



بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد Delta-Trip حاوی وانادیم

یاسر امامیان^۱، علیرضا کلاهی^{۲*}، یحیی پالیزدار^۳

۱- دانشجوی دکتری، دپارتمان فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد انرژی، کرج، ایران

۲- استادیار، دپارتمان فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد انرژی، کرج، ایران

۳- دانشیار، دپارتمان فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد انرژی، کرج، ایران

* ایمیل نویسنده مسئول: arkolahi@merc.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

تأثیر عناصر میکرو آلیاژی بر خواص فولادهای استحکام بالا، توسط محققان زیادی بررسی شده است. وانادیم به علت تأثیر مثبت در استحکام دهی محلول جامد، استحکام بخشی رسوب سختی و بهبود ریزدانه‌گی، از اهمیت بالایی برخوردار است ولی به صورت مستقل تأثیر این عنصر بر خواص فولاد delta-Trip بررسی نشده است از این رو در تحقیق حاضر، تأثیر افزودن عنصر وانادیم در مقادیر ۰/۱۲ و ۰/۲۵ درصد وزنی بر خواص مکانیکی و ریزساختار فولاد delta-Trip بررسی شده است. ساختار هر سه فولاد قبل از عملیات حرارتی حاوی فازهای فریت دلتا، فریت آلتروپیک، مارتنزیت و پرلیت بود و سیکل عملیات حرارتی منجر به پایداری فاز آستنیت گردید. افزودن ۰/۱۲ درصد وزنی وانادیم، باعث بهبود خواص مکانیکی شده و بهترین ترکیب استحکام و ازدیاد طول را با استحکام ۸۶۶ مگا پاسکال و ازدیاد طول ۴۱ درصد ایجاد کرده است. افزایش بیشتر وانادیم تا ۰/۲۵ درصد، تأثیر منفی بر خواص مکانیکی داشت. افزایش مقدار وانادیم با تشویق تشکیل فاز مارتنزیت و کاهش درصد آستنیت باقی مانده، خواص مکانیکی را تضعیف کرد؛ ولی مقدار ۰/۱۲ درصد وانادیم با افزایش استحکام از طریق استحکام دهی ناشی از محلول جامد و رسوب سختی، عدم ایجاد ساختار ترد مارتنزیتی و ایجاد ساختار لایه‌ای فریت دلتا، منجر به بهبود خواص مکانیکی شد. فولاد ۰/۱۲ درصد وانادیم با شاخص شکل پذیری ۳۵۷۰۰ MPa% در محدوده‌ی فولادهای پیشرفته استحکام بالا نسل سوم قرار می‌گیرد.

مقاله پژوهشی

دریافت: ۱۳ مهر ۱۴۰۲

پذیرش: ۹ دی ۱۴۰۲

کلیدواژگان:

فولاد Delta-Trip

وانادیم

عملیات حرارتی

شاخص شکل پذیری

Investigating the microstructure and mechanical properties of vanadium bearing Delta-Trip Steel

Yaser Emamian¹, AliReza Kollahi^{2*}, Yahya Palizdar³

1- PhD Student, Nanotechnology and Advanced Materials Department, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

2- Assistant Professor, Nanotechnology and Advanced Materials Department, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

3- Associate Professor, Nanotechnology and Advanced Materials Department, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

* Corresponding Author's Email: arkolahi@merc.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 5 October 2023

Accepted: 30 December 2023

Keywords:

Delta-Trip Steel

Vanadium

Heat Treated

Formability Index

Abstract

Many researchers have investigated the effect of alloying elements on the properties of high-strength steels. Vanadium is of great importance due to its positive effect on solid solution strengthening, precipitation hardening, and grain boundary refinement, but the effect of this element on the properties of delta-trip steel has not been investigated independently, therefore, in this research, the effect of adding 0.12 and 0.25 wt.% vanadium on the microstructure and mechanical properties of a Delta-TRIP steel has been studied. The structure of the three steels before applying the heat treatment cycle consisted of delta-ferrite, allotriomorphic ferrite, martensite, and pearlite. The heat treatment cycle led to the stability of the austenite phase. The addition of 0.12 wt.% V resulted in the enhancement of the mechanical properties so that the best combination of strength (866 MPa) and elongation percentage (41%) was achieved in this steel. Nonetheless, the addition of 0.25 wt.% V deteriorated the mechanical properties since the increase in the vanadium content promoted the formation of martensite, decreased the percentage of the retained austenite, and weakened the mechanical properties. However, adding 0.12 wt.% V improved the mechanical properties since it increased the strength through solid-solution strengthening and precipitation hardening; no brittle martensite was formed, and lamellar δ -ferrite was achieved. The steel containing 0.12 wt.% V, exhibiting a formability index of 35700 MPa%, is in the range of third-generation advanced high-strength steels.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Emamian Y, Kollahi A R, Palizdar Y. Investigating the microstructure and mechanical properties of vanadium bearing Delta-Trip Steel. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2023 December 22;10(10):11-25. doi: 10.22034/IJME.2023.417333.1832 [In Persian]

۱- مقدمه

در طول دو دهه‌ی گذشته، توسعه فولادهایی با استحکام بالا از قبیل فولادهای دو فازی شامل فولادهای فریتی-مارتنزیتی و فریتی-بینیتی [۱، ۲]، فولادهای با پلاستیسیته حاصل از دگرگونی (TRIP) [۳-۵]، فولادهای با فازهای پیچیده^۲ [۶] و ... برای کاربردهای مختلف از اهمیت ویژه‌ای برخوردار بوده است [۷]، تحقیقات در چند دهه اخیر بر روی فولادهای با پلاستیسیته حاصل از دگرگونی سبب بهبود و توسعه چشمگیر خواص مکانیکی این فولادها نظیر رفتار تسلیم پیوسته و افزایش استحکام به همراه قابلیت انعطاف‌پذیری شده است [۸، ۹].

به‌طور کلی با اصلاح ریز ساختار، خواص مکانیکی فولادها به‌طور قابل توجهی تغییر می‌کند و فاکتورهای ریز ساختاری از قبیل نوع فازها، مورفولوژی فازها، کسر حجمی فازها، اندازه و توزیع فازها نقش ویژه‌ای در تعیین خواص مکانیکی فولادها از جمله فولادهای TRIP دارد. کنترل این عوامل کلید بهینه‌سازی و ایجاد خواص مناسب در فولادها می‌باشد [۱].

فولادهای استحکام بالا که اکنون در صنایع خودرو سازی استفاده می‌شود را می‌توان به سه دسته تقسیم کرد: (۱) نسل اول که دارای خواص مکانیکی خوب و قیمت پایینی هستند؛ (۲) نسل دوم که دارای خواص مکانیکی فوق‌العاده خوبی می‌باشند اما گران قیمت هستند و (۳) نسل سوم که به لحاظ خواص مکانیکی نسبت به نسل اول کیفیت بالاتر و در مقایسه با نسل دوم قیمت کمتری دارند [۱۰].

در طول دو دهه‌ی گذشته، فولادهای TRIP به دلیل ترکیب بهتر استحکام و شکل‌پذیری و همچنین کاهش وزن بدون افت خواص، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند [۱۱]. ریز ساختار فولادهای TRIP شامل زمینه فریتی و بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است. آستنیت باقیمانده نیمه پایدار است و تحت شرایط کرنشی می‌تواند با انجام دگرگونی به مارتنزیت تبدیل شود که نتیجه‌ی آن افزایش خواص مکانیکی فولادهای TRIP خواهد بود [۱۲]. نسل جدید فولادهای TRIP که تحت عنوان فولادهای δ -TRIP معرفی می‌شوند، در ریز ساختار خود علاوه بر فریت آلوتروپیک، دارای فریت δ نیز هستند که این فاز در تمام درجه حرارت‌ها حفظ می‌شود چراکه از نظر ترمودینامیکی پایدار می‌باشد [۹]. عنصر اصلی این فولادها آلومینیم است که منجر به پایداری فاز فریت دلتا می‌شود و چگالی فولاد را نیز کاهش می‌دهد [۸].

عناصر میکرو آلیاژی نقش به‌سزایی در پایداری فاز آستنیت باقیمانده و فریت δ دارند که نتیجه‌ی آن ظهور خواص مکانیکی متفاوت در فولادهای δ -TRIP می‌باشد [۱۳]. این فولادها عموماً حاوی ۰/۴ درصد کربن و ۳-۴ درصد وزنی آلومینیم هستند [۱۴]. اخیراً مطالعات جدیدی در رابطه با تأثیر عناصر میکرو آلیاژی بر خواص فولادهای δ -TRIP صورت گرفته است. وانگ^۳ و همکاران [۱۵] تأثیر افزودن عناصر نایوبیم و وانادیم را با مقادیر ۰/۲ درصد وزنی بر خواص مکانیکی فولاد Fe-0.4C-1.6Mn-4.1Al-0.63Si مطالعه کرده‌اند. هر دو فولاد شامل ریز ساختار فریت دلتا، آستنیت باقی‌مانده، فریت آلفا و بینیت بوده‌اند که این فولاد حاوی رسوبات نانو مقیاس (Nb,V)C در ساختار زمینه است. خواص حاصله نظیر استحکام کششی نهایی ۱۰۲۸ مگا پاسکال و ازدیاد طول ۲۶/۷ درصد برای این فولاد گزارش شده است. افزودن عناصر میکرو آلیاژی، باعث افزایش درصد آستنیت باقی مانده شده و منجر به تسریع فرآیند TRIP گردیده است؛ همچنین وجود رسوبات ریز کاربیدی، استحکام کششی را افزایش داده است و در کل افزودن عنصر وانادیم و نایوبیم منجر به بهبود خواص مکانیکی فولاد گردیده است.

تحقیق مشابهی توسط ژنگ^۴ و همکاران [۱۶]، انجام گردیده است. در این تحقیق تأثیر افزودن ۰/۰۳ درصد وزنی عنصر نایبیم و ۰/۰۵ درصد وزنی عنصر تیتانیم بر خواص مکانیکی فولاد Fe-0.36C-1.1Mn-4.1Al-0.38Si بررسی شده است. افزودن میکرو آلیاژها با حفظ میزان آستنیت باقی‌مانده در حدود ۱۳/۵ درصد حجمی، منجر به افزایش تنش تسلیم و استحکام کششی شده است و ازدیاد طول نسبت به نمونه‌ی بدون عناصر آلیاژی، تغییر نکرده است. نمونه‌ی دارای عناصر آلیاژی، دارای استحکام کششی ۱۰۰۳ مگا پاسکال و ازدیاد طول ۳۱/۵ درصد است که نمونه‌ی بدون عناصر آلیاژی دارای استحکام کششی ۹۰۰ و ازدیاد طول ۳۲ درصد می‌باشد.

¹ Transformation-Induced Plasticity

² Complex Phase (CP)

³ Wang

⁴ Zeng

در تحقیق دیگری که توسط پورفرخ^۱ و همکاران انجام شده است [۱۷]، خواص مکانیکی فولاد δ -TRIP حاوی ۰/۰۵ درصد وزنی مولیبدن بررسی شده است. در این تحقیق، پایداری فاز آستنیت در حدود ۲۰ الی ۳۰ درصد بعد از فرآیند بینیتی حاصل شده است و استحاله‌ی فاز آستنیت در حین کشش، باعث بهبود خواص مکانیکی فولاد شده و خواص مطلوب فولادهای نسل سوم حاصل شده است. با توجه به مطالعات بررسی شده در قسمت‌های قبلی، یکی از مکانیسم‌های استحکام بخشی و بهبود خواص مکانیکی فولادهای δ -TRIP، افزودن عناصر میکرو آلیاژی است. عناصر میکرو آلیاژی نظیر Ti، V، Nb و مولیبدن، با استحکام‌بخشی محلول جامد و رسوب سختی و همچنین ریزدانه کردن ساختار، هم باعث بهبود استحکام شده و هم شکل پذیری فولادهای δ -TRIP را بهبود می‌بخشند. از این رو با توجه به مطالعات قبلی که تأثیر عناصر میکرو آلیاژی را بر خواص فولاد δ -TRIP مورد مطالعه قرار داده‌اند، مشخص می‌شود که عناصر میکرو آلیاژی نظیر Ti، Nb و Mo به صورت تنها به ترکیب فولادهای δ -TRIP افزوده شده است و باعث بهبود خواص مکانیکی شده است [۱۵-۲۰] از طرفی برخی منابع تأثیر عناصر میکرو آلیاژی را به صورت چندتایی و دوتایی نیز مورد مطالعه قرار داده‌اند [۲۱، ۲۲] ولی بر اساس اطلاعات و بررسی‌های نویسنده‌ها در زمان انجام تحقیق حاضر، هیچ تحقیق مستقلی به صورت مجزا تأثیر افزودن عنصر وانادیم در مقادیر مختلف را بر خواص مکانیکی و ریز ساختار فولادهای δ -TRIP مورد مطالعه قرار نداده است و این خلأ در مطالعات مرتبط با فولادهای δ -TRIP احساس می‌شود لذا در تحقیق حاضر سعی شده است تا با طراحی ۳ آلیاژ با درصد‌های مختلف عنصر وانادیم، تا حد ممکن تأثیر عنصر وانادیم بر خواص فولاد δ -TRIP مورد مطالعه قرار گیرد. مطالعات فازی و ریز ساختاری توسط XRD و میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی بررسی شده است و بررسی‌های مکانیکی نیز توسط آزمون کشش و سختی سنجی انجام گردیده است.

۲- مواد و روش تحقیق

سه ترکیب با مقادیر مختلف وانادیم، توسط کوره‌ی القایی با خلأ حدود 10^{-3} بار تهیه شدند. شمش‌های ۱۰ کیلوپی با ابعاد $60 \times 80 \times 260 \text{ mm}^3$ تهیه شده از ذوب القایی، برای کاهش میزان سولفور و فسفر، توسط ذوب تحت سرباره، دوباره ذوب شده و داخل قالب فلزی ریخته‌گری شدند. شمش‌های تهیه شده به منظور همگن‌سازی و حذف ساختار و جدایش حاصل از انجماد، در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲/۵ ساعت نگهداری شده و سپس در دمای 150°C نورد داغ شدند. لازم به ذکر است که کمینه‌ی دمای نورد در حدود 900°C بوده است. ابعاد نهایی ورق‌ها بعد از ۶ پاس نورد داغ، $1 \times 10 \times 125 \text{ cm}^3$ بود. ترکیب شیمیایی ورق‌های تهیه شده در جدول ۱ گزارش شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولادهای طراحی شده در تحقیق حاضر

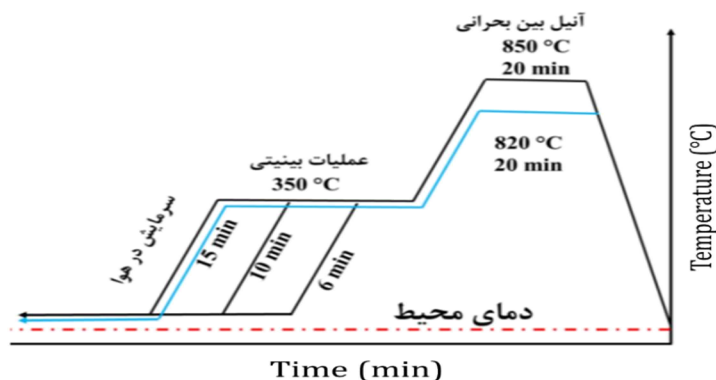
درصد وزنی آلیاژ	C	Si	Mn	Al	V	Fe
0V	۰/۴۱	۰/۷۸	۱/۳۰	۳/۸۳	۰/۰۰	مابقی
12V	۰/۴۲	۰/۸۱	۱/۳۴	۳/۸۶	۰/۱۲	مابقی
25V	۰/۴۱	۰/۸۳	۱/۲۸	۳/۹۱	۰/۲۵	مابقی

از هر سه ورق تهیه شده، توسط وایر کات، بر اساس استاندارد ASTM E8 [۲۳]، نمونه‌های آزمون کشش با عرض و طول سنجه ۶ و ۲۵ میلی‌متر و ضخامت ۲ میلی‌متر تهیه شدند. برای ارزیابی خواص مکانیکی، آزمون کشش تک محوره توسط دستگاه Instron مدل 5500R با سرعت حرکت فک ۲ میلی‌متر بر دقیقه، انجام شد.

جزئیات عملیات حرارتی در شکل ۱ به صورت طرح‌واره نشان داده شده است. ابتدا کوره با مقداری براده‌ی چدن به دما رسیده و به مدت نیم ساعت در دما نگهداری شد. براده‌ی چدن به منظور جلوگیری از اکسیداسیون و دکربوره شدن نمونه در داخل کوره قرار گرفت؛ سپس در کوره باز شده و بلافاصله نمونه‌های وایر کات شده در داخل کوره و روی آجر نسوز قرار گرفته و در کوره بسته شد. بعد از

¹ Pourfarokh

بسته شدن در کوره و رسیدن دمای کوره به دمای عملیات حرارتی، نمونه‌ها به مدت زمان مشخص شده در سیکل عملیات حرارتی، در کوره نگهداری شده و سپس در حمام نمک در دماها و زمان‌های مختلف به منظور ایجاد ساختار بینیتی قرار گرفتند. دو دمای آنیل بین بحرانی (۸۵۰ و ۸۲۰ درجه سانتی‌گراد) با زمان ۲۰ دقیقه و یک دمای بینیتی (۳۵۰ درجه سانتی‌گراد) با ۳ زمان مختلف ۶، ۱۰ و ۱۵ دقیقه، در تحقیق حاضر مورد استفاده قرار گرفت. لازم به ذکر است نتایج قبلی در انتخاب دماها و زمان‌ها مدنظر بوده است [۱۷].



شکل ۱ دماها، زمان‌ها و مسیر انجام عملیات حرارتی

نام‌گذاری نمونه‌ها به این صورت است که نمونه‌های نوردی با عبارت As Rolled مشخص شده‌اند و نمونه‌های عملیات حرارتی نیز بر اساس دما و زمان‌های عملیات حرارتی نام‌گذاری می‌شوند. برای مثال حالت نوردی آلیاژ بدون وانادیم به صورت 0V-As Rolled نشان داده می‌شود و نمونه‌ی آلیاژ حاوی ۰/۱۲ وانادیم که در ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد آنیل شده و به مدت ۱۵ دقیقه تحت سیکل بینیتی قرار گرفته است، با کد 12V-850-20-350-15 نشان داده می‌شود.

بعد از آزمون کشش، مقاطع گیره^۱ (قسمتی از نمونه‌ی آزمون کشش که تحت کرنش قرار نمی‌گیرد) و سنجه^۲ (قسمتی از نمونه‌ی آزمون کشش که حین آزمون کشش تحت کرنش قرار می‌گیرد) نمونه‌ها با بهترین خواص مکانیکی و نمونه‌های نورد شده، جدا شده و تحت آزمون پراش پرتو ایکس^۳ قرار گرفتند و مقاطع میکروسکوپ نوری^۴ و میکروسکوپ الکترونی^۵ نمونه‌ها نیز بررسی شدند. سختی سنجی نمونه‌ها نیز توسط روش ویکرز انجام شد.

الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌ها توسط دستگاه Philips مدل PW3040/60 با استفاده از پرتوی Cu-K α با طول موج 1.5406 Å به دست آمد. پراش هر نمونه در گستره‌ی 2 θ ، از ۴۰ تا ۱۰۰ درجه با اندازه‌ی گام ۰/۰۲ درجه و زمان توقف در هر گام ۰/۵ ثانیه ثبت شد. همچنین تحلیل الگوهای پراش و شناسایی فازها به کمک نرم‌افزار High Score Plus صورت پذیرفت.

مقاطع میکروسکوپی بعد از مانیت‌گیری، سنباده‌زنی و پولیش سطحی، توسط محللول نایتال ۳ درصد، به مدت ۲۰ ثانیه حکاکی شدند. از میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی استفاده شد. سختی سنجی نیز توسط روش ویکرز با میزان اعمال بار ۱۰ کیلوگرم و مدت‌زمان ۳۰ ثانیه انجام گردید.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- خواص مکانیکی نمونه‌های نوردی

نمودار تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های نوردی در شکل ۲ نشان داده شده است. هر سه فولاد در حالت نوردی، رفتار ترد از خود نشان داده‌اند؛ به‌گونه‌ای که ازدیاد طول نمونه‌ها برای فولاد 0V و 12V در حدود ۱۴ درصد و برای فولاد 25V نیز حدود ۶ درصد بوده است. رفتار کششی فولادهای 0V و 12V شبیه به هم است ولی فولاد 25V خواص مکانیکی بسیار ضعیف‌تری در مقایسه با دو فولاد دیگر

¹ Gripper (Non Deformed)

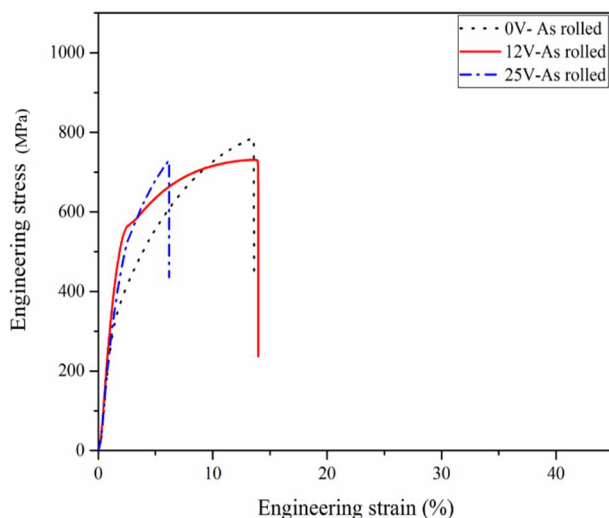
² Gauge (Deformed)

³ X-Ray Diffraction Analysis (XRD)

⁴ Optical Microscopy (OM)

⁵ Scanning Electron Microscopy (SEM)

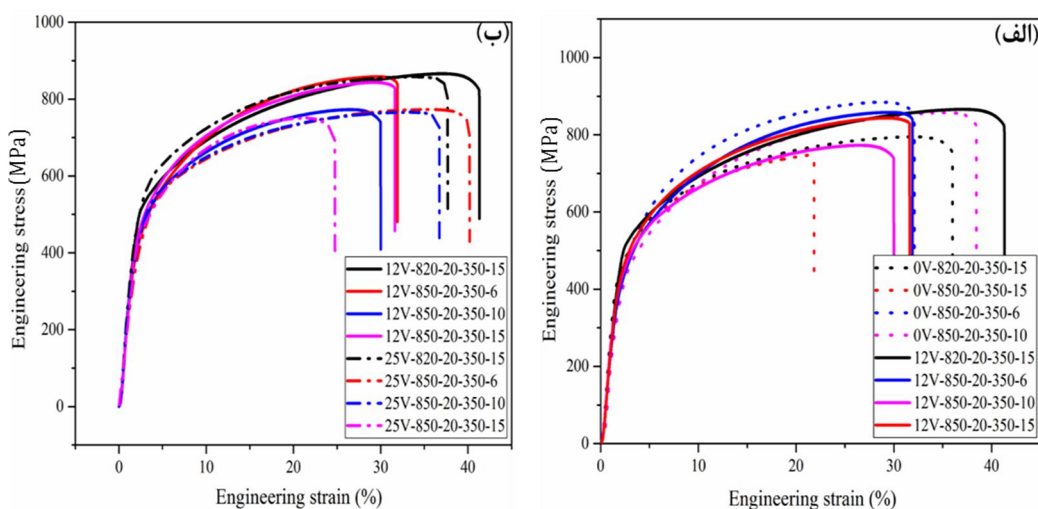
دارد. تفاوت مهم در خواص فولادهای 0V و 12V، بالا بودن تنش تسلیم فولاد 12V است که برای فولاد 25V نیز، تنش تسلیم در مقایسه با فولاد 0V که فولاد مرجع است، بیشتر است که دلیل آن می‌تواند وجود رسوبهای VC باشد که عامل استحکام زایی در فولادهای میکرو آلیاژ حاوی وانادیم است [۲۲، ۲۴].



شکل ۲ نمودار تنش کرنش مهندسی فولادهای طراحی شده در تحقیق حاضر

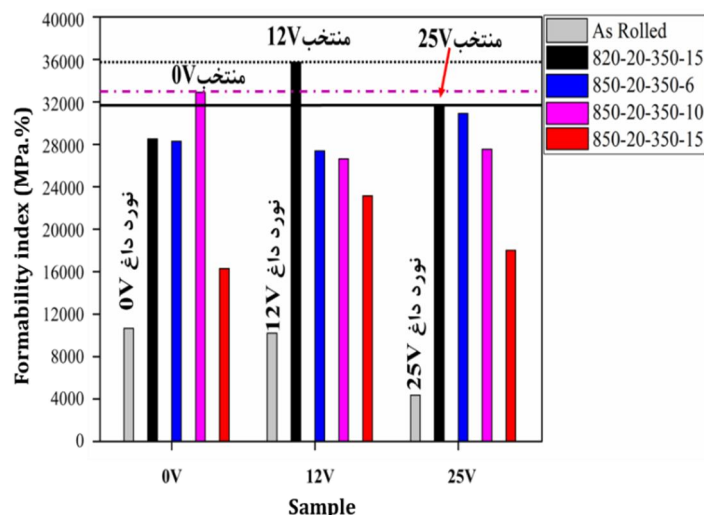
۲-۳- خواص مکانیکی نمونه‌های عملیات حرارتی شده

خواص مکانیکی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شکل ۳ گزارش شده است. شکل ۳-الف، دو فولاد 0V و 12V و شکل ۳-ب نیز فولاد 12V و 25V را مقایسه می‌کند. خواص مکانیکی آلیاژ 12V در شرایط عملیات حرارتی شده، از هر دو آلیاژ 0V و 25V، بهتر است. برای مقایسه‌ی بهتر نمونه‌ها و مشخص شدن نمونه‌های منتخب در هر ترکیب و بهترین ترکیب استحکام و ازدیاد طول در بین هر سه فولاد، شاخص شکل‌پذیری^۱ (حاصل ضرب استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول) نمونه‌ها نیز بررسی شد. شکل ۴، شاخص شکل‌پذیری نمونه‌های نوردی و عملیات حرارتی شده را برای هر سه فولاد نشان می‌دهد. در هر سه فولاد، بدترین ترکیب استحکام و شکل‌پذیری، برای نمونه‌های نوردی است.



شکل ۳ نمودار تنش-کرنش مهندسی هر سه فولاد در شرایط عملیات حرارتی شده

^۱ Formability Index

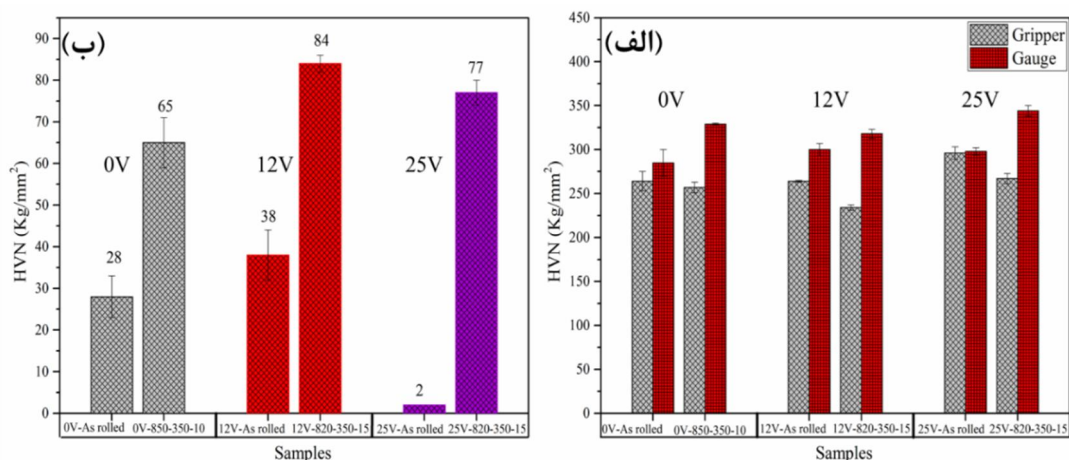


شکل ۴ شاخص شکل پذیری نمونه‌های هر سه فولاد

با مقایسه‌ی هر ۴ دمای عملیات حرارتی در هر سه آلیاژ، مشخص می‌شود که در کل عملیات حرارتی در مقایسه با حالت نوردی، خواص مکانیکی را بهبود بخشیده است ولی در دماها و زمان‌های مختلف، خواص متفاوتی حاصل شده است. در آلیاژهای حاوی وانادیم (12V و 25V) بهترین خواص در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط ۱۵-۳۵۰-۲۰-۸۲۰ ایجاد شده است ولی برای آلیاژ عاری از وانادیم (0V) نمونه‌ی ۱۰-۳۵۰-۲۰-۸۵۰ دارای بهترین ترکیب استحکام و ازدیاد طول است. برای هر سه آلیاژ، نمونه‌ی ۱۵-۳۵۰-۲۰-۸۵۰ کمترین شاخص شکل پذیری است.

۳-۳- نتایج سختی سنجی

نتایج سختی سنجی به روش ویکرز نمونه‌های نوردی و عملیات حرارتی شده، در شکل ۵ نشان داده شده است. سختی مقاطع گیره و سنجه در حالت‌های نوردی و شرایط عملیات حرارتی در شکل ۵-الف و میزان افزایش سختی بعد از آزمون کشش در شکل ۵-ب نشان داده شده است. هدف از ارائه‌ی سختی مقاطع سنجه، بررسی استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت است، به گونه‌ای که استحاله‌ی فازی در مقطع سنجه می‌تواند باعث افزایش سختی بعد تغییر شکل شود. سختی مقطع گیره بعد از فرآیند آنیل در هر سه فولاد کاهش یافته است ولی میزان افزایش سختی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده بعد از آزمون کشش، بیشتر از نمونه‌های نوردی است. بیشترین میزان افزایش سختی بعد از آزمون کشش، به ترتیب برای فولاد 0V و 25V، 12V است که به میزان ۸۴، ۷۷ و ۶۵ ویکرز بوده است.



شکل ۵ الف) نتایج سختی نمونه‌ها در مقاطع گیره و سنجه ب) میزان افزایش سختی بعد از آزمون کشش در مقطع سنجه

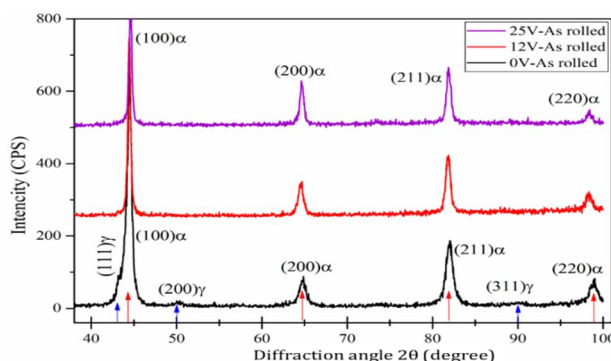
۳-۴- نتایج XRD نمونه‌های نوردی و عملیات حرارتی شده

برای بررسی‌های فاز و استحاله‌ی فاز بعد از آزمون کشش، نتایج XRD فولادها مورد بررسی قرار گرفت. در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، علاوه بر مقاطع گیره نمونه‌ها، مقاطع سنجه نیز توسط XRD بررسی شدند. الگوی پراش فولادها در حالت نوردی در شکل ۶ نشان داده شده است. در نمونه‌های نوردی، فاز BCC آهن، فاز غالب است و پیک‌های فازهای آستنیت قابل تشخیص نیستند و صرفاً در نمونه‌ی 0V به صورت خیلی ضعیف ظاهر شده‌اند که می‌توان به علت شدت کم این پیک‌ها، از وجود فاز آستنیت در نمونه‌های نوردی، چشم‌پوشی کرد.

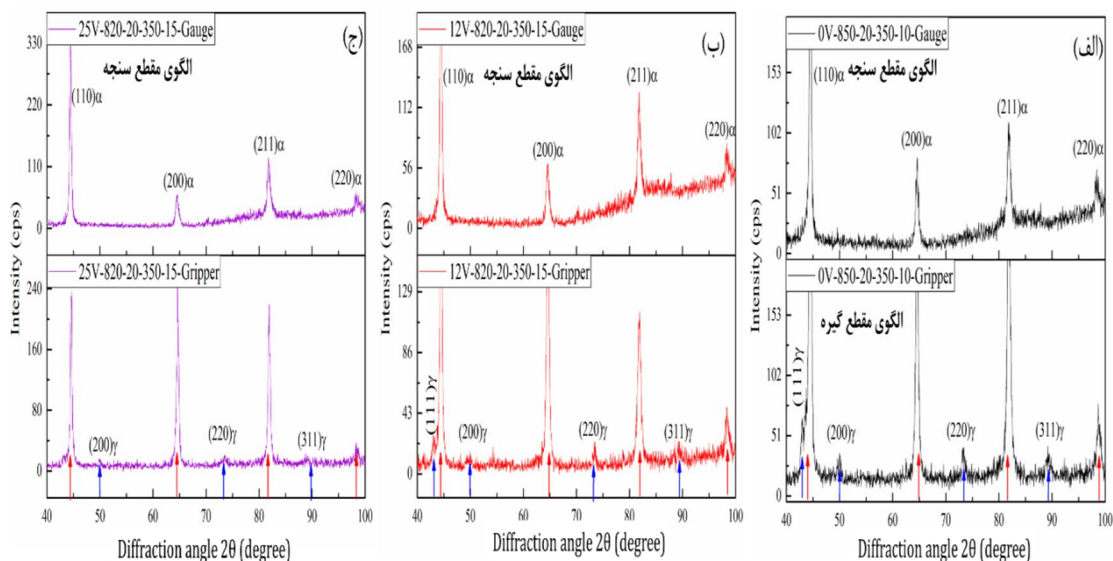
الگوی XRD نمونه‌های منتخب (نمونه‌های هر آلیاژ با بهترین شاخص شکل‌پذیری) در هر دو مقطع گیره و سنجه، در شکل ۷ نشان داده شده است. برخلاف نمونه‌های نوردی، برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده، پیک فاز آستنیت در الگوی مقاطع گیره قابل مشاهده است و شدت پیک‌ها با افزایش میزان وانادیم از آلیاژ 0V (شکل ۷-الف) تا آلیاژ 25V (شکل ۷-ج) کاهش می‌یابد. شدت پیک‌های فاز آستنیت می‌تواند معیاری از درصد حجمی باشد از این‌رو، بر اساس نتایج XRD، درصد‌های فازهای محاسبه شده است و در جدول ۲ گزارش شده است. برای محاسبه‌ی درصد حجمی فازها، از معادله ۱ استفاده شده است.

$$V_{\gamma} = \frac{1.4 I_{\gamma}}{1.4 I_{\gamma} + I_{\alpha}} \quad (1)$$

در معادله ۱ عبارت V_{γ} مشخص‌کننده‌ی درصد حجمی فاز آستنیت، I_{γ} میانگین مساحت زیر پیک‌های (200)، (220) و (311) فاز آستنیت (FCC) و I_{α} نیز میانگین مساحت زیر پیک‌های (200)، (211) و (220) فاز فریت (BCC) می‌باشد. مساحت زیر پیک‌ها توسط نرم‌افزار Xpert استخراج شده است. لازم به ذکر است چون نمونه‌ها بر اساس نتایج XRD دوفازی هستند، اگر درصد حاصل شده از معادله ۱ از عدد ۱۰۰ کم شود، درصد فاز BCC محاسبه می‌شود که مشخص‌کننده‌ی مجموع درصد فازهای فریت دلتا، فریت آلوتروپیک و مارتنزیت است.



شکل ۶ الگوی XRD مقاطع گیره نمونه‌ها



شکل ۷ الگوی XRD مقاطع گیره و سنجه نمونه‌های منتخب. الف) فولاد 0V، ب) فولاد 12V ج) فولاد 25V

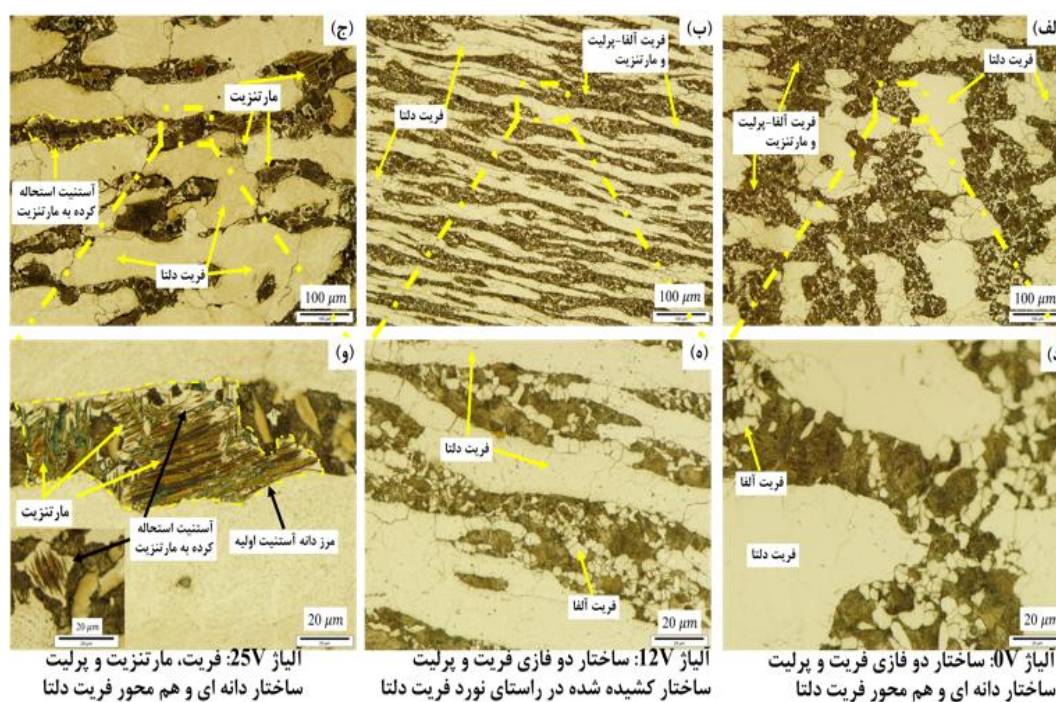
جدول ۲ درصد فازی نمونه‌های عملیات حرارتی شده بر اساس معادله ۱

نمونه	درصد وزنی فاز FCC	درصد وزنی فاز BCC
0V-850-20-350-10	۱۴/۰	۸۶/۰
12V-820-20-350-15	۷/۹	۹۲/۱
25V-820-20-350-15	۷/۴	۹۲/۶

همان‌طور که از نتایج جدول ۲ و الگوهای XRD (شکل ۷) مشخص است، عملیات حرارتی باعث پایداری فازی آستنیت شده است و فاز آستنیت بعد از انجام فرآیند کشش، به‌صورت کامل به مارتنزیت تبدیل شده است (الگوی مقاطع سنج در شکل ۷). در بخش‌های قبلی، خواص مکانیکی و سختی نمونه‌ها بررسی شد. مشخص شد که انجام عملیات حرارتی، باعث بهبود خواص مکانیکی نمونه‌ها شده و سختی نمونه‌های عملیات حرارتی، بعد از آزمون کشش، در مقایسه با نمونه‌های نوردی، در مقادیر بیشتری افزایش یافته است. در واقع می‌توان ادعا کرد که وجود فاز آستنیت در نمونه‌های نوردی و استحاله‌ی آن حین آزمون کشش، می‌تواند دلیل اصلی بهبود خواص مکانیکی و افزایش سختی در نمونه‌های عملیات حرارتی باشد که این شرایط برای نمونه‌های نوردی صادق نیست. در کنار تأثیر مثبت استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت، بازپخت فاز مارتنزیت و ریکآوری ساختار در حین عملیات حرارتی نیز، به بهبود خواص مکانیکی نمونه‌ها کمک کرده است. برای بررسی‌های بیشتر، نیاز است تا ریز ساختار نمونه‌ها نیز بررسی شود، از این‌رو در بخش‌های بعدی، ریز ساختار نمونه‌های نوردی و منتخب بررسی شده است.

۳-۵- ریز ساختار نمونه‌های نوردی

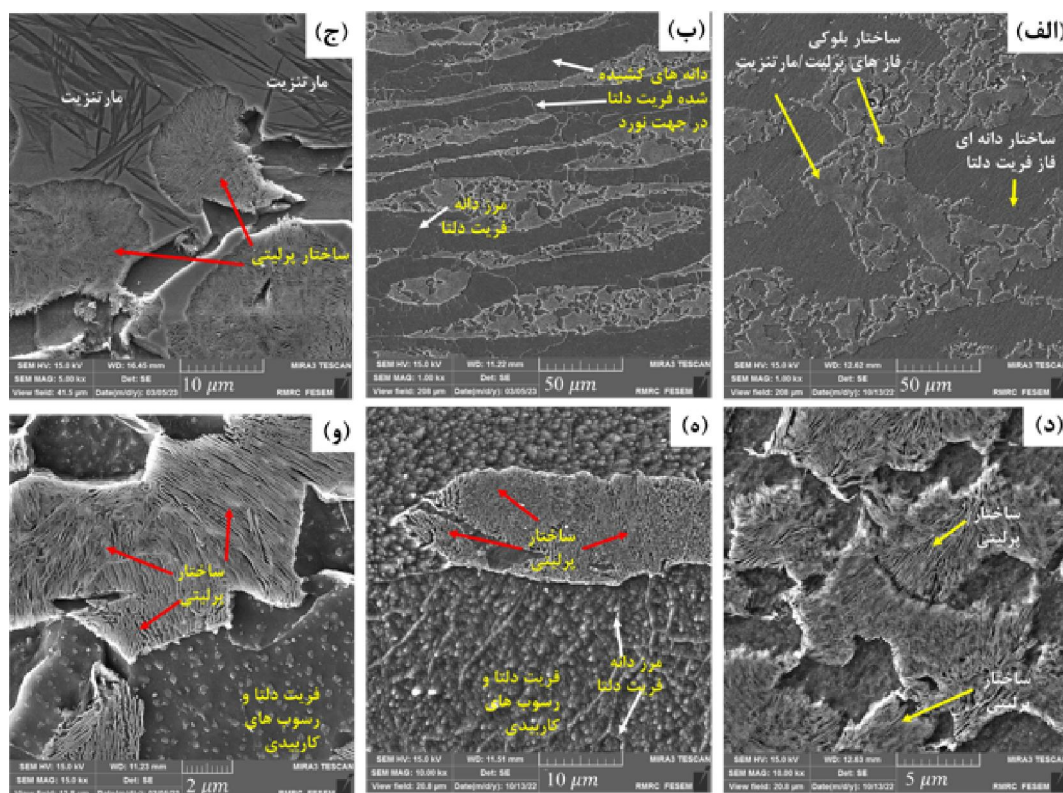
ریز ساختار هر سه فولاد در حالت نوردی در شکل‌های ۸ و ۹ نشان داده شده است. شکل ۸ مقاطع OM و شکل ۹ نیز مقاطع SEM نمونه‌ها را نشان می‌دهد. در هر سه فولاد ساختار دانه‌ای فریت دلتا و پرلیت قابل مشاهده است. برای نمونه‌های 12V و 25V (تصاویر ۸-۸ و ۸-۸)، فازهای رسوبی نیز قابل‌رؤیت است. برای نمونه‌ی 25V (شکل‌های ۸-ج و ۸-و)، علاوه بر فاز فریت و پرلیت، فاز مارتنزیت نیز مشاهده می‌شود که در تصاویر OM، به‌صورت مناطق کادربندی شده نشان داده شده است. در واقع فاز مارتنزیت در داخل فاز آستنیت اولیه تشکیل شده است و مابقی فاز آستنیت به فریت و پرلیت استحاله کرده است.



شکل ۸ مقاطع میکروسکوپ نوری فولادها در حالت نورد داغ شده

بر اساس تصاویر OM در شکل ۸، ساختار فاز فریت دلتا در نمونه‌ی 12V به صورت لایه‌ای و کشیده شده در راستای نورد است ولی برای هر دو نمونه‌ی 0V و 25V، ساختار فریت دلتا به صورت دانه‌ای و هم‌محور است. درصد فاز فریت برای نمونه‌های نوردی 0V، 12V و 25V به ترتیب ۴۶، ۴۱ و ۵۴ درصد اندازه‌گیری شد. درصد فازی توسط نرم‌افزار MIP4 و بر اساس کنتراست رنگی فازها اندازه‌گیری شد.

تفاوت اصلی بین ریزساختار نمونه‌ی 0V و 12V با نمونه‌ی 25V در شناسایی فاز مارتنزیت در نمونه‌ی 25V است. در شکل‌های ۸V-، ۹V-، ساختار مارتنزیتی مشاهده می‌شود که در بقیه‌ی نمونه‌ها، قابل‌رؤیت نیست. بر اساس شکل ۲، خواص مکانیکی فولاد 0V و 12V در حالت نوردی در یک محدوده‌ی خواص هستند (به ترتیب دارای شاخص شکل‌پذیری ۱۰۶۰۰ و ۱۰۲۰۰ مگا پاسکال درصد) و ازدیاد طول این نمونه‌ها حدود ۱۳/۵ درصد است ولی نمونه‌ی نوردی آلیاژ 25V دارای خواص مکانیکی ضعیف‌تری در مقایسه با دو آلیاژ دیگر است به‌گونه‌ای که شاخص شکل‌پذیری نمونه‌ی نوردی فولاد 25V حدود ۴۵۰۰ مگا پاسکال درصد است و میزان ازدیاد طول این نمونه نیز در حدود ۶ درصد اندازه‌گیری شده است. با مقایسه ریز ساختار نمونه‌ی 25V با دو آلیاژ دیگر (تصاویر ۸V-، ۹V-)، می‌توان به دلیل کاهش ازدیاد طول برای فولاد 25V پی برد، در فولاد 25V اکثراً فاز مارتنزیت به همراه فاز فریت دلتا در ساختار تشکیل شده است و به علت وجود ۰/۲۵ درصد وانادیم، درصد فازهای رسوبی در این فولاد نیز بالا است و همین امر منجر به نصف شدن میزان ازدیاد طول فولاد 25V شده است.



شکل ۹ مقاطع میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها در حالت نورد شده

۳-۶- ریز ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده

در این قسمت ریز ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده بررسی شده است. مقاطع میکروسکوپ نوری نمونه‌های منتخب در شکل ۱۰ نشان داده شده است.

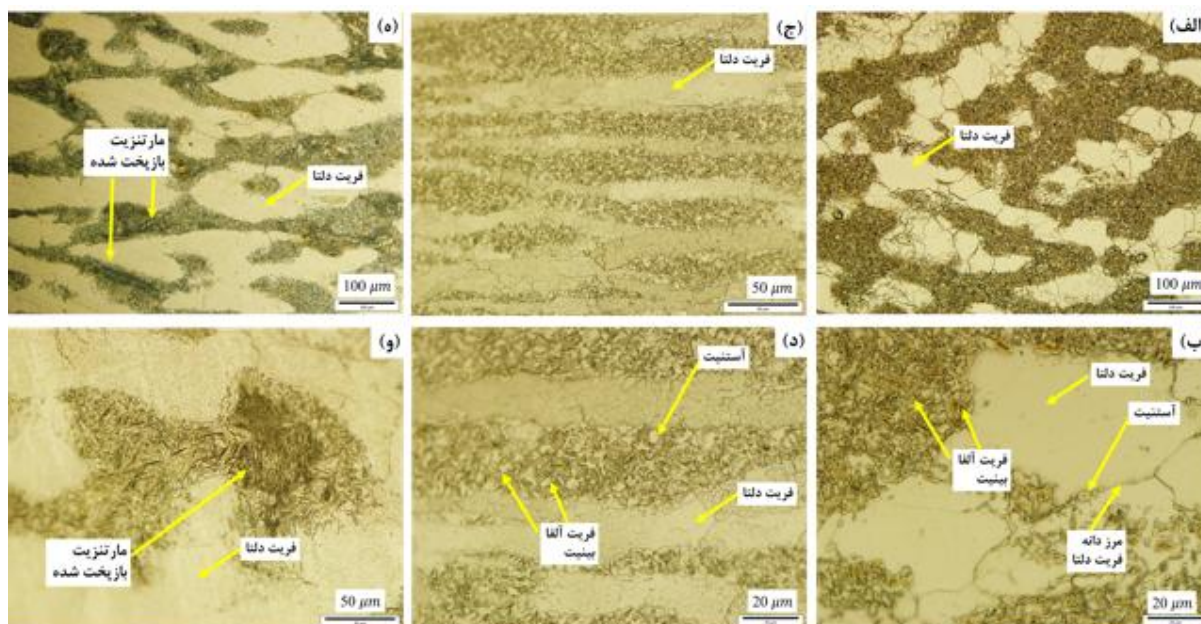
در ریز ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده نیز، فاز فریت دلتا، فاز غالب است و در هر سه ترکیب وجود دارد. فاز فریت دلتا در فولادهای Delta-Trip از دمای انجماد فولاد تشکیل می‌شود و در تمام دماها در ساختار وجود دارد و صرفاً با تغییر دما، درصد و مورفولوژی این فاز تغییر می‌کند [۸، ۹]. از این‌رو در نمونه‌های عملیات حرارتی شده هم فاز فریت مشاهده می‌شود. برای نمونه‌های

عملیات حرارتی شده نیز، ساختار نمونه‌های 0V و 25V شامل فاز فریت دلتای دانه‌ای و هم‌محور است ولی برای نمونه‌ی 12V، ساختار لایه‌ای موجود در حالت نوردی، حین عملیات حرارتی نیز در ساختار حفظ شده است. تأثیر فرآیند عملیات حرارتی، بیشتر در مناطق پرلیت-مارتنزیت مشهود بوده است.

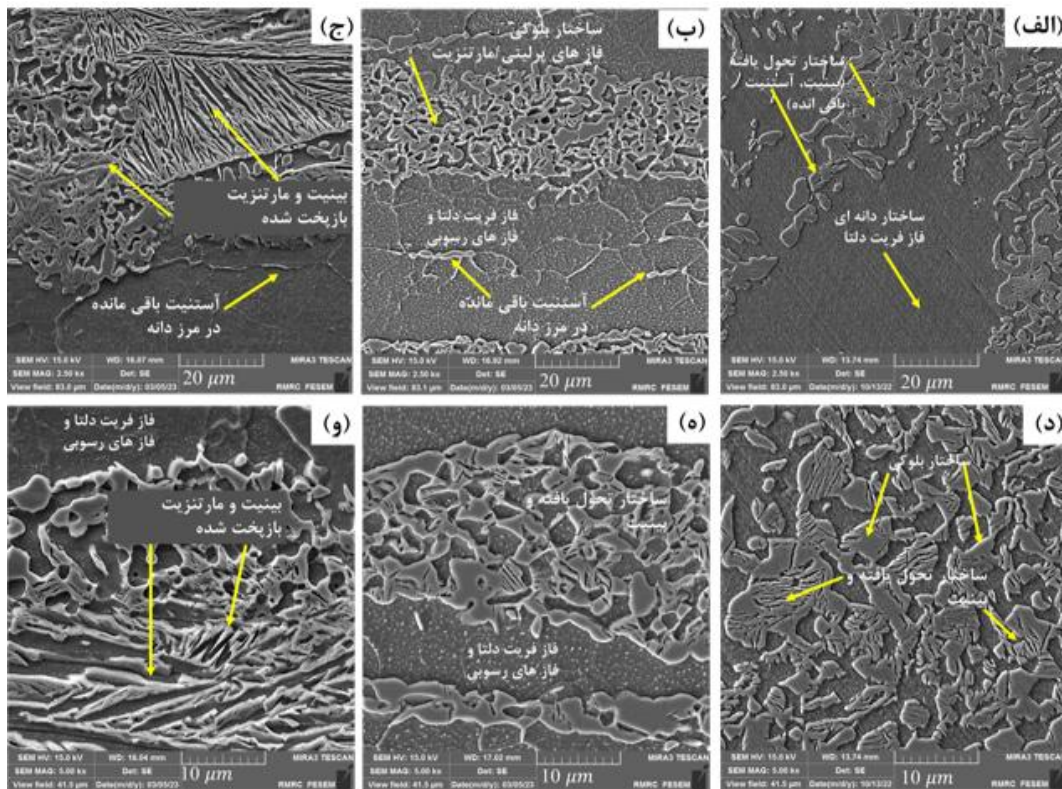
برای نمونه‌ی 0V-850-20-350-10، (شکل‌های ۱۰ و ۱۱-الف، ب)، ساختار دانه‌ای و هم‌محور مشاهده می‌شود و مناطق تیره‌رنگ در تصاویر OM، در بزرگنمایی‌های بیشتر، به‌صورت مناطق تبلور مجدد یافته قابل‌رؤیت هستند و در مناطقی هم فاز بینیت به‌صورت مناطق لایه‌ای در ریز ساختار مشاهده می‌شود.

برای نمونه‌ی 12V-820-20-350-6، (شکل‌های ۱۰ و ۱۱-ج، ه)، ساختار لایه‌ای فریت دلتا و دانه‌ای فریت آلوتروپیک، آستنیت و در بعضی از مناطق نیز فاز بینیت (دانه‌های لایه‌ای فریت آلفا) مشاهده می‌شود. در مقاطع SEM (شکل ۱۱-ه) در داخل فاز فریت دلتا، رسوبات کاربیدی مشاهده می‌شود. در شکل ۱۱-ب، فاز آستنیت در مرز دانه‌های فریت دلتا مشاهده می‌شود که ساختار مشابهی در تحقیق [۱۵] گزارش شده است. فاز آستنیت تشکیل شده در مرز دانه‌های فریت دلتا، به‌صورت فاز لایه‌ای است و عموماً با توجه به انرژی بیشتر مرز دانه‌ها و نفوذ راحت‌تر عناصر بین نشین مانند کربن، مناطق مساعد تشکیل و پایداری فاز آستنیت هستند [۱۴] که در ریز ساختار نمونه‌های تحقیق حاضر نیز مشاهده شده است.

برخلاف ساختار دو نمونه‌ی قبلی، ریزساختار نمونه‌ی 25V-820-20-350-6 (شکل‌های ۱۰ و ۱۱-د، و)، متفاوت‌تر است. در این نمونه، ساختار فریت دلتا دانه‌ای با مارتنزیت بازپخت شده و بینیت مشاهده می‌شود در حالی که برای نمونه‌های آلیاژهای 0V و 12V، ساختار موجود، ساختار دانه‌ای و تبلور مجدد یافته بود. در مرز دانه‌های فاز فریت نیز، آستنیت پایدار شده دارای مراکز کمتر و حجم پایین‌تری است که با نتایج XRD در جدول ۲ همخوانی دارد. لازم به ذکر است در ساختار نورد شده‌ی آلیاژ 25V، فاز مارتنزیت وجود دارد و همین فاز مارتنزیت در حین فرآیند آنیل و عملیات حرارتی بینیتی، بازپخت شده و در ساختار نهایی به‌صورت ساختار تیغه‌ای مشاهده می‌شود ولی برای آلیاژهای 0V و 12V، ساختار پرلیتی در حین فرآیند عملیات حرارتی متحول شده و به فازهای فریت، آستنیت و بینیت استحاله کرده است و ساختاری تحول‌یافته و دانه‌ای ایجاد کرده است. در ادامه به بررسی تأثیر وانادیم بر خواص مکانیکی و ریزساختار پرداخته می‌شود.



شکل ۱۰ مقاطع میکروسکوپ نوری نمونه‌ها در شرایط عملیات حرارتی



شکل ۱۱ مقاطع میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های عملیات حرارتی شده

۳-۷- تأثیر وانادیم بر خواص مکانیکی و ریزساختار

حال این موضوع مطرح می‌شود که چرا بهترین خواص مکانیکی در نمونه‌ی 12V-820-20-350-15، ایجاد شده است با اینکه درصد آستنیت باقی‌مانده برای این نمونه کمتر از نمونه‌ی 0V-850-20-350-10 بوده است. برای پاسخ‌دهی به این سؤال بایستی تأثیر وانادیم بر خواص مکانیکی فولادها بررسی شود. وجود وانادیم می‌تواند از چند روش منجر به افزایش استحکام شود. بر اساس معادله‌ی ۴، تنش تسلیم، از چندین عامل استحکام بخشی ناشی می‌شود [۲۵].

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + (\sigma_p^2 + \sigma_{ppt}^2)^{1/2} \quad (4)$$

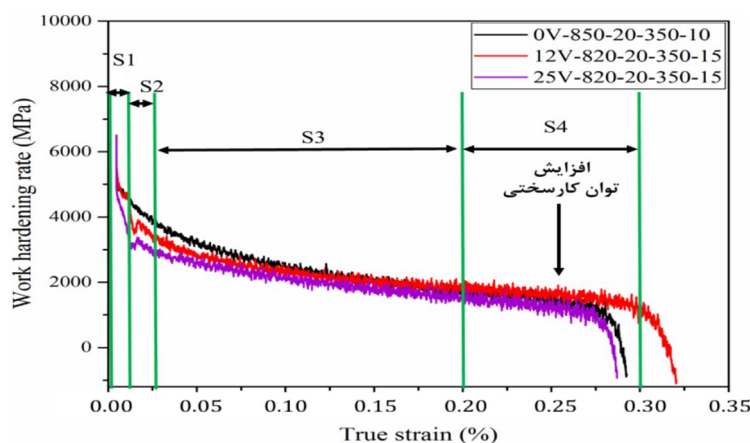
در معادله‌ی ۴، σ_Y مشخص‌کننده‌ی تنش تسلیم برحسب مگا پاسکال است. σ_0 ، تنش اصطکاکی شبکه‌ای آهن خالص است و به تنش پیرلز-نابارو^۱ معروف است و حدود ۴۱ مگاپاسکال در نظر گرفته می‌شود [۲۵]. σ_{ss} مشخص‌کننده‌ی استحکام دهی محلول جامد است که خود به دو عبارت استحکام دهی محلول جامد جانشین و استحکام دهی محلول جامد بین نشین تقسیم می‌شود که با توجه به ترکیب یکسان نمونه‌ها صرفاً از افزایش وانادیم، استحکام دهی محلول جامد جانشین تغییر می‌کند. σ_{gb} مربوط به استحکام دهی اندازه دانه است که با کاهش اندازه دانه تا مقدار مشخصی، باعث افزایش استحکام آلیاژهای آهنی می‌شود. σ_p و σ_{ppt} نیز به ترتیب مشخص‌کننده‌ی استحکام دهی ناشی از نابجایی‌ها و رسوب سختی می‌باشد. با افزودن وانادیم، علاوه بر افزایش قسمت مربوط به استحکام دهی محلول جامد، استحکام دهی ناشی از وجود فازهای رسوبی نیز ایجاد می‌شود که به‌عنوان موانعی سخت از تحرک آسان نابجایی‌ها جلوگیری می‌کند و منجر به افزایش استحکام می‌شود.

با توجه به معادله ۴، انتظار می‌رود افزودن وانادیم باعث افزایش استحکام در فولادهای حاوی وانادیم شده باشد. ولی افزایش بیشتر وانادیم، منجر به تشکیل ساختار ترد در نمونه می‌شود و دلیل آن افزایش فازهای سخت کاربید وانادیم و مارتنزیت می‌شود که منجر به کاهش شکل‌پذیری فولاد می‌گردد. در تحقیق حاضر افزایش وانادیم تا ۰/۲۵ درصد منجر به تشویق ساختار مارتنزیتی شده است و نمونه‌های حاوی ۰/۲۵ درصد وانادیم، ازدیاد طول بالایی در مقایسه با نمونه‌ی ۰/۱۲ وانادیم نداشته‌اند. در واقع مقدار ۰/۱۲ درصد وزنی وانادیم در فولاد طراحی شده، منجر به بهترین ترکیب استحکام و شکل‌پذیری شده است؛ چون وجود ۰/۱۲ درصد وزنی وانادیم، تأثیر

¹ Peirls-Nabarro

منفی بر شکل پذیری و پایداری فاز آستنیت نداشته است ولی تأثیر مثبتی بر افزایش استحکام کششی نهایی داشته است. تأثیر وانادیم با ایجاد کار سختی توسط برهم کنش نابجایی‌ها و رسوب‌های کاربید وانادیم، منجر شده است که مقدار $0/12$ وانادیم، در مقایسه با دو آلیاژ دیگر، خواص مکانیکی نمونه‌ها را بهبود دهد.

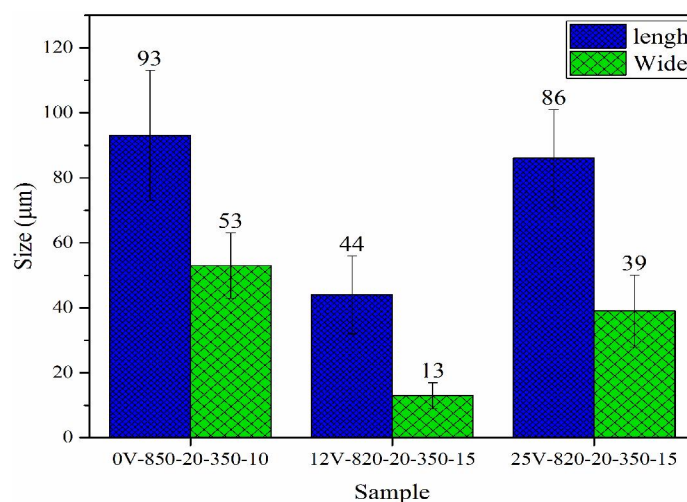
برای بررسی تأثیر وانادیم بر رفتار کار سختی، از طریق داده‌های آزمون کشش، نمودار تنش- کرنش حقیقی نمونه‌های منتخب استخراج گردید و بر اساس داده‌های تنش کرنش حقیقی، نمودار کار سختی برحسب کرنش حقیقی رسم گردید. در واقع نمودار کار سختی، نرخ تغییرات تنش برحسب کرنش حقیقی است و از طریق داده‌های کار سختی می‌توان به استحاله‌های کار سختی در حین آزمون کشش پی برد. بر اساس شکل ۱۲، می‌توان رفتار نمونه‌ها را به ۴ قسمت مختلف تقسیم کرد. مراحل S1، S2، S3 و S4 که هر کدام از مراحل ویژگی‌های منحصر به فردی دارند. مرحله اول کار سختی که با S1 مشخص شده است و به کار سختی اولیه معروف است، مرحله اول تغییر شکل پلاستیک است که ماده به راحتی تغییر شکل می‌دهد و علت این امر فعال بودن تعداد زیادی سیستم‌های لغزش و پایین بودن چگالی نابجایی‌ها است. میزان کار سختی اولیه در نمونه‌ها، با افزایش درصد وانادیم کاهش یافته است، دلیل این امر افزایش درصد فاز فریت است [۲۶]. در مرحله S2 در نمودار کار سختی، افزایش کار سختی مشاهده می‌شود که بر اساس منابع، به استحاله‌های فاز آستنیت به مارتنزیت مربوط است در واقع فاز آستنیت در ابتدای تغییر شکل پلاستیک به فاز مارتنزیت تبدیل می‌شود و باعث افزایش کار سختی می‌گردد. در مرحله S3، کاهش کار سختی مشاهده می‌شود و برای نمونه‌های آلیاژ بدون وانادیم و 25V، نمونه‌ها در مرحله S3 تا شکست نهایی تغییر شکل می‌دهند ولی برای نمونه‌های 12V، در انتهای تغییر شکل، افزایش کار سختی مشاهده می‌شود و در نهایت نمونه‌های 12V نیز می‌شکنند. مرحله S3 مربوط به فعال شدن سیستم‌های لغزش فاز فریت است و با افزایش تغییر شکل، سیستم‌های فعال کاهش یافته و ماده گلوپی می‌شود ولی برای نمونه‌های 12V، مرحله چهارم کار سختی می‌تواند به برهمکنش نابجایی‌ها با فازهای رسوبی مرتبط باشد که باعث افزایش کار سختی در این نمونه شده است ولی برای نمونه‌های بدون کروم چون رسوب‌های حاوی وانادیم وجود ندارد، این مرحله از کار سختی مشاهده نشده است و برای نمونه‌های 25V نیز با توجه به وجود ساختار مارتنزیت بازپخت شده، تأثیر رسوب‌های حاوی وانادیم اندازه‌ی نمونه‌های 12V نبوده است البته بایستی تأثیر اندازه دانه‌های فاز فریت را نیز در نظر گرفت که نمونه‌های 12V دارای ساختار لایه‌ای و ریز فاز فریت بوده است و همین امر در کنار وجود فازهای رسوبی، باعث شده است این نمونه در مقایسه با دو نمونه‌ی دیگر، دارای میزان کار سختی بیشتر و ترکیب بهتری از ازدیاد طول و استحکام باشد. رفتار مشابهی برای فولاد حاوی Nb مشاهده شده است [۲۶].



شکل ۱۲ نمودار کار سختی برحسب کرنش حقیقی نمونه‌های عملیات حرارتی شده با بهترین خواص مکانیکی

وجود وانادیم علاوه بر افزایش سهم استحکام دهی رسوب، تأثیر مثبتی نیز بر استحکام دهی ناشی از اندازه دانه داشته است. بر اساس تصاویر OM نمونه‌های عملیات حرارتی شده (شکل ۱۰-ب، ه)، برای فولاد 12V، ساختار لایه‌ای و ریزدانه فریت دلتا و فریت آلفا ایجاد شده است و وجود ساختار لایه‌ای در جهت کشش و ساختار ریز و دانه‌ای فریت دلتا، تأثیر مثبت بر خواص مکانیکی و مخصوصاً ازدیاد طول دارد. برای فولاد 12V در حالت بهینه خواص مکانیکی، استحکام ۸۶۶ مگا پاسکال و ازدیاد طول ۴۱ درصد ایجاد شده است که برای نمونه‌ی بهینه‌ی فولاد 25V، به ترتیب ۸۵۷ مگا پاسکال و ۳۷ درصد است. برای نمونه‌ی حاوی وانادیم علاوه بر تأثیر مثبت

وانادیم بر استحکام، با تشکیل ریزساختار ریز در نمونه‌ی حاوی وانادیم، شکل‌پذیری نیز افزایش یافته است. شکل ۱۳، میانگین عرض و طول فاز فریت دلتا را برای نمونه‌های منتخب نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل ۱۳ مشخص شود، عرض فاز فریت دلتا در فولاد 12V بسیار کمتر از دو نمونه‌ی دیگر است به‌گونه‌ای که میانگین عرض فریت دلتا برای فولاد 12V حدود 4 ± 13 است که این مقدار برای نمونه‌های 0V و 25V به ترتیب 10 ± 53 و 11 ± 39 میکرومتر بوده است. لازم به ذکر است میانگین طول فاز فریت دلتا نیز در فولاد 12V نصف فولادهای 0V و 25V بوده است. می‌توان گفت وجود $0/25$ درصد وانادیم با توجه به تشکیل فاز مارتنزیت، تأثیر کمتری نسبت به مقدار $0/12$ درصد وانادیم بر خواص مکانیکی داشته است چون که وجود فاز ترد مارتنزیت، تأثیر مثبت وانادیم در بهبود خواص مکانیکی را خنثی کرده است و خواص فولاد $0/25$ وانادیم در مقایسه با $0/12$ وانادیم ضعیف‌تر بوده است. رفتار مشابهی توسط تحقیق‌های متعددی برای فولادهای حاوی Nb [۲۶] و Nb, V [۱۵]. گزارش شده است. حتی برای فولاد TWIP نیز گزارش شده است، افزودن وانادیم باعث ریزدانگی ساختار می‌شود و خواص مکانیکی فولاد TWIP را بهبود می‌بخشد [۲۱]. برای فولاد DP1300 نیز گزارش شده است که افزودن وانادیم، با ریزدانگی و ایجاد رسوب در ساختار، باعث بهبود هم‌زمان استحکام و شکل‌پذیری شده است [۲۷].



شکل ۱۳ متوسط طول و عرض فاز فریت دلتا نمونه‌های منتخب

۴- نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، تأثیر افزودن وانادیم در مقادیر $0/12$ و $0/25$ درصد وزنی بر خواص مکانیکی و ریز ساختار فولاد حاوی $3/9$ درصد وزنی آلومینیم و $0/41$ درصد وزنی کربن بررسی شد. ساختار همه‌ی نمونه‌ها شامل فاز فریت دلتا و فازهای فریت آلفا، پرلیت، مارتنزیت و در نمونه‌های عملیات حرارتی شده نیز علاوه بر فازهای ذکر شده، فازهای بینیت و آستنیت نیز مشاهده شد. بر اساس بررسی‌های انجام شده، نتایج زیر حاصل گردید:

- ۱- در نمونه‌های نوردی، ساختار فریت دلتا، پرلیت/مارتنزیت و فریت آلفا تشکیل شده است. در نمونه‌ی 0V و 25V، ساختار هم‌محور فریت دلتا و در نمونه‌ی 12V نیز ساختار لایه‌ای فریت دلتا تشکیل شده است. افزایش وانادیم از $0/12$ درصد به $0/25$ درصد، باعث تشویق ساختار مارتنزیتی شده است و در ریز ساختار نمونه‌ی 25V، علاوه بر فاز پرلیت، ساختار مارتنزیتی نیز مشاهده شده است. نتایج XRD، فاز آستنیت را در نمونه‌های نوردی، نشان نداده است.
- ۲- انجام فرآیند عملیات حرارتی، منجر به بهبود شکل‌پذیری نمونه‌ها شده است. استحکام حدود 860 مگا پاسکال و ازدیاد طول حدود 37 تا 41 درصد، برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده حاصل شد. بهترین ترکیب استحکام و ازدیاد طول برای فولاد حاوی $0/12$ وانادیم در دمای آنیل 820 درجه سانتی‌گراد بوده است که حدود 15 دقیقه تحت فرآیند بینیتی قرار گرفته است. در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، فاز آستنیت شناسایی شد.

۳- وجود وانادیم باعث کاهش آستنیت باقی مانده و کاهش درصد کربن آستنیت شده است ولی مقدار $0/12$ درصد، با توجه به تأثیر منفی بر مقدار آستنیت باقی مانده، با ریزدانه کردن فاز فریت دلتا و ایجاد ساختار لایه‌ای در نمونه‌ی $12V$ و با تأثیر مثبت وانادیم بر استحکام دهی ناشی از رسوب سختی و محلول جامد، باعث بهبود خواص مکانیکی در مقایسه با دو نمونه‌ی دیگر شده است.

۴- با توجه به حصول خواص مکانیکی مطلوب در نمونه‌ی حاوی $0/12$ درصد وزنی وانادیم و ایجاد شاخص شکل‌پذیری 35700 مگا پاسکال درصد، فولاد معرفی شده در تحقیق حاضر می‌تواند به‌عنوان کاندیدای مناسبی برای فولادهای نسل سوم معرفی شود.

References

- [1] Gargari MZ, Shahverdi HR, Emami M, Peykani MA. The effects of Cr addition on the phase transformation, microstructure and mechanical properties of advanced high-strength steel. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2020 May 21;7(8):45-53. [In Persian]
- [2] Gong Y, Uusitalo J, Hua M, Wu Y, DeArdo AJ. Effects of pre-annealing conditions on the microstructure and properties of vanadium-bearing dual-phase steels produced using continuous galvanizing line simulations. Journal of Materials Science. 2019 May 15;54(9):7211-30. doi: 10.1007/s10853-019-03338-6
- [3] Zinsaz-Borujerdi A, Zarei-Hanzaki A, Abedi HR, Karam-Abian M, Ding H, Han D, Kheradmand N. Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process. Materials Science and Engineering. A. 2018 May 16;725:341-9. doi: 10.1016/j.msea.2018.04.042
- [4] Nagasaka A, Hojo T, Shibayama Y, Fujita M, Ohashi T, Miyasaka M, Akiyama E. V-Bendability of Ultrahigh-Strength Low Alloy TRIP-Aided Steel Sheets with Bainitic Ferrite Matrix. ISIJ International. 2022 Jan 15;62(1):247-56. doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-092
- [5] Han D, Xu Y, Zhang J, Peng F, Sun W. Relationship between crystallographic orientation, microstructure characteristic and mechanical properties in cold-rolled 3.5 Mn TRIP steel. Materials Science and Engineering. A. 2021 Jul 21;821:141625. doi: 10.1016/j.msea.2021.141625
- [6] Morales-Sánchez G, Collazo A, Doval-Gandoy J. Influence of the process parameters on the quality and efficiency of the resistance spot welding process of advanced high-strength complex-phase steels. Metals. 2021 Sep 28;11(10):1545. doi: 10.3390/met11101545
- [7] Cecchel S. Materials and Technologies for Lightweighting of Structural Parts for Automotive Applications. SAE International Journal of Materials and Manufacturing. 2021 Jan 1;14(1):81-98. doi: 10.4277/05.14.01.0007
- [8] Li GQ, Shen YF, Jia N, Feng XW, Xue WY. Microstructural evolution and mechanical properties of a microalloyed low-density δ -TRIP steel. Materials Science and Engineering. A. 2022 Jul 19;848:143430. doi: 10.1016/j.msea.2022.143430
- [9] Chatterjee S, Muruganath M, Bhadeshia HKDH. δ -TRIP steel. Materials Science and Technology. 2007 Jul 1;23(7):819-27. doi: 10.1179/174328407X179746
- [10] Shahverdi HR, Dehghani A, Gargari MZ, Emami M. Effect of intercritical annealing temperature and time on the microstructure and mechanical properties of medium Mn advanced high strength steel. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2022 Feb 8;8(11):16-34. [In Persian]
- [11] Zhao J, Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. Progress in Materials Science. 2018 May 1;94:174-242. doi: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006
- [12] Soleimani M, Kalhor A, Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. Materials Science and Engineering: A. 2020 Sep 23;795:140023. doi: 10.1016/j.msea.2020.140023
- [13] Li GQ, Shen YF, Jia N, Feng XW, Xue WY. Microstructural evolution and mechanical properties of a microalloyed low-density δ -TRIP steel. Materials Science and Engineering. A. 2022 Jul 19;848:143430. doi: 10.1016/j.msea.2022.143430
- [14] Yi HL. Review on δ -transformation-induced plasticity (TRIP) steels with low density: the concept and current progress. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). 2014 Aug 12;66:1759-69. doi: 10.1007/s11837-014-1089-6
- [15] Ye L, Wang J, Zeng Z, Wang W, Song S, Reddy KM, Wang L, Wang X. Realization of Selective Strengthening of Ferrite by Nb/V Microalloying in a Medium Carbon Lightweight δ -TRIP Steel. Metallurgical and Materials Transactions A. 2020 Feb 19;51:2460-8. doi: 10.1007/s11661-020-05676-6
- [16] Zeng Z, Reddy KM, Song S, Wang J, Wang L, Wang X. Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed lightweight δ -TRIP steel. Materials Characterization. 2020 Jun 1;164:110324. doi: S1044580320303843

- [17] Pourfarokh A, Jafarian HR, Eivani AR, Palizdar Y, Park N. Regulating tensile properties through bainitic transformation temperature in a hot-rolled δ -TRIP steel. *Materials Science and Technology*. 2020 Jan 22;36(2):223–32. doi: [10.1080/02670836.2019.1700666](https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1700666)
- [18] de Souza Baêta Júnior E, Botelho RA, Araújo LS, Brandão LP, Monteiro SN. Microstructure optimization in δ -trip steels with Al and Nb. *Materials Science Forum*. 2018 Oct 15;930:501–06. doi: [10.4028/www.scientific.net/MSF.930.501](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.501)
- [19] Shiri SG, Palizdar Y, Jahromi SA, De Monlevade EF. The Failure Analysis of Nb-Microalloyed δ -Trip Steel. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*. 2018 Sep 1;15(3):32. doi: [10.22068/ijmse.15.3.32](https://doi.org/10.22068/ijmse.15.3.32)
- [20] Nasimi L, Almasi A, Kian Vash A, Tutunchi A, Habibi Z. Comparison of the effect of heat treatment quenching - partitioning (Q-P) and direct quenching (D-Q) On the microstructure and mechanical properties of a high strength steel containing Ti microalloy. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2022 Nov 20;9(7):22-8. doi: [10.22034/IJME.2022.163349](https://doi.org/10.22034/IJME.2022.163349) [In Persian]
- [21] Gwon H, Kim JK, Shin S, Cho L, De Cooman BC. The effect of vanadium micro-alloying on the microstructure and the tensile behavior of TWIP steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017 Jun 1;696:416–28. doi: [10.1016/j.msea.2017.04.083](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.083)
- [22] Pelligra C, Samei J, Kang J, Wilkinson DS. The effect of vanadium on microstrain partitioning and localized damage during deformation of unnotched and notched DP1300 steels. *International Journal of Plasticity*. 2022 Nov 1;158:103435. doi: [10.1016/j.ijplas.2022.103435](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103435)
- [23] ASTM E8 E8M-21, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2021.
- [24] Pushkareva I, Shalchi-Amirkhiz B, Allain SYP, Geandier G, Fazeli F, Sztanko M, et al. The influence of vanadium additions on isothermally formed bainite microstructures in medium carbon steels containing retained austenite. *Metals*. 2020 Mar 19;10(3):392-408. doi: [10.3390/met10030392](https://doi.org/10.3390/met10030392)
- [25] HajyAkbari F, Sietsma J, Böttger AJ, Santofimia MJ. An improved X-ray diffraction analysis method to characterize dislocation density in lath martensitic structures. *Materials Science and Engineering: A*. 2015 Jul 15;639:208–18. doi: [10.1016/j.msea.2015.05.003](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.003)
- [26] Shiri SG, Jahromi SA, Palizdar Y, Belbasi M. Unexpected effect of Nb addition as a microalloying element on mechanical properties of δ -TRIP steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2016 Sep 2016;23(9):988–96. doi: [10.1016/S1006-706X\(16\)30148-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30148-0)
- [27] Zhou L, Samei J, Kang J, Wilkinson DS. Influence of Vanadium on Microstrain Partitioning and Evolution of Microstructural Damage in DP1300 Steel. Available at SSRN 3275443. 2018 Oct 30;18:1-25. doi: [10.2139/ssrn.3275443](https://doi.org/10.2139/ssrn.3275443)