# مدلسازی دگرگونی تجزیه آستنیت در منطقهی متاثر از حرارت جوش دو فولاد خط لوله X65 و X70

## غلامرضا خلج ال

(تاریخ دریافت: ۲۱/۸۱/۲۱، ش.ص: ۱۳۶–۱۲۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۱۲)

#### چکیدہ

در این پژوهش شبیهسازی منطقه متاثر از حرارت جوشکاری، بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه در دو فولاد میکروآلیاژی X65 و X70، صورت گرفت. در ابتدا، چرخههای حرارتی منطقه متاثر از حرارت تحلیل شد. با اعمال چرخههای حرارتی گرم و سرد کردن تا دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و °۲۹۰۵، در دستگاه دیلاتومتری، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. با افرایش دمای قله در دگرگونی، با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن (s/2° ۳۲) در محدوده ۸۰۰ تا2° ۵۰۰، دماهای شروع و پایان دگرگونی به تاخیر میافتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی میگردند. علت این امر، درشت شدن اولیه نیز به طور محسوسی بزرگتر می فاند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی می گردند. علت این امر، درشت شدن بررسی شد. مدل سازی تجزیه آستنیت با استفاده از معادله کلاسیک MAK مورت گرفت. مشاهده شد که پارامتر n وابستگی زیادی به دما ندارد؛ در حالی که پارامتر k به شدت به دما، مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته است. نتایج مدل سازی دگرگونیهای برشی و اندازه دانه آ به دما ندارد؛ در حالی که پارامتر k به شدت به دما، مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته است. نتایج مدل سازی دگرگونیهای فازی با استفاده از معادله مه در به می در یا به شدت به دما، مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته است. نتایج مدل سازی دگرگونیهای به دما ندارد؛ در حالی که پارامتر k به شدت به دما، مقدار دگرگونی و اندازه دانه آستنیت وابسته است. نتایج مدل سازی دگرگونیهای فازی با استفاده از معادله دار می در در تایج دیلاتومتری داشت.

**واژههای کلیدی**: فولاد میکروآلیاژی، منطقه متاثر حرارتی، آستنیت، دیلاتومتری.

استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد ساوه، ساوه، ایران

sh.khalaj@iau-saveh.ac.ir \*- نویسنده مسئول مقاله:

## ييشكفتار

فولادهای میکروآلیاژی، گروهی از فولادهای کربنی کم آلیاژ استحکام بالا هستند که به صورت نورد و فورج شده توليد مي شوند. لغت "فولاد ميكروآلياژي" در ابتدا براي نشان دادن گروهی از فولادهای استحکام بالا و کم کربن شامل مقادير اندكى از نايوبيم و/ يا واناديوم استفاده شد [1]. اكنون اين گروه شامل عناصر بيشترى همچون آلومينيوم، تیتانیوم و مولیبدن در مقادیر کمتر از ۰/۱٪ از هر عنصر است. بنابراین، لغت فوق برای آن دسته فولادهایی اطلاق می، شود که استحکام و چقرمگی شان با افزودن مقادیر کم عناصر خاص و از طریق اصلاح دانه و /یا مکانیزمهای رسوب سختی افزایش قابل توجهی یافته است. خواص ویژه فولادهای میکروآلیاژی از شیمی آنها نشات نمی گیرد بلکه عملیات ترمومکانیکی در طی فرایند تولید، موجب کنترل همزمان ریزساختار و خواص مکانیکی میشود. فرایند ترمومکانیکی کنترل شده (TMCP) شامل نورد کنترل شده و سرد کردن شتاب یافته بین مرحلهای است [۲-۵]. در حال حاضر افزودن عناصر میکروآلیاژی به فولادهای میان کربن و پرکربن توسعه یافته است. سطح کربن در فولادهای میکروآلیاژی از چندهزارم درصد تا ترکیب يوتكتوئيد تغيير مي كند. با اين حال، فولادهاي ميكروآلياژي خطوط لوله معمولا با محتوای کربن کم (کمتر از ۰/۱۴٪) و مقدار آلیاژ کل در محدوده ۲ تا۳ درصد مشخص می شوند .[٩\_۶]

مطالعه دگرگونیهای فازی در منطقه متاثر حرارتی، به دلیل اهمیت نوع، شکل و توزیع فازها در خواص مکانیکی، خواص خوردگی و شرایط کارکرد فولاد؛ مورد توجه بسیاری از پژوهشهای دانشگاهی و طرحهای صنعتی است. با استفاده از روشهای پیشرفته میکروسکوپی و آنالیز اشعه ایکس و پرتو نوترونی، مطالعه دگرگونیهای فازی گاهی به صورت درجا<sup>۳</sup> صورت میگیرد. به هر صورت، مطالعه تجربی دگرگونیهای فازی مستلزم صرف زمان و هزینههای زیاد است. تلاشهای زیادی برای کاهش تعداد آزمایشها و بالا بردن دقت نتایج، با هدف بهینهسازی و افزایش قدرت پیش -بینی خواص صورت گرفته است[۱۳–۱۳].

با توجه به پیشرفت قدرت پردازش کامپیوترها، نرم افزارهای ویژه ی برای تحلیل نتایج عددی و حل معادلات پیچیده ارایه شده است. مدلهای متعددی نیز برای بررسی دگرگونیهای فازی ارایه شده است. معروف ترین و کاربردی ترین این مدلها، معادله -Iohnson-Mehl این کاربردی ترین این مدلها، معادله -IN-۱۳]. این معادله در ابتدا برای دگرگونیهای تک دما پیشنهاد شد؛ اما معادله در ابتدا برای دگرگونیهای تک دما پیشنهاد شد؛ اما معادله در ابتدا برای دگرگونیهای تک دما پیشنهاد شد؛ اما معادله در ابتدا برای دگرگونیهای تک دما پیشنهاد شد؛ اما کار می رود. شکل عمومی معادله AMAK به صورت کار می رود. شکل عمومی معادله می شود. در این رابطه ثوابت k و n اغلب به طور تجربی تعیین می شوند و بیانگر شرایط جوانه زنی و رشد هستند.

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 می کند. به همین علت، مطالعات بسیاری برای اصلاح معادله JMAK و پارامترهای آن صورت می گیرد [۲۰-۱۷]. Banerjee و همکاران [۱۵]، تشکیل و رشد دانه آستنیت در طول گرمایش سریع را برای فولاد X80 بررسی کردند و مدلی را برای رشد دانه آستنیت توسعه دادند که در آن حضور ذرات و انحلال آنها در نظر گرفته شده است. Maalekian و همکاران [۱۶]، با استفاده از بررسی درجای رشد دانه آستنیت در گرمایش آهسته، رفتار رشددانه آستنیت و انحلال رسوبات را بررسی کردند. آنها با محاسبه کسر حجمی ذرات TiN و NbC، نیروی قفل کنندگی مرزدانهها را مدل سازی کردند و با ایجاد مدل رشد دانه، ساختار منطقه متاثر از حرارت را مدل سازی کردند. Carcin و همکاران[۱۷]، با در نظر گرفتن انحلال رسوبات غنی از نایوبیم، رشد دانه آستنیت و تجزیه آستنیت به فریت و پرلیت، مدلی را پیشنهاد دادند که کسر حجمی محصولات را به عنوان تابعی از خط ذوب نشان میدهد و برای مقایسه تاثیر فرایندهای مختلف جوشکاری بر ریزساختار منطقه متاثر از حرارت به کار می رود.

در تحقیق حاضر بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه<sup>۴</sup>، تحلیل چرخه حرارتی منطقه متاثر از حرارت صورت گرفت. به منظور بررسی اثر رسوبات نایوبیم

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup>- In situ

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup>- Four-wire tandem submerged arc welding

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup>- Controlled rolling

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup>- Interstage accelerated cooling

بر دگرگونی، سه چرخه حرارتی 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. مطالعه رشد دانه آستنیت در منطقهی متاثر از حرارت، به دلیل تاثیر فراوان اندازه دانه اولیه آستنیت، شرایط دمایی و محاسبه پارامترهای معادله کاسلا، میتوان دگرگونیهای تشکیل پارامترهای معادله کالملا میتوان دگرگونیهای تشکیل رابطه فراگیر باید وابستگی پارامترهای معادله کالملا را به اندازه دانه اولیه، دما، کسر دگرگونی و نرخ کرنش در نظرگرفت. در مجموع نتایج حاصل از مدل سازی دگرگونی فازی، توافق خوبی را با نتایج دیلاتومتری نشان میدهند.

## مواد و روش ها

آزمایشهای انجام شده بر روی نمونههای فولاد کم کربن خطوط لوله نفت و گاز X70 و X65 ساخت شرکت Dillinger-Hutte آلمان صورت گرفت. جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولادها را نشان میدهد. فولاد مورد نظر به صورت ورقی با عرض ۴۳۷۷ و ضخامت ۱۹/۸۰ میلی متر بود که تحت عملیات ترمومکانیکی نورد شده بود. در ادامه فولاد X70 با علامت اختصاری A و فولاد X65 با علامت اختصاریB نشان داده می شود. دماهای بحرانی دو فولاد بر اساس روابط تجربی در جدول ۲ آمده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولادهای X65 و X70

wt.	С	Si	Mn	V	Nb	Ti
X65	•/•۳۵	•/٣٢	1/4	•/•٧٢	•/•۴٣	•/••٢
X70	•/• ٨٨	•/٣•	1/81	•/•• ١	•/•٣۶	•/• ١٨

به منظور مدل سازی دگرگونی منطقه متاثر از حرارت در ناحیهای که یک بار چرخه حرارتی را تجربه می کند. طرح آزمایش بر مبنای حرارت ورودی در عمل که برابر با ۴kJ/mm بود و بر اساس ضخامت ورق و حل معادلات

www.SID.ir

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.

جدول۲- دماهای بحرانی فولادهایX65 و X65

(°C)	Ae1	Ae3	WFs	Bs	Ms
X65	717	845	660	580	495
X70	715	820	660	570	460

به منظور بررسی رفتار دگرگونی در منطقه متاثر از حرارت بر مبنای مطالعات صورت گرفته در شبیه سازی منطقه اطراف جوش در منابع علمی[۲۳–۱۶]، سه دمای قله ۹۵۰، ۱۵۵۰ و ۵۵٬۷۵۰ انتخاب و چرخه حرارتی مناسب آنها طراحی گردید. به منظور انجام آزمایش با دستگاه دیلاتومتر چرخه حرارتی در گرمایش و سرمایش به صورت خطی تقریب زده شد. در شکل ۱ شمای چرخه حرارتی تک مرحلهای برای دماهای قله ۹۵۰، ۱۵۰۰ و در منابع به آن اشاره شده است، یکسان بودن شیب دمایی و زمان در منطقه دمایی ۸۰۰ تا ۲ ۵٬۰۰ است (۱/۶). در طرح آزمایش این شیب دمایی برابر ۲۳۰°C است. مشخصات عملیاتی و نامگذاری نمونههای آزمایش شده در جدول ۳ آمده است.

گذاری نمونههای	عملياتي و نام	جدول۳- مشخصات
	مایش شده	:Ĩ

		سده	زمايس	1		
کد نمونه	گرمایش (oC/s)	دمای قله(oC)	زمان نگهداری (s)	محدوده دمایی(oC)	سرمایش (oC/s)	
١	۱۵۰	٩۵٠	١	۸۰۰-۹۵۰	۳۰	
٢	۲۵۰	110.	١	۸۱۱۵.	۴۵	
٣	۳۵۰	۱۳۵۰	١	۸۱۳۵.	۵۵	



(ب)

شکل ۱- الف) شمای چرخه حرارتی محاسبه شده،(ب) نتایج دیلاتومتری برای فولاد X65 برای دماهای قله۰۱۱۵۰ و ۱۳۵۰<sup>۵</sup>

#### نتايج و بحث

تصاویر متالوگرافی فولادهای اولیه، مشخص کننده ساختار فریتی- پرلیتی نواری شده در راستای نورد است. قطر میانگین دانه فریت در فولاد X70 برابر ۵ میکرون (معادل عدد استاندارد ASTM۱۲) و در فولاد X65 برابر ۷ میکرون است. اندازه گیری با نرم افزار Clemex نشان داد که ساختار اولیه فولاد X70 به طور تقریبی شامل ۸۷ درصد فریت و ۱۳ درصد پرلیت و ساختار فولاد X65 شامل به طور تقریبی شامل ۹۳ درصد فریت و ۷ درصد پرلیت است (شکل ۲).







(ب)

تصاویر میکروسکوپ نوری نمونههای تحت چرخه حرارتی در فولاد X70 و X65 در شکلهای ۳ و۴ آورده شده است. ساختار در شکل ۳- الف فریت و پرلیت نیمه تبلورمجددیافته، شکل ۳- ب فریت، پرلیت و بینیت، شکل ۳- ج فریت و بینیت است. ریز شدن دانه در اثر تبلورمجدد در نمونه A1 و رشد دانه آستنیت در نمونههای A2 و A3 محسوس است. در ادامه شکل ۳ تصاویر متالوگرافی منطقه محسوس است. در ادامه شکل ۳ تصاویر متالوگرافی منطقه در ساخت لوله آمده است. در شکل ۳- د رشد امانه متاثر در ساخت لوله آمده است. در شکل ۳- د رشد منطقه متاثر دانهها در منطقه ذوب بر روی دانههای درشت منطقه متاثر حرارتی مشهود است. در شکل ۳- ه ساختار تبلورمجدد یافته است و فازهای موجود شامل فریت، پرلیت و بینیت است. در شکل ۳- و منطقه متاثر حرارتی ریزدانه و نیمه



در شکل ۳- ج مرزهای دانه آستنیت اولیه در فولاد X70 در دماهای قله ۱۳۵۰درجه به وضوح مشخص است. ریزساختار این نمونهها شامل بینیت و مقدار کمتری فریت است. در دمای ۹۵۰ درجه ریزساختار مخلوطی از فریت و بینیت است. بالاترین درصد فریت در دمای قله ۹۵۰ درجه مشاهده میشود. این نمونه شامل کمترین مقدار بینیت در مقایسه با سایرین است. با افزایش دمای قله، مقدار بینیت نمونهها افزایش مییابد. از طرفی مقدار فریت با افزایش اندازه دانه و بنابراین مقدار مرزدانه توصیف میشود. با افزایش دمای قله، اندازه دانه آستنیت به طور ثابت افزایش مییابد. بنابراین، محلهای مرجح برای جوانه زنی فریت کاهش مییابد و تجزیه آستنیت از طریق نفوذ سخت ر می-شود. بنابراین، در دماهای بالا تشکیل بینیت ترجیح دارد و درصد بیشتر بینیت مشاهده میشود[۱۲].

در مقایسه دو ساختار در ارتباط با ترکیب شیمیایی آنها، میتوان نتیجه گرفت که درصد نایوبیم تقریبا در هر دو فولاد یکسان است و در نتیجه رشد دانه آستنیت در حین گرمایش در دماهای کمتر از ۱۱۵۰ درجه تقریبا برابر است؛ اما در فولاد X65 (شکل۴) با افزایش دما تا ۱۳۵۰ درجه به دلیل مقدار تیتانیم کمتر، رشد دانه آستنیت بیش-تر است. اندازه دانه آستنیت در فولاد X70 برای دماهای قله ۱۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰ درجه به ترتیب ۵، ۱۴ و ۳۴ میکرون است. در همین شرایط اندازه دانه آستنیت در فولاد X65

#### بررسی دگرگونی در حین سرد کردن

شمای دیاگرام دگرگونی تک دما (IT) و سرد کردن پیوسته (CT) فولاد مورد استفاده در شکل۵ آمده است. بر اساس روابط تجربی و برمبنای ترکیب شیمیایی (جدول ۲)، برای فولاد X70 دمای شروع مارتنزیت تقریبا برابر C<sup>°</sup> ۴۶۰ و دمای شروع بینیت C<sup>°</sup> ۵۷۰ محاسبه می شود، در حالی که همین مقادیر برای فولاد X65 به ترتیب C<sup>°</sup> ۴۹۵ و C<sup>°</sup> ۵۸۰ است[۱۸].





شکل۴- تصاویر میکروسکوپی نمونه های عملیات شده در فولاد X65 . الف) B1 ، ب) B2، ج) B3.

(ج)



نتایج تغییرات ابعادی نمونههای دیلاتومتری در حین سرمایش برای دو فولاد در شکل ۶ و جدول ۴ نشان داده شده است.

به دلیل تفاوت در دماهای قله حرارتی و تاثیرات متقابل انحلال رسوبات و اندازه دانه آستنیت با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن در محدوده ۸۰۰ تا ۵°۵۰۰، مشاهده میشود که دماهای شروع دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 تقریبا به ترتیب ۲۷ وی °۸۰۰ اختلاف دارند؛ به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 به ترتیب ۵۰۱ وی °۲۰۰ اختلاف دارند. چنین به نظر میرسد علت ایجاد چنین اختلافی، درشت شدن دانه آستنیت در اثر انحلال ذرات رسوب کاربید نایوبیم و اثر Solute drag نایوبیم محلول در زمینه آستنیت است[۱۹].

مقدار کربن کم تر در فولاد X65 و همچنین مقادیر بیش تر وانادیوم و نایوبیم محلول در زمینه فولاد، منجر به اختلاف بیش تر در دماهای شروع و پایان دگر گونی (با وجود





(ب) شکل۶- نتایج تغییرات ابعادی نمونههای دیلاتومتری در حین سرمایش با سرعتهای مختلف الف) فولاد X70 و ب) X65

جدول ۴ دماهای شروع و پایان دگرگونی را در سرمایش نشان میدهد. مشاهده میشود که در همه موارد دمای شروع و پایان دگرگونی در فولاد X65 (که کربن کمتری دارد) از فولاد X70 بالاتر است.

جدول ۴- دماهای شروع و پایان دگرگونی در سرمایش

	(	ر گونی(C°)	های دگ	دما	
	شروع	پايان		شروع	پايان
A1	۷۱۸	۵۲۱	B1	۷۹۲	878
A2	545	499	B2	۷۰۳	۵۵۴
A3	۶۱۰	401	B3	841	411

شکل ۷ رابطه دمای شروع و پایان دگرگونی و همچنین رابطه سختی و دمای شروع دگرگونی در دو فولاد را نشان میدهد. مشاهده میشود که دمای شروع و پایان دگرگونی در هر دو فولاد رابطه خطی با یکدیگر دارند؛ اما مقادیر سختی رابطه ای غیرخطی با دمای دگرگونی دارد، به این معنی که با کاهش دماهای دگرگونی، مقدار سختی ابتدا افزایش می یابد؛ اما در نهایت حالت مجانب پیدا میکند و از مقدار مشخصی بیشتر نمیشود.



شکل ۷- الف) رابطه دمای شروع و پایان دگرگونی، ب) رابطه سختی و دمای شروع دگرگونی در دو فولاد

کسر حجمی دگزگونی فاز آستنیت در حین سرد کردن از نتایج دیلاتومتری استخراج شد. شکل ۸ و ۹ تغییرات کسر حجمی تجزیه آستنیت را به ترتیب بر حسب دما و زمان برای دو فولاد نشان میدهد. برمبنای ثابت گرفتن دماهای بحرانی تشکیل فریت ویدمن اشتاتن (WFs)،

بینیت (Bs) و مارتنزیت (Ms) [۱۸]؛ درصد فازهادر هر یک از نمونهها بر اساس شکل ۸ محاسبه می گردد (جدول ۵).



	ت از نمونه ها	ازهادر هر یک	۵- درصد ف	جدور
	(V	فازها (% ol.'	صد حجمی ا	در
	F+P	WF	В	М
A1	٩۵	۵	•	•
A2	۱۵	۲۵	۶.	•
A3	۵	۱۵	۷۵	۵
B1	٩۵	۵	•	•
B2	۱۵	۷۵	١٠	•
B3	•	•	٩٠	۱.



زمان صفر در شکل ۹ برابر زمانی است که دمای نمونه حین سرد کردن پیوسته از دمای تعادلی شروع دگرگونی (تقریبا C<sup>o</sup> ۸۳۰) عبور کند. ملاحظه میشود که تفاوت در دماها و زمانهای دگرگونی ناشی از تغییر انرژی محرکه و سینتیک محصولات دگرگونی از حالت نفوذی (فریت و پرلیت) به حالت نفوذی- برشی (بینیت) میباشد. با افزایش اندازه دانه آستنیت اولیه (با سرعت سرد کردن یکسان ولی زمانهای شروع و پایان دگرگونی کاهش مییابد؛ افزایش مییابد (شکل ۹). این تغییرات روند کاهندهای دارند به این معنی که در ابتدا با ۳ برابر شدن اندازه دانه اولیه آستنیت (به طور تقریبی از ۵ به ۱۴ میکرون) زمان در شروع دگرگونی تا ۳ برابر و در پایان دگرگونی نزدیک ۲ برابر افزایش مییابد؛ اما با افزایش ۲/۴ برابری اندازه دانه اولیه آستنیت (از ۱۴ تا ۳۴ میکرون) زمان در شروع

تنها ۰/۲ و در پایان ۰/۱ برابر افزایش مییابد. به همین ترتیب روند کاهش دمای دگرگونی با افزایش اندازه دانه اولیه آستنیت، کاهنده است و با افزایش اندازه دانه آستنیت از ۵ به ۱۴ و سپس ۳۴ میکرون اختلاف دماهای دگرگونی از ۲۰ ۰۱۰۰ های ۳۰۵ تقلیل مییابد.

باید در نظر داشت که وجود نایوبیم به صورت محلول در آستنیت عامل موثری در به تاخیر انداختن دگرگونی است[۱۹]. با توجه به چرخه حرارتی آزمایش در نمونه A1 که دمای قله °C ۹۵۰ دارد، فرصت انحلال رسوبات نایوبیم وجود ندارد؛ اما درنمونههای A2 و A3 بخش زیادی از نایوبیم به صورت محلول در می آید و موجب به تاخیر افتادن دگرگونی می شود. چنین به نظر می رسد که انحلال رسوبات نایوبیم (به خصوص رسوبات کوچک) در فاصله دمایی ۹۵۰ تا C<sup>o</sup>C ۱۱۵۰ با سرعت زیادی پیش میرود و این امر منجر به تاخیر بیشتر در زمان و دمای دگرگونی می شود. همین توضیحات برای نمونههای سری B صادق است، با این تفاوت که تفاوت در کربن و عناصر میکرو آلیاژ منجر به تفاوت در دماها و زمانهای دگرگونی نسبت به نمونههای سری A میشود. چنان که به دلیل مقدار کمتر تیتانیم در ترکیب فولاد B ، اختلاف دماها و زمانهای شروع و پایان دگرگونی بین B2 و B3 نه تنها کاهش نیافته بلکه افزایش یافته است. در این محدوده دمایی (بین ۱۱۵۰ تا C° ۱۳۵۰) وجود عنصر تیتانیم بیش از نایوبیم در جلوگیری از رشد دانه آستنیت موثراست.

شکل ۱۰ نرخ تجزیه آستنیت در سرد کردن پیوسته را نشان می دهد. در همه موارد، نرخ دگرگونی آستنیت به مقدار حداکثری می رسد. نرخ تجزیه آستنیت به عنوان تابعی از دما است. تاثیر همزمان انحلال رسوبات نایوبیم و رشد دانه آستنیت بر نرخ دگرگونی، در این شکلها مشخص است. نرخ دگرگونی از نمونه A1 به A2 کاهش می یابد که است. نرخ دگرگونی از نمونه A1 به A2 کاهش می یابد که مرزدانههای آستنیت ارجاع می شود. در روی منحنی های نرخ دگرگونی، تغییرات شیب به علت تغییر نوع دگرگونی و تغییر سینتیک دگرگونی است. در این مورد تغییر دگرگونی و از فریت به بینیت مشخص است. مشاهده می شود که نرخ دگرگونی از نمونه A2 به A3 تا حدی افزایش می باید. به نظر می رسد تغییر مکانیزم جوانهزنی و رشد در دگرگونی و افزایش دگرگونیهای برشی علت این امر باشد. با تغییر نرخ

www.SID.ir

سرمایش در دمای C<sup>°</sup> ۵۰۰، نرخ تجزیه آستنیت نیز تغییر میکند.

مقدار نرخ دگرگونی آستنیت در نمونههای سری B بیشتر از سری A است. همچنین محدوده دمایی بالاترین نرخ دگرگونی آستنیت در نمونههای سری B بیشتر از سری A است. به نظر می رسد مقدار کمترکربن در نمونه-های سری B نسبت به سری A در این امر موثر است.





كردن پيوسته. الف) X70 و ب) X65

### مدل سازی تجزیه آستنیت

کسر حجمی دگرگونی تجزیه آستنیت بر معادله JMAK که با رابطه زیر بیان می شود، منطبق شد:

$$X = 1 - \exp(-kt^{"}) \tag{1}$$

که در این رابطه k و n ثابت هستند و از قرار دادن رابطه در منحنی کسر حجمی(x) بهعنوان تابعی از زمان

دگرگونی(t) تعیین میشوند. با رسم نمودار (lnln(1/1-x) نسبت به lnt، شیب خط رسم شده برابر n و عرض از مبدا برابر lnk میباشد (شکل۱۱).

ضرایب n و k در جدول ۶ آمده است. مشاهده می شود که تغییرات n در شرایط مختلف اندازه دانه آستنیت ( با نرخ سرمایش ثابت) قابل صرفنظر است و تقریبا برابر عدد ۲ است. در همه موارد با افزایش اندازه دانه آستنیت، ضریب k کاهش می یابد. از طرفی، در همه موارد ضرایب k برای فولاد X65 بیش تر از X70 است. شکل ۱۲ نتایج مدل سازی دگرگونی تجزیه آستنیت را با نتایج دیلاتومتری برای سرعت یکسان سرد کردن و اندازههای متفاوت دانه آستنیت مقایسه می کند. چنین به نظر می رسد ترکیب شیمیایی و ساختار اولیه فولادها در ضریب k تاثیر داشته باشند [۲۰۱۹۲۵].

سرمايش	JMAK در	معادله	ا و n در	· مقادیر k	جدول ۶-
	X65	• X70	Nai .	-l.,	

1	، فود ۲۰۱۸ و د	براي
	n	k
A1	<b>Υ/ΥΛΙΥ</b>	۳/۱۴۰
A2	3.144	٩/۵٧۶
A3	37/1879	34/401
B1	7/4947	۴/۳۰۰
B2	2/802	10/080
B3	1/2971	19/882



شکل۱۱- رسم نمودار lnln(1/1-x) نسبت به lnt در گرمایش برای فولاد X70

www.SID.ir





#### نتيجهگيري

در این تحقیق مدل سازی منطقه متاثر از حرارت جوشکاری با استفاده از دستگاه دیلاتومتری انجام شد و با اعمال چرخههای حرارتی گرم کردن تا دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰۰<sup>۵</sup>، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. مهم ترین نتایج بهدست آمده از این پژوهش عبارتاند از:

۱- در حین سرد کردن با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن (۲۳ °C/s) مشاهده
کردن (۲۳ °C/s) در محدوده ۸۰۰ تاک° ۵۰۰ مشاهده A2 و میشود که دماهای شروع دگرگونی در نمونه A1 به A2 و ۲۵ میابد؛ به مین در نمونه A1 به ۲۲ و ۲۵ ۸۰۰ کاهش مییابد؛ به A2 مین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه A1 به SK.E. Eaterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, 1992.

6- K. Poorhaydari, B. M. Patchett, and D. G. Ivey, "Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness", Welding Journal, vol. 84, pp. 149S-155S, 2005.

7- D.P. Dunne, "Review: Interaction of precipitation with recrystallisation and phase transformation in low alloy steels", Materials Science and Technology, vol. 26, pp. 410-420, 2010.

8- P.R. Rios, "Relationship between nonisothermal transformation curves and isothermal and non-isothermal kinetics",

و از A1 به A3 به ترتیب ۱۰۵ و<sup>C</sup>° ۱۲۰ اختلاف دارند. همچنین تاخیر زمانی پایان دگرگونی تجزیه آستنیت از ۱۱/۷به ۱۹/۸ و ۲۱/۸ ثانیه افزایش مییابد.

۲- با افزایش دمای قله در دگرگونی، دماهای شروع و پایان دگرگونی به تاخیر میافتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی میگردد. علت این امر، درشت شدن دانه آستنیت و انحلال رسوبات کاربید نایوبیم و اثر تاخیری نایوبیم محلول در آستنیت است. اندازه بسته-های برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه نیز به طور محسوسی بزرگتر میشوند.

۳- دماهای شروع دگرگونی در نمونه B1 به B2 و از B1 به B3 به ترتیب ۹۸ و℃ ۱۵۱ کاهش مییابد، به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه B1 به B2 و از B1 به B3 به ترتیب ۷۲ و℃ ۱۴۹ اختلاف دارند. همچنین تاخیر زمانی پایان دگرگونی تجزیه آستنیت از ۱۲/۹به ۱۸/۰ و ۲۴/۸ ثانیه افزایش مییابد.

۴- در مدل سازی تجزیه آستنیت بر مبنای معادله کلاسیک JMAK، در فولاد X70 وابستگی پارامتر k به اندازههای متفاوت دانه آستنیت مشاهده می شود. با افزایش اندازه دانه آستنیت از ۹ به ۱۴ و ۳۴m (با ثابت بودن سرعت سرد کردن)؛ پارامتر k از ۸۰٬۰۳۳ به ۰/۰۴۸۴ و ۰/۰۳۳۶

#### **References:**

1- T. Gladman, The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, London, 2002.

2- B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar, R.
D. Doherty, Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials, Elsevier, UK, 2007.

3- Y. Weng, Dong H., Gan Y. (editors), Advanced Steels The Recent Scenario in Steel Science and Technology, Springer-Verlag, Berlinm, 2011.

4- W. Sha, Steels: From Materials Science to Structural Engineering, Springer-Verlag, London, 2013. Acta Materialia, vol. 53, pp. 4893-4901, 2005.

9- L.M. Fu, H.R. Wang, W. Wang, A.D. Shan, "Austenite grain growth prediction coupling with drag and pinning effects in low carbon Nb microalloyed steels", Materials Science and Technology, vol. 27, pp. 996-1001, 2011.

10- M. Shome, D.S. Sarma, O.P. Gupta, O.N. Mohanty, "Precipitate dissolution and grain growth in the heat affected zone of HSLA-100 steel", ISIJ International, vol. 43, pp. 1431-1437, 2003.

11- Sanjeev Kumar, S.K. Nath, Vinod Kumar, "Continuous cooling transformation behavior in the weld coarse grained heat affected zone and mechanical properties of Nb-microalloyed and HY85 steels", Materials & Design, vol. 90, pp. 177-184, 2016.

12- Yu Gu, Peng Tian, Xu Wang, Xiu-lin Han, Bo Liao, Fu-ren Xiao, "Nonisothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process", Materials & Design, vol. 89, pp. 589-596, 2016.

13- V.V. Natarajan, S. Liu, V.S.A. Challa, R.D.K. Misra, D.M. Sidorenko, M.D. Mulholland, M. Manohar, J.E. Hartmann, "Processing-structure-mechanical property relationship in Ti-Nb microalloyed steel: Continuous cooling versus interrupted cooling", Materials Science and Engineering: A, vol. 671, pp. 254-263, 2016.

14- F.L.G. Oliveira, M.S. Andrade, A.B. Cota, "Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel", Materials Characterization, vol. 58, pp. 256-261, 2007.

15- K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez, X. Wang, "Nonisothermal austenite grain growth kinetics in a microalloyed x80 linepipe steel", Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, vol. 41, pp. 3161-3172, 2010.

16- M. Maalekian, R. Radis, M. Militzer, A. Moreau, W.J. Poole, "In situ measurement and modelling of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel", Acta Materialia, vol. 60, pp.1015–1026, 2012.

17- T. Garcin, M. Militzer, W. J. Poole, L. Collins, "Microstructure model for the heataffected zone of X80 linepipe steel", Materials Science and Technology, vol. 32, pp. 708-721, 2016.

18- J. Moon, S. Kim, H. Jeong, J. Lee, C. Lee, "Influence of Nb addition on the particle coarsening and microstructure evolution in a Ti-containing steel weld HAZ", Materials Science and Engineering A,vol. 454-455, pp. 648-653, 2007.

19- 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. 16 (5), pp. 73-80, 2009.

20- G. Khalaj, H. Yoozbashizadeh, A. Khodabandeh, M. Tamizifar, "Austenite grain growth modelling in weld heat affected zone of Nb/Ti microalloyed linepipe steel", Materials Science and Technology (United Kingdom), vol. 30, pp. 424-433, 2014.

21- Q. Sha, Z. Sun, "Grain growth behavior of coarse-grained austenite in a Nb-V-Ti microalloyed steel", Materials Science and Engineering A, vol. 523, pp. 77-84, 2009.