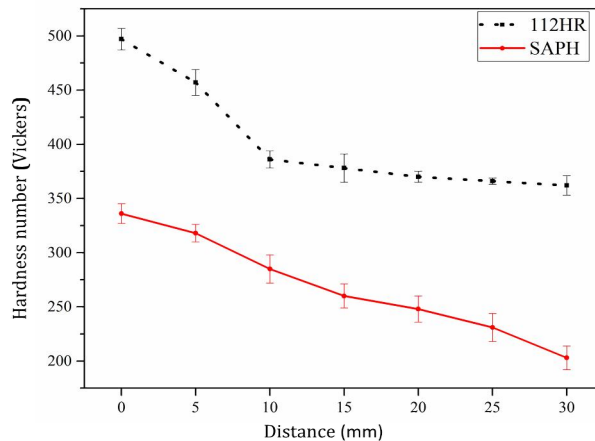
تبدیل آستنیت به مارتنزیت در حین انبساط حفره، توسط آنالیز پراش اشعه ایکس نیز تأیید شد. با توجه به آنالیز پراش اشعه ایکس که در منطقه نزدیک به لبه حفره گرفته شد، فولاد از یک ریزساختار کاملاً آستنیتی به ۶۹ درصد مارتنزیت و ۳۱ درصد آستنیت تبدیل شده است (شکل ۱۰). البته این استحاله آستنیت به مارتنزیت در حین کشش تک‌محوره نیز روی می‌دهد. تحول آستنیت به مارتنزیت در کشش تک‌محوره باعث می‌شود گلوبی شدن دیرتر اتفاق بیفتد و در نتیجه کرنش یکنواخت افزایش می‌یابد که در نمودار مربوط به کشش (شکل ۷) نیز قابل مشاهده است. نتایج مربوط به پراش اشعه ایکس پس از آزمون کشش تک‌محوره در نزدیکی منطقه شکست، در شکل ۱۰ ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در این قسمت پیک مربوط به آستنیت دیده نمی‌شود. اختلاف میزان مارتنزیتی شدن در آزمون‌های انبساط حفره و کشش تک‌محوره به این دلیل است که مارتنزیت زمانی که تحت تنش‌های برشی قرار گیرد منجر به شکست ماده می‌شود. در آزمون انبساط حفره، از همان ابتدا تنش سه‌بعدی اعمال می‌شود اما در کشش تک‌محوره، بعد از گلوبی شدن تنش سه‌بعدی می‌شود. در نتیجه در آزمون کشش فرصت بیشتری برای استحاله مارتنزیتی وجود دارد.



شکل ۱۰ الگوی پراش فولاد 112HR پس از آزمون انبساط حفره (بالا) و بعد از آزمون کشش در قسمت گلوبی (پایین)

۴-۳- سختی سنجی

روند افزایش سختی برای هر دو فولاد پس از انجام آزمون انبساط حفره، از منطقه تغییر فرم نیافته تا لبه حفره، در شکل ۸ نشان داده شده است. سختی فولاد SAPH440 به میزان ۶۵٪ افزایش یافته است. این افزایش به طور یکنواخت رخ داده است و دلیل آن کار سخت شدن فولاد است. سختی فولاد 112HR به میزان ۳۷٪ افزایش یافته است که بخش عمده آن، همان‌طور که از شکل ۱۱ نیز مشخص است، مربوط به نزدیک حفره است. با فاصله گرفتن از لبه حفره، میزان تنش اعمالی کم شده و در نتیجه میزان مارتنزیت کمتری تشکیل می‌شود. تشکیل مارتنزیت باعث افزایش بیشتر سختی در مجاورت حفره مرکزی فولاد 112HR نسبت به فولاد SAPH440 شده است. بیشتر بودن افزایش کل سختی در فولاد SAPH440 به دلیل تغییر شکل بیشتر نسبت به فولاد 112HR است.



شکل ۱۱ سختی ویکرز فولادهای 112HR و SAPH440 پس از آزمون انبساط حفره از لبه حفره تا بخش تغییر فرم نیافته

۳-۵- بررسی‌های ریزساختاری

تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی سطح نمونه انبساط حفره، از قسمت تغییر فرم نیافته تا لبه حفره در شکل‌های ۱۲ و ۱۳ ارائه شده است. تصاویر (الف) و (ب) مربوط به قسمت تغییر فرم نیافته است. تصاویر (ه) و (و) مربوط به لبه حفره و تصاویر (ج) و (د) حد واسط این دو قسمت را نشان می‌دهند.

برای فولاد 112HR در قسمت تغییر فرم نیافته، دانه‌های آستنیت و تیغه‌های مارتنزیت α مشاهده می‌شود. در الگوی پراش مربوط به این قسمت، فقط پیک‌های مربوط به فاز آستنیت مشاهده شد. در زاویه 52° درجه که اولین پیک مربوط به آستنیت ظاهر شده، در حدود همین زاویه هم پیک مربوط به مارتنزیت α وجود دارد. احتمالاً پیک‌ها تداخل سازنده داشته است و یک پیک با شدت بیشتری نشان می‌دهد که در اینجا فاز γ در نظر گرفته شده است.

در قسمت (ب) و (ج)، علاوه بر آستنیت و مارتنزیت α ، باندهای دو قلوبی نیز مشاهده می‌شود. با توجه به انرژی نقص چیده شدن که برابر با 16.62 mJ/m^2 محاسبه شد، مکانیزم غالب تغییر شکل برای این فولاد، استحاله آستنیت به مارتنزیت است. اما در برخی مراجع حد پایین تشکیل دو قلوبی مکانیکی 15 mJ/m^2 در نظر گرفته شده است [۲۴]. بنابراین تشکیل دو قلوبی نیز مورد انتظار بوده است.

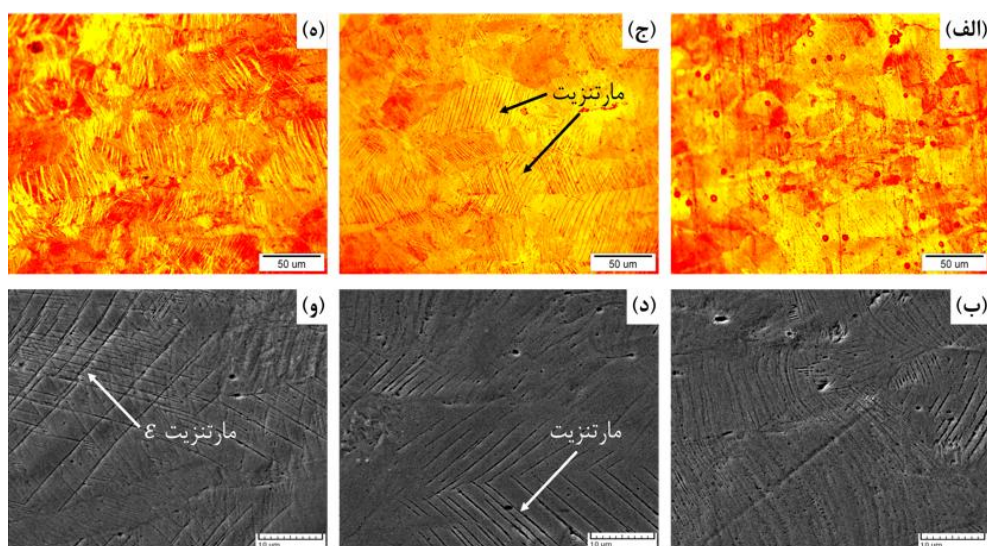
در قسمت (و) و (ه) عمدتاً فاز مارتنزیت ϵ و تا حدی آستنیت و مارتنزیت α مشاهده می‌شود. همچنین دو قلوبی مکانیکی نیز در این تصاویر قابل تشخیص است. الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به این قسمت در شکل مشاهده می‌شود. فازهای مشاهده شده در تصاویر میکروسکوپی الکترونی با فازهای تشخیص داده شده در پراش اشعه ایکس، از نظر کیفی همخوانی دارد. اما از نظر کمی، در تصاویر فاز غالب مارتنزیت ϵ است. با توجه به مشاهدات سایرین، پیک مربوط به مارتنزیت α در زاویه 45° درجه، می‌تواند نشان دهنده مارتنزیت ϵ نیز باشد [۲۶].

تصاویر مربوط به فولاد SAPH440، ریز ساختار فریتی را نشان می‌دهد. فاز ثانویه و رسوب، در تصاویر مشاهده نمی‌شود. در حین آزمون انبساط حفره، تغییری از نظر ماهیت فاز دیده نمی‌شود فقط دانه‌های فریت در نزدیکی لبه حفره دچار کشیدگی شده‌اند که در تصاویر نوری مشخص است.

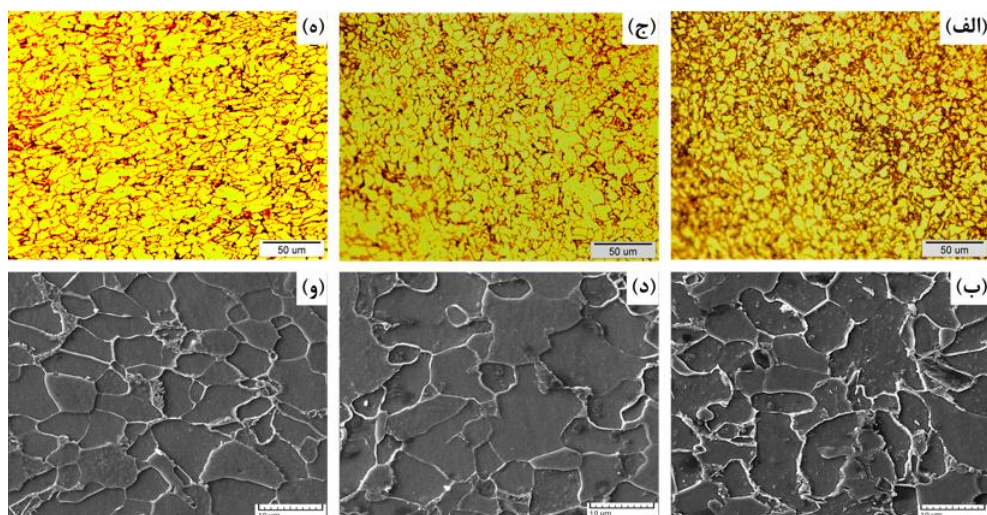
میزان مارتنزیت ϵ تشکیل شده، علاوه بر استحاله آستنیت به مارتنزیت ناشی از کار مکانیکی، می‌تواند به دلیل نیروی فشاری نیز باشد. بررسی‌ها مربوط به سطح بالایی ورق است که با سنبه در تماس نیست. در واقع در اثر نیروی سنبه، در سطح بالایی ورق، تقعر ایجاد می‌شود که باعث نیروی فشاری در سطح ورق می‌شود. مشاهده شده است که در اثر تنش‌های فشاری نیز مارتنزیت ϵ تشکیل می‌شود [۲۷].

در تصاویر میکروسکوپی نوری فولاد 112HR، فاز آستنیت؛ فاز مارتنزیت α و دو قلوبی مکانیکی مشاهده می‌شوند. اما فاز مارتنزیت ϵ توسط میکروسکوپ نوری تشخیص داده نمی‌شود.

در حین استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت، تنش‌های درون دانه‌ای مثبت و منفی باقی می‌ماند. اندرکنش تنش‌های مثبت با کرنش، باعث تسلیم زودتر می‌شود. تنش‌های منفی با کرنش سازگاری داشته و تسلیم دیرتر اتفاق می‌افتد. در مجموع، جایی که تنش یک محوره غیر دینامیکی وجود دارد، استحاله‌ی مارتنزیتی موجب تأخیر در گلوبی شدن نمونه و افزایش کرنش یکنواخت می‌شود [۲۸]. به همین دلیل است که در آزمون کشش، نمونه 112HR ازدیاد طول خوبی از خود نشان داده است. این تأخیر در گلوبی شدن باعث شده استحاله آستنیت به مارتنزیت بیشتر انجام شود به طوری که در پایان آزمون کشش و محل گلوبی شدن، ریز ساختار فولاد عمدتاً مارتنزیتی شده است.



شکل ۱۲ تصاویر میکروسکوپی نوری (بالا) و الکترونی (پایین) فولاد 112HR برای: الف) و ب) قسمت تغییر شکل نیافته، ج) و د) حد واسط لبه و منطقه تغییر شکل نیافته، ه) و و) لبه حفره



شکل ۱۳ تصاویر میکروسکوپی نوری (بالا) و الکترونی (پایین) فولاد SAPH440 برای: الف) و ب) قسمت تغییر فرم نیافته، ج) و د) حد واسط لبه و منطقه تغییر فرم نیافته، ه) و و) لبه حفره

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق فولاد منگنز متوسط طراحی شده با فولاد SAPH440 که فولاد مورد استفاده در کابین خودرو است مقایسه شد و با بررسی‌های خواص مکانیکی، ریز ساختار و نتایج آزمون انبساط حفره، نتایج زیر حاصل شد:

- (۱) در آزمون کشش تک محوره که در سه جهت نورد، عمود بر نورد و زاویه ۴۵ درجه نسبت به نورد انجام شد، فولاد 112HR استحکام کششی ۱۱۹۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۵۴٫۵ درصد از خود نشان داد. این مقادیر برای فولاد SAPH440 برابر با ۴۵۵ مگاپاسکال و ۴۳/۸ درصد بود.
- (۲) در آزمون انبساط حفره، فولاد 112HR درصد انبساط حفره کمتری نسبت به فولاد SAPH440 از خود نشان داده است. دلیل این امر سه بعدی شدن تنش در آزمون انبساط حفره است.
- (۳) سختی سنجی نمونه‌ها پس از آزمون انبساط حفره، از بخش تغییر فرم نیافته تا لبه حفره انجام شد. سختی فولاد 112HR از ۳۶۲ ویکرز (منطقه‌ی تغییر فرم نیافته) تا ۴۹۷ ویکرز (لبه حفره) افزایش پیدا کرد. برای فولاد SAPH440 این افزایش سختی از ۲۰۳ ویکرز تا ۳۳۶ ویکرز بود. نرخ افزایش سختی در نزدیکی لبه حفره برای فولاد 112HR بیشتر بوده است.
- (۴) بررسی‌های ریز ساختاری انجام شده توسط تصاویر میکروسکوپی و آنالیز پراش پرتو ایکس، نشان داد که فولاد 112HR با ساختار آستنیتی، در حین تغییر فرم دچار استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت ناشی از کار مکانیکی می‌شود. افزایش بیشتر سختی در نزدیکی لبه حفره این فولاد، به دلیل تشکیل مارتنزیت است. پایین‌تر بودن انبساط حفره فولاد 112HR به دلیل پایین بودن مقاومت برشی مارتنزیت می‌باشد. فولاد با ساختار فریتی، در حین تغییر شکل دچار تغییر فاز نمی‌شود و فقط کشیدگی دانه‌های فریت مشاهده می‌شود.
- (۵) در پایان با توجه به تنش کششی و انعطاف‌پذیری بالای فولاد نوین 112HR، پیشنهاد می‌شود با مطالعه‌ی خواص مکانیکی سایر بخش‌های خودرو و همچنین انجام آزمون‌های مرتبط، جایگزینی این فولاد در این بخش‌ها بررسی شود.

تأییدیه اخلاقی

محتویات علمی این مقاله حاصل پژوهش نویسندگان است و در هیچ نشریه ایرانی و غیرایرانی منتشر نشده است.

تعارض منافع

اسامی تمام کسانی که در این پژوهش نقش داشته‌اند، در این مقاله درج شده است. از این‌رو هیچ‌گونه تعارض منافی وجود ندارد.

منابع مالی

هزینه این پژوهش از محل اعتبار پژوهشی دانشگاه تربیت مدرس تأمین شده است.

References

- [1] Askari-Paykani M, Shahverdi HR, Miresmaeili R. Microstructural evolution and mechanical properties of a novel FeCrNiBSi advanced high-strength steel: Slow, accelerated and fast casting cooling rates. *Materials Science and Engineering A*. 2016;668:188–20. doi: 10.1016/j.msea.2016.05.002
- [2] Stodolsky F, Vyas A, Cuenca R. Lightweight materials in the light-duty passenger vehicle market: Their market penetration potential and impacts:1995.
- [3] Demeri MY. Advanced high-strength steels: science, technology, and applications. ASM international; 2013. 17–56 p.
- [4] Askari-Paykani M, Shahverdi HR, Miresmaeili R. First and third generations of advanced high-strength steels in a FeCrNiBSi system. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016; 238: 383–94. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.043
- [5] Aydin H, Essadiqi E, Jung IH, Yue S. Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions. *Materials Science and Engineering A*. 2013; 564: 501–8. doi: 10.1016/j.msea.2012.11.113
- [6] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*. 2011; 59(2): 658–70. doi: 10.1016/j.actamat.2010.10.002
- [7] Emami M, Askari-paykani M, Farabi E. Development of New Third-Generation Medium Manganese Advanced High-Strength Steels Elaborating Hot-Rolling and Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019; 50(9): 4261–74. doi: 10.1007/s11661-019-05352-4
- [8] Lee YK, Han J. Current opinion in medium manganese steel. *Materials Science and Technology*. 2015 May 1; 31(7): 843-56. doi: 10.1179/1743284714Y.0000000722

- [9] Sedaghat-Nejad R, Shahverdi HR, Askari-Paykani M. Introduction and mechanical evaluation of a novel 3rd-generation medium manganese AHSS with 86 GPa% of PSE. *Materials Science and Engineering: A*. 2022 May 23;843:143104. doi: 10.1016/j.msea.2022.143104
- [10] Lee S, De Cooman BC. On the selection of the optimal intercritical annealing temperature for medium Mn TRIP steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013 Nov; 44: 5018-24. doi: 10.1007/s11661-013-1860-2
- [11] AF P, PR R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. *ISIJ international*. 2002 Apr 15; 42(4): 325-7. doi: 10.2355/isijinternational.42.325
- [12] Karjalainen LP, Taulavuori T, Sellman M, Kyröläinen A. Some strengthening methods for austenitic stainless steels. *Steel research international*. 2008; 79(6): 404-12. doi: 10.1002/srin.200806146
- [13] Sohrabi MJ, Mirzadeh H, Dehghanian C. Significance of martensite reversion and austenite stability to the mechanical properties and transformation-induced plasticity effect of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020; 29: 3233-42. doi: 10.1007/s11665-020-04798-7
- [14] Surkialiabad R, Mazinani M, Sabzevar MH, Tabasi HG, Kelidari Y. Magnetic investigation of strain induced martensite evolution. In the first international joint conference of Iranian metallurgical engineering society and Iranian foundrymen's society: 2012 Nov 6.
- [15] Karellova A, Kremaszky C, Werner E, Tsipouridis P, Hebesberger T, Pichler A. Hole Expansion of dual-phase and complex-phase AHS Steels-Effect of edge conditions. *Steel research international*. 2009 Jan;80(1):71-7. doi: 10.2374/SRI08SP110
- [16] M. A. Paykani and H. R. Shahverdi, "High strength alloy steels and methods of making the same." Google Patents: 2022.
- [17] Emami M, Askari-paykani M, Farabi E. Development of New Third-Generation Medium Manganese Advanced High-Strength Steels Elaborating Hot-Rolling and Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019;50(9):4261-74. doi: 10.1007/s11661-019-05352-4
- [18] Zabihi-Gargari M, Shahverdi HR, Emami M, Askari-Paykani M. Enhancing mechanical properties of medium Mn advanced high-strength steel by inter-critical annealing: elimination of austenizing and quenching steps. *Ironmaking & Steelmaking*. 2020 Nov 25;47(10):1148-60. doi: 10.1080/03019233.2019.1677038
- [19] Shahverdi HR, Dehghani A, Zabihi-Gargari M, Emami M. Effect of intercritical annealing temperature and time on the microstructure and mechanical properties of medium Mn advanced high strength steel. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2022;8(11):16-34. [In Persian]
- [20] Amini-Chelak MH, Miresmaeili R, Askari-Paykani M, Aliyari H, Shahverdi HR. Resistance spot weldability of Fe₆₆Cr_{16.5}Ni_{14.1}Si_{3.4} advanced high strength steel using D-optimal design of experiment method. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023 Jul 1;25:5615-32. doi: 10.1016/j.jmrt.2023.06.262
- [21] Kumar K, Pooleery A, Madhusoodanan K, Singh RN, Chakravartty JK, Dutta BK, Sinha RK. Use of miniature tensile specimen for measurement of mechanical properties. *Procedia engineering*. 2014 Jan 1;86:899-909. doi: 10.1016/j.proeng.2014.11.112
- [22] ISO 12004 Standard. Metallic materials—sheet and strip—determination of forming limit curves—part 2: determination of forming limit curves in the laboratory. International Organization for Standardization. 2008, 12002-12004.
- [23] American Society for Testing and Materials. ASTM E-92: standard test methods for vickers hardness and knoop hardness of metallic materials. West Conshohocken: ASTM.
- [24] Allain S, Chateau JP, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004 Dec 15;387:158-62. doi: 10.1016/j.msea.2004.01.059
- [25] Moallemi M, Zarei-Hanzaki A, Mirzaei A. On the stacking fault energy evaluation and deformation mechanism of Sanicro-28 super-austenitic stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2015 Jun;24:2335-40. doi: 10.1007/s11665-015-1501-6
- [26] Figueiredo RB, Sicupira FL, Malheiros LR, Kawasaki M, Santos DB, Langdon TG. Formation of epsilon martensite by high-pressure torsion in a TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2015 Feb 11;625:114-8. doi: 10.1016/j.msea.2014.11.091
- [27] Ma Y, Levitas VI, Hashemi J. X-ray diffraction measurements in a rotational diamond anvil cell. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2006 Sep 1;67(9-10):2083-90. doi: 10.1016/j.jpcs.2006.05.052
- [28] Hutchinson B, Lindell D, Barnett M. Yielding behaviour of martensite in steel. *ISIJ international*. 2015 May 15;55(5):1114-22. doi: 10.2355/isijinternational.55.1114