

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

غلامرضا خلیج^{۱*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۸/۲۱، ش.ص: ۱۳۶-۱۲۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۱۲)

چکیده

در این پژوهش شبیه‌سازی منطقه متاثر از حرارت جوشکاری، بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه در دو فولاد میکروآلیاژی X70 و X65، 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 ۱۳۵۰°C، در دستگاه دیلاتومتری، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. با افزایش دمای قله در دگرگونی، با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن (۲۳ °C/s) در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰°C، دماهای شروع و پایان دگرگونی به تاخیر می‌افتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی می‌گردند. 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 به طور محسوسی بزرگ‌تر می‌شوند. با تحلیل نتایج دیلاتومتری، دیاگرام سرد کردن پیوسته و نیز سینتیک تجزیه آستنیت بررسی شد. مدل سازی تجزیه آستنیت با استفاده از معادله کلاسیک JMAK صورت 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 فازی با استفاده از معادله JMAK توافق خوبی با نتایج دیلاتومتری داشت.

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

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

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

پیشگفتار

فولادهای میکروآلیاژی، گروهی از فولادهای کربنی کم آلیاژ استحکام بالا هستند که به صورت نورد و فورج شده تولید می‌شوند. لغت "فولاد میکروآلیاژی" در ابتدا برای نشان دادن گروهی از فولادهای استحکام بالا و کم کربن شامل مقادیر اندکی از نایوبیم و/یا وانادیوم استفاده شد [۱]. اکنون این گروه شامل عناصر بیشتری همچون آلومینیوم، تیتانیوم و مولیبدن در مقادیر کم‌تر از ۰/۱٪ از هر عنصر است. بنابراین، لغت فوق برای آن دسته فولادهایی اطلاق می‌شود که استحکام و چقرمگی‌شان 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 نشأت نمی‌گیرد بلکه عملیات ترمومکانیکی در طی فرایند تولید، موجب کنترل همزمان ریزساختار و خواص مکانیکی می‌شود. فرایند ترمومکانیکی کنترل شده (TMCP) شامل نورد کنترل شده^۱ و سرد کردن شتاب یافته بین مرحله‌ای^۲ است [۲-۵]. در حال حاضر افزودن عناصر میکروآلیاژی به فولادهای میان کربن و پرکربن توسعه یافته است. سطح کربن در فولادهای میکروآلیاژی از چند هزارم درصد تا ترکیب یوتکتوئید تغییر می‌کند. با این حال، فولادهای میکروآلیاژی خطوط لوله معمولاً با محتوای کربن کم (کم‌تر از ۰/۱۴٪) و مقدار آلیاژ کل در محدوده ۲ تا ۳ درصد مشخص می‌شوند [۶-۹].

مطالعه دگرگونی‌های فازی در منطقه متأثر 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^۳ 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 [۱۱-۱۳].

با توجه به پیشرفت قدرت پردازش کامپیوترها، نرم افزارهای ویژه‌ای برای تحلیل نتایج عددی و حل معادلات پیچیده ارائه شده است. مدل‌های متعددی نیز برای بررسی دگرگونی‌های فازی ارائه شده است. معروف‌ترین و کاربردی‌ترین این مدل‌ها، معادله Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) است [۱۳-۱۶]. این معادله در ابتدا برای دگرگونی‌های تک‌دما پیشنهاد شد؛ اما با انجام اصلاحاتی برای دگرگونی‌های غیر تک دما نیز به کار می‌رود. شکل عمومی معادله JMAK به صورت $X^{\alpha} = 1 - \exp(-kt^n)$ نوشته می‌شود. در این رابطه ثوابت k و n اغلب به طور تجربی تعیین می‌شوند و بیانگر شرایط جوانه‌زنی 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 می‌کند. به همین علت، مطالعات بسیاری برای اصلاح معادله JMAK و پارامترهای آن صورت می‌گیرد [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 رشد دانه آستنیت و انحلال رسوبات را بررسی کردند. آن‌ها با محاسبه کسر حجمی ذرات TiN و NbC، نیروی قفل‌کنندگی مرزدانه‌ها را مدل‌سازی کردند و با ایجاد مدل رشد دانه، ساختار منطقه متأثر از حرارت را مدل‌سازی 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 متأثر از حرارت به کار می‌رود.

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

³- In situ

⁴- Four-wire tandem submerged arc welding

¹- Controlled rolling

²- Interstage accelerated cooling

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.

جدول ۲- دماهای بحرانی فولادهای X65 و X70

(°C)	Ae1	Ae3	WFs	B _s	M _s
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 [۱۳-۱۶]، سه دمای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰°C 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، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰°C و نتایج دیلاتومتری رسم شده است. نکته‌ای که در منابع به آن اشاره شده است، یکسان بودن شیب دمایی و زمان در منطقه دمایی ۸۰۰ تا ۵۰۰°C است (t8/5). در طرح آزمایش این شیب دمایی برابر ۲۳°C/s است. مشخصات عملیاتی و نامگذاری نمونه‌های آزمایش شده در جدول ۳ آمده است.

جدول ۳- مشخصات عملیاتی و نامگذاری نمونه‌های آزمایش شده

سرمایش (°C/s)	محدوده دمایی (°C)	زمان نگهداری (s)	دمای قله (°C)	گرمایش (°C/s)	کد نمونه
۳۰	۹۵۰-۸۰۰	۱	۹۵۰	۱۵۰	۱
۴۵	۱۱۵۰-۸۰۰	۱	۱۱۵۰	۲۵۰	۲
۵۵	۱۳۵۰-۸۰۰	۱	۱۳۵۰	۳۵۰	۳

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 بر دگرگونی، از اهمیت به‌سزایی برخوردار است. با داشتن اندازه دانه اولیه آستنیت، 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، کسر دگرگونی و نرخ کرنش در نظر گرفت. در مجموع نتایج حاصل از مدل‌سازی دگرگونی فازی، توافق خوبی را با نتایج دیلاتومتری نشان می‌دهند.

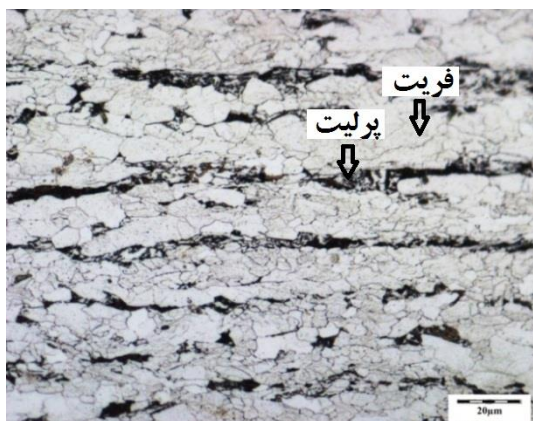
مواد و روش‌ها

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 میلی‌متر بود که تحت عملیات ترمومکانیکی نورد شده بود. در ادامه فولاد X70 با علامت اختصاری A و فولاد X65 با علامت اختصاری B نشان داده می‌شود. دماهای بحرانی دو فولاد بر اساس روابط تجربی در جدول ۲ آمده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولادهای X65 و X70

wt.	C	Si	Mn	V	Nb	Ti
X65	۰/۰۳۵	۰/۳۲	۱/۴	۰/۰۷۲	۰/۰۴۳	۰/۰۰۲
X70	۰/۰۸۸	۰/۳۰	۱/۶۱	۰/۰۰۱	۰/۰۳۶	۰/۰۱۸

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



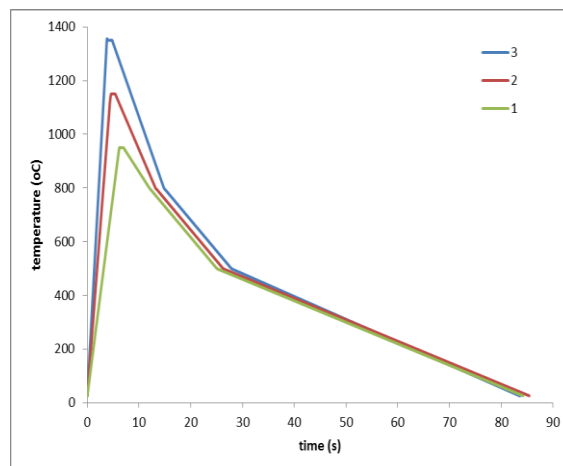
(الف)



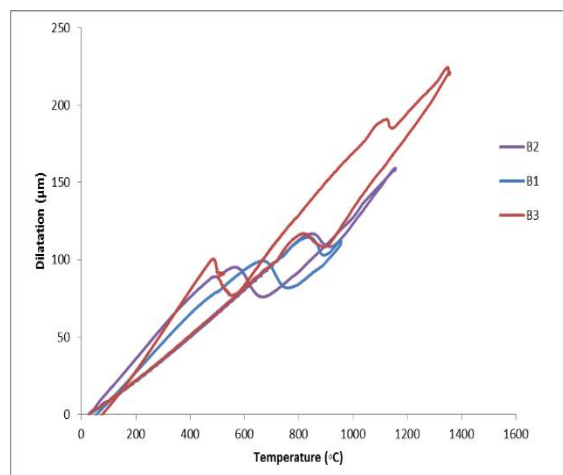
(ب)

شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه فولاد
(الف) X70 و (ب) X65

تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های تحت چرخه حرارتی در فولاد X70 و X65 در شکل‌های ۳ و ۴ آورده شده است. ساختار در شکل ۳- الف فریت و پرلیت نیمه تبلور مجدد یافته، شکل ۳- ب فریت، پرلیت و بینیت، شکل ۳- ج فریت و بینیت است. ریز شدن دانه در اثر تبلور مجدد در نمونه A1 و رشد دانه آستنیت در نمونه‌های A2 و A3 محسوس است. در ادامه شکل ۳ تصاویر متالوگرافی منطقه جوش و متأثر حرارتی در جوشکاری زیر پودری چهار سیمه در ساخت لوله آمده است. در شکل ۳- د رشد epitaxial دانه‌ها در منطقه ذوب بر روی دانه‌های درشت منطقه متأثر حرارتی مشهود است. در شکل ۳- ه ساختار تبلور مجدد یافته است و فازهای موجود شامل فریت، پرلیت و بینیت است. در شکل ۳- و منطقه متأثر حرارتی ریزدانه و نیمه متبلور مشاهده می‌شود.



(الف)

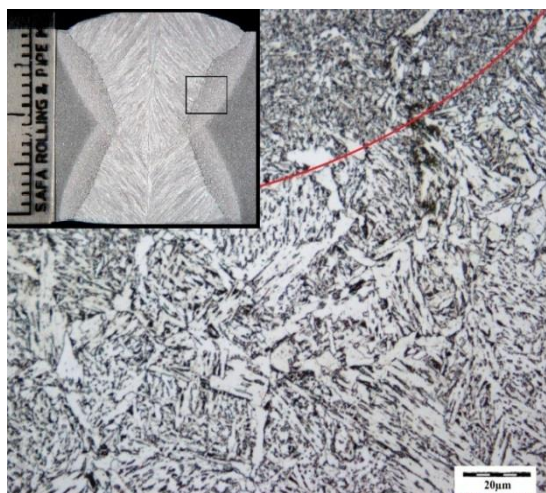


(ب)

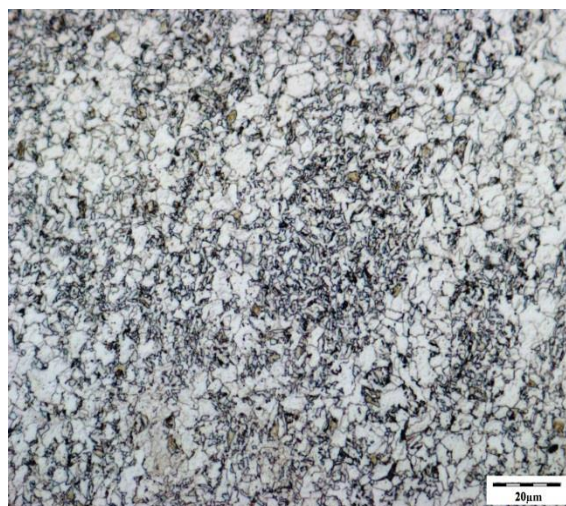
شکل ۱- الف) شمای چرخه حرارتی محاسبه شده، (ب) نتایج دیلاتومتری برای فولاد X65 برای دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰°C

نتایج و بحث

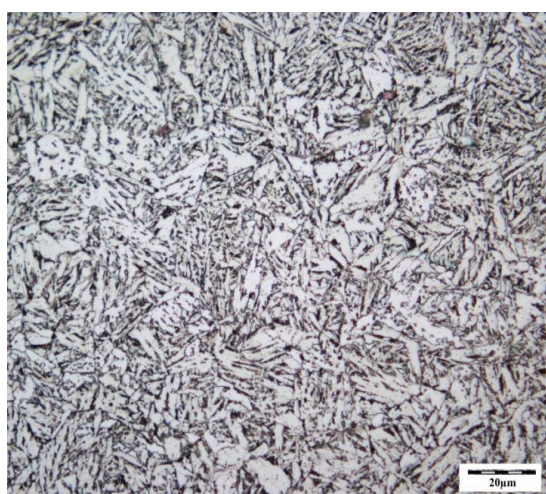
تصاویر متالوگرافی فولادهای اولیه، مشخص کننده ساختار فریتی- پرلیتی نواری شده در راستای نورد است. قطر میانگین دانه فریت در فولاد X70 برابر ۵ میکرون (معادل عدد استاندارد ASTM ۱۲) و در فولاد X65 برابر ۷ میکرون است. اندازه‌گیری با نرم افزار Clemex نشان داد که ساختار اولیه فولاد X70 به طور تقریبی شامل ۸۷ درصد فریت و ۱۳ درصد پرلیت و ساختار فولاد X65 شامل به طور تقریبی شامل ۹۳ درصد فریت و ۷ درصد پرلیت است (شکل ۲).



(د)



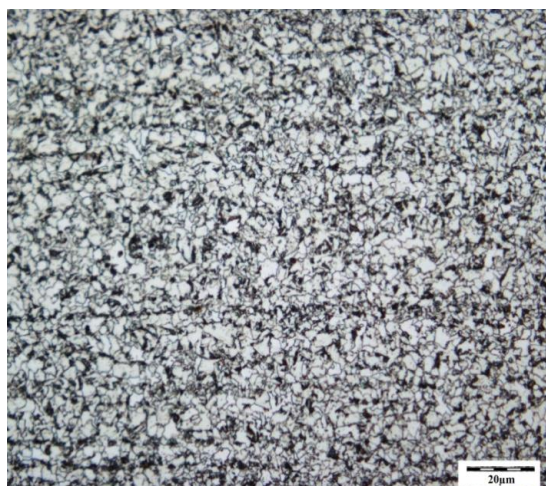
(الف)



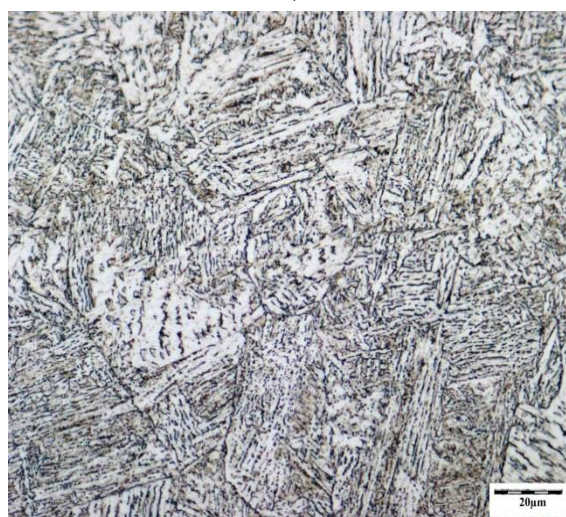
(ه)



(ب)



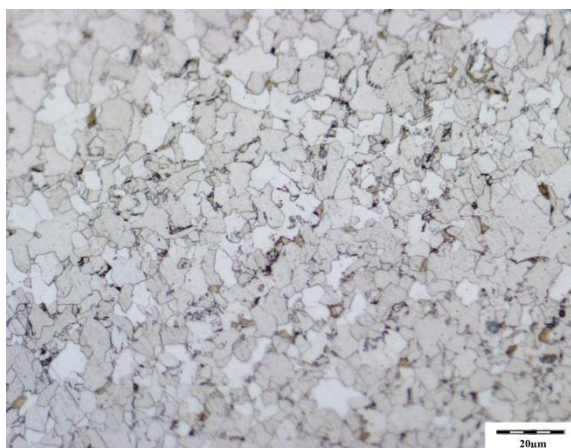
(و)



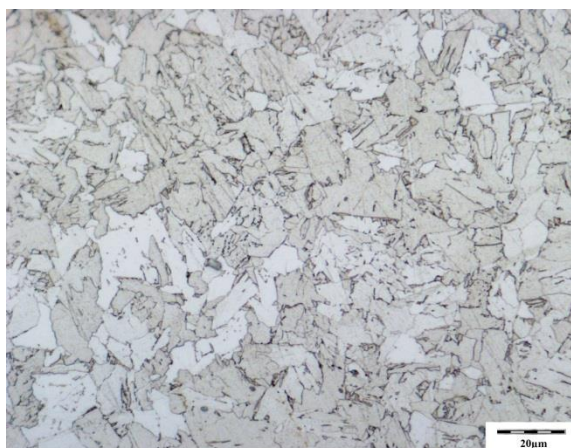
(ج)

ادامه شکل ۳- ساختار واقعی جوش و منطقه متاثر
حرارتی در جوشکاری زیر پودری. (د) خط ذوب و
منطقه درشت دانه (ه) منطقه تبلور مجدد یافته و
منطقه ریز دانه

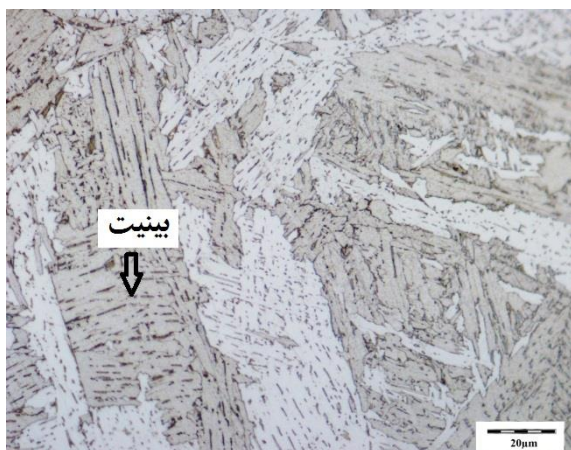
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی نمونه های عملیات شده
فولاد X70. الف) A1، ب) A2، ج) A3



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های عملیات شده در

فولاد X65. (الف) B1، (ب) B2، (ج) B3.

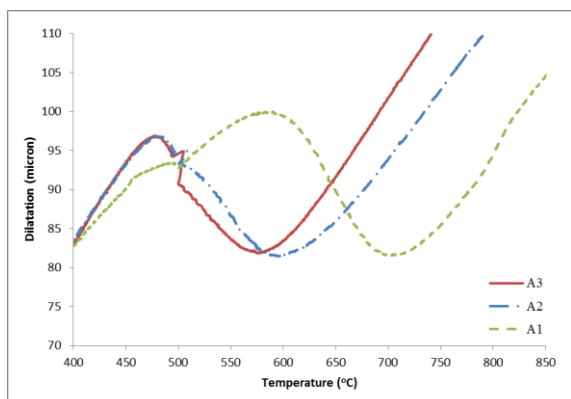
در شکل ۳- ج مرزهای دانه آستنیت اولیه در فولاد X70 در دماهای قله ۱۳۵۰ درجه به وضوح مشخص است. ریزساختار این نمونه‌ها شامل بینیت و مقدار کمتری فریت است. در دمای ۹۵۰ درجه ریزساختار مخلوطی از فریت و بینیت است. بالاترین درصد فریت در دمای قله ۹۵۰ درجه مشاهده می‌شود. این نمونه شامل کم‌ترین مقدار بینیت در مقایسه با سایرین است. با افزایش دمای قله، مقدار بینیت نمونه‌ها افزایش می‌یابد. از طرفی مقدار فریت با افزایش دمای قله کاهش می‌یابد. این رفتار به وسیله تاثیر دما بر 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 سخت‌تر می‌شود. بنابراین، در دماهای بالا تشکیل بینیت ترجیح دارد و درصد بیش‌تر بینیت مشاهده می‌شود [۱۷].

در مقایسه دو ساختار در ارتباط با ترکیب شیمیایی آن‌ها، می‌توان نتیجه گرفت که درصد نایوبیم تقریباً در هر دو فولاد یکسان است و در نتیجه رشد دانه آستنیت در حین گرمایش در دماهای کم‌تر از ۱۱۵۰ درجه تقریباً برابر است؛ اما در فولاد X65 (شکل ۴) با افزایش دما تا ۱۳۵۰ درجه به دلیل مقدار تیتانیم کم‌تر، رشد دانه آستنیت بیش‌تر است. اندازه دانه آستنیت در فولاد X70 برای دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰ درجه به ترتیب ۵، ۱۴ و ۳۴ میکرون است. در همین شرایط اندازه دانه آستنیت در فولاد X65 به ترتیب ۷، ۲۰ و ۵۰ میکرون می‌باشد.

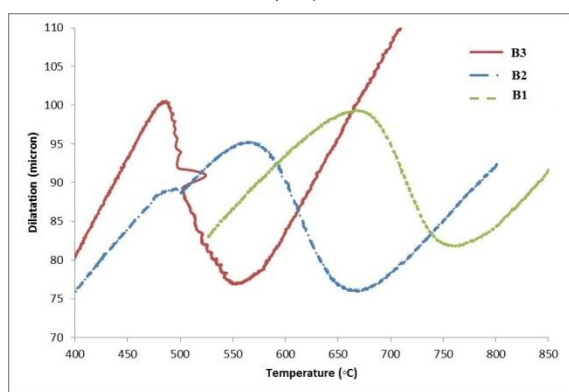
بررسی دگرگونی در حین سرد کردن

شمای دیاگرام دگرگونی تک دما (IT) و سرد کردن پیوسته (CT) فولاد مورد استفاده در شکل ۵ آمده است. بر اساس روابط تجربی و بر مبنای ترکیب شیمیایی (جدول ۲)، برای فولاد X70 دمای شروع مارتنزیت تقریباً برابر 460°C و دمای شروع بینیت 570°C محاسبه می‌شود، در حالی که همین مقادیر برای فولاد X65 به ترتیب 495°C و 580°C است [۱۸].

ثابت بودن نرخ سرمایش در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰°C می-شود.



(الف)



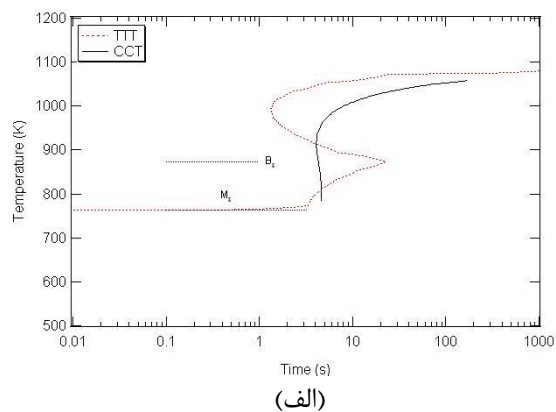
(ب)

شکل ۶- نتایج تغییرات ابعادی نمونه‌های دیلاتومتری در حین سرمایش با سرعت‌های مختلف الف) فولاد X70 و ب) X65

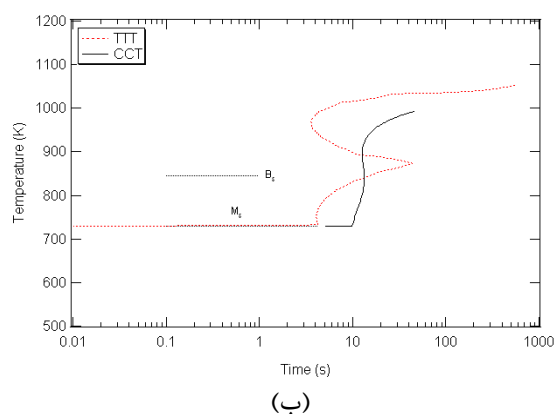
جدول ۴ دماهای شروع و پایان دگرگونی را در سرمایش نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در همه موارد دمای شروع و پایان دگرگونی در فولاد X65 (که کربن کمتری دارد) از فولاد X70 بالاتر است.

جدول ۴- دماهای شروع و پایان دگرگونی در سرمایش دماهای دگرگونی (°C)

	شروع	پایان		شروع	پایان
A1	۷۱۸	۵۷۱	B1	۷۹۲	۶۲۶
A2	۶۴۶	۴۶۶	B2	۷۰۳	۵۵۴
A3	۶۱۰	۴۵۱	B3	۶۴۱	۴۷۷



(الف)



(ب)

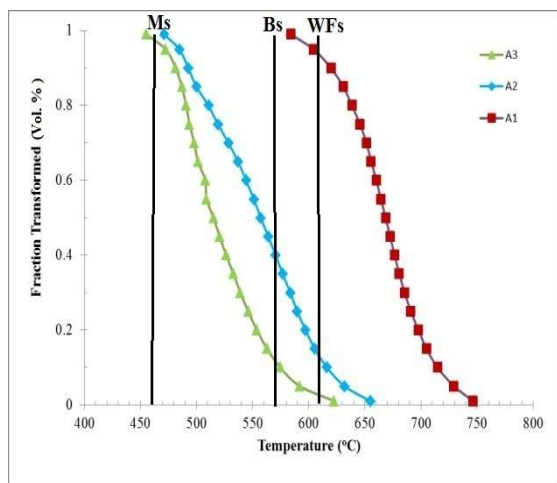
شکل ۵- نمودار دما- زمان - دگرگونی فولاد های الف) X70 و ب) X65

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

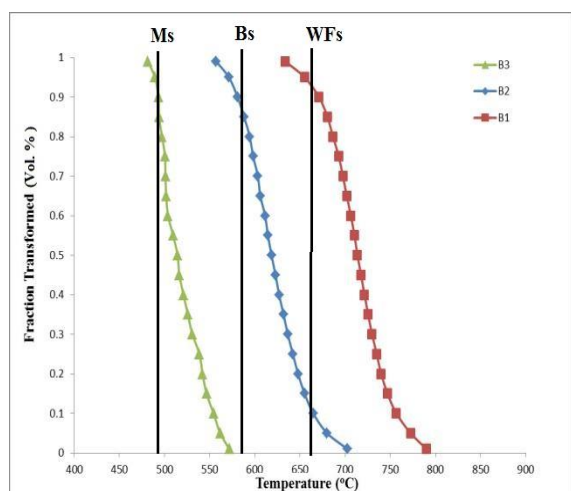
به دلیل تفاوت در دماهای قله حرارتی و تاثیرات متقابل انحلال رسوبات و اندازه دانه آستنیت با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰°C، مشاهده می‌شود که دماهای شروع دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 تقریباً به ترتیب ۷۲ و ۱۰۸°C اختلاف دارند؛ به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 به ترتیب ۱۰۵ و ۱۲۰°C 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 محلول در زمینه آستنیت است [۱۹].

مقدار کربن کم‌تر در فولاد X65 و همچنین مقادیر بیش‌تر وانادیوم و نایوبیم محلول در زمینه فولاد، منجر به اختلاف بیش‌تر در دماهای شروع و پایان دگرگونی (با وجود

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



(الف)



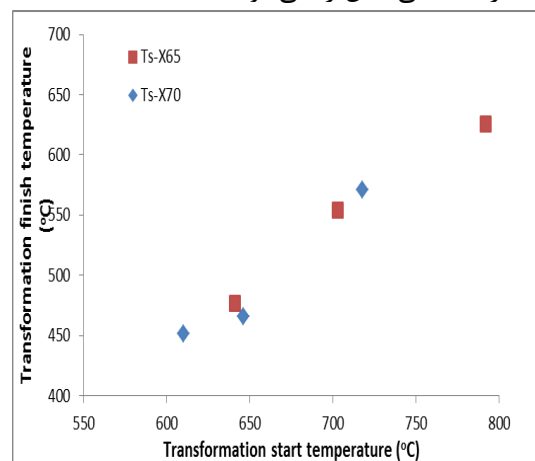
(ب)

شکل ۸- تغییرات کسر حجمی آستنیت بر حسب دما برای فولاد. الف) X70 و ب) X65

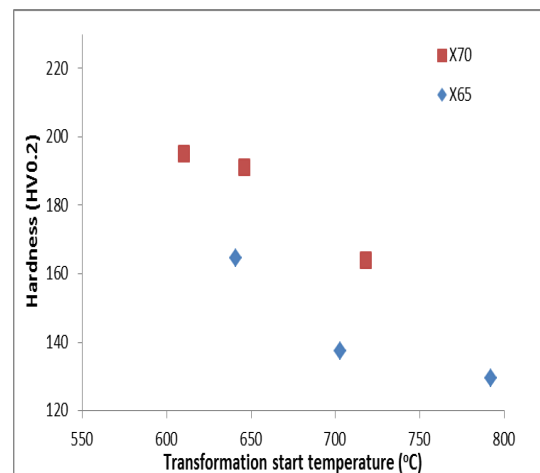
جدول ۵- درصد فازها در هر یک از نمونه‌ها

	درصد حجمی فازها (Vol. %)			
	F+P	WF	B	M
A1	۹۵	۵	۰	۰
A2	۱۵	۲۵	۶۰	۰
A3	۵	۱۵	۷۵	۵
B1	۹۵	۵	۰	۰
B2	۱۵	۷۵	۱۰	۰
B3	۰	۰	۹۰	۱۰

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 رابطه‌ای غیرخطی با دمای دگرگونی دارد، به این معنی که با کاهش دماهای دگرگونی، مقدار سختی ابتدا افزایش می‌یابد؛ اما در نهایت حالت مجانب پیدا می‌کند و از مقدار مشخصی بیش‌تر نمی‌شود.



(الف)



(ب)

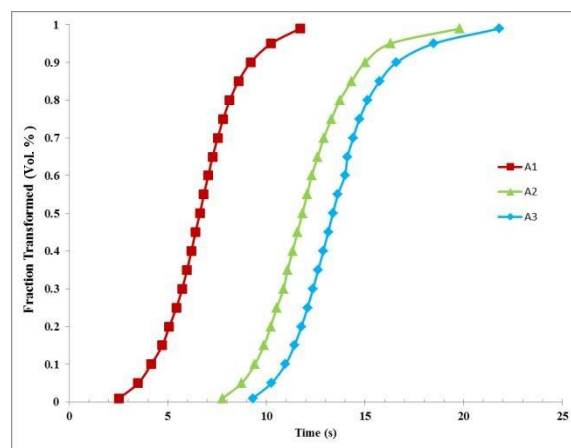
شکل ۷- الف) رابطه دمای شروع و پایان دگرگونی، ب) رابطه سختی و دمای شروع دگرگونی در دو فولاد

کسر حجمی دگرگونی 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. بر مبنای ثابت گرفتن دماهای بحرانی تشکیل فریت ویدمن اشتاتن (WFs)،

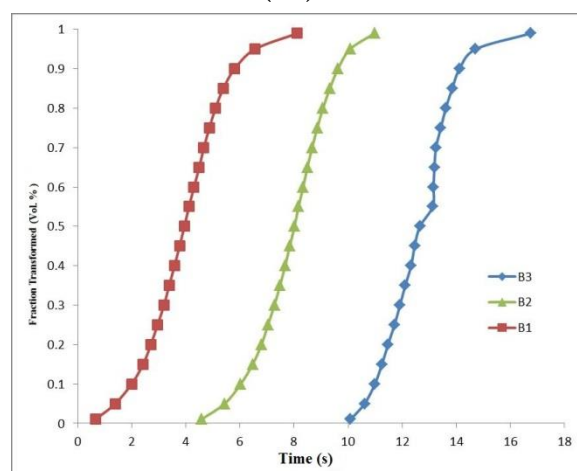
تنها ۰/۲ و در پایان ۰/۱ برابر افزایش می‌یابد. به همین ترتیب روند کاهش دمای دگرگونی با افزایش اندازه دانه اولیه آستنیت، کاهنده است و با افزایش اندازه دانه آستنیت از ۵ به ۱۴ و سپس ۳۴ میکرون اختلاف دماهای دگرگونی از 100°C به 30°C تقلیل می‌یابد.

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 950°C دارد، فرصت انحلال رسوبات نایوبیم وجود ندارد؛ اما در نمونه‌های A2 و A3 بخش زیادی از نایوبیم به صورت محلول در می‌آید و موجب به تاخیر افتادن دگرگونی می‌شود. چنین به نظر می‌رسد که انحلال رسوبات نایوبیم (به خصوص رسوبات کوچک) در فاصله دمایی 950°C تا 1150°C با سرعت زیادی پیش می‌رود و این امر منجر به تاخیر بیش‌تر در زمان و دمای دگرگونی می‌شود. 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. چنان‌که به دلیل مقدار کم‌تر تیتانیوم 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 1150°C تا 1350°C) وجود عنصر تیتانیوم بیش از نایوبیم در جلوگیری از رشد دانه آستنیت موثر است.

شکل ۱۰ نرخ تجزیه آستنیت در سرد کردن پیوسته را نشان می‌دهد. در همه موارد، نرخ دگرگونی آستنیت به مقدار حداکثری می‌رسد. 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 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 A2 به A3 تا حدی افزایش می‌یابد. به نظر می‌رسد تغییر مکانیزم جوانه‌زنی و رشد در دگرگونی و افزایش دگرگونی‌های برشی علت این امر باشد. با تغییر نرخ



(الف)



(ب)

شکل ۹- تغییرات کسر حجمی آستنیت بر حسب زمان برای فولاد: الف) X70 و ب) X65.

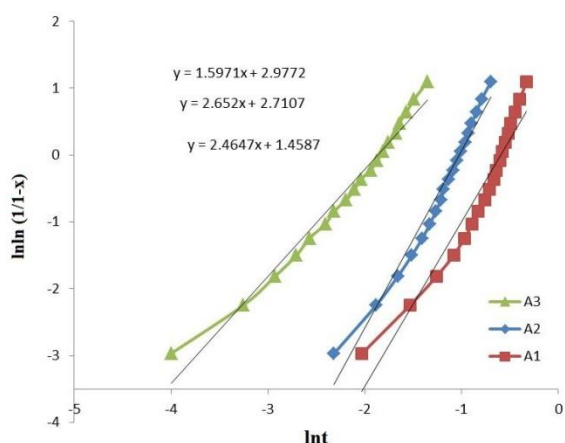
زمان صفر در شکل ۹ برابر زمانی است که دمای نمونه حین سرد کردن پیوسته از دمای تعادلی شروع دگرگونی (تقریباً 830°C) عبور کند. ملاحظه می‌شود که تفاوت در دماها و زمان‌های دگرگونی ناشی از تغییر انرژی محرکه و سینتیک محصولات دگرگونی از حالت نفوذی (فریت و پرلیت) به حالت نفوذی- برشی (بینیت) می‌باشد. با افزایش اندازه دانه آستنیت اولیه (با سرعت سرد کردن یکسان 23°C/s)، دماهای شروع و پایان دگرگونی کاهش می‌یابد؛ ولی زمان‌های شروع و پایان دگرگونی تجزیه آستنیت 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 $2/4$ برابری اندازه دانه اولیه آستنیت (از ۱۴ تا ۳۴ میکرون) زمان دگرگونی در شروع

دگرگونی (t) تعیین می‌شوند. با رسم نمودار $\ln \ln(1/1-x)$ نسبت به $\ln t$ ، شیب خط رسم شده برابر n و عرض از مبدا برابر $\ln k$ می‌باشد (شکل ۱۱).

ضرایب n و k در جدول ۶ آمده است. مشاهده می‌شود که تغییرات n در شرایط مختلف اندازه دانه آستنیت (با نرخ سرمایش ثابت) قابل صرف نظر است و تقریباً برابر عدد ۲ است. در همه موارد با افزایش اندازه دانه آستنیت، ضریب k کاهش می‌یابد. از طرفی، در همه موارد ضرایب k برای فولاد X65 بیش‌تر 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 می‌کند. چنین به نظر می‌رسد ترکیب شیمیایی و ساختار اولیه فولادها در ضریب k تاثیر داشته باشند [۲۰ و ۲۱].

جدول ۶- مقادیر n و k در معادله JMAK در سرمایش برای فولاد X70 و X65

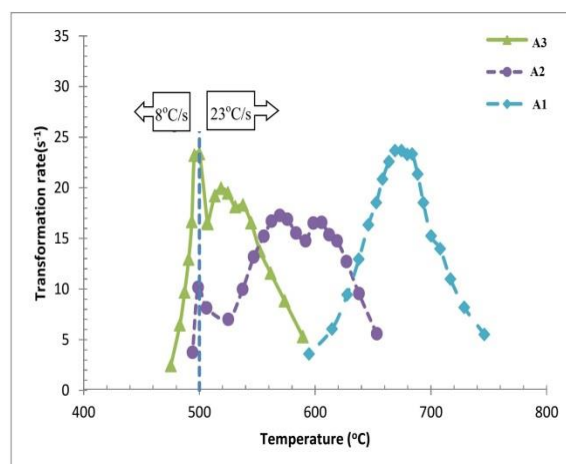
	n	k
A1	۲/۷۸۱۲	۳/۱۴۰
A2	۳/۰۸۴۴	۹/۵۷۶
A3	۳/۱۴۳۹	۳۴/۴۰۱
B1	۲/۴۶۴۷	۴/۳۰۰
B2	۲/۶۵۲	۱۵/۰۴۰
B3	۱/۵۹۷۱	۱۹/۶۳۲



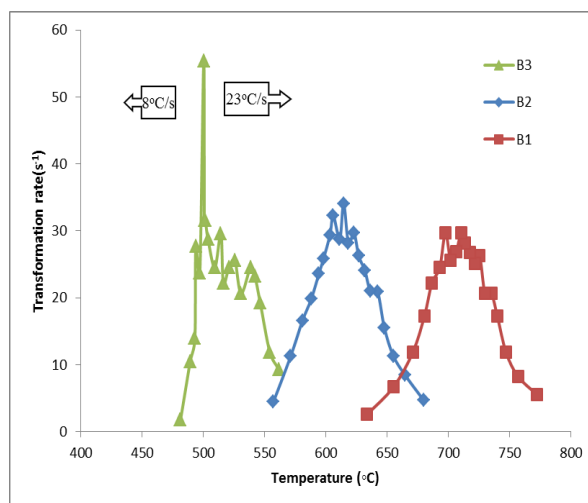
شکل ۱۱- رسم نمودار $\ln \ln(1/1-x)$ نسبت به $\ln t$ در گرمایش برای فولاد X70

سرمایش در دمای 500°C ، 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 می‌رسد مقدار کم‌تر کربن در نمونه‌های سری B نسبت به سری A در این امر موثر است.



(الف)



(ب)

شکل ۱۰- نرخ تجزیه آستنیت بر حسب دما در سرد کردن پیوسته. الف) X70 و ب) X65

مدل سازی تجزیه آستنیت

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

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

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

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

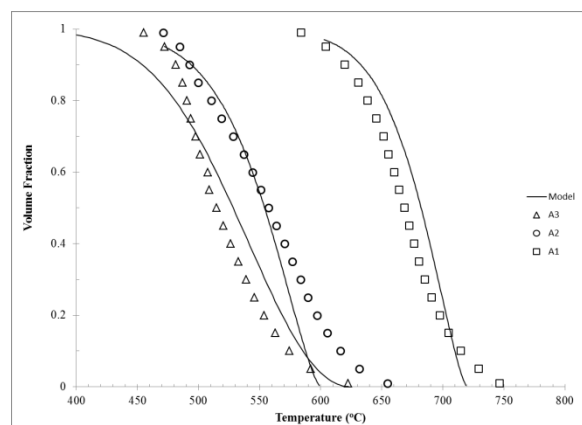
۲- با افزایش دمای قله در دگرگونی، دماهای شروع و پایان دگرگونی به تاخیر می‌افتند و ساختارهای برشی جایگزین ساختارهای چندوجهی می‌گردد. علت این امر، درشت شدن دانه آستنیت و انحلال رسوبات کاربید نایوبیم و اثر تاخیری نایوبیم محلول در آستنیت است. اندازه بسته-های برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه نیز به طور محسوسی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

۳- دماهای شروع دگرگونی در نمونه B1 به B2 و از B1 به B3 به ترتیب ۸۹ و ۱۵۱ °C کاهش می‌یابد، به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه B1 به B2 و از B1 به B3 به ترتیب ۷۲ و ۱۴۹ °C اختلاف دارند. همچنین تاخیر زمانی پایان دگرگونی تجزیه آستنیت از ۱۲/۹ به 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 می‌شود. با افزایش اندازه دانه آستنیت از ۹ به ۱۴ و ۳۴ μ (با ثابت بودن سرعت سرد کردن)؛ پارامتر k از ۰/۰۵۳۵ به ۰/۰۴۸۴ و ۰/۰۳۳۶ کاهش می‌یابد.

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, Berlin, 2011.
- 4- W. Sha, Steels: From Materials Science to Structural Engineering, Springer-Verlag, London, 2013.



شکل ۱۲- مقایسه مدل سازی تشکیل آستنیت با نتایج دیلاتومتری برای فولاد X70

نتیجه‌گیری

در این تحقیق مدل سازی منطقه متأثر از حرارت جوشکاری با استفاده از دستگاه دیلاتومتری انجام شد و با اعمال چرخه‌های حرارتی گرم کردن تا دماهای قله ۹۵۰، ۱۱۵۰ و ۱۳۵۰ °C، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج به‌دست آمده از این پژوهش عبارت‌اند از:

- ۱- در حین سرد کردن با وجود ثابت بودن سرعت سرد کردن (۲۳ °C/s) در محدوده ۸۰۰ تا ۵۰۰ °C، مشاهده می‌شود که دماهای شروع دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 به ترتیب ۷۲ و ۱۰۸ °C کاهش می‌یابد؛ به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه A1 به A2
- 5- K.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 non-isothermal transformation curves and isothermal and non-isothermal kinetics",

- 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, "Non-isothermal 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 heat-affected 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.