

پیش‌بینی خواص مکانیکی سیم مفتول و میله فولاد میکروآلیاژی متوسط کربن^۱

ترجمه: محمدحسین نشاطی

رویکرد جدیدی در رابطه با روش محاسبه خواص مکانیکی سیم مفتول و میله فولاد میکروآلیاژی متوسط کربن در این مقاله ارائه شده است. معادلات پیشنهادی ترکیب شیمیایی، اندازه دانه فریتی و رسوب کربونیتريد را در نظر می‌گیرند. از مدلی برای تحول ریزساختار جهت تخمین اندازه دانه آستنیت و مقدار عناصر میکروآلیاژی موجود در محلول قبل از تبدیل آستنیت به فریت استفاده شد. فولادی حاوی ۰٫۳ درصد کربن، ۰٫۰۲ درصد نیوبیوم و ۰٫۱۱ درصد وانادیوم برای اعتبارسنجی صنعتی مورد استفاده قرار گرفت. نتایج حاصل برای خواص کششی از نمونه‌های نورد شده را می‌توان با دقت معقولی پیش‌بینی کرد، امکان استفاده از این روش در یک خط تولید صنعتی فعلی فراهم می‌شود.

خواص مکانیکی قطع نظر از کاربرد فولاد به طور واضحی مورد توجه هستند. اصلی‌ترین خواص مورد جستجو معمولاً تنش تسلیم و استحکام کششی، کشیدگی (ازدیاد طول نسبی) و درصد کاهش سطح مقطع در نقطه شکست باشند. از آنجا که گمان می‌رود برخی از محصولات، و در این مورد سیم مفتول، پس از نورد گرم مورد فرآیند کشش قرار گیرند بنابراین قابلیت تغییرشکل سرد بدون شکست اهمیت دارد. از این رو، پیش‌بینی خواص مکانیکی با عدم اطمینان معقول نیز مهم است. چنانکه در اینجا نشان داده خواهد شد، مدل‌های قابل اعتماد تقریباً می‌توانند نیاز به آزمایش مکانیکی را که معمولاً وقتگیر و گران است را برطرف کنند.

خواص مکانیکی را می‌توان از طریق آزمایش آزمایشگاهی با استفاده از نمونه‌های قرار گرفته تحت شرایط مشابه نورد صنعتی برآورد کرد [۵-۱] یا می‌توان آنها را از معادلات رگرسیون محاسبه کرد. روش دوم راحت‌تر و سریع‌تر است. در مطالب منتشره چند مورد اندک تحقیقات گزارش شده در مورد معادلات پیش‌بینی‌کننده خواص مکانیکی وجود دارند. برای نمونه، Pickering [6] برای فولادهای فرمدهی ورق کم کربن Gladman، Mn و همکاران [۷] برای فولادهای متوسط کربن Mn و ریزساختارهای فریت-پرلیت، Hodgson و Gibbs [۸] برای فولادهای میکروآلیاژی، و Gorni و Branchini [۹] برای فولادهای بینیتی. این مدل‌ها در مورد فولادهای میکروآلیاژی متوسط کربن کاربردی ندارند.

این تحقیق مدل جدیدی را برای محاسبه خواص مکانیکی سیم مفتول میکروآلیاژی متوسط کربن ارائه می‌دهد. معادلات پیشنهادی ترکیب شیمیایی، اندازه دانه فریتی و رسوب کربونیتريد را در نظر می‌گیرند. یک مدل ریاضی تحول ریزساختاری برای تخمین اندازه دانه و مقدار عناصر میکروآلیاژی در محلول قبل از تبدیل آستنیت سیم مفتول به فریت مورد استفاده قرار گرفت. برای اعتبارسنجی صنعتی معادلات از فولادی حاوی ۰٫۳ درصد کربن، ۰٫۰۲ درصد نیوبیوم و ۰٫۱۱ درصد وانادیوم استفاده شد. نتایج عملی خواص کششی را می‌توان با دقت معقولی پیش‌بینی کرد، امکان استفاده از این روش در یک خط تولید صنعتی فعلی را می‌دهد.

جدول ۱- ترکیبات شیمیایی فولادها برای آزمایش‌های صنعتی. همه ارقام برحسب wt%.

آلیاژ	C	Mn	Si	Al	Cr	S	P	N	V	Nb	C _{eq}
پایه	0.35	0.75	0.22	0.028	0.02	0.013	0.013	0.0026	-	-	0.49
VNb	0.30	1.23	0.42	0.028	0.13	0.008	0.014	0.0130	0.11	0.02	0.53

روش‌های آزمایشی

ترکیب شیمیایی - جدول ۱

ترکیبات شیمیایی مورد استفاده

¹-Prediction of Mechanical Properties of Microalloyed Medium-Carbon Wire Rods and Bars, IRON & STEEL TECHNOLOGY, SEP 2020.

در آزمایش‌های صنعتی این تحقیق را نشان می‌دهد.

این آلیاژها در دو شرایط تحت نورد گرم قرار گرفتند: (الف) در حالت صنعتی مرجع و (ب) با استفاده از محفظه‌های آب برای خنک‌سازی سریع بین پاس‌ها. این شرایط دوم در اینجا به عنوان فرآوری ترمومکانیکی یا TMP سیم مفتول متوسط کربن نامیده می‌شود.

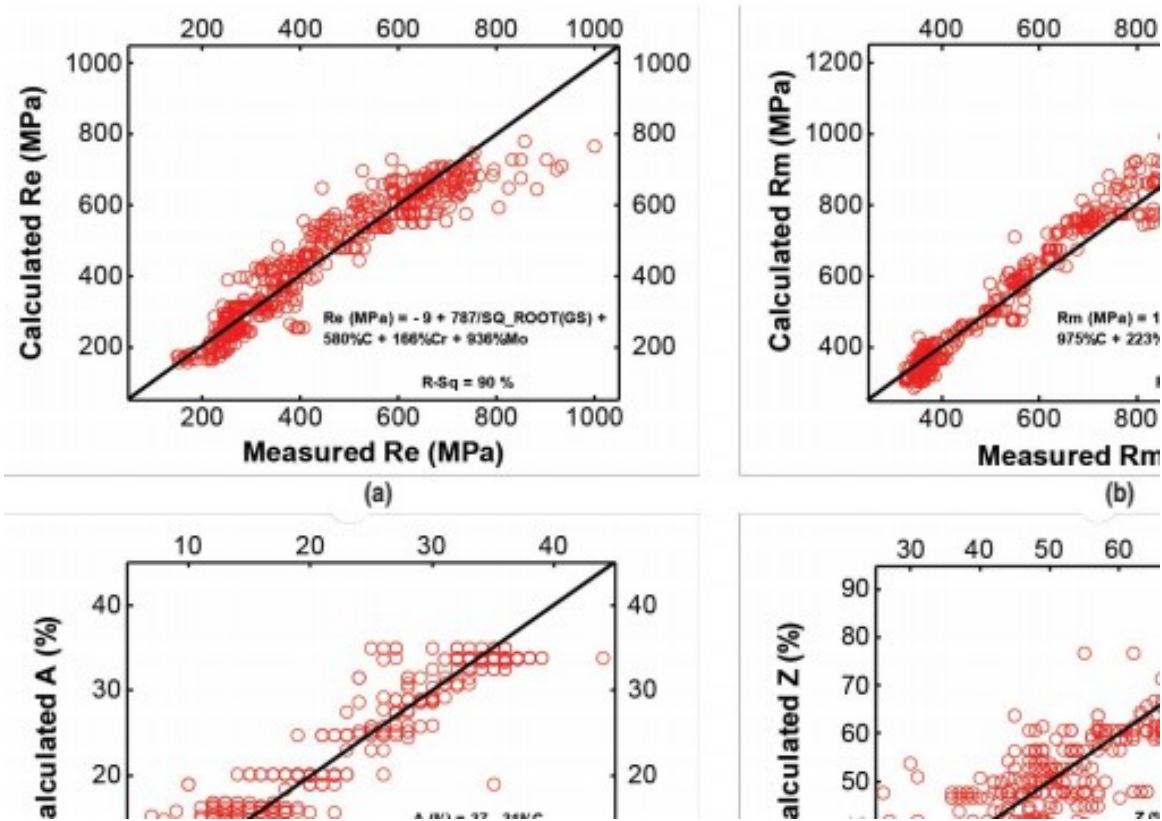
آزمایش‌های نوردکاری - بیلتها در یک خط نورد پیوسته با ۲۹ قفسه و سرعت خروجی ۹۰ m/sec نورد شدند. پیش‌گرمایش در دمای ۱۲۰۰°C و نوردکاری مقدماتی در ۱۸ پاس و نوردکاری میانی و نهایی در ۱۱ پاس باقیمانده انجام شد. خنک‌سازی در نقاله استلمور (Stelmor®) مجهز به فن صورت گرفت. دمای سطح میله توسط پیرومترهای قابل حمل در چند موقعیت در طول خط نورد اندازه‌گیری گردید. آزمایش‌ها در دو شرایط مختلف با توجه به سابقه دمای نورد انجام شدند. ابتدا یک بیلت در شرایطی بنام 2P، به این شرح نورد شد: دمای بازگرمایش ۱۲۰۰°C، متوسط سرعت خنک‌سازی در طی نوردکاری ۱,۳°C/sec، دما در ابتدای کلاف کردن ۹۳۰°C و سرعت خنک‌سازی در استلمور ۵,۰°C/sec بود. در شرایط دوم، با نام 2C، خنک‌سازی سریع (ACC) بین پاس‌های ۱۳ تا ۱۸ با سرعت ۵,۰°C/sec بکار گرفته شد. به این ترتیب، دما در ورودی حلقه‌ساز کمتر از شرایط 2P، یعنی ۸۶۰°C و سرعت خنک‌سازی در استلمور، در طی تبدیل از آستنیت نیز سریع‌تر، بطور اسمی ۱۰°C/sec بود. بطور خلاصه، شرایط 2P برای منعکس کردن یک روش سنتی یا استاندارد نوردکاری طراحی شده بود و شرایط 2C با در نظر گرفتن خنک‌سازی سریع بین نورد مقدماتی و نهائی و در طی تبدیل فاز طراحی گردیده بود.

آزمایش مکانیکی - آزمایش‌های کشش طبق استاندارد ASTM-A370 [۱۱] بر روی دستگاه Instron 600 kN تا شکست از شرایط نوردکاری گرم انجام شدند. برای محاسبه مقادیر تنش از مساحت سطح مقطع اسمی میله‌ها استفاده شد و برای مقادیر کشیدگی طول مفید نمونه در نظر گرفته شد.

نتایج

پیش‌بینی خواص مکانیکی فولاد متوسط کربن ساده (فولاد غیر میکروآلیاژی) - خواص مکانیکی در نظر گرفته شده در اینجا تنش تسلیم و استحکام کششی، به ترتیب Re و Rm؛ کشیدگی، A؛ و کاهش سطح مقطع در نقطه شکست، Z، هستند. داده‌های گردآوری شده بیش از ۷۰۰ آزمایش صنعتی برای فولاد کربنی ساده و کم‌آلیاژ با استفاده از نرم‌افزار Minitab® مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفتند. یک رگرسیون چندمتغیره برای خواص مکانیکی بدست آمد. معناداری آماری با استفاده از مقادیر p کمتر از ۰,۰۱ برقرار شد و مدل تنظیم‌شده نهایی با در نظر گرفتن مربع R بالاتر از ۸۵ درصد بدست آمد، همانطور که در **شکل‌های 1a-1d** نشان داده شده است. دقت مدل‌های پیشنهادی در اینجا با توجه به پراکندگی ذاتی داده‌های صنعتی که معمولاً به همراه دارند، قابل توجه است.

چنانکه در شکل 1a دیده می‌شود، متغیرهای مهم برای مقادیر پیش‌بینی‌شده تنش‌های تسلیم عبارتند از: ترکیب شیمیایی که C، Mn، Cr و Mo را به عنوان مهمترین عناصر نشان می‌دهند و معکوس ریشه دوم اندازه دانه فریت (اثر Hall-Petch). مقدار مربع R برای متناسب‌سازی (برازش) ۹۰ درصد بود. به طور مشابه، مقادیر پیش‌بینی‌شده استحکام نهائی کشش به ترکیب شیمیایی، یعنی میزان C، Cr و Mn و همچنین معکوس ریشه دوم اندازه دانه فریت نهایی بستگی دارد. مقدار مربع R برای برازش پیشنهادی در اینجا ۹۷ درصد بود. از طرف دیگر، کارکرد نرمی (داکتیلیتی) پیش‌بینی‌کننده کشیدگی و کاهش سطح مقطع تا نقطه شکست تنها به ترکیب شیمیایی بستگی داشت. برازش بدست آمده در اینجا با مقادیر مربع R با ارقام ۹۱ درصد و ۸۶ درصد اندازه دانه فریت را از نظر آماری معنادار برای تأثیر بر پیش‌بینی‌ها لحاظ نکرد.



شکل ۱- مقایسه مقادیر اندازه گیری شده و پیش بینی شده برای تنش تسلیم (Re) (a)، استحکام کششی نهایی (Rm) (b)، کشیدگی (A) (c)، و کاهش سطح مقطع در نقطه شکست (Z) (d).

برای وضوح، معادلات درج شده در شکل‌های 1a-1d در اینجا بازنویسی می‌شوند:

$$\text{Re (MPa)} = -9 + 787 / \sqrt{GS} + 580\%C + 166\%Cr + 936\%Mo \quad \text{..... (معادله ۱)}$$

$$\text{Rm (MPa)} = 126 + 526 / \sqrt{GS} + 975\%C + 223\%Cr + 86\%Mn \quad \text{..... (معادله 2)}$$

$$\text{A (\%)} = 37 - 31\%C - 7\%Cr - 4\%Mn - 30\%Mo \quad \text{..... (معادله 3)}$$

$$\text{Z (\%)} = 80 - 54\%C - 156\%Al + 309\%Ti - 49\%Mo \quad \text{..... (معادله ۴)}$$

جدول ۲ اندازه دانه فریت محاسبه شده را برای گریدهای پایه و VNb نورد شده در شرایط معمولی (استاندارد) و خنک‌سازی

سریع نشان می‌دهد.

جدول ۲- اندازه دانه فریت محاسبه شده برای گریدهای پایه و VNb در شرایط 2P و 2C.		
آلیاژ/شرایط	2P (نوردکاری معمولی)	2C (نوردکاری با خنک‌سازی سریع)
پایه	۱۶ μm	۱۱ μm
VNb	۹ μm	۵ μm

به وضوح، خنک‌سازی سریع اندازه دانه فریت را هم در نورد فولادهای متوسط کربن ساده و هم در نورد فولادهای متوسط کربن میکروآلیاژی کاهش می‌دهد.

آنالیز رگرسیون انجام شده تاکنون محلول جامد را از طریق سهم ترکیب شیمیایی، و اندازه دانه در استحکام و نرمی فولادهای کربنی ساده در نظر گرفته است. اکنون، هنگام سروکار با ترکیبات میکروآلیاژی، باید سهم رسوب نیز مطرح شود.

پیش‌بینی خواص مکانیکی فولاد متوسط کربن (فولاد میکروآلیاژی)- به منظور پیش‌بینی خواص مکانیکی در نظر گرفته شده در اینجا برای فولادهای میکروآلیاژی متوسط کربن، باید سهم استحکام رسوبی در نظر گرفته شود. محاسبه سهم گفته شده از روش پیشنهادی Lapointe و همکاران در سال ۱۹۸۲ [۱۲] و بعداً اصلاح شده Gallego در سال ۲۰۰۳ [۱۳] برداشت شد. این نویسندگان سخت‌شدن ناشی از رسوب (Δ) را تخمین زده‌اند اگر رسوب بیشتر در آستنیت ($\Delta\sigma_{ppt-\gamma}$) یا در سطح مشترک آستنیت-

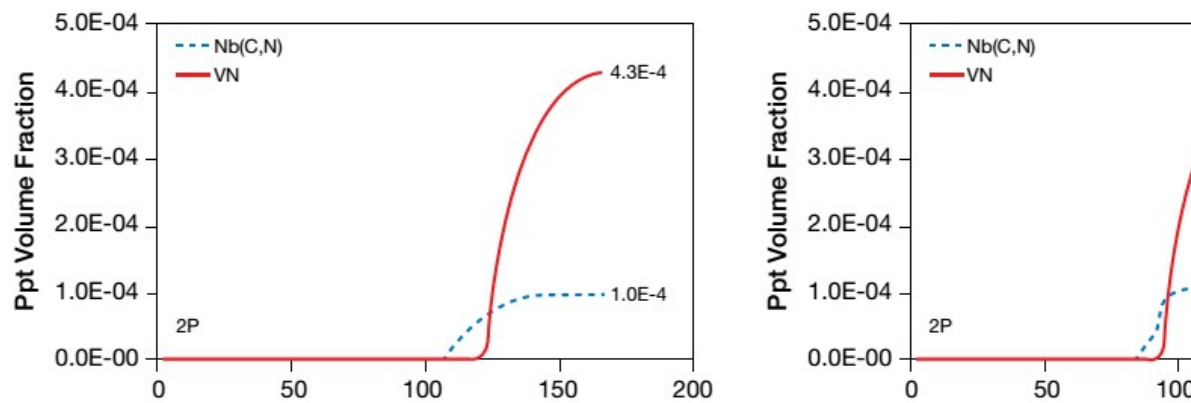
فریت γ/α ($\Delta\sigma_{ppt-IF}$) رخ دهد. به عبارت دیگر، سهم استحکام رسوبی در فریت ناچیز است. هنوز هم، طبق گفته این نویسندگان، اجزای استحکام‌دهنده ناشی از رسوب کردن در آستنیت و در سطح مشترک آستنیت-فریت را می‌توان با استفاده از معادله زیر تخمین زد:

$$\Delta\sigma_p = \sqrt{\Delta\sigma_{ppt-\gamma}^2 + \Delta\sigma_{ppt-I}^2} \dots\dots\dots (5 \text{ معادله})$$

در اینجا، مقادیر $\Delta\sigma_{ppt-\gamma}$ و $\Delta\sigma_{ppt-IF}$ را می‌توان با استفاده از مدل پیشنهادی Orowan-Ashby (۱۹۴۸، ۱۹۶۶) [۱۵، ۱۴] و بعداً تکمیل شده توسط Gladman (1997) [16] وقتی که حضور ذرات ریز در نظر گرفته شد، محاسبه کرد، چنانکه از معادله ۶ مشاهده می‌شود.

$$\Delta\sigma_p = \sqrt{\left(9 \frac{\sqrt{f_\gamma}}{d_{ppt-\gamma}} \ln(1640d_{ppt-\gamma})\right)^2 + \left(9 \frac{\sqrt{f_{IF}}}{d_{ppt-IF}} \ln(1640d_{ppt-IF})\right)^2} \dots\dots\dots (6 \text{ معادله})$$

در معادله ۶، f_γ ، f_{IF} و $d_{ppt-\gamma}$ و d_{ppt-IF} کسر حجمی رسوب کرده و متوسط اندازه رسوب به ترتیب در آستنیت و در سطح مشترک هستند. این معادله در طی چندین سال پیش‌بینی‌های رضایت بخشی را ارائه داده است که در چند کار تحقیقاتی منتشر گردیده‌اند: Kestenbach و همکاران (۲۰۰۱) و (۲۰۰۶) [۱۷، ۱۸]، Campos و همکاران (۲۰۰۱) [۱۹]، Sobral (۲۰۰۴) [۲۰]، Queyreau و همکاران (۲۰۱۰) [۲۱]، Morales و همکاران (۲۰۱۳) [۲۲] و Kamikawa و همکاران (۲۰۱۴) [۲۳]. همانطور که قبلاً ذکر شد، در این تحقیق از دو آزمایش نورد استفاده شده است: (الف) آزمایش 2P، طراحی شده برای منعکس کردن یک روش سستی نورد و (ب) شرایط 2C، طراحی شده برای استفاده از خنک‌سازی سریع بین نورد مقدماتی و نورد نهائی در طی تغییر فاز. حال، برای بدست آوردن سهم در استحکام ناشی از رسوب کردن، باید کسر حجمی رسوبات موجود در دمای اتاق را تخمین زده و اندازه متوسط این رسوبات را اندازه‌گیری کرد. کسر حجمی رسوب کرده با استفاده از مدل ارائه‌شده در جای دیگری [۲۴] محاسبه شد. تحول کسر رسوب کرده در طی نورد در شکل ۲ نشان داده شده است.



شکل ۲- کسر حجمی رسوبات به صورت تابعی از زمان نوردکاری برای شرایط 2P، روش نوردکاری معمولی (a) و 2C، آزمایش خنک‌سازی سریع (b).

با توجه به انواع میکروآلیاژی کردن و فرآیند ترمومکانیکی اعمال شده، اندازه متوسط رسوب در حدود ۶ nm بود [۲۷-۲۵]. مقادیر $\Delta\sigma$ با استفاده از معادله ۶ محاسبه شدند و سپس به خواص مکانیکی پیش‌بینی‌شده برای فولادهای غیر-میکروآلیاژی متوسط کربن اضافه شدند. جدول ۳ مقادیر خواص مکانیکی پیش‌بینی‌شده با استفاده از معادلات قبلاً ذکر شده و جدول ۴ خواص مکانیکی اندازه‌گیری شده از محصولات خط تولید صنعتی در شرایط نورد گرم شده را نشان می‌دهند.

جدول ۳ نشان می‌دهد که حداقل/حداکثر مقادیر Re برابر ۴۲۳/۳۹۵ MPa و حداقل/حداکثر مقادیر Rm برابر ۶۸۷/۶۶۸ MPa برای مرجع، فولاد پایه، هستند، در حالی که برای آلیاژ VNb، مقادیر Re و Rm بطور قابل توجهی بالاتر، به ترتیب ۶۴۸/۵۸۰ MPa و ۸۸۷/۸۴۱ MPa می‌باشند. با توجه به خواص نرمی، محاسبات همان مقادیر را برای فولادهای پایه و میکروآلیاژی، در حدود خطاهای آماری پیش‌بینی می‌کنند. البته، نرمی از اهمیت برخوردار است. افزایش استحکام بدون کاهش نرمی فقط از طریق ریز کردن دانه، همانند مورد فولاد میکروآلیاژی حاصل می‌شود. همچنین، قابل توجه اینکه افزایش استحکام بدست آمد حتی اگر فولاد

میکروآلیاژی کربن کمتری داشت، یعنی ۰,۳۰ درصد وزنی در مقایسه با ۰,۳۵ درصد وزنی در فولاد پایه.

جدول ۴ مقادیر اندازه‌گیری شده خواص مکانیکی را نشان می‌دهد. تمام مقادیر اندازه‌گیری شده کاملاً نزدیک به مقادیر پیش‌بینی شده بودند، در خطاهای آماری، یعنی در حدود $\pm 10\%$ درصد برای داده‌های استحکام و $\pm 20\%$ درصد برای نرمی. این حاشیه خطای نسبتاً باریک، به ویژه برای داده‌های استحکام، نشان می‌دهد که مدل ارائه‌شده در اینجا قابلیت استفاده برای پیش‌بینی مقادیر استحکام بطور مستقیم از خط نورد گرم را دارد، یا نیاز به آزمایش مکانیکی را برطرف نموده یا بطور قابل توجهی کاهش می‌دهد.

بحث

پیش‌بینی خواص مکانیکی فولاد متوسط کربن (فولاد

غیر میکروآلیاژی)- شکل ۱ نشان می‌دهد که خواص مکانیکی را می‌توان با تقریب در حدود $\pm 10\%$ درصد برای استحکام و در حدود $\pm 20\%$ درصد برای نرمی پیش‌بینی کرد. پیش‌بینی‌ها از بیش از ۷۰۰ تولید صنعتی بدست آمده است. بنابراین، می‌توان استنباط کرد که معادله‌های ۱ تا ۴ برای استفاده به عنوان پیش‌بینی‌کننده خواص مکانیکی فولادهای کربنی ساده متوسط کربن مناسب هستند، با خطاهای آماری که به درستی به کنار گذاشتن یا کاهش شدید نیاز به آزمایش مکانیکی در آزمایشگاه اشاره دارند.

پیش‌بینی خواص مکانیکی فولاد میکروآلیاژی متوسط کربن- پیش‌بینی خواص مکانیکی فولاد میکروآلیاژی نیز در انطباق با مقادیر اندازه‌گیری شده در حدود خطاهای آماری است. با وجود آن، مقادیر محاسبه شده در اینجا، به دو متغیر اصلی: اندازه متوسط رسوب که در اینجا از مطالب منتشره گرفته شده و کسر حجمی رسوب کرده، متکی هستند. بدست آوردن هر دو متغیر از طریق کار با میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، به ویژه کسر حجمی رسوب کرده، دشوار است. به همین دلیل است که این مقدار در اینجا از طریق مدل‌سازی تخمین زده شد و اندازه‌گیری نشد. با این وجود، نتایج برای استحکام و نرمی با نتایج پیش‌بینی‌شده انطباق نزدیکی داشتند که از رویکرد اتخاذ شده در اینجا پشتیبانی می‌کنند.

متالورژی فیزیکی پشت نورد گرم صنعتی- مطابق انتظار، فولاد میکروآلیاژی خواص مکانیکی بالاتری را برای تنش تسلیم و استحکام کششی نهائی ارائه داد. بدیهی است که این امر به دلیل کسر حجمی رسوبات تشکیل شده در طی نورد و اندازه دانه فریت ریزتر، ۱۶ و ۱۱ μm برای فولاد پایه در مقایسه با ۹ و ۵ μm برای فولاد میکروآلیاژی به ترتیب برای نوردکاری استاندارد یا نوردکاری با خنک‌سازی سریع است. در این تحقیق، کسر حجمی رسوب کرده طبق روش Medina و همکاران (۲۰۱۴) [۲۷] محاسبه شد، و تفاوت بین مقدار لحظه‌ای عنصر میکروآلیاژی در محلول جامد و مقدار تعادل عناصر رسوب‌کننده مذکور را می‌توان

جدول ۳- خواص مکانیکی پیش‌بینی‌شده برای یک فولاد پایه متوسط کربن ساده، فاقد عناصر میکروآلیاژی و برای فولاد متوسط کربن میکروآلیاژی VNb.				
خواص/شرایط	پایه		VNb	
	2P (نوردکاری معمولی)	2C (نوردکاری با خنک سازی سریع)	2P (نوردکاری معمولی)	2C (نوردکاری با خنک سازی سریع)
Re (MPa)	395	423	580	648
Rm (MPa)	668	687	841	887
A (%)	23	23	23	23
Z (%)	61	61	63	63
جدول ۴- خواص مکانیکی پیش‌بینی‌شده برای یک فولاد پایه متوسط کربن ساده، فاقد عناصر میکروآلیاژی و برای فولاد متوسط کربن میکروآلیاژی VNb.				
خواص/شرایط	پایه		VNb	
	2P (نوردکاری معمولی)	2C (نوردکاری با خنک سازی سریع)	2P (نوردکاری معمولی)	2C (نوردکاری با خنک سازی سریع)
Re (MPa)	386	431	585	620
Rm (MPa)	657	688	852	874
A (%)	23	22	22	21
Z (%)	62	62	62	61

در هر زمان در طی نورد گرم بدست آورد و از طریق ضرب هر دو امکان تخمین کسر حجمی رسوبات وجود داشت. کسرهای حجمی رسوبات برای شرایط نورد استاندارد به میزان $4.3E-4$ برای VN و به میزان $1.0E-4$ برای Nb(C,N) پیش‌بینی شده است. اکنون، برای شرایط خنک‌سازی سریع (ACC)، مقادیر پیش‌بینی‌شده مقادیر رسوب برابر با $4.2E-4$ برای VN و $1.1E-4$ برای Nb(C,N) هستند. کسر حجمی VN برای نورد در شرایط استاندارد اندکی بیشتر است در حالی که رسوب Nb(C,N) برای شرایط ACC کمی بیشتر است. همچنین، رسوب کردن مذکور پس از نورد گرم برای VN شروع می‌شود و، در مورد آلیاژ NbV، رسوب کردن Nb(C,N) بازهم در آخرین پاس‌های نوردکاری صورت می‌گیرد و پس از نورد گرم نیز ادامه دارد.

با صرفه (اقتصادی) بودن - رسیدن به تنش‌های تسلیم $580-620$ MPa فقط با استفاده از ترکیبی از Nb و V به روشی با صرفه (اقتصادی) امکان‌پذیر است. به عبارت دیگر، استفاده از V فقط به مقدار بیشتری از این عنصر برای رسیدن به استحکام مذکور در هزینه بالاتر بسته به قیمت بازار نیاز دارد. در حال حاضر، به نظر می‌رسد ترکیب Nb و V روش ناب‌تر و روشن‌تری در طراحی آلیاژ برای رسیدن به خواص بیان شده در اینجا باشد.

نتیجه‌گیری

از تحقیق ارائه شده در این مقاله می‌توان نتیجه‌گیری کرد:

۱. معادلات ارائه شده در اینجا می‌توانند برای پیش‌بینی استحکام با تقریب $\pm 10\%$ درصد خطا برای مقادیر استحکام و با تقریب $\pm 20\%$ درصد برای نرمی برای فولادهای متوسط کربن در شرایط نورد شده گرم چه به صورت خنک‌شده در یک فرآیند معمول (استاندارد) خنک‌سازی با هوا و چه به صورت خنک‌شده در یک فرآیند خنک‌سازی سریع (ACC) مورد استفاده قرار گیرند.
۲. پیش‌بینی استحکام برای فولاد میکروآلیاژی به کسر حجمی رسوب کرده و اندازه متوسط رسوب متکی می‌باشد که اندازه‌گیری هر دو دشوار است. مقادیر نزدیک بدست آمده برای مقادیر پیش‌بینی‌شده و اندازه‌گیری شده خواص مکانیکی نشان می‌دهند که روش ریاضی مورد استفاده در این مطالعه برای کسری که رسوب می‌کند به نوعی معتبر می‌باشد و بهتر است از آن در پیش‌بینی‌ها برای محصولات نورد گرم استفاده شود.
۳. به نظر می‌رسد که VN پس از نورد گرم رسوب می‌کند، همانطور که شناخته شده است. اما، Nb(C,N) در آخرین پاس نورد و همچنین پس از نورد گرم رسوب می‌کند، خواص استحکام را افزایش می‌دهد بدون آن که از خواص نرمی بکاهد.
- ۴- به نظر می‌رسد صرفه اقتصادی نشان می‌دهد که یک فولاد میکروآلیاژی Nb+V می‌تواند به خواص نزدیک به 600 MPa با کربن متوسط برسد. به نظر می‌رسد این ترکیب این روزها با صرفه‌تر از یک فولاد میکروآلیاژی فقط با V، البته با توجه به قیمت‌های روز بازار باشد.

مراجع:

1. Vander Voort, G.F., Metallography Principles and Practice, McGrawHill Book Co., London, U.K., 1984.
2. Han, K.; Edmonds, D.V.; and Smith, G.D.W., "Optimization of Mechanical Properties of High-Carbon Pearlite Steel With Si and V Addition," Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32, 2001, pp. 1313-1324.
3. Santos, D.B., Refining of Ferritic Grain Through Controlled Lamination with Deformation in the Biphase Region," (in Portuguese), doctoral thesis, CPGEM-EEUFMG, 1991, p. 252.
4. Yada, H., "Prediction of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling," Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel, Winnipeg, Man., Canada, 1987, pp. 105-119.
5. Rodrigues, P.C.M., "Relationship Between Microstructure and Properties of a Hot Rolled ARBL Steel With Accelerated Cooling," (in Portuguese), doctoral thesis, CPGEM-EEUFMG, 1998, p. 277.
6. Pickering, F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, Allied Science Publishers, London, U.K., 1978, p. 275.
7. Gladman, T.; McIvor, I.; and Pickering, F.B., "Some Aspects of the Structure-Property Relationships in High Carbon Ferrite-Pearlite Steels," Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 210, December 1972, pp. 916-930.
8. Hodgson, P.D., and Gibbs, R.K., "A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels," ISIJ International, Vol. 32, No. 12, 1992, pp. 1329-1338.
9. Gorni, A.A., and Branchini, O.L.G., "Microstructure-Mechanical Relationships in a Hot Rolled Biphase Steel," 1st

- Seminar on Sheet Metal for the Automotive Industry, ABM, São Paulo, Brazil, 1992, pp. 127–145.
10. ASTM E112, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, West Conshohocken, Pa., USA, 2003.
 11. ASTM A370, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM International, West Conshohocken, Pa., USA, 2017.
 12. Lapointe, A.J., and Baker, T.N., “Analysis of Strengthening Contribution at Peak Hardening From Precipitation in Vanadium Continuously Cooled From Austenite,” *Metal Science*, Vol. 16, 1982, pp. 207–216.
 13. Gallego, J., “Investigation by Electron Microscopy of Transmission of Hardening by Precipitation of Carbonitrides in Commercial Steels Microalloyed to Vanadium,” (in Portuguese), doctoral thesis, UFSCar, São Carlos, Brazil, 2003, p. 140.
 14. Orowan, E., “Internal Stresses in Metals and Alloys,” Symposium on Internal Stresses, The Institute of Metals, 1948, London, U.K., p. 451.
 15. Ashby, M.F., *Acta Metallurgica*, Vol. 14, 1966, p. 679.
 16. Gladman, T., *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, U.K., 1997, pp. 81–211.
 17. Kestenbach, H.J., and Gallego, J., “On Dispersion Hardening of Microalloyed Hot Strip Steels by Carbonitride Precipitation in Austenite,” *Scripta Materialia*, Vol. 5, 2001, pp. 791–796.
 18. Kestenbach, H.J.; Campos, S.S.; and Morales, E.V., “Role of Interphase Precipitation in Microalloyed Hot Strip Steels,” *Materials Science and Technology*, 2006, Vol. 22, pp. 615–626.
 19. Campos, S.S.; Morales, E.V.; and Kestenbach, H.J., “On Strengthening Mechanisms in Commercial Nb-Ti Hot Strip Steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32A, May 2001, pp. 1245–1248.
 20. Sobral, M.D.C., “Analysis of the Thermomechanical Process of Thin Plates of Microalloyed V-Nb Steel With Emphasis on the Precipitation of Carbonitrides,” (in Portuguese), doctoral thesis, UNICAMP, Campinas, Brazil, 2004, p. 147.
 21. Queyreau, S., et al., “Orowan Strengthening and Forest Hardening Superposition Examined by Dislocation Dynamics Simulations,” *Acta Materialia*, Vol. 58, 2010, pp. 5586–5595.
 22. Morales, E.V., et al., “Strengthening Mechanisms in a Pipeline Microalloyed Steel With a Complex Microstructure,” *Materials Science & Engineering A*, Vol. 585, 2013, pp. 253–260.
 23. Kamikawa, N., et al., “Tensile Behavior of Ti,Mo-Added Low-Carbon Steels With Interphase Precipitation,” *ISIJ International*, Vol. 54, No. 1, 2014, pp. 212–221.
 24. Pereda, B., et al., “Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels During Multipass Rolling,” *ISIJ International*, Vol. 48, 2008, pp. 1457–1466.
 25. Kundu, A., “Grain Structure Development During Casting, Reheating and Deformation of Nb-Microalloyed Steel. School of Metallurgy and Materials, thesis for degree of Doctor of Philosophy, University of Birmingham, Birmingham, U.K., March 2011, p. 322.
 26. Moura, T., et al., “Mathematical Model of Microstructural Evolution and Alloy Design for Nb Microalloyed Steels,” *TMP 2016 5th International Conference Thermomechanical Processing*, Milan, Italy, 2016, pp. 1–6.
 27. Medina, S.F., et al., “Model for Strain-Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45A, March 2014, pp. 1524–1539.