

چکیده

در این پژوهش فولاد میکرو آلیاژی خط لوله انتقال نفت و گاز (Xv۰) (API ۵L grade Xv۰)، مورد استفاده قرار گرفت. به منظور رسم دیاگرام دما-زمان-دگرگونی از چرخه حرارتی گرم و سرد کردن کلاسیک استفاده شد. تحلیل چرخه‌های حرارتی منطقه متأثر حرارتی، بر مبنای شرایط عملی صورت گرفت و برای شبیه‌سازی از دستگاه دیلاتومتری استفاده شد. با اعمال چرخه‌های حرارتی با دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰°C، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مناطق مختلف متأثر حرارتی مورد مطالعه قرار گرفت. با تحلیل نتایج دیلاتومتری، سینتیک تشکیل آستنیت (در سرعت‌های گرم کردن مختلف از ۵ تا ۳۵۰ °C/s) و سینتیک تجزیه آستنیت (در دو حالت اندازه دانه آستنیت ثابت با سرمایش متغیر و نیز اندازه دانه آستنیت متغیر و سرمایش ثابت) بررسی شد. مدل‌سازی دگرگونی آستنیت با استفاده از معادله اصلاح شده JMAK صورت گرفت. مشاهده شد که پارامتر n وابستگی زیادی به دما ندارد و ثابت در نظر گرفته می‌شود. پارامتر k به شدت به دما، مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته است. با استفاده از JMAK اصلاح شده، رابطه‌ای که همه این متغیرها را در برداشته باشد، ایجاد شد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۱/۰۶/۲۱

پذیرش: ۱۴۰۱/۰۹/۱۱

کلید واژگان:

فولاد خط لوله

جوشکاری زیرپودری

دیلاتومتری

دگرگونی فاز

منطقه متأثر حرارتی

Comparison of the Effect of Thermal Cycles on Phase Transformation and Structure in the Heat-Affected Zone of Pipeline Steel Welding

Gholamreza Khalaj<sup>\*۱</sup>

۱- Associate professor, Department of Materials Science and Engineering, Saveh Branch, Islamic Azad University, Saveh, Iran.

\* gh.khalaj@srbiau.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Dor:

۲۰.۱۰.۰۱.۱.۲۴۲۳۳۲۲۶.۱۴۰۲.۱۷.۲.۶.۲

Keywords:

Pipeline Steel

Submerged Arc Welding

Dilatometry

Phase Transformation

Heat Affected Zone

Abstract

In this research, microalloyed steel of oil and gas transmission pipeline was used. In order to draw the temperature-time-transformation diagram, the classical heating and cooling thermal cycle was used. Analysis of the thermal cycles of the heat-affected zone was done based on practical conditions and a dilatometry device was used for simulation. By applying thermal cycles with peak temperatures of ۹۵۰, ۱۱۵۰ and ۱۳۵۰ °C, the transformation behavior and microscopic structure of different heat-affected areas were studied. Analyzing the results of dilatometry, the kinetics of austenite formation (at different heating rates from ۵ to ۳۵۰ °C/s) and the kinetics of austenite decomposition (in two cases of constant austenite grain size with variable cooling and variable austenite grain size and constant cooling) were investigated. Modeling of austenite transformation was done using modified JMAK equation. It was observed that the “n” parameter does not have much dependence on temperature and is considered constant. The “k” parameter strongly depends on temperature, transformation amount and austenite grain size. Using the modified JMAK, a relationship was created that includes all these variables.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Gholamreza Khalaj, Comparison of the Effect of Thermal Cycles on Phase Transformation and Structure in the Heat-Affected Zone of Pipeline Steel Welding, New Process in Material Engineering, ۲۰۲۳, ۱۷(۲), ۷۹-۹۵.



## ۱- مقدمه

برای پاسخگویی به افزایش تقاضای انرژی، لوله‌های با قطر بزرگ و با استحکام بالا که از طریق جوشکاری زیرپودری<sup>۱</sup> تولید می‌شوند، به‌طور گسترده به‌منظور بهبود کارایی انتقال انرژی استفاده می‌شوند. ایمنی و قابلیت اطمینان در حین عملیات مستلزم استفاده از خطوط لوله با کیفیت بالا است که اثرات مخرب ناشی از حرارت ورودی در منطقه متأثر حرارتی جوش<sup>۲</sup> را به حداقل می‌رساند. در طول جوشکاری، ریزساختار مطلوب تولید شده در فلز پایه توسط چرخه حرارتی تغییر می‌کند و خواص مکانیکی مربوطه (به‌ویژه چقرمگی) نیز به‌طور قابل توجهی کاهش می‌یابد. از این رو، بهبود چقرمگی در مناطق بحرانی منطقه متأثر حرارتی، بسیار مورد توجه است [۱-۴].

تخلیه حرارت از حوضچه مذاب جوش موجب پیدایش یک منطقه متأثر حرارتی در فلز پایه مجاور فلز جوش می‌شود. منطقه متأثر حرارتی بر اساس دما می‌تواند به چهار منطقه تقسیم شود. در منطقه درشت‌دانه<sup>۳</sup> (CGHAZ) قسمت مجاور خط ذوب، فلز پایه کاملاً تا ناحیه آستنیت حرارت دیده و بعضی از رسوبات عناصر میکرو آلیاژ حل می‌شوند. این امر اجازه رشد دانه را داده بنابراین ریزساختار درشت انتظار می‌رود. در منطقه ریزدانه<sup>۴</sup> (FGHAZ) فلز در ناحیه آستنیت حرارت داده می‌شود اما تا دمایی پایین تر. ذرات رسوب موجود در فولاد ممکن است حل نشوند و بنابراین رشد دانه آستنیت به تأخیر می‌افتد و منجر به قسمت دانه‌ریز می‌شود. در منطقه بین‌بحرانی<sup>۵</sup> (ICHAZ) بخش کوچکی از دگرگونی آستنیت اتفاق می‌افتد. در نهایت منطقه زیربحرانی<sup>۶</sup> (SCHAZ) هیچ دگرگونی را تجربه نمی‌کند، اما بازپخت ریزساختار ممکن است رخ دهد [۵-۷]. دماهای دگرگونی که توسط ترکیب شیمیایی فولاد تعیین می‌شود و به دلیل چرخه‌های حرارتی سریع حین جوشکاری و عناصر آلیاژی موجود در فولاد، با شرایط تعادلی کلاسیک مطابقت ندارد [۸-۱۳].

مروری بر منابع نشان داده است که منطقه درشت‌دانه برای رفتار شکست در جوش مهم هستند. در تحقیقات محمدی

جو و همکاران [۱۴-۱۵]، محسنی و همکاران [۱۶]، هدی و همکاران [۱۷-۱۸]، مشاهده می‌شود که منطقه درشت‌دانه معمولاً دارای مقادیر بیشتری از ترکیبات مارتزیت-آستنیت (M/A) در مقایسه با سایر مناطق متأثر حرارتی است. تحقیقات بانرجی و همکاران<sup>۷</sup> [۱۹] با توجه به تأثیر نرخ گرمایش تا ۱۰۰۰ درجه در ثانیه و دماهای مختلف آستنیت تا ۱۳۵۰ درجه بر رشد دانه‌های غیر تک‌دما برای منطقه متأثر حرارتی نشان داد که انحلال سریع رسوبات غنی از نایوبیوم باعث رشد دانه بالاتر از دمای انحلال می‌شود و اندازه دانه آستنیت در درجه اول به دمای قله بستگی دارد و فقط به میزان ضعیفی به سرعت گرمایش بستگی دارد.

بهبود چقرمگی منطقه متأثر حرارتی یک اولویت در طراحی خطوط لوله مدرن است و افزودن عناصر میکرو آلیاژی پیشنهاد شده است [۲۰-۲۲]. افزودن مقادیر مشخصی از تیتانیوم و نایوبیوم به‌طور گسترده‌ای برای کنترل اندازه دانه آستنیت منطقه متأثر حرارتی دانه درشت استفاده می‌شود و در نتیجه تخریب چقرمگی مرتبط با اثرات حرارتی فرآیند جوشکاری را به حداقل می‌رساند [۲۳-۲۶]. هان و همکاران<sup>۸</sup> [۲۷]، معینی فر و همکاران [۴]، دی و همکاران<sup>۹</sup> [۲۸] در میان بسیاری از نویسندگان دیگر رابطه معکوس بین کسر M/A و چقرمگی پیدا کردند. از آنجایی که مناطق مختلف متأثر حرارتی در جوشکاری، بخش بسیار کوچکی از اتصال جوش را تشکیل می‌دهد، انجام بررسی ریزساختاری دشوار است و تقریباً غیرممکن است که نمونه‌ها را برای آزمایش‌های فیزیکی و مکانیکی بیشتر بدون مواجهه با تداخل از ناحیه‌های مجاور آماده کنیم. برای غلبه بر این محدودیت، از تکنیک شبیه‌سازی حرارتی برای بازتولید حجم زیادی از مواد استفاده می‌شود که چرخه حرارتی مشابهی را در مناطق خاص منطقه متأثر حرارتی جوش‌های واقعی تجربه کرده‌اند [۲۹-۳۱].

مدل‌های متعددی نیز برای بررسی دگرگونی‌های فازی ارائه شده است. معروف‌ترین و کاربردی‌ترین این مدل‌ها، معادله Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) است. این معادله در ابتدا برای دگرگونی‌های تک‌دما پیشنهاد شد؛

لوله‌سازی؛ ورق‌ها با استفاده از فرایند خمش سه غلتکی به شکل لوله با درز مستقیم درمی‌آیند. طرح اتصال جوش به شکل V از دو طرف برای جوش درز مستقیم زیرپودری استفاده می‌شود. چهار سیم جوش هر یک با قطر 4mm برای فرایند جوشکاری از داخل و خارج لوله مورد استفاده قرار می‌گیرند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده (درصد وزنی).

C	Si	Mn	V	Nb	Ti
۰/۰۸۷۸	۰/۳۰۳۵	۱/۶۱۰۰	۰/۰۰۱۳	۰/۰۳۶۳	۰/۰۱۸۰

## ۲-۲- دیلاتومتری

دستگاه دیلاتومتری ۸۰۵ A/D Baehr DIL برای شبیه‌سازی چرخه حرارتی استفاده شد. نمونه‌های استوانه‌ای توخالی با قطر خارجی ۴ میلی‌متر و قطر داخلی ۲ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر در راستای طول نورد از ورق اولیه ماشین‌کاری شد. چرخه گرم کردن تحت خلأ ۰/۵ mbar و چرخه سرد کردن با جریان گاز آرگون صورت گرفت. دقت نسبی اندازه‌گیری تغییرات ابعادی در حد ۰/۱ میکرون بود. در آزمایش دگرگونی سرد کردن پیوسته؛ نمونه‌ها با سرعت ۵ °C/s تا ۹۵۰ °C گرم شدند، پس از نگهداری به مدت ۳۰۰ ثانیه در این دما با سرعت‌های ثابت ۱، ۱۰، ۵۵، ۱۰۰ °C/s تا دمای اتاق سرد شدند. طرح آزمایش در جدول ۲ دیده می‌شود.

به‌منظور مدل‌سازی دگرگونی منطقه‌ی متأثر از حرارت در ناحیه‌ای که یک بار چرخه حرارتی را تجربه می‌کند. طرح آزمایش بر مبنای حرارت ورودی محاسبه شده در حین فرایند جوشکاری لوله (در شرکت نورد و لوله صفا) که برابر با ۴kJ/mm بود و بر اساس ضخامت ورق و حل معادلات Rosenthal به صورت سه بعدی صورت گرفت. بر اساس روابط و پارامترهای عملی جوش، دمای قله بر مبنای فاصله شعاعی یا عرضی از مرکز جوش محاسبه شد. به‌منظور بررسی رفتار دگرگونی در منطقه‌ی متأثر از حرارت بر مبنای مطالعات صورت گرفته در شبیه‌سازی منطقه اطراف جوش در منابع علمی، سه پروفایل حرارتی برای فاصله‌های ۱۲/۵، ۱۳/۶ و ۱۵mm از مرکز جوش و دماهای قله به ترتیب ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰ °C انتخاب و چرخه حرارتی مناسب آن‌ها

اما با انجام اصلاحاتی برای دگرگونی‌های غیر تک دما نیز به کار می‌رود. وابستگی پارامترهای موجود در معادله JMAK به دما، نرخ کرنش، شرایط ماده اولیه و همچنین نوع و کسر فاز دگرگون شده کاربرد آن را به ترکیب شیمیایی و شرایط خاص عملیات ترمومکانیکی محدود می‌کند. به همین علت، مطالعات بسیاری برای اصلاح معادله JMAK و پارامترهای آن صورت می‌گیرد. گارسین و همکاران [۲۴] با استفاده از مدل JMAK یک مدل تبدیل یکپارچه برای تشکیل HAZ در لوله فولادی خط X80 تحت پارامترهای مختلف جوش GMAW توسعه داد.

در تحقیقات گذشته، شبیه‌سازی چرخه حرارتی در دو فولاد X۶۵ و XV۰ انجام گرفت و مشاهده شد که عناصر میکرو آلیاژ نقش مهمی در کنترل اندازه دانه آستنیت و دگرگونی فازی دارند. همچنین، مقایسه سینتیک تشکیل و تجزیه آستنیت با استفاده از معادله JMAK کلاسیک انجام شد [۳۲-۳۳]. با توجه به کاربرد این نوع فولاد در ساخت لوله‌های نفت و گاز و بومی‌سازی دانش فنی ساخت و تولید ورق و لوله در شرکت‌های داخل کشور، تحقیق در خصوص تأثیر فرایند جوشکاری بر ساختار و خواص منطقه متأثر حرارتی ضروری می‌نماید. تاکنون در داخل کشور تحقیقی در این زمینه صورت نگرفته است؛ بر همین اساس، در تحقیق حاضر، آزمایش‌های شبیه‌سازی چرخه حرارتی، در دستگاه دیلاتومتری شرکت فولاد آلیاژی اصفهان انجام شد. از نتایج دیلاتومتری برای تعیین دماهای بحرانی، تعیین تأثیر نرخ گرمایش و سرمایش بر جابجایی دماهای بحرانی، تعیین نوع فازها و اندازه دانه آستنیت اولیه استفاده شد. همچنین، سینتیک دگرگونی آستنیت با استفاده از معادله اصلاح شده JMAK بررسی شد.

## ۲- مواد و روش‌های آزمایش

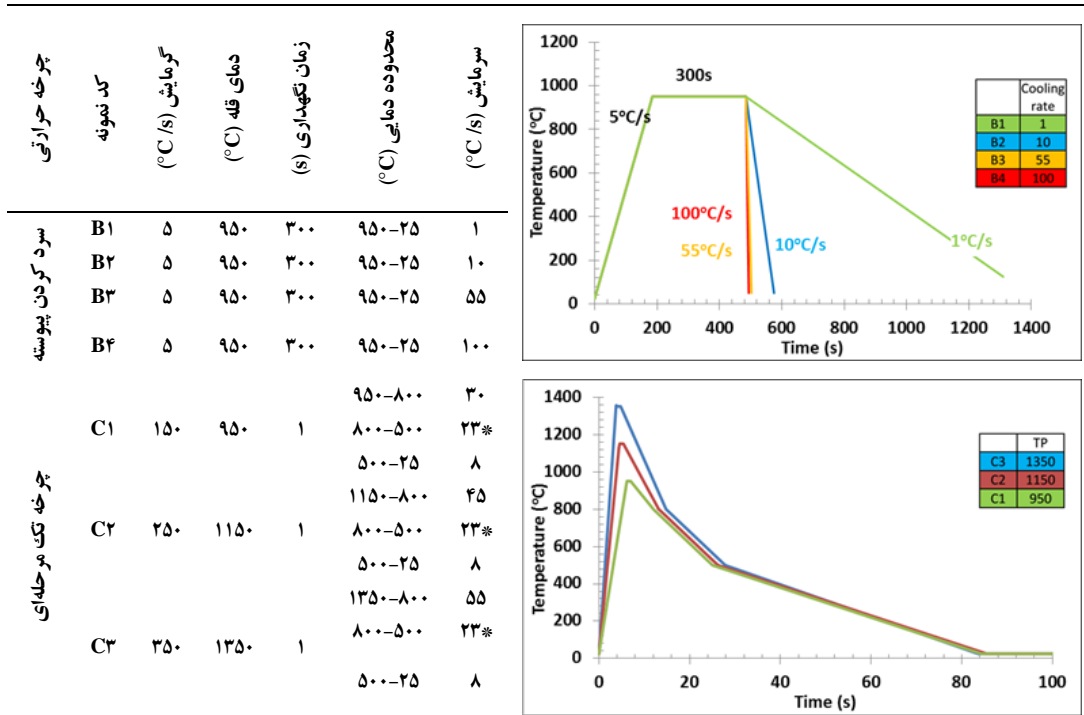
### ۲-۱- مواد

نمونه‌های تحقیق از فولاد خط لوله XV۰ (ساخت شرکت Dillinger-Hutte آلمان) که به صورت ورق تحت عملیات ترمومکانیکی نورد شده بود، انتخاب شد. ترکیب شیمیایی فولاد در جدول (۱) نشان داده شده است. در کارخانه

۸۰۰ تا ۵۰۰°C برابر ۲۳°C/s است (۱۳s/۵t). سختی سنجی نمونه‌های دیلاتومتری شده با روش ویکرز با نیروی ۲۰۰ گرم (۲. HV) صورت گرفت. نتایج سختی سنجی میانگین سه بار اندازه‌گیری است.

طراحی گردید. به منظور انجام آزمایش با دستگاه دیلاتومتر، چرخه حرارتی در گرمایش و سرمایش به صورت خطی تقریب زده شد. در جدول (۲) شمای چرخه حرارتی تک مرحله‌ای رسم شده است. نکته‌ای که در منابع به آن اشاره شده است، یکسان بودن شیب دمایی و زمان در منطقه دمایی

جدول (۲). طرح آزمایش سرد کردن پیوسته، چرخه حرارتی یک مرحله‌ای.



افزایش سرعت سرد کردن از ۱۰ تا ۱۰۰°C/s ساختار حاصل به فریت سوزنی و بینیت تبدیل می‌شود. تصاویر متالوگرافی چرخه حرارتی تک مرحله‌ای در شکل ۱ (د) و (ه) و (و) آورده شده است. ساختار در شکل ۱ (د) فریت و پرلیت نیمه تبلور مجدد یافته، شکل ۱ (ه) فریت، پرلیت و بینیت، شکل ۱ (و) فریت، بینیت و مارتنزیت است. ریز شدن دانه در اثر تبلور مجدد در نمونه C1 و رشد دانه آستنیت در نمونه‌های C2 و C3 محسوس است.

### ۳-۲- بررسی نتایج دیلاتومتری

#### ۳-۲-۱- نیم سیکل گرمایش (تشکیل آستنیت)

نتایج دیلاتومتری نمونه‌های سری B و C در شکل (۲) آورده شده است. منحنی دیلاتومتری تغییر طول و مشتق آن بر حسب دما، برای نرخ گرم کردن ۵°C/s در شکل ۲ (الف)

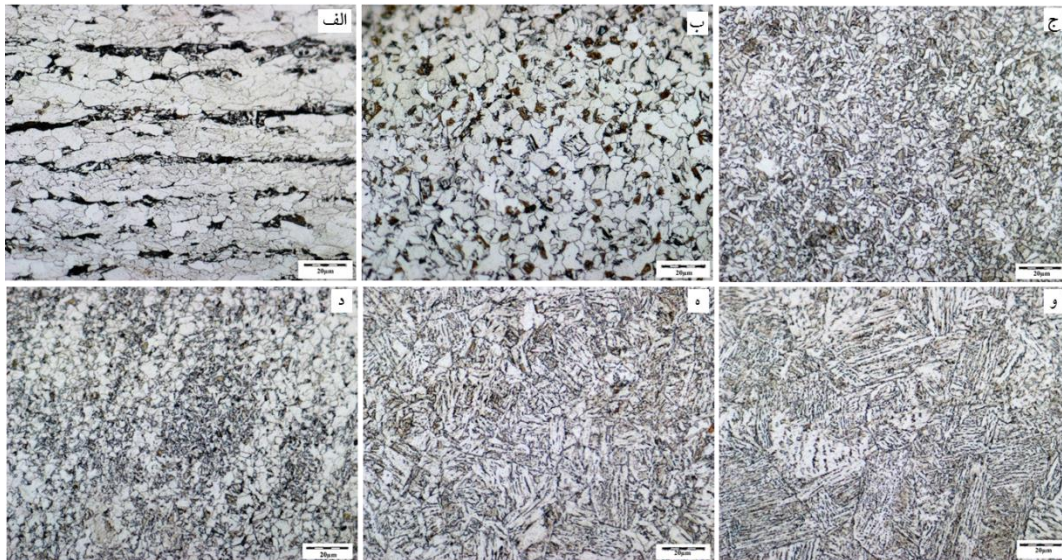
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- بررسی میکروساختار

تصاویر متالوگرافی فولاد میکرو آلیاژی مشخص کننده ساختار فریتی-پرلیتی نواری شده در راستای نورد است. قطر میانگین دانه فریت برابر ۵ میکرون و معادل عدد استاندارد ASTM ۱۲ است. اندازه‌گیری با نرم‌افزار Clemex نشان داد که ساختار فولاد اولیه به طور تقریبی شامل ۸۷ درصد فریت و ۱۳ درصد پرلیت است. تصویر متالوگرافی فولاد اولیه در شکل ۱ (الف) آمده است. شکل ۱ (ب) و (ج) نتایج متالوگرافی سرد کردن پیوسته را نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود با قرار گرفتن در دمای ۹۵۰°C به مدت ۵ دقیقه، ساختار فریت و پرلیت نواری فولاد اولیه در اثر تبلور مجدد به فریت و پرلیت چندوجهی تبدیل می‌شوند. با

افزایش می‌یابد. این افزایش دمای دگرگونی در نتیجه افزایش سرعت گرم کردن؛ به دلیل کاهش زمان نفوذ کربن (در یک بازه دمایی مشخص) و افزایش سد انرژی نفوذ کربن در ساختار است. در نتیجه برای تأمین نیروی محرکه نفوذ، دگرگونی در دماهای بالاتر صورت می‌گیرد. در ادامه افزایش سرعت گرم کردن از ۱۵۰ تا ۲۵۰ °C/s و سپس ۳۵۰ °C/s افزایش نسبتاً کمتری در دماهای شروع و پایان دگرگونی مشاهده می‌شود. در شکل ۲(ج) زمان دگرگونی تشکیل آستنیت (به صورت لگاریتمی) نشان داده شده است. زمان مبدأ در این نمودارها، زمان شروع گرمایش از دمای اتاق است.

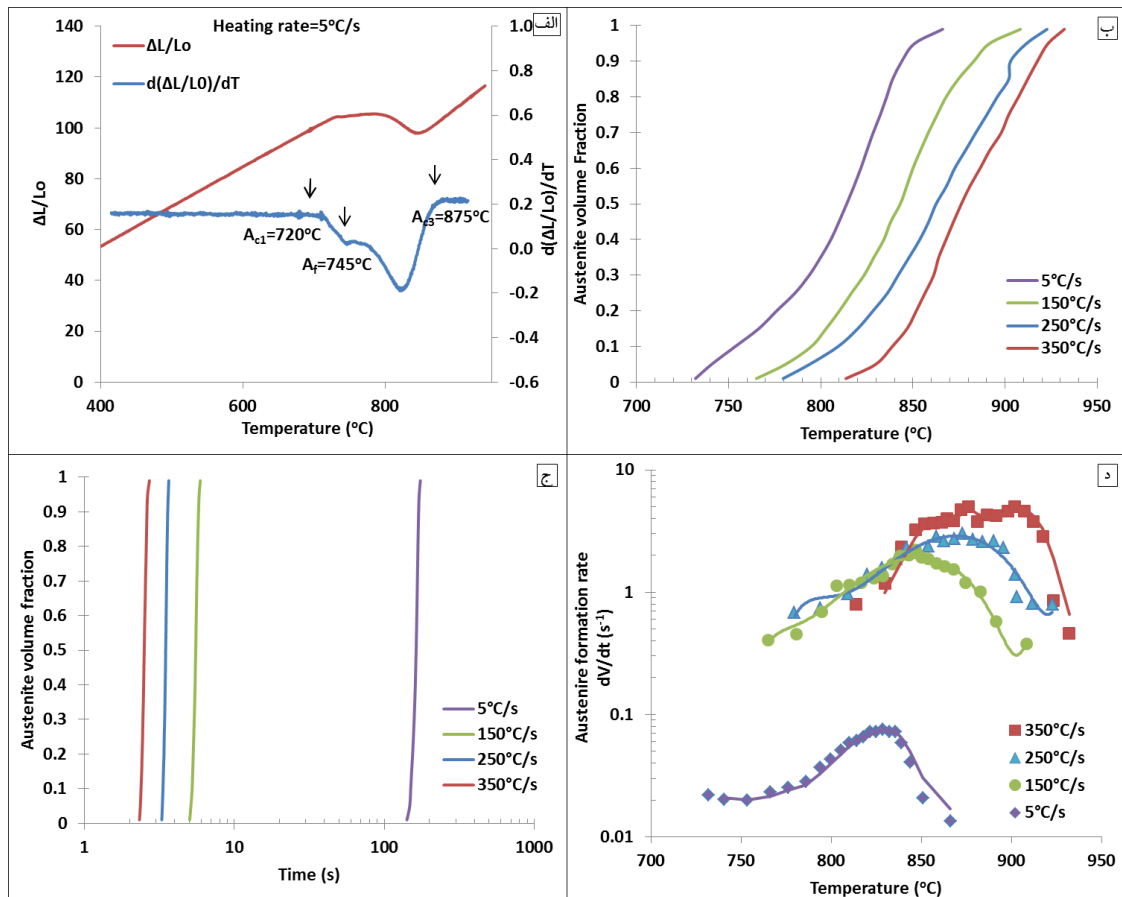
نمایش داده شده است. دماهای بحرانی Ac1 (دمای شروع تشکیل آستنیت)، Af (دمای پایان انحلال پرلیت) و Ac3 (دمای پایان تشکیل آستنیت) در شکل ۲ (الف) مشخص شده‌اند. مشاهده می‌شود که تشکیل آستنیت در دو مرحله صورت می‌گیرد. مرحله اول انحلال پرلیت است و با اولین پیک انقباضی در منحنی دیلاتومتری مشخص می‌شود. این مرحله از دمای Ac1 شروع و در Af پایان می‌گیرد. مرحله دوم دگرگونی فریت به آستنیت است و با پیک دوم تعیین می‌شود. این مرحله از Af شروع و در Ac3 پایان می‌یابد. هر دو دگرگونی با جوانه‌زنی و رشد انجام می‌شوند [۳۴]. در شکل ۲(ب) مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت گرم کردن، دمای شروع و پایان دگرگونی تشکیل آستنیت



شکل (۱): (الف) تصویر متالوگرافی (الف) فولاد اولیه؛ سرد کردن پیوسته. (ب) B2، (ج) B4؛ چرخه حرارتی تک مرحله‌ای (د) C1، (ه) C2، (و) C3.

آستنیت در گرمایش را نشان می‌دهد. در همه نرخ‌های گرم کردن، نرخ دگرگونی آستنیت به یک مقدار حداکثری می‌رسد. باید توجه داشت محور عمودی شکل ۲(د) به صورت لگاریتمی و افزایش نرخ کرنش متناسب با افزایش نیروی محرکه تشکیل آستنیت است. نرخ تشکیل آستنیت به‌عنوان تابعی از دما؛ در نرخ‌های گرم کردن بالاتر، بیشتر است. نرخ تشکیل آستنیت برحسب دما، از حداکثر ۰/۰۷۵ (s<sup>-1</sup>) برای سرعت گرم کردن ۵ °C/s تا ۵ (s<sup>-1</sup>) برای سرعت گرم کردن ۳۵۰ °C/s تغییر می‌کند.

در شکل ۲ (ب)، جبران محدودیت زمان نفوذ و افزایش سد انرژی نفوذ کربن (در بازه زمانی دگرگونی)، علت افزایش دمای دگرگونی با افزایش سرعت گرم کردن است. همچنین، در شکل ۲(ج) مدت‌زمان لازم برای عبور از محدوده دماهای بحرانی شروع و پایان دگرگونی با کاهش نرخ حرارت دهی، افزایش می‌یابد. در نتیجه سرعت گرم کردن کمتر؛ زمان بیشتری برای دگرگونی نیاز دارد. بر اساس محاسبات نرم‌افزار ThermoCalc دماهای تعادلی ۷۱۰ °C و Ae1=۸۳۰ °C و Ae3=۸۳۰ °C می‌باشند. شکل ۲(د) نرخ تشکیل



شکل (۲): نتایج دیلاتومتری نمونه‌های سری B و C در حین گرمایش با سرعت‌های مختلف؛ (الف) منحنی دیلاتومتری تغییر طول و مشتق آن برحسب دما، برای نرخ گرم کردن ۵ °C/s (ب) کسر حجمی دگرگونی تشکیل آستنیت برحسب دما (ج) کسر حجمی دگرگونی تشکیل آستنیت برحسب زمان (د) نرخ تشکیل آستنیت برحسب دما.

افزایش نرخ حرارت دهی، دماهای دگرگونی بالا می‌رود. تأثیر نرخ حرارت دهی بر دمای  $Ac_3$  بیشتر از  $Ac_1$  و  $A_f$  است. شکل ۳ (الف) دیاگرام دگرگونی گرم کردن پیوسته مربوط به فولاد را نشان می‌دهد.

با استفاده از داده‌های جدول ۳، بر اساس دماهای شروع و پایان دگرگونی، منحنی دما-زمان-دگرگونی در سرمایش پیوسته رسم می‌گردد (شکل ۳ (ب)). مشاهده می‌گردد که حتی با سرعت سرد شدن ۱۰۰ °C/s هم به خط شروع مارتنزیت ( $Ms=460^\circ C$ ) برخورد نمی‌شود و در ساختار نمونه B۴ مارتنزیت نداریم. البته باید در نظر داشت با توجه به شرایط خاص آستنیت شدن در چرخه‌های حرارتی یک مرحله‌ای منطقه متأثر حرارتی، از جمله زمان نفوذ کم و تشکیل آستنیت غیرهمگن، احتمال تشکیل مارتنزیت در ساختار این منطقه وجود دارد [۳۴].

### ۳-۲-۲- منحنی دما-زمان-دگرگونی در گرمایش و سرمایش

مشخصات تشکیل آستنیت از ریزساختار اولیه شامل فریت و پرلیت به این صورت است، جوانه‌زنی آستنیت در داخل پرلیت ترجیحاً در نقاط تقاطع سمنتیت با لبه‌های کولنی پرلیت اتفاق می‌افتد. جوانه آستنیت در پرلیت هنگامی رشد می‌کند که اتم‌های کربن با نفوذ از درون آستنیت از مرز سمنتیت/آستنیت به مرز فریت/آستنیت و همچنین با نفوذ از درون فریت به مرز فریت/سمنتیت منتقل شوند؛ که منجر به دگرگونی فریت به آستنیت می‌شود [۳۵]. جدول (۳) تغییرات دماهای بحرانی و زمان‌های مربوط به آن‌ها را با افزایش نرخ حرارت دهی نشان می‌دهد. محدوده نرخ‌های حرارت دهی از ۵ تا ۳۵۰ °C/s است. مشاهده می‌شود که نرخ حرارت دهی تأثیر عمده‌ای بر دماهای دگرگونی دارد و با

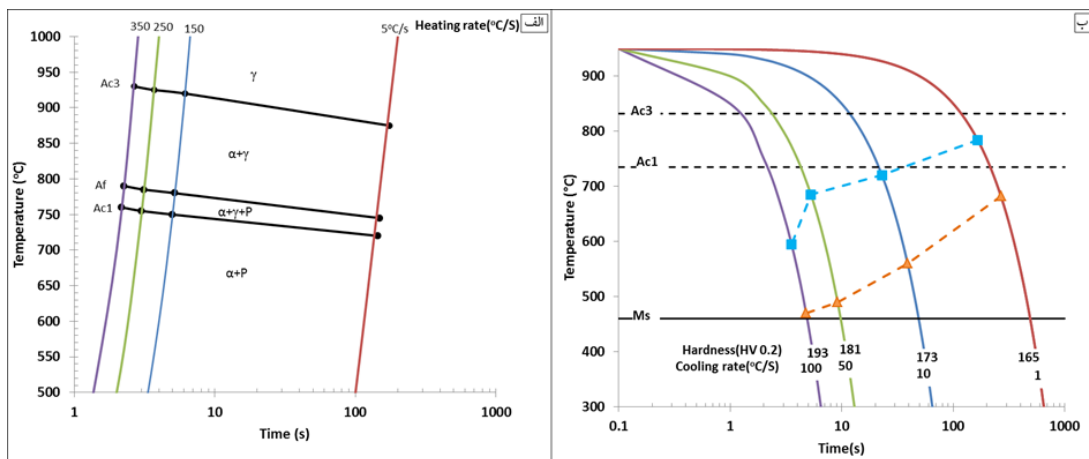
## ۳-۲-۳- نیم سیکل سرمایش (تجزیه آستنیت)

در شکل ۴ نتایج تغییرات ابعادی نمونه‌های دیلاتومتری در حین سرمایش، به ترتیب برای نمونه‌های سری B و سری C نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که در اندازه دانه اولیه آستنیت یکسان (۵ میکرون)؛ با افزایش سرعت سرد کردن دماهای شروع و پایان دگرگونی نزدیک به  $200^{\circ}\text{C}$  (از نمونه B1 به نمونه B4) کاهش می‌یابند (شکل ۴ الف)). دماهای تبدیل فازی به فریت ویدمن اشتاتن (WFs)، بینیت (Bs) و مارتنزیت (Ms) در شکل نشان داده شده است.

همان‌طور که گفته شده انحلال پرلیت بسیار سریع است و برای نرخ‌های حرارت‌دهی ذکر شده؛ حداکثر  $30^{\circ}\text{C}$  بالای  $\text{Ac1}$  کامل می‌شود. اختلاف دماهای بحرانی  $\text{Af-Ac1}$  حداکثر  $30^{\circ}\text{C}$  است. پس از پایان انحلال پرلیت و شروع انحلال فریت مشاهده می‌شود که در یک دمای مشخص، در نرخ حرارت‌دهی کمتر، کسر حجمی آستنیت بیشتر است.

جدول (۳): داده‌های نمونه‌های مختلف دیلاتومتری شده.

چرخه حرارتی	کد نمونه	گرمایش			سرمایش				سختی (HV)		
		شروع آستنیت ( $^{\circ}\text{C}$ )	پایان آستنیت ( $^{\circ}\text{C}$ )	اندازه دانه آستنیت	شروع دگرگونی ( $^{\circ}\text{C}$ )	پایان دگرگونی ( $^{\circ}\text{C}$ )	درصد فازها				
							F+C	WF		B	M
سرد کردن پیوسته	B1	۷۲۷	۸۷۰	۶	۷۸۴	۶۸۲	۹۵	۵	-	-	۱۶۵
	B2	۷۳۲	۸۶۷	۶	۷۲۰	۵۶۰	۶۲	۳۸	-	-	۱۷۳
	B3	۷۳۰	۸۶۹	۶	۶۸۵	۴۹۰	۷	۸۳	۱۰	-	۱۸۱
	B4	۷۳۱	۸۶۵	۶	۵۹۵	۴۷۰	-	۲۷	۷۳	-	۱۹۳
تک مرحله‌ای	C1	۷۶۵	۹۰۸	۵	۷۱۸	۵۷۱	۶۰	۴۰	-	-	۱۶۴
	C2	۷۷۳	۹۲۴	۱۴	۶۴۶	۴۶۶	<۵	۳۵	۶۰	-	۱۹۱
	C3	۷۸۰	۹۲۸	۳۴	۶۱۰	۴۵۱	-	۱۰	۹۰	<۱	۱۹۵

شکل (۳): دیاگرام دما-زمان-دگرگونی در (الف) گرم کردن پیوسته (ب) سرد کردن پیوسته (P پرلیت و  $\gamma$  آستنیت).

دگرگونی از حالت نفوذی (فریت و پرلیت) به حالت نفوذی-برشی (بینیت) می‌باشد. شکل ۴ (ه) نرخ تجزیه آستنیت در سرد کردن پیوسته را نشان می‌دهد. محور عمودی به صورت لگاریتمی است. نرخ تجزیه آستنیت برحسب دما برای سرعت‌های مختلف سرمایش بسیار متغیر است و از

از طرفی، با افزایش سرعت سرد کردن، زمان‌های شروع و پایان دگرگونی به صورت لگاریتمی کاهش می‌یابد (شکل ۴ ج)). زمان صفر در این نمودار برابر زمانی است که دمای نمونه حین سرد کردن پیوسته از دمای تعادلی شروع دگرگونی ( $830^{\circ}\text{C}$ ) عبور کند. تفاوت در دماها و زمان‌های دگرگونی ناشی از تغییر انرژی محرکه و سینتیک محصولات

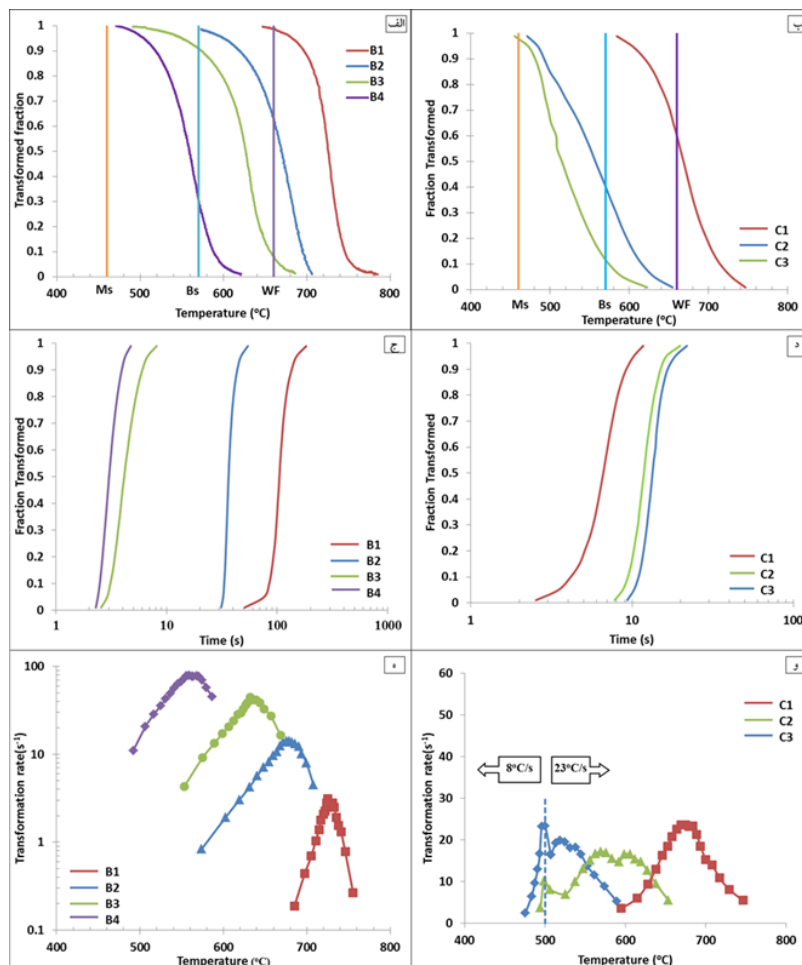


در فاصله دمایی ۹۵۰ تا ۱۱۵۰ °C با سرعت زیادی پیش می‌رود و این امر منجر به تأخیر بیشتر در زمان و دمایی دگرگونی می‌شود. در شکل ۴(و) تأثیر هم‌زمان انحلال رسوبات نایوبیم و رشد دانه آستنیت بر نرخ دگرگونی مشخص است. نرخ دگرگونی از نمونه C۱ به C۲ کاهش می‌یابد که به اثر Solute drag اتم‌های محلول نایوبیم و نیز کاهش مرزدانه‌های آستنیت ارجاع می‌شود. در روی منحنی‌های نرخ دگرگونی، تغییرات شیب به علت تغییر نوع دگرگونی و تغییر سینتیک دگرگونی است. در این مورد تغییر دگرگونی از فریت به بینیت مشخص است. مشاهده می‌شود که نرخ دگرگونی از نمونه C۲ به C۳ تا حدی افزایش می‌یابد. به نظر می‌رسد تغییر مکانیزم جوانه‌زنی و رشد در دگرگونی و افزایش دگرگونی‌های برشی علت این امر می‌شود. با تغییر نرخ سرمایش در دمایی ۵۰۰ °C، نرخ تجزیه آستنیت نیز تغییر می‌کند.

حداکثر ۳ (s<sup>-1</sup>) برای سرعت سرد کردن ۱ °C/s تا ۸۰ (s<sup>-1</sup>) برای سرعت سرد کردن ۱۰۰ °C/s تغییر می‌کند.

در شکل ۴(ب)، با افزایش اندازه دانه آستنیت اولیه (با سرعت سرد کردن یکسان ۲۳ °C/s)، دماهای شروع و پایان دگرگونی کاهش می‌یابد و برای اندازه دانه ۴۰ میکرون (نمونه C۳) در مقایسه ۵ میکرون (نمونه C۱)، بیش از ۱۱۰ درجه در دماهای دگرگونی تأخیر وجود دارد. جزئیات دماهای و درصد فازهای دگرگونی در جدول ۳ آورده شده است. از طرفی، زمان‌های شروع و پایان دگرگونی تجزیه آستنیت با افزایش اندازه دانه آستنیت اولیه در شرایط سرعت سرد کردن ثابت در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰ °C، به صورت ضریبی از ۱۰ افزایش می‌یابد (شکل ۴(د)).

باید در نظر داشت که وجود نایوبیم به صورت محلول در آستنیت عامل مؤثری در به تأخیر انداختن دگرگونی است [۲۱]. انحلال رسوبات نایوبیم (به خصوص رسوبات کوچک)



شکل (۴): نتایج دیلاتومتری نمونه‌های سری B و C (الف، ب) کسر حجمی دگرگونی تجزیه آستنیت برحسب دما (ج، د) کسر حجمی دگرگونی تجزیه آستنیت برحسب زمان (ه و) نرخ تجزیه آستنیت برحسب دما.

ثابت  $n$  و  $k$  اغلب به‌طور تجربی تعیین می‌شوند و بیان‌گر شرایط جوانه‌زنی و رشد هستند. معادله JMAK به‌طور وسیعی برای توصیف تشکیل فریت، پرلیت و بینیت به کار می‌رود. هنگامی که بیش از یکی از این اجزا وجود دارد، معادله JMAK برای هر یک از این فازها با استفاده از پارامترهای متفاوت به‌طور جداگانه اعمال می‌شود. اصلاحات متعددی در معادله فوق صورت گرفته است [۳۶-۳۹]. معمولاً، پارامتر  $n$  به‌عنوان تابعی از ترکیب شیمیایی، دما، فوق اشباع کربن، اندازه دانه آستنیت اولیه، کرنش و/یا نرخ سرمایش تعریف می‌شود.

در کاربرد معادله JMAK برای دگرگونی فریت، لیو و همکاران<sup>۱۱</sup> [۳۷] و میلیتزر و همکاران<sup>۱۱</sup> [۳۸] کسر فریت تشکیل شده را با کسر فریت تعادلی X<sub>e</sub> متعادل کردند. آن‌ها شکل اصلاح‌شده‌ای معادله JMAK که توسط Umemoto [۴۰] پیشنهاد شده بود را مورد استفاده قرار دادند:

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{kt^n}{D_\gamma^m}\right) \quad (2)$$

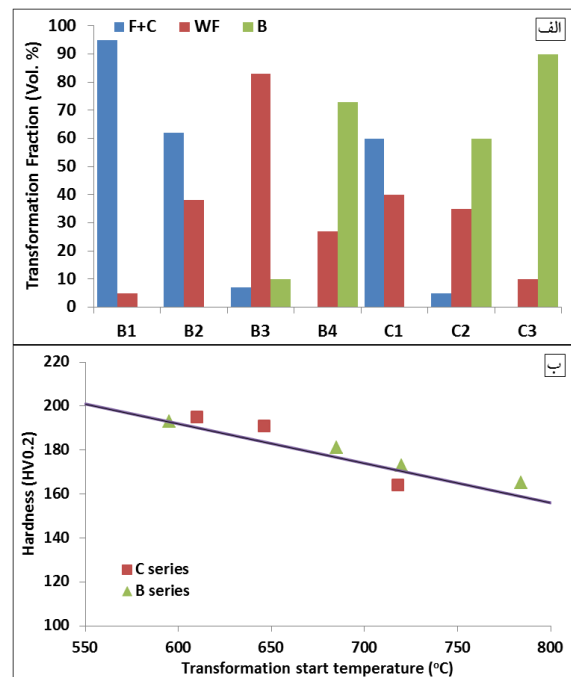
مقادیر اسمی پارامترهای  $n$  و  $m$  در معادله فوق برای دو حالت اشباع محل و جوانه‌زنی و رشد محاسبه شده است. بر اساس محل جوانه‌زنی در سطح، لبه و کنج دانه در حالت اشباع محل، پارامترهای  $n$  و  $m$  یکسان و به ترتیب ۱، ۲ و ۳ هستند. در حالت جوانه‌زنی و رشد، پارامتر  $m$  برای سه وضعیت ذکر شده به ترتیب ۴، ۲ و ۳ است؛ درحالی‌که پارامتر  $n$  در همه وضعیت‌ها برابر ۴ است. اغلب محققین مقدار ثابت  $n$  را مستقل از ترکیب شیمیایی در نظر می‌گیرند.

### ۳-۳-۱- کاربرد قانون جمع‌پذیری در معادله

#### JMAK

نرخ‌های جوانه‌زنی و رشد هر دو وابسته به دما هستند؛ در نتیجه، اگر دمای دگرگونی با زمان تغییر کند، آن‌ها وابسته به زمان خواهند بود. این مسئله کاربرد معادله JMAK را در

شکل ۵ (الف) درصد فازهای تشکیل شده در دگرگونی سرد کردن پیوسته و چرخه حرارتی تک مرحله‌ای را نشان می‌دهد. شکل ۵ (ب) تأثیر دمای شروع دگرگونی تجزیه آستنیت بر سختی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود با کاهش دمای شروع دگرگونی، سختی افزایش می‌یابد.



شکل ۵ (الف) درصد فازهای تشکیل شده در دگرگونی سرد کردن پیوسته و چرخه حرارتی تک مرحله‌ای، (ب) تأثیر دمای شروع دگرگونی تجزیه آستنیت بر سختی.

### ۳-۳-۲- مدل‌سازی دگرگونی فازی

معادله Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) اغلب برای توصیف سینتیک‌های دگرگونی فازی تک دما استفاده می‌شود [۳۵-۴۰]. این معادله یک روش نیمه تجربی، با تمرکز عددی کم، برای پیش‌بینی نرخ‌های دگرگونی بر پایه داده‌های تجربی، بدون نیاز به اطلاعات نفوذپذیری و تحرک، فراهم می‌کند. شکل عمومی معادله JMAK به صورت زیر نوشته می‌شود:

$$X^\alpha = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

به سادگی از نرخ دگرگونی در آن بازه زمان ضرب در طول مدت زمان به دست می‌آید.

پارامترهای  $n$  و  $k$  در معادله JMAK اغلب از طریق روش‌های ریاضی بهینه می‌شوند. ریوس<sup>۱۵</sup> [۴۴] یک روش استخراج  $k$  و  $n$  از داده‌های سرد کردن پیوسته ابداع کرد که بیشتر بر پایه تئوری است تا راهکارهای ریاضی مرسوم. بعضی از محدودیت‌های این مدل توسط جیا و همکاران<sup>۱۶</sup> اشاره شده است و اصلاحاتی برای آن ارائه شده است [۴۵]. راهکار پیشنهادی و اصلاحات ذکر شده در ادامه می‌آید.

### ۳-۳-۲- رشد فریت و بینیت

با در نظر گرفتن یک واکنش تک دما در دمای  $T$  که زمان موردنیاز برای رسیدن به کسر دگرگونی  $X$  برابر  $\tau(X, T)$  باشد، این امکان وجود دارد که با استفاده از قانون جمع‌پذیری زمان موردنیاز برای رسیدن به  $X$  تحت نرخ سرمایه‌گذاری ثابت  $q = (dT/dt)$  را به دست آورد. در این حالت معادله (۳) می‌تواند چنین نوشته شود [۴۴]:

$$\tau(X, T) = \left( \frac{\partial T}{\partial q} \right)_X \quad (5)$$

با استفاده از معادله JMAK، امکان توصیف  $X$  بر حسب تابعی از  $q$  و  $T$  وجود دارد.

(۶)

$$X(\tau, T) = 1 - \exp[k(T)\tau^{n(T)}] \rightarrow X(q, T) = 1 - \exp \left[ k(T) \left( \frac{\partial T}{\partial q} \right)_X^{n(T)} \right]$$

پارامترهای  $k(T)$  و  $n(T)$  به عنوان تابعی از دما نوشته شده‌اند؛ به این دلیل که جوانه‌زنی و رشد اغلب وابسته به دما هستند. ریوس روشی برای استخراج داده‌های تک دمای موردنیاز برای کاربرد در معادله (۶) از داده‌های تجربی دگرگونی سرمایه‌گذاری پیوسته ابداع کرد [۴۴]. هنگامی که محل‌های جوانه‌زنی اشباع شده‌اند، وابستگی نرخ رشد به دما از داده‌های سرمایه‌گذاری پیوسته حاصل می‌گردد. یک دیاگرام CCT از داده‌های تجربی دگرگونی موردنظر رسم می‌شود.

دگرگونی‌های حین سرد کردن پیوسته، دچار مشکل می‌کند. برای غلبه بر این مسئله، آورامی<sup>۱۳</sup> یک منطقه هم‌سینتیک<sup>۱۴</sup> دماها و غلظت‌ها را در یک ماده تعریف کرد که در آن سینتیک تغییر فاز در واحد مشخصی از زمان بدون تغییر می‌ماند [۴۱]. مسیر دگرگونی مستقل از شرایط دمایی است که نرخ جوانه‌زنی و نرخ رشد را تعیین می‌کند. در داخل این محدوده ویژه، برای توصیف واکنش تحت شرایط غیر تک دما، داده‌های تک دما می‌تواند در ارتباط با اصول جمع‌پذیری به کار رود. اصل لازم برای جمع‌پذیری عبارت است از:

$$\int \frac{dt}{\tau} = 1 \quad (3)$$

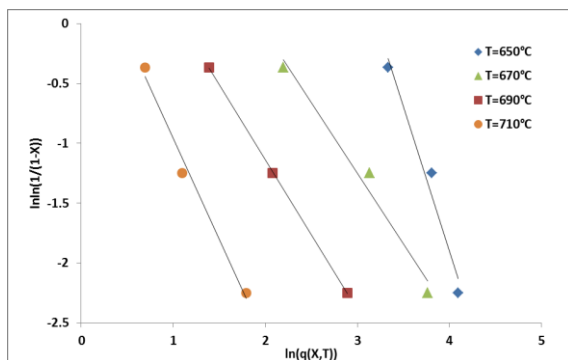
یعنی در یک واکنش مشخص که زمان تک دمای  $\tau$  منجر به یک کسر دگرگونی  $X_0$  می‌شود، واکنش تحت سرمایه‌گذاری پیوسته در یک زمان  $t$  و دمای  $T$  هنگامی به مقدار  $X_0$  می‌رسد که انتگرال بالا برابر یک شود. هر واکنشی می‌تواند جمع‌پذیر باشد که نرخ دگرگونی  $dX/dt$  تابع مشخصی از دما و میزان ماده پایه دگرگون شده باشد:

$$\frac{dX}{dt} = \left[ \frac{dH(X)}{dX} \right]^{-1} h(T) \quad (4)$$

یکی از ملزومات معادله Avrami، که نرخ جوانه‌زنی متناسب با نرخ رشد باشد، به ندرت در واکنش‌های واقعی ارضا می‌شود. با این وجود، در بسیاری از موارد جوانه‌زنی غیرهمگن، نرخ جوانه‌زنی بالا است و محل‌های مستعد جوانه‌زنی سریعاً اشباع می‌شوند. در نتیجه واکنش تنها تابعی از نرخ رشد است که شرایط برقراری جمع‌پذیری را ارضا می‌کند.

معادله JMAK در ارتباط با اصل جمع‌پذیری اغلب به عنوان روش نیمه تجربی برای مدل‌سازی رفتار تجزیه آستنیت در سرد کردن پیوسته به کار می‌رود [۴۲-۴۳]. در چنین مدلی، واکنش به اجزای تک دما شکسته می‌شود و نرخ دگرگونی در هر جزء محاسبه می‌شود. کسر دگرگونی در هر جزء زمان

شکل با خط چین نشان داده شده است) و خط‌های هم  $X$  در محدوده داده‌های مورد نیاز در دماهای مختلف رسم می‌شود، در این مورد  $670^\circ\text{C}$ ،  $690^\circ\text{C}$ ،  $710^\circ\text{C}$  و  $650^\circ\text{C}$  مقادیر  $q$  حاصله که مبین کسرهای دگرگون شده با خطوط رسم شده در آن دماها است به دست می‌آید. شکل ۷ طرح  $\ln \ln (1/1-x)$  بر حسب  $\ln q(X,T)$  برای  $670^\circ\text{C}$ ،  $690^\circ\text{C}$ ،  $710^\circ\text{C}$  و  $650^\circ\text{C}$  را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود مقادیر  $n$  برای مقادیر دگرگون شده فریت و بینیت مقداری وابستگی به دما را نشان می‌دهند. در این صورت جمع‌پذیری ارضا نمی‌شود. این نتیجه در مورد بینیت عجیب نیست، زیرا جوانه‌زنی روی صفحات فریت، فرض اشباع محل‌های جوانه‌زنی را نامعتبر می‌کند و جابه‌جایی مورفولوژی‌ها و مکانیزم‌ها بر نرخ رشد تأثیر می‌گذارد. در مورد فریت، وابستگی  $n$  به دما با ارجاع به مورفولوژی ریزساختاری محصولات توضیح داده می‌شود. محدوده اجزایی که در این مدل به عنوان "فریت" تعریف شدند کاملاً وسیع است که دربرگیرنده مورفولوژی‌هایی از فریت چندوجهی تا فریت سوزنی و ساختارهایی در نقطه انتقالی بینیت است. با این وجود، چنین به نظر می‌رسد که با انتخاب یک مقدار میانگین  $n$  برای هر یک از واکنش‌های فریت و بینیت، پیش‌بینی‌های قابل قبولی حاصل می‌شود.



شکل (۷): محاسبه  $n$  بر اساس داده‌های شکل ۶ در دگرگونی فریت.

اگر  $n$  به دست آید،  $k(T)$  می‌تواند با قرار دادن  $X=X_0$  در معادله (۸) محاسبه شود. با بازنویسی معادله داریم:

$$k(T) = \frac{\ln\left(\frac{1}{1-X_0}\right)}{\left(\frac{\partial T}{\partial q}\right)_X^n} \quad (9)$$

برخلاف روش‌های مرسوم رسم داده‌ها در صفحه دما-زمان  $(T-t)$ ، مطلوب‌تر است که داده‌ها در نمودار دما-نرخ سرمایش  $(T-q)$  ترسیم شوند.

هر خط پر در شکل ۶ بیان‌گر یک کسر دگرگونی مشخص است. با بازنویسی معادله (۶) و گرفتن لگاریتم از دو طرف رابطه مفیدی به دست می‌آید:

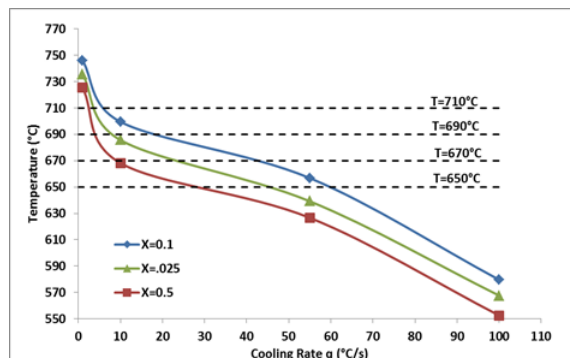
$$\ln \ln \left( \frac{1}{1-X} \right) = \ln k(T) + n(T) \ln \left[ \left( \frac{\partial T}{\partial q} \right)_X \right] \quad (7)$$

در معادله (۷)، با ثابت گرفتن  $T$  رابطه خطی حاصل می‌شود که شیب آن  $n(T)$  را می‌دهد. برای مواردی که  $n$  مستقل از دما و بنابراین ثابت است، واکنش هم سینتیک است و معادله (۷) می‌تواند چنین نوشته شود:

(۸)

$$\ln \ln \left( \frac{1}{1-X} \right) = \ln \left[ k(T) \left( \left| q(X_0, T) \right| \left( \frac{\partial T}{\partial q} \right)_{X_0} \right)^n \right] - n \ln(q(X, T))$$

که  $X_0$  یک کسر حجمی ثابت است.



شکل (۶): نمودار دما بر حسب سرعت سرمایش برای دگرگونی فریت در سرد کردن پیوسته (اندازه دانه آستنیت اولیه ۵ میکرون).

مقدار  $n$  در مقدار دمای مشخص با رسم  $\ln \ln (1/1-x)$  مقابل  $\ln q(X,T)$  برای آن بازه  $T$  به دست می‌آید. اگرچه، انجام این کار نیازمند دانستن ارتباط مقادیر  $X$  و  $q$  است [۴۵-۴۶]. این اطلاعات از دیاگرام دگرگونی سرمایش پیوسته در شکل ۶ حاصل می‌شود. محل‌های تقاطع خطوط افقی (که در

جیا و همکاران پیشنهاد اصلاحیه‌ای بر روش ریوس را دادند که  $k$  تابع جداگانه‌ای از  $T$  و  $X$  در نظر گرفته شود [۴۵]. در اصل:

$$k = f(T)g(X) \quad (۱۲)$$

مشق‌گیری از معادله JMAK عبارت زیر را می‌دهد:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{k(X,T)^n \cdot \left\{ n(1-X) \left[ -\ln(1-X) \right]^{\frac{n-1}{n}} \right\}}{1 + (1-X) \left( \frac{\partial k}{\partial X} \right) \left[ \frac{\ln(1-X)}{k} \right]} \quad (۱۳)$$

که

$$\frac{\partial k}{\partial X} = f(T) \frac{dg}{dX} = k \cdot \left[ \frac{\left( \frac{dg}{dX} \right)}{g(X)} \right] \quad (۱۴)$$

با گرفتن لگاریتم از معادله (۱) و قرار دادن در معادله (۲) می‌دهد:

$$\ln \left( \frac{1}{1-X} \right) = F(T) + G(X) + \ln \left( q(X_0, T) \left( \frac{\partial T}{\partial q} \right)_{X_0} \right)^n - n \ln [q(X, T)] \quad (۱۵)$$

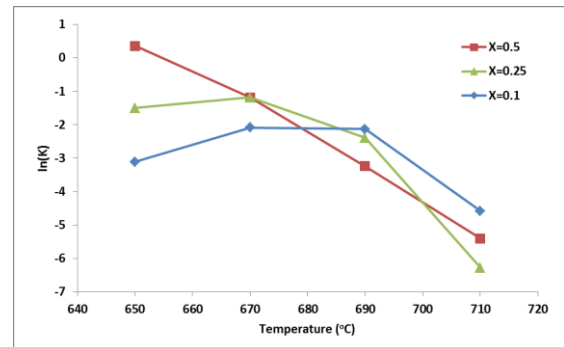
پارامترهای  $n$  و  $k$  (به شکل  $\ln k(T, X) = F(T) + G(X)$ ) می‌توانند با پیروی از روش Rios تعیین شوند.  $n$  نباید با دما تغییر کند و آن‌ها باید ترجیحاً به صورت عددی تعیین شوند. مدل اصلاح شده بالا در این مورد استفاده می‌شود. معادله‌ای که شامل هر دو عامل  $T$  و  $X$  است برای انطباق مقادیر محاسبه شده  $k$  استفاده می‌شود که عبارت است از:

$$\ln k = a(T - T_0)^2 + c \ln(1 - X) + d \quad (۱۶)$$

مشاهده شد که پارامترهای انطباقی  $T_0$  و  $c$  مستقل از شرایط اولیه آستنیت است. مقادیر یگانه  $T_0$  و  $c$  برای هر کدام از دگرگونی‌های فریت و بینیت به دست آمد. پارامترهای  $a$  و  $k$

مقادیر  $\partial T / \partial q$  به روشی مشابه آنچه در مورد  $q$  گفته شد، از داده‌های CCT نتیجه می‌شود. مقدار  $\partial T / \partial q$  برای دمای مشخص و کسر دگرگونی تعیین شده از شیب خط مماس بر منحنی‌های نشان داده شده در شکل ۶ به دست می‌آید. مقادیر محاسبه شده  $k(T)$  برای محدوده‌ی باریکی از دگرگونی فریت در شکل ۸ رسم شده است.  $k$  تابع مطلق دما است. برای این مورد شکل متفاوت معادله JMAK می‌تواند چنین نوشته شود:

$$\left( \frac{dX}{dt} \right) = k(T)^n \cdot \left[ n(1-X) \left[ \ln(1-X) \right]^{\frac{n-1}{n}} \right] \quad (۱۰)$$

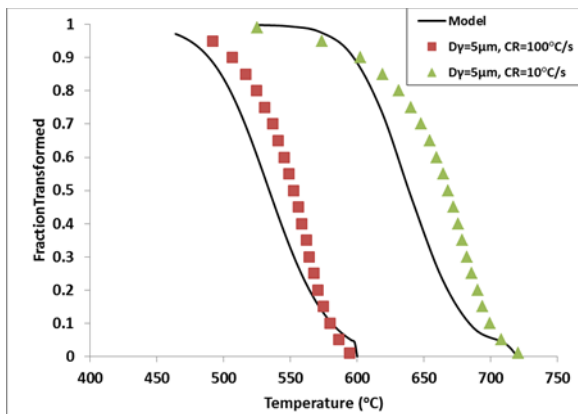


شکل (۸): رابطه بین  $\ln(k)$  و دما برای دگرگونی فریت در شکل (۶).

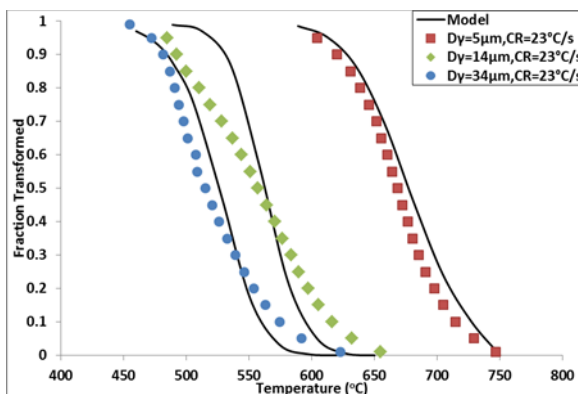
پارامتر نرخ دگرگونی  $k$  از داده‌ها به دست می‌آید، چنان‌که در گذشته بحث شد. همان‌گونه که در شکل ۸ مشاهده می‌شود؛ پارامتر  $k$  وابستگی خاصی به کسر دگرگون شده دارد به‌ویژه در مواردی که فریت چندوجهی کمی وجود دارد. کاملاً محتمل است که  $dX/dt$  تابع انحصاری دما نباشد، چنان‌که در روش ریوس فرض می‌شود. این امکان وجود دارد که نرخ تجزیه آستنیت تحت تأثیر کسر دگرگون شده باشد. نشان داده شده است که در مواردی که نرخ دگرگونی تحت تأثیر هر دو  $T$  و  $X$  باشد، در این حالت نیز قانون جمع‌پذیری صادق است و شرط آن تبعیت جداگانه نرخ دگرگونی از  $T$  و  $X$  است؛ چنان‌که:

$$\frac{dX}{dt} = H(T)L(X) \quad (۱۱)$$

کردن متغیر است. نتایج مدل رشد فریت و بینیت، هم‌زمان در شکل آمده است. به‌منظور اعتبارسنجی مدل‌سازی، دگرگونی فازی برای چرخه حرارتی تک مرحله‌ای، با اندازه دانه آستنیت متغیر و سرعت سرد کردن ثابت ( $23^{\circ}\text{C/s}$ ) مدل شده و در شکل ۱۰ نمایش داده شده است. به‌طور کلی توافق خوبی برای اغلب مجموعه داده‌ها حاصل شده است. چنین به نظر می‌رسد معادله JMAK و قانون جمع‌پذیری پیش‌بینی خوبی از سینتیک‌های دگرگونی ارائه می‌دهند. اگرچه در مواردی پیش‌بینی‌های خوبی صورت نگرفته است، اما تلاش برای انطباق پارامترها و کاهش اختلاف نتایج محاسباتی و تجربی در حد قابل قبولی است.



شکل (۹): کسرهای دگرگون شده محاسباتی در مقایسه با داده‌های تجربی برای سرد کردن پیوسته.



شکل (۱۰): دگرگونی فازی مدل شده در مقایسه با داده‌های تجربی برای چرخه حرارتی تک مرحله‌ای.

باید توجه داشت معادله (۱۷) تجربی است. بهبود انطباق مدل نیازمند مطالعات عمیق‌تری در مورد اثرات شرایط اولیه آستنیت از قبیل اندازه دانه آستنیت و کسرهای دگرگون شده

وابستگی زیادی به شرایط اولیه آستنیت نشان می‌دهند. برای لحاظ کردن این نکته در سهم فریت از دگرگونی، تأثیر اندازه دانه آستنیت  $D$  که به‌صورت زیر تعریف می‌شود، به معادله (۱۶) اضافه می‌گردد.

(۱۷)

$$\ln k = [a_1 \ln D + a_2] \cdot (T - T_0)^2 + c \ln(1 - X) + d_1 D + d_2$$

در مدل بینیت، قطر میانگین مؤثر آستنیت باقیمانده  $D_{rem}$  با فرض هندسه کروی محاسبه می‌شود. این کار برای لحاظ کردن کاهش اندازه آستنیت بعد از تشکیل فریت صورت گرفت. با فرض این که فریت از روی مرزهای دانه آستنیت به سمت مرکز دانه‌های کروی آستنیت رشد می‌کند،  $D_{rem}$  چنین تعریف می‌شود:

(۱۸)

$$D_{rem} = D(1 - X_f)^{\frac{1}{3}}$$

مقادیر  $n$  و سایر پارامترهای توصیفی  $k$  در جدول (۴) آمده است. با توجه به سایر منابع مقدار  $n$  برابر ۲ برای قسمت فریت در نظر گرفته شد که بیان‌گر اشباع محل‌های جوانه‌زنی و رشد تک بعدی فریت از مرزهای دانه آستنیت می‌باشد. مقدار  $n$  دگرگونی بینیت برابر ۱ است که کمی بیشتر از مقدار گزارش شده در منابع برای فولادهای کم آلیاژ است.

جدول (۴): پارامترهای مدل رشد فریت و بینیت.

پارامتر	فریت	بینیت
$n$	۲	۱
$a_1$	$-1/5 \times 10^{-4}$	$1 \times 10^{-5}$
$a_r$	$1/6 \times 10^{-4}$	$1/7 \times 10^{-6}$
$T_0$	۵۰۰	۸۰۰
$c$	۰/۱	۰/۲
$d_1$	-۰/۰۵	-۰/۱۲
$d_r$	۰/۰۵	۰/۰۲

شکل (۹) کسرهای دگرگون شده محاسباتی را در مقایسه با داده‌های تجربی برای سرد کردن پیوسته نشان می‌دهد. دقت شود که اندازه دانه آستنیت ثابت (۶ میکرون) و سرعت سرد

و انحلال رسوبات کاربید نایوبیم و اثر تأخیری نایوبیم محلول در آستنیت است. اندازه بسته‌های برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه نیز به‌طور محسوسی بزرگ‌تر می‌شوند. انحلال رسوبات نایوبیم (به‌خصوص رسوبات کوچک) در فاصله دمایی ۹۵۰ تا ۱۱۵۰ °C با سرعت زیادی پیش می‌رود و این امر منجر به تأخیر بیشتر در زمان و دمای دگرگونی می‌شود.

در مدل‌سازی تجزیه آستنیت، مقدار n برای دگرگونی فریت برابر ۲ محاسبه شد که بیان‌گر اشباع محل‌های جوانه‌زنی و رشد تک بعدی فریت از مرزهای دانه آستنیت است. برای دگرگونی بینیت مقدار n برابر ۱ است.

پارامتر k به‌اندازه دانه آستنیت، سرعت سرد کردن و کسر حجمی دگرگونی وابستگی دارد. با استفاده از مدل اصلاح شده JMAK، رابطه‌ای که همه این متغیرها را داشته باشد، ارائه شد. دگرگونی فازی برای چرخه حرارتی تک مرحله‌ای، مدل شد. معادله JMAK اصلاح شده پیش‌بینی خوبی از سینتیک‌های دگرگونی ارائه می‌دهد.

#### ۵- مراجع

[۱] A. Liessem & E. Marion, "A critical view on the significance of HAZ toughness testing", In International Pipeline Conference, vol. ۴۱۷۶۶, pp. ۱۸۷۱-۱۸۷۸. ۲۰۰۴.

[۲] J. B. Ju, J. S. Lee & J. I. Jang, "Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe", Materials Letters, vol. ۶۱, no. ۲۹, pp. ۵۱۷۸-۵۱۸۰, ۲۰۰۷.

[۳] Z. X. Zhu, M. Marimuthu, L. Kuzmikova, H. J. Li, F. Barbaro, L. Zheng, M. Z. Bai & C. Jones. "Influence of Ti/N ratio on simulated CGHAZ microstructure and toughness in Xv۰ steels", Science and Technology of Welding and Joining, vol. ۱۸, no. ۱, pp. ۴۵-۵۱, ۲۰۱۳.

[۴] S. Moeinifar, A. H. Kokabi & H. R. Madaah Hosseini. "Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones", Materials & design, vol. ۳۱, no. ۶, pp. ۲۹۴۸-۲۹۵۵, ۲۰۱۰.

بر پارامتر نرخ دگرگونی k است. اثرات نایوبیم در محلول و رسوبات کربونیت‌ریدی نایوبیم به‌صورت غیرمستقیم در پارامتر اندازه دانه آستنیت وارد شده است. مطالعه تأثیر حالت نایوبیم بر رفتار دگرگونی با استفاده از شرایط متفاوت حضور نایوبیم در عین وجود اندازه دانه آستنیت و ترکیب شیمیایی یکسان می‌تواند در به دست آوردن روابط دقیق‌تر مفید باشد. همچنین، تأثیر کرنش‌های احتمالی در حین فرایند جوشکاری در سینتیک دگرگونی لحاظ نشده است. انتظار می‌رود با تغییر اندازه دانه آستنیت در اثر عوامل ترمومکانیکی، نرخ جوانه‌زنی و رشد در حین دگرگونی فریت و/یا بینیت تغییر کند و بر اختلاف نتایج محاسباتی و تجربی تأثیر بگذارد.

#### ۴- نتیجه‌گیری

با قرار گرفتن در دمای ۹۵۰ °C به مدت ۵ دقیقه، ساختار فریت و پرلیت نواری فولاد اولیه تبلور مجدد می‌یابد. با افزایش سرعت سرد کردن از ۱ تا ۱۰۰ °C/s ساختار حاصل از فریت و پرلیت چندوجهی به فریت سوزنی و بینیت تبدیل می‌شود و دمای شروع و پایان دگرگونی تجزیه آستنیت کاهش می‌یابد. همچنین طول زمان دگرگونی کاهش می‌یابد.

با افزایش سرعت گرم کردن از ۵ تا ۱۵۰ °C/s دمای شروع و پایان دگرگونی تشکیل آستنیت، افزایش می‌یابد. در ادامه افزایش سرعت گرم کردن از ۱۵۰ تا ۲۵۰ °C/s و سپس ۳۵۰ °C/s، روند افزایش در دماهای شروع و پایان دگرگونی، کند می‌شود. با افزایش سرعت گرم کردن، زمان‌های پایان دگرگونی تشکیل آستنیت کاهش می‌یابد.

در چرخه حرارتی تک مرحله‌ای؛ با افزایش دمای قله، با وجود ثابت بودن سرعت سرمایش (۲۳ °C/s) در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰ °C/s، مشاهده می‌شود که دماهای شروع و پایان دگرگونی، به دماهای پایین انتقال می‌یابد و تأخیر زمانی پایان دگرگونی تجزیه آستنیت افزایش می‌یابد. همچنین، با تکرار چرخه‌های حرارتی، دماهای شروع و پایان دگرگونی به تأخیر می‌افتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی می‌گردد. علت این امر، درشت شدن دانه آستنیت

- [۱۲] P. Mohseni, J. K. Solberg, M. Karlsen, O. M. Akselsen & E. Østby. "Cleavage fracture initiation at M–A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of a HSLA steel", *Metallurgical and materials transactions A*, vol. ۴۵, no. ۱, pp. ۳۸۴-۳۹۴, ۲۰۱۴.
- [۱۳] B. Silwal, L. Li, A. Deceuster & B. Griffiths. "Effect of postweld heat treatment on the toughness of heat-affected zone for grade ۹۱ steel", *Weld. J*, vol. ۹۲, no. ۹۲, pp. ۸۰۵-۸۷۵, ۲۰۱۳.
- [۱۴] T. Ren, M. Mohammadijoo, J. B. Wiskel, R. Lazor, E. Willett, D. G. Ivey & H. Henein. "Effect of cold wire addition in tandem submerged arc welding on weld geometry and micro-hardness of heavy gauge X۷۰ steel", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. ۱۲۱, no. ۱۱, pp. ۷۶۰۷-۷۶۲۵, ۲۰۲۲.
- [۱۵] M. Mohammadijoo, J. Valloton, L. Collins, H. Henein & D. G. Ivey. "Characterization of martensite-austenite constituents and micro-hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X۷۰ HSLA steel", *Materials Characterization*, vol. ۱۴۲, pp. ۳۲۱-۳۳۱, ۲۰۱۸.
- [۱۶] P. Mohseni, J. K. Solberg, M. Karlsen, O. M. Akselsen, E. Østby, "Investigation of mechanism of cleavage fracture initiation in intercritically coarse grained heat affected zone of HSLA steel", *Materials Science and Technology*, vol. ۲۸, no. ۱۱, pp. ۱۲۶۱-۱۲۶۸, ۲۰۱۲.
- [۱۷] N. Huda, A. R. H. Midawi, J. Gianetto, R. Lazor & A. P. Gerlich, "Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X۸۰ line pipe steels", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۶۶۲, pp. ۴۸۱-۴۹۱, ۲۰۱۶.
- [۱۸] N. Huda, R. Lazor & A. P. Gerlich, "Study of MA effect on yield strength and ductility of X۸۰ linepipe steels weld", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. ۴۸, no. ۹, pp. ۴۱۶۶-۴۱۷۹, ۲۰۱۷.
- [۱۹] K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez & X. Wang. "Nonisothermal austenite grain growth kinetics in a microalloyed X۸۰ linepipe steel", *Metallurgical and*
- [۵] S. Moeinifar, A. H. Kokabi & H. R. Madaah Hosseini. "Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of the heat affected zone in X۸۰ microalloyed pipe line steel", *Journal of materials processing technology*, vol. ۲۱۱, no. ۳, pp. ۳۶۸-۳۷۵, ۲۰۱۱.
- [۶] P. Gong, E. J. Palmiere & W. M. Rainforth. "Dissolution and precipitation behaviour in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing", *Acta Materialia*, vol. ۹۷, pp. ۳۹۲-۴۰۳, ۲۰۱۵.
- [۷] J. Moon, J. Lee & C. Lee. "Prediction for the austenite grain size in the presence of growing particles in the weld HAZ of Ti-microalloyed steel", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۴۵۹, no. ۱-۲, pp. ۴۰-۴۶, ۲۰۰۷.
- [۸] M. Shome, O. P. Gupta & O. N. Mohanty. "Effect of simulated thermal cycles on the microstructure of the heat-affected zone in HSLA-۸۰ and HSLA-۱۰۰ steel plates", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. ۳۵, no. ۱۳, pp. ۹۸۵-۹۹۶, ۲۰۰۴.
- [۹] M. Mohammadijoo, J. Valloton, L. Collins, H. Henein & D. G. Ivey. "Characterization of martensite-austenite constituents and micro-hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X۷۰ HSLA steel", *Materials Characterization*, vol. ۱۴۲, pp. ۳۲۱-۳۳۱, ۲۰۱۸.
- [۱۰] X. Li, X. Ma, S. V. Subramanian, R. D. K. Misra & Chengjia Shang. "Structure–property–fracture mechanism correlation in heat-affected zone of X۱۰۰ ferrite– bainite pipeline steel", *Metallurgical and Materials Transactions E*, vol. ۲, no. ۱, pp. ۱-۱۱, ۲۰۱۵.
- [۱۱] X. L. Wang, Z. Q. Wang, L. L. Dong, C. J. Shang, X. P. Ma & S. V. Subramanian. "New insights into the mechanism of cooling rate on the impact toughness of coarse grained heat affected zone from the aspect of variant selection", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۷۰۴, pp. ۴۴۸-۴۵۸, ۲۰۱۷.



- [۲۷] S. Y. Han, S. Y. Shin, S. Lee, N. J. Kim, J. H. Bae & K. Kim, "Effects of cooling conditions on tensile and Charpy impact properties of API X80 linepipe steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. ۴۱, no. ۲, pp. ۳۲۹-۳۴۰, ۲۰۱۰.
- [۲۸] X. J. Di, X. An, F. J. Cheng, D. P. Wang, X. J. Guo & Z. K. Xue. "Effect of martensite-austenite constituent on toughness of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 pipeline steel", *Science and technology of welding and joining*, vol. ۲۱, no. ۵, pp. ۳۶۶-۳۷۳, ۲۰۱۶.
- [۲۹] L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao & L. Du, "Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۵۲۹, pp. ۱۹۲-۲۰۰, ۲۰۱۱.
- [۳۰] N. Huda, Y. Wang, L. Li & A. P. Gerlich, "Effect of martensite-austenite (MA) distribution on mechanical properties of inter-critical Reheated Coarse Grain heat affected zone in X80 linepipe steel", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۷۶۵, pp. ۱۳۸۳-۱۳۹۰, ۲۰۱۹.
- [۳۱] X. L. Wang, Z. Q. Wang, Z. J. Xie, J. L. Wang, X. C. Li & C. J. Shang. "Toughening coarse grained heat affected zone of high strength offshore engineering steel by enhancing the completeness of austenite-bainite transformation", *Materials Letters*, vol. ۲۵۷, pp. ۱۲۶۷۲۷, ۲۰۱۹.
- [۳۲] غ.م. خلج، "مدل‌سازی دگرگونی تجزیه آستنیت در منطقه متأثر از حرارت جوش دو فولاد خط لوله X۶۵ و X۷۰"، مواد نوین، دوره ۹، شماره ۳۳، ۱، صفحه ۱۲۵-۱۳۶، ۱۳۹۷.
- [۳۳] ج. احمدی راد و غ.م. خلج، "مدل‌سازی دگرگونی تشکیل آستنیت در منطقه متأثر حرارتی جوش دو فولاد خط لوله X۶۵ و X۷۰"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۲، شماره ۳، ۴۶، صفحه ۵۷-۷۰، ۱۳۹۷.
- [۳۴] A. Lambert-Perlade, A. F. Gourgues & A. Pineau, "Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel", *Acta Materialia*, vol. ۵۲, no. ۸, pp. ۲۳۳۷-۲۳۴۸, ۲۰۰۴.
- Materials Transactions A, vol. ۴۱, no. ۱۲, pp. ۳۱۶۱-۳۱۷۲, ۲۰۱۰.
- [۲۰] B. Hutchinson, J. Komenda, G. S. Rohrer & H. Beladi, "Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels", *Acta Materialia*, vol. ۹۷, pp. ۳۸۰-۳۹۱, ۲۰۱۵.
- [۲۱] J. L. M. Andia, L. F. G. De Souza & I. D. S. Bott, "Microstructural and mechanical properties of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone (ICCGHAZ) of an API 5L X80 pipeline steel", In *Materials Science Forum*, vol. ۷۸۳, pp. ۶۵۷-۶۶۲. Trans Tech Publications Ltd, ۲۰۱۴.
- [۲۲] X. Li, C. Shang, X. Ma, S. V. Subramanian, R. D. K. Misra & J. Sun. "Structure and crystallography of martensite-austenite constituent in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone of a high strength pipeline steel", *Materials Characterization*, vol. ۱۳۸, pp. ۱۰۷-۱۱۲, ۲۰۱۸.
- [۲۳] Y. Q. Zhang, H. Q. Zhang, J. F. Li & W. M. Liu, "Effect of heat input on microstructure and toughness of coarse grain heat affected zone in Nb microalloyed HSLA steels", *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. ۱۶, no. ۵, pp. ۷۳-۸۰, ۲۰۰۹.
- [۲۴] T. Garcin, M. Militzer, W. J. Poole & L. Collins, "Microstructure model for the heat-affected zone of X80 linepipe steel", *Materials Science and Technology*, vol. ۳۲, no. ۷, pp. ۷۰۸-۷۲۱, ۲۰۱۶.
- [۲۵] H. Azizi-Alizamini, M. Militzer & W. J. Poole, "Austenite formation in plain low-carbon steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. ۴۲, no. ۶, pp. ۱۵۴۴-۱۵۵۷, ۲۰۱۱.
- [۲۶] X. L. Wang, Z. Q. Wang, X. P. Ma, S. V. Subramanian, Z. J. Xie, C. J. Shang & X. C. Li, "Analysis of impact toughness scatter in simulated coarse-grained HAZ of E550 grade offshore engineering steel from the aspect of crystallographic structure", *Materials Characterization*, vol. ۱۴۰, pp. ۳۱۲-۳۱۹, ۲۰۱۸.

the", Metallurgical Transactions A, ۲۳(۹), ۲۴۶۹-۲۴۸۰, ۱۹۹۲.

[۴۴] P. R. Rios, "Relationship between non-isothermal transformation curves and isothermal and non-isothermal kinetics", Acta Materialia, vol. ۵۳, no. ۱۸, pp.۴۸۹۳-۴۹۰۱, ۲۰۰۵.

[۴۵] T. Jia, M. Militzer & Z. Y. Liu, "General method of phase transformation modeling in advanced high strength steels", ISIJ international, vol. ۵۰, no. ۴, pp.۵۸۳-۵۹۰, ۲۰۱۰.

[۴۶] T. Jia, Z. Y. Liu, X. Q. Yuan, X. H. Liu & G. D. Wang, "Conversion between non-isothermal and isothermal transformation kinetics of  $\gamma$  to  $\alpha$  for C-Mn and Nb microalloyed steels", Materials science and technology, vol. ۲۳, no. ۷, pp. ۷۸۰-۷۸۶, ۲۰۰۷.

### ۶- پی نوشت

[۱] Submerged arc welding (SAW)

[۲] Heat Affected Zone (HAZ)

[۳] Coarse Grain Heat Affected Zone

[۴] Fine Grain Heat Affected Zone

[۵] Inter-critical Heat Affected Zone

[۶] Sub-critical Heat Affected Zone

[۷] Banerjee et al

[۸] Han et al

[۹] Di et al

[۱۰] Garcin et al

[۱۱] Liu et al

[۱۲] Militzer et al

[۱۳] Avrami

[۱۴] Isokinetic

[۱۵] Rios

[۱۶] Jia et al

[۳۵] M. Militzer, R. Pandi & E. B. Hawbolt. "Ferrite nucleation and growth during continuous cooling", Metallurgical and Materials Transactions A, vol. ۲۷, no. ۶, pp. ۱۵۴۷-۱۵۵۶, ۱۹۹۶.

[۳۶] H. N. Han & S. H. Park, "Model for cooling and phase transformation behaviour of transformation induced plasticity steel on runout table in hot strip mill", Materials science and technology, vol. ۱۷, no. ۶, pp. ۷۲۱-۷۲۶, ۲۰۰۱.

[۳۷] D. Liu, F. Fazeli & M. Militzer, "Modeling of microstructure evolution during hot strip rolling of dual phase steels", ISIJ international, vol. ۴۷, no. ۱۲, pp. ۱۷۸۹-۱۷۹۸, ۲۰۰۷.

[۳۸] M. Militzer, E. B. Hawbolt & T. R. Meadowcroft, "Microstructural model for hot strip rolling of high-strength low-alloy steels", Metallurgical and Materials Transactions A, vol. ۳۱, no. ۴, pp. ۱۲۴۷-۱۲۵۹, ۲۰۰۰.

[۳۹] S. Sarkar & M. Militzer, "Microstructure evolution model for hot strip rolling of Nb-Mo microalloyed complex phase steel", Materials Science and Technology, vol. ۲۵, no. ۹, pp. ۱۱۳۴-۱۱۴۶, ۲۰۰۹.

[۴۰] M. Umemoto, N. Komatsubara & I. Tamura, "Prediction of hardenability effects from isothermal transformation kinetics", Journal of Heat Treating, vol. ۱, no. ۳, pp. ۵۷-۶۴, ۱۹۸۰.

[۴۱] M. Avrami, "Granulation, phase change & microstructure kinetics of phase change. III", The Journal of chemical physics, vol. ۹, no. ۲, pp. ۱۷۷-۱۸۴, ۱۹۴۱.

[۴۲] D. Liu, F. Fazeli, M. Militzer & W. J. Poole, "A microstructure evolution model for hot rolling of a Mo-TRIP steel", Metallurgical and Materials Transactions A, vol. ۳۸, no. ۴, pp. ۸۹۴-۹۰۹, ۲۰۰۷.

[۴۳] R. G. Kamat, E. B. Hawbolt, L. C. Brown & J. K. Brimacombe, "The principle of additivity and

