نشريه دانشكده مهندسي

## بررسي رفتار تغيير شكل فولاد چند فازي با آستنيت باقيمانده \*

## محمد مزيناني(1)

چكيده هدف از انجام اين تحقيق بررسي رفتار تغيير شكل فشاري فولاد چند فازي با آستنيت باقيهانده در دماهاي مختلف بوده است. با انجام عمليات حرارتي مناسب بر روي فولادي كم آلياژ با 0/3 درصد وزني كرين، فولاد چند فازي با مقدار قابل ملاحظهاي فاز آستنيت باقي مانده توليد شد. از دو روش مختلف براي انداز مگيري كمي ميزان فاز آستنيت در ريز ساختار فولاد مورد آزمايش استفاده شد؛ الف) روش تحليل تصويري ساختار هاي به دست آمده با ميكروسكوپ نوري و ب) روش تفرق اشعه X . ميزان فاز آستنيت باقيمانده با هر دو روش حدود 18 درصد تعيين شد. رفتار تغيير شكل فولاد مورد آزمايش در آزمون فشار در دماي محيط و دماهاى بالاتر از آن مورد بررسي و تحليل قرار گرفت. نسبت استحكام فولاد ياد شده (نسبت استحكام آن در كرنش بالا به استحكام تسليم) در دماي محيط مقدار بسيار بالايي به دست آمد كه به استحكام فولاد ياد شده (نسبت استحكام آن در كرنش بالا به استحكام تسليم) در دماي محيط مقدار بسيار بالايي به دست آمد كه به استحكام تعليم پايين و نرخ كار سختي بالاي آن نسبت داده شد. دليل به دست آمدن چنين نسبت استحكام بالايي با توجه به وجود فاز آستنيت باقيمانده در ريز ساختار فولاد و امكان تغيير حالت آن به فاز دماي محيل مقدار بسيار بالايي به دست آمد كه به استحكام تسليم پايين و نرخ كار سختي بالاي آن نسبت داده شد. دليل به دست آمدن چنين نسبت استحكام بالايي با توجه به وجود فاز آستنيت باقيمانده در ريز ساختار فولاد و امكان تغيير حالت آن به فاز سخت مارتنزيت مين بارگذاري، اثر استحكام بخشي فاز مارتنزيت ايجاد شده (اثر Transformation Induced Plasticity از از معمول به دست آمد. هم تنش سيلان و هم نرخ كار سختي رفتار تغيير شكل فشاري فولاد مورد آزمايش در دماهاي بالاتر از محيط غير معمول به دست آمد. هم تنش سيلان و هم نرخ كار سختي به افزايش پياري فاز آستنيت در ريز ساختار فولاد با افزايش دمان به فراه مولاد و رسيدند. اين رفتار غير معمول با توجه وفولاد با افزايش دما سير صعودي يافته و در بالاترين دماي تغيير شكل به بيش ترين معمان مكان شكل گيري معمول با توجه داصل از تغيير حالت آستنيت در ريز ساختار فولاد با افزايش دمان به دراهم شدن امكان شكل گيري محصولي غير از فاز مارتنزيت حاصل از تغيير حالت آستنيت مين تغيير شكل نسبت داده شد، با اين ويژگي كه محصول به وجده آمده براي تأثير استحكام بخشي د

واژه های کلیدي فولاد چند فازي، آستنیت باقيمانده، 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.

<sup>\*</sup> نسخه اوليه مقاله در تاريخ 87/5/6 و نسخه نهايي آن در تاريخ 87/12/3 به دفتر نشريه رسيده است.

<sup>(1)</sup> استادیار، گروه متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

مقدمه

فو لادهاي چند فازي (Multi-Phase Steels) حاوي فاز آستنيت باقيمانده با توجه به خواص مكانيكي مناسب، رقيبى بسيار جدي براي فو لادهاي كمآلياژ با استحكام بالا (HSLA Steels) براي كاربرد در صنايع خودروسازي به شمار ميروند. فرايند تسليم پيوسته (عدم وجود ازدياد طول نقطه تسليم)، نسبت بالاي استحكام كششي به استحكام تسليم، نرخ بسيار بالاي استحكام كششي به استحكام تسليم، نرخ بسيار بالاي قابليت انعطاف (Ductility) اين فو لادها در مقايسه با فو لادهاي كمآلياژ با استحكام بالا [1,2]، دليل عمده برتري فو لادهاي چند فازي است.

ريزساختار فولادهاي چند فازي متشكل از بينايت و آستنيت باقيمانده (و گاهي مقدار كمي مارتنزيت) در زمينهاي از فريت ميباشد. حصور فاز آستنيت باقيمانده در ريز ساختار اين فولادها و تغيير حالت آن به فاز سخت مارتنزيت (با قابليت بسيار بالاي تحمل نير و هاي مكانيكي خارجي) حين اعمال تنش، عامل اصلي خواص مكانيكي مشخصه فولادهاي چند فازي با آستنيت باقيمانده است [3,5]. به بهبود ويژگي هاي تغيير شكل فولاد با تغيير حالت آستنيت به مارتنزيت تحت تنش، اثر Transformation) ميگويند. با طراحي

مناسب تركيب شيميايي فولاد و انجام يك فرايند عمليات حرارتي چند مرحلهاي، امكان پايداري حرارتي فاز آستنيت در دماي محيط در فولادهاي چند فازي فراهم خواهد شد [4,10].

از أنجا كه تغيير حالت أستنيت به مارتنزيت بدون فرايند نفوذ و با تغيير مكان برشي و دسته جمعي اتمها صورت مي ذيرد، اعمال نيروي مكانيكي ميتواند أن را تحت تأثير قرار دهد[11,12]. در شكل(1)، تغييرات انرژي آزاد فاز هاي آستنيت و

مار تنزيت با دما [12] به طور شماتيک نشان داده شده است. در دماي  $T_0$  انرژي آزاد هر دو فاز يکي بوده و در حالت تعادل به سر ميبرند. تغيير حالت آستنيت  $T_0$  تر دمات تعادل به سر ميبرند. تغيير حالت آستنيت  $T_0$  به مارتنزيت در دماي  $M_s$  که به اندازه کافي از پائين تر است، آغاز ميشود.  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \to \alpha}$ ، انرژي محرکه لازم براي وقوع تغيير حالت در دماي  $M_s$  ميباشد. پايدار قرار داشته و ميتواند با اعمال تنش شروع به تغيير حالت کند. به عنوان مثال، انرژي محرکه در نيست، ولي با وجود انرژي مکانيکي U حاصل از نيست، ولي برابر با  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \to \alpha}$  مهيا بوده و در نتيجه، بارگذاري خرارجي، امکان فراهم بودن انرژي محرکهاي برابر با  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \to \alpha}$  مهيا بوده و در نتيجه، برد.



ميزاز <sup>دما، 1</sup> تنيت باقيمانده به مارتنزيت حين بارگذاري بر خواص مكانيكي فولاد، به درجه پايداري مكانيكي آن بستگي دارد[13,18] . اعتقاد بر اين است كه شرايط بهينه موقعي حاصل ميشود كه آستنيت از پايداري مكانيكي خوبي برخوردار بوده و حين تغيير شكل، به تدريج به مارتنزيت تبديل شود [13,17]. پايداري فاز آستنيت در فولادهاي چند فازي به اندازه نسبي آنها در ريزساختار [13,19]، حالت تنش اعمالي[1,2] و ميزان كربن موجود در آن [4,6,7,9,12] بستگي دارد.

تنش مورد نياز براي انجام تغيير حالت آستنيت به مارتنزيت به دما بستگي دارد [11,20,21]. در شكل (2) وابستگي تنش لازم براي تغيير حالت با دما نشان داده شده است. در دماهاي بالاتر از  $M_s$ ، تنش اعمالي براي تغيير حالت آستنيت به مارتنزيت با دما افزايش مييابد. در دماي  $M_s^{\circ}$  (بالاترين دمايي كه در آن تغيير حالت تحت تنش هاي كشسان به وقوع ميپيوندد)، تنش اعمالي به استحكام تسليم فاز آستنيت ميرسد. در دماهاي بين  $M_s^{\circ}$ ، تغيير حالت آس

ب مارتنزیت تحت تنش Stress-Induced ( المیده می شود. در دماهای بالاتر از  $M_s^{\sigma}$ ، فاز آستنیت قبل از تغییر حالت تغییر شکل مومسان داده و بنابراین انتظار می ود کینتیک تغییر حالت آن دچار تغییر شود. به تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت در این محدوده دمایی، تغییر حالت تحت کرنش (Strain-Induced Transformation) می گویند. در دمای  $M_a$ ، فاز آستنیت پایدار بوده و هیچ تغییر حالتی به وقوع نمی پیوندد.

فولادهاي كم ألياژ چند فازي بـا أستنيت بـاقيمانده بـه دو روش عمده توليد ميشوند [22,24]:

الف) تابكاري بين بحراني (Intercritical Annealing) فولاد نورد سرد شده در محدوده دمايي فريت + آستنيت، سرد كردن فولاد تا دماي 2° 450-350 براي وقوع تغيير حالت تك دماي بينايت و سرد كردن بعدي فولاد تا دماي محيط، ب) نورد گرم فولاد آستنيته شده، تغيير حالت تك دما در محدوده دماي منطقه دو فازي فريت + آستنيت و پس از آن، مرحله

كويل كردن (Coiling) ورق فولادي در محدوده دماي تغيير حالت بينايت



مرحله مهم در فرايند توليد فولادهاي چند فازي كم آلياژ، تغيير حالت بخشي از فاز آستنيت به بينايت براي غني كردن هر چه بيشتر آستنيت باقيمانده از اين تغيير حالت نسبت به كربن ميباشد [3,9]. اين فاز آستنيت غني از كربن در ادامه فرايند تا دماي محيط پايدار باقي ميماند.

در دو دهه اخير تحقيقاتي به منظور بررسي و تحليل خواص مكانيكي مشخصه فولادهاي چند فازي با آستنيت باقيمانده و نقش عوامل مؤثر بر آن انجام شده است. هدف اصلي اين تحقيقات تحليل تجربي مكانيسم هاي حاكم بر رفتار مكانيكي اين فولادها در شرايط معمول تغيير شكل (دماي محيط و نرخ كرنش پايين) با توجه به مشخصه هاي ريز ساختاري آنها بوده است[37,25,27]. در سال هاي اخير ، پژو هش هايي براي بررسي اين رفتار در شرايط متفاوت تغيير شكل (در دماه اي بالاتر از محيط براي بررسي پايداري فاز آستنيت باقيمانده و وقوع تغيير حالت تدريجي آن به فاز مارتنزيت حين تغيير شكل، و نرخ هاي كرنش بالاتر با توجه به كاربرد مهم اين فولادها در بدنه اتومبيل به عنوان ماده جاذب انرژي ضربه حاصل از تصادفات) صورت گرفته و در حال انجام است[28,29]. تحقيق حاضر در راستاي اين تلاشها صورت گرفته و اميد ميرود نتايج آن بتواند به درک بهتر رفتار تغيير شکل فولادهاي چند فازي با آستنيت باقيمانده با توجه به اطلاعات اندک موجود در منابع و مراجع در اين باره، کمک نمايد.

در اين تحقيق، خواص تغيير شكل فشاري يک فولاد كم آلياژ چند فازي با آستنيت باقيمانده در دماهاي مختلف بررسي شده است. در قدم اول، ميزان فاز آستنيت باقيمانده در فولاد به دو روش تحليل تصويري ريزساختار هاي ميكروسكوپ نوري و تفرق اشعه X تعيين شد. در مرحله بعدي تحقيق، رفتار تنش- كرنش فولاد در آزمون فشار تک محوري در محدوده دماي محيط تا ٢٠ 300 مورد مطالعه قرار گرفت.

# مواد و روشهاي آزمايش

فولاد مورد آزمايش در اين تحقيق محتوي 0/3 درصد وزني كربن، 1/5 درصد وزني منگنز و 1/5 درصد وزني سيليسيوم بود. در اولين مرحله از توليد اين فولاد پس از نورد گرم، عمليات تابكاري بين بحرانـــــي در دمــــي اين مولاد در اين م<sup>0</sup> 760 انجام گرفت. پس از نگهداري فولاد در اين دما به مدت 15 دقيقه، عمليات سرد كردن تا دماي تغيير حالت بينايت (2° 410) به انجام رسيد. در مرحله بعد و پس از نگهداري تك دماي فولاد در دماي تغيير حالت بينايت به مدت 6 دقيقه، فولاد تا دماي محيط سرد گرديد. نمونهاي به شكل صفحه ( دماي محيط سرد گرديد. نمونهاي به شكل صفحه ( با اين روش توليد شد.

ميزان آستنيت موجود در فولاد به دو روش تحليل تصويري (Image Analysis) ريزساختار هاي به دست آمده با ميکروسکوپ نوري و تفرق اشعه X (X-Ray)

(Diffraction تعیین شد

براي آمادهسازي نمون هاي فولادي براي متالوگرافي، سه مرحله سنباده زني، پوليش كردن و اچ كردن (با محلول اچ مخصوص ظاهر كردن فاز هاي مختلف با رنگهاي متفاوت در فولادهاي چند فازي) به ترتيب به انجام رسيد. براي تهيه محلول اچ مورد استفاده، 10 گرم پودر متابايسولفايت سديم (Sodium Metabisulfite) به 100 ميلي ليتر آب مقطر اضافه گرديد[30].

براي تحليل تصويري ريزساختار نمونههاي فولادي، ابتدا تصاويري واضح از ريزساختار مورد نظر تهيه شد و سپس فاز آستنيت باقيمانده در آنها (كه به صورت جزايرى كاملاً سفيد رنگ از بقيه فاز ها قابل تشخيص بود) با استفاده از برگههاي شفاف طلق مانند متمايز شد. پس از آن، تصوير به دست آمده به كمك نرمافزار تحليل تصويري (بش Image دست آمده به كمك نرمافزار تحليل تصويري در اين روش تحليل، ابتدا تصوير با انتخاب حد تمايز رنگ تحليل، ابتدا تصوير با انتخاب حد تمايز رنگ به تصويري ديجيتال متشكل از تنها دو فاز با دو رنگ متفاوت (آستنيت به صورت جزاير تيره رنگ و مجموعه زمينه به رنگ روشن) تبديل شد. در مرحله بعدي، ميزان نسبي فاز تيره رنگ (آستنيت باقيمانده) تعيين شد.

در روش تفرق اشعه X ، ميزان فاز آستنيت ASTM E975-84 ، ميزان فاز آستنيت [31] تعيين شد. مبناي تعيين فاز آستنيت با اين روش استاندارد، استفاده از شدت نسبي منحني هاي تفرق مربوط به صفحات (111)، (200) و (220) براي فاز آستنيت و صفحات (111)، (200) و (201) براي فاز فريت بود. اين منحني هاي تفرق با استفاده از تشعشع اشعه X حاصل از فلز مس ( $_{\rm K}$ ) با طول موج اس مار 200 و با به كار گيري گرافيت به عنوان

تک رنگ کننده (Monochromator)، به دست آمدند.

اندازهگيري كمي ميزان نسبي فاز آستنيت در فولاد چند فازي با استفاده از منحني هاي تفرق هر دو فاز فريت و آستنيت انجام ميگيرد [31,32]، زيرا شدت به دست آمده براي اين منحني ها با كسر حجمي هر يك از آنها در ريز ساختار متناسب است. در صورتي كه براي هر يك از فاز هاي فريت و آستنيت تنها يك منحني تفرق در دست باشد، كسر حجمي آستنيت [v] با استفاده از رابطه زير به دست ميآيد:

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

كه در آن،  $\Box I = I$  به ترتيب شدتهاي منحني تفرق براي فاز هاي فريت و آستنيت و R متغيري است كه به فاصله صفحات اتمي در شبكه، زاويه براگ، نوع شبكه بلوري و تركيب شيميايي فاز مورد أزمايش بستگي دارد (مقدار R براي فاز هاي فريت و آستنيت با استفاده از استاندارد ASTM E975-84 قابل محاسبه است). اگر بيش از يک منحني تفرق براي هر يک از فاز ها در دسترس باشد، كسر حجمي آستنيت از رابطه زير محاسبه ميشود:

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

در این رابطه، p و q به ترتیب تعداد منحنيهاي تغرق فازهاي فريت و آستنيت ميباشند.

براي از بين بردن اثرات سطحي حاصل از كار مكانيكي بر روي سطح نمونههاي آزمون تفرق اشعه X ، عمليات پوليش شيميايي پس از پوليش كاري مكانيكي به انجام رسيد. براي اين منظور از محلول (HF-H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O) استفاده شد [33،13] و نمونههاي آزمون به مدت 30 دقيقه در مجاورت آن قرار گرفتند.

آزمون فشار تک محوري با استفاده از دستگاه آزمون کشش- فشار MTS با نرخ کرنش<sup>1-</sup>S 20/00 به انجام رسید. آزمون فشار در دماهاي محیط (C° (25)، C° 100، C° و C° 000 انجام شد. نمونههاي آزمون فشار استوانهاي به قطر mm 4 و ارتفاع mm 6 در نظر گرفته شدند. لازم به ذکر است آزمون فشار، پس از اعمال کرنش حقيقي حدود 2/2 آزمون فشار، پس از اعمال کرنش حقيقي حدود 2/2 دادن ماده روانکار (لايه نازک تفلن) جديد، دوباره بارگذاري شدند. در دماهاي تغيير شکل بالاتر از محيط، براي به حداقل رساندن زمان خنک شدن نمونهها بين دو مرحله تغيير شکل، نمونهها بلافاصله پس از مرحله اول تغيير شکل (کرنش حدود 2/2) تا دماي محيط سريع سرد شدند.

## نتايج

انداز مگيري درصد حجمي فاز آستنيت باقيمانده. تصبوير ريز ساختار فولاد مورد آزمايش كه با ميكروسكوپ نوري به دست آمده است، در شكل (3) نشان داده شده است. در اين ريز ساختار ، فاز هاي مختلف با رنگ هاي متفاوت از يكديگر قابل تمايزند. همانگونه كه مشاهده ميشود، زمينه ريز ساختار فاز فريت ميباشد كه به صورت سطوح خاكستري زوشن قابل تشخيص است. جز اير مشاهده شده در اين تصوير با سطوح كاملاً صاف و سفيد رنگ آستنيت ميباشند [34] كه از تغيير حالت فاز آستنيت حين مرحله نگهداري تك دما در دماي تغيير حالت بينايت باقي ماندهاند. حضور فاز بينايت به رنگ خاكستري وقوع تغيير حالت بخشي از آستنيت به بينايت و پايدار



بزرگنم

غنی شدن نسبت به کربن، میباشد. شدن آستنیت باقیمانده از این تغییر حالت به دلیل

> از نمونے ہوتے ور پر است. همانگونه 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، انداز مگیری میزان فاز آستنیت در فولاد با استفاده از سه مشخصه تفرق برای هر یک از فازها به انجام رسید.

> نتايج انداز هگيرى ميزان فاز آستنيت باقىمانده در فولاد به دو روش تحلیل تصویری و تفرق اشعه x در جدول (1) أورده شده است. اندازهگیری به

ان داده شده در شکل (3)، انجام ایی نشہ گرفت. همان طور که در جدول (1) مشاهده می شود، میرزان میانگین فاز آستنیت باقیمانده در فولاد

اندازهگيري شده به روش تفرق اشعه x حدود 18 درصد میباشد که با اندازهگیری های انجام شده با روش تحليل تصويري مطابقت بسيار خوبي دارد.

در روش تفرق اشعه x افزون بر میزان فاز آستنیت، یار امتر شبکه آن (<sub>a</sub>) نیز به دست می آید. با مشخص بودن پار امتر شبکه آستنیت و با استفاده از

محمد مزيناني

رابطه تجربي زير [32]، درصد كربن موجود در آن نيز تقريب زده خواهد شد:

 $\alpha_{\gamma} = 0.35467 + 0.00467C_{\gamma}$  (nm) (3) كه در آن،  $C_{\alpha}$  ميزان كربن (به درصد وزني) فاز آستنيت ميباشد. نتايج به دست آمده در اين ارتباط نيز در جدول (1) نمايش داده شده است.

در صورتي که درصد کربن فاز آستنيت معلوم باشد، دماي شروع تغيير حالت آن به مارتنزيت (M<sub>s</sub>) نيز به



دست خواهد آمد. براي محاسبه تقريبي M<sub>s</sub> براي فاز آستنيت باقيمانده در فولاد مورد آزمايش، از رابطه تجربي اندروز [35,36] به شكل زير استفاده شد:

 $M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Si -$ 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo + 10Co (°C)

(4)

که در آن، مقادير عناصر آلياژي به درصد وزني هستند. دماي M<sub>s</sub> محاسبه شده نيز در جدول (1) أورده شده است.

رفتار تغيير شكل فشاري فولاد چند فازي با آستنيت باقيهانده. منحنيهاي تنش- كرنش فشاري فولاد مورد آزمايش در دماهاي محيط (2° 25)، 2° 100، 20 و 2° 300 در شكل (5) نشان داده شدهاند. استحكام تسليم (به ازاي كرنش آفست 2/0 درصد)، نرخ كارسختي و نسبت استحكام (نسبت تنش سيلان در كرنش 4/4 به استحكام تسليم) فولاد در دماهاي مختلف تغيير شكل نيز در جدول (2) آورده شدهاند.

جدول1 نتايج أزمونهاي تعيين ميزان فاز أستنيت باقىمانده در فولاد مورد أزمايش

درصد حجمي فاز آستنيت باقيمانده ( % )	a <sub>□</sub> (nm)	$C_{\Box}$ (wt.%)	$M_s$ (°C)
تحليل تصويري تفرق اشعه X	0/36010	1/16	_ 9
16/9 - 18/9 17 - 19	0/50010	1/10	- )

دماي تغيير شکل	استحکام تسلیم <sup>ا</sup> ( <sub>y</sub> )(MPa)	نرخ کار سختي (در کرنش MPa)(0/1)	$^2$ نسبت استحکام $(\square_{\overline{\mathrm{f}}} \square_y)$	
(25 °C) محيط	365	2172	3/4	
100 °C	348	1560	3/0	
200 °C	391	1659	2/9	
300 °C	427	2338	3/2	

## جدول2 خواص مكانيكي فشاري فولاد مورد آزمايش در دماهاي مختلف تغيير شكل

1 - به از اي كرنش مومسان 2/2 درصد
 0/4 تنش سيلان به از اي كرنش 4/4





شكل 5 منحنيهاي تنش- كرنش فشاري فولاد مورد أزمايش در دماهاي مختلف تغيير شكل

مقادير كر<sup>400</sup> با افزايش دما<sup>9</sup>ز 2° 25 به 2° 100 Deformation Tre Deformation Tre تغيير شكل تنش سيلان افزايش يافته به گونهاي كه در دماي 2° 300 به بيشترين مقدار خود رسيده است. مقادير عددي خواص مكانيكي فشاري فولاد در دماهاي مختلف كه در جدول (2) نشان داده شدهاند، نتيجه حاصل از منحنيهاي شكل (5) را تأييد مي-کنند. همانگونه كه مشاهده ميشود، با افزايش دما از

دماي محيط ابتدا استحكام تسليم و نرخ كارسختي (در كرنش حدود 0/1) كـاهش و پس از آن افزايش مي۔ يابند.

## بحث و بررسي نتايج

همانگونه که مشاهده شد، حضور مقدار قابل ملاحظهاي از فاز آستنيت باقيمانده در فولاد (شکل 3 و جدول 1) و تأثير منحصر به فرد تغيير حالت آن به فاز سخت مارتنزيت حين تغيير شکل بر روي منحني تنش كرنش حقيقي فولاد در دماي محيط بشاندهنده رفتار تسليم پيوسته (انتقال پيوسته رفتار تغيير شكل كشسان به مومسان)، استحكام تسليم پايين و نرخ كار سختي بالا (ويژگيهاي مشخصه فولادهاي چند فازي با آسيتنت باقيمانده نسبت به فولادهاي فريتي- پرليتي [1,13,37,38] ) ميباشد.

با افزايش دماي تغيير شكل به 2° 100، منحني تنش- كرنش فولاد به سمت پايين منتقل مىشود. با افـزايش بـيشتـر دمـاي تغييـر شـكل تـا 2° 200، وضعيت بـه گونـهاي ديگر است؛ يعني كل منحني تنش- كرنش با فاصلهاي قابل ملاحظه به سمت بالا حركت كرده است. نكته جالب توجه آنكه اين روند با افزايش بعدي دما بـه 2° 300 ادامـه داشـته و حتي ميزان فاصله منحني نسبت بـه قبل بيشتر نيز شده است. براي نمايش بهتر رفتار تغيير شكل اين فولاد در دماهاي مختلف، منحني تغييرات تنش سيلان بـه ازاي مقـادير مختلف كـرنش اعمـالي در دماهـاي متفاوت در شكل (6) رسم شده است. همانگونه كه خواص مكانيكي فولاد (شكل 5، منحني تنش- كرنش مربوط به دماي محيط)، مؤثر بودن فرايند توليد اين فولاد براي پايدار كردن فاز آستنيت تا دماي محيط را به خوبي تأييد ميكند. همانگونه كه در جدول (1) آمده است، ميزان كربن موجود در فاز آستنيت حدود 1/16 درصد وزني تقريب زده شده است كه پس از انجام دو مرحله عمليات حرارتي (تشكيل فريت و بينايت در دو مرحله مجزا) در آن باقي مانده است. دماي شروع تغيير حالت مارتنزيت (M) براي اين آستنيت حدود O و- تقريب زده شده است كه به اندازه كافي از دماي محيط كمتر ميباشد.

همان طور که در جدول (2) دیده مے شود، نسبت استحکام (نسبت تنش سیلان در کرنش حدود 0/4 به استحکام تسلیم) فو لاد در دمای محیط حدود 3/4 مى باشد. افزون بر اين، نسبت استحكام كششى به استحكام تسليم اين فولاد حدود 2 به دست أمده است [39]. این نسبت های استحکام بسیار بالا در مقایسه با نسبت استحکام کششی به استحکام تسلیم 1/2 تا 1/5 براي فولادهاي كم آلياژ با استحكام بالا (HSLA Steels) با ریز ساختار فریتی- برلیتی[37] ، مقادیر بسیار بالایی میباشند. به دست آمدن چنین نسبتهای استحکام بسیار بالایی در فولاد نشان دهنده حضور فاز سخت و مستحكم مارتنزيت در ريزساختار فولاد در نتيجه وقوع تغيير حالت فاز آستنیت باقیمانده در آن حین تغییر شکل میباشد. نکته جالب توجه در این حالت آن است که استحکام بالای به دست آمده در فولاد بس از تغییر شکل زیاد حدود 40 درصد، بدون بشكهاي شدن (شروع تغيير شکل مومسان غیر یکنواخت) نمونه آزمون فشار بوده است بـه گونـهاي كـه فولاد در اين ميزان تغيير شکل هنوز از قابلیت افزایش استحکام با تغییر شکل بیشتر برخوردار بوده است.

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 کاهش بافتهاند. این نتیجه آزمایش با بررسی دقیق منحنیهای پايداري حرارتي فاز آستنيت (شكل هاي 1 و 2) قابل توجيه است. مطابق آنچه در اين شكل ها ديده مي شود و قبلاً نیز گفته شد، فاز آستنیت بالای دمای M از نقطه نظر حرارتي يايدار بوده ولى قابل تغيير حالت به مارتنزیت با اعمال تنش مکانیکی خواهد بود. با این حال، شرایط در دمای C° 100 به گونهای بوده است که به دلیل پایداری مکانیکی بالاتر فاز آستنیت نسبت به دماي محيط انر ژي محركه مكانيكي براي تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت به میزان لازم فراهم نبوده و در نتيجه، تغيير حالت أستنيت به مارتنزيت حين اعمال تنش انجام نشده و يا، به ميزان محدود انجام شده است. به این ترتیب و با حذف یا کاهش اثر استحکام بخشی تغییر حالت فاز آستنیت به مارتنزیت در فولاد، تأثير معمول افزايش دما بر كاهش تنش سيلان مكانيسم غالب بوده است.

افزايش تنش سيلان و نرخ كار سختي فولاد در دماهاي بالاتر از  $^{\circ}$  100 با مكانيسمي متفاوت اتفاق افتاده است. براي تحليل رفتار تغيير شكل فولاد در اين محدوده دمايي لازم است منحني پايداري فاز آستنيت نسبت به تنشهاي مكانيكي (شكل 1) دوباره مورد تجزيه و تحليل قرار گيرد. همانگونه كه در شكل (1) مشاهده ميشود، پايداري فاز آستنيت در فولاد چند فازي با افزايش دماي تغيير شكل و دور شدن از دماي  $M_s$  افزايش مييابد، به گونهاي كه در دماهاي نزديك به  $T_0$  به پايداري نسبتا كامل ميرسد. بنابر اين، واقعيت آن است كه با افزايش دما ميزان تغيير حالت آستنيت به مارتنزيت كاهش يافته و در دمايي به اندازه كافي دور از <sub>M</sub>، به طور تقريباً كامل متوقف ميشود. اين واقعيت (با فرض اينكه تغيير حالت آسيتنيت به مارتنزيت تنها مكانيسم فعال استحكام بخشي باشد) با تأثير افزايش دماي تغيير شكل از 2° 100 در فولاد مورد آزمايش مطابقت ندارد. به اين ترتيب ميتوان نتيجه گرفت كه احتمال فعال شدن مكانيسم استحكام بخشي جديدى در اين افزايش تنش سيلان فولاد بوده است.

به این ترتیب برای انتخاب مکانیسم مناسب و قابل قبول براي تحليل رفتار غير معمول فولاد مورد آز مایش (مستحکم شدن فو لاد در دماهای تغییر شکل بالاتر از محیط)، لازم است به بررسی امکان تشکیل محصولي غير از مارتنزيت حين تغيير حالت فاز آستنيت باقىمانده در ريز ساختار فولاد حين تغيير شکل بیردازیم. قبل از آغاز بحث ذکر این نکته لازم است که با توجه به رفتار فولاد مورد آزمایش، محصول مورد نظر براي فرايند تغيير حالت فاز آستنیت در دماهای بالاتر از محیط میباید فازی نسبتا 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 سوجيموتو و همكاران [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 يا فريت بينايتي بدون كاربيد ناميده مي شود (قابل توجه أنكه این نظریه مکانیسم متداول تغییر حالت آستنیت به بينايت بدون تأثير نيروي مكانيكي با فرايند نفوذ اتمي را نقض نمىكند، بلكه مكانيسمى براى تفسير فرايند

تشکیل نوع دیگري از محصول تغییر حالت فاز آستینت ارائه میدهد).

همان گونه که قبلاً اشاره شد، پايداري حرارتي فاز آستنیت در فولادهای چند فازی با آستنیت باقیمانده با افزایش دما از دمای <sub>M</sub> افزایش مییابد. نكته مهم در اينجا آن است كه با افزايش بيشتر دما و رسیدن به دمایی که به اندازه کافی از دمای <sub>M</sub> بالاتر است (دمای B، فاز آستنیت شروع به تغییر حالت به بینایت میکند. سوجیموتو و همکاران دمای تغییر حالت فاز آستنیت به بینایت بدون تأثیر نیروی مكانيكي خارجي را حدود ℃ 400 بيش از دماي M به دست آور دهاند [43]. با توجه به اینکه دمای M برای فاز آستنیت موجود در ریز ساختار فولاد مورد آزمایش ℃ 9- تعیین شده است (جدول 1)، دمای تغيير حالت فاز أستنيت در أن به بينايت بدون تأثير نيـــروى مكـــانيكي خـــارجي حــدود ℃ 390 تقریب زده می شود. به این ترتیب می توان نتیجه گرفت که تغییر حالت فاز آستنیت به بینایت در فولاد مورد أزمایش تنها در صورتی میتواند در محدوده دمای C° 100 تا C° 300 انجام گیرد که مشابه تغییر حالت آن به فاز مارتنزیت از نوع متأثر از نیروهای اعمالی خارجی باشد.

نتيجه نهايي حاصل از اين تحقيق، نظريه تجربي بهادشيا و سوجيموتو ميني بر امكان تشكيل بينايت از فاز آستنيت تحت تأثير نيروهاي اعمالي خارجي را تأييد ميكند. به اين ترتيب ميتوان نتيجه گرفت كه تغيير حالت آستنيت به بينايت نيز ممكن است همانند مارتنزيت از نوع تغيير حالت تحت تنش يا كرنش Stress- or Strain-Assisted يا Transformation

نتيجه گيرى نهايى

مهمترين نتايج اين تحقيق پيرامون تأثير حضور آستنيت باقيمانده در ريز ساختار فولاد چند فازي كم آلياژ و نقش دماي تغيير شكل بر رفتار منحني تنش-كرنش آن را مي توان به شرح زير خلاصه كرد:

- 1- روش تحليل تصويري بر مبناي ريزساختار هاي به دست آمده با ميكروسكوپ نوري به همراه استفاده از روش مناسب اچ كردن سطوح نمونهها، راه مناسبي براي اندازهگيري كمي ميزان فاز آستنيت باقيمانده در فولادهاي چند فازي است.
- 2- منحني ننش- كرنش فشاري فولاد مورد آزمايش در دماي محيط، خواص مكانيكي مشخصهاي از آن را به نمايش گذاشت كه عبارت بودند از استحكام تسليم پايين، نرخ كارسختي بالا و تنش سيلان بالا به ازاي مقادير بالاي تغيير شكل بدون وقوع پديده بشكهاي شدن (آغاز تغيير شكل مومسان غير يكنواخت نمونه در آزمون فشار). اين خواص مكانيكي مشخصه با وقوع تغيير حالت آستنيت به فاز سخت و مستحكم مارتنزيت حين تغيير شكل در فولاد حاصل شد.
- 3- با افزایش دماي تغییر شکل تا ℃ 100، رفتار معمول کاهش تنش سیلان با افزایش دماي تغییر شکل مشاهده شد. این رفتار با کاهش میزان وقوع

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

4- منحنيهاي تنش- كرنش فولاد در محدوده دماي C
20° 100 تا 2° 300 به وضوح افزايش تنش سيلان با دما را نسبت به آنچه در محدوده دماي 2° 25 تا 2° 100 ديده شد، نشان دادند. افزايش تنش سيلان فولاد در اين محدوده دمايي (علي رغم افزايش پايداري فاز آستنيت) با استفاده از مكانيسمي منطبق بر نظريه بهادشيا توجيه و مراي انجام تغيير حالت مارتنزيتي امكان وقوع تغيير حالت آستنيت به بينايت حين تغيير حالت فاز در محدوده دمايي رحالت آستنيت به مداني محدوده دمايي (ملي مدن محدوده دمايي (علي مدن محدوده دمايي (علي تنش سيلان فولاد در اين محدوده دمايي (علي مكانيسمي منطبق بر نظريه بهادشيا توجيه و مدني مدن مدن مدن مدن محدوده دمايي (ملي محدود دمايي منطبق بر نظريه محدوده دمايي منطبق بر مناي اين مكانيسم، با كم شدن ميزان انجام تغيير حالت مارتنزيتي امكان وقوع تغيير حالت آستنيت به بينايت دو مايي محدوده دمايي محاند اند مند كه تغيير حالت فاز آستنيت به بينايت نيز ميتواند هماند تغيير حالت آن به مارتنزيت متاثر از نيروهاي مكانيكي آن به مارتنزيت متاثر از نيروهاي مكانيكي

# 🔍 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.

- 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).
- 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 peoperties of TRIP-assisted multiphase steels", Proceedings of the 20<sup>th</sup> ASM Heat Treating Society, St. Louis, MO, ASM International, pp. 539-546, 9-12 October, (2000).
- 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 40<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVI, pp. 239-250, (1998).
- 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).
- 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 42<sup>nd</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVIII, pp. 549-561, (2000).
- Pichler, A., Stiaszny, P., Potzinger, R., Tikal, R. and Werner, E., "TRIP steels with reduced Si content", Proceeding of the 40<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Vol. XXXVI, pp. 259-274, (1998).
- 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 41<sup>st</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVII, pp. 265-276, (1999).

# مراجع

- 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).
- 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).
- 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).
- Godet, S., Delannay, F. and Jacques, P. J., "Mechanical stabilization of retained austenite in TRIPassisted multiphase steels", Proceedings of the 20<sup>th</sup> ASM Heat Treating Society, St. Louis, Mo, ASM International, pp. 535-538, 9-12 October (2000).
- 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 stressstrain behavior and deformation–induced austenite transformation", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 23A, pp.1233-1241, April (1992).
- Tomita, Y. and Morioka, K., "Effect of microstructure on transformation-induced plasticity of siliconcontaining low-alloy steel", Materials Characterization, Vol. 38, pp. 243-250, (1997).
- 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 37<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXIII, pp. 373-382, (1996).
- 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).
- Olson, G. B. and Azrin, M., "Transformation behavior of TRIP steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, pp. 713-721, April (1992).
- 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 40<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVI, pp. 251-258, (1998).

- Heller, T., Engl, B., Ehrhardt, B. and Esdohr J., "New high-strength steels production, properties & applications", Proceedings of the 40<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVI, pp. 25-34, (1998).
- 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., Pardoen, T. and Delannay, F., "Multiscale mechanics of TRIPassisted multiphase steels: I. characterization and mechanical testing", Acta Materialia, Vol. 55, pp. 3681-3693, (2007).
- 27. Lacroix, G., Pardoen, 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).
- Vander Voort, G. F., "Etching isothermally treated steels", Heat Treating Progress, Vol. 1, No. 2, pp. 25-32, April/May (2001).
- 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 41<sup>st</sup> 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<sub>s</sub> 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).
- 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).
- 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).