

بررسی تأثیر وانادیم بر سینتیک تغییر حالت آستنیت در فولادهای میکروآلیاژی

حسین سینا^۱، حامد کریمی^۲ و جلیل صالحی^۳

۱- دانشجوی دکتری و عضو هیأت علمی دانشگاه آزاد مجلسی

۲- کارشناس متالورژی، دانشگاه آزاد مجلسی

۳- کارشناس ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان

hamed.26@gmail.com

چکیده

در این مقاله اثر وانادیم بر سینتیک تغییر حالت آستنیت در فولادهای میکروآلیاژی کربن متوسط ارزیابی شده است. نمونه‌هایی از دو نوع فولاد بدون وانادیم و میکروآلیاژی وانادیم‌دار تحت سیکل‌های مختلف آستنیت‌کردن قرار گرفت و سپس در آب کوئنچ گردید. با انجام سختی‌سنجی و بررسی‌های ریزساختاری، سینتیک تغییر حالت آستنیت توسط معادله اورامی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. نتایج بدست آمده از این پژوهش بیانگر تأخیر در دگرگونی آستنیتی در فولاد دارای وانادیم در دماهای آستنیت‌کردن پایین‌تر از ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد است. بررسی‌ها نشان داد، با افزایش دمای آستنیت‌کردن تا محدوده حرارتی انحلال رسوبات وانادیم، به تدریج از مقاومت در برابر تغییر حالت آستنیت کاسته می‌گردد.

واژه‌های کلیدی:

فولاد میکروآلیاژی، سینتیک، استحاله آستنیتی، معادله اورامی.

۱- مقدمه

حالت پرلایت شده و به کاهش فواصل بین لایه‌ای پرلایت منجر شود که به تبع آن استحکام بالاتری بدست می‌آید. مقالات متعددی به‌اثر وانادیم بر استحکام فولادهای میکروآلیاژی و مکانیزم‌های آن پرداخته‌اند [۴-۱]، اما کمتر به نقش این عنصر در سینتیک استحاله آستنیت و اثر آن بر استحکام فولاد پرداخته شده است. در این پژوهش اثر وانادیم بر سینتیک استحاله آستنیتی ایزوترم در دما و زمان‌های گوناگون آستنیت‌کردن توسط سختی‌سنجی، تطبیق آن با معادله اورامی و مقایسه با تصاویر ریزساختاری ارزیابی شده است.

وانادیم یکی از عناصر کاربیدزای قوی می‌باشد که در فولادها باعث تشکیل کاربید می‌گردد. در صورت حضور نیتروژن (در فولادهای تجاری) کربونیتريد وانادیم تشکیل می‌شود که در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد این رسوبات کاملاً محلول می‌باشند. با کاهش دما، کربونیتريد وانادیم در آستنیت، فریت پرویوکتوئید و فریت-پرلایت رسوب می‌نماید و منجر به افزایش استحکام رسوبی می‌گردد [۷-۱]. گلادمن^۱ [۵]، اظهار کرده است که افزودن وانادیم می‌تواند سبب کاهش دمای تغییر

جدول (۱): ترکیب شیمیایی اسمی فولادهای مورد استفاده.

ترکیب شیمیایی	C	Si	Mn	S	P	Cr	V	N (ppm)
فولاد A	۰/۳۵	۰/۵۵	۱/۳۹	۰/۰۳۴	۰/۰۱۱	۰/۰۳	—	>۱۰۰
فولاد B	۰/۳۵	۰/۵۵	۱/۳۸	۰/۰۶	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۱۳	>۱۰۰

۲- روش تحقیق

به منظور بررسی سینتیک تغییر حالت آستنیتی و تأثیر عنصر آلیاژی وانادیم، از دو نوع فولاد بدون وانادیم (A) و با وانادیم (B) و با ترکیب شیمیایی اسمی جدول (۱) استفاده گردید.

عملیات آستنیت کردن در دو مرحله صورت گرفت، نخست نمونه‌ها در یک کوره موفلی با دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰ دقیقه قرار گرفت، سپس در کوره حمام نمک به دمای نهایی رسانده شد و در انتها در آب کوئنچ گردید. کسر حجمی آستنیت تشکیل شده با استفاده از نتایج سختی سنجی ویکرز (بار ۱ Kgf) به دست آمد و توسط معادله اورامی [۷]، مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت.

جهت مشاهده ریزساختار ابتدا نمونه‌ها سنباده‌زنی، پرداخت سطحی، پولیش و نهایتاً الکتروپولیش شدند و توسط محلول براها^۲ حکاکی گردیدند [۸] و ساختارها از نظر مقدار تشکیل آستنیت مورد بررسی کمی و کیفی قرار گرفت.

انحلال کاربیدها در حین پروسه عملیات حرارتی باعث تغییر سینتیک رشد دانه‌های آستنیت می‌گردد، برای بررسی این پدیده نیز نمونه‌هایی از دو نوع فولاد تهیه گردید و به مدت ۳۰ دقیقه در کوره مورد عملیات آستنیت کردن در دماهای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت.

۳- نتایج و مباحث

شکل (۱) تصاویر ریزساختار اولیه دو نوع فولاد A, B را نشان می‌دهد که گویای ساختار فریتی (F) - پرلیتی (P) دو نوع فولاد است.

نتایج آزمایش سختی سنجی بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده فولادهای A, B در جدول (۲) ارائه شده است. نتایج

سختی سنجی مبین افزایش سختی با گذشت زمان و افزایش دمای آستنیت کردن می‌باشد. به عبارت دیگر در این جدول تشکیل سریعتر آستنیت که به صورت افزایش سختی در داده‌ها ظاهر گردیده، برای فولاد A مشاهده می‌شود. همچنین این مقادیر تا حدودی تأخیر در افزایش سختی را برای فولاد B نسبت به فولاد A نشان می‌دهند.

۳-۱- محاسبه کسر حجمی آستنیت

جهت تعیین کسر حجمی آستنیت، مناسب‌ترین روش اندازه‌گیری کسر حجمی آستنیت به کمک داده‌های بدست آمده از آزمایش سختی سنجی تشخیص داده شد.

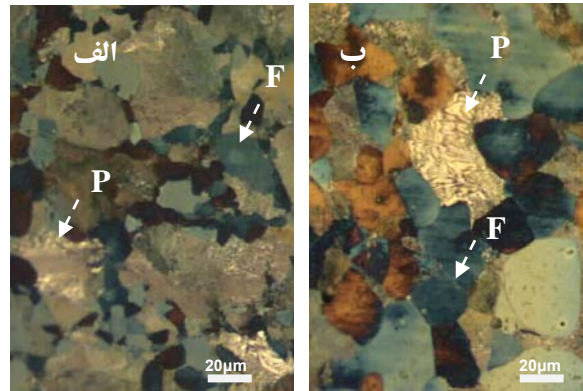
در این روش با داشتن سختی ساختار اولیه و سختی ساختار بعد از تکمیل تغییر حالت آستنیت (مارتنزیت کامل) می‌توان کسر حجمی آستنیت را نسبت به روش‌های دیگر اندازه‌گیری، با تقریب بهتری توسط معادله اورامی که در ذیل آورده شده است محاسبه نمود:

$$HV = 800x + 250(1-x) \quad (1)$$

که در این معادله HV، سختی ویکرز فولاد در عملیات آستنیت و آبدی در لحظه t، x درصد فاز بوجود آمده در اثر استحاله و اعداد ۸۰۰ و ۲۵۰ به ترتیب سختی (بر حسب ویکرز) ساختار مارتنزیت کامل و ساختار اولیه فریت - پرلیت را نشان می‌دهد که اعداد فوق با تقریب نسبتاً خوبی برای هر دو فولاد A و B به یک مقدار اندازه‌گیری شد.

۳-۲- بررسی تأثیر دما و زمان بر سینتیک تغییر حالت آستنیت

منحنی تغییرات کسر حجمی آستنیت در شکل (۲) آورده شده است. نتایج حاصل از نمودارهای شکل (۲) تا حدودی تأخیر در تغییر حالت آستنیت را در نمونه فولاد B نشان می‌دهد با افزایش



شکل (۱): ریزساختار اولیه، الف: فولاد A و ب: فولاد B.

جدول (۲): نتایج بدست آمده از سختی سنجی نمونه‌های فولاد A و B از روش ویکرز.

دما (C) \ زمان (S)	۸۰۰ B	۸۵۰ B	۹۰۰ B	۹۵۰ B
۳	**	**	**	۵۵۹
۵	**	۴۵۱	**	۶۳۷
۱۰	۵۰۱	۵۶۸	**	۶۸۵
۱۵	**	**	۶۹۷	۷۰۱
۲۰	۶۰۲	۵۹۳	۶۲۲	۷۰۴
۲۵	**	**	۶۴۱	۷۶۲
۳۰	۶۰۷	۶۰۵	۶۴۸	**
۴۰	**	**	۶۶۸	**
۴۵	**	۶۱۹	۷۰۸	**
۵۰	۶۱۸	**	**	**
۵۵	**	**	۷۳۸	**
۶۰	۶۹۱	۶۸۹	۷۳۶	**

دما (C) \ زمان (S)	۸۰۰ A	۸۵۰ A	۹۰۰ A	۹۵۰ A
۱/۵	**	**	**	۴۴۶
۵	**	۴۲۶	۳۵۵	۶۵۲
۸/۵	۴۸۷	**	**	**
۱۰	**	۵۶۵	**	۶۹۰
۱۵	**	**	۶۵۸	۶۹۵
۲۰	۵۹۸	۶۳۸	**	۷۰۸
۲۵	**	**	۶۸۹	۷۸۶
۳۰	۶۴۵	۶۴۳	**	**
۴۰	**	**	۷۰۶	**
۴۵	۷۰۸	**	**	**
۵۵	**	**	۷۳۸	**
۶۰	۶۹۵	۷۳۵	**	**

که در آن X ، کسر حجمی آستنیت تحول یافته، t زمان دگرگونی، k ثابت سرعت واکنش و n مؤلفه‌ای ثابت و بدون بعد است. چنانچه از معادله فوق به‌طور متوالی دو بار لگاریتم گرفته شود، معادله جدیدی به‌صورت زیر پدید می‌آید:

$$\text{Log log } 1/(1-x) = n \text{ logk} + n \text{ logt} \quad (۳)$$

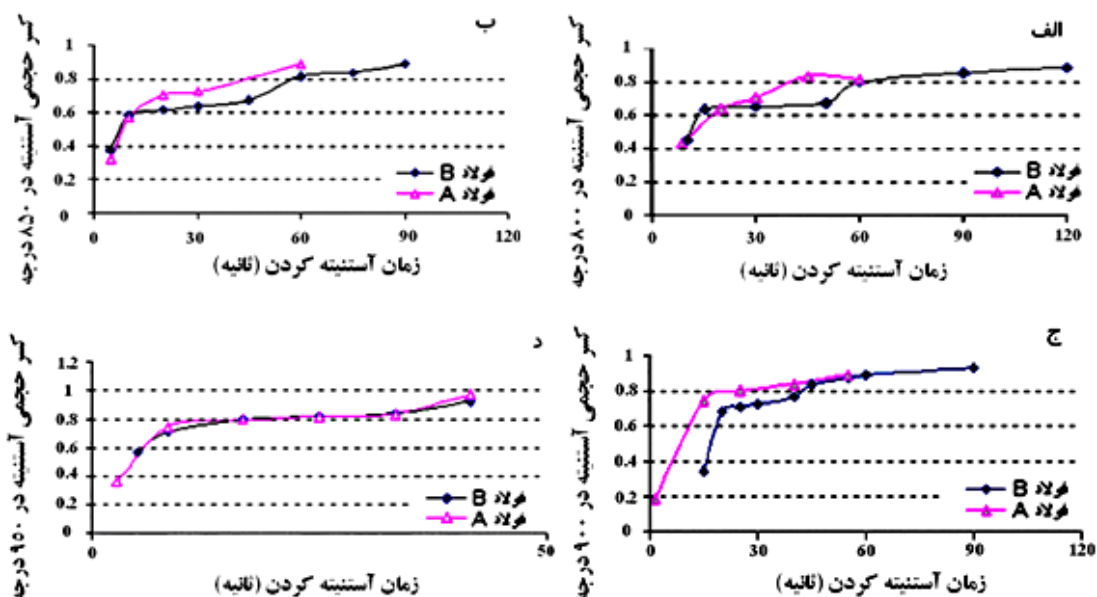
اگر معادله اورامی به‌صورت $\text{log log } 1/(1-x)$ بر حسب logt رسم شود، خط راستی بدست می‌آید که شیب این خط توان n را می‌دهد. با رسم نمودارهای یاد شده و استخراج n از آن‌ها نمودار شکل (۳) بدست آمد. با توجه به‌شکل (۳) مقدار n کمتر

دمای آستنیت‌ه کردن مقایسه نمودار تغییرات فوق برای دو نوع فولاد A و B به‌وضوح دیده می‌شود. نکته قابل توجه دیگر کاهش اختلاف موجود بین نمودار فولادهای A و B با گذشت زمان می‌باشد.

۳-۳- ارزیابی سینتیک تشکیل آستنیت به کمک معادله اورامی

تابع کسر حجمی فاز تغییر حالت یافته بر حسب زمان دگرگونی به‌صورت زیر بیان می‌گردد: [۴]

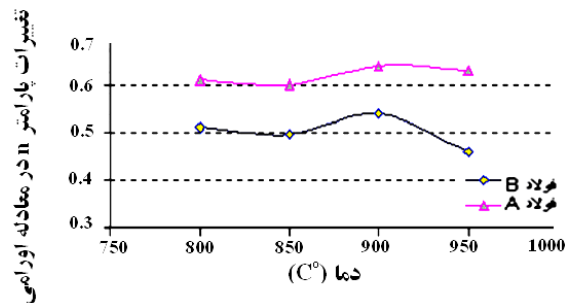
$$X = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (۲)$$



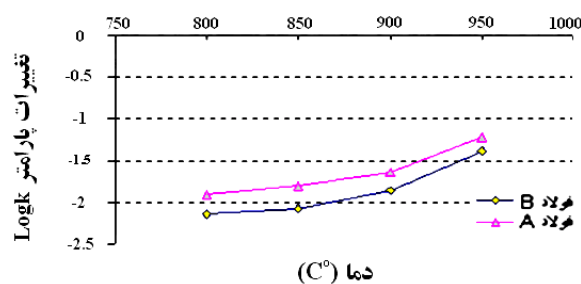
شکل (۲): منحنی تغییرات کسر حجمی آستنیت با زمان آستنیت کردن برای دو نوع فولاد A و B در دمای (الف): ۸۰۰، (ب): ۸۵۰، (ج): ۹۰۰ و (د): ۹۵۰ درجه سانتی گراد.

(۳) مشخص است مقادیر n به طور نامحسوسی برای فولاد وانادیوم دار کمتر است که علت آن می تواند وجود رسوبات کاربید یا نیتريد وانادیوم در فولاد نوع B که به صورت عمل قفل شوندگی مانع از حرکت مرزها می شوند، باشد.

بیشترین تأثیر دما بر معادله اورامی بر روی پارامتر k ظاهر می گردد که با افزایش دما بر مقدار آن افزوده می شود. شکل (۴) افزایش این پارامتر معادله اورامی را با دما نشان می دهد. با مقایسه تغییرات فوق برای دو فولاد A, B مشاهده می شود که در تمامی دماها، فولاد A مقادیر logk بالاتری را نشان می دهد. با افزایش دما اختلاف مقادیر logk برای دو فولاد کاهش می یابد که این موضوع می تواند به دلیل انحلال برخی از رسوبات وانادیومی در فولاد نوع B و کاهش اثرات آن در تولید مناطق مرجح جوانه زنی باشد. با این حال رشد کمتر اندازه دانه ها در فولاد وانادیوم دار می تواند سبب بروز استحاله های نفوذی شود که در نتیجه از مقادیر سختی کاسته شده و به صورت خطا در معادله اورامی این تغییر بصورت کاهش در مقادیر logk ظاهر شود.



شکل (۳): منحنی تغییرات پارامتر n با دما برای دو نوع فولاد A و B.



شکل (۴): منحنی تغییرات logk با دما برای دو نوع فولاد A و B.

از ۱ و بیشتر از صفر می باشد، n پارامتری غیروابسته به دما است و نوع دگرگونی و مواضع جوانه زنی که تعیین کننده سینتیک تغییر حالت است، بر آن اثر دارد. همانگونه که در نمودارهای شکل

۳-۴- ارزیابی سینتیک تشکیل آستنیت از طریق تصاویر

متالوگرافی

شکل (۵) ریزساختار فولاد نوع A را در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد نشان می‌دهد. در زمان ۱۰ ثانیه ساختار حاوی فریت و مارتنزیت است که در شکل (۵-الف) نشان داده شده است. با افزایش زمان آستنیت کردن تا ۳۰ ثانیه استحاله تشکیل آستنیت کامل شده و ساختار مارتنزیتی ایجاد گردیده است، با افزایش بیشتر زمان، رشد دانه‌های آستنیت روی داده که در نتیجه آن مارتنزیت با تیغه‌های ضخیم‌تر تشکیل یافته است.

شکل (۶) ریزساختار فولاد نوع B در دمای آستنیت کردن ۸۵۰ درجه سانتی گراد و زمان‌های ۱۰، ۳۰ و ۶۰ ثانیه را نشان می‌دهد. مقایسه این شکل‌ها با ریزساختارهای فولاد نوع A حاکی است که ضخامت تیغه‌های مارتنزیت در فولاد نوع A بیشتر از نوع B است با این روند تشکیل آستنیت در هر دو نوع تقریباً یکسان است، لذا برای هر دو نوع فولاد در زمان‌های پایین آستنیت کردن، ساختار شامل فریت و مارتنزیت است و با افزایش زمان تا ۳۰ ثانیه استحاله تشکیل آستنیت کامل شده و ساختار مارتنزیتی است.

زمان نیز یکی از عوامل مؤثر بر سینتیک تشکیل آستنیت می‌باشد تأثیر این پارامتر می‌بایست در تصاویر ریزساختار نیز ظاهر گردد. در شکل (۶) مقایسه‌ای بین میزان تشکیل آستنیت در فولاد A پس از مدت زمان ۱۰ ثانیه آستنیت کردن در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد صورت گرفته است. مقایسه ظاهری دو ریزساختار، مبین وجود کسر حجمی بیشتری از فریت در شکل (۶-الف) است.

۳-۵- ارزیابی اثر رسوبات وانادیم بر رشد مرز دانه‌های

آستنیت

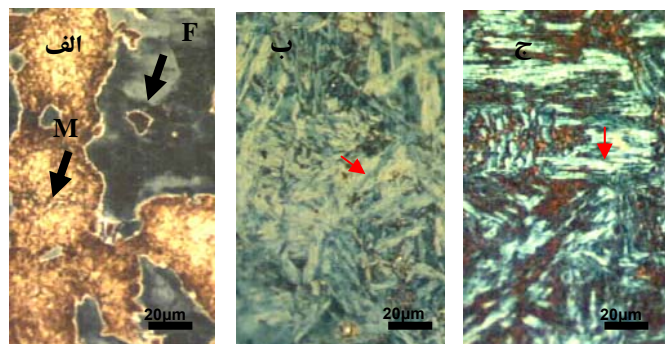
شکل (۷) دانه‌های آستنیت را برای دو نوع فولاد A و B که در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد و زمان ۶۰ ثانیه قرار گرفتند را نشان می‌دهد. عدد اندازه آستنیت برای فولاد A حدود ۴/۵ و برای فولاد نوع B حدود ۷ می‌باشد. مطالب ارائه شده از متالوگرافی حاکی از اثر رسوبات وانادیومی در رشد دانه‌های آستنیت دارد.

افزایش دما و زمان آستنیت کردن تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و زمان ۳۰ دقیقه سبب رشد بیشتر دانه‌های آستنیت شد. نمودار تغییرات اندازه دانه با دما و زمان‌های مختلف در شکل (۸) آورده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش دما و زمان آستنیت کردن عدد اندازه دانه کاهش یافته است، این کاهش در فولاد نوع A مشهودتر است و این در حالی است که دانه‌های آستنیت در فولاد نوع B در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و زمان ۳۰ دقیقه دارای یک رشد نابهنگام است که این امر حاکی از حذف اثر رسوبات وانادیوم بر رشد دانه‌های آستنیت در اثر انحلال آن است.

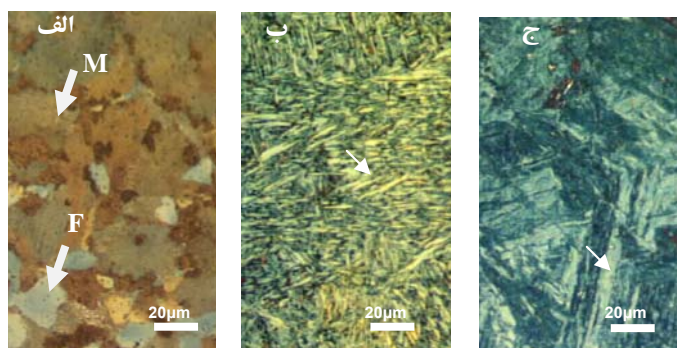
تأثیر پارامتر دما به‌عنوان یک عامل محرک فرآیند نفوذ کربن می‌باشد. با افزایش دمای آستنیت کردن، به دلیل بیشتر شدن انرژی رانش ترمودینامیکی و تسریع فرآیند نفوذ کربن، سرعت تغییر حالت افزایش یافته و دگرگونی در مدت زمان کوتاهتری صورت می‌پذیرد [۹ و ۱۰]. این همان نتیجه‌ای است که از نمودارهای شکل (۲) نیز استنتاج گردیده است.

عوامل مؤثر بر پارامتر n، نوع تغییر حالت صورت گرفته و نوع مواضع مرجحی می‌باشند که جهت جوانه‌زنی اولیه فراهم می‌آیند. بدین ترتیب پیش‌بینی می‌شود در شرایطی که هیچ گونه تغییری در مواضع جوانه‌زنی و نوع تغییر حالت ایجاد نگردد، این پارامتر در طول زمان‌ها و دماهای مختلف ثابت باقی بماند. در فولادهای میکروآلیاژ که سینتیک تغییر حالت به آستنیت تحت تأثیر کاربیدهای عناصر میکروآلیاژ قرار دارد، ترکیب شیمیایی رسوبات میکروآلیاژ پارامتری وابسته به دما است [۶ و ۱۰]، لذا n نیز در این حالت وابسته به دما در نظر گرفته می‌شود.

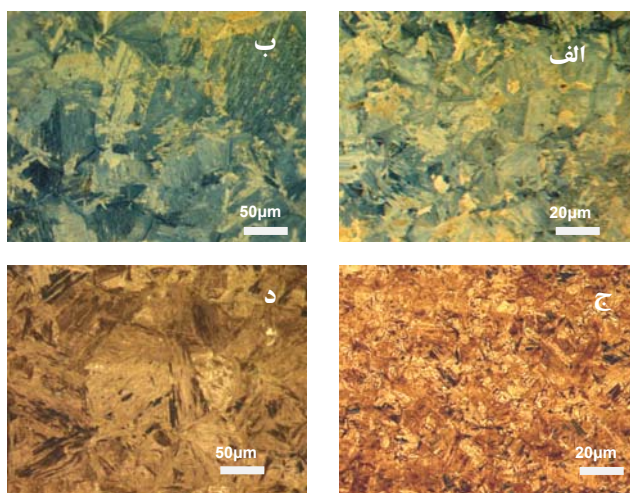
نتایج بدست آمده از تغییرات n برای فولاد A عدم تغییر محسوس را برای دماهای مختلف گزارش می‌کند، بنابراین به نظر می‌رسد در این فولاد کنترل سینتیک تغییر حالت تنها توسط مواضع مرجح مرز دانه‌ها صورت پذیرد. اما به دلیل وجود مواضع دیگری غیر از مرز دانه‌ها در فولاد B، یعنی کاربیدها و کربونیت‌ریدهای وانادیم و وابستگی آنها به دما، تغییرات پیچیده‌ای



شکل (۵): مراحل تشکیل مارتنزیت در فولاد A در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد پس از، الف): ۱۰، ب): ۳۰ و ج): ۶۰ ثانیه آستنیتیه کردن.



شکل (۶): مراحل تشکیل مارتنزیت در فولاد B در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد پس از، الف): ۱۰، ب): ۳۰ و ج): ۶۰ ثانیه آستنیتیه کردن.

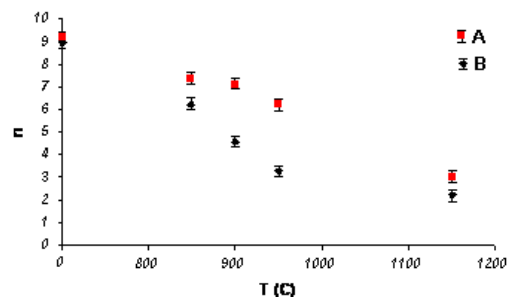


شکل (۷): ریزساختار میکروسکوپ نوری الف و ب): فولاد نوع A، ج و د): فولاد نوع B.

پیش‌برنده تغییر حالت، بطور قابل ملاحظه‌ای بر مکانیزم به تأخیر اندازنده آن برتری می‌یابد که حالت بهینه این رخداد در محدوده حرارتی ۹۰۰-۸۵۰ درجه سانتی‌گراد تخمین زده می‌شود. با توجه به اینکه انحلال رسوبات بر پایه $V(C,N)$ محدوده حرارتی ۹۵۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد گزارش شده است [۱۲]، با افزایش دما تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، انحلال رسوبات و تغییر در ترکیب استوکیومتری، باعث از بین رفتن مواضع مناسب جوانه‌زنی آستنیت گردیده، بدون اینکه انحلال کامل رسوبات رخ دهد که این امر منجر به کاهش مجدد در مقادیر بدست آمده برای n شده است. با توجه به دمای بحرانی انحلال کاربیدها در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به نظر می‌رسد که کنترل سینتیک تغییر حالت آستنیت در یک فولاد با رسوبات با ترکیب استوکیومتری $V(C,N)$ را ترکیبی فقیر از نیتروژن یعنی VC انجام دهد و سهم ترکیب VN غنی از نیتروژن که دمای بحرانی انحلال بالاتری برای آن گزارش شده [۱۳]، کمتر از دو ترکیب دیگر باشد که این امر با توجه به مقدار کم نیتروژن در ترکیب شیمیایی فولاد B از قبل پیش‌بینی می‌شد.

نتایج حاصل از بررسی و مقایسه دیاگرام تغییرات $\log k$ به‌عنوان پارامتر دوم معادله سینتیکی اورامی (شکل ۴) نشان می‌دهد که $\log k$ نیز پارامتری وابسته به دما است که با افزایش دما سیر صعودی را طی می‌کند. نکته قابل توجه در این نمودار مقادیر بالاتر $\log k$ برای فولاد B می‌باشد که این امر، به‌اثر کاربیدهای میکروآلیاژ نسبت داده شده است [۱ و ۲]. علاوه بر این دیده می‌شود که مقادیر $\log k$ در فولاد A و B با افزایش دما به هم نزدیک می‌شوند که آن را می‌توان به انحلال کاربیدهای وانادیم مربوط دانست.

نکته قابل توجه دیگر اینکه انحلال کاربیدها علاوه بر دما به زمان نیز وابسته است، به گونه‌ای که با افزایش زمان آستنیت‌کردن در تمام دماها، در نهایت باعث کاهش اختلاف داده‌های نرخ تشکیل آستنیت و در مواردی انطباق داده‌ها با زمان برای دو فولاد A و B گردیده است. البته نباید تأثیر دما را در این بین



شکل (۸): عدد اندازه دانه برای دو نوع فولاد A و B با تغییرات دما.

در مقادیر بدست آمده برای پارامتر n مشاهده می‌شود. از آنجایی که n مقادیر کمتر از یک را به خود اختصاص داده است اینگونه برداشت می‌شود که تغییر حالت برای هر دو فولاد A و B از آن دسته از تغییر حالت‌ها هستند که با گذشت زمان نرخ تشکیل آستنیت در آنها افت می‌کند، به عبارت دیگر سینتیک تغییر حالت در ابتدا زیاد و با گذشت زمان، کاهش می‌یابد.

کاهش در مقادیر n در فولاد B نسبت به فولاد A به تأثیر رسوبات وانادیم در به تأخیر انداختن تغییر حالت آستنیت نسبت داده می‌شود. از آنجایی که یکی از پارامترهای مؤثر بر سینتیک تغییر حالت آستنیت نوع رسوبات میکروآلیاژ و ترکیب استوکیومتری آن می‌باشد، با فعال شدن نفوذ بر طبق مکانیزم استوالد رینینگ^۳ [۱۱] ترکیب شیمیایی مناسب و ابعاد بهینه رسوبات با انرژی سطحی زیاد و ترشوندگی مناسب جهت ایجاد مواضع مرجح جوانه‌زنی، اولین جوانه‌های آستنیت در محدوده دمایی ۹۰۰-۸۵۰ درجه سانتی‌گراد فراهم می‌آید.

از آنجایی که در بررسی علل تغییر پارامتر n ، هر دو تأثیر رسوبات وانادیم یعنی تسریع در سینتیک تغییر حالت آستنیت با ایجاد مواضع مرجح جوانه‌زنی مناسب و تأخیر در سینتیک تغییر حالت به آستنیت با قفل کردن مرز دانه‌های آستنیت، باید بطور همزمان در نظر گرفته شود که هر دو مکانیزم فوق در مقابل هم، یکی در جهت پیشبرد تغییر حالت و دیگری در به تأخیر انداختن آن مؤثر است. بنابراین به نظر می‌رسد با افزایش دما به دلیل تغییر در ترکیب استوکیومتری رسوبات و فعال شدن فرآیند نفوذ که منجر به توزیع مناسب‌تری از رسوبات می‌گردد، مکانیزم

- [4] N. E. Hannerz and B. Jonsson Holmquist, *Metals Science*, 8, pp. 228-234, 1974.
- [5] D. T. Liewwellyn, *Vanadium in Steels, Iron Making and Steel Making*, Vol. 23, No. 5, pp. 397, 1996.
- [6] C. W. Lee, S. H. Uhm, K. M. Kim, K. J. Lee and C. H. Lee, Modeling of Phase Transformation Kinetics in the Coarsened Grain HAZ of C-Mn Steel Weld Considering Prior Austenite Grain Size, *ISIJ International*, Vol. 41, No. 11, pp. 1383-1388, 2001.
- [7] M. Avrami, (1939). "Kinetics of Phase Change. I. General Theory", *Journal of Chemical Physics* (1939), Vol. 7, No. 12, pp. 1103-1112, 1939.
- [8] ASM Metals Handbook, *Metallography and Microstructures*, Vol. 9, 9th Edition, 2004.
- [۹] م.ع. گلعدار، "اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها"، مرکز انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، چاپ سوم، ۱۳۷۲.
- [10] P. A. Manohar, D. P. Dunne, T. Chandra and C. R. Killmore, *Grain Growth Predictions in Microalloyed Steels*, *ISIJ International*. Vol. 36, No. 2, pp. 194-200, 1996.
- [۱۱] د. پورتر و ک. ای استرلینگ، دگرگونی فازها در فلزات و آلیاژها، ترجمه دکتر ابولقاسم دهقان و عباسعلی نظربلند، انتشارات دانشگاه شیراز، چاپ دوم، سال ۱۳۸۲.
- [12] L. M. Panfilova and L. A. Snirnov, "The Effects of Vanadium Carbonitrides on Properties of Structural Medium Carbon Nitrogen, Containng Steels", *Fundamentall of Microalloying Forging Steels*, pp. 189-200, 1986.
- [13] S. Zajac, R. Lagneborg and T. Siwecki, "The Role of Nitrogen In Microalloyed Steels", *Microalloying 95*, pp. 327.

۶- پی نوشت

- 1- Gladman
- 2- Beraha
- 3- Ostwald Ripening

نادیده گرفت، چرا که دما نیز به عنوان مهمترین عامل در انحلال کاربیدها، باعث کاهش زمان انطباق گردیده است.

۴- نتیجه گیری

۱- با افزایش دما و زمان به دلیل افزایش فعالیت فرآیند نفوذ کربن، سینتیک تغییر حالت فریت-پرلیت به آستنیت تسریع می گردد.

۲- نرخ تشکیل آستنیت پارامتری وابسته به دما و زمان می باشد که با افزایش دما تشکیل آستنیت با نرخ بیشتر و در زمان های به مراتب کمتری آغاز می گردد اما با گذشت زمان نرخ تشکیل آستنیت کاهش می یابد و به یک مقدار ثابت می رسد تا در نهایت به تکمیل تغییر حالت بینجامد.

۳- حضور رسوبات وانادیم به دلیل ایجاد مواضع جوانه زنی به ریزدانه گی آستنیت می انجامد، در حالی که در فولاد A به دلیل وجود مواضع از نوع مرز دانه ای، جوانه زنی تنها در مرزهای پرانرژی صورت گرفته، دانه های آستنیت درشت تری را موجب می گردد اما با انحلال رسوبات وانادیم، اندازه دانه های آستنیت در هر دو فولاد به یکدیگر نزدیک می شود.

۵- مراجع

- [1] R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac and B. Hutchinson, "The Role of Vanadium in Microalloyed Steels", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 28, Issue 5, October 1999.
- [2] R. J. Glodowski, Experience in Producing Vanadium-Microalloyed Steels, *The International Symposium on Thin-Slab Casting and Rolling*, Guangzhou, China, December 3-5, 2002.
- [3] Y. Li, D. N. Crowther, M. J. W. Green, P. S. Mitchell and T. N. Baker, The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol. 41, No. 1, pp. 46-55, 2001.

