

Journal of Welding Science and Technology of Iran jwsti.iut.ac.ir

Volume 8, Number 2, 2023



# Investigation of the phase transformation and the structure of the simulated heat affected zone of double pass welding in X70 microalloyed steel

# Gh. Khalaj 问

Department of Materials Science and Engineering, Saveh Branch, Islamic Azad University, Saveh, Iran.

Received 17 December 2022 ; Accepted 5 February 2023

## Abstract

In multi-pass welding, the heat-affected zone formed in each pass is re-heated by the next pass. This problem locally changes the microstructure of heat-affected zones, based on the position of each area relative to the melting line of the next pass, and the overlapping of heat-affected zones leads to complex microstructures. In this research, based on the practical conditions of pipe production in the factory, including submerged arc welding with four electrodes in two passes from the inside and outside of the pipe, the thermal cycles of the heat-affected zone were first analyzed. Then, the simulation of thermal cycles of heating and cooling up to the peak temperatures of 950, 1150 and 1350°C was performed in a dilatometer and the transformation behavior and microscopic structure were studied. The primary austenite grain size reaches 35 microns in the first thermal cycle and 70 microns in the second thermal cycle. Simultaneous modeling of precipitates dissolution and austenite grain growth showed that grain growth reaches a limit in 300 seconds. The main cause of grain growth at temperatures lower and higher than 1150 °C, respectively, is the dissolution of fine and coarse precipitates of niobium carbonitride. This model has the ability to predict precipitates dissolution and grain growth based on the thermal cycle. Also, the modeling of austenite formation and decomposition was done using the classic JMAK equation. It was observed that the parameter n (with an average value of 2) does not have much dependence on temperature; while parameter k strongly depends on temperature, transformation amount and austenite grain size. The value of k in the cooling of the second cycle varies between 0.02 and 0.067.

**Keywords**: Pipeline Steel, Submerge Arc Welding, Dilatometry, Phase Transformation, Heat Affected Zone. Corresponding Author: <u>gh.khalaj@srbiau.ac.ir</u>



غلامرضا خلج 回

1- گروه مهندسی مواد، واحد ساوه، دانشگاه آزاد اسلامی، ساوه، ایران.

دريافت مقاله: 1401/09/26 ؛ پذيرش مقاله: 1401/11/16

#### چکیدہ

در جوشهای چند پاسه، منطقه متاثر حرارتی شکل گرفته در هر پاس، به وسیله پاس بعدی، تحت چرخه حرارتی مجدد قرار می گیرد. این مساله ریزساختار مناطق متاثر حرارتی را، نسبت به موقعیت هر منطقه نسبت به خط ذوب پاس بعدی، به طور موضعی تغییرمی دهد و همپوشانی مناطق متاثر حرارتی منجر به ریزساختارهای پیچیده می شود. در این پژوهش برمبنای شرایط عملی تولید لول ه در کارخانه، شامل جوشکاری زیرپودری با چهار الکترود در دو پاس از داخل و خارج لوله، ابتدا تحلیل چرخه های حرارتی منطقه متاثر حرارتی، صورت گرفت. سپس، شبیه سازی چرخه های حرارتی گرم تا دماهای قله 950، 1150 و °1350 و سرد کردن، در دستگاه دیلاتومتری انجام شد و رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مطالعه شد. اندازه دانه آستنیت اولیه در چرخه اول حرارتی تا 35 میکرون و در چرخه دوم حرارتی تا 70 میکرون می رسد. مدل سازی همزمان انحلال رسوبات و رشد دانه آستنیت نشان داد که رشد دانه در 300 ثانیه به اندازه حدی می رسد. علت اصلی رشد دانه در دماهای پایین تر و بالاتر از °20 1150 به ترتیب، انحلال رسوبات ریز و درشت کربونیترید نایوبیم است. این مدل توان ای پیش بینی انحلال رسوبات و رشد دانه را براساس چرخه حرارتی داده آمتنیت نشان داد که رشد دانه در محل ثانیه به اندازه حدی می رسد. علت مید این این ایم ایست و رالاتر از °20 1150 به ترتیب، انحلال رسوبات ریز و درشت کربونیترید نایوبیم است. این مدل توان ای پیش بینی انحلال رسوبات و رشد دانه را براساس چرخه حرارتی دارد. همچنین مدل سازی تشکیل و تجزیه آستنیت با استفاده از معادله مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته ست. مقدار متوسط 2) وابستگی زیادی به دما ندارد، در حالی که پارامتر k به شدت به دما،

كلمات كليدى: فولاد خط لوله، جوشكارى زيرپودرى، ديلاتومترى، دگرگونى فاز، منطقه متاثر حرارتى.

😒 \* پست الکترونیکی: <u>gh.khalaj@srbiau.ac.ir</u>

#### 1- مق*د*مه

روش زیرپودری برای لولههای با قطر بزرگ صورت میگیرد. برای لولههای با قطر کمتر، شکل دهی مستقیم به دایره و جوشکاری مقاومتی الکتریکی انجام میشود[1و2]. انتخاب لوله سازی از صفحات تخت بـه وسیله اسـپیرال، خمـش سـه غلتکی و یا فرایند UOE (شکل دهی به صورت U، تغییر شکل بهصورت O و سپس Expand) و جوشکاری عمـدتاً بـهوسـیله

طرح جوش (یک پاسه یا چند پاسه و نیز یک طرفه یا دو طرفه) براساس چقرمگی مورد نیاز و کاربری خاص لوله است. به طور کلی در جوشکاری چند پاسه، حرارت ورودی کوچکتر، زمان در معرض قله دمایی کمتر و عرض منطقه متاثر حرارتی باریک-تر است. همچنین پاسهای بعدی، اجزای سخت تشکیل شده در منطقه متاثر حرارتی درشت دانه پاس قبلی را بازپخت می-کنند[3-5].

در هنگام جوشکاری فولادهای میکروآلیاژی، دمای حداکثر در منطقه متاثر حرارتی جوش بین دمای یوتکتوئید و دمای نقطه ذوب قرار دارد. علاوه بر نرخ گرمایش، دمای حداکثر و زمان نگهداری، نرخ سرمایش نیز در مناطق مختلف منطقه متاثر حرارتی متفاوت است[6و7]. این تغییرات شدید باعث تنوع رفتاری رسوبات کاربیدی و نیتریدی از انحلال تا رسوب مجدد و تغییر در اندازه رسوبات میشود. به همین ترتیب، ریزساختار منطقه متاثر حرارتی نیز از مناطق ذوب شده موضعی تا نواحی تبلور مجدد یافته (ریزدانه) و درشت دانه تغییر میکند. اثر ممانعت کننده رسوبات در رشد دانه و اثر افت محلولی رسوبات حل شده، در تداخل با تغییرات ساختاری در زمینه، باعث تغییرات شدید و غیریکنواختی خواص در منطقه متاثر حرارتی میشود[8-10].

منطقه متاثر حرارتی درشتدانه معمولاً به عنوان قسمتی که دمای قله بین C° 1100 و نقطه ذوب فولاد را تجربه می کند، تعریف می شود. باید در نظر داشت که این دماها مشابه محدوده دمایی است که در مرحله بازگرم فرایند کنترل شده ترمومکانیکی استفاده می شود[11]. اطلاعات کاملی از دگرگونی آستنیت به فریت و رسوبات فازهای میکروآلیاژی که می توانند در آستنیت حل شوند وجود دارد[21-14]. درجه درشت شدن آستنیت به ترکیب آلیاژ و انرژی ورودی از جوش بستگی دارد که توان سیتیکی انحلال رسوبات کاربیدی و نیتریدی که مرزدانه آستنیت را قفل کردهاند، نشان می دهد[61و15]. منطقه درشت دانه در فرایند جوشکاری زیرپودری به طور معمول در حدود 100 میکرون است. در این ناحیه رشد دانه آستنیت و انحلال

دگرگونی دمای پایین مثل بینیت و احتمالا مارتنزیت موضعی بسته به مقدار کربن در فلزیایه می شود[17].

بست با سند ر عربی در عربی بی عربی می مود (۲۰۱۰). در جوشهای چند پاسه، منطقه متاثر حرارتی شکل گرفته در هر پاس، به وسیله پاس بعدی، تحت چرخه حرارتی مجدد قرار می گیرد. این مساله ریزساختار منطقه متاثر حرارتی را بسته به موقعیت هر منطقه نسبت به خط ذوب پاس بعدی، به طور موضعی تغییرمی دهد. ترکیبات مختلف هم پوشانی مناطق متاثر موضعی تغییرمی دهد. ترکیبات مختلف هم پوشانی مناطق متاثر مرارتی منجر به ریزساختارهای پیچیده خواهد شد. اثر بازپخت جوشکاری چند پاسه برای جوشهای با حرارت ورودی کم، جوشکاری چند پاسه برای جوشهای با حرارت ورودی کم، اهمیت ویژهای دارد [18-16]. در منطقه متاثر حرارتی درشت تشکیل مارتنزیت - آستنیت باقی مانده در دانه آستنیت قبلی و مرزهای لایه ای می شود، که ریزساختار را به شدت تضعیف می کند. اجزای مارتنزیت - آستنیت باقی مانده (M-A) به مناطق تر در موضعی در منطقه متاثر حرارتی جوشهای

چند پاسه فولادهای میکرو آلیاژ بدل می شوند [20و 19]. لی و شی و همکاران [22،12] نشان دادند که تشکیل اجزای درشت مارتنزیت - آستنیت باقی مانده دلیل اصلی کاهش چقرمگی ضربه منطقه متاثر حرارتی درشت دانه شبیه سازی شده است. آنها پیشنهاد کردند که اندازه دانه کوچک و کاهش مقدار مارتنزیت - آستنیت باقی مانده در منطقه متاثر حرارتی درشت دانه باعث افزایش چقرمگی ضربه می شود. علاوه بر این، اندازه دانه آستنیت اولیه نیز عامل اصلی موثر بر چقرمگی منطقه متاثر حرارتی درشت دانه است. برای فولاد کم آلیاژ استحکام بالا، رابطه بنیادی بین اندازه دانه آستنیت اولیه و تبدیل فاز در طی تجزیه آستنیت وجود دارد [23].

ژو و همکاران [24،25] اثر حرارت ورودی جوش بر روی منطقه متاثر حرارتی درشت دانه شبیه سازی شده فولاد خط لوله X70 و X80، به ویژه بر روی تکامل ریزساختار و خواص چقرمگی به طور کامل مورد مطالعه قرار دادند. آنها گزارش کردهاند که اندازه دانه آستنیت اولیه ریز موجب بهبود چقرمگی در مناطق متاثر حرارتی درشت دانه شبیهسازی شده

مى شود.

130

هدا و همکاران[26]، یک نمودار دگرگونی سرد کردن پیوسته (CCT) با استفاده از شبیه سازی حرارتی برای تشکیل منطقه متاثر حرارتی درشت دانه یک فولاد خط لوله X80 ایجاد کردند. آنها نمونهها را تا دمای قله 1350 درجه سانتی گراد با زمان نگهداری 1 ثانیه گرم کردند و به دنبال آن با سرعتهای مختلفی بین 7,6 و 356 درجه سانتی گراد بر ثانیه خنک کردند. چرخه دوم حرارتی با گرمایش ریز ساختار اولیه منطقه متاثر حرارتی درشت دانه (بینیت بالایی) به مدت 1 ثانیه تا حداکثر دمای 250 درجه سانتی گراد و سرمایش با سه سرعت مختلف (10، 5 و 2 درجه سانتی گراد در ثانیه) انجام شد. مشاهده شد بهتری را در دمای پایین ارائه می کند.

سینگ و همکاران[27]، نمودارهای دگرگونی سرمایش پیوسته را برای منطقه متاثر حرارتی درشت دانه شبیه سازی شده فولادهای X80 و X65 با استفاده از شبیه ساز حرارتی -مکانیکی X80و K65 با استفاده از شبیه ساز حرارتی -مکانیکی Gleeble به دست آوردند. نتایج دیلاتومتری نشان داد که نرخ سرد شدن، تأثیر معناداری بر رفتار دگرگونی فاز و ریزساختار فولادها دارد.

روی و همکاران[28]، رابط ه بین ریزساختار و سختی را در منطقه متاثر حرارتی درشت دانه از شبیه سازی تجربی در فولادهای خط لوله X70 و X80 بررسی کردند. مشاهده شد که افزایش نرخ خنکسازی منجر به کاهش دمای شروع تبدیل، چگالی بیشتر مرزدانه های زاویه بزرگ و افزایش سختی میشود. ریزساختارهای حاصل عمدتاً بینیتی هستند و ویژگیها، حداقل از نظر سختی، عمدتاً تحت تأثیر نرخ خنککننده قرار می گیرند که مستقیماً به گرمای ورودی فرایند جوشکاری مرتبط است.

هاچینسون و همکاران[29]، ریزساختارهای منطقه متاثر حرارتی و تأثیر آنها بر چقرمگی ضربه در دو فولاد میکروآلیاژی را با شبیهسازی ساختارهای منطقه متاثر حرارتی در طیف وسیعی از شرایط حرارت ورودی مورد بررسی قرار دادند. آنها نشان دادند که تفاوت بین این دو فولاد به دلیل رفتارهای دگرگونی

آنها در خنک سازی از 800 تا 500 درجه سانتی گراد (Dt8/5) است که در آن رسوب نیترید وانادیم در آستنیت تشکیل فریت را تسریع می کند و دمای تبدیل فاز در فولاد را افزایش می دهد. ژو و همکاران[30]، به بررسی اثر نسبتهای مختلف Ti، N و Ti/N بر ریزساختار و خواص در منطقه متاثر حرارتی درشت دانه در جوشهای دو پاس زیرپودری لوله X70 با استفاده از شبیهسازی دستگاه Gleeble پرداختند. مشاهده شد نسبت نزدیک به استوکیومتری Ti/N اثر مثبتی بر چقرمگی منطقه متاثر حرارتی دانه درشت دارد.

در تحقیقات گذشته، شبیهسازی چرخه حرارتی یک مرحلهای برای دو فولاد X65 و X70 انجام گرفت و مشاهده شد که عناصر میکروآلیاژ نقش مهمی در کنترل انـدازه دانـه آسـتنیت و دگرگونی فازی دارند. همچنین، مقایسه سینتیک تشکیل و تجزیه آستنیت با استفاده از معادله JMAK کلاسیک انجام شد[31و 32]. با توجه به كاربرد اين نوع فولاد در ساخت لولههای نفت و گاز و بومیسازی دانش فنبی ساخت و تولید ورق و لوله در شرکتهای داخل کشور، تحقیق در خصوص تاثیر فرایند جوشکاری بر ساختار و خواص منطقه متاثر حرارتی ضروری مینماید. تاکنون در داخل کشور تحقیقی در این زمینه صورت نگرفته است، بر همین اساس، در تحقیق حاضر، آزمایش های شبیهسازی چرخه حرارتی، در دستگاه دیلاتـومتری شرکت فولاد آلیاژی اصفهان انجام شد. در تحقیق حاضر بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه، تحلیل چرخه حرارتی منطقه متاثر حرارتی صورت گرفت. بـه منظـور بررسی اثر رسوبات نایوبیم بر دگرگونی، سے چرخے حرارتے اصلی انتخاب شدند. آزمایشهای شبیهسازی چرخه حرارتی در دستگاه دیلاتومتری Baehr انجام شد. از نتایج دیلاتومتری برای تعیین دماهای بحرانی، تعیین تاثیر نرخ گرمایش (یا سرمایش) بر جابجایی دماهای بحرانی، تعیین نوع فازها و اندازه دانه آستنیت اولیه استفاده شد. برای بازسازی مناطق متاثر حرارتـی دوبـار حرارت دیده، چرخههای حرارتی تکرار شدند. همچنین، از نتایج دیلاتومتری برای تعیین تاثیر چرخه حرارتی اولیه بر رفتار دگرگونی در چرخه دوم استفاده شد. 2- مواد و روش تحقیق
1-2- مواد
نمونههای تحقیق از فولاد خط لوله X70 (ساخت شرکت نمونههای تحقیق از فولاد خط لوله X70 (ساخت شرکت تمونههای تحقیق از فولاد خط لوله X70 (ساخت شرکت ترمومکانیکی نورد شده بود، انتخاب شد. ترکیب شیمیایی فولاد در جدول(1) نشان داده شده است. آنالیز شیمیایی بوسیله فولادهای میکروآلیاژی انجام شده بود صورت گرفت.
در کارخانه لوله سازی، ورقها با استفاده از فرایند خمش سه غلتکی به شکل لوله با درز مستقیم در میآیند. طرح اتصال جوش به شکل لوله با درز مستقیم در میآیند. طرح اتصال جوش به شکل V از دو طرف برای جوش درز مستقیم در زیرپودری استفاده میشود. چهار سیم جوش هر یک با قطر زیرپودری استفاده میشود. چهار سیم جوش هر یک با قطر استفاده قرار می گیرند.

### 2-2- ديلاتومتري

دستگاه دیلاتومتر Baehr DIL 805 A/D برای شبیهسازی چرخه حرارتی استفاده شد. نمونه های استوانه ای توخالی با قطر خارجی 4 میلیمتر و قطر داخلی 2 میلیمتر و ارتفاع 10 میلیمتر در راستای طول نورد از ورق اولیه ماشین کاری شد. چرخه گرم کردن تحت خلاء mbar 5/0 و چرخه سرد کردن با جریان گاز آرگون صورت گرفت. دقت نسبی اندازه گیری تغییرات ابعادی در حد 1/1 میکرون بود. شمایی از طرح آزمایش در شکل (1) مشاهده می شود.

2-2-1- آزمایشهای چرخه حرارتی دو مرحلهای طرح آزمایش برمبنای حرارت ورودی در عمل که برابر با 4 kJ/mm بود و براساس ضخامت ورق و حل معادلات Rosenthal به صورت سه بعدی صورت گرفت. بر اساس روابط، دمای قله بر مبنای فاصله شعاعی یا عرضی از مرکز جوش محاسبه شد. پروفایل حرارتی برای فاصلههای 12/5، جوش محاسبه شد. پروفایل حرارتی برای فاصلههای 12/5، 13/6 و 2° 1350 است. به منظور انجام آزمایش با دستگاه

دیلاتومتر چرخه حرارتی در گرمایش و سرمایش به صورت خطی تقریب زده شد. نکتهای که در منابع به آن اشاره شده است، یکسان بودن شیب دمایی و زمان در منطقه دمایی 800 تا 2°00 برابر 8'C° 23 است (t8/5=13s). براساس جوشکاری دو پاسه از داخل و خارج لوله، به ترتیب انجام پذیرفت. بر این اساس طرح آزمایش چرخه حرارتی دو مرحله ای برای مطالعه دگرگونی فازی در مناطقی که منطقه متاثر حرارتی روی هم میافتند، صورت گرفت. شکل (1-الف) شمای چرخه حرارتی دو مرحلهای را نشان می دهد. شکل (1-ب) تصویر منطقه متاثر حرارتی جوشکاری دو مرحلهای را نشان می دهد.



شکل1- طرح آزمایش (الف) چرخه حرارتی دو مرحله ای (ب) مناطق مختلف منطقه متاثر حرارتی در جوشکاری دوپاسه.

میکروسکوپ الکترونی FE-SEM مدل زایس سری زیگما با دتکتور EDS برای تصویربرداری از ذرات رسوب با فاصله کاری 11,9 میلیمتر و با سیگنال الکترون ثانویه استفاده شد. سختی سنجی نمونه های دیلاتومتری شده با روش ویکرز با نیروی 200 گرم (HV0.2) صورت گرفت. نتایج سختی سنجی میانگین سه بار اندازه گیری است.

3- **نتایج و بحث** 1-3- **بررسی ریزساختار** ساختار فولاد اولیه شامل فریتی -پرلیتی نواری شـده در راسـتای نورد است. قطر میـانگین دانه فریت برابر 5 میـکرون و معـادل

غلامرضا خلج، نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال هشتم، شماره2، پاییز و زمستان 1401، صفحه144-127

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد X70(درصد وزنی)

С	Si	Mn	Р	S	N	Al	Cu
•/•AVA	•/٣•٣۵	1/81	•/•١•۵	•/•• **	•/••٣٨	•/•710	•/• ٣٣٥
Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	В	Ca
•/••٩•	./	./. 417	•/••1٣	./. 787	•/•14•	•/•••١	•/••1٣

عدد استاندارد ASTM12 است. اندازه گیری با نرم افزار Clemex نشان داد که ساختار فولاد اولیه به طور تقریبی شامل 87 درصد فریت و 13 درصد پرلیت است. تصویر متالو گرافی فولاد اولیه در شکل (2) آمده است.



شکل2-الف-تصویر متالوگرافی فولاد اولیه فریت(روشن) و پرلیت (تیره) گوشه سمت راست بالا: تصویر آنالیز درصد فازها فریت(سبز) و پرلیت (قرمز).

# 2-3- بررسی عناصر میکروآلیاژ در زمینه فولاد 2-3-1- آزمایش پیرسازی

به منظور بررسی احتمال وجود عناصر میکروآلیاژی به صورت محلول در زمینه فولاد، آزمایش پیرسازی در دمای2° 400 و در زمانهای 60، 600، ،1800، 6000، 6000 و 6000 ثانیه بر روی فولاد اولیه انجام شد. نمونهها در هوا خنک شدند و تحت سختی سنجی قرار گرفتند. شکل (3) نتایج پیرسازی فولاد اولیه را نشان میدهد. همان طور که مشاهده می شود با گذشت زمان 1000 دقیقه، سختی فولاد نه تنها افزایش نیافته است بلکه دچار نرمی شده است و موید این مطلب است که تمامی عناصر میکروآلیاژی نایوبیم و تیتانیم به صورت کاربید و نیترید در فولاد اولیه رسوب کرده اند [23و 24]. چنین به نظر می رسد که در پیرسازی به علت درشت شدن رسوبات و یا تبلورمجدد مقداری از سختی اولیه کاهش پیدا کرده است.



# 3-2-2 مطالعه نوع، درصد و توزيع اندازه رسوبات با آزمایش انحلال شیمیایی فولاد

به منظور بررسی نوع، درصد و توزیع اندازه رسوبات کاربیدی و نیتریدی در ساختار فولاد اولیه، از روش انحلال شیمیایی پایه فولاد استفاده شد. در این روش طبق استاندارد، 8/4979 گرم از نمونه فولاد اولیه در 100 میلی لیتر اسید کلریدریک (۱+۱) (50 میلی لیتر اسید+ 50 میلی لیتر آب مقطر) در دمای 65 تا 2° 80 و با نرخ انحلال تقریبی 1 گرم بر ساعت حل شد. برای جدا کردن ذرات رسوب که اکثراً به صورت امولسیون در محلول بودند، از سانتریفوژ با 12000 دور بر دقیقه (نیروی نسبی 16000 RCF) به مدت 5 دقیقه در دمای 2° 10 استفاده شد.

پس از جدا سازی اولیه ذرات و محلول، ذرات با آب مقطر شستشو شدند تا رنگ قهوهای تیره ناشی از وجود محلول کلرید آهن از بین برود. عمل سانتریفوژ و رقیق سازی سه مرتبه تکرار شد. سپس ذرات رسوب را با الکل مخلوط کرده و 10 دقیقه در دستگاه التراسونیک در دمای 2° 35، ذرات از یکدیگر جداسازی شدند. در پایان مخلوط ذرات و الکل در دمای 2° 40 خشک شد. در ابتدا و انتهای آزمایش نمونه ها با دقت 1 میلی گرم توزین شدند.

			1	Heatin	g1	Cooling1					Heating2			Cooling2							
كل نيم ن		کد نمون	شروع أستنيت	پايان آستنيت	اندازه دانه آس	شروع دگرگونې	پايان دگرگوني	پایان دگرگونی درصد فازها		شروع أستنيت	پايان آستنيت	اندازه دانه آس	اندازه دانه آس شروع دگرگون		درصد فازها				سختى (۷		
			°C),	(°C)	;!j	ی (C) ہے	(°C),	F+C	WF	в	М	(°C) ,	(°C)	"	ى (C) ر	(°C),	F+C	WF	В	М	H)
Γ		D1										755	910	6	711	566	65	35	-	-	187.5
	4.	D2	775	917	5	730	584	60	40	-	-	778	936	14	679	471	<5	35	60	-	156
	.4	D3										798	928	35	612	462		25	75	<1	174.5
	4	D4										791	931	16	740	563	35	65	-	-	174.5
	e e	D5	769	949	14	656	473	<5	35	60	-	777	924	20	648	465	<5	40	55	<1	200
	ñ	D6										779	972	36	623	461	-	30	70	<1	170
	14	D7										777	931	38	687	555	30	70	-	-	172.5
	S	D8	793	935	34	629	462	-	10	90	<1	837	926	39	687	459	<5	40	55	<1	193
L		D9										780	930	70	627	460	-	30	70	<1	192.5

جدول2-داده های نمونه های مختلف دیلاتومتری شده.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات حاصل از انحلال فولاد اولیه نشان دهنده وجود تعداد بسیار زیادی از رسوبات در ابعاد زیر nm 100 است (شکل 4). تعدادی از این رسوبات حین فرایند خشک کردن به یکدیگر چسبیدهاند و تعیین دقیق مشخصات آنها مشکل است. نتیجه آنالیز طیف سنجی انرژی اشعه ایکس نشاندهنده وجود نایوبیم در ترکیب رسوبات است. درصد تیتانیم بسیار کمتر از حد انتظار است. در توجیه آن باید گفت، به علت تداخل انرژی پوشش طلا با میکروسکوپی، طیف سنجی انرژی تیتانیم هم حذف شده است. درصد بالای سیلیسیم ناشی از وجود رسوبات سیلیکایی است که در حین انحلال شیمیایی فولاد، در اسید حل نمیشوند. درصد کم آهن، موید انحلال تقریبا کامل فلزپایه آهن در اسید O ،16,3 Si ،55,7Nb تریب است: طیری از درصد وزنی.



برای تعیین دقیق توزیع اندازه ذرات با استفاده از DLS، پس از رقیق کردن مخلوط ذرات در الکل و پراکنده کردن ذرات با استفاده از التراسونیک، نمونهها با استفاده از دستگاه DLS آنالیز شد. نتایج حاصل از آنالیز در شکل (5) آورده شده است.



شكل6- طرح تفرق اشعه X از رسوبات باقیمانده از انحلال شیمیایی فولاد.

نتایج موید توزیع اندازه ذرات رسوب در دو گروه بین 2/5 تا 8 نانومتر و 20 تا 80 نانومتر است. رسوبات با قطر بیش از 10nm در حین انجماد یا درحین عملیات ترمومکانیکی در فولاد تشکیل می شوند این دسته از رسوبات عمدتاً شامل رسوبات نیترید تیتانیم و کربونیترید نایوبیم (درشت) هستند. رسوبات با قطر زیر nn 10 در حین سرد کردن شتاب یافته و

دگرگونی از آستنیت تشکیل شدهاند. این گروه اغلب شامل کربونیترید نایوبیم (ریز) و کاربید وانادیم و کاربید مولیدن است. این دو گروه در ادامه متن به اختصار رسوبات درشت و ریز نامیده میشوند. براساس نوع اندازه گیری، 95,9 درصد ذرات در محدوده اندازه گیری شده قرار داشتند. پیکهای طرح تفرق اشعه X موید حضور رسوبات پایه NbC و به صورت سیستم است. رسوبات NbC دارای ساختار اNcl و به صورت سیستم بلوری مکعبی با گروه فضایی Fm3m میباشد. در واقع تفاوت بین کاربیدها، نیتریدها و کربونیتریدها از آنالیز NaCl مشکل است. زیرا همه رسوبات ساختار بلوری یکسان (NaCl) دارند و پارامترهای شبکه رسوبات با ترکیب تغییر میکند. نتیجه آنالیز XRD در شکل (6) آمده است.

3-2-3- آزمایش های رشد دانه آستنیت به صورت تک دما به منظور بررسی رشد دانه آستنیت به صورت تکدما در شرایط شبیه سازی شده، از نمونه های استوانه ای مشابه نمونه های دیلاتومتری استفاده شد. رشد دانه آستنیت در دماهای 950. 1050، 1150، 1250 و C° 1350 و در زمان هاى 100، 300 و 1000 ثانيه انجام شـد. بـدين منظـور از كـورههـاي الكتريكـي Exciton و بدون اتمسفر محافظ استفاده شد. یس از گذشت زمان لازم، نمونه در آب تا دمای اتاق کوئنچ شدند. پس از آمادهسازی نمونهها، به منظور آشکارسازی مرزدانههای آستنیت اوليه از محلول اچ Picric Acid, 100 mL Saturated 3mL Wetting Agent ،80mg CuCl2 ، Aqueous استفاده شد. اندازه متوسط دانه آستنیت اولیه با استفاده از نرمافزار Clemex براساس استاندارد ASTM E1382-97 به روش برخورد خطی و با حداقل سه بار تکرار انجام شد. در شکل (7-الف) منحنی های حاصل از اندازه گیری دانه آستنیت برای فولاد آمده است. زمانهای محاسبه شده پس از رسیدن به دمای کوره است. زمان صفر بیان گر اندازه دانه اولیه آستنیت است. اندازههای حدی دانه به نسبت دمای آستنیته در شکل(7-ب) رسم شده است. مشاهده می شود از 950 تا 1250 درجه، روند افزایش اندازه دانه آستنیت کاهشی است و پس از 1250 درجه افزایش شدیدی در

اندازه دانه آستنیت مشاهده می شود که به علت انحلال رسوبات نیتریدتیتانیوم است. انتظار می رود در C° 1250 همه رسوبات کاربید نایوبیم حل شده باشند، در حالی که اغلب نیترید تیتانیوم به شکل رسوب باقی می ماند.



شکل 7-الف رشد دانه آستنیت به صورت تکدما در فولاد، ب- اندازههای حدی دانه به نسبت دمای آستنیته، ج- پارامتر قفل کنندگی مرزدانه به نسبت دمای آستنیته

هنگامی که اندازه دانه آستنیت (در نگهداری تکدما) به اندازه حدی دانه میرسد، نرخ رشد دانه آستنیت به صفر میل می کند. پارامتر قفل کنندگی مرزدانه با اندازه حدی دانه نسبت معکوس دارد (شکل 7-ج)، مشاهده می شود که در نتیجه انحلال و/ یا

درشت شدن رسوبات پارامتر قفل کنندگی با دما کاهش مییابد. فشار قفل کنندگی در C°1250، تنها مربوط به حضور ذرات نیترید تیتانیوم است. بیشترین تغییر در پارامتر قفل کنندگی مرزدانه مربوط به دمای 950 درجه است.

### 3-3- بررسي نتايج ديلاتومتري

شکل (8)، نتایج دیلاتومتری تغییرات ابعادی نمونههای در حین سرمایش نمونههای سری D را نشان می دهد. تصاویر متالوگرافی نمونههای سری D در شکل (9) آمده است. براساس طرح آزمایش دیلاتومتری، نمونههای D1، D5 و D9 به عنوان نماینده انتخاب شدند و مورد بررسی قرار گرفتند.مشاهده می شود که در نمونه D1 تبلور مجدد تقریبا کامل شده است و ساختار شامل فریت و پرلیت بسیار ریز دانه است. در نمونه D5 ساختارهای فریت سوزنی و ویدمن اشتاتن دیده می شود. اندازه بستههای برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه به طور محسوسی بزرگ است. رشد دانه آستنیت در نمونه D9 محسوس است و ساختار عمدتا فریت ویدمن اشتاتن و بینیت با درصدکمی مارتنزیت است.

جدول(2) دماهای شروع و پایان دگرگونی نمونههای سری D را در سرمایش و گرمایش نشان میدهد. نتایج دیلاتومتری نشان دهنده تاخیر در دماهای شروع و پایان دگرگونی در نمونه D9 و D5 به نسبت D1 است. علت این امر، ساختار اولیه متفاوت و نیز درشت شدن دانه آستنیت و انحلال رسوبات کاربید نایوبیم و اثر تاخیری نایوبیم محلول در آستنیت است [33].

در چرخه حرارتی دو مرحلهای، دگرگونی تشکیل و تجزیه آستنیت در مرحله دوم تحت تاثیر مرحله اول است. به عنوان مثال در نمونههای D4 ،D1 و 7D در مرحله اول دماهای قله 050، 1150 و C° 1350 را به ترتیب تجربه میکند و پس از سرد شدن در دمای اتاق در مرحله دوم همگی تا C° 950 حرارت میبیند. در تشکیل آستنیت تا C°35 و درتجزیه آستنیت تا C°30 در دگرگونی تاخیر دمایی وجود دارد. چنین به نظر میرسد با درشت شدن اندازه دانه آستنیت و نیز انحلال رسوبات کاربید نایوبیم دگرگونی تشکیل و تجزیه آستنیت به تاخیر میافتد.



در شکل (10)، نوع و درصدفازهای نمونههای دیلاتومتری شده، نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می شود با افزایش دماهای قله و تکرار آن در چرخه حرارتدهی، با تغییر اندازه دانه آستنیت و انحلال رسوبات میکروآلیاژی، با وجود سرعت ثابت در منطقه 8/5 (c/s° 23) ساختار از فریت چندوجهی به فریت ویدمن اشتاتن و سپس بینیت و مارتنزیت تغییر می یابد.



شکل 9- تصاویر متالوگرافی چرخه دو مرحلهای (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e)D5, (f) D6, (g) D7, (h) D8, (i) D9

همانگونه که مشاهده میشود با کاهش دمای شروع دگرگونی، براساس ساختارهای برشی تشکیل شده، سختی افزایش مییابد.

4-4- مدل سازی انحلال رسوبات و رشد دانه آستنیت مطالعه رشد دانه آستنیت در منطقه متاثر حرارتی، به دلیل تاثیر فراوان بر دگرگونی، از اهمیت بهسزایی برخورداراست. آزمایشهای رشد دانه آستنیت معمولاً به صورت تک دما صورت می گیرد. نتایج آزمایشها موید رسیدن اندازه دانه آستنیت به یک مقدار حدی بعد از گذشت زمان مشخصی است. اندازه دانه آستنیت به دمای نگهداری و مقدار و نوع است. اندازه دانه آستنیت به دمای نگهداری و مقدار و نوع رسوبات موجود بستگی دارد. براساس روابط ترمودینامیکی و سینتیکی، هر رسوب حاصل ضرب انحلال مشخصی دارد. با فرض این که تمامی رسوبات در فولاد اولیه رسوب کردهاند، و با داشتن اندازه دانه حدی آستنیت در هر دمایی، محاسبه تئوری کسر حجمی ذرات رسوب امکان پذیر است. برای بررسی مقدار تشکیل رسوب عناصر میکروآلیاژی از روشهای مستقیم همانند بررسی میکروسکوپی رسوبات و استخراج ذرات رسوب از

مشاهده میشود که براساس چرخه حرارتی دوم، ساختار نمونههای D1,D4,D7 حالت فریت چندوجهی و فریت ویدمن اشتاتن است. تغییر در میزان فازهای این گروه، متاثر از چرخه حرارتی مرحله اول و انحلال رسوبات و اندازه دانه آستنیت است. مقدار فریت چندوجهی در ساختار نمونههای D2,D5,D8 کاهش یافته و فریت ویدمن اشتاتن و بینیت افـزایش مـییابـد. همچنین در نمونههایD5,D8 مقدار کمی مارتنزیت مشاهده می شود. در نمونههای D3,D6,D9 مقدار فریت چندوجهی تقريبا صفر است و فريت ويدمن اشتاتن نسبت به سرى قبل کاهش یافته و بینیت افزایش یافته است. در همه نمونههای اخیر، مقدار کمی مارتنزیت دارند. در شکل (11-الف) مشاهده می شود که با اندازه دانه آستنیت در چرخه دوم حرارتی، دمای شروع و پایان دگرگونی تجزیه آستنیت به تاخیر میافتد. کاهش محلهای جوانهزنی و رشـد، عـلاوه بـر تـاثیر حضـور عناصـر میکروآلیاژ(نایوبیوم) در محلول، باعث تاخیر در دگرگونیهای نفوذي و تشکیل دگرگونی های برشی می گردد. شکل (11-ب) تاثیر دمای شروع دگرگونی تجزیه آستنیت بـر سـختی را نشـان مىدھد.

زمینه فولاد یا روشهای غیرمستقیم همچون بررسی تغییرات سختی در اثر پیرسازی استفاده می کنند. آزمایش پیرسازی، فرض تشکیل تمامی رسوبات در فولاد اولیه را تایید کرد. انحلال شیمیایی فولاد اولیه برای مطالعه آماری نوع و توزیع اندازه ذرات رسوب استفاده شد. با فرض وجود همه رسوبات NbC در دمای 950 و رسوبات بزرگ NbC در دمای 1150°C بر مبنای پارامتر قفل کنندگی مرزدانیه آستنیت، کسر حجمی رسوبات و شعاع و تعداد رسوبات NbC در دمای مشخص، تعيين مي شود. سيس با تعيين ضريب نفوذ و حاصل ضرب انحلال براساس دما، کسر مولی Nb در محلول و در فصل مشترک رسوب/زمینه براساس دما و کسر حجمی و شعاع رسوبات تعیین می شود. در ادامه تغییرات اندازه شعاع رسوبات براساس شعاع رسوبات، ضریب نفوذ و کسر مولی Nb و N+Cدر محلول و در رسوب تعیین می گردد. تعیین کسر مولیN+C در محلول و در فصل مشترک رسوب/زمینه براساس دما، کسر حجمي و شعاع رسوبات، در پايان با شرط احراز دما و زمان فرایند، محاسبه می شود.



با فرض اندازه دانه حدی آستنیت در نگهداری تکدما، پارامتر قفلکنندگی مرزدانه برمبنای رسوبات تعییین میشود. سپس، تحرک و فشار محرک مرزدانـه بـر اسـاس دمـا و انـدازه دانـه

محاسبه شده و دانه آستنیت

براساس تحرک و قفل کنندگی مرزدانه در دما و زمان مشخص، تعیین میشود. برای ساده سازی محاسبات، رسوبات بـه چهـار خانواده با ترکیب استوکیومتریک به صورت NbC ،TiN و TiC

تقسیم شد. محاسبات ترمودینامیک تعادلی نشان میدهد که ذرات TiC در دماهای زیر 2°950 حل می شوند؛ در حالی که دماهای انحالال برای رسوبات NbC و TiN به ترتیب حدود1150 و 2°140 است [34و 35]. بنابراین برای محاسبه رشد دانه آستنیت فرض می شود تمامی رسوبات TiC در محلول هستند، در حالی که رسوبات TiN و NbC در مدل رشد دانه در نظر گرفته می شوند.



نیکل ۲۱- الف- تغییر دمای شروع و پایان دکر کوبی تجزیه استنیت با اندازه دانه آستنیت در چرخه دوم، ب- تاثیر دمای شروع دگرگونی تجزیه آستنیت بر سختی.

### 3-4-1- مدل رشد دانه آستنیت

مشاهدات تجربی موید این نکته است که رشد دانه آستنیت از حضور رسوبات غنی از تیتانیم و نایوبیم با توزیع اتفاقی تاثیر میپذیرد. به خصوص انحلال ذرات غنی از نایوبیم نیروهای قفل کنندگی را در دماهای بالاتر کاهش میدهد، بنابراین رشد دانه را ترغیب میکند. در نتیجه، یک مدل رشد دانه باید در ارتباط با مدل انحلال رسوبات بسط یابد. این دو مدل با یک

$$\mathbf{f}_{j} = \frac{4}{3} n_{j} \pi r_{j}^{3} \tag{5}$$

چگالی ذرہ  $n_j$  از اندازہ ذرہ اولیہ تعیین می شود با فرض این کہ همه عناصر آلیاژی در فولاد اولیه رسوب کردہاند. حاصل ضرب انحلال NbCN با عبارت زیر بیان می شود:  $log_{10}K_{NbCN} = -\frac{6670}{T} - 1.32605$  (6)

شعاع ابتدایی رسوبات با مدلسازی سینتیکهای انحلال در هر دمای نگهداری تخمین زده می شود. برای انعکاس مقادیر حدی اندازه دانه همانند سینتیکهای انحلال رسوبات از نگهداری در زمانهای مختلف (در هر دما) استفاده می شود.

انتظار می رود در C<sup>o</sup> 1250 همه رسوبات کاربید نایوبیم حل شده باشند، در حالی که اغلب نیترید تیتانیوم به شکل رسوب باقی می ماند. این مقادیر، نقطه شروع یک سری محاسبات تکرار شونده است که سینتیکهای رشد دانه و انحلال رسوب در زمانهای نگهداری در دماهای مختلف را بر مبنای اندازه دانه حدی پیش می برد.

شکل (12-الف) و (12-ب) سینتیکهای رشد دانه محاسبه شده طبق روش بالا در چرخه حرارتی نمونههای D6 وD9 نشان می دهد. براساس شکل(13) سینتیکهای رشد دانه آستنیت تطابق خوبی را با دادههای تجربی نشان میدهد.

این مطلب موید این نکته است که مدل رشد دانه می تواند به طور منطقی برای سینتیکه ای رشد دانه در چرخه حرارتی دومرحله ای به کار رود. محاسبات نشان می دهند که ذرات کوچک NbC به جز در دماهای پایین (2°950) که در آن انحلال بسیار آهسته است، در دماهای بالاتر به سرعت حل می شوند (شکل 12-الف و 12-ب). در مقابل رسوبات درشت NbC پایدارتر هستند چنان که در 2° 950 حل نمی شوند.

مقدار کمی در C°1050 حل می گردند. با این وجود آنها تقریبا به طور کامل در C°1150، پس از آن که به مدت زمان کافی در آن دما نگهداری شوند، حل می شوند. نرخ انحلال در دماهای بالاتر سریعتر می شوند، در بالاترین دما (C°1250) ذرات TiN مقدار کمی حل می شوند که همراه با تغییر در پارامتر قفل کنندگی است[34].

پارامتر قفل کنندگی با هم مرتبط میشوند. در حضور ذرات،  
نرخ رشد دانه آستنیت چنین بیان میشود:  
$$\frac{dD_{\gamma}}{dt} = M\left(P_D - P_P\right)$$
(1)

رسوبات است. تحرک مرز دانه با عبارت زیر بیان می شود:  

$$M = M_o \exp(-\frac{Q}{PT})$$
(2)

که M<sub>o</sub> پارامتر ثابت، Q انرژی فعال سازی، R ثابت گازها و T دمای مطلق است. نیروی محرکه رشد دانه چنین بیان می گردد [35]:

$$P_d = \alpha \frac{\gamma}{D} \tag{3}$$

که γ انرژی مرزدانه و α ثابت هندسی بدون بعد (برای رشد دانه سه بعدی برابر 4 [36]) است.آنالیز رسوبات در فولاد مورد نظر سه گروه از رسوبات را پیشنهاد میدهد:

- ذرات غنی از تیتانیوم که به صورت TiN در نظر گرفته میشوند.

- ذرات غنی از نایوبیم بزرگ و (3) ذرات غنی از نایوبیم کوچک. در تقریب اول، ذرات غنی از نایوبیم به عنوان NbCN لحاظ می شوند چنانچه عنصر میکروآلیاژی تیتانیوم برای جذب همه نیتروژن در محلول و خارج کردن آن به صورت رسوب کافی نباشد. با صرفنظر از سایر رسوبات که در دماهای کافی نباشد. با صرفنظر از سایر رسوبات که در دماهای زیر ساده کرد:

$$P_P = 12\gamma \left(\frac{\mathbf{f}_{\text{TiN}}}{\mathbf{r}_{\text{TiN}}} + \frac{\mathbf{f}_{\text{NbCN(s)}}}{\mathbf{r}_{\text{NbCN(s)}}} + \frac{\mathbf{f}_{\text{NbCN(l)}}}{\mathbf{r}_{\text{NbCN(l)}}}\right)$$
(4)

### 3-4-2- مدل انحلال رسوب

انحلال NbC در این مدل در نظر گرفته می شود در حالی که از انحلال TiN می توان صرفنظر کرد. کسر حجمی هر رسوب (fj) می تواند از شعاع ذره محاسبه شود یعنی:



شکل12-الف- رشد دانه آستنیت پیش بینی شده در چرخه حرارتی نمونه D6 و D9 ب- تغییر شعاع رسوبات و ج- کسر حجمی رسوبات کوچک و بزرگ NbC و رسوبات TiN

این ناشی از انحلال سریع رسوبات NbC کوچک در C<sup>o</sup> 1050 و رسوبات NbC بزرگ در C<sup>o</sup> 1250 است. برای ذرات با اندازههای در محدوده 1 تا 5 نانومتر حد حلالیت به طور عمده تحت تاثیر اثر گیبس - تامسون است. چنان که سینتیکهای انحلال پیش بینی شده بستگی به انتخاب جزئیات مقدار انرژی فصل مشترک و توزیع اندازه ذره دارد [37].

ازآنجایی که ذرات ریز اثر قفل کنندگی فوق العادهای دارند، پیش بینی می شود رشد دانه آستنیت در نتیجه انحلال ذرات ریز باشد. بنابراین، اکثر رشد دانه در طی زمان نگهداری (1 ثانیه) در دمای قله صورت می گیرد. کاملاً واضح است که افزایش مشاهده شده در اندازه دانه (با نرخ گرمایش و دمای قله) فقط یک اثر ساده دما ناشی از افزایش تحرک مرزدانه (رشد دانه اندازه متوسط ذرات محاسبه شده در دو نوع رسوبات NbC و TiN در شکل (12-الف) و (12-ب)نشان داده شده است و نشان میدهد که رسوبات NbC کوچک حل می شوند قبل از این که تغییر شدیدی در NbC بزرگ به وجود آید و در حالی که انحلال رسوبات TiN قابل چشم پوشی است. در مدل سازی، حد پایین پایداری رسوب برابر 2nm در نظر گرفته شد. همان گونه که در بالا توضیح داده شد، در 2°1050 ذرات شد. همان گونه که در بالا توضیح داده شد، در 2°1201 ذرات درشت NbC حل می شوند. در حالی که تا 2° 1250 ذرات شعاع رسوبات TiN قابل صرفنظر است. سینتیک محاسبه شده رشد دانه نشان داد که اندازه دانه حدی تقریبا در 100 ثانیه برای در ماهای نگهداری 1050 و 2° 1250 به دست می آید.

معمولی) نیست، بلکه رشد دانه به طور بحرانی تحت تاثیر کاهش فشارقفل کنندگی ناشی از انحلال رسوبات است [38].

جدول (3) اندازه دانه آستنیت اندازه گیری شده به طور تجربی را در مقایسه با شبیه سازی چرخههای حرارتی دو مرحلهای آورده است. توافق خوبی بین اندازه دانه اندازه گیری شده و پیش بینی شده حاصل می گردد (شکل12). در این مدل تحول اندازه دانه با یک مقدار میانگین نسبی بیان می شود. در شرایط گرمایش سریع، رشددانه غیرنرمال انتظار نمی رود. با استفاده از دادههای ترمودینامیکی و سینتیکی مشاهده شد که رسوبات ریز غنی از نایوبیم، تنها زمانی که در دمای به اندازه کافی بالا قرار بگیرند، با سرعت زیاد حل می شوند[35].

جدول3- مقایسه نتایج اندازهگیری دانه آستنیت در چرخه حرارتی دو مرحلهای با مدل رشد دانه.

			-			
	Austenite Grain size (micron)					
		Test	Model			
D1	6 ± 1		5/2			
D2	$1/5 \pm 14$		11/1			
D3	$2 \pm 37/6$		37/4			
D4	1/2±16/1		14/1			
D5	$3/7 \pm 20/2$		14/5			
D5	1/9 ± 53/3		38/2			
D0	2/5 ± 36		37/4			
D/	$1/1 \pm 38/5$		37/6			
D8	5 + 70		73/3			
D9	5 ± 70		1313			

5-3- ارزیابی مـدل JMAK بـرای گرمـایش و سـرمایش چرخههای حرارتی

با تشکیل مدلهای جفت شده انحلال رسوب - رشد دانه آستنیت، در هر شرایط گرمایش و سرمایش چرخه حرارتی، کسر حجمی و شعاع رسوبات و نیز اندازه دانه آستنیت را میتوان پیشبینی کرد. ورودی مدل، ترکیب شیمیایی فولاد، معادلات نفوذ، حاصل ضرب انحلال، نوع، کسر حجمی و تعداد ذرات اولیه رسوب، نرخ تغییرات دما با زمان است. خروجی مدل، کسر حجمی و شعاع رسوبات و نیز اندازه دانه آستنیت

است. با داشتن اندازه دانه اولیه، شرایط دمایی و محاسبه پارامترهای معادله JMAK، میتوان دگرگونیهای تشکیل و تجزیه آستنیت را مدلسازی کرد. برای دستیابی به یک رابطه فراگیر باید وابستگی پارامترهای معادله JMAK را به اندازه دانه اولیه، دما و کسر دگرگونی در نظرگرفت[35].



مدل کلاسیک JMAK، بر روی نتایج دیلاتومتری در چرخه حرارتی سرد کردن پیوسته، یک و دو مرحلهای ارزیابی شد. در تحلیل نتایج دیلاتومتری و براساس معادله JMAK (رابطه ۲۰۱۳)-(X=(1-exp) مقادیر k و n در گرمایش و سرمایش برای فولاد در جدول(4) فهرست شدهاند.

جدول4- مقادیر k و n در معادله JMAK در گرمایش و سرمایش

حرارتی دو مرحلهای آورده شده است. با توجه به این که اندازه دانه آستنیت در چرخه حرارتی دو مرحلهای به سه گروه اصلی؛ کمتر از 20، 35 تا 38 و 70 میکرون تقسیم بندی می شود، می توان گفت مدل فوق مستقل از نوع چرخه حرارتی و صرفا براساس اندازه دانه آستنیت، برای تمامی نمونه های چرخه حرارتی دو مرحلهای قابل قبول است. ملاحظه می شود که تطابق خوبی بین نتایج مدل سازی و دیلاتومتری وجود دارد. فریب n برای نمونه ها تقریبا برابر 2 محاسبه شد و ضریب k برای D1، 50 و 90 به ترتیب برابر 2 محاسبه شد و ضریب 0,045456 برای شینتیک دگرگونی نیز تغییر می کند و همین امر باعث سرمایش سینتیک دگرگونی نیز تغییر می کند و همین امر باعث



شکل14- تغییرات پارامتر k به نسبت اندازه دانه آستنیت در چرخه سرمایش مرحله دوم (در سرعت سرمایش ثابت برابر C/s2°C/s)



5- نتیجه گیری
-با تکرار چرخههای حرارتی، دماهای شروع و پایان دگرگونی
به تاخیر میافتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای

حرارتي	چرخەھاي
--------	---------

پر <b>ن</b> ری									
چرخه حرارتی		Grian size (µm)	Heating /Cooling Rate (°C/s)	n	k				
		5	150	2.781	3.14				
مایش خه اه ل	کرمایش م نمه ادا		5 جرخه او		250	3.084	9.576		
چرک اون		5	350	3.544	34.401				
سرمایش چرخه اول		5	23	2.1698	0.053025				
		14	23	1.8985	0.048409				
		34	23	2.1072	0.033641				
	D1	6	23	2.1416	0.035807				
	D2	14	23	2.138	0.056028				
	D3	35	23	2.2299	0.067239				
سرمايش	D4	16	23	1.9527	0.042126				
چرخه	D5	20	23	1.9645	0.043692				
دوم	D6	36	23	1.7785	0.05941				
	D7	38	23	2.105	0.035247				
	D8	39	23	2.2875	0.020466				
	D9	70	23	1.9291	0.045456				

در مدل سازی تجزیه آستنیت ، وابستگی پارامتر k به سرعتهای مختلف سرد کردن و اندازه دانه آستنیت مشاهده می شود. با افزایش اندازه دانه آستنیت از 5 به 14 و μμ 34 (با ثابت بودن سرعت سرد کردن)؛ پارامتر k از 0,035807 به 0,056028 و 0,067239 تغییر می یابد. شکل (14) تغییرات پارامتر k به نسبت اندازه دانه آستنیت اولیه (در سرعت سرمایش ثابت برابر 23 c/s) را نشان می دهد. مشاهده می شود که براساس تاریخچه حرارتی به خصوص دمای قله در چرخه مرارتی دوم (TP2)، با افزایش اندازه دانه آستنیت اولیه، پارامتر k کاهش می یابد. براثر تاریخچه حرارتی قبلی، انحلال رسوبات میکروآلیاژ و توزیع کربن و عناصر آلیاژی در ساختار، علاوه بر اندازه دانه آستنیت موجب تغییر در مقدار k می گردد. در بررسی ضرایب n و k در سرمایش مشاهده می شود که

تعییرات ۱۱ در سرایط محملی اندازه دانه استیب ( با سرخ سرمایش ثابت) قابل صرفنظر است و تقریبا برابر عدد 2 است. در شکل (15) مقایسه نتایج مدل سازی و دیلاتومتری برای نمونههای منتخب سری D شامل D1، D5 و D9 از چرخه گرفتن وابستگی پارامتر k به اندازه دانه آستنیت، سرعت سرد کردن و کسر حجمی دگرگونی، روابط فراگیری برای دگرگونی در همه شرایط سرمایش به دست میآید. مدل JMAK قادر است دماها و سینتیکهای دگرگونی و کسر نهایی فازها را به طور مناسبی پیش بینی کند.

منابع

1- Kah, P., & Martikainen, J. (2012). Current trends in welding processes and materials: improve in effectiveness. Rev. adv. mater. Sci, 30(2), 189-200.

2-Romualdi, N., Militzer, M., Poole, W., Collins, L., & Lazor, R. (2020, September). Austenite Grain Size Model for the Coarse Grain Heat Affected Zone in Line Pipe Steels. In International Pipeline Conference (Vol. 84461, p. V003T05A031). American Society of Mechanical Engineers.

3-De Meester, B. (1997). The weldability of modern structural TMCP steels. ISIJ international, 37(6), 537-551.

4-Garcin, T., Militzer, M., Poole, W. J., & Collins, L. (2016). Microstructure model for the heat-affected zone of X80 linepipe steel. Materials Science and Technology, 32(7), 708-721.

[5-Zhang, T., Roy, S., Patra, S., Poole, W. J., & Militzer, M. (2022). Intercritical Austenite Formation and Decomposition in the Coarse Grain Heat-Affected Zone of an X80 Line Pipe Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 53(9), 3239-3244.

6- N. Ishikawa, T. Shinmiya, S. Igi, and J. Kondo: in Proceedings of the Biennial International Pipeline Conference, IPC, vol. 3 PART A, 2007, pp. 223–30.

7- Davis, C. L., & King, J. E. (1994). Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heataffected zone: Part I. Fractographic evidence. Metallurgical and materials transactions A, 25(3), 563-573.

8- Davis, C. L., & King, J. E. (1996). Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part II. Failure criteria and statistical effects. Metallurgical and materials transactions A, 27(10), 3019-3029.

9-Davis, C. L., & King, J. E. (1993). Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel. Materials Science and technology, 9(1), 8-15.

10-Mohammadijoo, M., Valloton, J., Collins, L., Henein, H., & Ivey, D. G. (2018). Characterization of martensiteaustenite constituents and micro-hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X70 HSLA steel. Materials Characterization, 142, 321-331.

11- Li, Y., & Baker, T. N. (2010). Effect of morphology

چندوجهی می گردند. علت این امر، درشت شدن دانه آستنیت و انحلال رسوبات کاربید نایوبیم و اثر تاخیری نایوبیم محلول در آستنیت است. اندازه بستههای برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه نیز بهطور محسوسی بزرگتر می شوند. انحلال رسوبات نایوبیم (به خصوص رسوبات کوچک) در فاصله دمایی 950 تا C<sup>o</sup> (به خصوص رسوبات کوچک) در فاصله دمایی 950 تا 150 بیشتر در زمان و دمای دگرگونی می شود.

- مدل انحلال رسوبات نشان می دهد که ذرات کوچک NbC به جز در دمای 2°950 که در آن انحلال بسیار آهسته است، در دماهای بالاتر به سرعت حل می شوند. در مقابل رسوبات درشت NbC پایدارتر هستند چنانکه در 2° 950 حل نمی شوند . مقدار کمی در 2°1050 حل می گردند. با این وجود، آنها تقریبا به طور کامل در 2°1150، پس از آن که به مدت زمان کافی در آن دما نگهداری شوند، حل می شوند. نرخ انحلال در دماهای بالاتر سریعتر می شوند. زمان انحلال ذرات درات TiN مقدار کمی حل می شوند. زمان انحلال ذرات کوچک NbC در 2°050 و ذرات در شت Ok در 2°050 در در حدود 100 ثانیه است.

- مدل ترکیبی انحلال رسوب - رشد دانه برای تعیین اندازه دانه با اندازه دانه آستنیت پیش بینی شده در چرخههای حرارتی دو مرحلهای توافق خوبی با مقادیر اندازهگیری شده بهطور تجربی دارد. به علاوه مدل رشد دانه آستنیت توانایی پیش بینی سرعت رشد دانه را بر اساس چرخه حرارتی در هر دما و زمانی دارد.

-در سینتیک دگرگونی تشکیل آستنیت مشاهده می شود که پارامتر k در نرخ گرم کردن T50°C/s تا 350° ک 350 بسیار متغیر است و از مرتبه 3,14 تا 34,40 افزایش می یابد. در عمل پارامتر n، در مقایسه با k، وابستگی زیادی به نرخ گرم کردن ندارد و مقدار متوسط 3 برای فولاد به دست می آید. مشاهده می شود که ضرایب k در همیه میوارد با افزایش سرعت گرم کردن افزایش می یابد.

-در مدل سازی تجزیه آستنیت برمبنای معادله JMAK، مقدار میانگین n برابر 2 برای دگرگونی ها انتخاب شد. با در نظر 22-Xie, H., Du, L. X., Hu, J., Sun, G. S., Wu, H. Y., & Misra, R. D. K. (2015). Effect of thermo-mechanical cycling on the microstructure and toughness in the weld CGHAZ of a novel high strength low carbon steel. Materials Science and Engineering: A, 639, 482-488.

23- Hu, J., Du, L. X., Wang, J. J., & Gao, C. R. (2013). Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V–N high strength steel. Materials Science and Engineering: A, 577, 161-168.

24-Zhu, Z., Han, J., Li, H., & Lu, C. (2016). High temperature processed high Nb X80 steel with excellent heat-affected zone toughness. Materials Letters, 163, 171-174.

25- Zhu, Z., Han, J., & Li, H. (2015). Influence of heat input on microstructure and toughness properties in simulated CGHAZ of X80 steel manufactured using high-temperature processing. Metallurgical and Materials Transactions A, 46(11), 5467-5475.

26-Huda, N., Midawi, A., Gianetto, J. A., & Gerlich, A. P. (2021). Continuous cooling transformation behaviour and toughness of heat-affected zones in an X80 line pipe steel. Journal of Materials Research and Technology, 12, 613-628.

27- Singh, M. P., Arora, K. S., Shajan, N., Pandu, S. R., Shome, M., Kumar, R., & Shukla, D. (2019). Comparative analysis of continuous cooling transformation behaviour in CGHAZ of API X-80 and X-65 line pipe steels. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 137(4), 1155-1167.

28- Roy, S., Romualdi, N., Yamada, K., Poole, W., Militzer, M., & Collins, L. (2022). The Relationship Between Microstructure and Hardness in the Heat-Affected Zone of Line Pipe Steels. JOM, 1-7.

29- Hutchinson, B., Komenda, J., Rohrer, G. S., & Beladi, H. (2015). Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels. Acta Materialia, 97, 380-391

30- Zhu, Z., Kuzmikova, L., Li, H., & Barbaro, F. (2014). The effect of chemical composition on microstructure and properties of intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 steels. Metallurgical and Materials Transactions B, 45(1), 229-235.

32- جعفر احمدی راد، غلامرضا خلج، "مدلسازی دگرگونی تشکیل آستنیت در منطقه متاثر حرارتی جوش دو فولاد خط لوله X65 و "X70 ، فر ایندهای نوین در مهندسی مواد of martensite-austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. Materials science and technology, 26(9),

1029-1040.

12- Beladi, H., Nuhfer, N. T., & Rohrer, G. S. (2014). The five-parameter grain boundary character and energy distributions of a fully austenitic high-manganese steel using three dimensional data. Acta materialia, 70, 281-289.

13- Bikmukhametov, I., Beladi, H., Wang, J., Tari, V., Rollett, A. D., Hodgson, P. D., & Timokhina, I. (2022). Interface characteristics and precipitation during the austenite-to-ferrite transformation of a Ti-Mo microalloyed steel. Journal of Alloys and Compounds, 893, 162224.

14-Mohseni, P., Solberg, J. K., Karlsen, M., Akselsen, O. M., & Østby, E. (2012). Investigation of mechanism of cleavage fracture initiation in intercritically coarse grained heat affected zone of HSLA steel. Materials Science and Technology, 28(11), 1261-1268.

15- Luo, X., Chen, X., Wang, T., Pan, S., & Wang, Z. (2018). Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. Materials Science and Engineering: A, 710, 192-199.

16- Wang, Z., Shi, M., Tang, S., & Wang, G. (2017). Effect of heat input and MA constituent on microstructure evolution and mechanical properties of heat affected zone in low carbon steel. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 32(5), 1163-1170.

17- Ramachandran, D. C., Kim, S. D., Moon, J., Lee, C. H., Chung, J. H., Biro, E., & Park, Y. D. (2020). Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel. Materials Letters, 278, 128422.

18- Far, S. M. (2011). Influence of thermal simulated and real tandem submerged arc welding process on the microstructure and mechanical properties of the coarse-grained heat-affected zone. Materials and Manufacturing Processes, 26(11), 1423-1429.

19-Huda, N., Wang, Y., Li, L., & Gerlich, A. P. (2019). 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, 765, 138301.

20- Moeinifar, S., Kokabi, A. H., & Hosseini, H. M. (2010). Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones. Materials & design, 31(6), 2948-2955.

21- Li, C., Wang, Y., & Chen, Y. (2011). Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones. Journal of materials science, 46(19), 6424-6431.

4

36-Perez, M., Dumont, M., & Acevedo-Reyes, D. (2008). Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation. Acta materialia, 56(9), 2119-2132.

37-Radis, R., & Kozeschnik, E. (2012). Numerical simulation of NbC precipitation in microalloyed steel. Modelling and simulation in materials science and engineering, 20(5), 055010.

38-Mochtar, M. A., Manaf, A., & S Siradj, E. (2012). Effect of cooling rate and Nb composition on nonisothermal austenite grain growth kinetics in Nb-HSLA steel during hot rolling. In Advanced Materials Research (Vol. 479, pp. 414-420). Trans Tech Publications Ltd.

33-Sha, Q., & Sun, Z. (2009). Grain growth behavior of coarse-grained austenite in a Nb–V–Ti microalloyed steel. Materials Science and Engineering: A, 523(1-2), 77-84.

34-Banerjee, K., Militzer, M., Perez, M., & Wang, X. (2010). Nonisothermal austenite grain growth kinetics in a microalloyed X80 linepipe steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 41(12), 3161-3172.

35-Maalekian, M., Radis, R., Militzer, M., Moreau, A., & Poole, W. (2012). In situ measurement and modelling of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel. Acta Materialia, 60(3), 1015-1026.