مجله مهندسی مکانیک مدرس، تیر 1394، دوره 15، شماره 4، ص‌ص 133-140

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

بررسی رفتار استحاله سرد شدن پیوسته در فولاد لوله انتقال نفت و گاز با گرید ایکس هفتاد

مصطفی نخعی [1]، سیدحجت هاشمی [2*]

1- دکترای مهندسی مکانیک، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان
2- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه بیرجند، بیرجند
*بیرجند، صندوق پستی 375-97175، shhashemi@birjand.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 10 آبان 1393
پذیرش: 30 دی 1393
ارائه در سایت: 06 اسفند 1393

کلید واژگان:
آزمون دیلاتومتری
نمودار استحاله سرد شدن پیوسته
فریت سوزنی
فولاد خط لوله انتقال انرژی
API X70

چکیده

در این تحقیق، آزمایش دیلاتومتری روی فولاد API X70 با نرخ‌های مختلف سرد کردن از 0/5 تا 40 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه انجام شد. سپس از میکروسکوپ نوری برای مشاهدات ریزساختاری و از ریزسختی‌سنجی به منظور تأیید ریزساختارهای حاصل استفاده شد. با استفاده از نتایج بدست آمده نمودار استحاله سرد شدن پیوسته فولاد مورد مطالعه ترسیم شد. با توجه به سرعت سرد کردن، ریزساختارهای مختلفی شامل فریت بینیتی کروی، پرلیت، فریت سوزنی و فریت بینیتی مشاهده شد. ریزساختار حاصل در سرعت‌های سرد کردن 0/5 تا 3/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه به طور عمده از فریت بینیتی کروی و کمی پرلیت تشکیل شده بود. با افزایش سرعت سرد کردن، ریزساختار عمده مشاهده شده در سرعت‌های سرد کردن 5 و 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، فریت سوزنی (که ریزساختار مطلوب برای فولاد لوله‌های انتقال انرژی است) و در سرعت‌های سرد کردن 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و بالاتر، ریزساختار فریت بینیتی، ریزساختار غالب مشاهده شده در این سرعت‌ها بود. بنابراین با مقایسه دقیق ریزساختارهای مشاهده شده با ریزساختار پایه فولاد مورد مطالعه در جهت میکروگرافی یکسان، نتیجه گرفته شد که در تولید فولاد مورد مطالعه استفاده از سرعت سرد کردن 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه بیشترین تناسب ریزساختاری با فولاد موردنظر را حاصل می‌کند. از نتایج تحقیق حاضر می‌توان برای طراحی عملیات ترمومکانیکی بهینه در داخل کشور (با انتخاب سرعت سرد کردن مناسب در فرآیند تولید فولاد) استفاده کرد.

Investigation of continuous cooling transformation behavior of API X70 gas and oil pipeline steel

Mostafa Nakhaei[1], Saeyed Hojjat Hashemi[2*]

1- Department of Mechanical Engineering, Sistan and Baluchestan University, Zahedan, Iran
2-Department of Mechanical Engineering , University of Birjand, Birjand, Iran
*P.O.B. 97175-376 Birjand, shhashemi@birjand.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 01 November 2014
Accepted 20 January 2015
Available Online 25 February 2015

Keywords:
Dilatometry test
CCT diagrams
Acicular Ferrite
Energy transportation pipeline steel
API X70

ABSTRACT

In this study, dilatometry examination was conducted on API X70 steel in a wide range of cooling rates from 0.5 to 40 °C/s. The optical microscopy observation and microhardness measurement were used to verify the observed microstructures. From the experimental results, the continuous cooling transformation curves (CCT) were constructed for API X70 pipeline steel. Different microstructures including granular bainite, pearlite, acicular ferrite and bainitic ferrite were observed depending on the cooling rate of tested samples. The obtained microstructure in 3.5 to 5 °C/s cooling rate was mainly granular bainitic ferrite and little pearlite. With increasing cooling rate, the observed dominant microstructure in 5 and 7.5 °C/s cooling rate was acicular ferrite (which is the desired microstructure in energy transportation pipeline steels) and the bainitic ferrite microstructure in 10 °C/s and upper cooling rates predominantly observed at these speeds. Thus, by carefully comparing of the observed microstructures with the studied steel microstructure in the same micrograph direction, it concluded that the production of steel in 7.5 °C/s cooling rate has the highest microstructure proportion with the desired steel. These results can be used to design the optimum thermo-mechanical control process (through the selection of proper cooling rate) in domestic manufacturing of the API X70 steel.

1- مقدمه

فولادهایی که در گستره وسیعی از کاربردهای مهندسی نظیر مصارف ساختمانی، شیرهای اطمینان، خطوط لوله و پل‌ها استفاده می‌شوند به نام فولادهای ساختمانی[1] نامیده می‌شوند. این فولادها ساختار فریتی – پرلیتی دارند و عناصر اصلی تشکیل دهنده آن‌ها کربن و منگنز می‌باشد. در برخی از این فولادها مقادیر کمی از عناصر آلیاژی نیوبیوم، آلومینیوم، وانادیوم و

1- Structural steels

Please cite this article using:
برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:
M. Nakhaei, S. H. Hashemi, Investigation of continuous cooling transformation behavior of API X70 gas and oil pipeline steel, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 4, pp. 133-140, 2015 (In Persian)

تیتانیوم به منظور افزایش استحکام افزوده می‌شود [1, 2]. این نوع از فولادها با نام فولادهای کم آلیاژ پر استحکام[1] نامیده می‌شوند که علاوه بر داشتن مقاومت حداقلی باید دارای قابلیت جوشکاری عالی و چقرمگی بالا (دمای انتقال نرم به ترد پایین[2]) نیز باشند. دسته‌ای از این فولادها که در ساخت لوله‌های انتقال نفت و گاز استفاده می‌شوند و توسط مؤسسه نفت آمریکا[3] استاندارد شده‌اند، فولادهای API نامیده می‌شوند [3]. استحکام بالا، قابلیت جوش‌پذیری مناسب، چقرمگی ضربه بالا و دمای انتقال شکست نرم به ترد پایین از ویژگی‌های اصلی این فولادها است [4،2]. کاربرد اصلی این فولادها در خطوط پرفشار انتقال نفت و گاز طبیعی در فواصل طولانی می‌باشد. به منظور کاهش هزینه‌های خط انتقال در سال‌های اخیر با افزایش گرید فولاد، قطر این لوله‌ها افزایش و ضخامت آنها کاهش یافته است [6،5]. در این میان فولاد خط لوله با گرید API X70 یکی از پرکاربردترین فولادهای خط لوله به خصوص در ایران می‌باشد [7].

توسعه این فولادها از طریق نوآوری‌های متالورژیکی در افزودن عناصر آلیاژی و همچنین روش‌های عملیات ترمومکانیکی[4]، حاصل شده است [8، 9]. بطور کلی هدف اصلی فرآیند ترمومکانیکی در فولادهای خط لوله کنترل ریخت شناسی[5]، ساختار و اندازه دانه آستنیت، بگونه‌ای است که محصول تحول آستنیت به فریت، ساختار مناسب و مطلوب داشته باشد. عملیات فرآیند ترمومکانیکی از سه مرحله بازگرم، نورد کنترل شده و سرد کردن سریع تشکیل شده است. نورد کنترل شده فرآیندی است که در آن دما و تغییر شکل برای دست‌یابی به اهداف ویژه استحاله آستنیت کنترل می‌شود [11،10]. در این فرآیند، تختال بازگرم شده در دو مرحله نورد خشن و پرداخت می‌شود. در نورد خشن که در چند عبور در دمایی بالاتر از دمای عدم تبلور مجدد[6] انجام می‌شود، دانه‌های آستنیت ریزدانه می‌شود. عبورهای نورد پرداخت در دماهایی پایین‌تر از دمای عدم تبلور مجدد و بالاتر از دمای شروع استحاله آستنیت به فریت انجام می‌شود. در این مرحله اثر قفل‌کنندگی رسوبات بر مرز دانه‌های آستنیت منجر به کشیده شدن دانه‌های آستنیت می‌شود و مکان‌های جوانه زدن فریت از آستنیت (مرز دانه‌های آستنیت و نوارهای تغییر شکلی) را افزایش می‌دهد [12]. سرد کردن سریع پس از نورد کنترل شده منجر به تولید ریزساختار ریزدانه‌ای با فاز غالب فریت سوزنی می‌شود که در نهایت ترکیب مناسبی از استحکام و چقرمگی برای فولادهای خط لوله حاصل می‌شود [14،13،1].

کنترل خواص مکانیکی در دمای بالا و رفتار ترمومکانیکی برای فولادهای آلیاژی شامل چگونگی انجام استحاله در دماهای بالا، میانی و پایین بر اساس نوع سیکل سرد شدن و نیز تحولات ریزساختاری برای فولادسازی در جهت طراحی سیکل مناسب و تولید ساختار مطلوب از اهمیت خاصی برخوردار است [15]. دیلاتومتری ابزاری قدرتمند جهت تعیین استحاله‌های فازی جامد-جامد در فولادها می‌باشد. با استفاده از تحلیل اطلاعات منحنی‌های دیلاتومتری، نمودارهای گرم شدن پیوسته[7] و سرد شدن پیوسته[8] تعیین می‌گردند و امکان پیش‌بینی ریزساختار را برای سرعت‌های گرمایش و سرمایش مختلف فراهم می‌کند [16]. نمودارهای انتقال پیوسته در طراحی پارامترهای بهینه فرآیند و به دست آوردن مستقیم ریزساختار و خواص مکانیکی فولادها در حین فرآیندهای صنعتی کاربرد دارند. با توسعه روش‌های شبیه‌سازی می‌توان ارتباط بین ریزساختار، خواص و پارامترهای فرآیند را به وسیله نمودارهای سرد شدن پیوسته پیشگویی کرد [17].

با توجه به اهمیت فولاد API X70 تحقیقات بسیاری در داخل و خارج از کشور روی آن انجام شده است. در گروه پژوهشی مطالعات لوله و صنایع وابسته دانشگاه بیرجند نیز در سال‌های اخیر مطالعات گسترده‌ای روی این فولاد و بررسی خصوصیاتی مانند ترکیب شیمیایی، ریزساختار، استحکام، چقرمگی و انرژی شکست ضربه آن انجام شده است [7، 18، 19]. در تحقیق حاضر، نتایج انجام آزمون دیلاتومتری بر روی فولاد API X70 برای اولین بار در کشور با هدف فراهم کردن دانش پایه برای بومی سازی تولید این فولاد در کشور ارائه شده است. ریزساختارهای مشاهده شده توسط میکروسکوپ نوری در سرعت‌های سرد کردن مختلف نشان داده شده و محدوده تشکیل فریت سوزنی در این فولاد تعیین شده است. از نتایج می‌توان برای طراحی عملیات ترمومکانیکی بهینه (با انتخاب سرعت سرد کردن مناسب) استفاده کرد.

2- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد API X70 مورد استفاده در تحقیق حاضر در جدول 1 نشان داده شده است [18].

به منظور انجام آزمون دیلاتومتری در این تحقیق، از دستگاه دیلاتومتری بائر[9] مدل DIL-805A/D (در کارخانه فولاد آلیاژی اصفهان) برای تهیه نمودار استحاله سرد شدن پیوسته فولاد مورد مطالعه و بررسی استحاله آن طی سرد شدن پیوسته استفاده شده است. این دستگاه قابلیت عملیات حرارتی به روش القایی و قابلیت سرد شدن نمونه‌ها با سرعت‌های مختلف توسط دمش گاز خنثی را دارا است. همچنین این دستگاه قابلیت ثبت تغییرات میکرونی ابعاد نمونه‌ها (با توجه به تغییرات دما) و تعیین زمان شروع و پایان استحاله فازی را دارد. محفظه عایق دستگاه از جنس آلومینیوم مقاوم به خوردگی می‌باشد. دستگاه به پمپ‌های خلاء مجهز می‌باشد که با ایجاد خلاء از اکسیداسیون نمونه‌ها در حین آستنیته کردن جلوگیری می‌کند. شکل 1 تصویری از دستگاه مذکور را نشان می‌دهد [20].

نمونه‌های دیلاتومتری استوانه‌ای از بدنه لوله فولادی (فولاد API X70 تجاری ساخته شده توسط شرکت پوسکوی کشور کره جنوبی) در راستای نورد با قطر 4 و طول 10 میلی‌متر تهیه شده‌اند. برای سرعت‌های بالاتر سردکردن از نمونه‌های توخالی با قطر داخلی 3/6 میلی‌متر استفاده شد. با استفاده از این نمونه‌ها امکان دست‌یابی به سرعت‌های سرد کردن بالاتر توسط دمش گاز خنثی فراهم می‌شود. برای تهیه نمونه‌های توخالی با ضخامت 0/2 میلی‌متر نمونه‌های جدا شده توسط اره نواری پس از گرد شدن بر روی ماشین تراش و انجام عملیات پیشانی تراشی، به منظور ایجاد قطر داخلی مته کاری شدند. سپس نمونه‌ها با عملیات روتراشی (با جا زدن قید و بند به قطر 3/6 میلی‌متر در سوراخ ایجاد شده در نمونه) به قطر نهایی تراشکاری شدند (قید و بند به گونه‌ای طراحی شد تا با گرفته شدن توسط مته مرغک از ایجاد لنگ در قطعه‌کار جلوگیری کند و امکان ماشین‌کاری جداره نازک را فراهم سازد). در پایان نمونه‌ها با قلم برش جدا شدند. نمونه‌های توپر نیز به روش مشابه البته بدون نیاز به مته‌کاری و استفاده از قید و بند خاص تهیه شدند.

1- High Strength Low Alloy Steels- HSLA
2- Low ductile to brittle transition temperature
3- American Petroleum Institute- API
4- Thermo Mechanical Processing- TMP
5- Morphology
6- Temperature of no recrystallization- Tnr
7- Continuous Heating Transformation- CHT
8- Continuous Cooling Transformation- CCT
9- Baehr

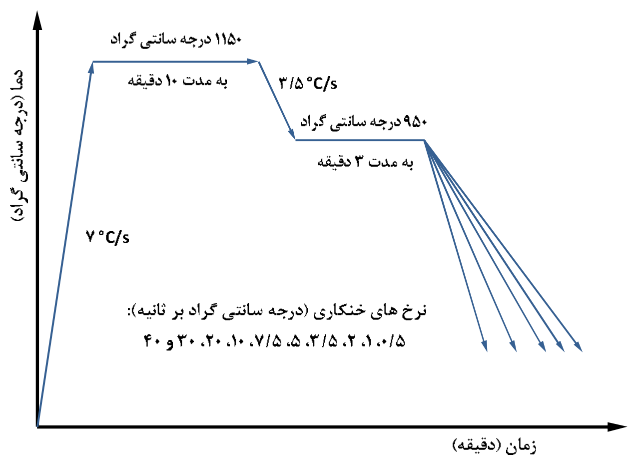
جدول 1 ترکیب شیمیایی فولاد API X70 [18]

Cu	V	Cr	Ni	Ti	Mo	Cu	Nb	Al	S	P	Si	Mn	C
0/01	0/04	0/01	0/187	0/018	0/24	0/01	0/05	0/03	0/015	0/008	0/2	1/5	0/05

شکل 1 دستگاه دیلاتومتری استفاده شده در این تحقیق [20]

نمونه‌های آزمون دیلاتومتری ابتدا با سرعت 7 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه تا دمای 1150 درجه سانتی‌گراد گرم و در این دما به مدت 10 دقیقه آستنیته شدند، سپس با سرعت 3/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه تا دمای 950 درجه سانتی‌گراد سرد شدند، به منظور همگن شدن دما، نمونه‌ها به مدت 3 دقیقه در این دما قرار گرفتند. پس از آن با سرعت‌های مختلف سرد کردن شامل: 0/5، 1، 2، 3/5، 5، 7/5، 10، 20، 30 و 40 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه مطابق شکل 2 تا رسیدن به دمای محیط سرد شدند.

برای مشاهده ریزساختار، ابتدا نمونه‌های استوانه‌ای از وسط توسط دستگاه وایرکات برش زده شدند (با توجه به کوچک بودن و ظریف بودن نمونه‌ها امکان استفاده از سایر روش‌های ماشین‌کاری به گونه‌ای که هر دو نیمه نمونه‌ها قابل استفاده باشند وجود نداشت). این کار امکان مشاهده ریزساختار در وسط نمونه را فراهم می‌کند. از آنجا که تغییرات دمای نمونه برای ناحیه وسط آن توسط دستگاه دیلاتومتری ثبت می‌شود، انجام این کار بر دقت انجام آزمایش می‌افزاید. سپس نمونه‌های بریده شده مانت سرد شدند و مراحل سنباده‌زنی و پولیش‌کاری بر روی آن‌ها انجام شد. برای پولیش‌کاری از نمد پولیش و پودر آلومینا با اندازه دانه 0/3 میکرون استفاده شد. برای حکاکی نمونه‌ها از محلول نایتال (محلول اسید نیتریک در الکل اتیلن) 3% استفاده شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری اولیمپوس[1] مدل GX51 مشاهده شد.



شکل 2 برنامه زمانی آزمون‌های دیلاتومتری

1- Olympus

ریزسختی‌سنجی نمونه‌ها تحت بار 100 گرمی انجام و بصورت عدد سختی ویکرز ارائه شد. برای ریزسختی‌سنجی از دستگاه استروئرز درامین[2] (در دانشگاه حکیم سبزواری) استفاده شد. ریزسختی‌سنجی بر روی سطح مقطع نمونه‌ها (وسط نمونه) انجام و برای هر یک از نمونه‌ها 5 بار تکرار شد.

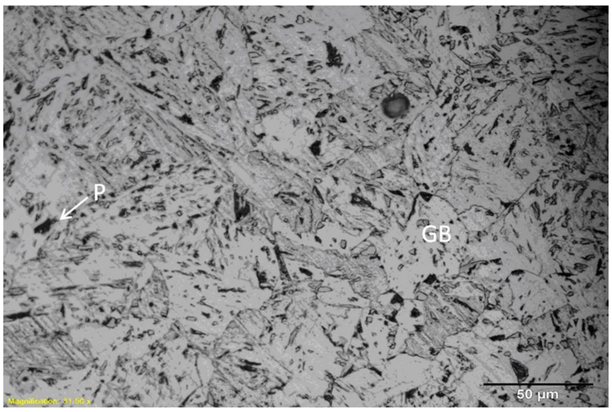
به منظور تعیین کمی درصد فازهای موجود در ریزساختار فولاد مورد مطالعه در سرعت‌های سرد کردن مختلف از روش نقطه‌شماری مطابق استاندارد ASTM E 562 استفاده شده است. در این روش از شبکه‌ای از نقاط بر روی تصویر استفاده می‌شود. درصد نقاطی از شبکه که بر روی فاز مورد نظر قرار می‌گیرند، درصد حجمی آن فاز در ریزساختار تلقی می‌شود. با توجه به مشاهدات چشمی اولیه، در مطالعه حاضر از یک شبکه 100 نقطه‌ای برای تعیین درصد فازها در همه نمونه‌های دیلاتومتری استفاده شده است.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختارهای مشاهده شده

ریزساختارهای مشاهده شده پس از انجام آزمایشات دیلاتومتری در سرعت‌های مختلف به همراه ریخت‌شناسی هر یک از این ریزساختارها، در این قسمت بررسی شده است.

در سرعت‌های سرد کردن پایین شامل 0/5، 1، 2 و 3/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار حاصل عمدتاً شامل فریت بینیتی کروی[3] می‌باشد. در سرعت سرد کردن 0/5 و 1 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه مقادیر کمی پرلیت[4] ریز و/یا سمنتیت نیز دیده می‌شود. پرلیت ساختار لایه‌ای شامل فریت و سمنتیت است که از رشد همزمان فریت و سمنتیت به وجود می‌آید و در تصویر به رنگ تیره قابل مشاهده است. مقادیر بالای عناصر آلیاژی منگنز، نیکل، مولیبدن و کرم از تشکیل فریت و همچنین پرلیت درشت با کسر حجمی زیاد حتی در سرعت‌های پایین استفاده شده در این تحقیق نیز جلوگیری می‌کند. محدوده سختی به دست آمده برای ریزساختار فریت بینیتی کروی بین 210 تا 220 ویکرز متغیر بود. شکل 3 ریزساختار مشاهده شده در سرعت سرد کردن 0/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه را نشان می‌دهد.



شکل 3 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 0/5 درجه سانتی گراد بر ثانیه

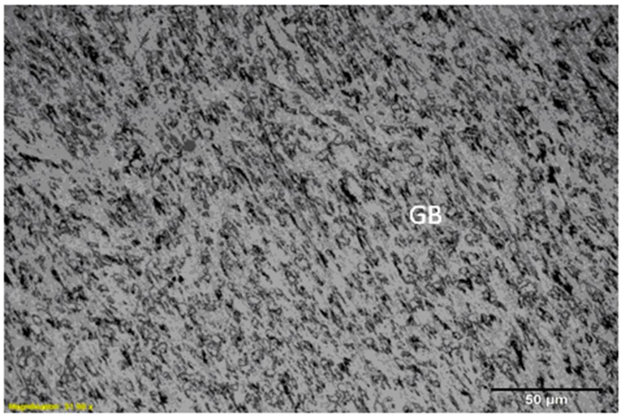
2- Struers Duramin
3- Granular Bainitic ferrite (GB)
4- Pearlite (P)

همانطور که در این شکل مشخص است ریزساختار حاصل شامل فریت بینیتی کروی به همراه مقادیر کمی پرلیت ریز که در زمینه بینیتی پراکنده شده است، می‌باشد. فریت بینیتی کروی مخلوطی از فریت و فازهای ثانویه در داخل زمینه فریت یا در امتداد مرزهای آن است. فازهای ثانویه معمولاً شامل (مارتنزیت/آستنیت[1]) و یا مارتنزیت و یا آستنیت باقیمانده تشکیل شده است. این ریزساختار توسط ترکیب دو مکانیزم نفوذ و برش ایجاد می‌شود. پیشنهاد شده است که فریت بینیتی کروی در نتیجه نفوذ سریع اتم‌های کربن از فصل مشترک فریت /آستنیت در سرعت‌های سرد کردن پایین به وجود می‌آید و از تشکیل سمنتیت جلوگیری می‌شود. با افزایش درصد کربن در آستنیت باقیمانده از ادامه استحاله آستنیت جلوگیری شده و حبس آستنیت[2] با این ساز و کار منجر به ایجاد شکل ظاهری فریت بینیتی کروی می‌شود [21].

شکل 4 ریزساختار حاصل در سرعت سرد کردن 1 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه را نشان می‌دهد. این ریزساختار نیز مشابه ریزساختار قبلی عمدتاً شامل فریت بینیتی کروی در زمینه فریتی بوده که مقادیر کمی پرلیت ریز نیز به صورت پراکنده در آن قابل مشاهده است. با این حال در این ریزساختار نسبت به ریزساختار قبلی زمینه فریتی ریزتر شده و از مقدار پرلیت نیز کاسته شده است.

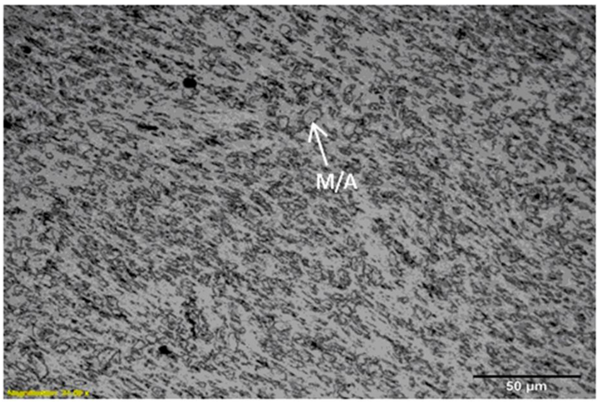
در سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه ریزساختار حاصل به طور عمده از فریت بینیتی کروی در زمینه فریتی تشکیل شده است. در این ریزساختار نیز مشابه روند قبلی زمینه فریتی ریزتر شده و تقریباً پرلیت مشاهده نمی‌شود. شکل 5 ریزساختار مربوط به سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه را نشان می‌دهد. با مقایسه ریزساختارهای فریت بینیتی کروی مشاهده شده در سرعت‌های 0/5، 1 و 2 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (شکل 3 تا شکل 5) می‌توان گفت که با افزایش سرعت سرد کردن، اندازه جزایر مارتنزیت/آستنیت موجود در این ریزساختار ریزتر شده است.

همانطور که در شکل 6 نشان داده شده است، در ریزساختار حاصل که مربوط به سرعت سرد کردن 3/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه می‌باشد، علاوه بر فریت بینیتی کروی مقادیر کمی فریت سوزنی[3] نیز مشاهده می‌شود. شکل ظاهری فریت سوزنی در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری همانطور که در شکل 7 نشان داده شده است، به شکل لایه‌های فریت در هم پیچیده ناموازی و یا دانه‌های ریز فریت ناهم‌محور قابل مشاهده است. شکل ظاهری فریت سوزنی از لایه‌های ناموازی فریت در هم پیچیده تشکیل شده است.



شکل 4 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 1 درجه سانتی گراد بر ثانیه

1- Martensite/Austenite (M/A)
2- Austenite entrapment
3- Acicular Ferrite (AF)



شکل 5 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی گراد بر ثانیه

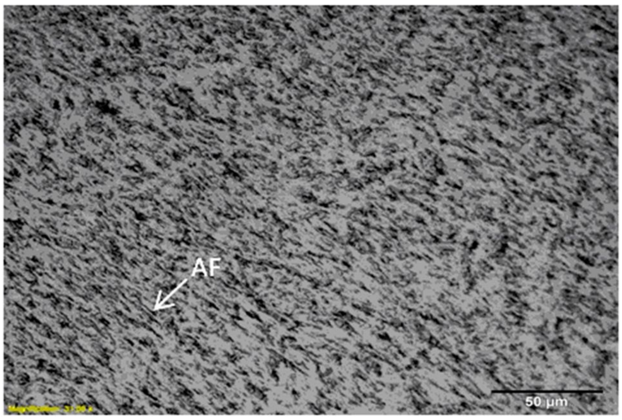
مقداری فاز ثانویه و فریت با چگالی نابجایی بالا در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری تهیه شده از این ریزساختار قابل مشاهده است [22].

فاز ثانویه مارتنزیتی نیز در داخل لایه‌های فریت مشاهده می‌شود، همچنین چگالی بالای نابجایی نیز در داخل دانه‌های فریت سوزنی مشاهده می‌شود که نشان دهنده رفتار استحاله بین فریت و مارتنزیت (برای فریت سوزنی) است. این مد استحاله شامل تشکیل مجدد اتم‌های آن نمی‌شود ولی منجر به کرنش شدید و ایجاد چگالی بالای نابجایی و استحکام بالا در محصول نهایی می‌شود.

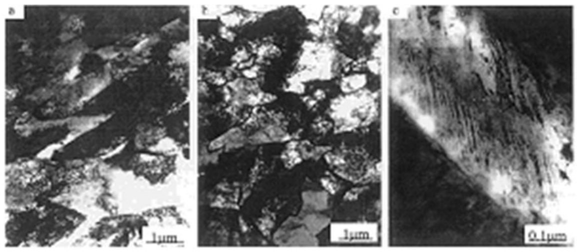
در سرعت سرد کردن 5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار حاصل مشابه ریزساختار مرحله قبل شامل فریت بینیتی کروی و فریت سوزنی (فریت‌های غیر هم محور که در جهت‌های مختلف رشد کرده‌اند) می‌باشد (شکل 8). با این تفاوت که از میزان فریت بینیتی کروی به مقدار قابل توجهی کاسته شده و کسر حجمی فریت سوزنی افزایش یافته است. همانطور که اشاره شد، فریت سوزنی فازی پرزیرساختار و غیر هم محور است که در طی سرد کردن سریع توسط دو استحاله نفوذ و برش ایجاد می‌شود [23].

با افزایش سرعت سرد کردن به 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار حاصل همانطور که در شکل 9 نشان داده شده است، بطور عمده از فریت سوزنی تشکیل شده است. اندازه متوسط دانه در این ریزساختار نسبت به ریزساختار قبلی کاهش یافته است. محدوده سختی به دست آمده برای ریزساختار فریت سوزنی بین 230 تا 250 ویکرز متغیر بود.

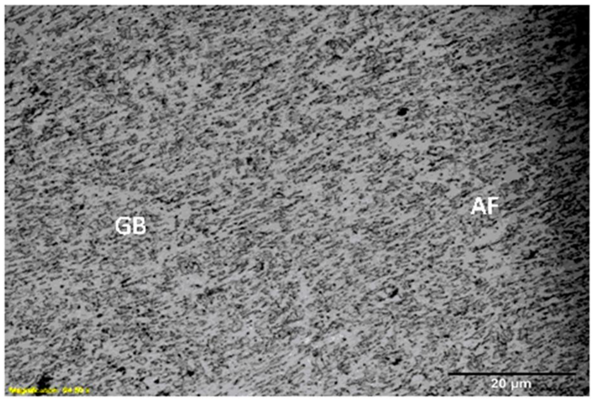
در سرعت‌های سرد کردن بالاتر از 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه از نمونه‌های استوانه‌ای توخالی با ضخامت 0/2 میلی‌متر استفاده شده است. این مسئله باعث شد متالوگرافی نمونه‌ها با دشواری بیشتری انجام شود (زیرا وجود سطح مقطع نازک سنباده‌زنی و پولیش‌کاری نمونه‌ها را دشوارتر کرد).



شکل 6 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 3/5 درجه سانتی گراد بر ثانیه



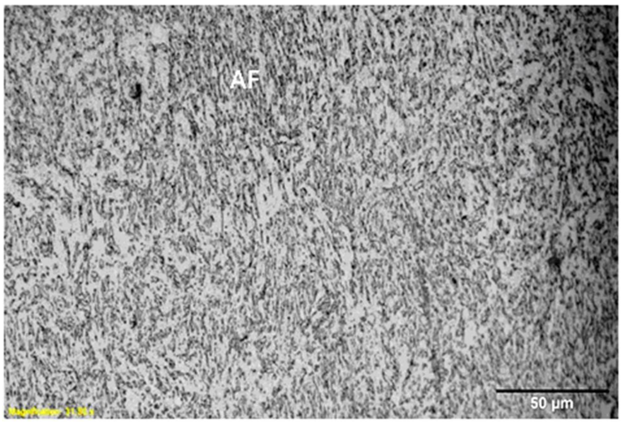
شکل 7 ریزساختار فریت سوزنی، a) لایه‌های درهم پیچیده ناموازی فریت، b) ساختار ناهم‌محور ریزدانه، c) فاز ثانویه مارتنزیت در لایه فریت سوزنی [22]



شکل 8 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 5 درجه سانتی گراد بر ثانیه

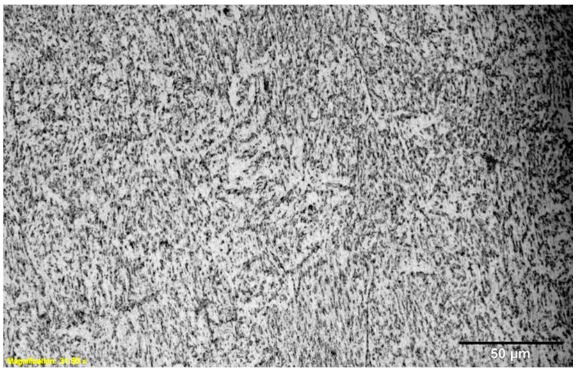
با افزایش سرعت سرد کردن، در سرعت سرد کردن 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار حاصل مشابه ریزساختار قبلی شامل فریت سوزنی می‌باشد، با این تفاوت که در ریزساختار اخیر مقادیر کمی فریت بینیتی[1] نیز مشاهده می‌شود. با مقایسه ریزساختارهای مشاهده شده در سرعت‌های سرد کردن 7/5 و 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (شکل 9 و شکل 10) می‌توان انتقال از ساختار فریت سوزنی به ساختار فریت بینیتی را به وضوح مشاهده کرد.

فریت بینیتی ساختار لایه‌ای از فریت سوزنی و فازهای ثانویه در امتداد مرزها می‌باشد. گرچه رشد فریت سوزنی شبیه فریت بینیتی است ولی ظاهر این دو ریزساختار با یکدیگر متفاوت است. فریت بینیتی از فریت‌های موازی با ساختار لایه‌ای و مقداری سمنتیت کره-مانند[2] و/یا میله-مانند[3] در داخل لایه‌های فریت با مرز دانه‌های آشکار آستنیت اولیه تشکیل شده است [22]. در شرایط اعمال تغییر شکل، ممکن است فریت سوزنی از لایه‌های موازی تشکیل شده باشد، عدم وجود سمنتیت در داخل لایه فریت و رشد درون



شکل 9 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 7/5 درجه سانتی گراد بر ثانیه

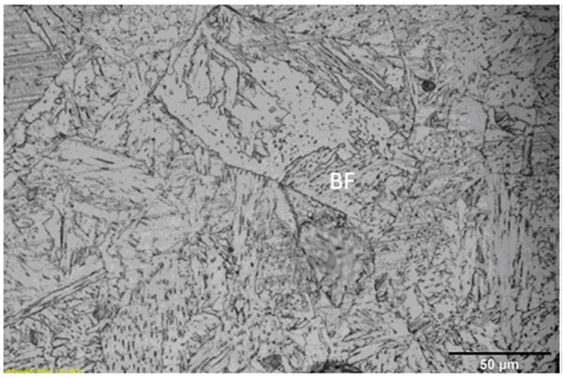
1- Bainitic Ferrite (BF)
2- Granule-like
3- Rod-like



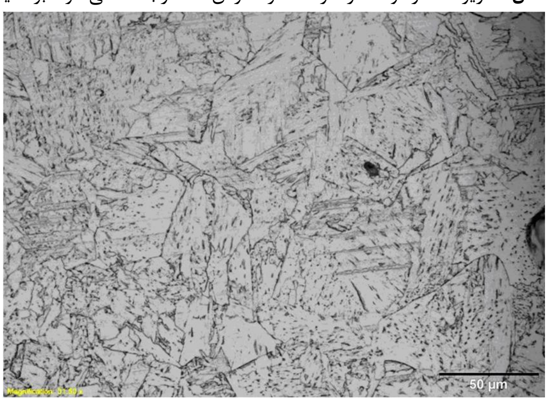
شکل 10 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 10 درجه سانتی گراد بر ثانیه

دانه‌ای (برخلاف فریت بینیتی که از مرز دانه‌های آستنیت اولیه رشد می‌کند) مهمترین وجوه تمایز فریت سوزنی و فریت بینیتی را تشکیل می‌دهند. برای مشاهده درون دانه‌های فریت سوزنی همانطور که در شکل نشان داده شده است، باید از مشاهدات میکروسکوپ الکترونی عبوری استفاده کرد، که در تحقیق حاضر میسر نبود.

در سرعت‌های سرد کردن بالاتر از 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار حاصل به طور عمده شامل فریت بینیتی می‌باشد. شکل 11 ریزساختار حاصل در سرعت سرد کردن 20 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود ریزساختار فریت بینیتی با مرز دانه‌های آستنیت اولیه در این سرعت سرد کردن به وضوح قابل رؤیت است. در سرعت سرد کردن 30 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ریزساختار غالب همچنان فریت بینیتی است با این تفاوت که اندازه بسته‌های بینیت[4] کوچکتر شده و مرز دانه‌های آستنیت اولیه نیز واضح‌تر شده است. شکل 12 ریزساختار مربوط به این سرعت سرد کردن را نشان می‌دهد.



شکل 11 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 20 درجه سانتی گراد بر ثانیه



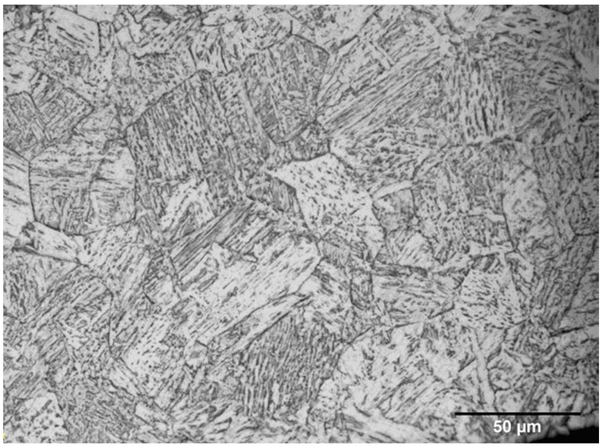
شکل 12 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 30 درجه سانتی گراد بر ثانیه

4- Packet size of bainitic

شکل 13 ریزساختار مربوط به نمونه سرد شده با سرعت 40 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه را نشان می‌دهد. در این شکل نیز ریزساختار غالب مانند ریزساختار قبلی فریت بینیتی می‌باشد. مرز دانه‌های آستنیت اولیه مشخص‌تر شده و اندازه بسته‌های بینیتی نیز کاهش یافته است. محدوده سختی به دست آمده برای ریزساختار فریت بینیتی بین 250 تا 280 ویکرز متغیر بود. بطور کلی و بر اساس مشاهدات موجود می‌توان گفت، وجود مقادیر زیاد عناصر میکروآلیاژی نظیر منگنز، مولیبدن و نیوبیوم در این فولاد باعث تشکیل فازهای استحاله شده واسطه‌ای[1] نظیر بینیت و فریت سوزنی شده و از تشکیل مقادیر قابل توجه فریت چندوجهی و پرلیت جلوگیری شده است.

3-2- درصد حجمی فازهای موجود در هر یک از سرعت‌های سرد کردن

همانطور که در فصل قبل اشاره شد، از روش نقطه شماری به منظور تعیین کمی درصد فازهای موجود در ریزساختار فولاد مورد مطالعه در سرعت‌های سرد کردن مختلف استفاده شده است. درصد نقاطی از شبکه که بر روی فاز موردنظر قرار می‌گیرند به عنوان درصد حجمی آن فاز در ریزساختار تلقی می‌شود. جدول 2 درصد حجمی فازهای مختلف در ریزساختارهای حاصل مربوط به فولاد API X70 مورد مطالعه که در سرعت‌های سرد کردن مختلف به دست آمده است را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، فازهای فریت بینیتی کروی، پرلیت، فریت سوزنی و فریت بینیتی به عنوان فازهای اصلی حاصل در سرعت‌های سرد کردن مختلف معرفی شده است.



شکل 13 ریزساختار فولاد در سرعت سرد کردن 40 درجه سانتی گراد بر ثانیه

جدول 2 درصد حجمی فازهای موجود در ریزساختار در سرعت‌های سرد کردن مختلف

سرعت سرد کردن (°C/s)	فریت بینیتی کروی	پرلیت	فریت سوزنی	بینیت
0/5	90	10	-	-
1	95	5	-	-
2	100	-	-	-
3/5	88	-	12	-
5	5	-	95	-
7/5	-	-	100	-
10	-	-	78	22
20	-	-	-	100
30	-	-	-	100
40	-	-	-	100

1- Intermediate Transformations

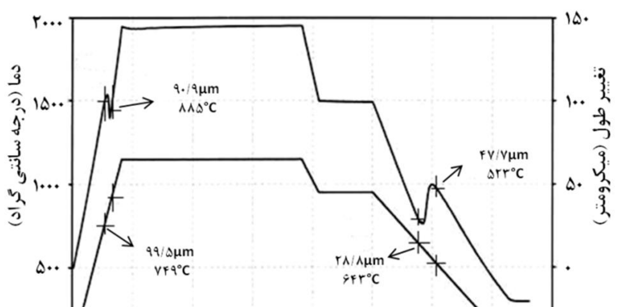
3-3- مقایسه ریزساختارهای مشاهده شده با ریزساختار فولاد پایه

همانطور که اشاره شد در فولادهای خط لوله دست‌یابی به ریزساختار فریت سوزنی تضمینی برای رسیدن به استحکام و چقرمگی مطلوب در این فولادها می‌باشد. با مقایسه دقیق ریزساختارهای مشاهده شده با ریزساختار پایه فولاد مورد مطالعه در جهت میکروگرافی یکسان (عمود بر امتداد نورد) می‌توان نتیجه گرفت که در تولید فولاد مورد مطالعه استفاده از سرعت سرد کردن 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (با توجه به حصول ریزساختار فریت سوزنی) بیشترین تناسب ریزساختاری با فولاد موردنظر را حاصل می‌کند. بنابراین در هنگام طراحی تجهیزات مرتبط با سرد کردن سریع باید دست‌یابی به سرعت سرد کردن 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه در مرکز ورق را مدنظر قرار داد. همانطور که اشاره شد، سرعت سرد کردن مناسب در طراحی عملیات ترمومکانیکی تولید فولادهای خط لوله، یکی از مهمترین مشخصه‌ها می‌باشد.

3-4- نمودار CCT فولاد API X70 مورد مطالعه

با رسم تغییرات دما و طول نمونه نسبت به زمان می‌توان نقاط شروع و پایان دگرگونی و استحاله فازی[2] را به ترتیب طی گرم کردن و سرد کردن نمونه تعیین کرد. به عنوان نمونه، منحنی‌های تغییر دما و طول نمونه نسبت به زمان مربوط به نمونه‌ی با سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه مطابق زمان‌بندی طراحی شده، در شکل 14 نشان داده شده است.

همانطور که مشاهده می‌شود با گرم کردن پیوسته، نمونه دچار انبساط حرارتی می‌شود و منحنی اتساع نمونه نسبت به زمان روندی خطی دارد. با شروع دگرگونی آستنیتی، انقباض ناشی از تغییر فاز به صورت تغییر در شیب اتساع نمونه آشکار می‌شود. پس از پایان دگرگونی آستنیتی، منحنی اتساع نمونه نسبت به زمان مجدداً از روندی خطی پیروی می‌کند. نقاط شروع و پایان دگرگونی آستنیتی توسط نرم‌افزار دستگاه به ترتیب برابر 749 و 885 درجه سانتی‌گراد محاسبه شده‌اند. در این خصوص، پس از تعیین نقاط شروع و پایان انحراف از خطی بودن در منحنی اتساع نمونه نسبت به زمان و تعیین زمان‌های مرتبط، دماهای شروع و پایان دگرگونی آستنیتی به طور متناظر از روی منحنی دما-زمان به دست می‌آیند. در ادامه روند انجام آزمایش، نمونه در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد به مدت 10 دقیقه به منظور اطمینان از آستنیته شدن کامل نگه داشته شده است. سپس به دمای 950 درجه سانتی‌گراد سرد شده و پس از نگهداری به مدت 3 دقیقه در این دما، با



شکل 14 تغییرات دما (نمودار پایینی) و طول نمونه (نمودار بالایی) نسبت به زمان با توجه به چرخه انجام آزمایشات دیلاتومتری طراحی شده برای نمونه با سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی گراد بر ثانیه

2- Formation and Transformation

سرعت سرد کردن 2 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه تا دمای محیط سرد شده است. نقاط شروع و پایان استحاله آستنیت به فریت توسط نرم‌افزار دستگاه ضمن تشخیص نقاط شروع و پایان خارج از خطی بودن (مشابه توضیحی که برای تعیین نقاط شروع و پایان دگرگونی آستنیتی داده شد)، به ترتیب برابر 523 و 643 درجه سانتی‌گراد محاسبه شده است. جدول 3 دماهای شروع و پایان استحاله آستنیت به فریت مربوط به سرعت‌های سرد کردن مختلف که به طور مشابه از طریق منحنی‌های تغییر دما و ابعاد نمونه نسبت به زمان به دست آمده است را نشان می‌دهد.

با توجه به این نتایج نمودار استحاله سرد شدن پیوسته فولاد مورد مطالعه در این تحقیق در شکل 15 خلاصه شده است. سرد کردن نمونه‌ها با سرعت‌های نشان داده شده به صورت خطی انجام شده است، لیکن استفاده از مقیاس لگاریتمی در محور زمان به منظور نمایش بهتر نمودار استحاله سرد شدن پیوسته بوده است. خطوط خط‌چین روی نمودار با توجه به نتایج محاسبه درصد فازهای موجود در هر یک از سرعت‌های سرد کردن و آگاهی از محدوده دمایی نسبی تشکیل هر یک از این فازها در نمودارهای استحاله هم دما ترسیم شده است.

جدول 3 دماهای شروع و پایان استحاله آستنیت به فریت به دست آمده برای سرعت‌های سرد کردن مورد آزمایش

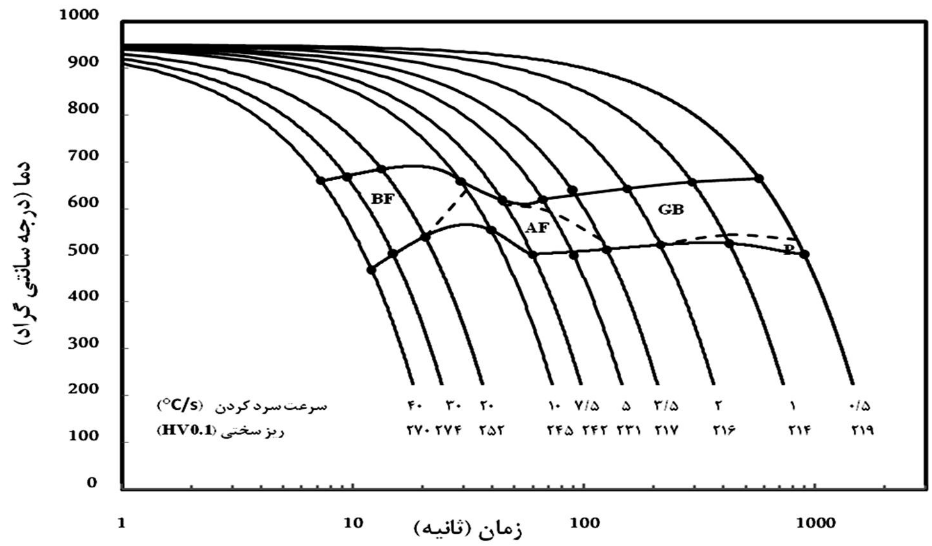
سرعت سرد کردن (درجه سانتی‌گراد بر ثانیه)	دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (درجه سانتی‌گراد)	دمای پایان استحاله آستنیت به فریت (درجه سانتی‌گراد)
0/5	503	665
1	526	657
2	523	643
3/5	513	640
5	500	620
7/5	502	619
10	555	659
20	540	685
30	505	668
40	470	660

با توجه به نتایج بدست آمده، دست‌یابی به ریزساختار فریت سوزنی در سرعت‌های سرد کردن استفاده شده در این تحقیق، نشان دهنده ترکیب شیمیایی مناسب این فولاد برای تولید فولادهای خط لوله می‌باشد. از طرف دیگر وجود مقادیر زیاد عناصر آلیاژی نظیر منگنز، مولیبدن، تیتانیوم و نیوبیوم در این فولاد باعث تشکیل فازهای استحاله واسطه‌ای نظیر بینیت و فریت سوزنی شده و از تشکیل مقادیر قابل توجه فریت چندوجهی و پرلیت جلوگیری شده است. وجود مقادیر زیاد منگنز و تجمع این عنصر آلیاژی در آستنیت در جلوی فصل مشترک آستنیت/فریت منجر به طولانی شدن زمان نهفتگی آستنیت و در نتیجه شکل‌گیری محصولات استحاله میانی (فریت سوزنی و فریت بینیتی) می‌شود [22، 23].
همچنین در شکل 15، سختی میانگین به دست آمده برای هر یک از نمونه‌های آزمون دیلاتومتری بر روی نمودار استحاله سرد شدن پیوسته نشان داده شده است. روند کلی افزایش سختی با افزایش سرعت سرد کردن در این شکل قابل مشاهده است.

4- نتیجه‌گیری

از آزمایشات دیلاتومتری به همراه مشاهدات میکروسکوپ نوری برای ترسیم نمودار استحاله سرد شدن پیوسته فولاد API X70 استفاده شد. ریزساختار نمونه‌های دیلاتومتری در محدوده وسیعی از سرعت‌های سرد کردن از 0/5 تا 40 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه بررسی شد. نتایج به دست آمده از این قسمت نشان می‌دهد که:

1- با توجه به سرعت سرد کردن، ریزساختارهای مختلفی شامل فریت بینیتی کروی، پرلیت، فریت سوزنی و فریت بینیتی مشاهده شد. در سرعت‌های سرد کردن 0/5 تا 3/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه ریزساختار حاصل به طور عمده از فریت بینیتی کروی و کمی پرلیت تشکیل شده است. با افزایش سرعت سرد کردن، ریزساختار عمده مشاهده شده در سرعت‌های سرد کردن 5 و 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، فریت سوزنی می‌باشد. در سرعت‌های سرد کردن 10 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و بالاتر، ریزساختار فریت بینیتی، ریزساختار غالب مشاهده شده در این سرعت‌ها می‌باشد.



شکل 15 نمودار استحاله سرد شدن پیوسته فولاد مورد مطالعه

2- بطور کلی و بر اساس ریزساختارهای مشاهده شده می‌توان گفت، وجود مقادیر زیاد عناصر آلیاژی نظیر منگنز، مولیبدن و نیوبیوم در این فولاد باعث تشکیل فازهای استحاله شده واسطه‌ای نظیر بینیت و فریت سوزنی شده و از تشکیل فریت چندوجهی و مقادیر قابل توجه پرلیت جلوگیری شده است.

3- با مقایسه دقیق ریزساختارهای مشاهده شده با ریزساختار پایه فولاد مورد مطالعه در جهت میکروگرافی یکسان، می‌توان نتیجه گرفت که در تولید فولاد مورد مطالعه استفاده از سرعت سرد کردن 7/5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (با توجه به حصول ریزساختار فریت سوزنی) بیشترین تناسب ریزساختاری با فولاد موردنظر را حاصل می‌کند.

4- با توجه به نتایج ریزسختی‌سنجی، محدوده سختی به دست آمده برای ریزساختار فریت بینیتی کروی بین 210 تا 220 ویکرز، برای ریزساختار فریت سوزنی بین 230 تا 250 ویکرز و نهایتاً برای ریزساختار فریت بینیتی بین 250 تا 280 ویکرز متغیر بود.

5- قدردانی

از شرکت لوله و تجهیزات سدید به لحاظ فراهم نمودن فولاد API X70، از شرکت فولاد آلیاژی اصفهان جهت انجام آزمون‌های دیلاتومتری، از آقای مهندس قانعی در دانشگاه حکیم سبزواری جهت همکاری در انجام متالوگرافی و از مشاوره آقای دکتر مسعود رخش‌خورشید در تحلیل نتایج آزمایشگاهی تشکر و قدردانی می‌گردد.

6- مراجع

[1] B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar, and R. D. Doherty, *Thermo-mechanical processing of metallic materials,* First Edition, London, Elsevier Ltd., 2007.
[2] M. Rakhshkhorshid and S. H. Hashemi, "Investigation of cooling rate on continuous cooling transformation behavior of API X65 pipeline steel", *Modares Mechanical Engineering,* vol. 13, pp. 57-67, 2013.
[3] API Specification 5L (Specification for Line Pipe), American Petroleum Institute, *Edition March,* 2004.
[4] C. Reip, S. Shanmugam, and R. Misra, "High strength microalloyed CMn (V–Nb–Ti) and CMn (V–Nb) pipeline steels processed through CSP thin-slab technology: Microstructure, precipitation and mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A,* vol. 424, pp. 307-317, 2006.
[5] Y. Han, J. Shi, L. Xu, W.Q. Cao, H. Dong, "Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese martensitic steel", *Materials and Design,* vol. 34, pp. 427-434, 2012.
[6] G. Mannucci, D. Harris, "Fracture properties of API X100 gas pipeline steels", European Commission ,Brussels, Belgium Final Report, 2002.
[7] M. Nakhaei, S. H. Hashemi, "Investigation of dynamic recrystallization in gas transportation pipeline steel of grade API X70", *Modares Mechanical Engineering,* vol. 13, pp. 150-159, 2014. (In Persian)
[8] J. Calvo, I. H. Jung, A. M .Elwazri, D. Bai, and S. Yue, "Influence of the chemical composition on transformation behaviour of low carbon microalloyed steels", *Materials Science and Engineering: A,* vol. 520, pp. 90-96, 2009.
[9] K. Hulka and J. Gray, "High temperature processing of line pipe steels", in *Proceedings of the International Symposium Niobium,* pp. 587-612, 2001.
[10] I. Tamura, *Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels*: Butterworths, 1988.
[11] R. Fonda and G. Spanos, "The effect of industrial composition variations on the transformation behavior of ultralow-carbon steels", *Metallurgical and Materials Transactions A,* vol. 32, pp. 219-227, 2001.
[12] S. H. Mousavi Anijdan, "*The effect of cool deformation on the microstructural evolution and flow strength of microalloyed steels*", Doctor of Philosophy, Department of Mining and Materials Engineering, McGill University, Montréal, Canada, 2010.
[13] P. Korczak, "Modeling of steel microstructure evolution during thermo-mechanical rolling of plate for conveying pipes", *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 153, pp. 432-435, 2004.
[14] Y. M. Kim, S. K. Kim, Y. J. Lim, and N. J. Kim, "Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels", *ISIJ international,* vol. 42, pp. 1571-1577, 2002.
[15] F. R. Xiao, B. Liao, Y.-Y. Shan, G. Y. Qiao, Y. Zhong, C. Zhang, K. Yang, Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel, *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 431, No. 1, pp. 41-52, 2006.
[16] J. Calvo, L. Collins, and S. Yue, "Design of microalloyed steel hot rolling schedules by torsion testing: average schedule vs. real schedule", *ISIJ International,* vol. 50, pp. 1193-1199, 2010.
[17] B. Oberdorfer, E.-M. Steyskal, W. Sprengel, R. Pippan, M. Zehetbauer, W. Puff*, et al.,* "Recrystallization kinetics of ultrafine-grained Ni studied by dilatometry", *Journal of Alloys and Compounds,* vol. 509, pp. S309-S311, 2011.
[18] S. Hashemi, D. Mohammadyani, M. Pouranvari, and S. Mousavizadeh, "On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures,* vol. 32, pp. 33-40, 2009.
[19] S. Hashemi, S. Sedghi, V. Soleymani, and D. Mohammadyani, "CTOA levels of welded joint in API X70 pipe steel", *Engineering Fracture Mechanics,* vol. 82, pp. 46-59, 2012.
[20]http://thermophysical.tainstruments.com/wpcontent/uploads/2012/01/BROCH-DIL-2013-EN.pdf. Accessed.
[21] H. J. Jun, J. Kang, D. Seo, K. Kang, and C. Park, "Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels", *Materials Science and Engineering: A,* vol. 422, pp. 157-162, 2006.
[22] M. C. Zhao, K. Yang, F. R. Xiao, and Y. Y. Shan, "Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels", *Materials Science and Engineering: A,* vol. 355, pp. 126-136, 2003.
[23] F. Xiao, B. Liao, D. Ren, Y. Shan, and K. Yang, "Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel", *Materials Characterization,* vol. 54, pp. 305-314, 2005.