

مدل سازی دگرگونی تشکیل آستنیت در منطقه متاثر حرارتی جوش دو فولاد خط لوله X65 و X70

جعفر احمدی راد^۱، غلامرضا خلیج^{۲*}

۱- کارشناسی ارشد، دانشکده فنی و مهندسی، واحد ساوه، دانشگاه آزاد اسلامی، ساوه، مرکزی، ایران

۲- استادیار، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد ساوه، دانشگاه آزاد اسلامی، ساوه، مرکزی، ایران

*عهده دار مکاتبات: gh.khalaj@iau-saveh.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۶/۲۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۰/۱۸)

چکیده: در این پژوهش دو فولاد میکروآلیاژی X70 و X65 مورد استفاده در خطوط انتقال نفت و گاز که از فرآیند نورد گرم همراه با سرد کردن سریع تولید شده اند، مورد استفاده قرار گرفت. در ابتدا تحلیل چرخه های حرارتی منطقه متاثر حرارتی، بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه صورت گرفت. برای شبیه سازی چرخه های حرارتی منطقه متاثر حرارتی جوشکاری از دستگاه دیلاتومتری استفاده شد. با اعمال چرخه های حرارتی گرم و سرد کردن تا دماهای 950°C و 1150°C و 1350°C رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. با تحلیل نتایج دیلاتومتری، دیاگرام گرم کردن، رشد دانه آستنیت و سینتیک تشکیل آستنیت بررسی شد. مدل سازی تشکیل آستنیت با استفاده از معادله کلاسیک Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (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.

واژه های کلیدی:

فولاد، میکروآلیاژ، دگرگونی، دیلاتومتری، آستنیت.

۱- مقدمه

بهبود در جوش پذیری، اغلب ناشی از اصلاح فلز پایه و ترکیب شیمیایی فلزات پر کننده است. کاهش مقدار کربن در فلز پایه فولاد کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) و فولادهای میکروآلیاژی با کاهش تمایل به تشکیل مارتنزیت بازپخت شده یا دوقلویی در طی جوش، باعث افزایش جوش پذیری می شود. عناصر میکروآلیاژی با تشکیل نیتريدها و کاربيدها از طریق اثر قفل کردن مرز دانه های آستنیت در ریز کردن دانه ها مشارکت می کنند. افزودن جوانه زاهای پایه اکسیدی یا پایه کربونیتريدی به فولاد (در فلز پایه و/ یا فلز پرکننده) روش دیگری برای کنترل

گسترش کاربرد فولادهای میکروآلیاژی در خطوط لوله با فرایندهای جوشکاری مختلف، منجر به پیشرفت در سرعت تولید و انتقال نفت و گاز و صرفه اقتصادی شده است. به کارگیری فولادهای با استحکام و چقرمگی بالاتر امکان افزایش فشار سیال را در لوله های انتقال نفت و گاز فراهم می کند. از طرفی با کاهش ضخامت لوله ها، صرفه جویی در مواد اولیه و هزینه های ساخت و تولید امکان پذیر است. با این حال، همزمان با افزایش استحکام با بهبود فرایندهای ترمومکانیکی، تلاش برای حفظ و بهبود قابلیت جوش و خواص جوش ادامه دارد [۱-۴].

زیادی برای کاهش تعداد آزمایش ها و بالا بردن دقت نتایج، با هدف بهینه سازی و افزایش قدرت پیش بینی خواص صورت گرفته است [۱۳-۱۶].

به طور اساسی، دو روش برای مدل سازی دگرگونی فازی در گرمایش و سرمایش پیوسته وجود دارد: روش ریاضی که توسط Malinov و Pont توسعه یافت و روش تئوری که توسط Rios بسط یافت [۸، ۱۷]. معادله^۱ (JMAK) اغلب برای توصیف سینتیک های دگرگونی فازی تکدما استفاده می شود [۱۸-۲۲]. این معادله یک روش نیمه تجربی، با تمرکز عددی کم، برای پیش بینی نرخ های دگرگونی برپایه داده های تجربی، بدون نیاز به اطلاعات نفوذپذیری و تحرک، فراهم می کند. شکل عمومی معادله JMAK به صورت زیر نوشته می شود.

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

ثوابت k و n اغلب به طور تجربی تعیین می شوند و بیان گر شرایط جواهرزنی و رشد هستند. معادله JMAK به طور وسیعی برای توصیف تشکیل فریت، پرلیت و بینیت به کار می رود. هنگامی که بیش از یکی از این اجزا وجود دارد، معادله JMAK برای هر یک از این ساختارها با استفاده از پارامترهای متفاوت به طور جداگانه اعمال می شود. اصلاحات متعددی در معادله فوق صورت گرفته است تا این معادله برای دگرگونی های غیر تکدما و پیوسته به کار رود. معمولاً، پارامتر نرخ k به عنوان تابعی از ترکیب شیمیایی، دما، فوق اشباع کربن، اندازه دانه آستنیت اولیه، کرنش و/یا نرخ سرمایش تعریف می شود.

در تحقیق حاضر بر مبنای شرایط عملی جوشکاری زیرپودری چهار سیمه، تحلیل چرخه حرارتی منطقه متاثر حرارتی صورت گرفت. به منظور بررسی اثر رسوبات نایوبیم بر دگرگونی، سه چرخه حرارتی اصلی انتخاب شدند. آزمایش های شبیه سازی چرخه حرارتی در دستگاه دیلاتومتری Baehr انجام شد. از نتایج دیلاتومتری برای تعیین دماهای بحرانی، تعیین تاثیر نرخ گرمایش

ریزساختار در حین تشکیل فریت سوزنی و اصلاح ریزساختار است [۵-۸].

تغییرات ریزساختار منطقه متاثر حرارتی (HAZ) ناشی از چرخه حرارتی شدید و سریع است. این امر سبب اختلاف ریزساختار و خواص در منطقه متاثر حرارتی با فلز جوش و فلز پایه است. از آنجایی که در فرایند جوش، کنترل شیمیایی نمی تواند در منطقه متاثر حرارتی صورت بگیرد، تغییرات منطقه متاثر حرارتی مورد توجه بسیار است. رشد دانه آستنیت علت اصلی تضعیف خواص مکانیکی در منطقه متاثر حرارتی است. بنابراین تلاش های بسیاری برای یافتن راه های بهبود خواص در منطقه متاثر حرارتی صورت گرفته است. این مطالعات با تحلیل ریزساختار و خواص فیزیکی و مکانیکی در منطقه متاثر حرارتی آغاز می شود [۹-۱۰].

به دلیل تغییرات وسیع حرارتی، فیزیکی و مکانیکی که در منطقه متاثر حرارتی صورت می گیرد، معمولاً مطالعه مستقیم خواص در این منطقه با دشواری صورت می گیرد. با تحلیل انتقال حرارت و فرایند جوشکاری، می توان تغییرات دمایی در منطقه متاثر حرارتی را برحسب فاصله از خط جوش و زمان محاسبه کرد. با استفاده از نتایج تحلیلی فرایند جوشکاری و بهره بردن از دستگاه های شبیه ساز جوش (مانند DIL 850 یا Gleeble)، چرخه های حرارتی مناطق اطراف جوش، شبیه سازی می شود. به این ترتیب می توان نمونه هایی با ابعاد بزرگ و با خواص قسمت مشخصی از منطقه متاثر حرارتی به دست آورد که در بررسی خواص فیزیکی و مکانیکی مورد استفاده قرار می گیرد [۱۱-۱۲].

مطالعه دگرگونی های 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 پژوهش های دانشگاهی و طرح های صنعتی است. با استفاده از روش های پیشرفته میکروسکوپی و آنالیز اشعه ایکس و پرتو نوترونی، مطالعه دگرگونی های فازی گاهی به صورت درجا صورت می گیرد. به هر صورت، مطالعه تجربی دگرگونی های فازی مستلزم صرف زمان و هزینه های زیاد است. تلاش های

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 اختصاری B نشان داده می‌شود.

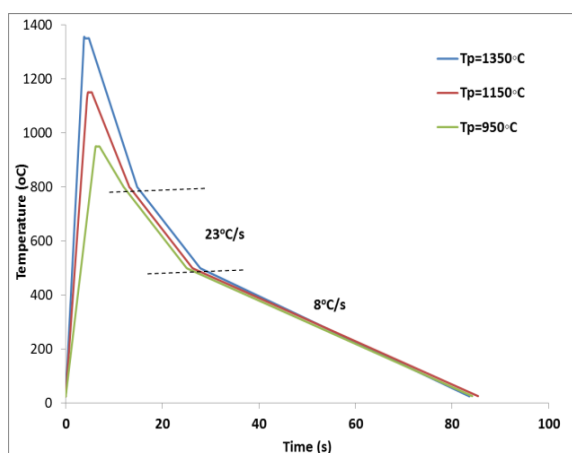
بر جابجایی دماهای بحرانی، تعیین نوع فازها و اندازه دانه آستنیت اولیه استفاده شد.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

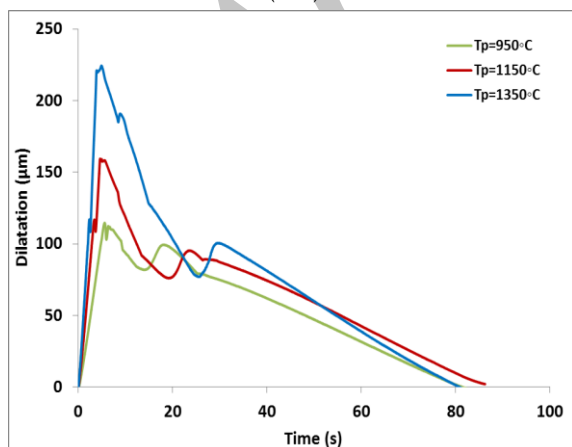
آزمایش های انجام شده بر روی نمونه های فولاد کم کربن خطوط لوله نفت و گاز X70 و X65 ساخت شرکت Dillinger-Hutte آلمان صورت گرفت. جدول (۱) ترکیب شیمیایی

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولادهای X70 و X65 (درصد وزنی)

	C	Si	Mn	V	Nb	Ti
X70	۰/۰۸۸	۰/۳۰	۱/۶۱	۰/۰۰۱	۰/۰۲۶	۰/۰۱۸
X65	۰/۰۳۵	۰/۳۲	۱/۴	۰/۰۷۲	۰/۰۴۳	۰/۰۰۲



(الف)



(ب)

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

به منظور شبیه سازی دگرگونی منطقه متاثر حرارتی در ناحیه ای 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 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.

به منظور بررسی رفتار دگرگونی در منطقه متاثر حرارتی بر مبنای مطالعات صورت گرفته در شبیه سازی منطقه اطراف جوش در منابع علمی [۱۳-۱۶]، سه دمای قله ۹۵۰ °C، ۱۱۵۰ °C 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 مرحله ای برای دماهای قله ۹۵۰ °C، ۱۱۵۰ °C و ۱۳۵۰ °C و نتایج دیلاتومتری رسم شده است. نکته ای که در منابع به آن اشاره شده است، یکسان بودن شیب دمایی و زمان در منطقه دمایی ۸۰۰ °C تا ۵۰۰ °C است. (t8/5). در طرح آزمایش این شیب دمایی برابر ۲۳°C/s است. مشخصات عملیاتی و نامگذاری نمونه های آزمایش شده در جدول (۲) آمده است.

جدول (۲): مشخصات عملیاتی و نامگذاری نمونه‌های آزمایش شده

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

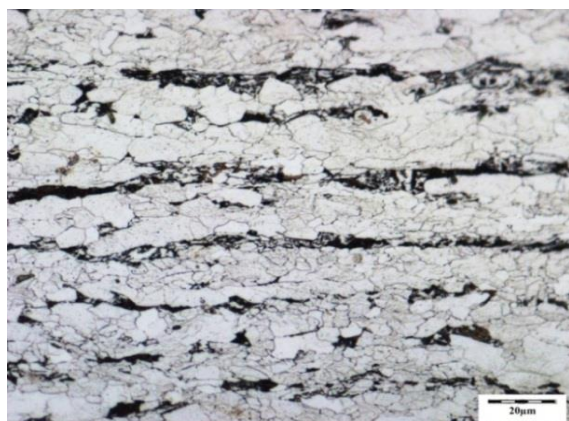
۳- نتایج و بحث

خواص مکانیکی فولاد ورق در جدول (۳) آمده است. آزمایش کشش و سختی در دمای اتاق و آزمایش ضربه در دمای -20°C صورت گرفت. نمونه‌های آزمایش کشش و ضربه به صورت عرضی تهیه شدند.

جدول (۳): خواص مکانیکی فولادهای X70 و X65

	σ_y (MPa)	UTS σ (MPa)	%El (2in)	HV (10kgf)	Impact (J) (-20°C)
X70	۵۶۰	۶۳۵	۳۹/۸	۱۹۵	۲۴۰
X65	۵۴۵	۶۵۵	۳۱	۲۰۵	۲۱۸

تصاویر متالوگرافی فولاد میکروآلیاژی 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).



(الف)



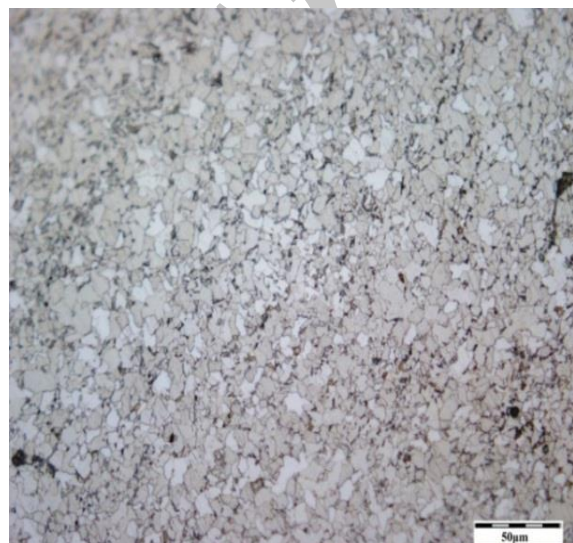
(ب)

شکل (۲): تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه فولاد: (الف): X70 و (ب): X65 (فولاد X70 با حرف پیشوند A و فولاد X65 با حرف پیشوند B نشان داده می شود)

تصاویر متالوگرافی چرخه حرارتی تک مرحله ای در فولاد X70 و X65 در شکل ۳ 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

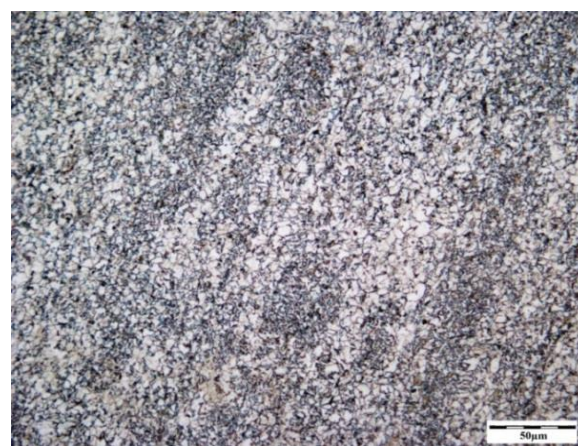
در شکل ۳ مرزهای دانه آستنیت اولیه در فولاد X70 در دماهای قله ۱۳۵۰ درجه به وضوح مشخص است. ریزساختار این نمونه ها شامل بینیت و مقدار کمتری فریت است. در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد ریزساختار مخلوطی از فریت و بینیت است. بالاترین درصد فریت در دمای قله ۹۵۰ درجه سانتیگراد مشاهده می شود. این نمونه شامل کمترین مقدار بینیت در مقایسه با سایرین است. با افزایش دمای قله، مقدار بینیت نمونه ها افزایش می یابد. از طرفی مقدار فریت با افزایش دمای قله کاهش می یابد. این رفتار به وسیله تاثیر دما بر اندازه دانه و بنابراین مقدار مرزدانه توصیف می شود. با افزایش دمای قله، اندازه دانه آستنیت به طور ثابت افزایش می یابد. بنابراین، محل های مرجح برای جوانه زنی فریت کاهش می یابد و تجزیه آستنیت از طریق نفوذ سخت تر می شود، بنابراین در دماهای بالا تشکیل بینیت ترجیح دارد و درصد بیشتر بینیت مشاهده می شود [۲۳].

در مقایسه دو ساختار در ارتباط با ترکیب شیمیایی آنها، می توان نتیجه گرفت که درصد نایوبیم 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 سانتیگراد به دلیل مقدار تیتانیم کمتر، رشد دانه آستنیت بیشتر است.



(الف)

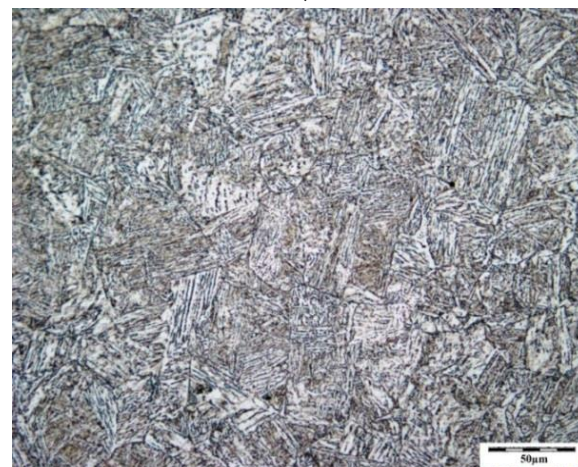
تبلور مجدد در نمونه A1 و رشد دانه آستنیت در نمونه های A2 و A3 محسوس است.



(الف)



(ب)

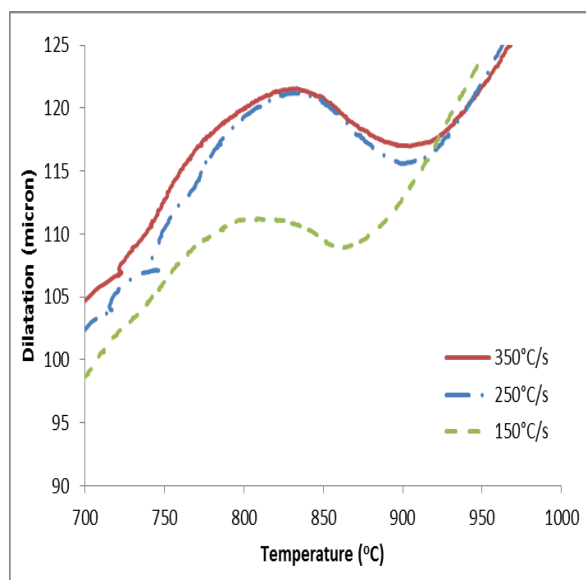


(ج)

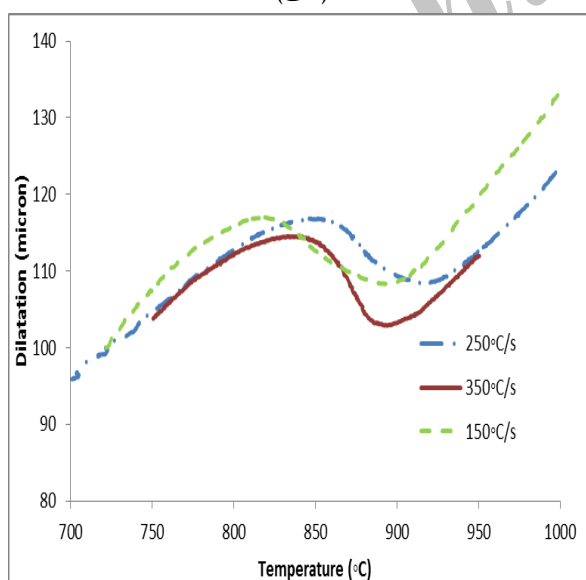
شکل (۳): تصاویر متالوگرافی نمونه های عملیات شده فولاد X70:

(الف): A1، (ب): A2 و (ج): A3

سرعت گرم کردن، به دلیل کاهش زمان نفوذ کربن (در یک بازه دمایی مشخص) و افزایش سد انرژی نفوذ کربن در ساختار است [۲۴]. در نتیجه برای تامین نیروی محرکه نفوذ، دگرگونی در دماهای بالاتر صورت می گیرد. مشاهده می شود که در همه موارد دمای شروع و پایان دگرگونی در فولاد X65 (که کربن کمتری دارد) از فولاد X70 بالاتر است.

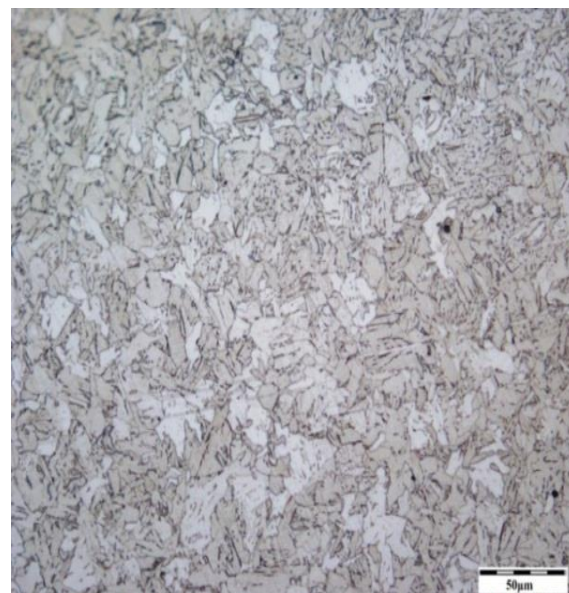


(الف)

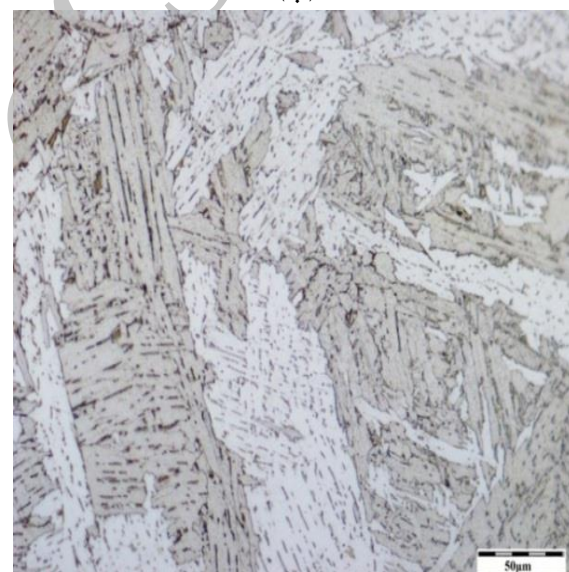


(ب)

شکل (۵): نتایج تغییرات ابعادی نمونه های دیلاتومتری در حین گرمایش با سرعت های مختلف: (الف): فولاد X70 و (ب): X65



(ب)



(ج)

شکل (۴): تصاویر متالوگرافی نمونه های عملیات شده در فولاد X65: (الف): B1، (ب): B2 و (ج): B3

۳-۱- بررسی دگرگونی در حین گرم کردن

نتایج دیلاتومتری نمونه های X65 و X70 در شکل ۵ و جدول (۴) آورده شده است. مشاهده می شود که با افزایش سرعت گرم کردن از ۱۵۰ تا ۲۵۰ °C/s و سپس ۳۵۰ °C/s افزایشی در دماهای شروع و پایان دگرگونی تشکیل آستنیت مشاهده می شود. این افزایش دمای دگرگونی در نتیجه افزایش

شکل مشخص شده اند. مشاهده می شود که تشکیل آستنیت در دو مرحله صورت می گیرد. مرحله اول انحلال پرلیت است و با اولین پیک انقباضی در منحنی دیلاتومتری مشخص می شود. این مرحله از دمای A_{c1} شروع و در A_f پایان می گیرد. مرحله دوم دگرگونی فریت به آستنیت است و با پیک دوم تعیین می شود. این مرحله از A_f شروع و در A_{c3} پایان می یابد. هر دو دگرگونی با جوانه زنی و رشد انجام می شوند.

مشخصات تشکیل آستنیت از ریزساختار اولیه شامل فریت و پرلیت به این صورت است، جوانه زنی آستنیت در داخل پرلیت ترجیحاً در نقاط تقاطع سمیتیت با لبه های کولنی پرلیت اتفاق می افتد. جوانه آستنیت در پرلیت هنگامی رشد می کند که اتم های کربن با نفوذ از درون آستنیت از مرز سمیتیت / آستنیت به مرز فریت / آستنیت و همچنین با نفوذ از درون فریت به مرز فریت / سمیتیت منتقل شوند، که منجر به دگرگونی فریت به آستنیت می شود [۱۲، ۲۳].

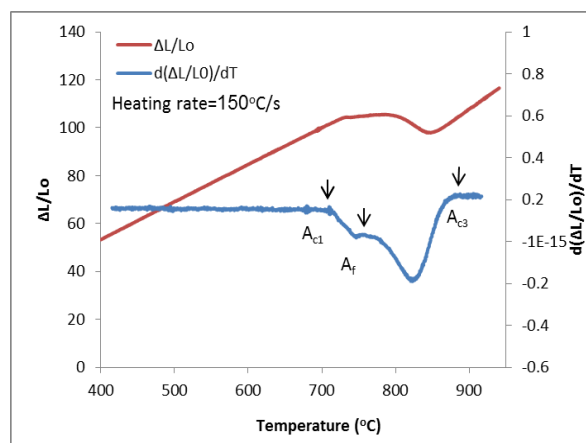
جدول (۴) تغییرات دماهای بحرانی را با افزایش نرخ حرارت دهی نشان می دهد. محدوده نرخ های حرارت دهی از 150°C/s تا 350°C/s است. مشاهده می شود که نرخ حرارت دهی تاثیر عمده ای بر دماهای دگرگونی دارد، و با افزایش نرخ حرارت دهی، دماهای دگرگونی بالا می رود. تاثیر نرخ حرارت دهی بر دمای A_{c3} بیشتر از A_{c1} و A_f است. شکل ۷ مقادیر دماهای بحرانی را به صورت تابعی از نرخ حرارت دهی نشان می دهد. دماهای بحرانی با افزایش نرخ حرارت دهی تا 150°C/s به طور قابل توجهی افزایش می یابند، اما با ادامه افزایش نرخ حرارت دهی از 150°C/s تا 350°C/s تغییرات کمتری دارند. انحلال پرلیت بسیار سریع است و برای نرخ های حرارت دهی ذکر شده، حداکثر 30°C بالای A_{c1} کامل می شود. طبق شکل ۷ (الف) اختلاف دماهای بحرانی A_{c1} (دمای شروع تشکیل آستنیت)، A_f (دمای پایان انحلال پرلیت و شروع انحلال فریت مشاهده می شود که در یک دمای مشخص، در نرخ حرارت دهی کمتر، کسر حجمی آستنیت بیشتر است.

جدول (۴): دماهای شروع و پایان دگرگونی در سرمایش و گرمایش

Transformation temperature ($^\circ\text{C}$)					
	Start	Finish		Start	Finish
A1	۷۶۵	۹۰۰	B1	۷۶۶	۹۱۲
A2	۷۷۳	۹۲۴	B2	۷۸۸	۹۲۴
A3	۷۸۰	۹۲۸	B3	۷۹۸	۹۳۰

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 800°C تا 500°C/s ، مشاهده می شود که دماهای شروع دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 به ترتیب 50°C و 100°C اختلاف دارند، به همین ترتیب دماهای پایان دگرگونی در نمونه A1 به A2 و از A1 به A3 به ترتیب 95°C و 120°C اختلاف دارند. چنین به نظر می رسد علت ایجاد چنین اختلافی درشت شدن دانه آستنیت در اثر انحلال ذرات رسوب کاربرد نایوبیم و اثر Solute drag نایوبیم محلول در زمینه آستنیت است.

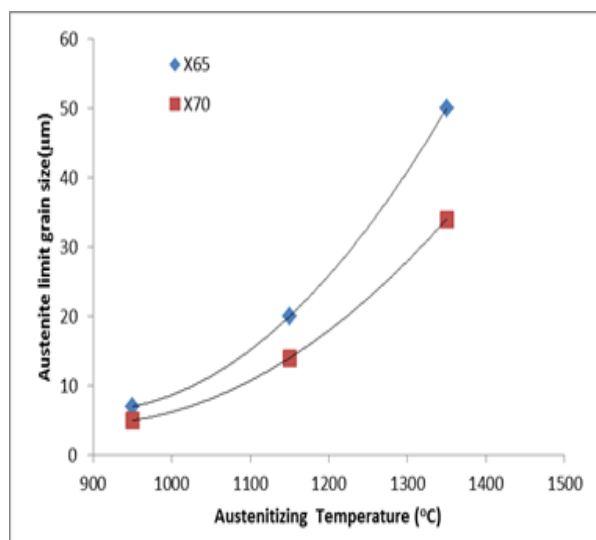
منحنی دیلاتومتری تغییر طول و مشتق آن بر حسب دما، برای نرخ گرم کردن 150°C/s در شکل ۶ نمایش داده شده است.



شکل (۶): منحنی دیلاتومتری تغییر طول و مشتق آن بر حسب دما، برای نرخ گرم کردن 150°C/s

دماهای بحرانی A_{c1} (دمای شروع تشکیل آستنیت)، A_f (دمای پایان انحلال پرلیت) و A_{c3} (دمای پایان تشکیل آستنیت) در

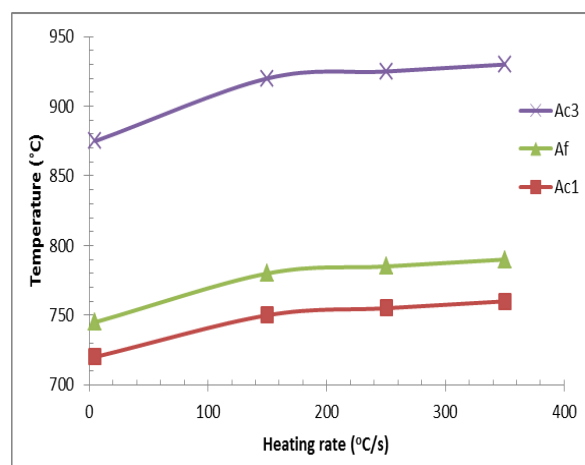
انحلال رسوبات ریز و درشت کربونیتريد نایوبیم به ترتیب در بین دماهای 950°C تا 1050°C و 1050°C تا 1250°C است. در دماهای بالاتر از 1250°C انحلال نسبی رسوبات نیتريد تیتانیم موجب افزایش شدیدی در اندازه حدی دانه آستنیت می گردد. رسوبات کاربید نایوبیم و نیتريد تیتانیم مرز دانه های آستنیت را قفل می کنند و مانع رشد دانه آستنیت می گردند.



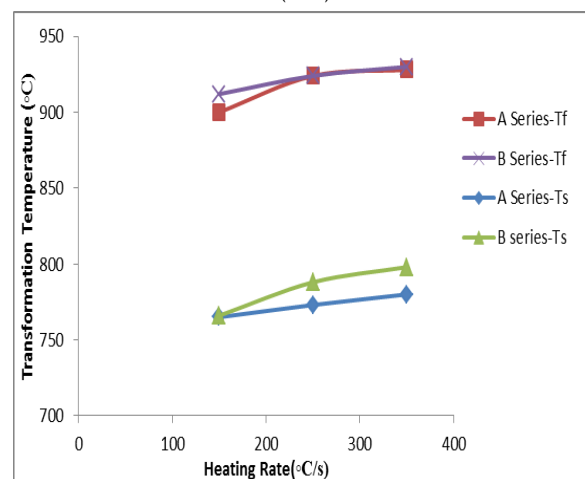
شکل (۸): اثر دمای آستنیت سازی بر اندازه دانه آستنیت

کسر حجمی فاز آستنیت در حین گرم کردن از نتایج دیلاتومتری استخراج شد. شکل ۹ و ۱۰ تغییرات کسر حجمی آستنیت را به ترتیب بر حسب دما و زمان برای دو فولاد و در سه نرخ حرارت دهی نشان می دهد. جبران محدودیت زمان نفوذ و افزایش سد انرژی نفوذ کربن (در بازه زمانی دگرگونی)، علت افزایش دمای دگرگونی با افزایش سرعت گرم کردن است. اما مدت زمان لازم برای عبور از محدوده دماهای بحرانی شروع و پایان دگرگونی با کاهش نرخ حرارت دهی، افزایش می یابد. در نتیجه سرعت گرم کردن کمتر، زمان بیشتری برای دگرگونی نیاز دارد [۲۳-۲۴]. بر اساس محاسبات نرم افزار ThermoCalc دماهای تعادلی برای فولاد X70 مقادیر $Ae1 = 710^{\circ}\text{C}$ و $Ae3 = 830^{\circ}\text{C}$ می باشد.

در شکل ۷ (ب) مقایسه دماهای بحرانی فولاد X65 و X70 را نشان می دهد. مشاهده می شود که در شروع دگرگونی آستنیت شدن اختلاف دما بین دو فولاد دیده می شود اما در پایان دگرگونی اختلاف دما، به خصوص در نرخ های حرارت دهی بالاتر، محسوس نیست.



(الف)

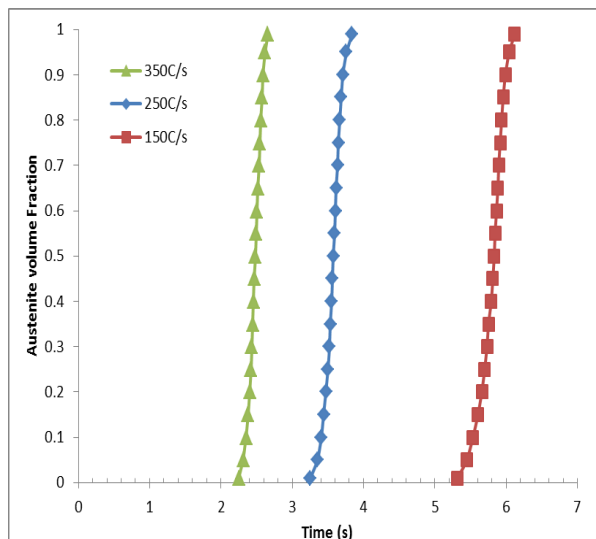


(ب)

شکل (۷): (الف) اثر نرخ حرارت دهی بر دماهای بحرانی فولاد X70 و

(ب): مقایسه دماهای بحرانی فولاد X65 و X70

شکل ۸ تغییرات اندازه دانه متوسط آستنیت با دمای آستنیت سازی را نشان می دهد. همان گونه که مشاهده می شود، در دماهای 1150°C و 1350°C ، اندازه دانه آستنیت تقریباً ۳ و ۷ برابر اندازه دانه آستنیت در 950°C است. این رشد دانه در نتیجه

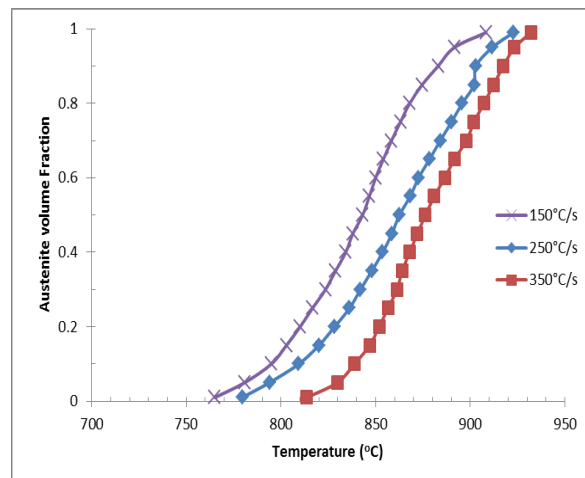


(ب)

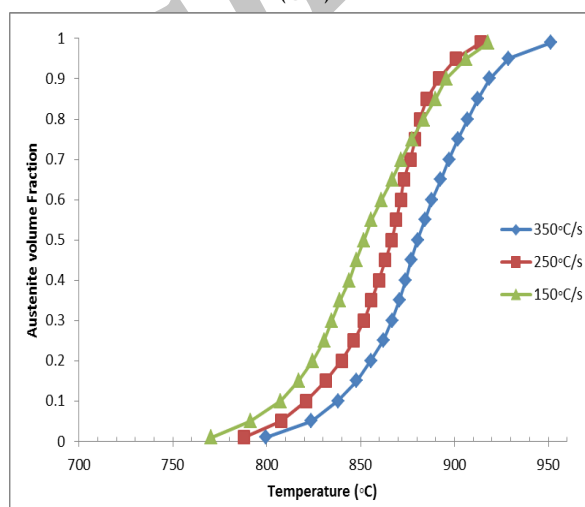
شکل (۱۰): تغییرات کسر حجمی آستنیت بر حسب زمان برای فولاد: (الف): X70 و (ب): X65

شکل ۱۱ نرخ تشکیل آستنیت (مشتق کسر دگرگون شده نسبت به زمان دگرگونی) در گرم کردن پیوسته را نشان می دهد. در همه نرخ های گرم کردن، نرخ دگرگونی آستنیت به مقدار حداکثری می رسد. نرخ تشکیل آستنیت به عنوان تابعی از دما، در نرخ های گرم کردن بالاتر، بیشتر است. افزایش نرخ کرنش متناسب با افزایش نیروی محرکه تشکیل آستنیت است.

عقیده بر این است که نرخ رشد آستنیت یا با نفوذ حجمی کربن و یا به وسیله نفوذ مرزخانه ای عناصر آلیاژی جانشین کنترل می شود. اگر نرخ رشد آستنیت توسط نفوذ حجمی اتم ها در جلوی فصل مشترک آستنیت کنترل شود، نقش نفوذ کربن مهم تر از سایر عناصر آلیاژی جانشین است. نفوذپذیری عناصر آلیاژی در آستنیت بسیار آهسته تر از کربن است و عناصر جانشین در حین دگرگونی در فواصل طولانی نفوذ نمی کنند. با این حال، در دماهای پایین نفوذ مرزخانه ای عناصر جانشین مکانیزم غالب در فرایند نفوذ است. می توان فرض کرد که در نرخ های گرم کردن بالا، نرخ رشد آستنیت عمدتاً توسط نفوذ حجمی کربن در آستنیت کنترل شود، به این دلیل که دگرگونی در دماهای بالاتر صورت می گیرد. در نتیجه نرخ رشد آستنیت، در نرخ

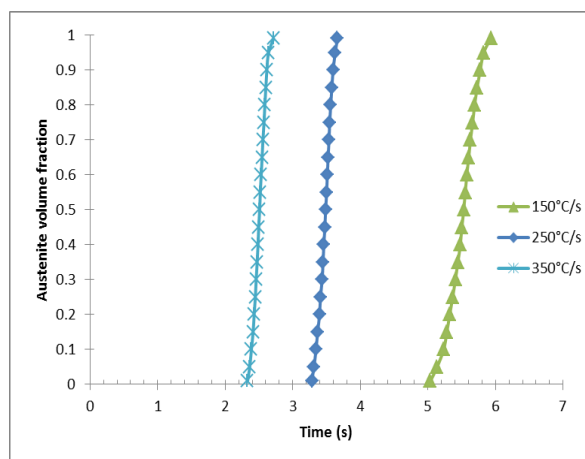


(الف)



(ب)

شکل (۹): تغییرات کسر حجمی آستنیت بر حسب دما برای فولاد: (الف): X70 و (ب): X65



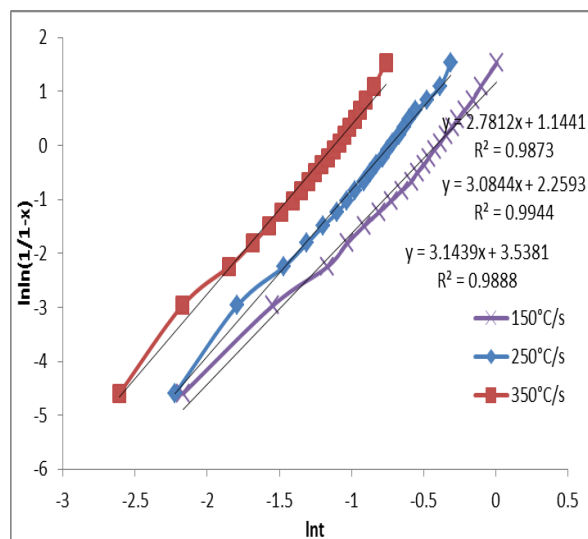
(الف)

های گرم کردن بالاتر و در بازه زمانی کم دگرگونی، بیشتر است [۱۴، ۲۴].

که در این رابطه k و n ثابت هستند و از قرار دادن رابطه در منحنی، کسر حجمی (x) به عنوان تابعی از زمان دگرگونی (t) تعیین می‌شوند. با دوبار لگاریتم گرفتن از رابطه (۲)، رابطه زیر حاصل می‌شود.

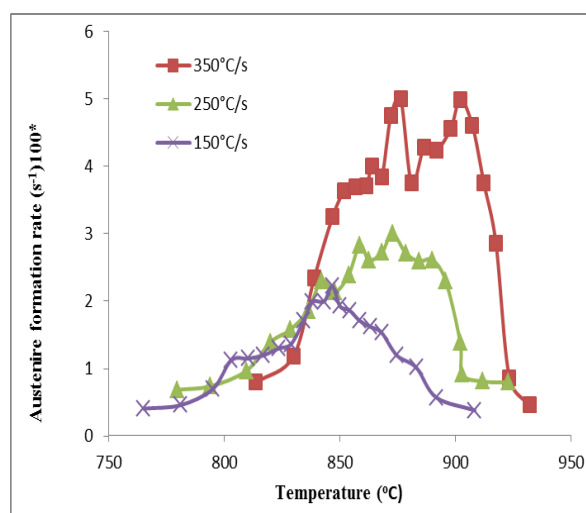
$$\ln \ln(1 / (1 - X)) = n \cdot \ln t + \ln k \quad (۳)$$

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 ۱۲ نمودار $\ln \ln(1/1-x)$ نسبت به $\ln t$ را در گرمایش نشان می‌دهد.

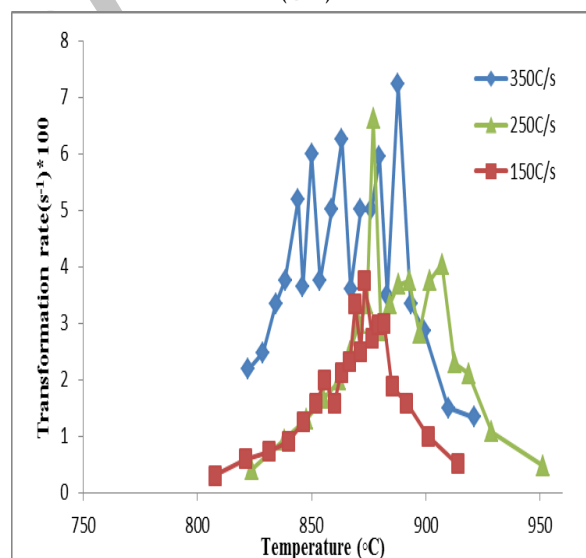


شکل (۱۲): رسم نمودار $\ln \ln(1/1-x)$ نسبت به $\ln t$ در گرمایش برای فولاد X70

مقادیر k و n در جدول (۵) فهرست شده‌اند. مشاهده می‌شود که پارامتر k در سینتیک دگرگونی آستنیت سازی در نرخ گرم کردن 150°C/s از نرخ گرم کردن 250°C/s و 350°C/s کوچکتر است. در عمل پارامتر n ، در مقایسه با k ، وابستگی زیادی به نرخ گرم کردن ندارد و مقدار متوسط ۳ برای فولاد X70 و $2/25$ برای فولاد X65 به دست می‌آید. پارامتر k بیان گر تاثیر نرخ حرارت‌دهی بر نرخ جوانه زنی و رشد آستنیت (نرخ تشکیل آستنیت) است. از جدول (۵) مشاهده می‌شود که ضرایب k در



(الف)



(ب)

شکل (۱۱): نرخ تشکیل آستنیت بر حسب دما در گرم کردن پیوسته برای فولاد: (الف): X70 و (ب): X65

۲-۳- مدل سازی تشکیل آستنیت

کسر حجمی آستنیت در نرخ‌های حرارت‌دهی متفاوت بر معادله JMAK که با رابطه زیر بیان می‌شود، منطبق شد.

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (۲)$$

های حرارتی گرم کردن تا دماهای قله 950°C ، 1150°C و 1350°C ، رفتار دگرگونی و ساختار میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفت. مهمترین نتایج بدست آمده از این پژوهش عبارت‌اند از:

۱- با افزایش سرعت گرم کردن، دمای شروع و پایان دگرگونی تشکیل آستنیت، افزایش می‌یابد. با افزایش سرعت گرم کردن از 150°C/s تا 250°C/s و سپس 350°C/s ، دماهای شروع و پایان دگرگونی، حداکثر تا 15°C و 28°C در فولاد X70 و در فولاد X65 حداکثر تا 32°C و 16°C افزایش می‌یابد.

۲- سینتیک تشکیل آستنیت شامل دو بخش انحلال پرلیت و دگرگونی فریت به آستنیت است. انحلال پرلیت بسیار سریع است و برای نرخ‌های حرارت دهی ذکر شده، حداکثر 30°C بالای A_{c1}، کامل می‌شود. دگرگونی فریت به آستنیت حداکثر 140°C پس از انحلال پرلیت، کامل می‌شود. با افزایش سرعت گرم کردن از 150°C/s تا 250°C/s و سپس 350°C/s زمان‌های پایان دگرگونی تشکیل آستنیت از $6/13$ به $3/7$ و $2/65$ ثانیه کاهش می‌یابد.

۳- 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 بسته‌های برشی و اندازه دانه آستنیت اولیه نیز به طور محسوسی بزرگتر می‌شوند. 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.

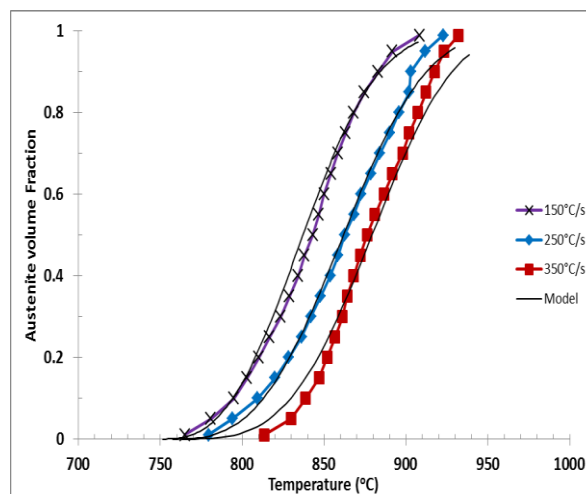
۴- با افزایش دمای قله از 950°C به 1150°C و 1350°C ، در فولاد X70 اندازه دانه آستنیت از 5 به 14 و $34\mu\text{m}$ افزایش می‌یابد. این روند در فولاد X65 از 7 به 20 و $50\mu\text{m}$ می‌باشد که با توجه به مقدار کمتر تیتانیوم در فولاد X65 و کاهش اثر قفل کنندگی مرز دانه‌ها در دمای بالا توجه می‌شود.

همه موارد با افزایش سرعت گرم کردن افزایش می‌یابد. از طرفی در موارد سرعت گرمایش 150°C/s و 250°C/s ضرایب k در فولاد X70 کمتر از فولاد X60 است.

جدول (۵): مقادیر k و n در معادله JMAK در گرمایش برای فولاد X70 و X65

Heating rate (oC/s)	n	lnk	k	
A1	150	2/7812	1/1441	3/140
A2	250	3/0844	2/2539	9/576
A3	350	3/1439	3/5381	34/401
B1	150	2/4647	1/4586	4/300
B2	250	2/652	2/7107	15/040
B3	350	1/5971	2/9771	19/632

چنین به نظر می‌رسد ترکیب شیمیایی و ساختار اولیه فولادها در ضریب k تأثیر داشته باشند. مقایسه مدل‌سازی تشکیل آستنیت با نتایج دیلاتومتری در شکل ۱۳ آمده است. توافق خوبی بین مدل و نتایج عملی مشاهده می‌شود.



شکل (۱۳): مقایسه مدل سازی تشکیل آستنیت با نتایج دیلاتومتری برای فولاد X70

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق چرخه حرارتی منطقه متاثر حرارتی جوشکاری با استفاده از دستگاه دیلاتومتری شبیه سازی شد و با اعمال چرخه

- isothermal kinetics”, *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 18, 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, No. 6, 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, No. 9, pp. 1431-1437, 2003.
- [11] Y. Q. Zhang, H. Q. Zhang, W. M. Liu & H. Hou, “Effects of Nb on microstructure and continuous cooling transformation of coarse grain heat-affected zone in 610 MPa class high-strength low-alloy structural steels”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 499A, No. 1-2, pp. 182-186, 2009.
- [12] C. García De Andrés, F. G. Caballero, C. Capdevila & L. F. Álvarez, “Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels”, *Materials Characterization*, Vol. 48, No. 1, pp. 101-111, 2002.
- [13] A. B. Cota, C. A. M. Lacerda, F. L. G. Oliveira, F. A. Machado & F. G. Da Silva Araújo, “Effect of the austenitizing temperature on the kinetics of ferritic grain growth under continuous cooling of a Nb microalloyed steel”, *Scripta Materialia*, Vol. 51, No. 7, pp. 721-725, 2004.
- [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, No. 3, 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, No. 12, pp. 3161-3172, 2010.
- [16] M. Maalekian, R. Radis, M. Militzer, A. Moreau & W. J. Poole, “In situ measurement and modelling
- ۵- در مدل سازی تشکیل آستنیت بر مبنای معادله کلاسیک JMAK، در فولاد X70 مشاهده می شود که پارامتر k در سینتیک دگرگونی آستنیت سازی در نرخ گرم کردن 150°C/s برابر $3/139$ ، در نرخ گرم کردن 250°C/s برابر $9/576$ و در نرخ گرم کردن 350°C/s برابر $34/401$ است. پارامتر n در مقایسه با k ، وابستگی زیادی به نرخ گرم کردن ندارد و از $2/23$ تا $3/14$ تغییر می کند
- ۵- مراجع**
- [1] T. Gladman, “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels”, The Institute of Materials, London, 2002.
- [۲] ع. ناظم الرعايا و م. فاضل نجف آبادی، “بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد API-X65 به روش جوشکاری هم زن اصطکاکی”، شماره ۴، زمستان ۱۳۹۴.
- [3] Y. Weng, H. Dong & 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.
- [۵] ب. یوسفیان، ک. امینی و م. کنیری، “بررسی تاثیر سرعت سرد کردن، دمای پیشگرم و تغییر ترکیب شیمیایی بر روی ریز ساختار و خواص مکانیکی فولاد میکروآلیاژ وانادیوم دار متوسط کربن”، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۴.
- [6] K. Poorhaydari, B. M. Patchett & D. G. Ivey, “Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness”, *Welding Journal*, Vol. 84, pp. 149-155, 2005.
- [7] D. P. Dunne, “Review: Interaction of precipitation with recrystallisation and phase transformation in low alloy steels”, *Materials Science and Technology*, Vol. 26, No. 4, pp. 410-420, 2010.
- [8] P. R. Rios, “Relationship between non-isothermal transformation curves and isothermal and non-

containing steel weld HAZ”, Materials Science and Engineering, Vol. 454-455A, pp. 648-653, 2007.

of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel”, Acta Materialia, Vol. 60, pp. 1015–1026, 2012.

۶- پی نوشت

[1] Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov

[17] S. Malinov, Z. Guo, W. Sha & A. Wilson, “Differential scanning calorimetry study and computer modeling of $\beta \Rightarrow \alpha$ phase transformation in a Ti-6Al-4V alloy”, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 32, No. 4, pp. 879-887, 2001.

[18] M. Militzer, R. Pandi & E. B. Hawbolt, “Ferrite nucleation and growth during continuous cooling”, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 27, No. 6, pp. 1547-1556, 1996.

[19] H. N. Han & S. H. Park, “Model for cooling and phase transformation behaviour of transformation induced plasticity steel on runout table in hot strip mill”, Materials Science and Technology, Vol. 17, No. 6, pp. 721-726, 2001.

[20] D. Liu, F. Fazeli & M. Militzer, “Modeling of microstructure evolution during hot strip rolling of dual phase steels”, ISIJ International, Vol. 47, No. 12, pp. 1789-1798, 2007.

[21] M. Militzer, E. B. Hawbolt & T. R. Meadowcroft, “Microstructural model for hot strip rolling of high-strength low-alloy steels”, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 31, No. 4, pp. 1247-1259, 2000.

[22] S. Sarkar & M. Militzer, “Microstructure evolution model for hot strip rolling of Nb-Mo microalloyed complex phase steel”, Materials Science and Technology, Vol. 25, No. 9, pp. 1134-1146, 2009.

[23] M. Umemoto, N. Komatsubara & I. Tamura, “Prediction of hardenability effects from isothermal transformation kinetics”, Journal of Heat Treating, Vol. 1, No. 3, pp. 57-64, 1980.

[24] J. Moon, S. Kim, H. Jeong, J. Lee & C. Lee, “Influence of Nb addition on the particle coarsening and microstructure evolution in a Ti-

Modelling of austenite formation in weld heat affected zone of API-X65 and X70 pipeline steels

Jaafar Ahmadi rad¹, Gholamreza Khalaj^{2*}

1- M.Sc., Faculty of Technology and Engineering, Saveh Branch, Islamic Azad University, Saveh, Markazi, Iran

2- Assistant Professor, Faculty of Technology and Engineering, Saveh Branch, Islamic Azad University, Saveh, Markazi, Iran

*Corresponding author: gh.khalaj@iau-saveh.ac.ir

Abstract

In the present work the two microalloyed steel (X65 and X70) used in oil and gas transition pipeline, was obtained as a hot rolled plate with accelerated cooling. First, weld heat affected zone thermal cycles, according to four-wire tandem submerged arc welding process were analyzed. The Baehr 805A/D dilatometer was used for weld heat affected zone thermal cycles' simulation. The thermal cycles simulated process for heated region involved heating the steel specimens to the peak temperatures of 950, 1150 and 1350 °C and transformation behaviour and microstructure is investigated. By analyzing the dilatometry results, continuous heating diagram, austenite grain growth and austenite formation kinetics were investigated. Austenite formation modeling was done using Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) classic equation. The parameter n was found to be relatively independent on temperature (or heating rate); While the parameter k is strongly dependent to temperature, phase fraction transformed and austenite grain growth.

Keywords: Steel, Microalloy, Transformation, Dilatometry, Austenite.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Jaafar Ahmadi rad, Gholamreza Khalaj, Modelling of austenite formation in weld heat affected zone of API-X65 and X70 pipeline steels, in Persian, New Process in Material Engineering, 2018, 12(3), 57-70.