



بررسی تاثیر شرایط عملیات حرارتی دو مرحله‌ای

در ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد TRIP

امیر مصطفی پور اصل^۱، * علی ابراهیم پور^۲، توحید سعید^۳

(تاریخ دریافت: ۹۴/۰۷/۲۵، تاریخ پذیرش: ۹۵/۰۲/۲۲)

چکیده

فولادهای TRIP که یکی از انواع فولادهای استحکام بالای پیشرفته می‌باشند به دلیل دارا بودن ترکیب بسیار مناسبی از استحکام و شکل پذیری در دهه‌های اخیر مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته‌اند. آستنیت باقیمانده در ریزساختار علت اصلی خواص مکانیکی مناسب این فولادهاست که با اعمال تغییر شکل مکانیکی به مارتنزیت تبدیل می‌شود و باعث بهبود خواص مکانیکی فولاد می‌گردد. ریزساختار خاص فولادهای TRIP از طریق یک عملیات حرارتی دو مرحله‌ای شامل آنیل میان بحرانی و پیرسازی میانی حاصل می‌گردد. دمای هریک از این مراحل تاثیر به سزایی بر ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی دارد. در این تحقیق اثر دمای مراحل دوگانه در ریزساختار فولادهای با ترکیب Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn مورد مطالعه قرار گرفت. سه دمای ۷۷۰، ۷۹۰ و ۸۱۰ درجه سانتیگراد برای عملیات آنیل و نیز سه دمای ۳۷۰، ۳۵۰ و ۳۳۰ درجه سانتیگراد برای عملیات پیرسازی میانی انتخاب گردید. برای اندازه گیری مقدار آستنیت باقیمانده از آزمایش پراش اشعه ایکس استفاده شد. استحکام و شکل پذیری فولادها نیز از طریق تست کشش حاصل گردید. با افزایش دمای آنیل میان بحرانی مقدار آستنیت باقیمانده، درصد وزنی کربن در آن بالا رفتن دمای پیرسازی، کاهش می‌یابد که باعث کاهش استحکام و شکل پذیری می‌گردد.

کلمات کلیدی

فولاد TRIP، آستنیت باقیمانده، آنیل میان بحرانی، پیرسازی میانی

Investigation of Two Stage Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TRIP Steel

A. Mostafapour, A. Ebrahimpour, T. Saeid

ABSTRACT

TRIP steels are one type of advanced high strength steels and the application them is increasing because of their good strength and formability. The special microstructure of TRIP steel can be obtained by a two stage heat treatment contains intercritical annealing (IA) and intermediate ageing. The temperatures of these two stages have important effect on microstructure and mechanical properties of TRIP steels. In this paper the effect of heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of steels with chemical composition of Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn was investigated. The temperatures of 770, 790 and 810 C for IA and 330, 350 and 370 C for intermediate aging were selected. XRD test was applied to determine the austenite volume fraction of microstructure. For measurement of strength and elongation of cases, tensile test was used and then the results were discussed by thermodynamic calculations. By the increasing of intercritical annealing temperature the volume fraction of austenite, its carbon and the strength of steels increased at first and then were decrease. Increasing of intermediate ageing temperature caused to decreasing of austenite volume fraction, its carbon content, strength and elongation of cases.

KEYWORDS

TRIP steel, Retained austenite, Intercritical annealing, Intermediate aging

۱- دانشجویار دانشکده فنی مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، a-mostafapur@tabrizu.ac.ir

۲- دانشجوی دکتری مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، ebrahimpour@tabrizu.ac.ir (نویسنده مسئول)

۳- دانشجویار دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی سهند، saeid@sut.ac.ir



استحکام بالا سبب افزایش مقاومت در حین تصادف، مقاومت در برابر فرو رفتگی و کاهش وزن نهایی محصول می شود. از سوی دیگر انعطاف پذیری بالای این فولاد باعث شکل پذیری کششی و امکان کاربرد ورق در فرآیندهایی نظیر کشش عمیق می شود. مزایای مذکور برگرفته از فاز نیمه پایدار آستنیت باقیمانده با ساختار FCC است.

فولادهای TRIP معمولاً از نوع فولادهای کم آلیاژ و دارای درصد کمی کربن (بین ۰/۱ تا ۰/۵ درصد) می باشند، هرچند می توانند متعلق به گروهی از فولادهای ضد زنگ آستنیتی با درصد بالایی از Cr و Ni نیز باشند [۴]. برای دستیابی به ریزساختار این فولادها تعداد کمی از عناصر آلیاژی مورد نیاز است. ترکیب شیمیایی اصلی شامل C، Si، Mn و Al و عناصر آلیاژی Ti و Nb برای حصول کسر حجمی بالایی از آستنیت باقیمانده در نظر گرفته می شود [۱].

ریز ساختار چندفازی فولاد TRIP معمولاً بعد از انجام نورد سرد، طی دو مرحله عملیات حرارتی به دست می آید. مرحله ی اول شامل عملیات آنیل میان بحرانی^۶ (IA) می باشد که در حین آن میزان کسر حجمی آستنیت و فریت در محدوده ی دمایی بین Ac_1 و Ac_3 کنترل می شود. مرحله ی دوم بلافاصله بعد از مرحله ی اول انجام می شود که در آن نمونه به صورت همدمای در محدوده ی دمایی استحاله ی بینیتی نگه داشته می شود که به آن پیرسازی میانی^۷ می گویند. در این مرحله بخشی از آستنیت به بینیت تبدیل شده و باعث پایداری آستنیت باقیمانده تا دمای محیط می شود [۵].

شکل (۱) به صورت شماتیک سیکل عملیات حرارتی لازم برای رسیدن به ساختار چندفازی فولاد TRIP را نشان می دهد.

فولادهای پیشرفته با استحکام بالا^۱ (AHSS) به دلیل دارا بودن خصوصیتی از قبیل کاهش وزن نهایی خودرو (که منجر به کاهش مصرف سوخت می گردد)، بالا بودن استحکام (که باعث بالا رفتن ایمنی سرنشینان خودرو می شود) و بالا بودن جذب انرژی به هنگام تغییر شکل های زیاد، برای استفاده در صنعت خودروسازی بسیار مناسب می باشند [۱].

انواع فولادهای AHSS را می توان به طور خلاصه در چهار دسته فولادهای دو فازی^۲ (DP)، فولادهای تریپ^۳ (TRIP)، فولادهای با ساختار پیچیده^۴ (CP)، فولادهای مارتنزیتی^۵ (M)، قرار داد [۱].

در میان فولادهای AHSS فولادهای TRIP به دلیل داشتن ترکیب بسیار خوبی از استحکام و شکل پذیری از اهمیت بالایی برخوردارند.

ریزساختار فولادهای TRIP شامل زمینه فریتی با ساختار مکعبی مرکز پر (bcc)، جزایر آستنیت باقیمانده با ساختار مکعبی با وجوه مرکز پر (fcc) که در زمینه فریتی پخش شده اند و بینیت که آستنیت باقیمانده لایه ای در میان آن تنیده است، می باشد [۲].

اصطلاح TRIP (بهبود رفتار تغییر شکل مومسان فولاد در اثر تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت در نتیجه اعمال نیروهای مکانیکی) اولین بار توسط Zackay و همکارانش در سال ۱۹۶۷ به کار گرفته شد [۳]. آنها بیان کردند نرخ کارسختی که به دلیل تجمع نابجایی ها ایجاد می شود نمی تواند دلیل اصلی افزایش تنش سیلان ماده باشد و موانع جدی تری از جنگل نابجایی موجود باشد تا گلوبی شدن را به تاخیر بیندازد و این موانع باید حین تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده باشد. به عبارت دیگر، فاز مارتنزیتی که از آستنیت باقیمانده حین تغییر شکل ایجاد می شود سبب بروز خواص مکانیکی مناسب در این فولاد می شود.

¹ Advanced high strength steel (AHSS)

² Dual phase (DP)

³ Transformation induced plasticity (TRIP)

⁴ Complex phase (CP)

⁵ Martensitic (M)

⁶ Inter-critical annealing

⁷ Intermediate aging



افزایش درصد کربن آستنیت دمای شروع استحاله مارتنزیتی (M_s)^۱ را کاهش داده و باعث افزایش پایداری آن می‌گردد [۹]. آستنیت با مقدار کربن خیلی پایین (کمتر از ۰/۶٪ وزنی) در کرنش‌های بسیار کم تبدیل به مارتنزیت می‌گردد و از طرفی اگر مقدار کربن خیلی زیاد باشد (بیش از ۱/۸٪ وزنی) خاصیت TRIP را از دست داده و هرگز به مارتنزیت تبدیل نمی‌گردد [۱۰].

دانه‌های کوچکتر آستنیت پایداری حرارتی را با افزایش انرژی لازم برای تشکیل مارتنزیت و در نتیجه کاهش M_s افزایش می‌دهند [۱۰]. برای تبدیل مکانیکی آستنیت به مارتنزیت نیاز به محل‌های جوانه زنی می‌باشد که دانه‌های کوچکتر به دلیل اینکه دارای عیوب کمتری هستند باعث کاهش سرعت استحاله مارتنزیتی شده و پایداری مکانیکی آستنیت را افزایش می‌دهد [۱۱].

آستنیت باقیمانده در ریزساختار فولاد TRIP با دو مورفولوژی متفاوت، یعنی جزایر بلوکی و فیلم‌های نازک در بین لایه‌های بینیت و مارتنزیت، یافت می‌شود. آستنیت فیلمی شکل دارای کربن بیشتری بوده و پایداری بیشتری دارد. اساساً هرچه دمای پیرسازی میانی کمتر بوده و به دمای شروع استحاله مارتنزیتی نزدیکتر باشد، نسبت آستنیت فیلمی به آستنیت بلوکی افزایش می‌یابد. همچنین با کاهش کربن متوسط فولاد (تا جایی که باعث کاهش خواص استحکامی نگردد) که کاهش کربن آستنیت تشکیل شده در مرحله IA و افزایش دمای M_s و در نتیجه نزدیک شدن دمای پیرسازی میانی به M_s را به دنبال خواهد داشت، مقدار نسبی آستنیت فیلمی شکل افزایش می‌یابد. با این وجود تحقیقات قبلی موید این هستند که در فولادهای TRIP آستنیت بلوکی شکل دارای تاثیر بیشتری می‌باشد [۱۲].

۲- مروری بر ادبیات فنی

تاثیر شرایط مختلف عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن در مطالعات قبلی مورد بررسی قرار



شکل (۱): عملیات حرارتی جهت دستیابی به ریزساختار فولاد TRIP

ریزساختار چندفازی فولادهای TRIP باعث بهبود خواص استحکام و شکل پذیری می‌شود. شکل پذیری مناسب از فریت نرم و همچنین اثر TRIP ناشی می‌گردد. استحکام بالای این فولادها نیز به دلیل وجود بینیت و نیز مارتنزیتی که به تازگی از آستنیت باقیمانده تشکیل شده است، حاصل می‌گردد [۶]. این ریز ساختار مناسب به ترکیب شیمیایی و شرایط عملیات حرارتی (دما و زمان مراحل آبیل میان بحرانی و پیرسازی میانی) بستگی دارد.

مقدار و نحوه توزیع آستنیت باقیمانده نقش مهمی در بهبود خواص مکانیکی فولادهای TRIP دارد و فهم ویژگی‌های آن دارای اهمیت فراوان می‌باشد [۷].

در حالت کلی با افزایش آستنیت باقیمانده، احتمال وقوع پدیده TRIP افزایش می‌یابد. با این حال خواص مکانیکی به پایداری حرارتی و مکانیکی آستنیت باقیمانده در مقابل تبدیل به مارتنزیت وابسته می‌باشد. پایداری مکانیکی آستنیت دو مکانیزم عمده را کنترل می‌کند. اولاً باعث افزایش ظرفیت کارسختی فولاد و در نتیجه بالا رفتن قابلیت تاخیر در گلوبی شدن می‌گردد و ثانیاً با توجه به اینکه مارتنزیت فاز مناسبی برای جوانه زنی ترک می‌باشد با به تاخیر انداختن تشکیل این فاز، جوانه زنی ترک را کاهش می‌دهد [۸].

پایداری آستنیت به عوامل متعددی چون مقدار کربن، اندازه دانه‌ها، مورفولوژی فاز آستنیت و توزیع محلی فازهای دیگر در ریزساختار بستگی دارد [۹] که از این میان مقدار کربن و اندازه دانه‌ها تاثیر بیشتری دارند.

¹ Martensite start temperature (Ms)



کربن بالاتر پایداری فاز آستنیت افزایش یافته و خواص مکانیکی فولاد بهبود می‌یابد.

با این وجود در تحقیقات مورد اشاره اثر دمای T_{IA} بر دماهای M_s و دمای شروع استحاله بینیتی (B_s)^۱ که نقشی تعیین کننده در انتخاب دمای پیرسازی میانی دارد به صورت دقیق لحاظ نگردیده است. دمای پیرسازی میانی و اختلاف آن با دمای M_s و B_s عامل مهمی در مقدار بینیت تشکیل شده و مورفولوژی و درصد حجمی آستنیت باقیمانده ایفا می‌کند.

در این مقاله علاوه بر بررسی اثر شرایط مختلف آنیل میان بحرانی بر روی دماهای M_s و B_s و لحاظ آن در انتخاب دماهای مختلف پیرسازی میانی، اثرات عملیات حرارتی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد TRIP با ترکیب Fe-0.2C-1.6Mn-1.4Si، مورد مطالعه قرار گرفته است. پس از آماده سازی فولادها در شرایط دمایی مختلف، نمونه‌ها برای بررسی خواص متالورژیکی و مکانیکی تحت آزمایش‌های XRD و تست کشش قرار گرفتند و ریز ساختار آنها با میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت.

۳- مشخصات فولاد

ترکیب شیمیایی فولاد پایه در جدول (۱) آمده است. برای تهیه ورق‌های فولاد TRIP ابتدا عملیات ذوب به روش القایی در خلا^۲ انجام گردید و سپس شمش‌های تولید شده در دمای 1200°C به مدت ۳ ساعت تحت عملیات همگن سازی قرار گرفتند. شمش‌های همگن شده تحت نورد گرم به ضخامت ۴ میلی متر رسیدند و در نهایت با انجام عملیات نورد سرد ورق‌های با ضخامت ۱/۲ میلی متر به دست آمدند. با استفاده از نرم‌افزار ترموکالک^۳ مقادیر دماهای Ac_1 و Ac_3 به ترتیب برابر ۷۰۵ و 836°C درجه سانتیگراد به دست آمدند.

¹ Bainite start temperature

² Vacuum induction melting (VIM)

³ Thermo-calc



گرفته‌اند. Luo و همکارانش [۱۳] تاثیر دمای آنیل میان بحرانی (T_{IA}) را بر خواص مکانیکی دو نوع فولاد با ترکیب‌های 0.2C-5Mn و 0.1C-5Mn بررسی کردند. آنها به این نتیجه رسیدند که افزایش دمای T_{IA} باعث کاهش تنش تسلیم و افزایش استحکام نهایی کشش می‌گردد.

Lee و Cooman [۱۴] تاثیر دمای آنیل میان بحرانی بر ریزساختار فولادهای TRIP با ترکیب Fe-0.3C-0.6Mn را مورد مطالعه قرار دادند. در این تحقیق تاثیر T_{IA} بر درصد آستنیت باقیمانده، اندازه های دانه های آستنیت و دمای M_s بررسی و به این نتیجه رسیده اند که با افزایش دما از ۶۲۰ به ۶۴۰ و سپس ۶۸۰ درجه استحکام و شکل پذیری ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. Jun و همکارانش [۱۵] نشان دادند که خواص مکانیکی به مقدار قابل توجهی تحت تاثیر دمای T_{IA} می‌باشد، چرا که این دما درصد آستنیت باقیمانده و پایداری ترمودینامیکی آن را کنترل می‌کند. Moor و همکارانش [۱۶] با یک مدل سازی ترمودینامیکی روشی پیشنهاد دادند که درصد آستنیت باقیمانده را به عنوان تابعی از T_{IA} پیش‌بینی می‌کند. البته در این تحقیق تفاوت زیادی بین نتایج تجربی و روش پیشنهادی، گزارش شده است. آنها به این نتیجه رسیدند که با افزایش دمای آنیل مقدار آستنیت باقی مانده ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد.

Emadoddin و همکارانش [۱۷] در یک تحقیق اثر T_{IA} را بر درصد حجمی آستنیت باقیمانده و مقدار کربن آن در دو نوع فولاد TRIP بررسی کردند. با توجه به نتایج تجربی برای فولاد شامل آلومینیوم دمای 860°C و برای فولاد شامل سیلسیم دمای 810°C به عنوان بهترین مقدار T_{IA} انتخاب شدند.

Shena و همکارانش [۲] اثر درصد حجمی، مورفولوژی و مقدار کربن آستنیت باقیمانده را بر خواص مکانیکی فولاد TRIP بررسی کرده‌اند. آنها با تغییر T_{IA} و دمای پیرسازی میانی آستنیت باقیمانده را مورد بررسی قرار داده اند. نتایج این تحقیق موید تاثیر قابل توجه این فاز در خواص مکانیکی فولاد TRIP می‌باشد به نحوی که با افزایش درصد آستنیت باقیمانده با مورفولوژی فیلمی و درصد

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه

عنصر	C	Mn	Si	Al	Co	Nb	Sn	Ti	Cr
%	۰/۲	۱/۵۸	۱/۴۳	۰/۰۵۴	۰/۰۱۴	۰/۰۰۴	۰/۰۲۱	۰/۰۱۸	۰/۰۴۴

جدول (۲): ترکیب ریزساختار و دماهای استحاله فولاد

پس از عملیات IA

T_{IA} (°C)	درصد آستنیت	درصد فریت	%C در آستنیت	B_s (°C)	M_s (°C)
۷۷۰	۴۲	۵۸	۰/۵۱	۴۲۲	۲۵۵
۷۹۰	۵۱	۴۹	۰/۴۱	۴۷۹	۳۱۰
۸۱۰	۶۰	۴۰	۰/۳۴	۵۰۵	۳۴۰

جدول (۳): ترکیب حمام نمک در عملیات تولید فولاد TRIP

نام عملیات	کلرید سدیم	کربنات سدیم	نیتريد سدیم	نترات پتاسیم
آنیل میان بحرانی	%۵۰	%۵۰	---	---
پیرسازی میانی	---	---	%۴۵	%۵۵

۵- عملیات پیرسازی میانی

در مرحله بعد نمونه‌ها با سرعت بالا و بدون اینکه فرصت تشکیل فریت و پرلیت از آستنیت را داشته باشند در کوره حمام نمک مذاب که برای عملیات پیرسازی میانی آماده شده بود قرار داده شدند. مشخصات ترکیب محیط کوره حمام نمک مذاب در این مرحله در جدول (۳) آمده است.

جدول (۴): شرایط عملیات حرارتی برای دستیابی به

ریزساختار فولاد TRIP

نمونه	آنیل میان بحرانی		سرد کردن تا دمای پیرسازی میانی	پیرسازی میانی		سرد کردن
	دما (°C)	زمان (s)		دما (°C)	زمان (s)	
A	۷۷۰	۶۰۰	بلافاصله در کوره پیرسازی میانی	۳۵۰	۶۰۰	کوئنچ در آب
B	۷۹۰			۳۵۰		
C	۸۱۰			۳۵۰		
D	۷۹۰			۳۳۰		
E	۷۹۰			۳۷۰		

۴- عملیات آنیل میان بحرانی

دمای آنیل میان بحرانی می‌بایست در ناحیه دوفازی فریت-آستنیت ($\alpha+\gamma$) باشد. این دما معمولاً در منابع به صورت رابطه (۱) در نظر گرفته می‌شود [۱۸] که برای فولاد مورد مطالعه برابر 790°C می‌باشد.

$$T_{IA} = \frac{Ac_1 + Ac_3}{2} + 2 \quad (1)$$

که در آن T_{IA} دمای آنیل میان بحرانی می‌باشد. برای بررسی تاثیر این دما در ریزساختار نهایی فولاد سه مقدار ۷۷۰، ۷۹۰ و ۸۱۰ درجه مورد مطالعه قرار گرفت. انتخاب این دما در مقدار حجمی آستنیت اولیه بسیار موثر می‌باشد. با توجه به دیاگرام فازی آهن-کربن برای این فولاد که توسط نرم افزار ترموکلک به دست آمد، درصد آستنیت و فریت برای هر یک از دماهای T_{IA} مطابق جدول (۲) می‌باشد. مدت زمان نگهداری در این دما ۶۰۰ ثانیه در نظر گرفته شد. عملیات آنیل میان بحرانی در یک کوره حمام نمک مذاب که ترکیب آن در جدول (۳) آمده است انجام گردید.

مقادیر M_s و B_s وابسته به مقدار کربن موجود در آستنیت تشکیل شده در مرحله آنیل میان بحرانی می‌باشند. مقدار کربن موجود در آستنیت با استفاده از دیاگرام فازی آهن-کربن مطابق جدول (۲) استخراج شده است.

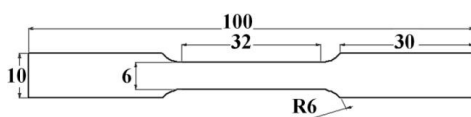
با استفاده از نرم افزار MUCG83 [۱۹] دماهای M_s و B_s برای دمای T_{IA} محاسبه و در جدول (۲) آمده است. همانطور که مشاهده می‌گردد با افزایش دمای آنیل دماهای M_s و B_s کاهش می‌یابند. این امر ارتباط مستقیم با درصد کربن موجود در آستنیت تشکیل شده در حین آنیل دارد. با افزایش دمای آنیل مقدار آستنیت در ناحیه دوفازی کاهش و درصد کربن آن افزایش می‌یابد و باعث کاهش دماهای M_s و B_s می‌گردد. شرایط عملیات حرارتی برای دستیابی به ریزساختار فولاد TRIP به طور خلاصه در جدول (۴) آمده است.



رابطه (۲) ارتباط بین پارامتر شبکه آستنیت و درصد کربن موجود در این فاز را بر حسب درصد وزنی نمایش می‌دهد.

$$a_0 = 3.548 + 0.033\%C \quad (2)$$

برای بررسی استحکام و شکل پذیری فولادها آزمون کشش توسط دستگاه INSTRON-500R انجام گردید. برای این منظور نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E8M-99 [۲۱] آماده گردیدند. شکل (۲) ابعاد نمونه‌های آماده شده برای تست کشش را نشان می‌دهد.



شکل (۲): ابعاد نمونه‌ها برای تست کشش مطابق ASTM E8M-99

۷- نتایج و بحث

در نمونه‌های A، B و C دمای مرحله دوم ثابت و برابر ۳۵۰ درجه و دمای آنیل میان بحرانی به ترتیب ۷۹۰، ۷۷۰ و ۸۱۰ درجه می‌باشد. شکل (۳) ریزساختار نمونه B را نشان می‌دهد. آستنیت باقیمانده و بینیت فریتی و فریت در آستنیت در این تصویر با رنگ روشن مشخص است. بینیت نیز دارای رنگ تیره می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود فاز غالب فریت می‌باشد. بخشی از آستنیت باقیمانده با مورفولوژی بلوکی و بخشی دیگر نیز با مورفولوژی فیلمی می‌باشند. همانگونه که قبلاً اشاره گردید پایداری حرارتی و مکانیکی آستنیت فیلمی شکل نسبت به آستنیت بلوکی بیشتر می‌باشد و افزایش آن سبب بهبود خواص مکانیکی فولاد می‌گردد.

شکل (۴) الگوی پراش حاصل از آزمایش XRD برای نمونه‌های A تا E را نشان می‌دهد. مقدار آستنیت باقیمانده در ریزساختار نمونه‌های A، B و C در شکل (۵) آمده است. مقدار آستنیت باقیمانده در نمونه A برابر ۸/۱ درصد است. این مقدار با افزایش دمای آنیل به ۷۹۰ درجه در نمونه B به ۱۱/۳ درصد می‌رسد. هرچند با توجه به

دمای پیرسازی میانی باید کوچکتر از دمای B_s و بالاتر از دمای M_s باشد. برای بررسی تاثیر این دما بر ریزساختار نهایی فولاد مقادیر ۳۷۰، ۳۵۰ و ۳۳۰ درجه سانتیگراد انتخاب گردیدند. مدت زمان نگهداری نیز برابر ۶۰۰ ثانیه در نظر گرفته شد. در مرحله بعد قطعات در آب کوئنج شده و به دمای محیط رسیدند.

۶- بررسی ریزساختار و استحکام

از آنجا که فولادهای TRIP دارای ریزساختار پیچیده‌ای مشتمل بر فریت، باینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده می‌باشد آشکارسازی فازها با محلول نیتال دشوار است. از اینرو از محلول سدیم متابی سولفیت^۱ ($Na_2S_2O_3 \cdot H_2O$ 10 g + H_2O 100ml) به همراه اچ نیتال برای آشکارسازی فازها استفاده گردید.

به منظور تعیین کسر حجمی آستنیت باقیمانده، مقدار کربن موجود در آستنیت و همچنین محاسبه پارامتر شبکه آن، نمونه‌ها مورد آزمون پراش اشعه ایکس^۲ (XRD) قرار گرفتند. بدین منظور نمونه‌ها بعد از پولیش سطحی توسط دستگاه Bruker-D8 Advance تحت ولتاژ ۴۰ kV و شدت جریان ۴۰ mA کار می‌کند مورد آنالیز قرار گرفتند. از تابش اشعه X حاصل از فلز مس ($CuK\alpha$) با طول موج ۱/۵۴۰۶ آنگستروم و سرعت جاروب $0.2^\circ s^{-1}$ برای این آزمون استفاده گردید. محدوده 2θ (زاویه براگ می‌باشد) ۱۰۰-۴۰ درجه در نظر گرفته شد. میزان کسر حجمی آستنیت باقیمانده مطابق استاندارد ASTM E975-03 [۲۰] تعیین گردید. فرض نبود بافت در نمونه شدت بدست آمده برای هر فاز در الگوی پراش اشعه X با مقدار آن فاز در ماده متناسب است. لذا مبنای تعیین فاز با این روش، استفاده از سه پیک صفحات آستنیت شامل (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) و سه پیک صفحات فریت شامل (۲۰۰)، (۲۱۱) و (۲۲۰) می‌باشد که با نرم افزار X-pert محاسبه شده است.

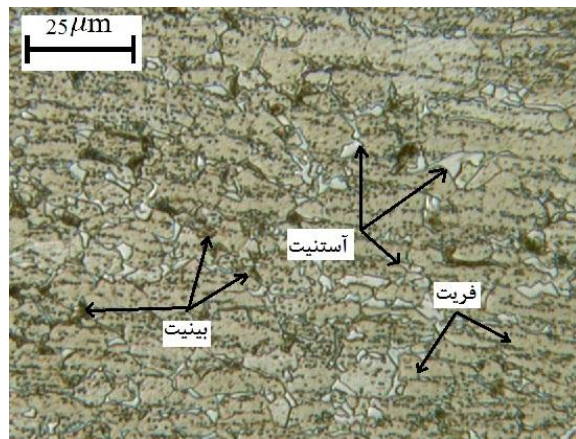
پارامتر شبکه و مقدار کربن آستنیت از طریق موقعیت پیک‌ها، شدت پیک‌های آستنیت و فریت محاسبه گردید.

¹ Sodium metabisulfite solution

² X-ray diffractometer (XRD)



است که علت آن را فرسودگی نیروی اعمالی برای رشد غیر نفوذی بینیت (به دلیل غنی شدن آستنیت از کربن) بیان می‌کند. این محدودیت معمولاً به عنوان خط T0 بیان می‌شود [۲۳]. از نظر طراحی فرآیند عملیات حرارتی برای به دست آوردن ریزساختار فولاد TRIP، خط T0 و محدودیت‌های مربوط به آن، به عنوان پارامترهای کلیدی برای پیش بینی بیشترین مقدار ممکن برای غنای آستنیت از کربن در طول پیرسازی میانی پیشنهاد شده‌اند [۲۴]. هر چند که آزمایش‌های تجربی گاهی مقدار بیشتری از غنی سازی آستنیت از کربن را نشان می‌دهند که موجب پایداری بیشتر آن در دمای اتاق می‌گردد [۲۵]. با وجود عدم قطعیت‌هایی که در رابطه با جوانه زنی و رشد بینیت وجود دارد، اما براساس تئوری Bhadeshia جوانه زنی از طریق تجزیه کربن و تشکیل جوانه فریت بینیتی با درصد کربن نزدیک به شرایط نیمه تعادلی اتفاق می‌افتد. پس از جوانه زنی فریت‌ها، رشد واحدهای بینیتی به صورت غیر نفوذی رخ می‌دهد. براساس مدل بادیشیا استحاله بینیتی از نظر ترمودینامیکی زمانی ممکن است که اولاً: بیشترین مقدار نیروی اعمالی برای جوانه زنی نیمه تعادلی فریت بر انرژی عمومی مقاوم در برابر جوانه زنی چیره شود و ثانیاً: نیروی اعمالی غیر نفوذی برای ادامه رشد صفحات بینیتی که برابر تفاضل انرژی‌های گیبس فریت و آستنیت می‌باشد، بیش از انرژی کرنشی که استحاله آستنیت-فریت را همراهی می‌کند و از ناسازگاری الاستیک فازهای آستنیت و فریت بینیتی حاصل می‌گردد، باشد [۲۲]. با پیشرفت استحاله بینیتی این نیروی اعمالی شروع به کاهش می‌کند تا زمانی که به صورت کامل از بین می‌رود. مکان هندسی این ترکیب به عنوان تابعی از دما T0 نامیده می‌شود. مقدار انرژی مقاوم در برابر رشد صفحات بینیتی توسط Bhadeshia در حدود 400 J/mol تخمین زده شده است [۲۲]. با پیشرفت استحاله بینیتی کربن به درون آستنیت باقیمانده پس زده می‌شود که باعث کاهش نیروی اعمالی برای رشد غیر نفوذی متعاقبی بینیت می‌گردد. هنگامی که این نیروی اعمالی برابر 400 J/mol می‌گردد استحاله بینیتی نمی‌تواند پایدار بماند و واکنش متوقف می‌شود. این



شکل (۳): ریزساختار نمونه B

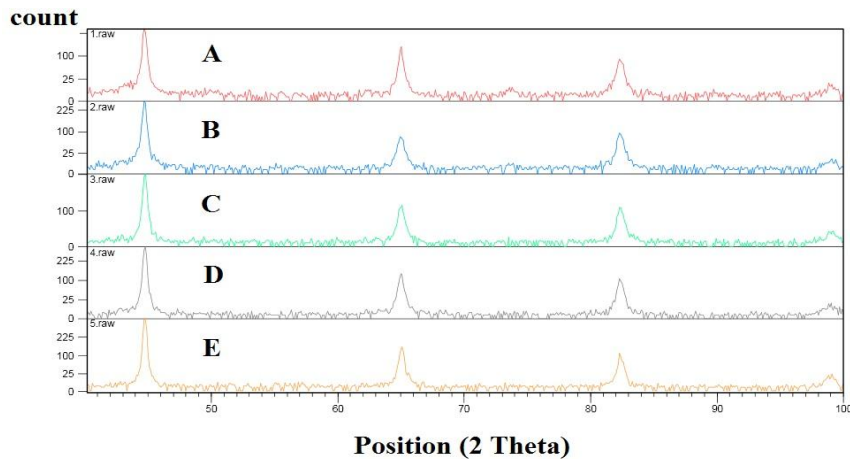
جدول (۲) درصد کربن آستنیت (تشکیل شده در مرحله) در نمونه A بیشتر بود و انتظار می‌رفت نسبت به نمونه B پایداری حرارتی بیشتری داشته باشد اما به دلیل اینکه نسبت آستنیت به فریت در نمونه A کمتر بود نهایتاً مقدار کمی آستنیت در ریزساختار این فولاد برجای مانده است.

با افزایش T_{IA} به 810°C درجه در نمونه C درصد حجمی آستنیت باقیمانده به $8/4$ رسیده است. در توجیه این کاهش می‌توان به مقدار کربن محلول در فاز آستنیت تشکیل شده در مرحله آنیل میان بحرانی اشاره نمود که با کاهش چشمگیری روبرو بوده است. این کاهش در درصد کربن آستنیت در مرحله آنیل موجب کاهش پایداری حرارتی آستنیت می‌گردد و سبب می‌شود هنگام خنک شدن فولاد تا دمای پیرسازی میانی و سپس تا دمای اتاق به فازهای دیگر تبدیل گردد.

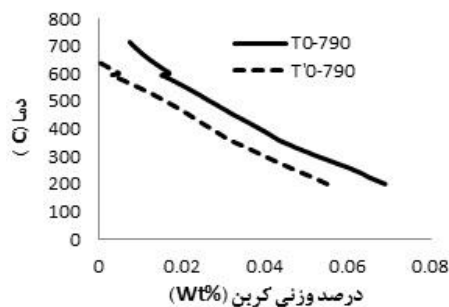
با توجه به شکل (۶) درصد کربن آستنیت باقیمانده در نمونه های A، B و C به ترتیب برابر $1/05$ ، $1/22$ و $0/96$ می‌باشد. افزایش قابل توجه درصد وزنی کربن در آستنیت باقیمانده نسبت به درصد کربن آستنیت تشکیل شده در مرحله آنیل میان بحرانی به دلیل تشکیل فریت بینیتی در مرحله پیرسازی است که باعث می‌گردد کربن به سمت آستنیت پس زده شده و آن را غنی کند. البته این غنی شدن آستنیت از کربن با محدودیت‌هایی روبروست. این محدودیت در غنی شدن آستنیت از کربن در مرحله پیرسازی میانی توسط Bhadeshia [۲۲] پیشنهاد داده شده

از طریق نرم افزار ترمودینامیکی MUCG83 حاصل گردیده و در شکل (۷) نشان داده شده‌اند.

محدودیت ترمودینامیکی برای استحاله بینیتی با T_0 مشخص می‌گردد. نمودارهای T_0 و T_0' برای $T_{IA}=790^\circ\text{C}$



شکل (۴): الگوی پراش حاصل از آزمایش XRD برای نمونه های A تا E

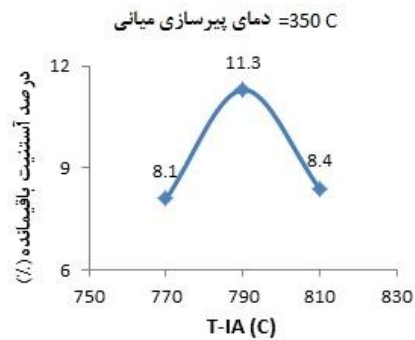


شکل (۷): نمودارهای T_0 و T_0' برای $T_{IA}=790^\circ\text{C}$

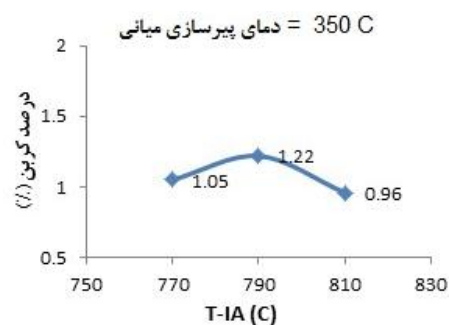
با توجه به شکل (۷) با کاهش فاصله بین دمای M_s و دمای پیرسازی میانی مقدار کربن موجود در آستنیت باقیمانده افزایش می‌یابد. فاصله دمایی بین دمای M_s و دمای پیرسازی میانی برای نمونه‌های A، B و C به ترتیب برابر ۹۵، ۴۰ و ۱۰ درجه سانتیگراد می‌باشد.

روند نمودار شکل (۶) از نمونه A با درصد کربن ۱/۰۵ به نمونه B با درصد کربن ۱/۲۲ موید این مطلب است. با افزایش دمای T_{IA} به ۸۱۰ درجه با کاهش درصد کربن آستنیت باقیمانده مواجه هستیم که این امر به دلیل پایین بودن محسوس درصد کربن آستنیت تشکیل شده در مرحله آنیل میان بحرانی می‌باشد.

در نمونه‌های D، B و E دمای آنیل میان بحرانی ثابت و برابر ۷۹۰ درجه و دمای پیرسازی میانی به ترتیب ۳۳۰،



شکل (۵): آستنیت باقیمانده در ریزساختار این نمونه‌های A، B و C

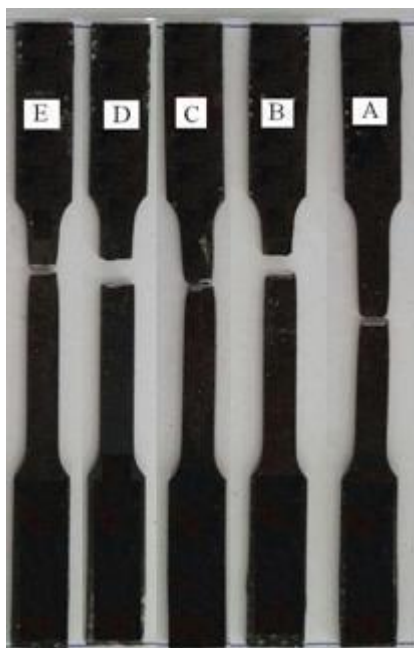


شکل (۶): درصد وزنی کربن در آستنیت باقیمانده در نمونه‌های A، B و C



با افزایش دمای پیرسازی فاصله این دما با دمای شروع استحاله مارتنزیتی افزایش می‌یابد و این امر به نوبه خود و با توجه به شکل (۷) باعث افزایش درصد کربن حل شده در آستنیت می‌گردد. روند کاهشی درصد کربن در نمودار شکل (۹) موید این مطلب می‌باشد.

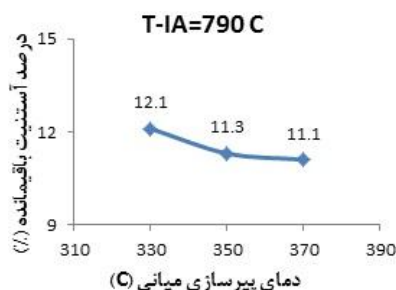
شکل (۱۰) نمونه‌های A تا E را پس از انجام تست کشش نشان می‌دهد.



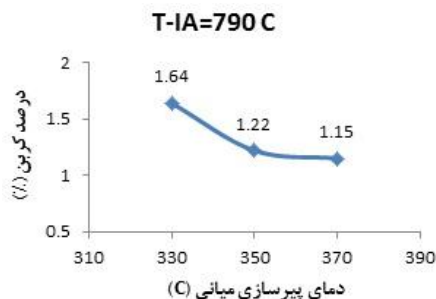
شکل (۱۰): نمونه‌های A تا E پس از انجام تست کشش

شکل (۱۱) نمودار تنش-کرنش برای نمونه‌های A، B و C را نشان می‌دهد که از طریق تست کشش به دست آمده‌اند. استحکام کششی و درصد ازدیاد طول این نمونه‌ها در شکل (۱۲) آمده است. همانطور که در این شکل‌ها دیده می‌شود نمونه B بیشترین (۷۴۰ مگا پاسکال) و نمونه A کمترین استحکام کششی (۶۵۰ مگا پاسکال) را دارند. علت بالا بودن استحکام نمونه B به دلیل بالا بودن مقدار آستنیت باقیمانده در آن می‌باشد. درصد ازدیاد طول نمونه B برابر ۲۹ درصد است که بسیار مناسب می‌باشد اما در مقایسه با دو نمونه A و C که به ترتیب دارای ۳۸ و ۴۰ درصد ازدیاد طول می‌باشند، شکل پذیری کمتری دارد.

۳۵۰ و ۳۷۰ درجه می‌باشد. شکل (۴) الگوی پراش حاصل آزمایش XRD برای نمونه‌های D، B و E را نشان می‌دهد. مقدار آستنیت باقیمانده در ریزساختار این نمونه‌ها در شکل (۸) آمده است. با توجه به این شکل مقدار آستنیت باقیمانده با بالا رفتن دمای پیرسازی، کاهش می‌یابد. مقدار آستنیت در دمای پیرسازی ۳۳۰ درجه برابر ۱۲/۱ درصد و با افزایش دما به ۳۵۰ درجه به ۱۱/۳ کاهش می‌یابد. در پیرسازی تحت دمای ۳۷۰ درجه مقدار آستنیت به ۱۱/۱ می‌رسد. مقدار آستنیت تشکیل شده در مرحله IA و درصد کربن آن برای هر سه نمونه برابر می‌باشد. دمای M_s نیز برای هر سه نمونه برابر ۳۱۰ درجه می‌باشد. اما فاصله دمای پیرسازی میانی با دمای M_s برای نمونه‌های D، B و E به ترتیب برابر ۲۰، ۴۰ و ۶۰ درجه می‌باشد. انتظار می‌رود با کاهش این فاصله مقدار آستنیت باقیمانده افزایش یابد. شکل (۸) موید این ادعا می‌باشد. مطابق شکل (۹) درصد کربن در آستنیت باقیمانده با افزایش دما از ۳۳۰ درجه به ۳۵۰ درجه از ۱/۶۴ به ۱/۲۲ درصد کاهش و در ادامه با افزایش دما به ۳۷۰ تا ۱/۱۵ درصد کاهش می‌یابد.

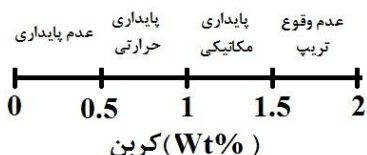


شکل (۸): مقدار آستنیت باقیمانده در نمونه‌های D، B و E



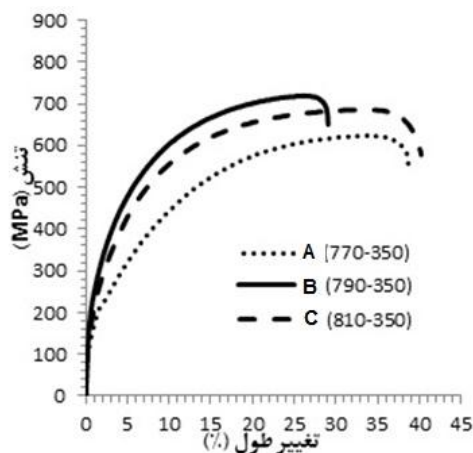
شکل (۹): درصد وزنی کربن در آستنیت باقیمانده در نمونه‌های D، B و E

آستنیت در نمونه C نسبت به دو نمونه دیگر کمتر است اما با توجه به بالا بودن درصد آستنیت باقیمانده در این نمونه نسبت به نمونه A استحکام بالای آن نسبت به نمونه A قابل توجیه می‌باشد. با توجه به نتایج حاصل از مطالعات قبلی [۱۰] می‌توان وضعیت پایداری حرارتی و مکانیکی آستنیت را با درصدهای وزنی مختلف کربن محلول در این فاز به صورت شکل (۱۳) جمع بندی نمود.

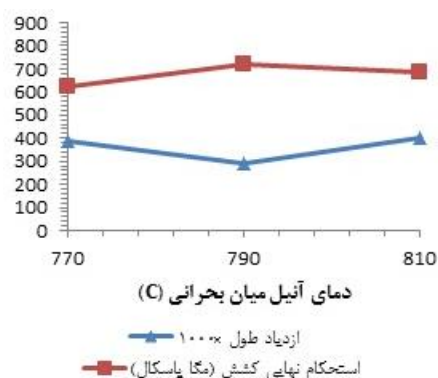


شکل (۱۳): وضعیت پایداری حرارتی و مکانیکی آستنیت را با درصدهای وزنی مختلف کربن محلول در این فاز

شکل (۱۴) نمودار تنش-کرنش برای نمونه‌های D, B و E را نشان می‌دهد که از طریق تست کشش به دست آمده‌اند. استحکام کششی و درصد ازدیاد طول این نمونه‌ها در شکل (۱۵) آمده است. استحکام نمونه D برابر ۸۰۰ مگاپاسکال می‌باشد که با افزایش دمای پیرسازی در نمونه‌های B و E به حدود ۷۴۰ مگاپاسکال می‌رسد. دمای M_s برای این نمونه‌ها برابر 310°C می‌باشد و با نزدیک شدن به دمای M_s در عملیات تشکیل بینیت از آستنیت میزان آستنیت فیلمی شکل نسبت به آستنیت بلوکی افزایش می‌یابد. همانطور که قبلاً گفته شد آستنیت فیلمی شکل دارای کربن محلول بیشتری نسبت به آستنیت بلوکی شکل می‌باشد که باعث افزایش پایداری حرارتی و مکانیکی آن می‌شود. در نتیجه انتظار می‌رود با کاهش دمای پیرسازی میانی و نزدیک شدن آن به M_s با پایداری بیشتر آستنیت در پدیده TRIP مواجه شویم. نتایج حاصل از تست کشش موید این مطلب است. در واقع کاهش استحکام و شکل پذیری با افزایش دمای پیرسازی میانی نه تنها به دلیل کاهش مقدار آستنیت باقیمانده و درصد وزنی کربن محلول در آن بلکه به خاطر تمایل مورفولوژی آستنیت از بلوکی به فیلمی شکل نیز می‌باشد.



شکل (۱۱): نمودار تنش-کرنش برای نمونه های A, B و C



شکل (۱۲): استحکام کششی و درصد ازدیاد طول برای نمونه‌های A, B و C

استحکام و شکل پذیری ارتباط مستقیم و معناداری با ریزساختار دارد. با افزایش درصد آستنیت باقیمانده در ریزساختار استحکام افزایش می‌یابد که علت آن به رخ دادن پدیده TRIP مربوط می‌گردد. با اعمال نیروی مکانیکی ماده شروع به لغزش می‌کند و این کرنش پلاستیکی موجب استحاله آستنیت به مارتنزیت می‌گردد و سبب تاخیر در گلوبی شدن و افزایش تنش تسلیم می‌شود. مقدار فاز فریت نیز در شکل پذیری فولاد بسیار موثر است. در نمونه B مقدار فاز فریت نسبتاً کم است و این باعث می‌شود شکل پذیری آن کاهش یابد. همچنین پدیده TRIP در نمونه A به دلیل بالا بودن درصد کربن در آستنیت باقیمانده و در نتیجه پایداری مکانیکی بالای آن، با سرعت کمتری اتفاق افتاده و ضمن افزایش استحکام باعث بهبود شکل پذیری نیز می‌شود. هرچند درصد کربن

پیرسازی میانی و اختلاف آن با دمای شروع استحاله مارتنزیتی و دمای شروع استحاله بینیتی عامل مهمی در مقدار بینیت تشکیل شده و مورفولوژی و درصد حجمی آستنیت باقیمانده ایفا می‌کند که در تحقیقات پیشین کمتر مورد توجه قرار گرفته است.

در این مقاله علاوه بر بررسی اثر شرایط مختلف آنیل میان بحرانی بر روی دمای شروع استحاله مارتنزیتی و دمای شروع استحاله بینیتی و لحاظ آن در انتخاب دماهای مختلف پیرسازی میانی، اثرات عملیات حرارتی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد TRIP با ترکیب Fe-0.2C-1.6Mn-1.4Si، مورد مطالعه قرار گرفته است.

برای اندازه گیری مقدار آستنیت باقیمانده از آزمایش پراش اشعه ایکس استفاده شد. استحکام و شکل پذیری فولادها نیز از طریق تست کشش حاصل شدند.

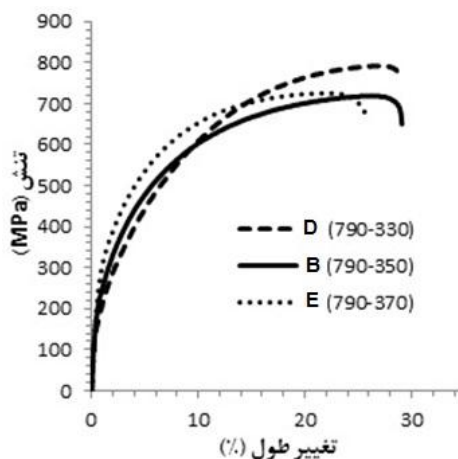
با افزایش دمای آنیل میان بحرانی مقدار آستنیت باقیمانده ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. درصد کربن آستنیت نیز به همین شکل با دما تغییر می‌کند. از بین دماهای ۷۷۰، ۷۹۰ و ۸۱۰ بیشترین مقدار آستنیت مربوط به دمای ۷۹۰ می‌باشد. به تبع مقدار آستنیت باقیمانده و درصد کربن استحکام نیز ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. شکل پذیری اما ابتدا کاهش و سپس افزایش میابد که کم بودن شکل پذیری در دمای ۷۹۰ درجه به دلیل پایین بودن مقدار فریت در ریزساختار آن می‌باشد.

با افزایش دمای پیرسازی فاصله این دما با دمای شروع استحاله مارتنزیتی افزایش می‌یابد که این فرصت بیشتری برای تشکیل بینیت از آستنیت را می‌دهد و در نتیجه مقدار آستنیت باقیمانده کاهش می‌یابد. با کاهش مقدار آستنیت باقیمانده، استحکام و شکل پذیری نیز کاهش می‌یابد. در دمای پیرسازی ۳۳۰ درجه فولاد دارای بیشترین مقدار آستنیت و بالاترین استحکام می‌باشد.

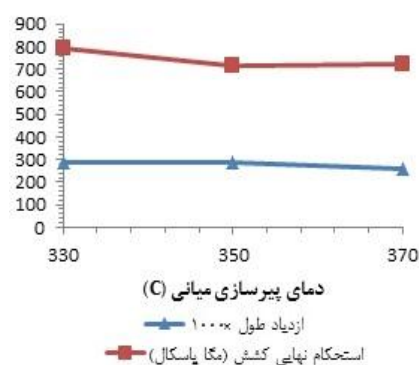
۹- مراجع

[1] Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R. (2006), "Steels: Microstructure and Properties", 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.

[2] Shena, Y.F., Qiu, L.N., Sun, X., Zuo, L., Liaw, P.K. and Raabe, D. (2015), "Effects of Retained Austenite Volume Fraction, Morphology, and Carbon Content on Strength and Ductility of Nano Structured TRIP-Assisted



شکل (۱۴): نمودار تنش-کرنش برای نمونه‌های D, B و E



شکل (۱۵): استحکام کششی و درصد ازدیاد طول برای نمونه‌های D, B و E

۸- نتیجه گیری و جمع بندی

کاربرد فولادهای TRIP به دلیل دارا بودن ترکیب بسیار مناسبی از استحکام و شکل پذیری رو به افزایش می‌باشد. آستنیت باقیمانده در ریزساختار علت اصلی خواص مکانیکی مناسب این فولادها می‌باشد. ریزساختار خاص فولادهای TRIP از طریق یک عملیات حرارتی دو مرحله ای شامل آنیل میان بحرانی و پیرسازی میانی حاصل می‌گردد. دمای هریک از این مراحل تاثیر به سزایی بر ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی دارد.

در مطالعات پیشین تاثیر دمای عملیات آنیل میان بحرانی بر دمای شروع استحاله مارتنزیتی و دمای شروع استحاله بینیتی که نقشی تعیین کننده در انتخاب دمای پیرسازی میانی دارد به صورت دقیق لحاظ نگردیده است. دمای



- [17] Emadoddin, E., Akbarzadeh, A. and Daneshi, G. (2006), "Effect of Intercritical Annealing on Retained Austenite Characterization in Textured TRIP-Assisted Steel Sheet", *Materials Characterization*, Vol. 57, pp. 408-413.
- [18] Zhu, R., Li, S. and Karaman, I. (2012), "Multi-Phase Microstructure Design of a Low-Alloy TRIP-Assisted Steel Through a Combined Computational and Experimental Methodology", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 3022-3033.
- [19] Bhadeshia HKDH (1983) program MAP_STEEL_MUCG83. <http://www.jwri.osakau.ac.jp/map/steel/programs/mucg83.html>. Accessed Juli, 10 2015
- [20] ASTM (2010), "E975-03. Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation".
- [21] ASTM (2010), "E8M-09. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials".
- [22] Bhadeshia, H.K.D.H. (2001), "Bainite in Steels", 3th Edn. Maney, Institute of Materials.
- [23] Bhadeshia, H.K.D.H. and Edmonds, D. (1980), "The Mechanism of Bainite Formation in Steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 28, pp. 1265-1273.
- [24] Yescas, M.A. and Bhadeshia, H.K.D.H. (2002), "Model for the Maximum Fraction of Retained Austenite in Austempered Ductile Cast Iron", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 333, pp. 60-66.
- [25] Gaude-Fugarolas, D. and Jacques, P.J. (2006), "A New Physical Model for the Kinetics of the Bainite Transformation", *ISIJ International*, Vol. 46, pp. 712-717.
- Steels", *Materials Science AND Engineering: A*, Vol. 636, pp. 551-564.
- [3] Zackay, V., Parker, E., Fahr, D. and Bush, R. (1967), "The Enhancement of Ductility in High Strength Steels", *Transactions of the ASM*, Vol. 60, pp. 252-312.
- [4] Jacques, P.J. (2004), "Transformation-Induced Plasticity for High Strength Formable Steels", *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, Vol. 8, pp. 259-265.
- [5] Lomholt, T.C., Adachi, Y., Peterson, J., Steel, R., Pantleon, K. and Somers, M.A. (2011), "Microstructure Characterization of Friction Stir Spot Welded TRIP Steel", *Advanced Materials Research*, Vol. 409, pp. 275-280.
- [6] Ran, Q.X., Xu, Y.L., Li, J., Wan, J.Q., Xiao, X.S., Yu, H.F. and Jiang, L.Z. (2014), "Effect of Heat Treatment on Transformation-Induced Plasticity of Economical Cr19 Duplex Stainless Steel", *Materials and design*, Vol. 56, pp. 959-965.
- [7] Wang, M.-M., Tasan, C.C., Ponge, D., Kostka, A. and Raabe, D. (2014), "Smaller Is Less Stable: Size Effects on Twinning Vs. Transformation of Reverted Austenite in TRIP-Maraging Steels", *Acta Materialia*, Vol. 79, pp. 268-281.
- [8] Lacroix, G., Pardoën, T. and Jacques, P.J. (2008), "The Fracture Toughness of TRIP-Assisted Multiphase Steels", *Acta Materialia*, Vol. 56, pp. 3900-3913.
- [9] Ryu, J.H., Kim, D.I., Kim, H.S., Bhadeshia, H.K.D.H. and Suh, D.W. (2010), "Strain Partitioning and Mechanical Stability of Retained Austenite", *Scripta Materialia*, Vol. 63, pp. 297-299.
- [10] Reisner, G., Werner, E.A., Kerschbaummayr, P., Papst, I. and Fischer, F.D. (1997), "The Modeling of Retained Austenite in Low-Alloyed TRIP Steels", *Journal of the Minerals Metals and Materials Society*, Vol. 49, pp. 62-83.
- [11] Chatterjee, S. (2006), "Transformations in TRIP-Assisted Steels: Microstructure and Properties", University of Cambridge, Cambridge.
- [12] Sugimoto, K., Usui, N., Kobayashi, M. and Hashimoto, S. (1992), "Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-Aided Dual-Phase Steels", *ISIJ International*, Vol. 32, pp. 1311-1318.
- [13] Luo, H., Dong, H. and Huang, M. (2015), "Effect of Intercritical Annealing on the Lüders Strains of Medium Mn Transformation-Induced Plasticity Steels", *Materials and Design*, Vol. 83, pp. 42-48.
- [14] Lee, S. and Cooman, B.C.D. (2013), "On the Selection of the Optimal Intercritical Annealing Temperature for Medium Mn TRIP Steel", *Metallurgical and Materials Transactions: A*, Vol. 44, pp. 5018.
- [15] Jun, H.J., Yakubovsky, O. and Fonstein, N. (2011), "On Stability of Retained Austenite in Medium Mn TRIP Steels", Paper presented at the 1st International Conference on High Manganese Steels, Seoul, Korea.
- [16] Moor, E.D., Matlock, D.K., Speer, J.G. and Merwin, M.J. (2011), "Austenite Stabilization Through Manganese Enrichment", *Scripta Materialia*, Vol. 64, pp. 185-188.

