http://mme.modares.ac.ir

مجله علمی پژوهشی
مهندسی مکانیک مدرس
آبان ۱۳۹۲، دوره ۱۳ شماره ۸ ص‌ص ۵۷-۶۷

مقاله پژوهشی کامل
تاریخ دریافت ۹۱/۱۰/۲۲
تاریخ پذیرش ۹۲/۲/۸
ارائه در سایت ۹۲/٤/۳۰

بررسی اثر سرد کردن بر رفتار استحاله تبرید پیوسته در فولاد خط لوله API X65

مسعود رخش خورشید[۱]، سید حجت هاشمی[۲*]

۱- دانشجوی دکتری، گروه مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه بیرجند، بیرجند
۲- دانشیار، گروه مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه بیرجند، بیرجند
* بیرجند، صندوق پستی ۹۷۱۷۵/۶۱۵، shhashemi@birjand.ac.ir

چکیده- در این پژوهش، از آزمون دیلاتومتری و مشاهدات ریزساختاری برای مطالعه رفتار استحاله در فولاد خط لوله API X65 و از ریزسختی-سنجی برای تأیید ریزساختارهای مشاهده شده استفاده شده است. فولاد مورد مطالعه تماماً وارداتی است و به طور گسترده در خطوط لوله انتقال گاز ایران بکار می‌رود. با استفاده از نتایج حاصل، نمودار CCT این فولاد ترسیم شد. مشاهدات نشان داد که با افزایش سرعت سرد کردن از ۰/۵ تا ۴۰°C/s، ریزساختار فولاد مورد مطالعه از فریت شبه چندوجهی-پرلیتی به فریت سوزنی تغییر می‌کند. در سرعت‌های سرد کردن بالاتر از ۵°C/s ریزساختار حاصل به طور عمده از فریت سوزنی تشکیل شده است. از نتایج پژوهش حاضر می‌توان برای طراحی عملیات ترمومکانیکی بهینه در داخل کشور (با انتخاب سرعت سرد کردن مناسب در فرآیند تولید فولاد) استفاده کرد.

کلیدواژگان: استحاله تبرید پیوسته، فولاد میکروآلیاژی، فریت سوزنی، خط انتقال گاز، API X65.

Investigation of cooling rate on continuous cooling transformation behavior of API X65 pipeline steel

M. Rakhshkhorshid[1], S.H. Hashemi[2*]

1-PhD Student, Faculty of Eng., Birjand Univ., Birjand, Iran
2- Assoc. Prof., Faculty of Eng., Birjand Univ., Birjand, Iran
* P.O.B. 97175/615, Birjand, Iran. shhashemi@birjand.ac.ir.

Abstract- The transformation behavior and microstructural characteristics of API X65 pipeline steel were investigated by dilatometry and microstructural observation. Microhardness measurements were used to verify the observed microstructures. The test steel is imported from abroad and is used extensively in Iran natural gas transmission projects. The continuous cooling transformation curves of the test steel were constructed. The results showed that with increasing the cooling rate from 0.5 to 40°C/s, the microstructure changed from polygonal ferrite, quasi-polygonal ferrite-pearlite to acicular ferrite. The microstructure was dominated by acicular ferrite in cooling rates higher than 5°C/s. The results can be used to design the optimum thermo-mechanical control process (through the selection of proper cooling rate) in domestic manufacturing of the test steel.

Keywords: Continuous Cooling Transformation, Microalloyed Steel, Acicular Ferrite, Gas Transportation Pipeline, API X65.

۱- مقدمه

فولادهای پراستحکام کم آلیاژ به طور گسترده در ساخت لوله‌های پرفشار انتقال نفت و گاز به کار می‌روند. این فولادها همان فولادهای کربن- منگنزی هستند که استحکام آنها با افزودن مقادیر کم عناصر میکروآلیاژی، افزوده شده است [۲،۱]. مشخصات دسته‌ای از این فولادها که در ساخت لوله‌های انتقال

گاز و نفت استفاده می‌شوند، توسط مؤسسه نفت آمریکا (API)[1]، استاندارد شده است که فولادهای API نامیده می‌شوند [۳]. استحکام تسلیم بالا، ازدیاد طول نسبی بالا، قابلیت جوش پذیری بالا، چقرمگی بالا و دمای انتقال شکست نرم به ترد پایین از ویژگی‌های اصلی این فولادها است [۴،۳]. فولاد مورد استفاده در تحقیق حاضر از نوع API X65 (با حداقل استحکام تسلیم ۶۵ کیلوپوند بر اینچ مربع) می‌باشد که توسط شرکت پوسکوی کره جنوبی تهیه شده است و در خطوط پرفشار انتقال گاز ایران استفاده می‌شود.

در فولادهای API دست‌یابی به ریزساختار و خواص مکانیکی مطلوب با ترکیب مناسب عناصر میکروآلیاژی و عملیات ترمومکانیکی میسر است [۵-۷]. برای بهبود قابلیت جوشکاری، درصد کربن، معمولاً پایین نگه داشته می‌شود (کمتر از ۰/۱ درصد وزنی) و اثر کاهش استحکام ناشی از کاهش کربن با افزودن منگنز (معمولاً بین ۱/۴ تا ۱/۹ درصد وزنی) و مقادیر جزیی عناصر میکروآلیاژی نظیر Nb، Ti، V و Al جبران می‌شود. عناصر میکروآلیاژی با ریز دانه کردن فولاد منجر به افزایش همزمان استحکام و چقرمگی می‌شوند [۱،۲،۸]. عملیات ترمومکانیکی، شامل نورد کنترل شده و سرد کردن سریع می‌باشد. نورد کنترل شده در دو مرحله نورد خشن و نورد پرداخت انجام می‌شود. نورد خشن (اولیه)، در دمایی بالاتر از دمای عدم تبلور مجدد انجام می‌گیرد. هدف از این مرحله دست‌یابی به ریزساختار ریزدانه‌ای از آستنیت تبلور مجدد یافته است. نورد پرداخت (نورد نهایی) در دمایی زیر دمای عدم تبلور مجدد و بالای Ar_3 (دمای شروع تبدیل فاز آستنیت به فریت) انجام می‌شود تا ریزساختار آستنیت کشیده شده[2] به دست آید. در این ریزساختار با افزایش نسبت مرز به حجم دانه و تشکیل باندهای تغییر شکل، مکان‌های جوانه‌زنی فریت افزایش یافته و امکان ریز دانه شدن فولاد فراهم می‌شود. با سرد کردن سریع از بالای خط Ar_3 تا دمای کلاف پیچی، دانه های ریزتری حاصل می‌شود [۱،۸،۹]. انتخاب سرعت سرد کردن مناسب در طراحی عملیات کنترل شده ترمومکانیکی اهمیت بسیار زیادی دارد. افزایش سرعت سرد کردن منجر به تغییر ریزساختار نهایی از ساختار فریت-پرلیتی به ساختار فریت سوزنی می‌شود [۱۰،۱۱]. از سوی دیگر سرعت سرد کردن سریع‌تر منجر به تشکیل محصولات استحاله دماپایین می‌شود که ممکن است باعث کاهش چقرمگی فولاد شود [۱].

تهیه نمودارهای استحاله تبرید پیوسته (CCT)[3] به منظور پی بردن به رفتار استحاله فازی و بررسی تغییرات ریزساختار فولاد با توجه به سرعت سرد کردن و طراحی عملیات کنترل شده ترمومکانیکی بهینه اهمیت بسیار زیادی دارد [۱۲،۱۳]. با استفاده از این نمودارها می‌توان ریزساختار نهایی فولاد پس از انجام عملیات ترمومکانیکی را پیش‌بینی کرد [۱۴]. برای تهیه این نمودارها از دیلاتومتری استفاده می‌شود.

از آنجا که ریزساختار فریت سوزنی دست‌یابی به استحکام و چقرمگی مطلوب را برای فولادهای خط لوله تضمین می‌کند [۱۴]، از نمودارهای CCT به طور خاص برای یافتن شرایط تشکیل این ریزساختار استفاده می‌شود. به عنوان مثال برای تعیین این که افزودن یا حذف یک عنصر آلیاژی خاص چه تأثیری بر ایجاد فریت سوزنی دارد، از این نمودارها و آزمایش دیلاتومتری کمک گرفته می شود [۱۵]. همچنین با تهیه نمودار CCT دینامیکی (فرایندی که در آن برخلاف CCT استاتیکی حین سرد کردن تغییر شکل نیز اعمال می‌شود) می توان اثر اعمال تغییر شکل بر ریزساختارهای استحاله شده در سرعت‌های سرد کردن متفاوت را نیز بررسی کرد [۱۲-۱۵].

نتایج حاصل از دیلاتومتری علاوه بر فراهم کردن امکان مشاهده ریزساختارهای تشکیل شده در سرعت‌های مختلف، دماهای شروع و پایان استحاله آستنیت را نیز ارائه می‌دهد. از این نتایج می‌توان برای طراحی عملیات ترمومکانیکی برای یک فولاد خط لوله با ترکیب شیمیایی خاص استفاده کرد. همچنین از این نمودارها برای ریخت‌شناسی و شناسایی ماهیت ریزساختار فریت سوزنی نیز استفاده شده است [۱۳].

به دلیل اهمیت فولاد مورد مطالعه تحقیقات بسیار زیادی بر روی آن در داخل و خارج کشور انجام شده است. نویسندگان مقاله حاضر در سال‌های اخیر خصوصیات این فولاد شامل ریزساختار، ترکیب شیمیایی، استحکام، چقرمگی استاتیکی و انرژی شکست ضربه آن را بررسی کرده‌اند. رفتار مکانیکی فولاد با انجام مطالعات آزمایشگاهی (شامل آزمون‌های کشش، ضربه شارپی، خمش سه نقطه‌ای، ضربه سقوطی و سختی‌سنجی) و شبیه سازی اجزای محدود بررسی شده است [۱۶،۱۷]. در

1. American Petroleum Institute
2. Pancaked Austenite
3. Continuous Cooling Transformation

پژوهش حاضر، نتایج انجام آزمون دیلاتومتری بر روی فولاد ایکس ۶۵ برای اولین بار در کشور با هدف فراهم کردن دانش پایه برای تولید این فولاد ارائه می‌شود. ریزساختارهای مشاهده شده توسط میکروسکوپ نوری در سرعت‌های سرد کردن مختلف نشان داده می‌شود و محدوده تشکیل فریت سوزنی در این فولاد تعیین می‌گردد. در نهایت با توجه به نتایج به‌دست آمده، محدوده سرعت سرد کردن برای دست‌یابی به فولاد ایکس ۶۵ تعیین خواهد شد. از نتایج می‌توان برای طراحی عملیات ترمومکانیکی بهینه (با انتخاب سرعت سرد کردن مناسب) استفاده کرد.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه، که به روش کوانتومتری تعیین شده است، در جدول ۱ ارائه شده است [۱۸].

نمونه‌های دیلاتومتری از لوله ساخته شده در مقیاس صنعتی (فولاد توسط شرکت POSCO کره جنوبی تولید شده است) جدا شده است. نمونه‌های دیلاتومتری استوانه‌ای شکل با قطر ۴ و طول ۱۰ میلی‌متر در راستای نورد فولاد از لوله اولیه تهیه شدند. برای سرعت‌های بالاتر از نمونه‌های توخالی با قطر داخلی ۳/۶ میلی‌متر استفاده شد. با استفاده از نمونه‌های توخالی امکان دست‌یابی به سرعت‌های سرد کردن بالاتر توسط دمش گاز خنثی فراهم می‌شود.

برای تهیه نمودار CCT فولاد مورد مطالعه و بررسی استحاله آن طی تبرید پیوسته از دستگاه دیلاتومتری بائهر[1] مدل دیل-۸۰۵-ای/دی استفاده شده است. این دستگاه دارای قابلیت عملیات حرارتی به روش القایی و قابلیت تبرید نمونه‌ها با سرعت‌های مختلف توسط دمش گاز خنثی می‌باشد.

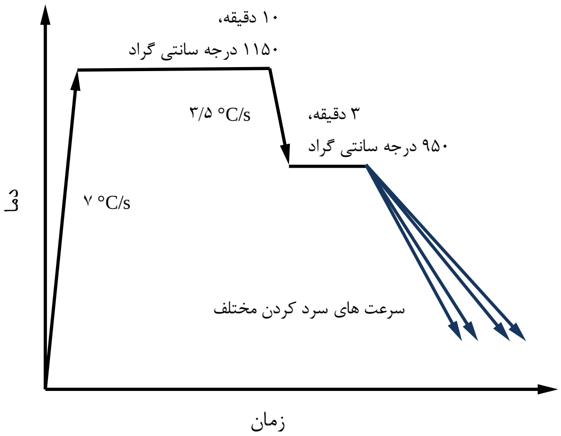
جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد ایکس ۶۵ [۱۸]

C	Mn	P	S	Ti	Si	Nb
۰/۰۷۲	۱/۴۵	۰/۰۰۸	۰/۰۰۲	۰/۰۱۵	۰/۲۰۱	۰/۰۴۷
Cr	Mo	V	Ni	Cu	Al	–
۰/۱۷۴	۰/۲۴	۰/۰۵	۰/۰۰۹	۰/۰۰۸	۰/۰۲۳	–

همچنین 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 است که با ایجاد خلاء از اکسیداسیون نمونه‌ها حین آستنیته شدن جلوگیری می‌کند.

چرخه انجام آزمایش‌های دیلاتومتری در شکل ۱ خلاصه شده است. نمونه‌های آزمون دیلاتومتری ابتدا با سرعت ۷°C/s تا دمای ۱۱۵۰°C گرم و در این دما به مدت ۱۰ دقیقه آستنیته شدند. سپس با سرعت ۳/۵°C/s تا دمای ۹۵۰°C سرد شدند. به منظور همگن شدن دما، نمونه‌ها به مدت ۳ دقیقه در این دما قرار گرفتند. پس از آن با سرعت‌های مختلف سرد کردن شامل: ۰/۵، ۱، ۲، ۳/۵، ۵، ۷/۵، ۱۰، ۲۰، ۳۰ و ۴۰°C/s (جمعاً ده سرعت سرد کردن) تا رسیدن به دمای محیط سرد شدند (شکل ۱).

برای مشاهده ریزساختار، ابتدا نمونه‌های استوانه‌ای از وسط توسط 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 آزمایش‌ها می‌افزاید. سپس، نمونه‌های بریده شده مانت سرد شدند و مراحل سمباده زنی و پولیش‌کاری بر روی آنها انجام شد. برای پولیش‌کاری از نمد پولیش و پودر آلومینا (Al_2O_3 (γ)) با اندازه دانه ۰/۳ میکرون استفاده شد. برای اچ کردن (حکاکی) نمونه‌ها از محلول نایتال (محلول اسید نیتریک در الکل اتیلن) ۳٪ استفاده شد.



شکل ۱ چرخه ترمومکانیکی انجام آزمایش‌های دیلاتومتری

1. Baehr

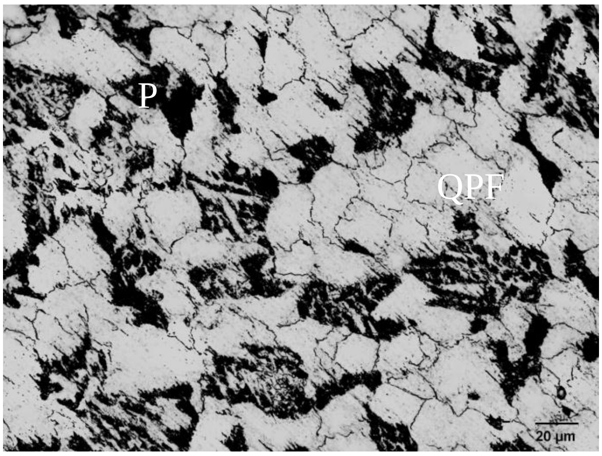
ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری المپیوس مدل جی‌ایکس۵۱ مشاهده شد. ریزسختی‌سنجی نمونه‌ها تحت بار ۱۰۰ گرمی‌انجام و به صورت عدد سختی ویکرز ارائه شد. برای ریزسختی‌سنجی از دستگاه استروئرز دورامین استفاده شد. ریزسختی‌سنجی بر روی سطح مقطع نمونه‌ها (وسط نمونه) انجام و برای هر یک از نمونه‌ها پنج بار تکرار شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختارهای مشاهده شده

در این قسمت ریزساختارهای مشاهده شده پس از انجام آزمایش‌های دیلاتومتری در سرعت‌های مختلف بررسی می‌شوند. همچنین درباره ریخت‌شناسی هر یک از این ریزساختارها بحث خواهد شد.

در سرعت سردکردن ۰/۵°C/s، ریزساختار حاصل به شکل یک ساختار فریت/پرلیتی قابل مشاهده است (شکل ۲). فریت به شکل فریت شبه چند وجهی مشاهده می‌شود. فریت چند وجهی توسط شکل بشقابی یا هم محور آن قابل تشخیص و یک محصول استحاله نفوذی است که از چینش مجدد اتمهای آهن حاصل شده و (بر خلاف محصولات استحاله برشی) منجر به ایجاد کرنش استحاله شدید نمی‌شود [۱۴]. در فولادهای خط لوله فریت چندوجهی با مرزهای نامنظم دیده می‌شود که گاهی به آن فریت شبه چند وجهی گفته می‌شود.

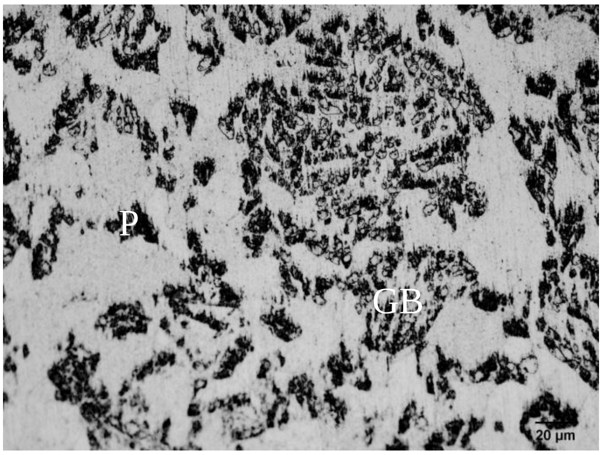


شکل ۲ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ درسرعت سرد کردن ۰/۵°C/s، (P پرلیت، QPF فریت شبه چند وجهی)

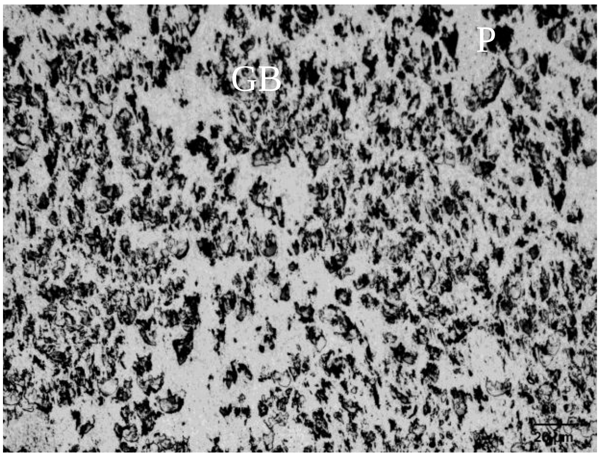
پرلیت ساختار لایه‌ای شامل فریت و سمنتیت است که از رشد هم‌زمان فریت و سمنتیت به وجود می‌آید [۱۴] و در تصویر به رنگ تیره قابل مشاهده است. محدوده سختی به دست آمده برای ریزساختار فریت شبه چندوجهی بین ۱۸۵ تا ۲۰۰HV متغیر بود.

در سرعت سرد کردن ۱°C/s، ریزساختار حاصل از پرلیت به همراه مقادیر کمی‌بینیت کروی که در زمینه فریتی توزیع شده اند، تشکیل شده است (شکل ۳). در این سرعت در مقایسه با ریزساختار مشاهده شده در سرعت سرد کردن ۰/۵°C/s، کمی‌از مقدار فریت کاسته شده و تشکیل بینیت کروی در مجاورت پرلیت قابل مشاهده است.

با افزایش سرعت سرد کردن به ۲°C/s، ریزساختار حاصل به طور عمده از بینیت کروی در زمینه فریتی تشکیل شده است. علاوه بر این مقداری پرلیت نیز به طور پراکنده قابل مشاهده است (شکل ۴).



شکل ۳ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ درسرعت سرد کردن ۱°C/s، (P پرلیت، GB بینیت کروی)



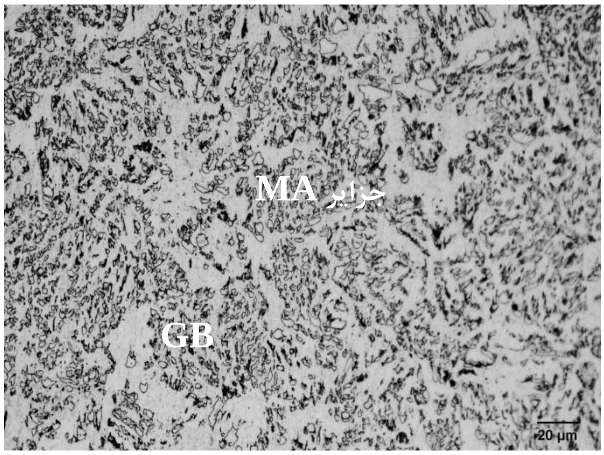
شکل ۴ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ درسرعت سرد کردن ۲°C/s، (P پرلیت، GB بینیت کروی)

با مقایسه ریز ساختار مشاهده شده در این سرعت و سرعت‌های سرد کردن ۱ و ۳/۵°C/s (شکل‌های ۳ و ۵) می‌توان انتقال از ساختار فریت/پرلیتی به ساختار بینیت کروی را به وضوح مشاهده کرد.

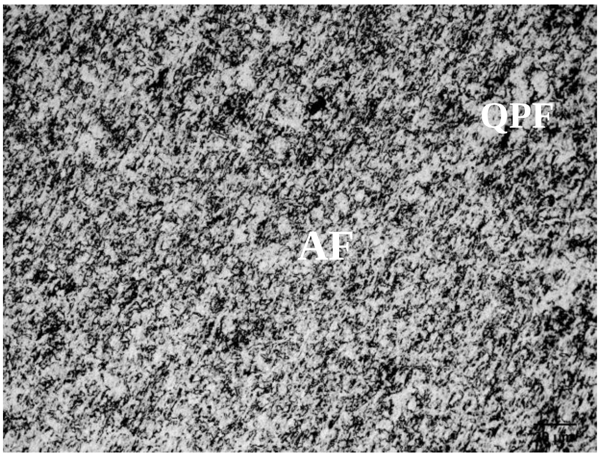
در سرعت سرد کردن ۳/۵°C/s، ریزساختار حاصل به طور عمده از بینیت کروی تشکیل شده است (شکل ۵). بینیت کروی (که از جزایر مارتنزیت/آستنیت (M/A) تشکیل شده است) توسط زمینه فریتی -که در این سرعت به صورت باریک‌تر قابل مشاهده است- از یکدیگر جدا شده‌اند. مقادیر بسیار کم پرلیت ریز در این ریزساختار پراکنده شده اند. بینیت کروی از فریت و فازهای ثانویه در داخل زمینه فریتی تشکیل شده است. فازهای ثانویه شامل مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است و ممکن است مقداری پرلیت را نیز شامل شود [۱۹]. بینیت کروی توسط ترکیب دو مکانیزم نفوذ و برش ایجاد می‌شود. پیشنهاد شده است که بینیت کروی در نتیجه نفوذ سریع اتم‌های کربن از فصل‌مشترک فریت/آستنیت در سرعت‌های سرد کردن پایین به وجود می‌آید و از تشکیل سمنتیت جلوگیری می شود. با افزایش درصد کربن در آستنیت باقی‌مانده از ادامه استحاله آستنیت جلوگیری و باعث ایجاد جزایر مارتنزیت/ آستنیت (M/A) با ظاهر بینیت کروی می‌شود [۱۴].

آستنیت موجود در این ریزساختار ریزتر می‌شود. محدوده سختی به‌دست آمده برای ریزساختار بینیت کروی بین ۲۰۰ تا ۲۲۰HV متغیر بود.

در سرعت سرد کردن ۵°C/s، ریزساختار حاصل به طور عمده از فریت سوزنی (فریت های غیر محور که در جهت های مختلف رشد کرده‌اند) و مقادیر کم فریت شبه چندوجهی تشکیل شده است. ریزساختار فریت سوزنی به همراه مقادیر کم فریت شبه چندوجهی ریز ساختار مطلوب فولادهای خط لوله است [۱۳-۱۵]. همچنین مقداری سمنتیت و/یا پرلیت ریز نیز در زمینه پراکنده شده است (شکل ۶). فریت سوزنی فازی پر زیرساختار و غیرهم محور است که طی سرد کردن سریع توسط دو حالت استحاله نفوذ و برش ایجاد می‌شود. محدوده تشکیل این ریزساختار در نمودارهای استحاله هم‌دما در محدوده دمایی کمی بالاتر از بینیت بالای قرار دارد [۱۳].
با افزایش سرعت سرد کردن به ۷/۵°C/s، ریزساختار غالب هنوز فریت سوزنی است، ولی از مقدار فریت چندوجهی کاسته شده است. ریزساختار مشاهده شده در سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s ساختار درهم[1] فریت سوزنی به همراه سمنتیت پراکنده در زمینه و فریت شبه چندوجهی را به خوبی نشان می‌دهد (شکل ۷).



شکل ۵ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ درسرعت سرد کردن ۳/۵°C/s، (P پرلیت، MA مارتنزیت/آسنتیت، GB بینیت کروی)



شکل ۶ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ درسرعت سرد کردن ۵°C/s، (QPF فریت شبه چند وجهی، AF فریت سوزنی).

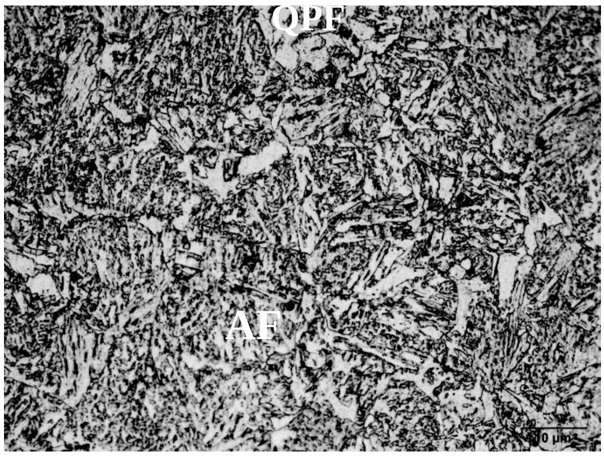
با مقایسه ریزساختارهای بینیت کروی مشاهده شده در سرعت‌های ۱، ۲ و ۳/۵°C/s (شکل‌های ۳ تا ۵) می‌توان گفت که با افزایش سرعت سرد کردن، اندازه جزایر مارتنزیت/

همان طور که دیده می‌شود ریزساختار غالب مشاهده شده در شکل ۷ نمی‌تواند فریت بینیتی باشد. شکل فریت بینیتی

1. Chaotic Structure

نسبت به شکل فریت سوزنی بسیار متفاوت است و از فریت‌های موازی با ساختار لایه‌ای و مقداری سمنتیت کره-مانند و/یا میله-مانند در داخل لایه های فریت با مرزدانه های آشکار آستنیت اولیه تشکیل شده است [۱۴]. 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 دانه‌ای (بر خلاف فریت بینیتی که از مرز دانه‌های آستنیت اولیه رشد می‌کند) مهم‌ترین وجوه تمایز فریت سوزنی و فریت بینیتی را تشکیل می‌دهند. برای مشاهده داخل دانه های فریت سوزنی باید از مشاهدات میکروسکوپ الکترونی عبوری استفاده کرد [۱۴]. البته، ویژگی رشد درون دانه‌ای فریت سوزنی (از داخل دانه‌های آسنتیت رشد کرده است نه از مرز دانه‌ها) را به خوبی می‌توان در عکس‌های تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری مشاهده کرد (شکل ۷).

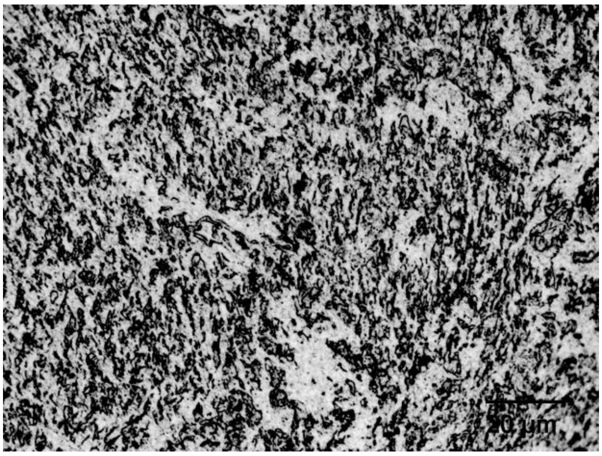
در سرعت‌های سرد کردن بالاتر از ۷/۵°C/s از استوانه توخالی با ضخامت ۰/۲ میلی‌متر استفاده شده است. این مسأله باعث شد که سطح مقطع نمونه‌ها، تمام محدوده قابل مشاهده توسط دوربین را در بر نگیرد. در نتیجه نمونه‌های حاصل با سرعت سرد کردن بالاتر از ۷/۵°C/s پس از دوره بری با میدان دید کوچک‌تری نشان داده شده‌اند. با افزایش سرعت سرد کردن، در سرعت‌های سرد کردن ۲۰ و ۳۰°C/s (شکل‌های ۸ و ۹) همچنان ریزساختارهایی مشابه ریز ساختار مشاهده شده در سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s (شکل ۷) دیده می‌شود.



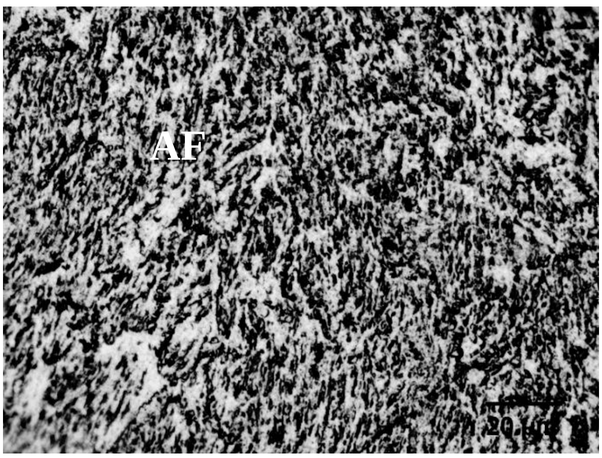
شکل ۷ ریزساختار فولاد API X65 درسرعت سرد کردن ۷/۵°C/s، (QPF فریت شبه چند وجهی، AF فریت سوزنی)

البته مشاهده چشمی‌نشان می‌دهد که با افزایش سرعت سرد کردن اندازه دانه‌های فریت سوزنی کاهش می‌یابد. محدوده سختی به‌دست آمده برای ریزساختار فریت سوزنی بین ۲۲۰ تا ۲۶۰HV متغیر بود.

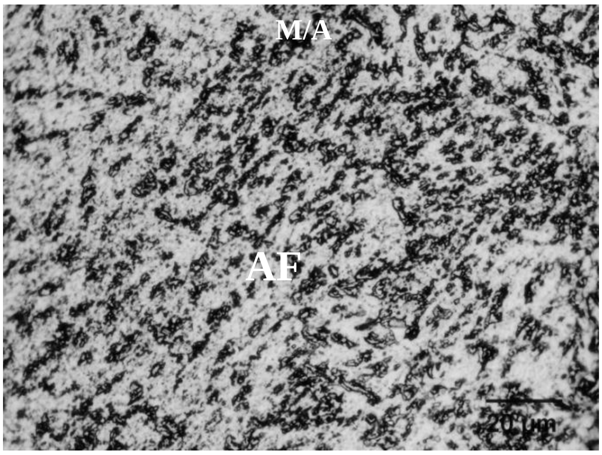
در بیشترین سرعت سرد کردن (۴۰°C/s)، جزایر ریز مارتنزیت/آستینت در مرز دانه‌های فریت سوزنی به وضوح قابل مشاهده است (شکل ۱۰). این مسأله باعث شده است که ریز ساختار حاصل با حدود ۱۲ درصد حجمی‌مارتنزیت (با توجه به نتایج محاسبات کمی‌که چگونگی انجام آن در بخش بعدی مقاله حاضر شرح داده خواهد شد) شبیه ریزساختار فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی شود.



شکل ۸ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ در سرعت سرد کردن ۲۰°C/s، (QPF فریت شبه چند وجهی، AF فریت سوزنی).



شکل ۹ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ در سرعت سرد کردن ۳۰°C/s، (QPF فریت شبه چند وجهی، AF فریت سوزنی).



شکل ۱۰ ریزساختار فولاد ایکس ۶۵ در سرعت سرد کردن ۴۰°C/s، (M مارتنزیت، AF فریت سوزنی)

با این تفاوت که به ریزساختار به جای فریت نرم و مارتنزیت، از فریت سوزنی و مارتنزیت تشکیل شده است. البته تولید فولاد دوفازی فرایند خاص خود را دارد که خارج از بحث مقاله حاضر است. ترکیب مناسب استحکام و شکل‌پذیری از ویژگی‌های فولادهای دوفازی است [۱].

۳-۲- محاسبه کمی‌درصد فازهای موجود در هر یک از سرعت‌های سرد کردن

به منظور تعیین کمی‌درصد فازهای موجود در ریزساختار فولاد مورد مطالعه در سرعت‌های سرد کردن مختلف از روش نقطه شماری[1] مطابق استاندارد ASTM E 562 استفاده شده است [۲۰]. در این روش از شبکه‌ای از نقاط بر روی تصویر استفاده می‌شود (منظور از نقاط، محل برخورد خطوط افقی و عمودی است). درصد نقاطی از شبکه که بر روی فاز مورد نظر قرار می‌گیرند به عنوان درصد حجمی‌آن فاز در ریزساختار تلقی می‌شود. در این استاندارد توصیه‌هایی برای تعیین تعداد نقاط بهینه شبکه با توجه به تخمین اولیه از درصد حجمی‌فاز مورد نظر (که به روش چشمی‌انجام می‌شود) وجود دارد. همچنین مطابق این استاندارد به منظور صرفه جویی در زمان و هزینه، استفاده از یک شبکه ۱۰۰ نقطه ای (۱۰×۱۰) برای تعیین درصد همه فازهای موجود در ریزساختار مجاز دانسته شده است. البته توصیه شده است هنگامی‌که درصد یک فاز کمتر از ۲ درصد تخمین زده می‌شود، از شبکه ۴۰۰ نقطه‌ای برای محاسبه درصد آن فاز استفاده شود. در این روش، شمارش نقاط به‌صورت دستی انجام و نقاط مماس بر فاز مورد محاسبه به عنوان نیم نقطه در محاسبات لحاظ می‌شوند. با توجه به مشاهدات چشمی‌اولیه، در مطالعه حاضر از یک شبکه ۱۰۰ نقطه‌ای برای تعیین درصد فازها در همه نمونه‌های دیلاتومتری استفاده شده است. نتایج در جدول ۲ خلاصه شده است.

1. Point Counting Method

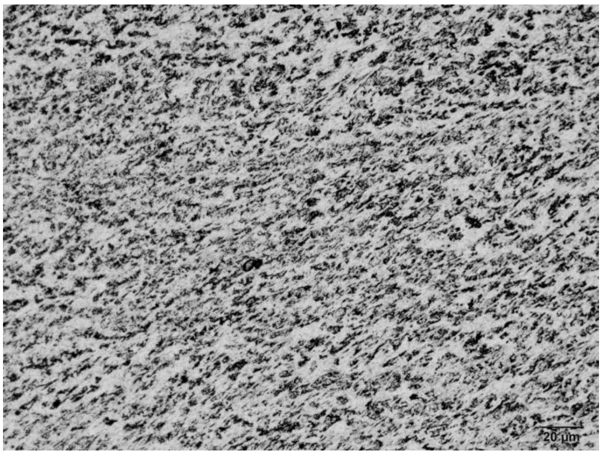
۳-۳- مقایسه ریزساختارهای مشاهده شده در سرعت‌های سرد کردن مختلف با ریزساختار فولاد پایه

ریزساختاری با ساختار غالب فریت سوزنی به همراه مقادیر جزیی فریت شبه چندوجهی ریزساختار مناسب برای فولادهای انتقال گاز است [۱۵-۱۲،۱]. با توجه به نتایج حاصل از مشاهدات ریزساختاری می‌توان نتیجه گرفت که در تولید فولاد مورد مطالعه استفاده از سرعت سرد کردن ۷/۵ تا ۳۰°C/s برای دست‌یابی به ریزساختار مطلوب فریت سوزنی مناسب است. در ادامه، به منظور مقایسه ریز ساختارهای مشاهده شده در سرعت‌های سرد کردن مختلف با ریز ساختار فولاد مورد مطالعه در جهت میکروگرافی یکسان (عمود بر امتداد نورد مطابق شکل ۱۱) مقایسه شد.

نتیجه نشان می‌دهد که در تولید فولاد مورد مطالعه استفاده از سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s بیشترین تناسب ریزساختاری برای فولاد مورد مطالعه را حاصل می‌کند. بنابراین در هنگام طراحی تجهیزات مرتبط با سرد کردن سریع باید دست‌یابی به سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s در مرکز ورق را در نظر بگیرد. سرعت سرد کردن مناسب یکی از مهم‌ترین مشخصه‌های عملیات ترمومکانیکی است.

جدول ۲ درصد حجمی‌فازهای موجود در هر یک از سرعت‌های سرد کردن

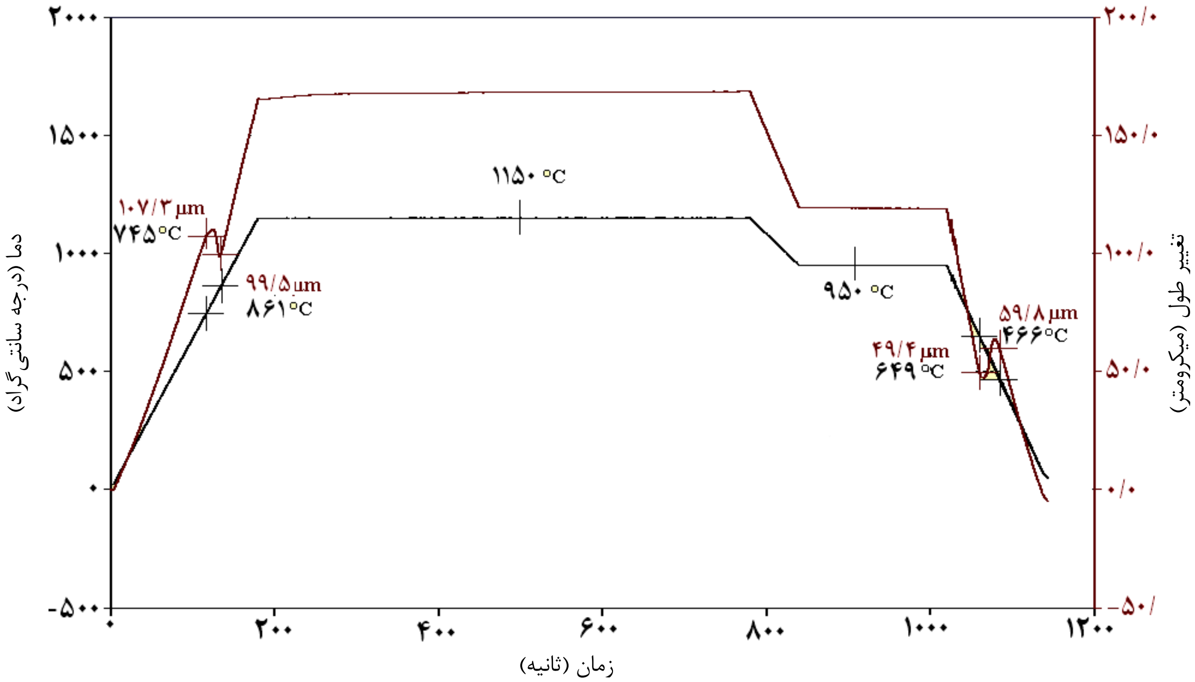
سرعت سرد کردن (°C/s)	فریت شبه چند وجهی	پرلیت	بینیت کروی	فریت سوزنی
۰/۵	۷۵	۲۵	–	–
۱	۷۵	۲۰	۵	–
۲	۱۷	۱۰	۷۳	–
۳/۵	۷	۳	۹۰	–
۵	۴	–	۶	۹۰
۷/۵	۳	–	–	۹۷
۲۰	۲	–	–	۹۸
۳۰	۲	–	–	۹۸



شکل ۱۱ ریزساختار فولاد پایه ایکس ۶۵ در صفحه عمود بر امتداد نورد

۳-۴- نمودار CCT

با رسم تغییرات دما و طول نمونه نسبت به زمان می‌توان نقاط شروع و پایان دگرگونی و استحاله فازی را به ترتیب طی گرم کردن و سرد کردن نمونه تعیین کرد. در شکل ۱۲ منحنی‌های تغییر دما و طول نمونه نسبت به زمان (برای نمونه با سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s مطابق زمان‌بندی طراحی شده) نشان داده شده است. همان طور 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 (Ac_1 و Ac_3) توسط نرم‌افزار مرتبط با دستگاه به ترتیب برابر ۷۴۵ و ۸۶۱ درجه سانتی‌گراد محاسبه شده اند. در منحنی اتساع نمونه نسبت به زمان، پس از تعیین نقاط شروع و پایان انحراف از خطی بودن و تعیین زمان‌های مرتبط، دماهای شروع و پایان دگرگونی آستنیتی (Ac_1 و Ac_3) به طور متناظر از روی منحنی دما-زمان به‌دست می‌آیند. در ادامه روند انجام آزمایش نمونه در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰۰ ثانیه (۱۰ دقیقه)، به منظور آستنیتی شدن به صورت کامل نگه داشته شده است. سپس تا دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد سرد شده و پس از نگهداری به مدت ۳ دقیقه در این دما، با سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s تا دمای محیط سرد شده است. نقاط شروع و پایان استحاله آستنیت به فریت (A_{r1} و A_{r3}) توسط نرم‌افزار مرتبط با دستگاه با تشخیص نقاط شروع و پایان خارج از خطی بودن به ترتیب برابر ۶۴۹ و ۴۶۶ درجه سانتی‌گراد محاسبه شده است.



شکل ۱۲ نمودار CCT فولاد ایکس ۶۵ مورد مطالعه

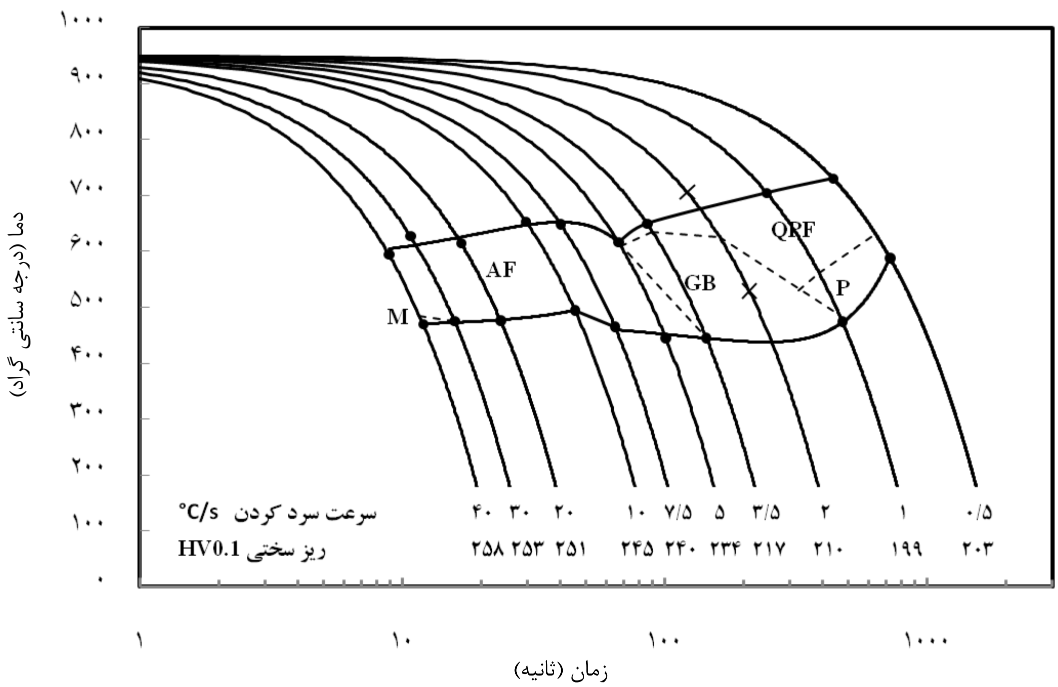
به طور مشابه با به‌دست آوردن منحنی‌های تغییر دما و ابعاد نمونه نسبت به زمان برای سایر آزمون‌ها دماهای A_{r1} و A_{r3} برای سرعت‌های سرد کردن مورد آزمایش به‌دست آمد که در جدول ۳ خلاصه شده است.

جدول ۳ دماهای A_{r1} و A_{r3} به‌دست آمده برای سرعت‌های سرد کردن مورد آزمایش

سرعت سرد کردن (°C/s)	Ar1 (°C/s)	Ar3 (°C/s)
۰/۵	۵۸۹	۷۳۱
۱	۴۷۵	۷۰۵
۲	۵۳۰	۷۰۷
۳/۵	۴۴۶	۶۵۰
۵	۴۴۶	۶۱۷
۷/۵	۴۶۶	۶۴۹
۱۰	۴۹۵	۶۵۴
۲۰	۴۷۷	۶۱۵
۳۰	۴۷۶	۶۲۸
۴۰	۴۷۰	۵۹۵

با توجه به این نتایج نمودار CCT فولاد ایکس ۶۵ مورد مطالعه در شکل ۱۳ خلاصه شده است. سرد کردن نمونه‌ها با سرعت‌های نشان داده شده به صورت خطی انجام شده است.

استفاده از مقیاس لگاریتمی‌در محور زمان به منظور نمایش بهتر نمودار CCT انجام شده است. خط‌چین‌های رسم شده در 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. در ترسیم خطوط اصلی A_{r1} و A_{r3} هر جا لازم بوده، منحنی چند جمله‌ای درجه دو برازش شده است. لازم به ذکر است نتایج حاصل برای تعیین دماهای A_{r1} و A_{r3} در سرعت سرد کردن ۲°C/s از روند کلی نتایج آزمایشگاهی پیروی نمی‌کرد، در نتیجه در ترسیم خطوط اصلی A_{r1} و A_{r3} لحاظ نشده است (بر روی شکل ۱۳ با علامت × مشخص شده است). با توجه به نتایج به‌دست آمده، می‌توان مشاهده کرد که فریت سوزنی در محدوده وسیعی از سرعت‌های سرد کردن بالاتر از ۵°C/s قابل دست‌یابی است که نشان دهنده ترکیب شیمیایی مناسب این فولاد برای تولید فولادهای خط لوله است. دست‌یابی به ریزساختار فریت سوزنی در شرایط بدون اعمال تغییر شکل را می‌توان به وجود عناصری نظیر منگنز، مولیبدن، تیتانیوم و نیوبیوم در ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه نسبت داد.



شکل ۱۳ نمودار CCT فولاد ایکس ۶۵ مورد مطالعه.

وجود این عناصر تشکیل فازهای استحاله واسطه‌ای[1] (نظیر فریت سوزنی) را ترغیب و از تشکیل فریت چند وجهی و پرلیت جلوگیری می‌کند [۱۴،۱۳].

وجود تجمع منگنز در آستنیت در جلوی فصل‌مشترک آستنیت/فریت منجر به طولانی شدن زمان نهفتگی[2] در تشکیل فریت چند وجهی و در نتیجه باعث تشکیل فازهای دما پایین‌تر می‌شود. محصولات استحاله میانی نظیر فریت سوزنی و فریت بینیتی در سرعت‌های پایین‌تر تشکیل می‌شود و می‌توان گفت منگنز تشکیل این فازهای میانی را ترغیب می‌کند [۱۴]. همچنین نیوبیوم در حالت محلول از استحاله آستنیت/فریت جلوگیری می‌کند، در نتیجه افزودن نیوبیوم از تشکیل فریت چندوجهی و/یا پرلیت جلوگیری کرده و منجر به تشکیل فریت سوزنی می‌شود.

نتایج تحقیق حاضر نشان می‌دهد که در سرعت سرد کردن ۴۰°C/s، ریزساختاری شبیه ریزساختار فولادهای دوفازی حاصل می‌شود. با توجه به نتایج گزارش شده توسط جون و دیگران مبنی بر اینکه تغییر شکل گرم از تشکیل مارتنزیت جلوگیری می‌کند [۱۵]، می‌توان انتظار داشت که در شرایط تولید صنعتی، حتی در سرعت سرد کردن ۴۰°C/s نیز ریزساختار فریت سوزنی حاصل شود. از نظر سازندگان فولادهای خط لوله، تشکیل فریت سوزنی به معنی تضمین دست‌یابی به استحکام و چقرمگی مطلوب است [۱۴].

سختی میانگین (میانگین پنج آزمون) به‌دست آمده برای هر یک از نمونه‌های آزمون دیلاتومتری بر روی نمودار CCT (شکل ۱۳) نشان داده شده است. به طور کلی افزایش سختی با افزایش سرعت سرد کردن قابل مشاهده است.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، از آزمایشات دیلاتومتری به همراه مشاهدات میکروسکوپ نوری برای ترسیم نمودار CCT فولاد ایکس ۶۵ استفاده شد. ریزساختار نمونه‌های دیلاتومتری در محدوده وسیعی از سرعت‌های سرد کردن از ۰/۵ تا ۴۰°C/s بررسی شد. نتایج را می‌توان در موارد زیر جمع‌بندی کرد:

۱- با توجه به سرعت سرد کردن، ریزساختارهای مختلفی شامل فریت شبه چندوجهی، پرلیت، بینیت کروی، فریت سوزنی و مارتنزیت مشاهده شد. در سرعت‌های سرد کردن ۰/۵ تا ۱°C/s ریزساختار حاصل به طور عمده از فریت و پرلیت تشکیل شده بود. با افزایش سرعت سرد کردن در سرعت‌های سرد کردن ۱ تا ۳/۵°C/s، ریزساختار بینیت کروی مشاهده شد. در سرعت‌های سرد کردن بالاتر از ۵°C/s ریزساختار غالب فریت سوزنی بود. در سرعت سرد کردن ۴۰°C/s، مقدار بیشتر مارتنزیت موجود در ریزساختار باعث شد که ریزساختار حاصل ظاهری شبیه فولادهای دوفازی داشته باشد. انتظار می‌رود در شرایط تولید با اعمال تغییر شکل، مارتنزیت در زمینه مشاهده نشود.

۲- ترکیب شیمیایی بیشترین تأثیر را در رفتار استحاله فولاد دارد. دست‌یابی به ریزساختار فریت سوزنی در محدوده وسیعی از سرعت‌های سرد کردن را می‌توان به وجود عناصری نظیر منگنز، مولیبدن، تیتانیوم و نیوبیوم در ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه نسبت داد.

۳- با توجه به مشاهدات ریزساختاری و مقایسه با ریزساختار فولاد پایه، سرعت سرد کردن ۷/۵°C/s برای طراحی عملیات ترمومکانیکی فولاد مورد مطالعه پیشنهاد می‌شود. این سرعت سرد کردن باید برای مرکز ورق در نظر گرفته شود. به عبارت دیگر تجهیزات سرد کردن سریع باید به گونه‌ای طراحی شوند که مرکز ورق با این سرعت سرد شود.

۴- با توجه به نتایج ریزسختی‌سنجی، مقدار محدوده سختی به‌دست آمده برای ریزساختار فریت شبه چندوجهی بین ۱۸۵ تا ۲۰۰HV، برای ریزساختار بینیت کروی بین ۲۰۰ تا ۲۲۰HV و برای ریزساختار فریت سوزنی بین ۲۲۰ تا ۲۶۰HV به‌دست آمد.

۵- تشکر و قدردانی

از شرکت لوله و تجهیزات سدید به لحاظ در اختیار قرار دادن فولاد و همکاری در انجام آنالیز شیمیایی فولاد ایکس ۶۵ قدردانی می‌گردد. از آقای مهندس کاظمی‌در کارخانه فولاد آلیاژی اصفهان جهت انجام آزمون دیلاتومتری و از آقای مهندس قانعی در دانشگاه حکیم سبزواری (تربیت معلم سبزوار) جهت همکاری در انجام متالوگرافی نمونه‌ها تشکر و قدردانی می‌شود.

1. Intermediate Transformations
2. Incubation Time

۶- مراجع

[1] Verlinden B., Driver J., Samajdar I., Doherty R.D., *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*, First Edition, London, Elsevier Ltd., 2007.

[2] Davis J.R., *Alloying: Understanding the Basics*, First Edition, USA, ASM International, 2001.

[3] *API Specifications 5L, Specifications for Line Pipe*, 44^{th} Edition, USA, American Petroleum Institute, 2007.

[4] Reip C.P., Shanmugam S., Misra R.D.K., “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, 2006, pp. 307-317.

[5] Hulka K., Gray M., 2006, *High Temperature Processing of Line-Pipe Steels,* http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/science_techno/table_content/sub_4/images/pdfs/033.pdf [accessed 22 May 2013].

[6] Hillenbrand H.G., Gras M., Kalwa C., 2006, *Development and Production of High Strength Pipeline Steels,* http://www.bergpipe.com/files/ep_tp_43_01en.pdf [accessed 22 May 2013].

[7] Calvo J., Jung I.-H., Elwazri A.M., Bai D., Yue S., “Influence of the Chemical Composition on Transformation Behaviour of Low Carbon Microalloyed Steels”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 520, 2009, pp. 90-96.

[8] Korczak P., “Modeling of Steel Microstructure Evolution During Thermomechanical Rolling Of Plate for Conveying Pipes”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 153-154, 2004, pp. 432-435.

[9] Mousavi Anijdan S.H., Yue S., “The Necessity of Dynamic Precipitation for the Occurrence of No-Recrystallization Temperature in Nb-Microalloyed Steel”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, 2011, pp. 803-807.

[10] Akbarzadeh A., *Effect of Thermomechanical Processing on Microstructure, Texture, and Anisotropy in Two Nb Microalloyed Steels*, PhD Thesis, McGill University, 1997.

[11] Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A., “Effect of Titanium Addition on the Microstructure and Inclusion Formation in Submerged Arc Welded HSLA Pipeline Steel”, *Journal of Materials Processing Technology,* Vol. 209, 2009, pp. 4027-4035.

[12] Xiao F.R., Liao B., Shan Y.Y., Qiao G.Y., Zhong, Y., Zhang, C., Yang, K., “Challenge of Mechanical Properties of an Acicular Ferrite Pipeline Steel”, *Materials Science and Engineering A,* Vol. 431, 2006, pp.41-52.

[13] Xiao F. R., Liao B., Re D., Shan Y., Yang K., “Acicular Ferritic Microstructure of a Low-Carbon Mn–Mo–Nb Microalloyed Pipeline Steel”, *Materials Characterization,* Vol. 54, 2005, pp. 305-314.

[14] Zhao M.C., Yang K., Xiao F.R., Shan Y.Y., “Continuous Cooling Transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipeline Steels”, *Materials Science and Engineering A,* Vol. 355, 2003, pp. 126-136.

[15] Jun H.J., Kang J.S., Seo D.H., Kang K.B., Park C.G., “Effects of Deformation and Boron on Microstructure and Continuous Cooling Transformation in Low Carbon HSLA Steels”, *Materials Science and Engineering A,* Vol. 422, 2006, pp. 157-162.

[16] S.H. Hashemi M. Rakhshkhorshid, Investigation of Chemical Composition Influence on Mechanical Properties of API X65 Microalloyed Steel, Journal of Applied and Computational Sciences in Mechanics, Vol.23, No. 2, pp.47-64, 2012. (In Persian)

[17] S. H. Hashemi, M. Rakhshkhorshid, ANN model for investigation the effect of chemical composition on hardness and impact energy in API X65 microalloyed steel, *Journal of Modares Mechanical Engineering*, Vol.12, No.4, 2012, pp.156-163.(In Persian)

[18] Hashemi S.H., Mohammadyani D., “Characterisation of Weldment Hardness, Impact Energy and Microstructure in API X65 Steel”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping,* Vol. 98, 2012, pp. 8-15.

[19] *ASM Handbook Volume 9, Metallography and Microstructures*, 2004.

[20] *ASTM E 562, Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count,* 2004.