

## تأثیر چگالی نابجایی‌ها بر رفتار تغییر شکل فولاد بینیتی فوق مستحکم

بهزاد اویشن\*

گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید مدنی آذربایجان، تبریز

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۰۹/۱۵ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۵/۰۳/۰۱)

DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.4.101

**چکیده** - وجود فریت بینیتی و آستنیت پرکربن پایدار در دمای محیط با ابعاد نانومتری در ریزساختار فولادهای بینیتی فوق مستحکم، سبب دستیابی به مجموعه‌ای از خواص استحکامی و انعطافی منحصر به فرد در این دسته از فولادهای نانو ساختار شده است. در این پژوهش تأثیر تغییر چگالی نابجایی‌ها در حین آزمایش کشش در دمای محیط، بر رفتار تغییر شکل فولادهای بینیتی نانو ساختار دما پایین مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج نشان می‌دهند جذب نابجایی‌های تیغه‌های فریت بینیتی توسط آستنیت موجود در اطراف آن‌ها، باعث کاهش کارسختی و در نتیجه افزایش قابلیت فرم پذیری فریت بینیتی در حین تغییر شکل و در نهایت دستیابی به ترکیب مناسبی از استحکام و انعطاف پذیری می‌شود.

واژگان کلیدی: بینیت نانو ساختار، استحکام، انعطاف پذیری، نابجایی، کارسختی

## Effect of Dislocation Density on Deformation Behavior of Super Strong Bainitic Steel

B. Avishan\*

Department of Materials Engineering, Azarbaijan Shahid Madani University, Tabriz, Iran

**Abstract:** Presence of nanoscale bainitic ferrites and high carbon retained austenites that are stable at ambient temperature within the microstructures of super strong bainitic steels makes it possible to achieve exceptional strengths and ductility properties in these groups of nanostructured steels. This article aims to study the effect of the dislocation density variations during tensile testing in ambient temperature on deformation behavior of nanostructured low temperature bainitic steels. Results indicate that

\* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: avishan@azaruniv.ac.ir

*dislocation absorption from bainitic ferrite subunits by surrounding retained austenite reduces the work hardening and therefore increases the formability of bainitic ferrite during deformation, which in turn results in a suitable combination of strength and ductility.*

**Keywords:** Nanostructured bainite, Strength, Ductility, Dislocation, Work hardening

## ۱- مقدمه

با وجود خواص مکانیکی مناسب در فولادهای بینیتی معمولی در مقایسه با فولادهای پرلیتی و مارتنزیتی، محدودیت‌هایی نیز وجود دارند. حضور کاربید در این ریزساختار سبب شده است تا خواص مکانیکی و به خصوص خواص انعطاف پذیری تحت تأثیر قرار گیرند. در این راستا و بر اساس پژوهش‌های انجام گرفته قبلی [۱، ۲]، با افزودن مقادیر مناسبی از Al و Si و بدون نیاز به استفاده از عناصر آلیاژی گرانبها، می‌توان از رسوب سمیتیت در فریت بینیتی و آستنیت جلوگیری و فولاد بینیتی عاری از کاربید با خواص مکانیکی بهبود یافته تولید کرد. در چند سال اخیر دسته جدیدی از فولادهای بینیتی عاری از کاربید تحت عنوان فولادهای بینیتی نانو ساختار دما پایین<sup>۱</sup> معرفی شده‌اند که تنها به کمک یک عملیات حرارتی هم‌دما در محدوده دمایی پایین و بدون نیاز به عملیات کار مکانیکی شدید قابل دستیابی هستند [۳-۷]. تشکیل این دسته از فولادها در دمایی در حدود  $\frac{T}{T_m} = 0.25$  برحسب درجه کلوین ( $T_m$  دمای ذوب) که در آن فاصله نفوذی اتم‌های آهن در محدوده دمایی در طی زمان دگرگونی بسیار کم‌تر از فاصله بین اتمی است، امکان‌پذیر است. چنین دمای دگرگونی پایینی سبب می‌شود تا سرعت واکنش با محدودیت همراه باشد. لذا ضروری است تا تمهیداتی اندیشیده شود تا با افزایش نیروی محرکه واکنش و افزودن مناطق جوانه‌زنی فریت بینیتی بر این محدودیت غلبه شود.

استحکام بالای آستنیت و نیروی محرکه بالای جوان زنی در چنین دمایی، سبب شده است تا دست‌یابی به فریت‌های بینیتی ( $\alpha_b$ ) با ضخامتی در حدود ۲۰ نانومتر امکان‌پذیر باشد. مقدار Si در حدود ۱/۵ درصد وزنی در این دسته از فولادهای بینیتی سبب ترغیب پدیده استحاله ناتمام<sup>۲</sup> [۸-۱۰] و وجود آستنیت

پرکربن در ریزساختار در دمای محیط در دو شکل و ریخت شناسی فیلمی ( $\gamma_f$ ) و بلوکی ( $\gamma_B$ ) خواهد شد. نوع اول با ضخامت و جهت‌گیری مشابه با تیغه‌های بینیتی آن‌ها را از یکدیگر جدا می‌کند و مجموع این دو فاز دسته‌های بینیتی<sup>۳</sup> را تشکیل می‌دهند. این در حالی است که نوع بلوکی، شکل جداکننده دسته‌های بینیتی مختلف با جهت‌گیری‌های متفاوت است. نشان داده شده است که دگرگونی بینیتی با جوانه‌زنی شبه تعادلی<sup>۴</sup> تیغه‌های فریت بینیتی از مرز دانه‌های آستنیت اولیه آغاز می‌شود و سپس توسط سازوکار برشی<sup>۵</sup> رشد آن‌ها ادامه می‌یابد [۱۱-۱۳]. این در حالی است که با کاهش دمای دگرگونی، نیروی محرکه جوانه زنی فریت افزایش می‌یابد و در نتیجه مقدار بیش‌تری تیغه فریت بینیتی حاصل می‌شود. ضمن این‌که، ضخامت تیغه‌های فریت بینیتی در دمای پایین‌تر نیز کم‌تر خواهد بود. میل به رشد تیغه منفرد بینیتی تا جایی که حرکت فصل مشترک فریت با آستنیت زمینه محدود نشده و همدوسی<sup>۶</sup> آن با زمینه از بین نرفته باشد ادامه خواهد یافت. به سبب ماهیت برشی دگرگونی در حین رشد، ایجاد کرنش‌های به نسبت بزرگ در آستنیت اطراف اجتناب‌ناپذیر است. چنین کرنش‌هایی سبب تغییر شکل مومسان آستنیت، کارسختی آن و به وجود آمدن چگالی بالایی از نابجایی‌ها می‌شود و در نتیجه در حرکت فصل مشترک محدودیت ایجاد می‌کند [۱۴، ۱۵]. با توجه به اینکه حرکت فصل مشترک تیغه‌های بینیتی به سمت آستنیت دارای چگالی بالای نابجایی اتفاق می‌افتد، لذا مشاهده چگالی بالای نابجایی در فریت بینیتی نیز حقیقت غیر قابل انکاری خواهد بود. از طرفی خواص مکانیکی فولادهای بینیتی نانو ساختار، که تحت عنوان فولادهای بینیتی فوق مستحکم<sup>۷</sup> نیز شناخته می‌شوند، تابعی از ریزساختار آن‌ها است [۱۶]. ضخامت و

جدول ۱- درصد وزنی عناصر آلیاژی در ترکیب شیمیایی فولاد

Cr	Mn	Mo	Co	Al	Si	C
۱/۲	۲/۲	۰/۲	۱/۳۵	۰/۸	۱/۶	۰/۸۳

## ۲- مواد و روش‌ها

فولاد خام اولیه با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ در کوره القایی با فرکانس بالا و ظرفیت ۲۰ کیلوگرم تحت محافظت گاز آرگون و ریخته‌گری در قالب فلزی به صورت شمش با سطح مقطع ۷×۵ سانتی متر مربع تهیه شد. استفاده از درصد بالای عنصر کربن به‌عنوان اصلی‌ترین عنصر آلیاژی در فولادهای بینیتی فوق مستحکم در جهت کاهش دماهای  $M_s$  و  $B_s$  و هم‌چنین افزایش سختی پذیری و افزایش استحکام آستنیت اولیه ضروری بوده است. ضمن اینکه ۱/۶ درصد وزنی عنصر Si برای جلوگیری از رسوب سمیتیت و افزایش درصد کربن محلول در آستنیت به ترکیب شیمیایی اضافه شد. پس از عملیات همگن سازی در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد برای مدت زمان ۳ ساعت، ضخامت نهایی فولادهای ریخته‌گری شده تحت عملیات نورد گرم به حدود ۱۰ میلی‌متر کاهش داده شد و ریزساختار ریختگی به ریزساختار کارشده تبدیل شد. مقدار دمای  $M_s$  نظری فولاد توسط مدل ترمودینامیکی MUCG83 [۱۸] در حدود ۱۱۷ درجه سانتی‌گراد تعیین و توسط آزمایش عملی صحه گذاری شد. براین اساس و بر پایه عملیات حرارتی طراحی شده، نمونه‌های آزمایشی پس از آستنیت شدن در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد برای مدت ۱۵ دقیقه، بلافاصله در دماهای ۲۲۰، ۲۷۰ و ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد سرد شدند و به ترتیب به مدت زمان‌های ۷، ۱۵ و ۷ ساعت تحت عملیات حرارتی هم‌دمای بینیتی قرار گرفتند. برای انجام عملیات حرارتی آستنیت و هم‌دمای بینیتی از کوره‌های حمام نمک به ترتیب با ترکیب‌های ۵۰٪ کلرید سدیم + ۵۰٪ کربنات سدیم و ۵۵٪ نیترات پتاسیم + ۴۵٪ نیترات سدیم استفاده شد. استفاده از این کوره‌ها امکان گرم شدن یکنواخت و هم‌چنین جلوگیری از اکسید شدن شدید نمونه‌های آزمایشی را فراهم ساخت. ضمن

درصد حجمی تیغه‌های فریت بینیتی عامل اصلی در تعیین خواص استحکامی و مقدار فاز آستنیت موجود در ریزساختار عامل تعیین کننده در انعطاف‌پذیری این دسته از فولادها هستند. وجود فریت‌های بینیتی با ضخامت کم‌تر و با درصد حجمی بیش‌تر سبب بالاتر رفتن استحکام در این فولادها می‌شود. در کنار تأثیر بسیار زیاد فریت بینیتی بر خواص استحکامی، عواملی هم‌چون استحکام ذاتی شبکه آهن، تشکیل مارتنزیت در نتیجه پدیده مومسانی استحاله‌ای<sup>۱</sup> (TRIP)، مقاومت بالای ایجاد شده در برابر حرکت نابجایی‌ها ناشی از وجود عناصر آلیاژی جانشین و هم‌چنین وجود جنگل‌های نابجایی نیز در این راستا بی‌تأثیر نیستند. بدیهی است که جایگزینی آستنیت نرم با مارتنزیت سخت در ریزساختار سبب افزایش استحکام و سختی خواهد شد. ضمن اینکه، تولید چگالی بالای نابجایی‌ها در اثر کرنش بسیار بالا در ریزساختار در نتیجه تشکیل مارتنزیت، می‌تواند سبب افزایش نرخ کارسختی نیز شود. بنابراین پدیده TRIP با تأثیر بر روی کارسختی و به تأخیر انداختن پدیده گلویی، انعطاف‌پذیری را نیز تحت تأثیر قرار دهد [۱۷]. مجموع این عوامل سبب شده است تا دستیابی به استحکام تسلیم در حدود ۱/۲-۱/۵ گیگاپاسکال و استحکام کششی در حدود ۲/۵-۱/۶ گیگاپاسکال محتمل شود. ضمن اینکه خواص استحکامی اشاره شده در کنار ازدیاد طول یکنواخت قابل توجهی در حدود ۳۰-۵۰ درصد، این مواد را به‌عنوان جانشینی مناسب برای فولادهای گران قیمت مطرح کرده است.

مطالعه انعطاف‌پذیری در فولادهای بینیتی فوق مستحکم، به‌طور عمده وابسته به مطالعه تغییر شکل فریت بینیتی و آستنیت پرکربن موجود در ریزساختار است. در این پژوهش رفتار مکانیکی دسته‌ای از فولادهای بینیتی نانو ساختار در حین تغییر شکل کششی تک محوری در دمای محیط بررسی و نقش تغییرات چگالی نابجایی‌ها در مراحل مختلف کرنش کششی بر این رفتار ارزیابی شده است.

اینکه انتقال نمونه‌ها از کوره آستنیت به کوره آستمبر به سرعت انجام پذیرفت تا از تشکیل هرنوع ریزساختاری به جز بینیت قبل از رسیدن دمای نمونه به دمای عملیات حرارتی جلوگیری به عمل آید.

آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی با استفاده از روش استاندارد و محلول اچ نایتال ۲ درصد برای ظاهرسازی ریزساختار بینیتی انجام پذیرفت. بررسی‌های ریزساختاری اولیه با استفاده از میکروسکوپ نوری و بررسی‌های دقیق تر در بزرگ‌نمایی‌های بالاتر توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل JEM 2010™ انجام گرفت. از تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری برای تعیین اندازه ضخامت  $\alpha_b$  و  $\gamma_f$  استفاده شد. برای این منظور از روش تقاطع خطی میانگین<sup>۹</sup> [۱۹] استفاده شد که در آن کوتاه ترین فاصله به صورت عمود بر محور طولی هرکدام از این فازها اندازه‌گیری شد. با وجود این برای بررسی ضخامت واقعی در سه بعد و با توجه به شکل دیسکی تیغه‌ها، اعمال تصحیح در مقادیر به دست آمده و بر اساس روش اشاره شده ضروری است، چرا که ضخامت‌های اندازه‌گیری شده، در سطح مقاطع دو بعدی و با برش اتفاقی در زوایای مختلف انجام گرفته است. بنابراین طبق رابطه ۱ می‌توان ضخامت اندازه‌گیری شده در تصاویر میکروسکوپی الکترونی  $(\bar{L}_T)$  را به ضخامت واقعی تیغه‌ها در سه بعد (t) ارتباط داد [۱۹]:

$$\bar{L}_T = \frac{\pi}{2} \times t \quad (1)$$

از آزمایش پراش پرتو ایکس (XRD) برای اندازه‌گیری درصد حجمی هرکدام از فازهای فریت بینیتی و آستنیت پرکربن پایدار در دمای محیط و میکروکرنش موجود در در هرکدام از آن‌ها استفاده شد. برای این منظور از دستگاه XRD مدل Bruker-Axs D8 Advance™ و تابش  $\text{Cu K}\alpha$ ، شدت جریان ۴۰ میلی‌آمپر و ولتاژ ۴۰ کیلوولت استفاده شد. آزمایش XRD در بین زوایای  $2\theta$  مابین ۱۰۱-۴۰ درجه و با طول گام ۰/۰۳° و زمان جاروب ۳ ثانیه بر هر گام انجام پذیرفت و درصد حجمی هرکدام از فازهای فریت بینیتی و آستنیت

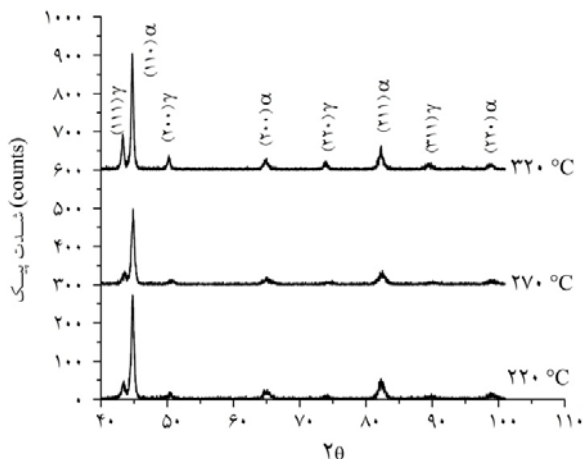
پرکربن مطابق استاندارد ASTM E975-84 و با استفاده از روش مقایسه مستقیم [۲۰] محاسبه شد. برای این منظور از مساحت زیر پیک‌های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) آستنیت و (۲۰۰)، (۲۱۱) و (۲۲۰) فریت استفاده شد. برای بررسی چگالی نابجایی‌های موجود در ریزساختار، مقدار میکروکرنش بر اساس روش ویلیامسون-هال<sup>۱۰</sup> [۲۱] و از طریق محاسبه شیب منحنی  $\beta_{hkl}$   $\cos\{\theta_{hkl}\}$  بر حسب  $\sin\{\theta_{hkl}\}$  محاسبه شد که  $\theta$  همان زاویه براگ و متغیر  $\beta$  نیز عرض انتگرالی پیک هستند. طبق رابطه ۲، مقدار میکروکرنش ( $\epsilon$ ) با ریشه دوم چگالی نابجایی‌ها ( $\rho$ ) نسبت مستقیم دارد. در این رابطه  $b$ ، بردار برگرز است [۲۲]:

$$\rho = \frac{6\pi\epsilon^2}{b^2} \quad (2)$$

نمونه‌های کشتی با سطح مقطع دایره‌ای با قطر ۵ و طول سنجه ۱۵ میلی‌متر در جهت طولی نمونه‌های نورد شده تهیه و در هرکدام از دماهای عملیات حرارتی و در زمان‌های مربوطه عملیات حرارتی شدند. آزمایش کشش کامل و کشش مرحله‌ای در دمای محیط و با استفاده از کشیدگی سنج<sup>۱۱</sup> انجام پذیرفت. نرخ کرنش اعمالی  $0.004 \text{ S}^{-1}$  بود.

### ۳- نتایج و بحث

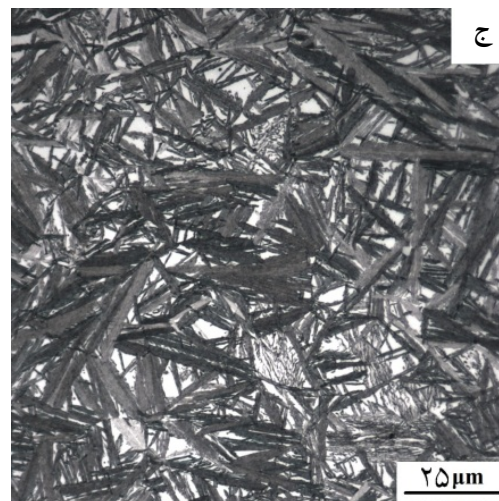
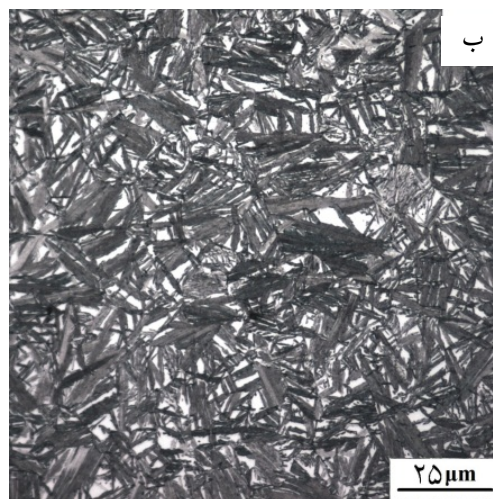
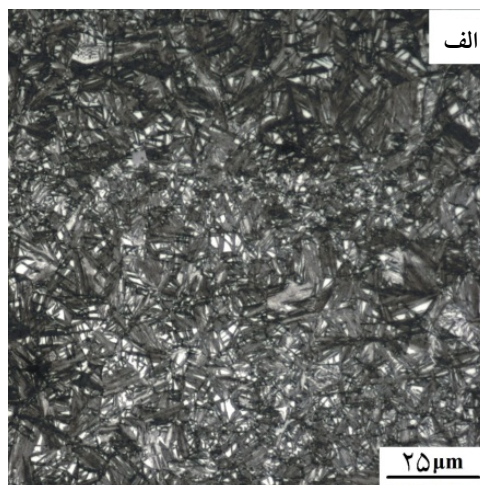
شکل ۱، تصاویر میکروسکوپی نوری ریزساختار فولادهای عملیات حرارتی شده در هرکدام از دماهای عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. مطابق تصاویر، دیده می‌شود که ریزساختار به دست آمده در هر سه دما، متشکل از دسته‌های بینیتی (مناطق تیره رنگ) است که در زمینه‌ای از آستنیت پرکربن پایدار در دمای محیط (مناطق با رنگ روشن) پخش شده‌اند که در تطابق کامل با الگوهای (XRD) پراش پرتو ایکس به دست آمده در شکل ۲ هستند که پیک‌های مربوط به دو فاز فریت بینیتی و آستنیت پر کربن پایدار در دمای محیط در آن مشخص شده‌اند. نتایج XRD و تصاویر میکروسکوپ نوری نشان می‌دهند که با کاهش دمای دگرگونی و به سبب افزایش نیروی محرکه جوانه‌زنی بینیت، مقدار فریت بینیتی افزایش و به تبع آن آستنیت باقی‌مانده



شکل ۲- الگوی XRD نمونه‌های عملیات حرارتی شده

کاهش پیدا کرده‌اند. بررسی الگوی XRD هم‌چنین نشان داد که درصد حجمی فاز آستنیت در ریزساختار هر کدام از فولادهای عملیات حرارتی شده در دماهای سه گانه ۲۲۰، ۲۷۰ و ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد به ترتیب برابر ۳۲، ۳۷ و ۴۸ درصد بوده است. ضمن اینکه ریزساختار به دست آمده در دماهای بالاتر شامل آستنیت‌های بلوکی درشت‌تر و ریزساختار خشن‌تری است.

آستنیت موجود در ریزساختار این فولادها را باید در دو گروه آستنیت بلوکی و فیلمی شکل دسته‌بندی کرد. نوع اول در بین دسته‌های بینیتی پخش شده‌اند که در تصاویر میکروسکوپی نوری به صورت نواحی سفید رنگ دیده می‌شوند. در حالی که نوع دوم که توسط تصاویر TEM از داخل دسته‌های بینیتی قابل مشاهده هستند در جهت‌های بلوری مشابه با تیغه‌های بینیتی به صورت یک در میان قرار گرفته‌اند. نمونه‌ای از تصاویر TEM در شکل ۳ نشان داده شده‌اند که فریت‌های بینیتی به صورت لایه‌های روشن و آستنیت‌های فیلمی شکل به صورت لایه‌های تیره‌تر مشخص هستند. اندازه گیری ضخامت تیغه‌های بینیتی نشان می‌دهند که دستیابی به فریت‌های بینیتی با ضخامتی در حدود ۴۷، ۵۸ و ۷۸ نانومتر و فیلم‌های آستنیتی با ضخامت مشابه به ترتیب در دماهای ۲۲۰، ۲۷۰ و ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد

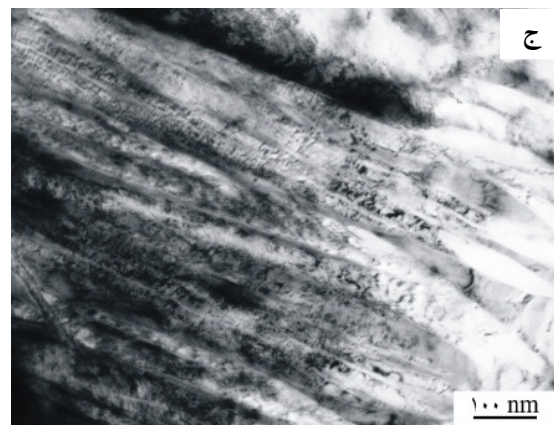
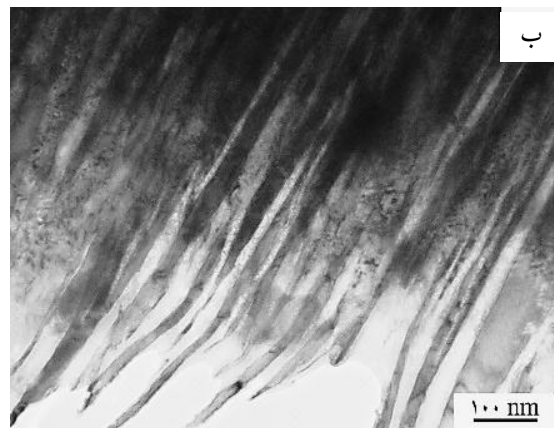
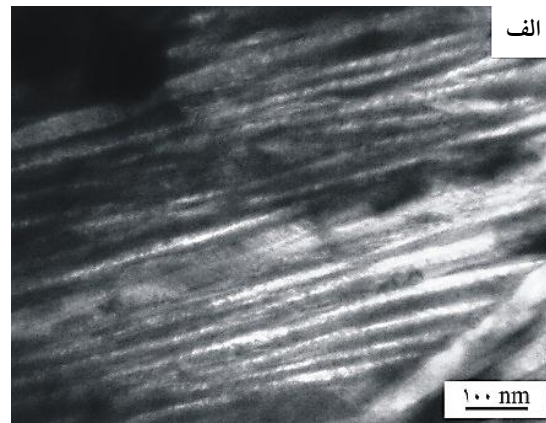


شکل ۱- تصاویر میکروسکوپی نوری فولادهای عملیات حرارتی شده در دماهای (الف) ۲۲۰، (ب) ۲۷۰ و (ج) ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد

اطراف تیغه‌های بینیتی است که کنترل کننده افزایش ضخامت تیغه‌ها در حین رشد آن‌ها است. عامل دوم نیز چگالی بالای نابجایی‌هایی است که در حین دگرگونی برشی تشکیل تیغه‌های بینیتی و در نتیجه تغییر شکل مومسان آستنیت اطراف تیغه‌ها در اثر این دگرگونی برشی، در آستنیت به وجود آمده‌اند [۲۳، ۲۴]. در این میان افزایش استحکام آستنیت در دماهای کم‌تر عملیات حرارتی از پیشروی بیش‌تر فصل مشترک فریت - آستنیت جلوگیری کرده و سبب دستیابی به  $\alpha_b$  و  $\gamma_f$  با ضخامت کم‌تر شده است. به همین سبب است که کاهش دمای دگرگونی از ۳۲۰ تا ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد، با کاهش ضخامت  $\alpha_b$  همراه بوده است. از سوی دیگر چگالی نابجایی‌های تولید شده در نتیجه تسلیم آستنیت نیز در دماهای پایین‌تر دگرگونی بیش‌تر است و نقش موثرتری در جلوگیری از حرکت فصل مشترک و کاهش ضخامت تیغه‌های بینیتی دارند، زیرا آستنیت کارسخت شده با استحکام بالاتر در برابر پیشروی فصل مشترک آستنیت - فریت مقاومت بیش‌تری نشان می‌دهد. وجود چگالی بالای نابجایی تولید شده به صورت مناطق و خطوط تیره رنگ در هم تنیده در داخل تیغه‌های فریتی و فیلم‌های آستنیت در ریزساختار در تصاویر TEM در شکل ۳ کاملاً مشهود است.

عامل مهم دیگری که باید در تحلیل تاثیر چگالی نابجایی‌ها بر ضخامت تیغه‌های فریت بینیتی موجود در نظر گرفته شود، به دام افتادن کربن در نابجایی‌ها در فصل مشترک فریت بینیتی با آستنیت است که اخیراً نیز مورد مطالعه قرار گرفته است [۲۵، ۲۶]. به سبب اعوجاج شدیدی که کربن فوق اشباع در ساختار فریت ایجاد می‌کند، تمایل شدیدی برای جذب کربن به میدان تنشی نابجایی‌های موجود در این فاز و تشکیل اتمسفرهای کاترل<sup>۱۱</sup> وجود دارد تا بدین سان سبب کاهش انرژی و پتانسیل شیمیایی شود. چنین پدیده‌ای با کاهش دمای دگرگونی شدیدتر است و وجود چنین اتمسفرهایی باعث مقاومت در برابر رشد بیش‌تر تیغه‌های بینیتی می‌شود.

شکل ۴ و جدول ۲ نتایج آزمایش کشش در دمای محیط را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهند که ریزساختار حاصله شرایط



شکل ۳- تصاویر TEM فولادهای عملیات حرارتی شده در دماهای الف) (۲۲۰، ب) (۲۷۰ و ج) ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد

امکان‌پذیر بوده است.

در توجیه اندازه متفاوت ریزساختار می‌توان به دو عامل اساسی تأثیرگذار اشاره نمود. عامل اول استحکام آستنیت



جدول ۲- تغییرات مقدار استحکام تسلیم ( $\sigma_y$ )، استحکام کششی ( $\sigma_{UTS}$ )، درصد ازدیاد طول کل (EI%) و انرژی جذب شده تا نقطه شکست در واحد حجم در نمونه های عملیات حرارتی شده

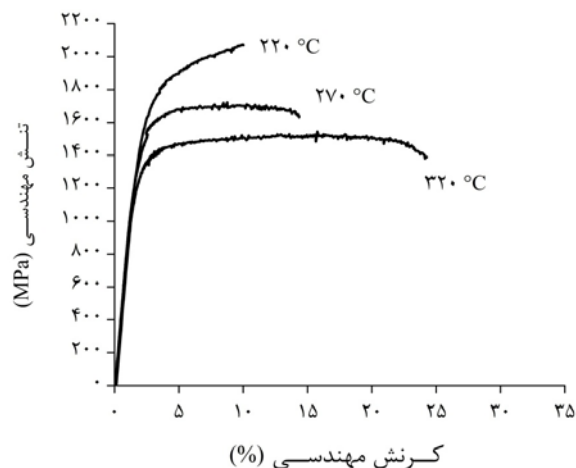
انرژی جذب شده تا شکست در واحد حجم (MJm <sup>-3</sup> )	EI%	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	دمای عملیات حرارتی (°C)
۵۴±۵	۱۰±۲	۲۰۶۰±۲۰	۱۳۶۰±۲۰	۲۲۰
۹۸±۸	۱۳±۱	۱۷۷۲±۲۵	۱۲۷۲±۲۰	۲۷۰
۱۶۹±۸	۲۵±۲	۱۵۳۹±۲۰	۱۰۳۴±۲۵	۳۲۰

بینیتی را نشان می دهد. به طور مشخص، مقدار بیش تری از نایجایی ها در دماهای پایین دگرگونی مطابق آنچه قبلاً ذکر شد وجود دارد. پژوهش های قبلی نشان داده اند که سهم این متغیر در استحکام به دست آمده توسط رابطه ۳ قابل اندازه گیری است [۲۷]:

$$\Delta\sigma = \nu / 34 \times 10^{-6} \rho^{0.5} \quad (3)$$

در این رابطه  $\rho$  چگالی نایجایی های موجود در فریت بینیتی در نمونه عملیات حرارتی شده پس از اتمام دگرگونی بینیتی است. بر این اساس و مطابق شکل ۶، دیده می شود که با کاهش دمای دگرگونی نقش چگالی نایجایی ها در خواص استحکامی افزایش یافته است. چنین رفتاری در تطابق با افزایش مقدار نایجایی های تولید شده در دماهای پایین تر دگرگونی بینیتی است.

آنچه که مشخص است، آستنیت پایدار در دمای محیط به عنوان مهمترین عامل در کنترل انعطاف پذیری فولادهای بینیتی نانو ساختار مطرح است. اگر این فاز به صورت یکنواخت در ریز ساختار توزیع شده باشد، می تواند سبب بهبود انعطاف پذیری شود. هم چنین وقوع پدیده TRIP سبب بهبود بیشتر انعطاف پذیری خواهد شد. با این وجود مطالعه انعطاف پذیری در فولادهای بینیتی نانو ساختار متأثر از عوامل دیگری نیز خواهد بود که در این میان نمی توان از نقش تغییر شکل فریت بینیتی در کنار آستنیت در حین تغییر شکل و تأثیر آن بر افزایش در صد ازدیاد طول کل به سادگی عبور کرد. در سال ۲۰۱۱، ژانگ و همکارانش [۲۸] نقش آستنیت باقی مانده در دمای

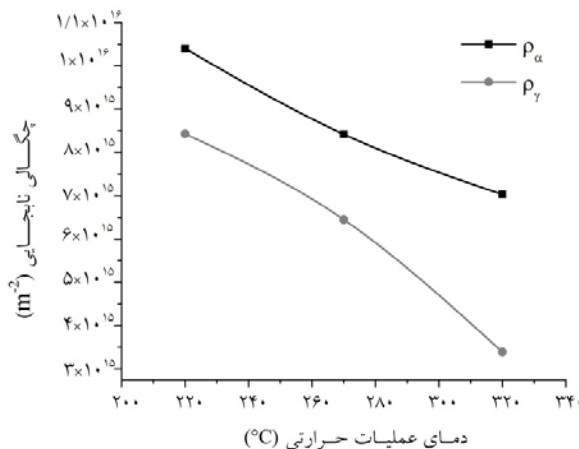


شکل ۴- منحنی های تنش و کرنش حاصل از آزمایش کشش در دمای محیط

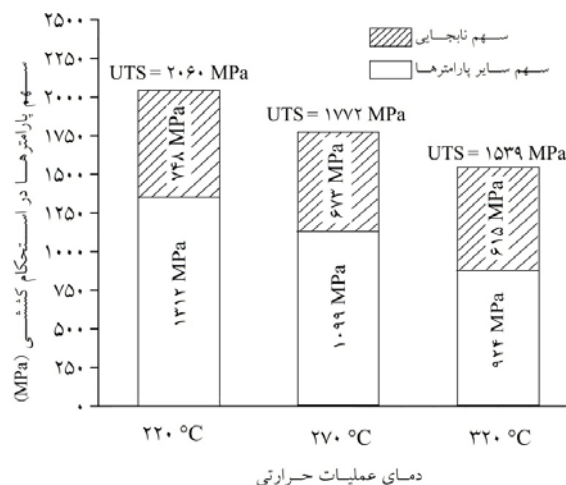
را برای دستیابی به ترکیب مناسبی از استحکام و انعطاف پذیری ممکن ساخته است. با توجه به خروجی آزمایش کشش، کاهش دمای دگرگونی سبب افزایش خواص استحکامی و کاهش مقدار درصد ازدیاد طول کل شده است. ضمن اینکه مقدار انرژی جذب شده تا نقطه شکست در واحد حجم که از طریق محاسبه سطح زیر نمودار تنش - کرنش مهندسی به دست آمده است نیز با کاهش دمای عملیات حرارتی روند کاهشی نشان داده است. همانگونه که قبلاً اشاره شد، عوامل مختلفی بر خواص استحکامی تأثیر دارند. با این وجود نمی توان از نقش نایجایی ها در افزایش استحکام به سادگی گذر کرد. شکل ۵ تغییرات مقدار چگالی نایجایی ها در آستنیت و فریت در فولادهای عملیات حرارتی شده درست پس از اتمام دگرگونی

نانوساختار حاضر نیز فرضیه ارائه شده توسط تست کشش مرحله‌ای بررسی شد. برای این منظور هرکدام از فولادهای بینیتی عملیات حرارتی شده در دماهای سه گانه، تحت کشش مرحله‌ای قرار گرفت. سطح مقطع نمونه‌ها پس از کشش در جهت طولی برش داده شد و در طول ۵ میلی‌متر درست در مرکز طول سنجه تحت بررسی با دستگاه XRD قرار گرفت. چگالی نابجایی‌های اندازه‌گیری شده در هر کدام از فازهای آستنیت و فریت بینیتی بر اساس الگوی پراش پرتو ایکس به‌دست آمده در جدول ۳ آورده شده است.

با توجه به نتایج ارائه شده در جدول ۳، دیده می‌شود که هر دو فاز فریت بینیتی و آستنیت پرکربن در دماهای پایین‌تر عملیات حرارتی دارای چگالی بالاتری از نابجایی‌ها هستند که قبلاً نیز به آن‌ها اشاره شد. ضمن اینکه نتایج نشان می‌دهند که با اعمال کرنش، چگالی نابجایی‌ها در آستنیت افزایش می‌یابد. این در حالی است که در فریت بینیتی چگالی نابجایی‌ها در مراحل اولیه تغییر شکل کاهش و سپس در مراحل بعدی افزایش می‌یابد. مطابق آنچه قبلاً در بررسی‌های قبلی نشان داده شده است [۲۸، ۲۹] و به آن اشاره شد، دلیل چنین رفتاری را در جذب نابجایی‌های فریت بینیتی توسط آستنیت در حین تغییر شکل می‌توان جستجو کرد. آستنیت به‌عنوان فاز نرم تر از فریت بینیتی فوق‌اشباع از کربن، در مراحل ابتدایی شروع به تغییر شکل می‌کند. مطابق آنچه قبلاً اثبات شده است [۲۸، ۲۹]، به سبب ساختار مکعبی با وجوه مرکز دار<sup>۱۳</sup> (FCC) فاز آستنیت و دارا بودن سیستم‌های لغزش متنوع‌تر از فریت بینیتی با ساختار مکعبی مرکز دار<sup>۱۴</sup> (BCC)، آستنیت‌های مجاور تیغه‌های بینیتی این قابلیت را دارند تا مقداری از نابجایی‌های آن‌ها را جذب نمایند و کارسختی فریت را کاهش دهند. چنین رفتاری سبب نرم‌تر شدن فریت بینیتی و افزایش قابلیت تغییر شکل پلاستیک بیش‌تر آن شده، باعث می‌شود تا فریت بینیتی این قابلیت را پیدا کند که به سبب کاهش مقدار کارسختی بتواند بیش‌تر تغییر شکل یابد و در افزایش در صد ازدیاد طول کل نقش موثرتری ایفا نماید. سپس رفته رفته و در مراحل نهایی تغییر شکل فریت



شکل ۵- تغییرات چگالی نابجایی‌ها در فریت ( $\rho_\alpha$ ) و آستنیت ( $\rho_\gamma$ )



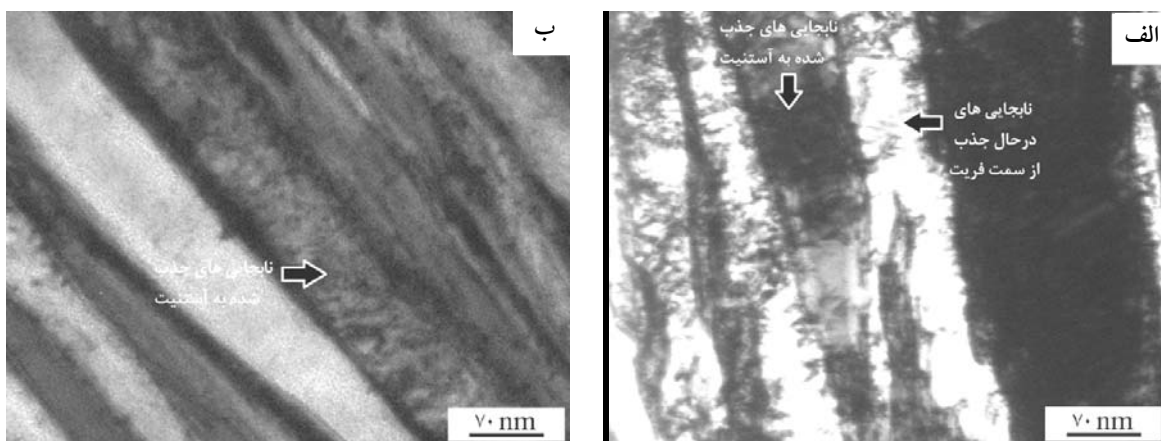
شکل ۶- سهم چگالی نابجایی‌ها در استحکام کششی نمونه‌های عملیات حرارتی شده

محیط بر انعطاف پذیری فولادهای مستحکم مارتنزیتی کوانچ و تمپر شده را بررسی کردند. نتیجه پژوهش‌های آن‌ها نشان داد که آستنیت این توانایی را دارد تا با جذب نابجایی‌های مارتنزیت در حین تغییر شکل سبب کاهش چگالی نابجایی‌های آن شود و در نتیجه با کاهش کارسختی مارتنزیت قابلیت تغییر فرم آن را افزایش دهد. چنین رفتاری بعدها توسط ونگ و همکارانش [۲۹] برای فولادهای بینیتی پر استحکام عاری از کاربید نیز اثبات شد. در همین راستا برای فولادهای بینیتی



جدول ۳- چگالی نابجایی در فریت بینیتی فریت ( $\rho_a$ ) و آستنیت ( $\rho_\gamma$ ) بر حسب  $\text{cm}^{-2}$  در اتمام دگرگونی بینیتی و در مراحل مختلف آزمون کشش

مقدار کرنش	دمای دگرگونی = $220^\circ\text{C}$		دمای دگرگونی = $270^\circ\text{C}$		دمای دگرگونی = $320^\circ\text{C}$	
	( $\rho_\gamma$ )	( $\rho_a$ )	( $\rho_\gamma$ )	( $\rho_a$ )	( $\rho_\gamma$ )	( $\rho_a$ )
صفر	$1.04 \times 10^{12}$	$1.43 \times 10^{11}$	$1.42 \times 10^{11}$	$4.43 \times 10^{11}$	$3.33 \times 10^{11}$	$7.14 \times 10^{11}$
۳٪	$6.22 \times 10^{11}$	$1.21 \times 10^{12}$	$8.82 \times 10^{11}$	$5.55 \times 10^{11}$	$4.12 \times 10^{11}$	$5.47 \times 10^{11}$
۶٪	$6.12 \times 10^{11}$	$1.89 \times 10^{12}$	$9.94 \times 10^{11}$	$5.22 \times 10^{11}$	$5.88 \times 10^{11}$	$5.05 \times 10^{11}$
۹٪	$9.55 \times 10^{11}$	$3.21 \times 10^{12}$	$6.98 \times 10^{11}$	$6.98 \times 10^{11}$	$8.21 \times 10^{11}$	$4.68 \times 10^{11}$
۱۲٪	-	-	$2.88 \times 10^{12}$	$7.33 \times 10^{11}$	$9.28 \times 10^{11}$	$4.49 \times 10^{11}$
۱۵٪	-	-	-	-	$1.33 \times 10^{12}$	$4.44 \times 10^{11}$
۱۸٪	-	-	-	-	$1.87 \times 10^{12}$	$5.24 \times 10^{11}$
۲۱٪	-	-	-	-	$1.87 \times 10^{12}$	$6.66 \times 10^{11}$



شکل ۷- تصاویر TEM نمونه عملیات حرارتی شده در دمای  $320^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد، کرنش یافته به میزان الف) ۶٪ و ب) ۹٪.

کمتر آن‌ها در فریت بینیتی بارز هستند. البته ونگ و همکارانش نشان داده‌اند [۲۹] که برای چنین رفتار و پدیده‌ای، سه شرط اساسی زیر لازم است. اول اینکه باید مقدار آستنیت موجود در ریزساختار بیش‌تر از حداقل  $10\%$  باشد. دوم اینکه آستنیت‌های موجود در ریزساختار حداقل دارای ضخامتی بیش‌تر از  $15-20$  نانومتر باشند و در نهایت شرط سوم این است که فصل مشترک آستنیت و فریت بینیتی دارای ارتباط بلوری همدوس یا نیمه همدوس<sup>۱۵</sup> باشند تا نابجایی‌ها به راحتی بتوانند از مرز بین فریت و آستنیت عبور کنند و جذب آستنیت شوند. هر سه

بینیتی نیز کارسخت شده و شکست نمونه اتفاق خواهد افتاد. برای بررسی بیش‌تر این پدیده در ریزساختار فولاد مورد مطالعه، از TEM استفاده شد. شکل ۷ تصویر TEM قسمتی از ریزساختار درست زیر مقطع شکست نمونه کششی عملیات حرارتی شده در دمای  $320^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد و کرنش یافته به میزان  $6\%$  و  $9\%$  را نشان می‌دهد. مشخص است که چگالی نابجایی‌ها از سمت مرکز فریت به سمت مرز فریت و آستنیت افزایش می‌یابد و نابجایی‌ها در حال جذب به سمت آستنیت هستند. ضمن اینکه چگالی بالای نابجایی در آستنیت و چگالی

نمی‌توان از نقش موثر تیغه‌های بینیتی نیز در افزایش قابلیت تغییر شکل به سادگی عبور کرد. نتایج بررسی‌ها نشان می‌دهند که جذب نابجایی‌های فریت بینیتی توسط آستنیت اطراف این فاز در مراحل ابتدایی تغییر فرم به علت وجود سیستم‌های لغزش متنوع تر در فاز FCC نسبت به BCC سبب کاهش کارسختی و نرم شدن فریت بینیتی می‌شود. چنین فرایندی باعث افزایش ظرفیت تغییر شکل این فاز و در نتیجه ایفای نقش مؤثرتر آن در تغییر شکل فولاد خواهد شد.

### قدردانی

نویسنده مقاله بر خود لازم میداند که از دکتر کارلوس گارسیا ماتئو و پروفیسور فرانسیسکا گارسیا کابایرو در مرکز ملی تحقیقاتی متالورژی شهر مادرید در کشور اسپانیا برای کمک در مورد تهیه تصاویر TEM تشکر و قدردانی نماید.

شرط فوق برای فولادهای حاضر صادق‌اند. همانگونه که اشاره شد، درصد حجمی آستنیت موجود در ریزساختار فولادهای بینیتی فوق مستحکم در پژوهش حاضر در هر سه دمای عملیات حرارتی بالاتر از ۱۰ درصد وزنی است و آستنیت‌های فیلمی شکل به دست آمده دارای ضخامتی در حدود ۴۰ تا ۸۵ نانومتر، بسته به دمای عملیات حرارتی بوده‌اند. ضمن اینکه هم‌دوسی فصل مشترک فریت بینیتی با آستنیت پرکربن و وجود رابطه بلورشناسی  $^{16}KS$  در فولادهای بینیتی فوق مستحکم در بسیاری از بررسی‌های قبلی اثبات شده است [۱۶، ۳۰].

### ۴- نتیجه‌گیری

آستنیت پرکربن پایدار در دمای محیط در ریزساختار فولادهای بینیتی نانو ساختار، مهمترین عامل کنترل‌کننده انعطاف‌پذیری در این دسته از فولادهای فوق مستحکم است. با این وجود

### واژه‌نامه

- |                                                   |                                 |
|---------------------------------------------------|---------------------------------|
| 1. nanostructured low temperature bainitic steels | 9. mean linear intercept method |
| 2. incomplete transformation phenomenon           | 10. Williamson – hall           |
| 3. bainitic sheaves                               | 11. extensometer                |
| 4. paraequilibrium nucleation                     | 12. cottrell atmosphere         |
| 5. shear mechanism                                | 13. face centered cubic         |
| 6. coherency                                      | 14. Body centered cubic         |
| 7. super strong bainitic steels                   | 15. semi coherent               |
| 8. transformation induced plasticity              | 16. Kurdjumov – Sachs           |

### مراجع

1. Khare, S., Lee, K., and Bhadeshia, H.K.D.H., “Carbide-Free Bainite: Compromise between Rate of Transformation and Properties”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, pp. 922-928, 2010.
2. Caballero, F.G., Santofimia, M.J., García-Mateo, C., Chao, J., and De Andrés, C.G., “Theoretical Design and Advanced Microstructure in Super High Strength Steels”, *Materials & Design*, Vol. 30, pp. 2077-2083, 2009.
3. Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G., and Bhadeshia, H.K.D.H., “Low Temperature Bainite”, *Journal de Physique IV*, Vol. 112, pp. 285-288, 2003.
4. Caballero, F. G., Bhadeshia, H.K.D.H, Mawella, K.J.A., Jones, D.G., and Brown, P., “Very Strong Low Temperature Bainite”, *Materials Science and Technology*, Vol. 18, pp. 279-284, 2002.
5. Caballero, F.G., and Bhadeshia, H.K.D.H., “Very Strong Bainite”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 8, pp. 251-257, 2004.
6. Yoozbashi, M.N., and Yazdani, S., “Mechanical Properties of Nanostructured, Low Temperature Bainitic Steel Designed Using a Thermodynamic Model”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, pp. 3200-3205, 2010.
7. Bhadeshia, H.K.D.H., “Properties of Fine-Grained Steels Generated by Displacive Transformation”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 481, pp. 36-39, 2008.

8. Bhadeshia, H.K.D.H., "New Bainitic Steels by Design", *Modelling and Simulation for Materials Design*, Vol. 76, pp. 227-232, 1998.
9. Bhadeshia, H.K.D.H., *Bainite in Steels*, 2nd edn, London, Institute of Materials, 2001.
10. Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C., Santofimia, M., Miller, M., and García de Andrés, C., "New Experimental Evidence on the Incomplete Transformation Phenomenon in Steel", *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 8-17, 2009.
11. Bhadeshia, H.K.D.H., and Edmonds, D., "The Mechanism of Bainite Formation in Steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 28, pp. 1265-1273, 1980
12. Bhadeshia, H.K.D.J., and Christian, J., "Bainite in Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 21, pp. 767-797, 1990.
13. Caballero, F. G., Miller, M., Garcia-Mateo, C., and Cornide, J., "New Experimental Evidence of the Diffusionless Transformation Nature of Bainite", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577, pp. 626-630, 2013.
14. Bhadeshia, H.K.D.H., "The Bainite Transformation: Unresolved Issues", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 273, pp. 58-66, 1999.
15. Chatterjee, S., Wang, H.S., Yang, J.R., and Bhadeshia, H.K.D.H., "Mechanical stabilisation of austenite", *Materials Science and Technology*, Vol. 22, pp. 641-644, 2006.
16. B. Avishan, S., Yazdani, F., Caballero, T , Wang, C., and Garcia-Mateo, "Characterisation of Microstructure and Mechanical Properties in Two Different Nanostructured Bainitic Steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 31, pp. 1508-1520, 2015.
17. Avishan, B., Garcia-Mateo, C., Morales-Rivas, L., Yazdani, S., and Caballero, F.G., "Strengthening and Mechanical Stability Mechanisms in Nanostructured Bainite", *Journal of Materials Science*, Vol. 68, pp. 6121- 6132, 2013.
18. Bhadeshia H.K.D.H.,: Materials Algorithms Project, <https://WWW.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>
19. Chang, L.C., and Bhadeshia, H.K.D.H., "Austenite Films in Bainitic Microstructures", *Materials Science and Technology*, Vol. 11, pp. 874-881, 1995.
20. Cullity, B.D., and Stock, S.R., *Elements of X-Ray diffraction*, Prentice Hall, New York, 2001.
21. Williamson, G.K., and Hall. W.H., "X-ray Line Broadening From Filed Aluminium and Wolfram", *Acta Metallurgica*, Vol. 1, pp. 22-31, 1953.
22. Williamson, G.K., and Smallman, R.E., "III. Dislocation Densities in Some Annealed and Cold-Worked Metals from Measurements on the X-Ray Debye-Scherrer spectrum", *Philosophical Magazine.*, Vol. 1, pp. 34-46, 1956.
23. Singh, S.B., and Bhadeshia, H.K.D.H., "Estimation of Bainite Plate-Thickness in Low-Alloy Steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 245, pp. 72-79, 1998.
24. Cornide, J., Garcia-Mateo, C., Capdevila, C., and Caballero, F.G., "An Assessment of the Contributing Factors to the Nanoscale Structural Refinement of Advanced Bainitic Steels", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577, pp. 43- 47, 2013.
25. Caballero, F.G., Yen, H.W., Miller, M.K., Yang, J.R., Cornide, J., and Garcia-Mateo, C., "Complementary Use of Transmission Electron Microscopy and Atom Probe Tomography for the Examination of Plastic Accommodation in Nanocrystalline Bainitic Steels", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 6117-6123, 2011
26. Caballero, F.G., Miller, M.K., Babu, S.S., and García-Mateo, C., "Atomic Scale Observations of Bainite Transformation in a High Carbon High Silicon Steel", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 381-390, 2007.
27. Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R.W.K., *Steel, Microstructure and properties*, Butterworths-Heinemann (Elsevier), Amsterdam 2006.
28. Zhang, K., Zhang, M., Guo, Z., Chen, N., and Rong, Y., "A New Effect of Retained Austenite on Ductility Enhancement in High-strength Quenching-Partitioning Tempering Martensitic Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 8486-8491, 2011.
29. Wang, Y., Zhang, K., Guo ,Z., Chen, N., and Rong, Y., "A New Effect of Retained Austenite on Ductility Enhancement in High Strength Bainitic Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 552, pp. 288- 294, 2012.
30. Zhang, M.X., and Kelly, P.M., "Crystallography of Carbide-Free Bainite in a Hard Bainitic Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 438, pp. 272-275, 2006.