

بررسی رفتار تغییر شکل فولاد چند فازي با آستنیت باقی‌مانده*

محمد مزینانی⁽¹⁾

چکیده هدف از انجام این تحقیق بررسی رفتار تغییر شکل فشاری فولاد چند فازي با آستنیت باقی‌مانده در دماهای مختلف بوده است. با انجام عملیات حرارتی مناسب بر روی فولادی کم آلیاژ با 0/3 درصد وزنی کربن، فولاد چند فازي با مقدار قابل ملاحظه‌ای فاز آستنیت باقی‌مانده تولید شد. از دو روش مختلف برای اندازه‌گیری کمی میزان فاز آستنیت در ریزساختار فولاد مورد آزمایش استفاده شد؛ الف) روش تحلیل تصویری ساختارهای به دست آمده با میکروسکوپ نوری و ب) روش تفرق اشعه X. میزان فاز آستنیت باقیمانده با هر دو روش حدود 18 درصد تعیین شد. رفتار تغییر شکل فولاد مورد آزمایش در آزمون فشار در دمای محیط و دماهای بالاتر از آن مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. نسبت استحکام فولاد یاد شده (نسبت استحکام آن در کرنش بالا به استحکام تسلیم) در دمای محیط مقدار بسیار بالایی به دست آمد که به استحکام تسلیم پایین و نرخ کار سختی بالایی آن نسبت داده شد. دلیل به دست آمدن چنین نسبت استحکام بالایی با توجه به وجود فاز آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار فولاد و امکان تغییر حالت آن به فاز سخت مارتنزیت حین بارگذاری، اثر استحکام بخشی فاز مارتنزیت ایجاد شده (اثر TRIP، Transformation Induced Plasticity) عنوان شد. رفتار تغییر شکل فشاری فولاد مورد آزمایش در دماهای بالاتر از محیط غیر معمول به دست آمد. هم تنش سیلان و هم نرخ کار سختی فولاد با افزایش دما سیر صعودی یافته و در بالاترین دمای تغییر شکل به بیشترین مقدار خود رسیدند. این رفتار غیر معمول با توجه به افزایش پایداری فاز آستنیت در ریزساختار فولاد با افزایش دما، به فراهم شدن امکان شکل‌گیری محصولی غیر از فاز مارتنزیت حاصل از تغییر حالت آستنیت حین تغییر شکل نسبت داده شد، با این ویژگی که محصول به وجود آمده برای تأثیر استحکام بخشی در فولاد، از سختی و استحکام کافی برخوردار باشد.

واژه‌های کلیدی فولاد چند فازي، آستنیت باقی‌مانده، مارتنزیت، بینایت، رفتار تغییر شکل.

Deformation Behaviour of Multi-Phase Steel with Retained Austenite

M. Mazinani

Abstract The main goal of this research was to evaluate the compressive deformation behaviour of multi-phase steel with retained austenite. Following a multi-stage heat treatment cycle on a low-alloy steel with 0.3 wt.%C, a multi-phase steel with considerable amount of retained austenite was produced. The determination of retained austenite in steel microstructures was performed by two different methods; image analysis of optical microscopic images and X-ray diffraction. The amount of retained austenite was measured to be around 18% in both techniques. Compressive deformation behaviour of the investigated steel was examined at different temperatures. A very high strength ratio (the ratio of flow stress at high strain value to yield strength) was obtained for the steel at room temperature exhibiting a characteristic combination of low yield strength and high work hardening rate. Achievement of high strength ratio was attributable to the presence of austenite phase in the steel microstructure and its transformation to hard martensite phase during straining (Transformation-Induced Plasticity Effect). The stress-strain response of the investigated steel at higher deformation temperatures was unusual. Flow stress and work hardening rate increased with an increase in temperature and reached their maximum values at the highest deformation temperature. Since retained austenite becomes more stable at higher deformation temperatures, formation of a transformation product other than martensite phase from austenite during straining was considered to be responsible for this unusual deformation behaviour. This transformation product was assumed to have high strength in order to give rise to a considerable microstructural strengthening effect.

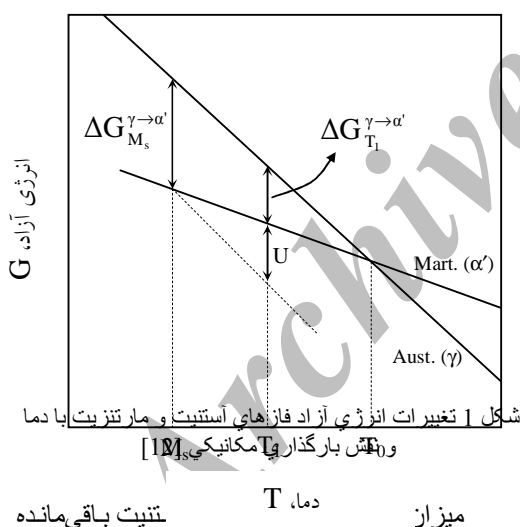
Key Words Multi-Phase Steel, Retained Austenite, Martensite, Bainite, Deformation Behaviour.

* نسخه اولیه مقاله در تاریخ 87/5/6 و نسخه نهایی آن در تاریخ 87/12/3 به دفتر نشریه رسیده است.

(1) استادیار، گروه متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد.

مقدمه

مارتنزیت با دما [12] به طور شماتیک نشان داده شده است. در دمای T_0 ، انرژی آزاد هر دو فاز یکی بوده و در حالت تعادل به سر می‌برند. تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت در دمای M_s که به اندازه کافی از T_0 پائین‌تر است، آغاز می‌شود. $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ، انرژی محرکه لازم برای وقوع تغییر حالت در دمای M_s می‌باشد. در هر دمایی بین T_0 و M_s ، آستنیت در حالت نیمه پایدار قرار داشته و می‌تواند با اعمال تنش شروع به تغییر حالت کند. به عنوان مثال، انرژی محرکه در دمای T_1 ($\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha}$) برای وقوع تغییر حالت کافی نیست، ولی با وجود انرژی مکانیکی U حاصل از بارگذاری خارجی، امکان فراهم بودن انرژی محرکه‌ای برابر با $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ مهیا بوده و در نتیجه، تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت انجام شدنی خواهد بود.



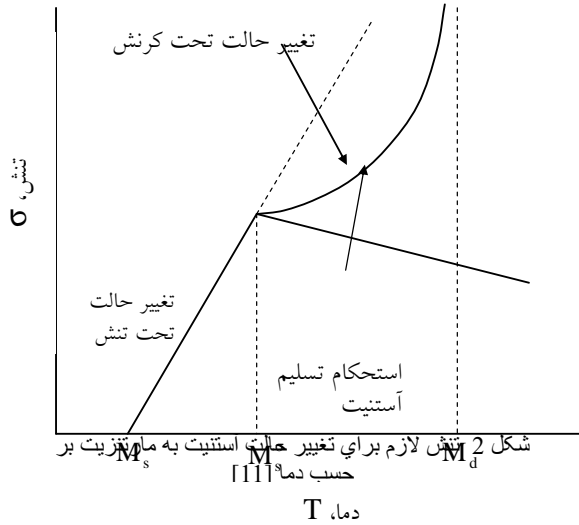
به مارتنزیت حین بارگذاری بر خواص مکانیکی فولاد، به درجه پایداری مکانیکی آن بستگی دارد [13,18]. اعتقاد بر این است که شرایط بهینه موقعی حاصل می‌شود که آستنیت از پایداری مکانیکی خوبی برخوردار بوده و حین تغییر شکل، به تدریج به مارتنزیت تبدیل شود [13,17]. پایداری

فولادهای چند فازی (Multi-Phase Steels) حاوی فاز آستنیت باقی‌مانده با توجه به خواص مکانیکی مناسب، رقیبی بسیار جدی برای فولادهای کم‌آلیاژ با استحکام بالا (HSLA Steels) برای کاربرد در صنایع خودروسازی به شمار می‌روند. فرایند تسلیم پیوسته (عدم وجود ازدیاد طول نقطه تسلیم)، نسبت بالایی استحکام کششی به استحکام تسلیم، نرخ بسیار بالایی کارسختی، پدیده گلوپی به تأخیر افتاده و میزان بالایی قابلیت انعطاف (Ductility) این فولادها در مقایسه با فولادهای کم‌آلیاژ با استحکام بالا [1,2]، دلیل عمده برتری فولادهای چند فازی است.

ریزساختار فولادهای چند فازی متشکل از بینابیت و آستنیت باقی‌مانده (و گاهی مقدار کمی مارتنزیت) در زمینه‌ای از فریت می‌باشد. حضور فاز آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار این فولادها و تغییر حالت آن به فاز سخت مارتنزیت (با قابلیت بسیار بالایی تحمل نیروهای مکانیکی خارجی) حین اعمال تنش، عامل اصلی خواص مکانیکی مشخصه فولادهای چند فازی با آستنیت باقی‌مانده است [3,5]. به بهبود ویژگی‌های تغییر شکل فولاد با تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت تحت تنش، اثر Transformation Induced Plasticity (TRIP) می‌گویند. با طراحی مناسب ترکیب شیمیایی فولاد و انجام یک فرایند عملیات حرارتی چند مرحله‌ای، امکان پایداری حرارتی فاز آستنیت در دمای محیط در فولادهای چند فازی فراهم خواهد شد [4,10].

از آنجا که تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت بدون فرایند نفوذ و با تغییر مکان برشی و دسته جمعی اتم‌ها صورت می‌پذیرد، اعمال نیروی مکانیکی می‌تواند آن را تحت تأثیر قرار دهد [11,12]. در شکل (1)، تغییرات انرژی آزاد فازهای آستنیت و

کویل کردن (Coiling) ورق فولادی در محدوده دمایی تغییر حالت بینایت.



مرحله مهم در فرایند تولید فولادهای چند فازی کم آلیاژ، تغییر حالت بخشی از فاز آستنیت به بینایت برای غنی کردن هر چه بیش‌تر آستنیت باقی‌مانده از این تغییر حالت نسبت به کربن می‌باشد [3,9]. این فاز آستنیت غنی از کربن در ادامه فرایند تا دمایی محیط پایدار باقی می‌ماند.

در دو دهه اخیر تحقیقاتی به منظور بررسی و تحلیل خواص مکانیکی مشخصه فولادهای چند فازی با آستنیت باقی‌مانده و نقش عوامل مؤثر بر آن انجام شده است. هدف اصلی این تحقیقات تحلیل تجربی مکانیسم‌های حاکم بر رفتار مکانیکی این فولادها در شرایط معمول تغییر شکل (دمای محیط و نرخ کرنش پایین) با توجه به مشخصه‌های ریزساختاری آنها بوده است [3,7,25,27]. در سال‌های اخیر، پژوهش‌هایی برای بررسی این رفتار در شرایط متفاوت تغییر شکل (در دماهای بالاتر از محیط برای بررسی پایداری فاز آستنیت باقی‌مانده و وقوع تغییر حالت تدریجی آن به فاز مارتنزیت حین تغییر شکل، و نرخ‌های کرنش بالاتر با توجه به کاربرد مهم این فولادها در بدنه اتومبیل به عنوان ماده جاذب انرژی

فاز آستنیت در فولادهای چند فازی به اندازه نسبی آنها در ریزساختار [13,19]، حالت تنش اعمالی [1,2] و میزان کربن موجود در آن [4,6,7,9,12] بستگی دارد.

تنش مورد نیاز برای انجام تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت به دما بستگی دارد [11,20,21]. در شکل (2) وابستگی تنش لازم برای تغییر حالت با دما نشان داده شده است. در دماهای بالاتر از M_s ، تنش اعمالی برای تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت با دما افزایش می‌یابد. در دمایی M_s^0 (بالاترین دمایی که در آن تغییر حالت تحت تنش‌های کشسان به وقوع می‌پیوندد)، تنش اعمالی به استحکام تسلیم فاز آستنیت می‌رسد. در دماهای بین M_s و M_s^0 ، تغییر حالت آستنیت

به مارتنزیت تحت تنش (Stress-Induced Transformation) نامیده می‌شود. در دماهای بالاتر از M_s^0 ، فاز آستنیت قبل از تغییر حالت تغییر شکل مومسان داده و بنابراین انتظار می‌رود کینتیک تغییر حالت آن دچار تغییر شود. به تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت در این محدوده دمایی، تغییر حالت تحت کرنش (Strain-Induced Transformation) می‌گویند. در دمایی M_d ، فاز آستنیت پایدار بوده و هیچ تغییر حالتی به وقوع نمی‌پیوندد.

فولادهای کم آلیاژ چند فازی با آستنیت باقی‌مانده به دو روش عمده تولید می‌شوند [22,24]:

الف) تابکاری بین بحرانی (Intercritical Annealing) فولاد نورد سرد شده در محدوده دمایی فریت + آستنیت، سرد کردن فولاد تا دمایی $350-450^\circ\text{C}$ برای وقوع تغییر حالت تک دمایی بینایت و سرد کردن بعدی فولاد تا دمایی محیط، ب) نورد گرم فولاد آستنیتیته شده، تغییر حالت تک دما در محدوده دمایی منطقه دو فاز فریت + آستنیت و پس از آن، مرحله

(Diffraction تعیین شد).

برای آماده‌سازی نمونه‌های فولادی برای متالوگرافی، سه مرحله سنباده زنی، پولیش کردن و اچ کردن (با محلول اچ مخصوص ظاهر کردن فازهای مختلف با رنگ‌های متفاوت در فولادهای چند فاز) به ترتیب به انجام رسید. برای تهیه محلول اچ مورد استفاده، 10 گرم پودر متابیسولفایت سدیم (Sodium Metabisulfite) به 100 میلی‌لیتر آب مقطر اضافه گردید [30].

برای تحلیل تصویری ریزساختار نمونه‌های فولادی، ابتدا تصاویری واضح از ریزساختار مورد نظر تهیه شد و سپس فاز آستنیت باقی‌مانده در آنها (که به صورت جزایری کاملاً سفید رنگ از بقیه فازها قابل تشخیص بود) با استفاده از برگه‌های شفاف طلق مانند متمایز شد. پس از آن، تصویر به دست آمده به کمک نرم‌افزار تحلیل تصویری (Image IT Tool) مورد بررسی قرار گرفت. در این روش تحلیل، ابتدا تصویر با انتخاب حد تمایز رنگ (Threshold Adjustment) فاز آستنیت نسبت به زمینه به تصویری دیجیتال متشکل از تنها دو فاز با دو رنگ متفاوت (آستنیت به صورت جزایر تیره رنگ و مجموعه زمینه به رنگ روشن) تبدیل شد. در مرحله بعدی، میزان نسبی فاز تیره رنگ (آستنیت باقی‌مانده) تعیین شد.

در روش تفرق اشعه X، میزان فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد مطابق استاندارد ASTM E975-84 [31] تعیین شد. مبنای تعیین فاز آستنیت با این روش استاندارد، استفاده از شدت نسبی منحنی‌های تفرق مربوط به صفحات (111)، (200) و (220) برای فاز آستنیت و صفحات (110)، (200) و (211) برای فاز فریت بود. این منحنی‌های تفرق با استفاده از تشعشع اشعه X حاصل از فلز مس (K_{α}) با طول موج 0/15405 nm و با به کارگیری گرافیت به عنوان

ضربه حاصل از تصادفات) صورت گرفته و در حال انجام است [28,29]. تحقیق حاضر در راستای این تلاش‌ها صورت گرفته و امید می‌رود نتایج آن بتواند به درک بهتر رفتار تغییر شکل فولادهای چند فاز با آستنیت باقی‌مانده با توجه به اطلاعات اندک موجود در منابع و مراجع در این باره، کمک نماید.

در این تحقیق، خواص تغییر شکل فشاری یک فولاد کم آلیاژ چند فاز با آستنیت باقی‌مانده در دماهای مختلف بررسی شده است. در قدم اول، میزان فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد به دو روش تحلیل تصویری ریزساختارهای میکروسکوپ نوری و تفرق اشعه X تعیین شد. در مرحله بعدی تحقیق، رفتار تنش- کرنش فولاد در آزمون فشار تک محوری در محدوده دمای محیط تا 300 °C مورد مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش‌های آزمایش

فولاد مورد آزمایش در این تحقیق محتوی 0/3 درصد وزنی کربن، 1/5 درصد وزنی منگنز و 1/5 درصد وزنی سیلیسیوم بود. در اولین مرحله از تولید این فولاد پس از نورد گرم، عملیات تابکاری بین بحرانی در دما 760 °C انجام گرفت. پس از نگهداری فولاد در این دما به مدت 15 دقیقه، عملیات سرد کردن تا دمای تغییر حالت بینایت (410 °C) به انجام رسید. در مرحله بعد و پس از نگهداری تک دمای فولاد در دمای تغییر حالت بینایت به مدت 6 دقیقه، فولاد تا دمای محیط سرد گردید. نمونه‌ای به شکل صفحه (20 mm × 35 mm) و ضخامت 7 mm از فولاد فوق با این روش تولید شد.

میزان آستنیت موجود در فولاد به دو روش تحلیل تصویری (Image Analysis) ریزساختارهای به دست آمده با میکروسکوپ نوری و تفرق اشعه X (X-Ray X)

آزمون فشار تک محوري با استفاده از دستگاه آزمون کشش- فشار MTS با نرخ کرنش $0/002 \text{ S}^{-1}$ به انجام رسید. آزمون فشار در دماهاي محیط $(25^\circ\text{C}, 100^\circ\text{C}, 200^\circ\text{C}$ و 300°C انجام شد. نمونه‌هاي آزمون فشار استوانه‌اي به قطر 4 mm و ارتفاع 6 mm در نظر گرفته شدند. لازم به ذکر است که براي اطمینان از به‌کار گيري روانکار تازه حين آزمون فشار، پس از اعمال کرنش حقيقي حدود $0/2$ از نمونه‌هاي آزمون باربرداري شده و پس از قرار دادن ماده روانکار (لايه نازک تفلن) جديد، دوباره بارگذاري شدند. در دماهاي تغيير شکل بالاتر از محیط، براي به حداقل رساندن زمان خنک شدن نمونه‌ها بين دو مرحله تغيير شکل، نمونه‌ها بلافاصله پس از مرحله اول تغيير شکل (کرنش حدود $0/2$) تا دمائي محیط سریع سرد شدند.

نتایج

اندازه‌گيري درصد حجمي فاز آستنيت باقي‌مانده. تصوير ريزساختار فولاد مورد آزمایش که با میکروسکوپ نوري به دست آمده است، در شکل (3) نشان داده شده است. در این ريزساختار، فازهاي مختلف با رنگ‌هاي متفاوت از یکدیگر قابل تمایزند. همان‌گونه که مشاهده مي‌شود، زمینه ريزساختار فاز فریت مي‌باشد که به صورت سطوح خاکستري روشن قابل تشخیص است. جزایر مشاهده شده در این تصوير با سطوح کاملاً صاف و سفید رنگ آستنيت مي‌باشند [34] که از تغيير حالت فاز آستنيت حين مرحله نگهداري تک دما در دمائي تغيير حالت بينايت باقي مانده‌اند. حضور فاز بينايت به رنگ خاکستري تيره در مجاورت جزایر آستنيت باقي‌مانده، دليل وقوع تغيير حالت بخشي از آستنيت به بينايت و پایدار

تک رنگ کننده (Monochromator)، به دست آمدند. اندازه‌گيري کمي ميزان نسبي فاز آستنيت در فولاد چند فازي با استفاده از منحنی‌هاي تفرق هر دو فاز فریت و آستنيت انجام مي‌گيرد [31,32]، زیرا شدت به دست آمده براي این منحنی‌ها با کسر حجمي هر یک از آنها در ريزساختار متناسب است. در صورتی که براي هر یک از فازهاي فریت و آستنيت تنها یک منحنی تفرق در دست باشد، کسر حجمي آستنيت (V_\square) با استفاده از رابطه زیر به دست مي‌آید:

$$V_\square = \frac{I_\square/R_\square}{I_\square/R_\square + I_\gamma/R_\gamma} \quad (1)$$

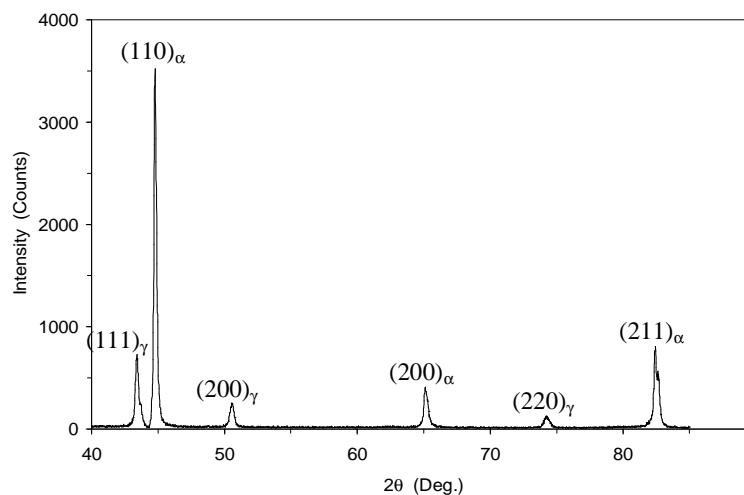
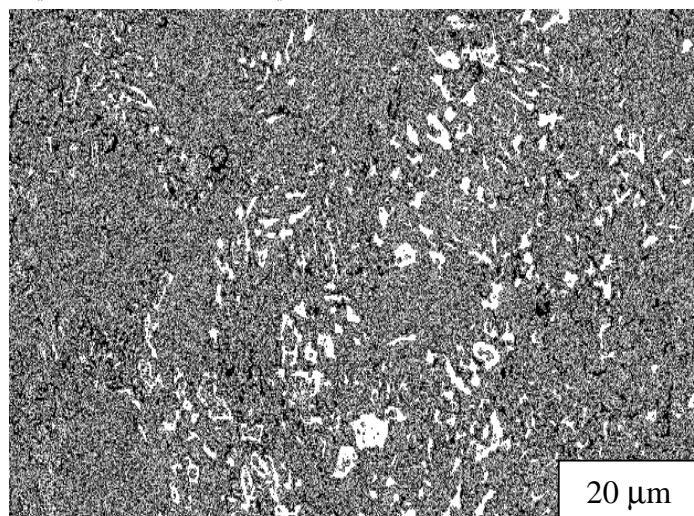
که در آن، I_\square و I_γ به ترتیب شدت‌هاي منحنی تفرق براي فازهاي فریت و آستنيت و R متغيري است که به فاصله صفحات اتمي در شبکه، زاویه براگ، نوع شبکه بلوري و ترکیب شیمیایی فاز مورد آزمایش بستگی دارد (مقدار R براي فازهاي فریت و آستنيت با استفاده از استاندارد ASTM E975-84 قابل محاسبه است). اگر بیش از یک منحنی تفرق براي هر یک از فازها در دسترس باشد، کسر حجمي آستنيت از رابطه زیر محاسبه مي‌شود:

$$V_\square = \frac{\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q I_{\square j}/R_{\square j}}{\frac{1}{p} \sum_{i=1}^p I_{\square i}/R_{\square i} + \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q I_{\square j}/R_{\square j}} \quad (2)$$

در این رابطه، p و q به ترتیب تعداد منحنی‌هاي تفرق فازهاي فریت و آستنيت مي‌باشند.

براي از بین بردن اثرات سطحي حاصل از کار مکانیکی بر روي سطح نمونه‌هاي آزمون تفرق اشعه X ، عملیات پولیش شیمیایی پس از پولیش کاري مکانیکی به انجام رسید. براي این منظور از محلول $(3\% \text{ HF-H}_2\text{O}_2\text{-H}_2\text{O})$ استفاده شد [13,33] و نمونه‌هاي آزمون به مدت 30 دقیقه در مجاورت آن قرار گرفتند.

شدن آستنیت باقی مانده از این تغییر حالت به دلیل غنی شدن نسبت به کربن، می باشد.



خوری بر روی

رفولاد با

بزرگنمایی نشان داده شده در شکل (3)، انجام گرفت.

همان طور که در جدول (1) مشاهده می شود، میزان میانگین فاز آستنیت باقی مانده در فولاد اندازه گیری شده به روش تفرق اشعه X حدود 18 درصد می باشد که با اندازه گیری های انجام شده با روش تحلیل تصویری مطابقت بسیار خوبی دارد.

در روش تفرق اشعه X افزون بر میزان فاز آستنیت، پارامتر شبکه آن (a_0) نیز به دست می آید. با مشخص بودن پارامتر شبکه آستنیت و با استفاده از

در شکل (4) من

از نمونه های فر

است. همان گونه که در این منحنی دیده می شود، سه مشخصه تفرق، متعلق به صفحات (111)، (200) و (220) برای فاز آستنیت و صفحات (110)، (200) و (211) برای فاز فریت، به دست آمده است. به این ترتیب، اندازه گیری میزان فاز آستنیت در فولاد با استفاده از سه مشخصه تفرق برای هر یک از فازها به انجام رسید.

نتایج اندازه گیری میزان فاز آستنیت باقی مانده در فولاد به دو روش تحلیل تصویری و تفرق اشعه X در جدول (1) آورده شده است. اندازه گیری به

دست خواهد آمد. برای محاسبه تقریبی M_s برای فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد مورد آزمایش، از رابطه تجربی اندروز [35,36] به شکل زیر استفاده شد:

$$M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Si - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo + 10Co \quad (^\circ C) \quad (4)$$

که در آن، مقادیر عناصر آلیاژی به درصد وزنی هستند. دمای M_s محاسبه شده نیز در جدول (1) آورده شده است.

رفتار تغییر شکل فشاری فولاد چند فاز با آستنیت باقی‌مانده. منحنی‌های تنش- کرنش فشاری فولاد مورد آزمایش در دماهای محیط ($25^\circ C$)، $100^\circ C$ ، $200^\circ C$ و $300^\circ C$ در شکل (5) نشان داده شده‌اند. استحکام تسلیم (به ازای کرنش آفست 0/2 درصد)، نرخ کارسختی و نسبت استحکام (نسبت تنش سیلان در کرنش 0/4 به استحکام تسلیم) فولاد در دماهای مختلف تغییر شکل نیز در جدول (2) آورده شده‌اند.

رابطه تجربی زیر [32]، درصد کربن موجود در آن نیز تقریب زده خواهد شد:

$$\alpha_\gamma = 0.35467 + 0.00467C_\gamma \quad (nm) \quad (3)$$

که در آن، C_\square میزان کربن (به درصد وزنی) فاز آستنیت می‌باشد. نتایج به دست آمده در این ارتباط نیز در جدول (1) نمایش داده شده است.

در صورتی که درصد کربن فاز آستنیت معلوم باشد، دمای شروع تغییر حالت آن به مارتنزیت (M_s) نیز به

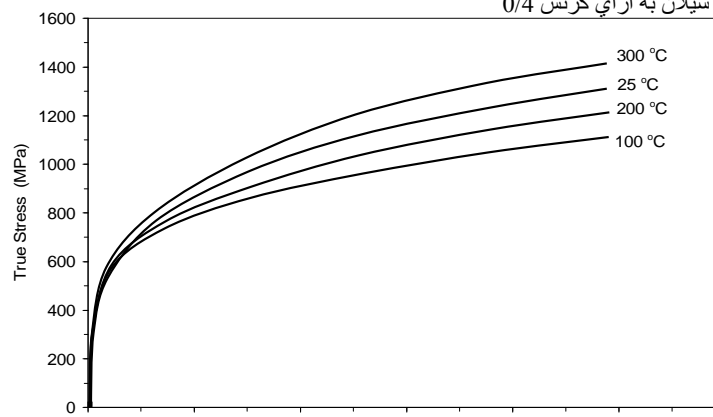
جدول 1 نتایج آزمون‌های تعیین میزان فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد مورد آزمایش

درصد حجمی فاز آستنیت باقی‌مانده (%)		a_\square (nm)	C_\square (wt.%)	M_s ($^\circ C$)
تفرق اشعه X	تحلیل تصویری	0/36010	1/16	- 9
16/9 - 18/9	17 - 19			

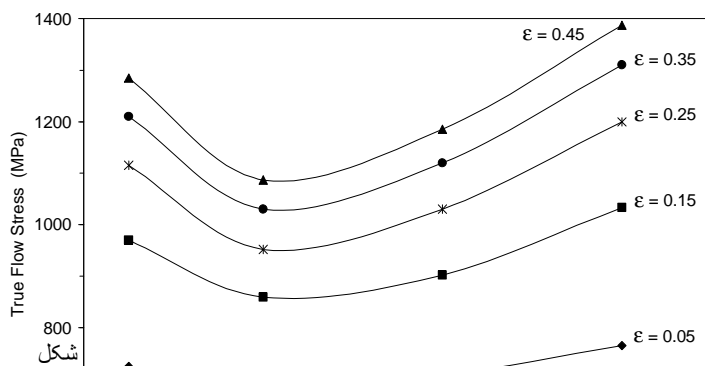
جدول 2 خواص مکانیکی فشاری فولاد مورد آزمایش در دماهای مختلف تغییر شکل

دماي تغییر شکل	استحکام تسلیم ¹ (σ_y) (MPa)	نرخ کار سختی (در کرنش 0/1) (MPa)	نسبت استحکام ² (σ_f/σ_y)
محیط ($25^\circ C$)	365	2172	3/4
$100^\circ C$	348	1560	3/0
$200^\circ C$	391	1659	2/9
$300^\circ C$	427	2338	3/2

1- به ازای کرنش مومسان 0/2 درصد
2- σ_f : تنش سیلان به ازای کرنش 0/4



شکل 5 منحنی‌های تنش- کرنش فشاری فولاد مورد آزمایش در دماهای مختلف تغییر شکل



شکل 6

همان‌گونه که در شکل 6 مشاهده می‌شود، منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی فولاد در دمای محیط (200°C) تا 300°C با افزایش دما از 25°C به 100°C کاهش یافته است، ولی پس از آن با افزایش دما تغییر شکل تنش سیلان افزایش یافته به گونه‌ای که در دمای 300°C به بیش‌ترین مقدار خود رسیده است. مقادیر عددی خواص مکانیکی فشاری فولاد در دماهای مختلف که در جدول (2) نشان داده شده‌اند، نتیجه حاصل از منحنی‌های شکل (5) را تأیید می‌کنند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش دما از دمای محیط ابتدا استحکام تسلیم و نرخ کارسختی (در کرنش حدود 0/1) کاهش و پس از آن افزایش می‌یابند.

بحث و بررسی نتایج

همان‌گونه که مشاهده شد، حضور مقدار قابل ملاحظه‌ای از فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد (شکل 3 و جدول 1) و تأثیر منحصر به فرد تغییر حالت آن به فاز سخت مارتنزیت حین تغییر شکل بر روی

همان‌گونه که در شکل 6 مشاهده می‌شود، منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی فولاد در دمای محیط (200°C) تا 300°C با افزایش دما از 25°C به 100°C کاهش یافته است، ولی پس از آن با افزایش دما تغییر شکل تنش سیلان افزایش یافته به گونه‌ای که در دمای 300°C به بیش‌ترین مقدار خود رسیده است. مقادیر عددی خواص مکانیکی فشاری فولاد در دماهای مختلف که در جدول (2) نشان داده شده‌اند، نتیجه حاصل از منحنی‌های شکل (5) را تأیید می‌کنند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش دما از دمای محیط ابتدا استحکام تسلیم و نرخ کارسختی (در کرنش حدود 0/1) کاهش و پس از آن افزایش می‌یابند.

با افزایش دمای تغییر شکل به 100°C، منحنی تنش-کرنش فولاد به سمت پایین منتقل می‌شود. با افزایش بیش‌تر دمای تغییر شکل تا 200°C، وضعیت به گونه‌ای دیگر است؛ یعنی کل منحنی تنش-کرنش با فاصله‌ای قابل ملاحظه به سمت بالا حرکت کرده است. نکته جالب توجه آنکه این روند با افزایش بعدی دما به 300°C ادامه داشته و حتی میزان فاصله منحنی نسبت به قبل بیش‌تر نیز شده است. برای نمایش بهتر رفتار تغییر شکل این فولاد در دماهای مختلف، منحنی تغییرات تنش سیلان به ازای مقادیر مختلف کرنش اعمالی در دماهای متفاوت در شکل (6) رسم شده است. همان‌گونه که

منحنی‌های تنش- کرنش فولاد در دماهای تغییر شکل بالاتر از محیط دو ویژگی مهم را به نمایش گذاشته‌اند. اول آنکه، تنش سیلان و نرخ کار سختی فولاد با افزایش دما از محیط به 100°C کاهش یافته‌اند. این نتیجه آزمایش با بررسی دقیق منحنی‌های پایداری حرارتی فاز آستنیت (شکل‌های 1 و 2) قابل توجیه است. مطابق آنچه در این شکل‌ها دیده می‌شود و قبلاً نیز گفته شد، فاز آستنیت بالای دمای M_s از نقطه نظر حرارتی پایدار بوده ولی قابل تغییر حالت به مارتنزیت با اعمال تنش مکانیکی خواهد بود. با این حال، شرایط در دمای 100°C به گونه‌ای بوده است که به دلیل پایداری مکانیکی بالاتر فاز آستنیت نسبت به دمای محیط انرژی محرکه مکانیکی برای تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت به میزان لازم فراهم نبوده و در نتیجه، تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت حین اعمال تنش انجام نشده و یا، به میزان محدود انجام شده است. به این ترتیب و با حذف یا کاهش اثر استحکام بخشی تغییر حالت فاز آستنیت به مارتنزیت در فولاد، تأثیر معمول افزایش دما بر کاهش تنش سیلان مکانیسم غالب بوده است.

افزایش تنش سیلان و نرخ کار سختی فولاد در دماهای بالاتر از 100°C با مکانیسمی متفاوت اتفاق افتاده است. برای تحلیل رفتار تغییر شکل فولاد در این محدوده دمایی لازم است منحنی پایداری فاز آستنیت نسبت به تنش‌های مکانیکی (شکل 1) دوباره مورد تجزیه و تحلیل قرار گیرد. همان‌گونه که در شکل (1) مشاهده می‌شود، پایداری فاز آستنیت در فولاد چند فازي با افزایش دمای تغییر شکل و دور شدن از دمای M_s افزایش می‌یابد، به گونه‌ای که در دماهای نزدیک به T_0 به پایداری نسبتاً کامل می‌رسد. بنابراین، واقعیت آن است که با افزایش دما میزان تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت کاهش یافته و در

خواص مکانیکی فولاد (شکل 5، منحنی تنش- کرنش مربوط به دمای محیط)، مؤثر بودن فرایند تولید این فولاد برای پایدار کردن فاز آستنیت تا دمای محیط را به خوبی تأیید می‌کند. همان‌گونه که در جدول (1) آمده است، میزان کربن موجود در فاز آستنیت حدود $1/16$ درصد وزنی تقریب زده شده است که پس از انجام دو مرحله عملیات حرارتی (تشکیل فریت و بینایت در دو مرحله مجزا) در آن باقی مانده است. دمای شروع تغییر حالت مارتنزیت (M_s) برای این آستنیت حدود 9°C - تقریب زده شده است که به اندازه کافی از دمای محیط کمتر می‌باشد.

همان‌طور که در جدول (2) دیده می‌شود، نسبت استحکام (نسبت تنش سیلان در کرنش حدود $0/4$ به استحکام تسلیم) فولاد در دمای محیط حدود $3/4$ می‌باشد. افزون بر این، نسبت استحکام کششی به استحکام تسلیم این فولاد حدود 2 به دست آمده است [39]. این نسبت‌های استحکام بسیار بالا در مقایسه با نسبت استحکام کششی به استحکام تسلیم $1/2$ تا $1/5$ برای فولادهای کم آلیاژ با استحکام بالا (HSLA Steels) با ریزساختار فریتی- پرلیتی [37]، مقادیر بسیار بالایی می‌باشند. به دست آمدن چنین نسبت‌های استحکام بسیار بالایی در فولاد نشان دهنده حضور فاز سخت و مستحکم مارتنزیت در ریزساختار فولاد در نتیجه وقوع تغییر حالت فاز آستنیت باقی‌مانده در آن حین تغییر شکل می‌باشد. نکته جالب توجه در این حالت آن است که استحکام بالایی به دست آمده در فولاد پس از تغییر شکل زیاد حدود 40 درصد، بدون بشکته‌ای شدن (شروع تغییر شکل مومسان غیر یکنواخت) نمونه آزمون فشار بوده است به گونه‌ای که فولاد در این میزان تغییر شکل هنوز از قابلیت افزایش استحکام با تغییر شکل بیش‌تر برخوردار بوده است.

تشکیل نوع دیگری از محصول تغییر حالت فاز آستنیت ارائه می‌دهد).

همان گونه که قبلاً اشاره شد، پایداری حرارتی فاز آستنیت در فولادهای چند فازی با آستنیت باقی‌مانده با افزایش دما از دمای M_s افزایش می‌یابد. نکته مهم در اینجا آن است که با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمایی که به اندازه کافی از دمای M_s بالاتر است (دمای B_s)، فاز آستنیت شروع به تغییر حالت به بینایت می‌کند. سوجیموتو و همکاران دمای تغییر حالت فاز آستنیت به بینایت بدون تأثیر نیروی مکانیکی خارجی را حدود 400°C بیش از دمای M_s به دست آورده‌اند [43]. با توجه به اینکه دمای M_s برای فاز آستنیت موجود در ریزساختار فولاد مورد آزمایش 9°C تعیین شده است (جدول 1)، دمای تغییر حالت فاز آستنیت در آن به بینایت بدون تأثیر نیروی مکانیکی خارجی حدود 390°C تقریب زده می‌شود. به این ترتیب می‌توان نتیجه گرفت که تغییر حالت فاز آستنیت به بینایت در فولاد مورد آزمایش تنها در صورتی می‌تواند در محدوده دمایی 100°C تا 300°C انجام گیرد که مشابه تغییر حالت آن به فاز مارتنزیت از نوع متأثر از نیروهای اعمالی خارجی باشد.

نتیجه نهایی حاصل از این تحقیق، نظریه تجربی بهادشیا و سوجیموتو مبنی بر امکان تشکیل بینایت از فاز آستنیت تحت تأثیر نیروهای اعمالی خارجی را تأیید می‌کند. به این ترتیب می‌توان نتیجه گرفت که تغییر حالت آستنیت به بینایت نیز ممکن است همانند مارتنزیت از نوع تغییر حالت تحت تنش یا کرنش (Stress- or Strain-Assisted Transformation) در نظر گرفته شود.

نتیجه‌گیری نهایی

دمایی به اندازه کافی دور از M_s ، به طور تقریباً کامل متوقف می‌شود. این واقعیت (با فرض اینکه تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت تنها مکانیسم فعال استحکام بخشی باشد) با تأثیر افزایش دمای تغییر شکل از 100°C در فولاد مورد آزمایش مطابقت ندارد. به این ترتیب می‌توان نتیجه گرفت که احتمال فعال شدن مکانیسم استحکام بخشی جدیدی در این محدوده دمایی وجود داشته که نتیجه مستقیم آن افزایش تنش سیلان فولاد بوده است.

به این ترتیب برای انتخاب مکانیسم مناسب و قابل قبول برای تحلیل رفتار غیرمعمول فولاد مورد آزمایش (مستحکم شدن فولاد در دماهای تغییر شکل بالاتر از محیط)، لازم است به بررسی امکان تشکیل محصولی غیر از مارتنزیت حین تغییر حالت فاز آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار فولاد حین تغییر شکل پردازیم. قبل از آغاز بحث ذکر این نکته لازم است که با توجه به رفتار فولاد مورد آزمایش، محصول مورد نظر برای فرایند تغییر حالت فاز آستنیت در دماهای بالاتر از محیط می‌باید فازی نسبتاً سخت و مستحکم بوده باشد به گونه‌ای که حضور آن در ریزساختار فولاد منجر به افزایش تنش سیلان و نرخ کارسختی شده باشد. مطابق نتایج تجربی به دست آمده توسط سوجیموتو و همکاران [40]، فاز آستنیت در دماهای بالاتر از دمای شروع تغییر حالت آن به مارتنزیت می‌تواند تحت تأثیر تنش‌های اعمالی به بینایت تبدیل شود. بینایت به وجود آمده از فاز آستنیت در این شرایط مطابق نظریه بهادشیا [41,42] اصطلاحاً Carbide-Free Bainitic Ferrite یا فریت بینایتی بدون کاربید نامیده می‌شود (قابل توجه آنکه این نظریه مکانیسم متداول تغییر حالت آستنیت به بینایت بدون تأثیر نیروی مکانیکی با فرایند نفوذ اتمی را نقض نمی‌کند، بلکه مکانیسمی برای تفسیر فرایند

تغییر حالت آستنیت به فاز سخت مارتنزیت به دلیل افزایش پایداری فاز آستنیت مطابقت داشت.

4- منحنی‌های تنش- کرنش فولاد در محدوده دمایی 100°C تا 300°C به وضوح افزایش تنش سیلان با دما را نسبت به آنچه در محدوده دمایی 25°C تا 100°C دیده شد، نشان دادند. افزایش تنش سیلان فولاد در این محدوده دمایی (علی) رغم افزایش پایداری فاز آستنیت) با استفاده از مکانیسمی منطبق بر نظریه بهادشیا توجیه و تحلیل گردید. بر مبنای این مکانیسم، با کم شدن میزان انجام تغییر حالت مارتنزیتی امکان وقوع تغییر حالت آستنیت به بینایت حین تغییر شکل در محدوده دمایی مورد نظر وجود خواهد داشت. بر این اساس نشان داده شد که تغییر حالت فاز آستنیت به بینایت نیز می‌تواند همانند تغییر حالت آن به مارتنزیت متأثر از نیروهای مکانیکی خارجی به وقوع بپیوندد.

تشکر و قدردانی

به این وسیله از پروفسور وارن پول از دانشگاه بریتیش کلمبیا (کانادا) که در انجام مراحل مختلف این تحقیق و ارائه تحلیل‌های علمی مربوطه صمیمانه همکاری نموده‌اند، تشکر و قدردانی می‌شود.

مهمترین نتایج این تحقیق پیرامون تأثیر حضور آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار فولاد چند فازی کم آلیاژ و نقش دمایی تغییر شکل بر رفتار منحنی تنش- کرنش آن را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

1- روش تحلیل تصویری بر مبنای ریزساختارهای به دست آمده با میکروسکوپ نوری به همراه استفاده از روش مناسب اچ کردن سطوح نمونه‌ها، راه مناسبی برای اندازه‌گیری کمی میزان فاز آستنیت باقی‌مانده در فولادهای چند فازی است.

2- منحنی تنش- کرنش فشاری فولاد مورد آزمایش در دمایی محیط، خواص مکانیکی مشخصه‌ای از آن را به نمایش گذاشت که عبارت بودند از استحکام تسلیم پایین، نرخ کارسختی بالا و تنش سیلان بالا به ازای مقادیر بالایی تغییر شکل بدون وقوع پدیده بشکته‌ای شدن (آغاز تغییر شکل مومسان غیر یکنواخت نمونه در آزمون فشار). این خواص مکانیکی مشخصه با وقوع تغییر حالت آستنیت به فاز سخت و مستحکم مارتنزیت حین تغییر شکل در فولاد حاصل شد.

3- با افزایش دمایی تغییر شکل تا 100°C ، رفتار معمول کاهش تنش سیلان با افزایش دمایی تغییر شکل مشاهده شد. این رفتار با کاهش میزان وقوع

مراجع

1. Sakuma, Y., et al., "Next-generation high-strength sheet steel utilizing Transformation-Induced Plasticity (TRIP) effect", Nippon Steel Technical Report, No. 64, pp. 20-25, March (1995).
2. Takahashi, M., Uenishi, A., and Kuriyama, Y., "Properties of high strength TRIP steel sheets", Automobile Body Materials, IBEC'97, pp. 26-32, (1997).
3. Jacques, P. and Furnémont, Q., "Martensitic transformation as a work-hardening mechanism for the improvement of the mechanical properties of TRIP-assisted multiphase steels", Proceedings of the J.J. Jonas Symposium on the Thermomechanical Processing of Steel, Ottawa, Ontario, Canada, pp. 527-538, August 20-23, (2000).
4. Jacques, P. J., "The significance of retained austenite for the improvement of the mechanical properties of TRIP-assisted multiphase steels", Proceedings of the 20th ASM Heat Treating Society, St. Louis, MO, ASM International, pp. 539-546, 9-12 October, (2000).
5. Matsumura, O., Sakurai, H. and Furukawa, T., "Properties and applications of C-Si-Mn based TRIP steels", Proceedings of International Symposium on Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites, pp. 467-478, (1996).
6. Jacques, P., Eberle, K., Harlet, P. and Delannay, F., "Development and characterization of a cold-rolled low silicon TRIP-assisted multiphase steel: a new opportunity for the automotive steel industry", Proceedings of the 40th Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVI, pp. 239-250, (1998).
7. Baik, S. C., Kim, S., Jin, Y. S. and Kwon, O., "Effects of alloying elements on mechanical properties and phase transformation of cold rolled TRIP steel sheets", ISIJ International, Vol. 41, No. 3, pp. 290-297, (2001).
8. Traint, S., Pichler, A., Tikal, R., Stiaszny, P. and Werner, E. A., "Influence of manganese, silicon and aluminum on the transformation behavior of low alloyed TRIP steels", Proceedings of the 42nd Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVIII, pp. 549-561, (2000).
9. Pichler, A., Stiaszny, P., Potzinger, R., Tikal, R. and Werner, E., "TRIP steels with reduced Si content", Proceeding of the 40th Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVI, pp. 259-274, (1998).
10. De Meyer, M., Vanderschueren, D. V. and De Cooman, B. C., "The influence of Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels", Proceedings of the 41st Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVII, pp. 265-276, (1999).

11. Cherkaoui, M., Berveiller, M. and Lemoine, X., "Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels", *International Journal of Plasticity*, Vol. 16, pp. 1215-1241. (2000).
12. Itami, A., Takahashi, M. and Ushioda, K., "Plastic stability of retained austenite in the cold-rolled 0.14%C-1.9%Si-1.7%Mn sheet steel", *ISIJ International*, Vol. 35, No. 9, pp. 1121-1127, (1995).
13. Sakuma, Y., Matlock, D. K. and Krauss, G., "Mechanical behavior of an intercritically annealed and isothermally transformed low C alloy steel with ferrite-bainite-austenite microstructures", *Journal of Heat Treating*, Vol. 8, pp. 109-120, (1990).
14. Godet, S., Delannay, F. and Jacques, P. J., "Mechanical stabilization of retained austenite in TRIP-assisted multiphase steels", *Proceedings of the 20th ASM Heat Treating Society, St. Louis, Mo, ASM International*, pp. 535-538, 9-12 October (2000).
15. Yi, J. J., Yu, K. J., Kim, H. S. and Kim, S. J., "Role of retained austenite on the deformation of an Fe-0.07C-1.8Mn-1.4Si dual-phase steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14A, pp.1497-1504, July (1983).
16. Sakuma, Y., Matlock, D. K. and Krauss, G., "Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15%C steels containing 1.2%Si-1.5%Mn and 4%Ni: Part II. Effect of testing temperature on stress-strain behavior and deformation-induced austenite transformation", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 23A, pp.1233-1241, April (1992).
17. Tomita, Y. and Morioka, K., "Effect of microstructure on transformation-induced plasticity of silicon-containing low-alloy steel", *Materials Characterization*, Vol. 38, pp. 243-250, (1997).
18. Di Chiro, A., Root, J. and Yue, S., "Processing and properties of a Si-Mn Nb-bearing TRIP steel for use in fasteners", *Proceedings of the 37th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings*, Vol. XXXIII, pp. 373-382, (1996).
19. Rigsbee, J. M. and VanderArend, P. J., "Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in dual-phase HSLA steels", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, AIME, New York, pp. 56-86, (1977).
20. Olson, G. B. and Azrin, M., "Transformation behavior of TRIP steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9A, pp. 713-721, April (1992).
21. Chanani, G. R., Zackay, V. F. and Parker, E. R., "Tensile properties of 0.05 to 0.20%C TRIP steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 2, pp.133-139, January (1971).
22. Eberle, K., Harlet, P., Cantinieaux, P. and Populiere, M. V., "New Thermomechanical strategies for the realization of multiphase steels showing a transformation induced plasticity (TRIP) effect",

- Proceedings of the 40th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVI, pp. 251-258, (1998).
23. Heller, T., Engl, B., Ehrhardt, B. and Esdohr J., "New high-strength steels – production, properties & applications", Proceedings of the 40th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVI, pp. 25-34, (1998).
 24. Jacques, P. J., Girault, E., Harlet, P. and Delannay, F., "Low Silicon TRIP-assisted multiphase steels", *ISIJ International*, Vol. 41, No. 9, pp. 1068-1074, (2001).
 25. Wasikowska, A., Tsipouridis, P., Werner, E. A., Pichler, A. and Traint, S., "Microstructure and tensile behaviour of cold-rolled TRIP-aided steels", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 157-158, pp. 633-636, (2004).
 26. Jacques, P. J., Furnémont, Q., Lani, F., Pardoën, T. and Delannay, F., "Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. characterization and mechanical testing", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 3681-3693, (2007).
 27. Lacroix, G., Pardoën, T. and Jacques, P. J., "The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels", *Acta Materialia*, Vol. 56, pp. 3900-3913, (2008).
 28. Curtze, S., Kuokkala, V. T., Hokka, M. and Peura, P., "Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates", *Materials Science and Engineering A*, In Press, (2008).
 29. Huh, H., Kim, S. B., Song, J. H. and Lim, J. H., "Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 50, pp. 918-931, (2008).
 30. Vander Voort, G. F., "Etching isothermally treated steels", *Heat Treating Progress*, Vol. 1, No. 2, pp. 25-32, April/May (2001).
 31. Annual Book of ASTM Standards, Metals; Test Methods and Analytical Procedures, Vo.03.01, E975-84, pp. 684-689, (1994).
 32. De Meyer, M., Vanderschueren, D. V., De Blauwe, K. and De Cooman, B. C., "The characterization of retained austenite in TRIP steels by X ray diffraction", Proceedings of the 41st Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVII, pp. 483-491, (1999).
 33. Vander Voort, G. F., *Metallography; Principles and Practice*, Materials and Engineering Series, McGraw-Hill, (1984).
 34. Girault, E., Jacques, P., et al., "Metallographic Methods for Revealing the multiphase microstructure of TRIP-Assisted Steels", *Materials Characterization*, Vol. 40, pp. 111-118, (1998).

35. Andrews, K. W., Journal of Iron and Steel Institute, Vol. 203, pp. 721-727, (1965).
36. Kung, C. Y. and Rayment, J. J., "An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of M_s temperature", Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, pp. 328-331, February (1982).
37. W.C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill, (1982).
38. Pickering, F. B., "Structure-property relationships in steels", Materials Science and Technology, Vol.7, Constitution and Properties of Steels, pp. 41-94, (1992).
39. A. Avaz-Pour, M. Naghi-Zadeh, B.Sc. Thesis, Ferdowsi University of Mashhad, (2008).
40. Sugimoto, K. I., Kobayashi, M. and Hashimoto, S. I., "Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation-induced plasticity-aided dual-phase steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, pp.3085-3091, November (1992).
41. Shipway, P. H. and Bhadeshia, H.K.D.H., "The effect of small stresses on the kinetics of the bainite transformation", Materials Science and Engineering A, Vol. 201, pp. 143-149, (1995).
42. Matsuzaki, A., Bhadeshia, H.K.D.H. and Harada, H., "Stress affected bainitic transformation in a Fe-C-Si-Mn alloy", Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 42, pp. 1081-1090, (1994).
43. Sugimoto, K. I., Usui, N., Kobayashi, M., Hashimoto, S. I., "Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels", ISIJ International, Vol. 32, No. 12, pp. 1311-1318, (1992).

Archive of SID