



بررسی خواص کششی فولاد TRIP و مقایسه آن با فولاد دوفازی

آسیه عوض پور^۱، معصومه نقی زاده^۲، محمدرضا مزینانی^۳

چکیده

هدف از این تحقیق بررسی خواص مکانیکی فولادهای TRIP و دوفازی بوده است. با انجام آزمایشات مختلف مشاهده شد در فولادهای دوفازی و TRIP پدیده‌ی نقطه‌ی تسلیم روی نمی‌دهد. نرخ کارسختی اولیه در این فولادها بسیار بالا و نرخ کارسختی کلی فولاد TRIP بالاتر از فولاد دوفازی بود. مقدار کرنش یکنواخت و استحکام کششی نهایی (UTS) فولاد TRIP بالاتر از فولاد دوفازی به دست آمد. افزون بر این، با وجود استحکام شکست بسیار بالاتر فولاد TRIP، کرنش شکست این فولاد تنها اندکی کمتر از فولاد دوفازی اندازه‌گیری شد. بالا بودن همزمان استحکام نهایی و کرنش یکنواخت، قابل ملاحظه بودن کرنش شکست و در نتیجه چقرمگی بسیار بالا، به کارگیری این فولادها را در صنعت خودرو-سازی به علت کاهش وزن خودرو و کاهش مصرف سوخت امکان‌پذیر می‌نماید. مکانیسم استحکام‌دهی و افزایش نرخ کارسختی در فولاد دوفازی وجود جزایر سخت و مستحکم مارتنزیت در ریزساختار بوده است. در فولاد TRIP هم تبدیل تدریجی آستنیت باقی‌مانده به فاز سخت مارتنزیت حین تغییر شکل، عامل اصلی حصول خواص مکانیکی مطلوب ذکر شد.

واژه‌های کلیدی: فولاد TRIP، فولاد دوفازی، تغییر حالت، آستنیت باقی‌مانده، تغییر شکل، تسلیم پیوسته.

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد متالورژی، گرایش شناسایی و انتخاب مواد دانشگاه فردوسی مشهد، محل کار: شرکت مدیریت، تدارکات و ساخت توس MTS

^۲ کارشناس مهندسی مواد- متالورژی صنعتی از دانشگاه فردوسی مشهد، محل کار: شرکت کاوش صنعت توس

^۳ استاد گروه مواد و متالورژی دانشگاه فردوسی مشهد

مقدمه

در دهه‌های اخیر تلاش‌های بسیاری برای تولید فولادهای با استحکام بالا و در عین حال با چقرمگی قابل ملاحظه برای استفاده در صنعت خودرو صورت گرفته است. در کنار استحکام بالا نیاز است که شکل‌پذیری فولاد نیز بالا باشد تا بتوانیم قطعات پیچیده را تولید کنیم.

بررسی‌ها نشان داده‌اند که به کارگیری فولادهای دوفازی و TRIP در حدود 79 درصد از ساختار بدنه خودرو باعث کاهش 36 درصد از وزن آن گردیده است [۱،۲]. فولادهای دوفازی برای اولین بار در دهه 1970 و پس از آن در دهه 1980 در پاسخ به تقاضاها برای به کارگیری فولاد با استحکام بالا گسترش یافته‌اند [3]. به طور کلی فولادهای دوفازی در مقایسه با فولادها کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) دارای رفتار تسلیم پیوسته، نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی پایین، استحکام کششی بالا، نرخ کارسختی آغازین بالا و کرنش یکنواخت بیش‌تر می‌باشند. عناصر آلیاژی اصلی در فولاد دوفازی، کربن، منگنز و سیلیسیم می‌باشند. افزون بر این، کروم، مولیبدن و نیوبیم عناصر آلیاژی متداولی هستند که ممکن است در این فولادها به کار روند [۴،۵]. مکانیسم استحکام بخشی در این فولادها، تحمل نیرو توسط فاز مارتنزیت سخت در یک زمینه نرم فریتی می‌باشد.

اصطلاح TRIP (Transformation Induced Plasticity)، بهبود رفتار تغییر شکل مومسان فولاد در اثر تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت در نتیجه اعمال نیروهای مکانیکی) اولین بار توسط Zackay در سال 1967 به کار گرفته شد [6]. ریز ساختار فولاد TRIP شامل زمینه‌ی فریتی، بینایت و جزایر پراکنده‌ی آستنیت باقی‌مانده (به همراه مقدار کمی فاز مارتنزیت) می‌باشد. خصوصیات استحکام - چقرمگی در این فولادها با وجود اثر TRIP افزایش می‌یابد [۷،۸]. با کنترل مقدار عناصر آلیاژی افزوده شده و عملیات حرارتی مناسب می‌توان به مقدار قابل توجهی از آستنیت باقی‌مانده در ریز ساختار این فولاد رسید [۹،۱۰]. ترکیب شیمیایی این فولاد در گستره $C\ 0/15-0/40\%$ ، $Si\ 1-2\%$ و $Mn\ 1-2\%$ قرار می‌گیرد [1].

پیشنهاد شده است که حضور آستنیت در ریز ساختار نهایی فولاد تحت تأثیر دما و زمان آنبیل میان بحرانی، نرخ سرد کردن، اندازه دانه آستنیت و عناصر آلیاژی می‌باشد [1]. پایداری مکانیکی آستنیت باقی‌مانده (نسبت به تغییر شکل) باید به منظور تغییر حالت تدریجی آن حین تغییر شکل به فاز مارتنزیت در حد قابل قبولی باشد. عوامل مؤثر بر پایداری مکانیکی آستنیت باقی‌مانده عبارتند از: دما، ترکیب شیمیایی، اندازه دانه و تغییر شکل قبلی در منطقه‌ی دمای بحرانی [1، 11، 12].

مواد و روش تحقیق

آزمون‌های انجام گرفته در این تحقیق عبارت بودند از: متالوگرافی نمونه‌ها، محاسبه‌ی میزان فاز آستنیت باقی‌مانده در فولاد TRIP و میزان فاز مارتنزیت در فولاد دوفازی (به روش دستی و استفاده از نرم افزار آنالیز تصویر Clemex) و آزمون کشش. ترکیب شیمیایی فولاد دوفازی در جدول 1 آمده است. فولاد TRIP مورد آزمایش نیز دارای 0/3 درصد کربن، 1/5 درصد سیلیسیم و 1/5 درصد منگنز بود.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد دوفازی مورد آزمایش

عنصر	C	Mn	Si	Mo	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	P	S	Al
آلیاژی													
درصد	۰.۶	۲	۰.۷	۱.۵	۰.۱۴	۰.۰۲	۰.۰۴	۰.۴	۰.۱۵	۰.۱	۰.۱۲	۰.۰۲	۰.۳۷
وزنی	۰/		۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/	۰/

برای تولید فولاد دوفازی ابتدا نمونه با ساختار اولیه فریتی - پرلیتی نورد سرد شده تا دمای میان بحرانی C 755^o حرارت داده شد و به مدت یک دقیقه در این دما نگهداری شد. در این مرحله ساختاری شامل آستنیت و فریت به دست آمد، سپس نمونه تا دمای محیط در آب سرد گردید و ساختار نهایی شامل زمینه فریت با جزایر مارتنزیت در آن به دست آمد.

روش تولید فولاد TRIP به این صورت بوده است که ابتدا نمونه‌ی فولادی نورد گرم شده تا دمای میان بحرانی C 760^o حرارت داده شد و به مدت 15 دقیقه در این دما نگهداری گردید. پس از این مرحله، ریزساختار فولاد حاصل شامل حدود 40-45 درصد آستنیت و 55-60 درصد فریت بود. سپس فولاد تا C 410^o سرد شده و در این دما که دمای تغییر حالت آستنیت به بینایت است، به مدت 6 دقیقه نگهداری شد. در این مرحله 20-25 درصد بینایت تشکیل شد. درصد کربن بینایت پایین تر از درصد کربن آستنیت است، بنابراین در این دما کربن از بینایت پس زده شده و در نتیجه آستنیت حاصل از کربن غنی می‌گردد. این فرایند در نهایت منجر به پایداری آستنیت می‌شود. در مرحله آخر، نمونه تا دمای محیط سرد شد. از آنجا که پایداری آستنیت در مرحله‌ی تشکیل بینایت افزایش یافته بود، ریزساختار حاصل شامل زمینه فریت، آستنیت باقی‌مانده و بینایت بود.

پس از سمباده زنی و پولیش کردن، نمونه‌های فولادی توسط محلول آبی سدیم متابایسولفایت (10 گرم از پودر ذکر شده در 100 میلی‌لیتر آب مقطر) اچ شدند. پس از آن، میزان نسبی فازها در ریزساختار فولادها با روش دستی (استفاده از برگه -

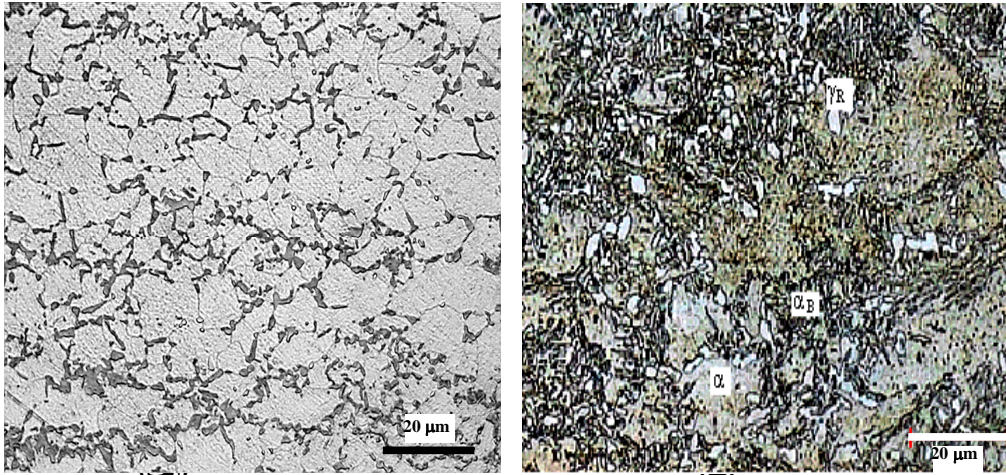
های پلاستیکی شفاف) و نرم‌افزار پردازش تصویر Clemex محاسبه گردید. نمونه‌های فولاد دوفازی و TRIP توسط دستگاه کشش Zwick با اندازه‌گیری نیروی 250 kN و نرخ کرنش $0/002 \text{ s}^{-1}$ تحت کشش قرار گرفتند.

نمونه‌های آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM E8M (با طول سنج 20 mm و قطر 4 mm) ساخته شدند. برای تعیین تنش تسلیم، از روش آفست (Offset) و کرنش مومسان 0/2 درصد استفاده شد. افزون بر این، چقرمگی نمونه‌ها در آزمون کشش با استفاده از میانگین استحکام تسلیم و استحکام کششی، و کرنش مهندسی شکست تقریب زده شد.

نتایج و بحث

ریزساختار

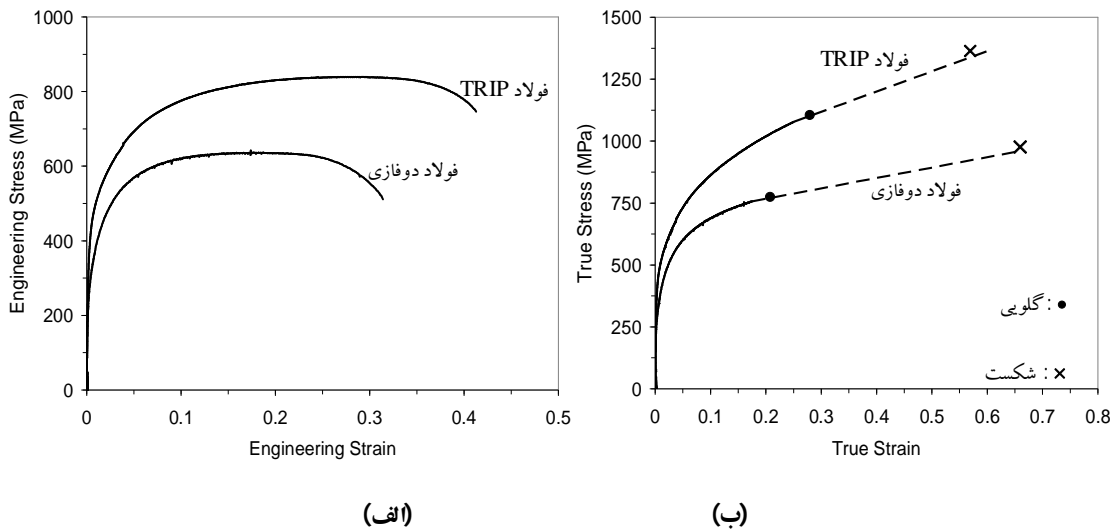
در شکل 1- (الف) ریزساختار فولاد دوفازی نشان داده شده است. در ریز ساختار این فولاد، حدود 18 درصد فاز مارتنزیت (جزایر سیاه رنگ) در زمینه‌ای از فاز فریت (زمینه روشن) مشاهده می‌شود. در شکل 1- (ب) نیز ریزساختار فولاد TRIP مشاهده می‌شود که شامل حدود 19 درصد فاز آستنیت باقی‌مانده (سطوح روشن و صاف γ_R)، 20-25 درصد بینایت (سطوح خاکستری تیره α_B) و فریت (زمینه خاکستری α) می‌باشد.



شکل 1- ریزساختار فولاد دوفازی (الف) با 18 درصد مارتنزیت و فولاد TRIP (ب) با 19 درصد آستنیت باقی‌مانده.

فرآيند تسليم

همان گونه که در منحنی‌های تنش - کرنش شکل 2 مشاهده می‌شود، پدیده‌ی نقطه‌ی تسليم در هيچ يک از نمونه‌های فولادی مورد بررسی روی نداده است. تنش تسليم در کرنش آفست 0/002 برای فولاد دوفازی و 286 MPa و برای فولاد TRIP برابر با 417 MPa به دست آمد.



شکل 2- منحنی‌های تنش - کرنش مهندسی (الف) و حقیقی (ب) فولاد دوفازی و TRIP.

می‌دانیم که رفتار سیلان فولادهای دوفازی توسط فاز فریت (زمینه) کنترل می‌شود. اختلاف حجم نسبی بین فاز مارتنزیت و آستنیت که حین تولید مارتنزیت ایجاد می‌شود، باعث ایجاد تنش‌های داخلی در فریت در اطراف جزایر مارتنزیت می‌شود و این چگالی نابجایی‌های متحرک در فریت را افزایش داده (کار سختی فریت) و در نتیجه موجب حذف پدیده نقطه تسليم (و وقوع فرآیند تسليم پیوسته) در منحنی تنش - کرنش فولاد شده است. حذف پدیده نقطه تسليم در فولاد با حضور فاز مارتنزیت در ریزساختار، باعث کاهش قابل ملاحظه تنش تسليم آن (نسبت به فولاد فریتی - پرلیتی) گردیده است.

همین تحلیل را می‌توان برای فولاد TRIP به کار برد. با تشکیل فاز مارتنزیت در ریزساختار فولاد حاصل از تغییر حالت آستنیت حین تغییر شکل، فریت زمینه کار سخت شده و فرآیند تسليم پیوسته در فولاد به وقوع می‌پیوندد.

مقایسه‌ی دو فولاد مورد آزمایش نشان داد که تنش تسليم در کرنش آفست 0/002 در فولاد TRIP در حدود 130 MPa، بیش‌تر از فولاد دوفازی بوده است. دلیل این اختلاف می‌تواند این حقیقت باشد که در زمینه فولاد TRIP غیر از فریت، حدود 20-25 درصد بینایت وجود دارد که چون مستحکم‌تر از فریت می‌باشد، تنش لازم برای تسليم فولاد را افزایش داده است.

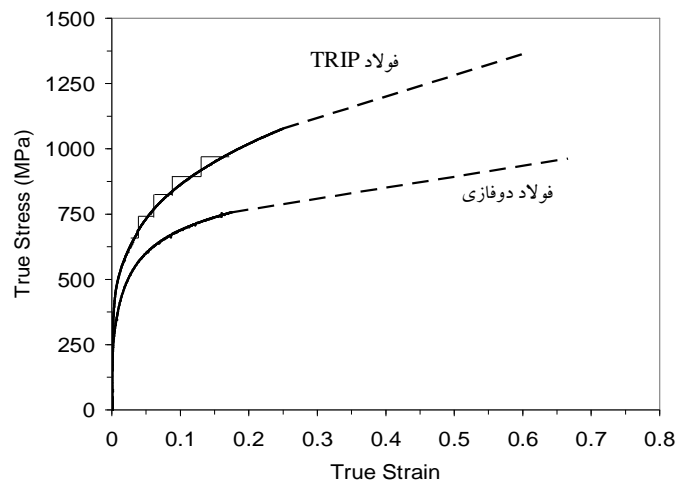
رفتار کار سختی

همانطور که در جدول 2 مشاهده می‌شود، نرخ کارسختی اولیه (به ازای کرنش 0/002، آغاز محدوده کار سختی) فولاد دوفازی از فولاد TRIP بالاتر است. این امر می‌تواند به دلیل حضور درصد قابل ملاحظه‌ای فاز مارتنزیت در ریزساختار فولاد دوفازی در ابتدای فرایند تغییر شکل مومسان باشد، در صورتی که در فولاد TRIP در لحظات اولیه بعد از تسلیم شدن تنها مقادیر اندکی مارتنزیت ممکن است در ریزساختار وجود داشته باشد (به دلیل پایداری مکانیکی آستنیت باقی‌مانده). اما نرخ کارسختی در کرنش‌های بالاتر در فولاد TRIP بالاتر از فولاد دوفازی است.

جدول 2- نرخ کارسختی فولادهای TRIP و دوفازی در کرنش‌های یکسان

کرنش حقیقی	0/002	0/05	0/135	0/175
نرخ کارسختی فولاد دوفازی (MPa)	12800	2560	863	754
نرخ کارسختی فولاد TRIP (MPa)	8910	3615	1646	1385

جزایر فاز آستنیت تشکیل شده در ریزساختار فولاد دارای اندازه دانه و میزان کربن متفاوتی هستند. این امر موجب می‌شود که در حین کشش، ابتدا جزایر آستنیتی که کم کربن تر بوده و یا اندازه دانه‌ی بزرگ‌تری دارند در کرنش‌های پایین تر به دلیل پایداری مکانیکی کم‌تر، به مارتنزیت تبدیل شوند (دمای آغاز تغییر حالت مارتنزیت، M_s ، برای دانه‌های آستنیت کم کربن تر بالاتر بوده و تنش کمتری برای تأمین نیروی محرکه لازم برای تبدیل به مارتنزیت نیاز دارند، افزون بر این جزایر کوچک‌تر آستنیت از پایداری نسبی بالاتری برخوردار هستند). باقی‌مانده جزایر آستنیت در مراحل بعدی تغییر شکل کششی به تدریج تغییر حالت داده و به فاز مارتنزیت تبدیل می‌شوند. بنابراین، تبدیل آستنیت به مارتنزیت در فولاد مورد آزمایش با تغییر شکل به صورت تدریجی صورت گرفته است. برای تحلیل منحنی تنش - کرنش فولاد TRIP بر مبنای این ویژگی ریزساختاری، می‌توان این‌گونه فرض کرد که هر تغییر حالت فاز آستنیت به مارتنزیت در منحنی تنش - کرنش و در محدوده تغییر شکل مومسان یکنواخت یک پله ایجاد می‌کند (شکل 3)، به این معنی که با افزایش میزان کرنش کششی و تبدیل بخشی از فاز آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار به مارتنزیت، تنش لازم برای اعمال تغییر شکل بیش تر به دلیل مستحکم‌تر شدن ریزساختار در نتیجه‌ی حضور کسر معینی از فاز سخت مارتنزیت، افزایش می‌یابد.



شکل 3- رفتار استحکام بخشی فاز آستنیت در فولاد TRIP حين تغيير حالت تدريجي آن به مارتنزيت.

استحکام کششی (UTS)

استحکام کششی در نمونه‌های فولاد دوفازی و TRIP به ترتیب 635 MPa و 839 MPa به دست آمد (شکل 2- (الف)). تنش سیلان (Flow Stress) در فولاد دوفازی (نسبت به فولادهای فریتی - پرلیتی) به دلیل وجود فاز سخت و مستحکم مارتنزیت در زمینه نرم فریت، افزایش می‌یابد. افزون بر این، به دلیل وجود ناسازگاری مومسان بین فازهای مارتنزیت و فریت حين تغییر شکل، فاز فریت زمینه به ميزانی بیش از آنچه در فولادهای فریتی - پرلیتی اتفاق می‌افتد، کار سخت می‌شود. این دو عامل دلیل عمده افزایش تنش سیلان کلی فولاد دوفازی و در نتیجه، افزایش استحکام کششی آن نسبت به فولادهای فریتی - پرلیتی مشابه می‌باشد.

استحکام کششی فولاد TRIP در حدود 200 MPa بالاتر از فولاد دوفازی به دست آمده است. نرخ کارسختی بالاتر فولاد TRIP می‌تواند عامل بالا رفتن استحکام کششی آن نسبت به فولاد دوفازی باشد. افزون بر این، در ریزساختار فولاد TRIP حدود 20-25 درصد بینایت وجود دارد که این نیز می‌تواند عاملی برای بالاتر بودن استحکام کششی فولاد TRIP نسبت به فولاد دوفازی باشد.

میزان تغییر شکل (کرنش) یکنواخت

کرنش حقیقی یکنواخت (کرنش تا نقطه گلوبی) معیاری است برای قابلیت انعطاف فولاد که مقاومت آن را در برابر تغییر شکل موضعی یا گلوبی شدن نشان می‌دهد. کرنش یکنواخت می‌تواند تحت تأثیر استحکام و نرخ کارسختی افزایش یابد.

کرنش یکنواخت فولاد TRIP به میزان قابل توجهی بالاتر از فولاد دوفازی به دست آمده است (شکل 2- (ب)، کرنش 0/25 در مقایسه با 0/176 برای فولاد دوفازی). افزایش کرنش یکنواخت در فولاد TRIP اساساً به دلیل به تأخیر افتادن بیش‌تر پدیده گلوبی در آن نسبت به فولاد دوفازی است. از آنجا که وقوع پدیده گلوبی شدن به هر دو عامل استحکام و نرخ کار سختی وابسته است (معیار کانسیدره، Considère) [13]، بالاتر بودن استحکام کششی و نرخ کار سختی فولاد TRIP می‌تواند دلیل اصلی بالاتر بودن کرنش یکنواخت آن نسبت به فولاد دوفازی باشد.

چقرمگی

چقرمگی (انرژی کل جذب شده در ماده حین شکست یا سطح کل زیر منحنی تنش - کرنش) فولاد TRIP (MJ/m^3) 259 بیش از فولاد دوفازی ($145 MJ/m^3$) به دست آمده است. بالاتر بودن چقرمگی فولاد TRIP به دلیل بالاتر بودن هر دو عامل استحکام و کرنش شکست در آن (شکل 2) نسبت به فولاد دوفازی بوده است.

چقرمگی بالای فولادهای TRIP و دوفازی، کاربردهای بسیار مناسبی برای این فولادها در صنایع مهندسی ایجاد کرده است. به عنوان نمونه، این فولادها می‌توانند در صنایع خودروسازی و در ساخت قطعات مختلف بدنه خودرو به کار روند. چقرمگی بسیار خوب این فولادها امکان جذب بیش‌تر انرژی حین تصادف توسط آنها را فراهم می‌آورد. به این ترتیب، ایمنی بالاتری برای بدنه خودرو قابل حصول خواهد بود. افزون بر این، قطعات بدنه خودروی ساخته شده از این فولادها به ازای درجه مشابهی از ایمنی و خواص شکست، می‌توانند سبک‌تر طراحی شوند، عاملی که در نهایت به کاهش مصرف سوخت خودرو می‌انجامد.

نتیجه گیری

- نشان داده شد که رفتار تسلیم در هر دو فولاد TRIP و دوفازی به صورت پیوسته بوده است.
- استحکام تسلیم هر دو فولاد کم‌تر از فولادهای متداول فریتی - پرلیتی به دست آمد. افزون بر این، استحکام تسلیم فولاد TRIP بالاتر از فولاد دوفازی بود.
- نرخ کارسختی اولیه در فولاد دوفازی بالاتر از فولاد TRIP بود، در حالی که نرخ کار سختی کلی فولاد TRIP بیش از فولاد دوفازی به دست آمد.
- کرنش حقیقی یکنواخت در فولاد TRIP بالاتر از فولاد دوفازی تعیین شد.
- استحکام کششی نهایی (UTS) فولاد TRIP نسبت به فولاد دوفازی بالاتر به دست آمد.

- فولاد TRIP چقرمگی بالاتری نسبت به فولاد دوفازی از خود نشان داد. چقرمگی بالای این دو فولاد، امکان استفاده از آنها را در صنایع خودروسازی و در ساخت قطعات مختلف بدنه خودرو میسر ساخته است.

مراجع

1. Huang Jin, Microstructure Evolution during Processing of Dual Phase and TRIP Steels, University of British Columbia (UBC), 2004.
2. Jacques P., Furnémont Q., J.J. Jonas Symposium on the Thermomechanical Processing of Steel, Ottawa, Ontario, Canada, August 20-23, 2000, pp. 527-538.
3. Speich, G. R., Fundamentals of Dual Phase Steels, Edited by R.A. Kot, B.L. Bramfitt, TMS-AIME, 1981, pp. 3-45.
4. Speich, G. R. et al., Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, 1981, pp. 1419-1428.
5. Waterschoot, T. et al., Ironmaking and Steelmaking, Vol. 28, 2001, pp. 185-190.
6. Zackay, V.F., et al., Metallurgical Transactions, Vol. 2, 1971, pp. 133-139.
7. Jacques P.J., 20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings, 9-12 October 2000, St. Louis, MO, ASM International, pp. 539-546.
8. Matsumura O., Sakurai H., Furukawa T., Proceeding of International Symposium on Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites, 1996, pp. 467-478.
9. Baik S.C., Kim S., Jin Y.S., Kwon O., ISIJ International, Vol. 41, No. 3, 2001, pp. 290-297.
10. Traint S., et al., 42nd Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XXXVIII, 2000, pp. 549-561.
11. Sakuma Y., Matlock D.K., Krauss G., Journal of Heat Treating, Vol. 8, 1990, pp. 109-120.
12. Godet S., et al., 20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings, 9-12 October 2000, St. Louis, Mo, ASM International, pp. 535-538.
13. Dieter, G.E., Mechanical Metallurgy, Third Edition, McGraw-Hill, 1986.