

# رسم نمودارهای CCCT و بررسی اثر تغییرشکل روی استحاله مارتنزیت و بینایت در فولاد NiCrMoV

رضا طاهریان<sup>\*</sup>، عباس نجفی زاده<sup>\*\*</sup>، مرتضی شمعانیان<sup>\*\*\*</sup>، رضا شاطری<sup>\*</sup>  
دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان  
مجتمع فولاد آلیاژی اصفهان

(دریافت مقاله: ۸۳/۱۰/۶ - دریافت نسخه نهایی: ۸۴/۹/۲۶)

**چکیده** - در این مقاله دو نمودار CCT (بدون همواهی تغییرشکل) مقایسه شد. همچنین علت افزایش دمای  $M_{\alpha}$  و  $B_{\alpha}$  از نظر ترمودینامیکی و متالورژیکی بررسی شد. بررسیهای ترمودینامیکی نشان داد که تنش باعث افزایش نیروی محركه مکانیکی و کاهش انرژی آزاد کل استحاله می‌شود و سبب می‌شود که امکان شروع استحاله در دماهای بالاتر فراهم شود. بررسیهای متالورژیکی مشخص کرد که اگر دمای تغییرشکل به گونه‌ای انتخاب شود که استحکام ساختار درون دانه‌های آستنیت اولیه بر اثر تغییرشکل اعمال شده افزایش یابد، آن گاه برش لازم برای استحاله‌های مارتنزیت و بینایت به سختی صورت می‌گیرد و لذا  $M_{\alpha}$  و  $B_{\alpha}$  کاهش می‌یابد. ولی اگر در حین یا بعد از تغییرشکل، فرایند تبلور مجدد یا بازیابی کامل برقرار باشد، ساختار درون دانه‌ها نرم شده و آن گاه برش لازم برای استحاله‌های مارتنزیت و بینایت راحت‌تر صورت می‌گیرد و  $M_{\alpha}$  و  $B_{\alpha}$  افزایش می‌یابد. همچنین در این مقاله مشخص شد که دماغه بینایت در نمودار CCCT نسبت به CCT به سمت چپ متمایل می‌شود که این نشان می‌دهد جوانه زنی فاز بینایت راحت‌تر از مارتنزیت صورت می‌گیرد.

**واژگان کلیدی:** CCT، CCCT، تغییرشکل گرم، مارتنزیت، بینایت

\*\*\* - استادیار

\*\* - استاد

\* - کارشناس ارشد

# Drawing CCCT Diagrams and Investigation of Deformation Effects on Martensite and Bainite Transformations in NiCrMoV Steel

R. Taherian, A. Najafi Zadeh, M. Shamanian, R. Shateri

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology  
Isfahan Alloy steel complex

**Abstract:** In this study, two CCCT diagrams are drawn to be compared with a CCT diagram. The CCCT diagrams represent continuous cooling transformations in stress assisted state. The increased  $M_d$  and  $B_d$  temperatures of CCCT diagrams were also compared with those of the CCT diagrams and the cause was investigated from both thermodynamic and metallurgical viewpoints. Thermodynamic examinations revealed that stress causes the mechanical driving force to increase but the total free energy of transformation to decrease; hence,  $M_d$  and  $B_d$  will rise. Metallurgical investigations showed that if deformation temperatures are selected in a manner to increase the structural strength of the original austenite grains prior to deformation, the shear force required for martensite and bainite transformations will arduously obtain; hence,  $M_d$  and  $B_d$  will fall. However, if recrystallization or full recovery occurs during or after deformation, interior grain structure softens and the shear force required for martensite and bainite transformations will readily obtain; hence,  $M_d$  and  $B_d$  will rise. It was also found that the nose in CCCT curves are shifted to the left as compared to that of CCT curves. This indicates that deformation of steel enhances bainite formation more readily than that of the martensite phase.

**Keywords:** CCCT, CCT, Hot deformation, Martensite, Bainite.

## فهرست علائم

تنشی برخی	$\tau$	مؤلفه کرنش نگهداری نسبت به صفحه رابط	$\zeta$
کرنش عمود نسبت به صفحه رابط	$\delta$	مؤلفه کرنش برخی نسبت به صفحه رابط	$S$
کرنش برخی نسبت به صفحه رابط	$\gamma$	تنشی اعمالی	$\sigma_A$
		تنشی عمودی	$\sigma_N$

تشکیل می شود [۵، ۷ و ۸]. همین طور نیتریدهای نیتانیم، Cr و آنادیم و آلومینیم نیز شکل می گیرد. این کاربیدها و نیتریدها باعث متوقف شدن مرزها در حین تبلور مجدد و رشد دانه های آستانیت می شوند [۹ و ۱۰].

در این تحقیق دو نمودار CCCT رسم شده است. در نمودارهای CCCT قبل از سرد شدن نمونه ها از دمای آستانیته کردن، نمونه تغییر شکل می یابد و عملیات ترمومکانیکی انجام شده سبب تغییر در زمان و دمای استحاله ها نسبت به حالت بدون تغییر شکل خواهد شد. در واقع عملیات ترمومکانیکی تفاوت هایی را بین نمودار CCCT (همراه با عملیات ترمومکانیکی قبل از سرد شدن) و CCT (بدون عملیات ترمومکانیکی) ایجاد

## ۱- مقدمه

هدف از این تحقیق رسم نمودارهای CCCT<sup>۱</sup> و بررسی اثر تغییر شکل روی میکروساختار فولاد روتور ۳۵NiCrMoV ۱۲-۵ یا ۱.6959، با ترکیب شیمیابی جدول (۱) است. این فولاد کاربرد زیادی در محور ژنراتورها [۱]، روتور توربینها [۲ و ۵] و قالب های HIP<sup>۲</sup> [۲] دارد. عمدۀ ساختار این فولاد بعد از فورج مارتزیت و بینایت پایینی است [۶]. این فولاد دارای استحکام تسلیم ۱۵۰۰ MPa است که این ناشی از میکروساختار مارتزیت و بینایت وریزدانگی ناشی از عملیات فورج است [۶-۵]. در این فولاد انواع کاربیدهای مختلف از نوع Fe , V , Ni , Mo از عناصر M<sub>6</sub>C, M<sub>3</sub>C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>2</sub>C

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد NiCrMoV مصرفی

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%Ni	%V	%P	%S
0.35	0.16	0.5	1.3	0.4	3.1	0.13	0.0045	0.0045

این مکانیزم وجود حالت C شکل بینایت را در نمودار TTT که نشانه نفوذی بودن استحاله بینایت است نمی‌تواند توجیه کند. عدهای بر ترکیبی بودن استحاله بینایت از این دو مکانیزم معتقدند [۱۶، ۳۲، ۳۳]. در این مورد محققان بیشتر معتقدند که با مکانیزم بازساز، جوانه بینایت ابتدا به صورت صفحه‌های فریتی از داخل آستنیت جوانه می‌زند و سپس با مکانیزم جابه‌جایی بوسیله برش شبکه آستنیت، تیغه‌ها رشد می‌کند [۳۴]. صفحه‌های فریتی از مکانهایی که در اثر نوسانات اتمی، مقدار کربن آنها کاهش می‌یابد، جوانه می‌زند لذا به نظر می‌آید که مرزهای دانه بهترین مکان برای این نوسانات اتمی و جوانه زنی فریت بینایتی باشند [۳۱ و ۳۵]. بعضی گفته‌اند، مکانهای مرجع هسته گذاری بینایت، روی ذرات ناخالصی غیرفلزی است [۳۶، ۳۷]. گاروود [۳۶] که روی آلیاز برنج تحقیق کرد، به این نتیجه رسید که جوانه زنی بینایت روی ذرات ناخالصی غیرفلزی پخش شده صورت می‌گیرد. این ناخالصیها به عنوان مکانهای مرجع جوانه زنی عمل می‌کند که شکل کروی و قطر از ۰/۱ تا ۰/۷ میکرون دارند. این ناخالصیها، خطاهای انباشتگی را ایجاد می‌کنند که باعث کاهش انرژی فصل مشترک در عبارت انرژی آزاد کل لازم برای جوانه زنی می‌شوند. لذا جوانه زنی تسهیل می‌یابد. از طرفی ناخالصیها یک میدان کرنشی را اطراف خود می‌سازند که محل تجمع نابه‌جاییها می‌شوند. لی و همکارانش [۳۷] نیز معتقدند بینایت به صورت درون دانه‌ای روی ناخالصیها جوانه می‌زند. این نظریه (جوانه زنی روی ناخالصیها) به دلیل تجمع نابه‌جاییها در اطراف میدان کرنشی ناخالصیها مؤید نقش و اهمیت نابه‌جاییها در جوانه زنی بینایت نیز هست. لذا با توجه به مطالب گفته شده نابه‌جایی هم در جوانه زنی مارتزیت و هم در جوانه زنی بینایت نقش مؤثری دارند.

با توجه مطالب گفته شده از مکانهای جوانه زنی مارتزیت و

می‌کند [۱۱-۱۴]. تحقیقات محققان نشان می‌دهد که نوع کرنش (کششی، فشاری، هیدرروستاتیکی) [۱۵ و ۱۶]، مقدار کرنش [۱۸ و ۱۹]، نرخ کرنش [۱۸ و ۱۹] در عملیات ترمومکانیکی و اندازه دانه قبلی آستنیت [۱۹] اثر زیادی روی استحاله‌های فازی دارد. همین طور ثابت شده است که در اثر کرنش، مکانهای جوانه زنی مارتزیت و بینایت افزایش خواهد یافت [۱۸-۲۴].

مقالات، مکانهای مرجع مختلفی را برای جوانه زنی مارتزیت و بینایت بیان می‌کنند [۲۵ و ۱۵]. تحقیقات سوزا و کوک نشان داد که در فولاد ۲۹%Ni - Fe حداقل تجمع ۱۰ نابه جایی لازم است تا هسته گذاری ناهمگن مارتزیت از آنجا شروع شود [۲۶]. بعضی از محققان تقاطعات باندهای برشی را مراکز مرجع جوانه زنی مارتزیت می‌دانند [۱۸، ۲۲، ۲۳، ۲۷ و ۲۸]. استدهامر و همکارانش در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ بیان کردند که جوانه زنی هسته‌های مارتزیت، در تقاطعات خطاهای \_دوقولویهای\_ ایجاد می‌شود [۲۷]. کوهن و السن تقاطعات باندهای برشی را در آستنیت شبیه پایدار مکانهای مرجع دانستند و بیان کردند که این باندهای برشی به شکل مارتزیت ۴ (hcp)، دوقلویهای مکانیکی یا مناطق متراکم از خطاهای انباشتگی <sup>۵</sup> در می‌آیند [۱۸ و ۲۲]. البته بعضی از محققان گفته‌اند که باندهای تغییرشکل، مکانهای تجمع نابه‌جاییها محسوب می‌شوند و لذا نابه‌جاییها در این مناطق پردازیته‌اند [۲۳ و ۲۸] و این نشان از اهمیت نابه‌جاییها در جوانه زنی مارتزیت دارد.

در مورد استحاله بینایت اختلاف نظرهای زیادی وجود دارد. دو مکانیزم مختلف در استحاله بینایت وجود دارد، یکی مکانیزم بدون نفوذ جابه‌جایی (مارتنزیتی)<sup>۶</sup> و دیگری مکانیزم بازساز.<sup>۷</sup> مکانیزم اول بر اساس یک برش روی یک صفحه ثابت بنا شده است و نفوذ وجود ندارد. در این مکانیزم تشکیل کاربیدها نیز بعد از تشکیل تیغه‌های فریت بینایتی میسر می‌شود [۳۱-۲۹].

آستنیت سازی کمتر باشد،  $M_s$  کمتر می‌شود چون جدایشهای کربنی بیشتر و استحکام آستنیت آن بیشتر می‌شود. بعضی‌ها استحکام آستنیت را باسته به دانسیته نابه جایی دانسته‌اند که هر دانسیته نابه جایی بیشتر می‌شود،  $M_d$  کمتر می‌شود<sup>[۳۸]</sup>. لی و همکاران<sup>[۳۷]</sup> تغییر شکل را سبب افزایش استحکام تسلیم بیشتر آستنیت دانسته‌اند، لذا در اینجا در اثر یک فرایند پایدار سازی مکانیکی<sup>۱</sup>، استحاله بینایت به تعویق می‌افتد و استحاله مارتزیت بیشتر می‌شود. فانگ و همکاران دلیل پایدارسازی مکانیکی آستنیت را این گونه بیان کردند: در اثر تغییر شکل عیوب شبکه افزایش می‌یابد. این عیوب نرخ هسته گذاری را بیشتر می‌کند اما در حالت تغییر شکل یافته هر قسمت از آستنیت به جزء کوچکتری از حجم کل تقسیم می‌شود. لذا بسته‌های بینایت و مارتزیت استحاله داده کوچکتر می‌شود. دانسته نابه جاییها با تغییر شکل اعمال شده بیشتر شده و جلوی فصل مشترک بینایت و مارتزیت با آستنیت را سد می‌کند. لذا رشد صفحه در یک ابعادی متوقف می‌شود که کمتر از حالت بدون تغییر شکل است. این منجر به یک کاهش دمای  $M_d$  و  $B_d$  می‌شود<sup>[۱۷]</sup>.

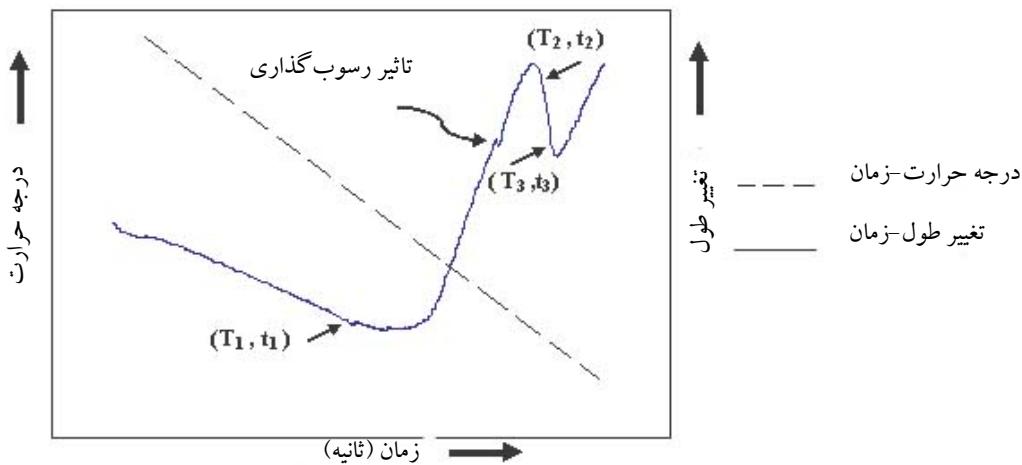
تمام این موارد حاکی از این بوده است که تغییر شکل سبب کاهش  $M_d$  و  $B_d$  شده است در حالی که مراجع زیادی اثر تغییر شکل را افزایش دهنده  $M_d$  و  $B_d$  بیان می‌کنند<sup>[۱۵، ۱۶ و ۳۹]</sup>. در تحقیق حاضر نیز افزایش چشم گیری در دمای  $M_d$  و  $B_d$  مشاهده می‌شود. این مقاله در مورد علت افزایش  $M_d$  و  $B_d$  در آزمایشهای انجام شده از دیدگاه ترمودینامیکی و متالورژیکی تحقیق می‌کند و در مورد علت کاهش  $M_d$  و  $B_d$  در کارهای دیگران بحث می‌کند. همچنین در این مقاله دو نمودار CCCT رسم می‌شود و در مورد تفاوت‌های آن با نمودار CCT بحث خواهد شد.

## ۲- روش آزمایش

در این تحقیق از فولاد ۳۵NiCrMoV12 استفاده شده است، ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) ارایه شده است.

بینایت روشن است که تغییر شکل سبب افزایش مکانهای هسته گذاری مارتزیت (تقاطعات باندهای برشی، دوقلویی‌ها، خطاهای انباشتگی و مکانهای پردازیته از نابه جاییها) و بینایت (مرزهای دانه اصلی، مرزهای فرعی و مکانهای پردازیته از نابه جاییها) می‌شود. لذا انتظار می‌رود تغییر شکل سبب افزایش  $M_d$  و  $B_d$  می‌شود. در حالی که در بعضی مراجع بیان شده که تغییر شکل یک کاهش مشخصی را در  $M_d$  و  $B_d$  ایجاد می‌کند<sup>[۲۰، ۲۱، ۲۹، ۳۸]</sup>. در این تحقیقات عمدتاً کاهش  $M_d$  و  $B_d$  به افزایش استحکام آستنیت و جلوگیری از برش لازم برای استحاله‌های مارتزیت و بینایت اشاره شده است. ادوارد و همکارانش<sup>[۳۸]</sup> اثر استحکام آستنیت را روی استحاله مارتزیت در یک فولاد آلیاژی بررسی کردند که تنش تسلیم را با یک دستگاه کشش در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  بالا اندازه گرفتند. در اینجا تغییر شکل در دمای حدود  $M_s$  (بالای  $M_s$ ) انجام گرفت. نتایج نشان داد که افزایش تغییر شکل سبب افزایش استحکام آستنیت می‌شود و  $M_d$  را کاهش می‌دهد. فیلیپرت و کلاسارد<sup>[۳۸]</sup> هر دو مدل‌هایی را برای ارتباط مقاومت شبکه آستنیت با تشکیل مارتزیت بیان کردند. فیلیپرت ادعا کرد که مقاومت به تغییر شکل سبب جدایش در آستنیت می‌شود که استحکام آستنیت را زیاد و  $M_d$  را کم می‌کند. در این راستا انسل<sup>[۳۸]</sup> آزمایشهایی را طراحی کرد که در آن با نرخهای سرد کردن مختلف، نمونه تا قبل از دمای انجام استحاله مارتزیت سرد شد تا مقدار جدایش ساختار با افزایش شدت کوئنچ کمتر شود. ثابت شد  $M_d$  با افزایش شدت کوئنچ و کاهش مقدار جدایش، افزایش بیشتری نشان می‌دهد<sup>[۳۸]</sup>.

تحقیقات دیگر نشان داد که عناصر آلیاژی سبب افزایش استحکام آستنیت می‌شود. یائو<sup>[۳۸]</sup> نشان داد که اگرچه عناصر ریز پایدارکننده‌های فریت، باعث افزایش  $M_s$  می‌شود، ولی افروden بیشتر آنها سبب کاهش  $M_d$  می‌شود. وهرل<sup>[۳۸]</sup> نشان داد که هر چه نرخهای کوئنچ از دمای  $450^{\circ}\text{C}$  (که بالاتر از دمای  $M_s$  است) بیشتر شود، مقدار جدایش‌های کربنی در ناخالصیهای ساختار آستنیت کمتر و لذا استحکام آستنیت کمتر می‌شود. همچنین وهرل ثابت کرد که هر چه دمای



شکل ۱- (T<sub>1</sub>, t<sub>1</sub>) دما و زمان شروع استحاله بینایت، (T<sub>2</sub>, t<sub>2</sub>) دما و زمان پایان استحاله بینایت، (T<sub>3</sub>, t<sub>3</sub>) دما و زمان شروع استحاله مارتنتزیت.  
برجستگی نشان داده شده با فلش احتمالاً ناشی از رسوب گذاری کاربیدها یا نیتریدها است

جدول ۲- مشخصات آزمایش‌های CCCT در دو حالت تغییرشکل دهی آستنیت اولیه

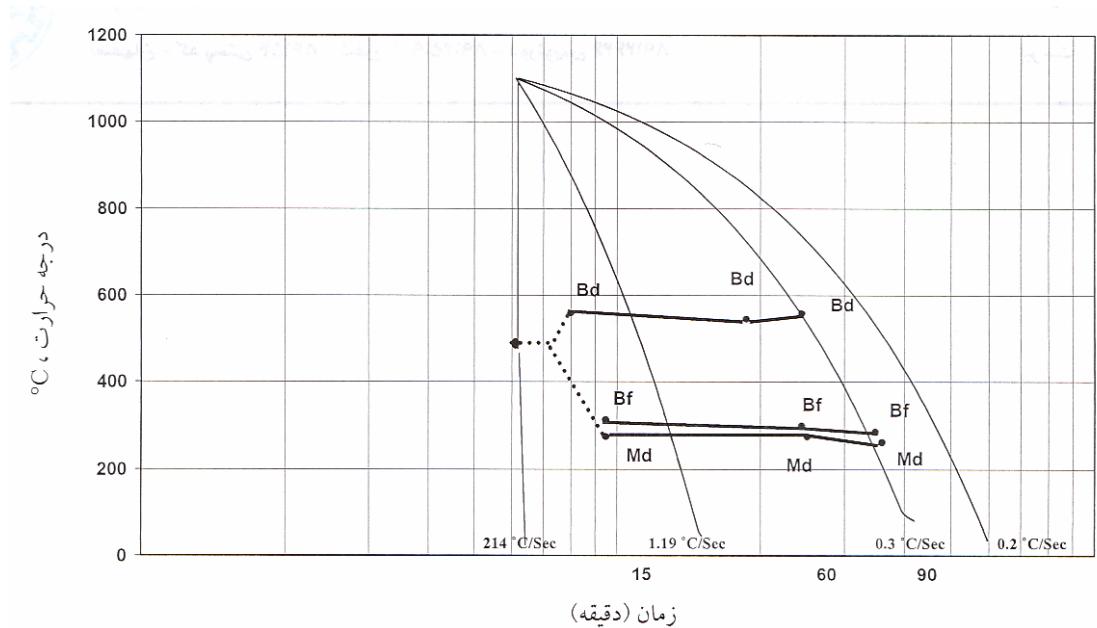
فشارگرم پیوسته	نمودار ۱	T <sub>def</sub> =1100°C, T <sub>aus</sub> =1200°C	$\dot{\epsilon}=0.1$	$\varepsilon=0.92$
	نمودار ۲	T <sub>aus</sub> =1200°C, T <sub>def</sub> =900°C	$\dot{\epsilon}=0.1$	$\varepsilon=0.92$

دیلاتومتر رسم شده است. تغییر شیب در منحنی تغییر طول-زمان، شروع و پایان استحاله‌های فازی را مشخص می‌کند و در نتیجه نمودار CCCT رسم می‌شود. نحوه به دست آوردن دما و زمان شروع هر استحاله روی شکل (۱) نشان داده شده است. به منظور بررسی ساختار میکروسکوپی و تعیین اندازه دانه نمونه‌ها، پس از انجام آزمایش‌های مربوطه، نمونه‌ها مقطع زده شده و سنباذه زنی و پولیش شده‌اند. محلول اچ مورد استفاده ۱۰۰cc اسید پیکریک فوق اشباع + ۴۰ گرم محلول مرطوب کننده مایع ظرفشویی (که حاوی خمیرسولفونات است) + ۰/۷ تا ۱ گرم CuCl<sub>2</sub>.2H<sub>2</sub>O بوده است. زمان اچ حدود ۳۰ دقیقه بوده است. عدد اندازه دانه ASTM با استفاده از استاندارد ASTM [۴۰] و با دستگاه تحلیل تصویری انجام شده است.

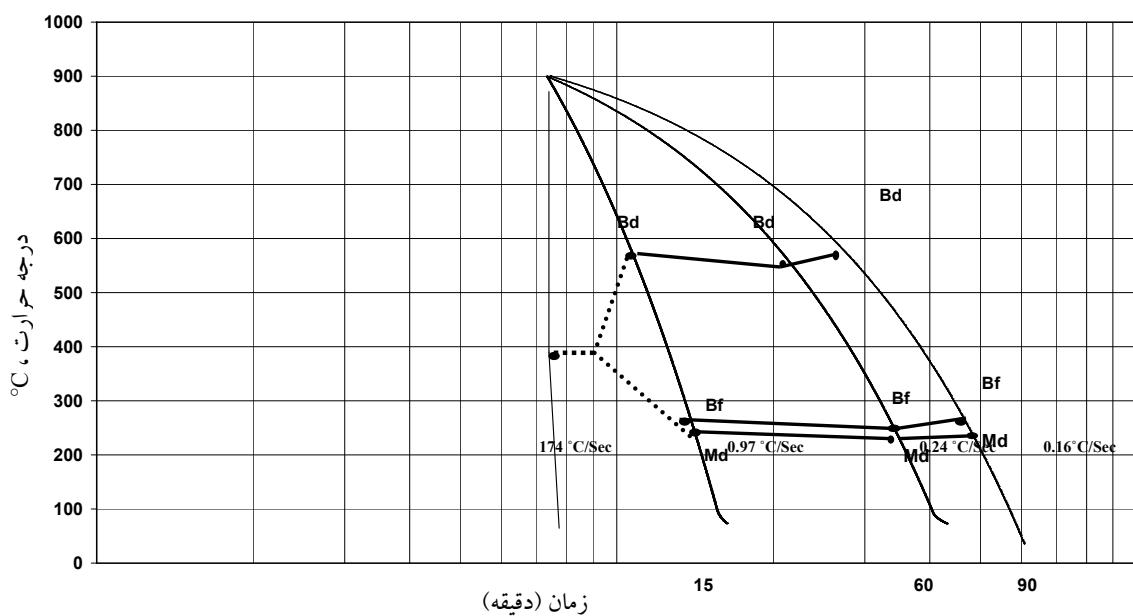
### ۳- بحث و تحلیل

در شکل‌های (۲) و (۳) دو نمودار CCCT و در شکل (۴)

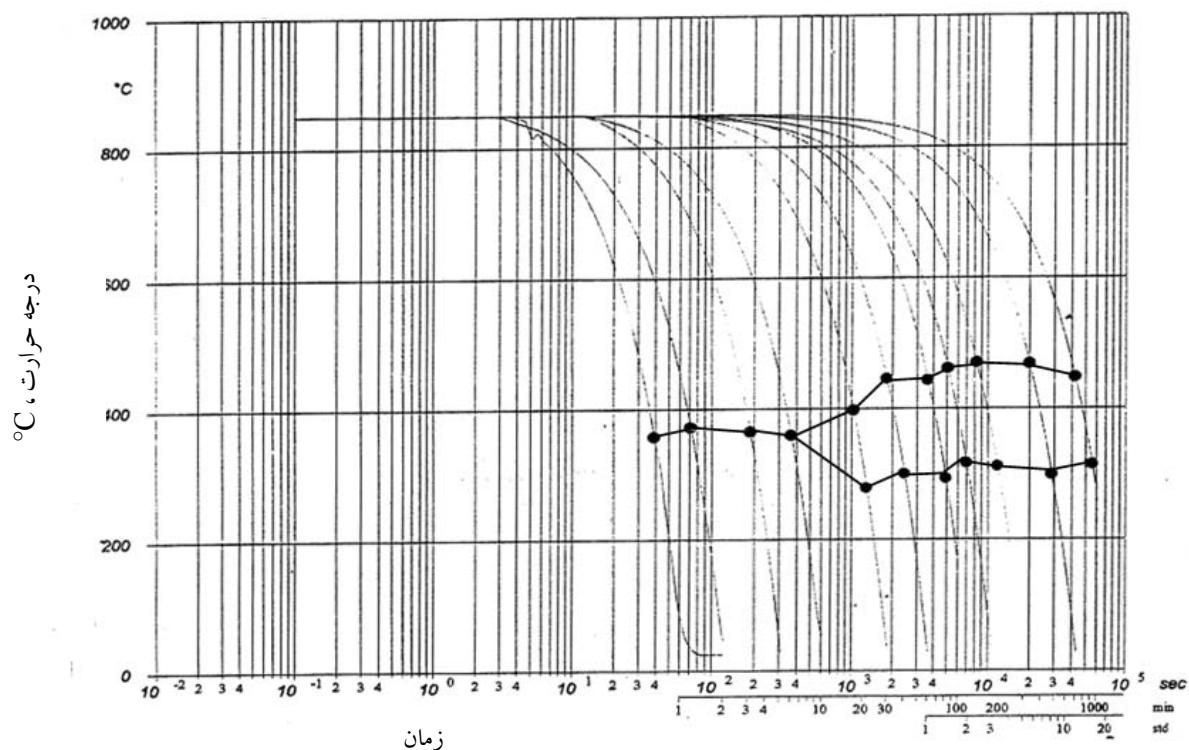
در این تحقیق دو نمودار CCCT همراه با تغییرشکل تک مرحله‌ای، برای این فولاد رسم شده است. آزمایش‌های دیلاتومتری، برای رسم نمودارها با استفاده از دستگاه Dil805A/D انجام شد که قابلیت انجام آزمایش‌های دیلاتومتری و فشارگرم را دارد. هندسه نمونه‌ها برای انجام آزمایشها به صورت استوانه با مقدار  $D=5, H=10 = \frac{H}{D}$  بوده است، که ارتفاع نمونه D قطر نمونه است. روانکار پودر شیشه بوده است. آزمایشها بدین ترتیب بود که نمونه‌های استوانه‌ای در داخل دستگاه با نرخ گرم کردن  $6/6^{\circ}\text{C}/\text{Sec}$  تا دمای  $1200^{\circ}\text{C}$  گرم شدند و به مدت ۵ دقیقه نگهداری شدند و بعد از آن نمونه‌ها به دمای تغییرشکل ( $1100^{\circ}\text{C}$  و  $900^{\circ}\text{C}$ ) برده شدند و نمونه‌ها با تغییرشکل به صورت جدول (۲) انجام شد. سپس نمونه‌ها با نرخ‌های سرد کردن مشخص شده روی نمودار CCCT آنها دمای محیط سرد شدند. نرخ کرنش در همه نمونه‌ها  $0/1 \text{ s}^{-1}$  و مقدار کرنش  $0/92$  بوده است. نمودار دما-زمان-تغییر طول با دستگاه



شکل ۲- نمودار CCCT فولاد NiCrMoV در حالت یک مرحله کرنش روی آستینیت اولیه در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  با نرخ کرنش  $\text{S}^{-1}/10/92\text{.}0$ . B، به معنای بینایت و M<sub>d</sub>، به معنای مارتنتزیت است  
نقاط نقطه چین، نقاط آزمایش نشده و احتمالی را نشان می‌دهد



شکل ۳- نمودار CCCT فولاد NiCrMoV در حالت یک مرحله کرنش روی آستینیت اولیه در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  با نرخ کرنش  $\text{S}^{-1}/10/92\text{.}0$ . B، به معنای بینایت و M<sub>d</sub>، به معنای مارتنتزیت است  
نقاط نقطه چین، نقاط آزمایش نشده و احتمالی را نشان می‌دهد



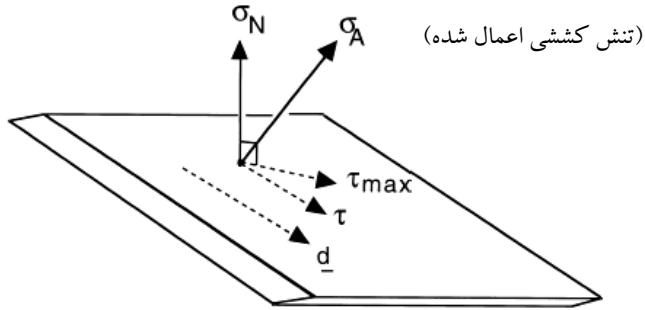
شکل ۴- نمودار CCT از فولاد NiCrMoV، به معنای بینایت و  $M_d$ ، به معنای مارتزیت است

برای توجیه این مطلب ابتدا به اثبات این افزایش از دمای شروع استحاله از دیدگاه ترمودینامیکی پرداخته می‌شود و سپس از لحاظ متالورژیکی، علت افزایش دمای شروع استحاله‌ها در تحقیق حاضر و کاهش آنها در کارهای دیگران بیان می‌شود.

#### ۴- دلیل ترمودینامیکی افزایش $M_d$ و $B_d$

تحلیلهای ترمودینامیکی بیان شده که بعضاً برای یکی از دو استحاله بینایت یا مارتزیت مطرح شده، برای استحاله دیگر نیز یکسان است چون فرض شده هر دو، به وسیله مکانیزم جابه‌جایی استحاله دهنند. در استحاله‌های جابه‌جایی برای انجام استحاله، کرنشهای بزرگی برای تغییرشکل شبکه<sup>۹</sup> لازم است که به کرنش بین<sup>۱۰</sup> معروف است. اگر تنش خارجی به نمونه وارد شود آن وقت فعل و انفعالاتی بین کرنش بین و کرنش بیرونی ایجاد می‌شود که باعث تحریک بیشتر استحاله می‌شود. لذا یک نیروی محرکه، به نام نیروی محرکه مکانیکی ایجاد می‌شود

نمودار CCT فولاد 5NiCrMoV12 رسم شده است. در مقایسه دو نمودار CCT و CCCT تغییرات مشخصی مشاهده می‌شود. همان طور که دیده می‌شود در نمودار CCCT دمای  $M_d$  و  $B_d$  هر دو مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است و همین طور گستره بینایت در CCCT نسبت به CCT افزایش نشان می‌دهد. دماغه احتمالی بینایت که با خط چین رسم شده است نیز در CCCT نسبت به نمودار CCT به سمت چپ منتقل شده است. در زیر به تحلیل آزمایش‌های انجام شده پرداخته می‌شود: در نمودارهای CCCT دیده می‌شود که  $M_d$  و  $B_d$  نسبت به نمودار CCT افزایش یافته است. این نشان می‌دهد که جوانه زنی مارتزیت و بینایت هر دو در دمای بالاتری شروع شده‌اند. که این با بیان مراجع [۳۹ و ۱۵] مطابقت دارد. در حالی که همان‌طور که در مقدمه گفته شد در بعضی از تحقیقات انجام شده توسط دیگران، انجام تغییرشکل سبب کاهش  $M_d$  و  $B_d$  یا تغییرات دیگری شده است [۲۰، ۲۱، ۲۹ و ۳۸]. در اینجا



شکل ۵- تفکیک تنشهای اعمال شده به صفحه رابط.  $\sigma_N$  تنش اعمالی،  $\sigma_A$  تنش عمودی،  $\tau$  تنش برشی، بردار  $d$  جهت و راستای انتقالات برشی در اثر تغییرشکل می‌باشد.  $\tau_{Max}$  مکزیم تنش برشی روی صفحه رابط است که تصویر  $\tau$  در راستای  $d$  است. توجه شود که  $d$  کمی از بردار انتقال کرنش صفحه ثابت فرق می‌کند، و شامل مؤلفه نگهداری و برشی است [۱۶]

اثر نیروی محرکه مکانیکی را بر فرایند استحاله بیان می‌کند. همان طور که در شکل (۴) دیده می‌شود استحاله بینایت، بدون اعمال تنش، در دمای  $T_0$  انجام می‌شود و در این دما فقط نیروی محرکه  $\Delta G_{Chem}$  وجود دارد. در اثر اعمال تنش نیروی محرکه مکانیکی ایجاد می‌شود که سبب کاهش انرژی آزاد کل می‌شود. هر چه تنش بیشتر شود نیروی محرکه مکانیکی بیشتر و در نتیجه انرژی آزاد کل کمتر می‌گردد. لذا دمای شروع استحاله با افزایش تنش بیشتر می‌شود. در زیر دمای  $T'$ ، بین نیروی محرکه شیمیایی و مکانیکی همسویی وجود دارد لذا افزایش هر دو سبب کاهش انرژی آزاد کل می‌شود ولی بالای دمای  $T'$  علامت نیروی محرکه شیمیایی بر عکس می‌شود و با نیروی محرکه مکانیکی مقابله می‌کند. در اینجا هر چه دما بیشتر می‌شود نیروی محرکه شیمیایی بیشتر می‌شود تا جایی که دیگر نیروی محرکه شیمیایی از نیروی محرکه مکانیکی بیشتر و استحاله انجام ناپذیر می‌شود به این دما، دمای  $T_d$  گویند [۱۶].

فیشر و کوهن نیز از افرادی هستند که معادلاتی را در این زمینه به دست آورده‌اند. فیشر نیروی محرکه شیمیایی را برای فولاد Fe-30Ni به صورت معادله ۲ توصیف کرد [۴۱]:

$$\Delta G_{Chem} = a(T - T_0) + b(T - T_0)^2 \quad (2)$$

کوهن مقادیر ثابت  $a$  و  $b$  را به ترتیب  $-0.904$  [MPaK<sup>-1</sup>] و  $3.356 \times 10^{-3}$  [MPaK<sup>-1</sup>] به دست آورد.  $T_0$  دمایی است که

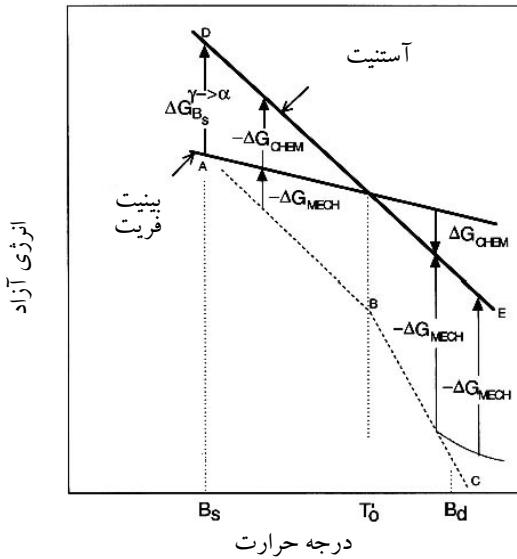
انرژی آزاد کل (نیروی محرکه کل) بدون حضور تنش فقط شامل یک مؤلفه نیروی محرکه شیمیایی است که مربوط به پارامترهای دمایی است. هادشیا این نیروی محرکه را به صورت معادله (۱) معرفی کرد:

$$\Delta G_{Mech} = \sigma_N \cdot \zeta \cdot s + \tau \cdot s \quad (1)$$

که  $\sigma_N$  تنش عمود بر صفحه رابط<sup>۱۱</sup> و  $\tau$  مؤلفه تنش برشی روی صفحه رابط است که موازی با جهت انتقالهای برشی ناشی از تغییرشکل است شکل (۵). کرنشهای  $\zeta$ ،  $s$  به ترتیب به عنوان مؤلفه‌های نگهداری<sup>۱۲</sup> و برشی تغییرشکل عمل می‌کنند [۱۶].

کار انجام شده توسط تنش برشی، همیشه مثبت است، در حالی که مؤلفه نگهداری بستگی به علامت  $\sigma_N$  دارد. برای فولادها مؤلفه نگهداری کوچک است. لذا اثر اصلی تنش روی مؤلفه برشی معطوف می‌شود. به جز زمانی که  $\tau$  صفر است (تنش هیدروستاتیکی)، در فولادها چون مؤلفه برشی همیشه مثبت و بزرگ است لذا صرف نظر از اینکه نمونه تحت کشش قرار گیرد یا فشار تک محوره، اعمال تنش در استحاله‌های جابه‌جایی، سبب افزایش  $\Delta G_{Mech}$  و کاهش  $\Delta G$  کل می‌شود. در نتیجه استحاله بینایت از دمای بالاتری آغاز می‌شود. ولی فشار هیدروستاتیکی سبب کاهش دمای استحاله می‌شود [۱۶].

شکل (۶) تغییرات انرژی آزاد را بر حسب دما بیان می‌کند و



شکل ۶- نمایش شماتیک اثر تنفس روی دمای شروع استحاله بینایت [۱۶]

مشخصاً به دمای تغییرشکل بستگی دارد، یعنی اگر تغییرشکل انجام شده در یک دمایی صورت بگیرد که نمونه دچار کارسختی زیاد شود و تیغه‌های مارتزیت و بینایت نتوانند به وسیله مکانیزم برش تشکیل شود، آن‌گاه  $M_d$  و  $B_d$  کاهش می‌یابد. ولی اگر به هر دلیلی این استحکام آن قدر نشود که مزاحم تشکیل و رشد این تیغه‌ها شود. بدیهی است که تغییرشکل، اثر افزایشی در  $M_d$  و  $B_d$  دارد. همان‌طور که مقدمه گفته شد نابه‌جاییها مکانهای مرجحی برای جوانه زنی فازهای مارتزیت و بینایت‌اند [۱۵، ۲۵ و ۲۶]. در حالی که از دیدار بیش از حد این نابه‌جایی خود سبب کارسختی و استحکام بیشتر آستنیت و جلوگیری از تشکیل و رشد تیغه‌های مارتزیت و بینایت می‌شود [۲۰، ۲۱ و ۳۷ و ۳۸]. لذا نابه‌جاییها باید در یک وضعیت مناسبی قرار گیرند تا بتوانند نقش تقویت کننده در جوانه زنی مارتزیت و بینایت داشته باشند.

## ۶- تفاوت نوع تغییرشکل‌های اعمال شده و اثر آن

### روی دمای $M_d$ و $B_d$

در مقاله حاضر دو نوع تغییر شکل با نرخ کرنش ثابت  $0.1 \text{ s}^{-1}$  و کرنش  $0.92 \text{ s}^{-1}$  انجام شود که یکی در دمای

انرژی آزاد شیمیایی فاز مارتزیت و آستنیت با هم برابر می‌شود.

از دیدگاه فیشر نیز  $\Delta G_{\text{Mech}}$  تابعی از کرنش عمود ( $\delta$ ) و کرنش برشی ( $\gamma$ ) نسبت به صفحه رابط است. که معادله آن را به صورت معادله (۳) ارائه کرد [۴۱].

$$\Delta G_{\text{Mech}} = \sum \frac{1}{2} (\delta + \sqrt{\delta^2 + \gamma^2}) \quad (3)$$

## ۵- دلیل متالورژیکی و توجیه تناقض

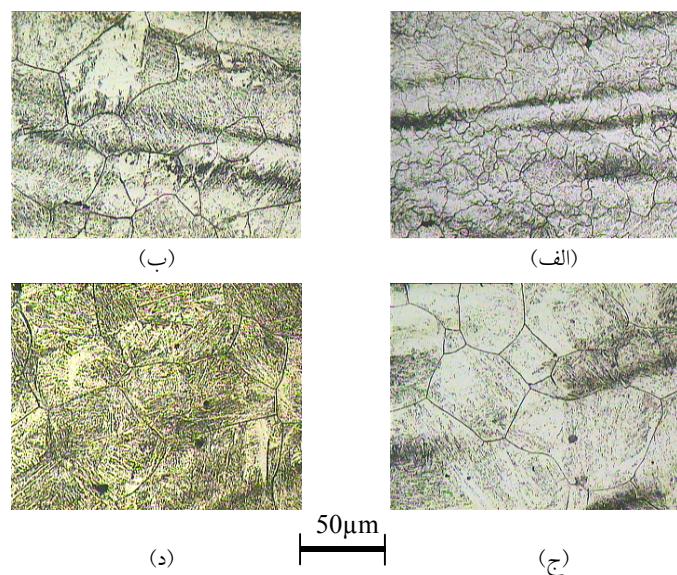
همان‌طور که در مقدمه گفته شد علت اصلی کاهش  $M_d$  و  $B_d$  افزایش استحکام آستنیت بیان شد [۲۰، ۲۱، ۲۰ و ۳۷]. یعنی تغییرشکل سبب افزایش دانسیته نابه‌جاییها و عیوب شبکه‌ای همچون ناخالصیها، جدای‌ها، باندهای برشی، خطاهای انباشتگی و دوقلویی می‌شود. لذا در شبکه کارسختی افزایش می‌یابد و استحکام شبکه آستنیت زیاد می‌شود. از طرفی در استحاله‌های مارتزیت و بینایت که نیاز به یک برش شبکه ای می‌باشد [۲۰، ۲۱ و ۳۸]. برش شبکه ای مزبور در یک آستنیت با استحکام تسليم بالاتر مشکل‌تر صورت می‌گیرد. لذا دمای  $M_d$  و  $B_d$  با اعمال تغییرشکل آستنیت کاهش می‌یابد.

این بررسیها نشان می‌دهد که افزایش استحکام آستنیت

شکسته می‌شوند و نابه‌جاییها آزاد می‌شوند و نابه‌جاییهای باقیمانده، مکانهای مناسبی برای تشکیل تیغه‌های مارتزیت و بینایت می‌شوند. اگر دانسیته این نابه‌جاییها زیاد باشد تیغه‌ها نزدیک به هم باید تشکیل شوند. منابع بیان کرده‌اند که تیغه‌ها نمی‌توانند در حجم‌های کوچک تقاطعات نابه‌جایی تشکیل شوند [۲۷]. از طرف دیگر منابع تجمع حداقل ۱۰ نابه‌جایی را فولاد Fe-29Ni در هسته گذاری ناهمگن مارتزیت لازم می‌دانند. لذا شواهد بیان می‌کند که تعداد و توزیع نابه‌جاییهای موجود باید به اندازه مناسب باشد تا مکانهای مناسب برای جوانه زنی محسوب شوند. در مقاله حاضر تغییرشکل فرایندهای نرم شدن بازیابی و تبلور مجدد انجام گرفته در دمای تغییر شکل ۹۰۰°C و ۱۱۰۰°C باعث شده تعداد و توزیع نابه‌جاییها را به حد مناسبی برای جوانه زنی مارتزیت و بینایت برساند و همین طور استحکام آستنیت را به شدت کاهش دهد یعنی دانسیته نابه‌جایی به خاطر نرم شدن زیاد، کاهش می‌یابد و فرایند برش شبکه لازم برای استحاله‌های بینایت و مارتزیت به خوبی صورت می‌گیرد. معهوداً دمای  $M_d$  و  $B_d$  افزایش می‌یابد.

ولی در کارهای انجام گرفته توسط بعضی محققان دمای تغییرشکل آنها اندکی بالای دمای  $M_s$  آنها بوده است [۲۰، ۲۱، ۲۹ و ۳۸]. به عنوان مثال سینک [۲۹] در دمای ۷۰۰°C (بازیابی بسیار ناچیز) و برنسیان و انسل [۲۱] در دمای ۴۲۵°C (بالای  $M_s$ ) تغییر شکل را انجام داده‌اند. لذا مقدار زیادی کارسختی در نمونه‌های آزمایش شده تجمع یافته است و دانه‌های آستنیت نتوانسته با فرایندهای نرم شدن بازیابی کامل و تبلور مجدد نرم شوند و تعداد نابه‌جاییها بیش از حد بوده است. لذا نابه‌جاییها در اطراف مکانهای معیوب شبکه، ناخالصیها و رسوبات، تجمع می‌یابند و میدانهای کرنش ایجاد می‌کنند که سبب کارسختی زیاد نمونه می‌شود. دانسیته زیاد نابه‌جایی هم استحکام شبکه آستنیت را افزایش داده و انجام فرایند برش را برای استحاله‌های مارتزیت و بینایت مشکل می‌کند و هم جلوی رشد تیغه‌های این فازها را می‌گیرد در نتیجه  $M_d$  و  $B_d$  در این نمونه‌ها کاهش یافته است.

۱۱۰۰°C و دیگری در دمای ۹۰۰°C انجام شد. تصاویر دانه‌های این نمونه‌های آزمایشی در شکلهای (۷) و (۸) و تصاویر میکروساختاری آنها در شکلهای (۹) و (۱۰) آمده است. تغییر شکل انجام شده در ۱۱۰۰°C در این فولاد مطابق مقاله دیگر نویسنده [۴۲]، همراه تبلور مجدد دینامیکی است. تصویر (۷-الف) نیز همین مسئله را نشان می‌دهد که حتی نمونه کوئنچ شده دارای دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی یافته است. ولی این فولاد تحت تغییرشکل در ۹۰۰°C همراه فرایند نرم شدن بازیابی دینامیکی است و تبلور مجدد دینامیکی مطابق مراجع [۴۲] در ۹۵۰°C است. لذا در ۹۰۰°C به طور کامل بازیابی دینامیکی می‌شود، مطابق با عکس (۸-الف) که نمونه در حالت کوئنچ شده است و بازیابی دینامیکی را نشان می‌دهد. سایر نمونه‌ها در دمای تغییرشکل ۱۱۰۰°C که در حالت غیرکوئنچ‌اند، در زمانهای سردشدن ۱۵، ۶۰ و ۹۰ دقیقه، همگی علاوه بر تبلور مجدد دینامیکی در حین سردشدن، بعد از تغییر شکل تبلور مجدد استاتیکی یافته‌اند. لذا فرایند نرم شدن در دمای تغییرشکل ۱۱۰۰°C به طور کامل انجام می‌شود. در سایر نمونه‌های تغییرشکل یافته در ۹۰۰°C هم تبلور مجدد استاتیکی در حین سردشدن انجام می‌گیرد لذا نمونه‌ها به خوبی نرم می‌شوند. در نتیجه در تمام نمونه‌های آزمایش شده در دماهای تغییرشکل ۹۰۰°C و ۱۱۰۰°C تبلور مجدد (استاتیکی و دینامیکی) انجام گرفته و فقط در حالت کوئنچ ۹۰۰°C بازیابی دینامیکی کامل انجام می‌گیرد. این به معنی این است که نمونه‌ها قبل از شروع استحاله‌های مارتزیت و بینایت به خوبی نرم شده‌اند و دانسیته و توزیع نابه‌جاییها در ساختار به یک حالت بهینه در آمده است و تعدادی از نابه‌جاییها در سیستم لغزش جدید به سطح رسیده یا هم‌دیگر را خشی می‌کند و باعث کاهش کارسختی نمونه می‌شوند. مرزهای فرعی در اثر پدیده چند وجهی شدن در بازیابی دینامیکی [۳۵] و همین طور مرزهای دانه در اثر فرایند تبلور مجدد افزایش می‌یابند و دانه‌های جدید با تعداد نابه‌جاییهای کمتر ایجاد می‌شوند. قلل‌های ایجاد شده در اثر برخورد نابه‌جاییها با رسوبات کاربیدها و نیتریدها در این فولاد،



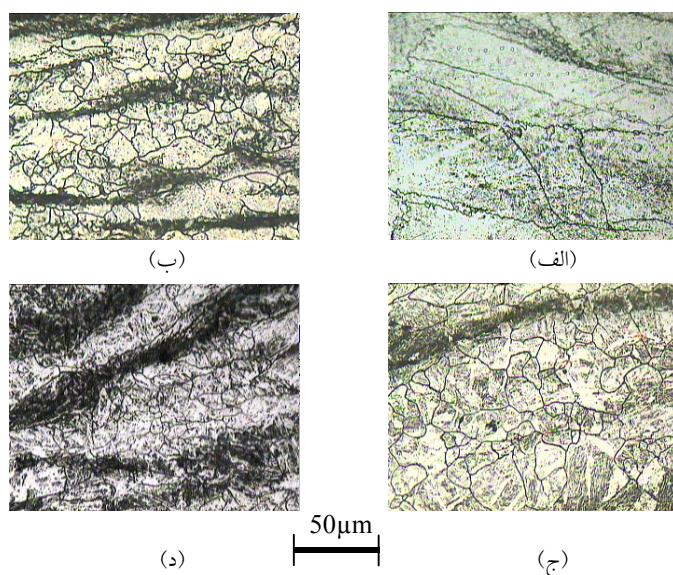
شکل ۷- ریز ساختار آستینیت اولیه در آزمایش‌های CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  و  $\alpha = 0.92$  در دمای  $1100^\circ\text{C}$ ، که با محلول اچ اسید پیکریک فوق اشباع، مرزهای دانه آن آشکار شده است. زمان سرد شدن عدد اندازه دانه در هر نمونه عبارت است از:

$n=5$  ،  $1/19^\circ\text{C/S}$

الف)  $214^\circ\text{C/S}$  (کوئنج)

د)  $n=4/29$  ،  $0/2^\circ\text{C/S}$

ج)  $n=4/6$  ،  $0/3^\circ\text{C/S}$



شکل ۸- ریز ساختار آستینیت اولیه در آزمایش‌های CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  و  $\alpha = 0.92$  در دمای  $900^\circ\text{C}$ ، که با محلول اچ اسید پیکریک فوق اشباع، مرزهای دانه آن آشکار شده است

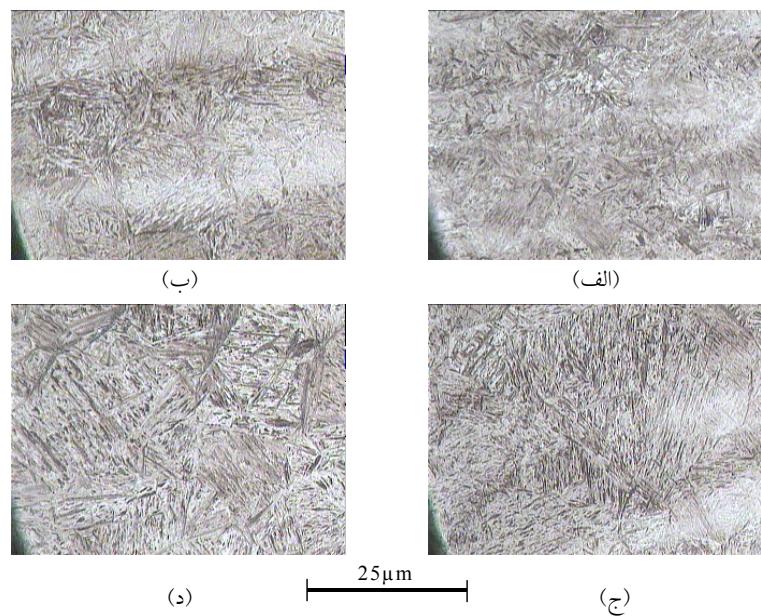
زمان سرد شدن و عدد اندازه دانه در هر نمونه عبارت است از:

الف)  $174^\circ\text{C/Sec}$  (کوئنج)  $n=9$  برای دانه‌های تبلور مجدد داده و  $n=5$  برای دانه‌های تبلور مجدد نداده

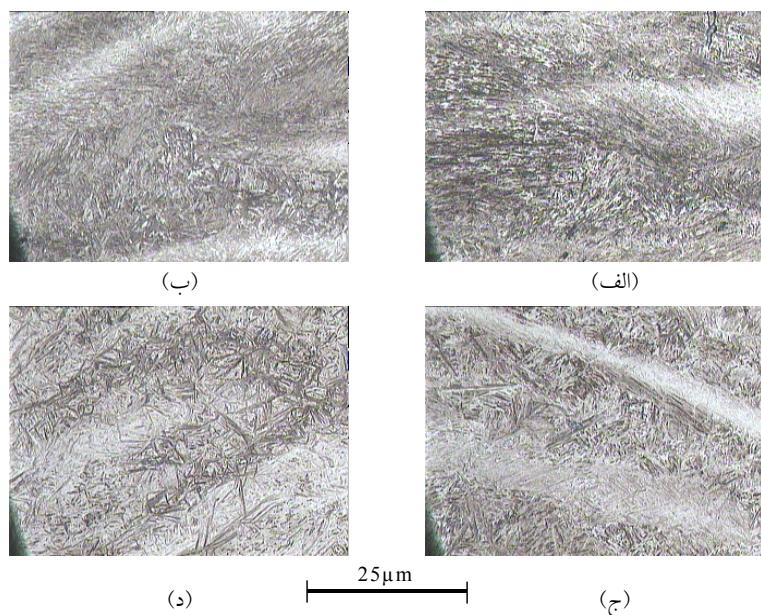
د)  $n=8$  ،  $0/16^\circ\text{C/S}$

ج)  $n=8$  ،  $0/24^\circ\text{C/S}$

ب)  $n=8$  ،  $0/97^\circ\text{C/S}$



شکل ۹- ریز ساختار بینایت و مارتنتزیت در آزمایش‌های CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  و  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  در دمای  $1100^\circ\text{C}$ ، در زمانهای مختلف سرد شدن، که با محلول اج نایتال ۳٪ ریز ساختار بینایت و مارتنتزیت در آن ظاهر شده است  
الف)  $214^\circ\text{C}/\text{Sec}$  (کوئنچ)، ب)  $119^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، د)  $0.3^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، ج)  $0.2^\circ\text{C}/\text{Sec}$



شکل ۱۰- ریز ساختار بینایت و مارتنتزیت در آزمایش‌های CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  و  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  در نرخهای مختلف سرد شدن، که با محلول اج نایتال ۳٪ فاز بینایت و مارتنتزیت در آن ظاهر شده است.  
الف)  $174^\circ\text{C}/\text{Sec}$  (کوئنچ)، ب)  $0.97^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، د)  $0.24^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، ج)  $0.16^\circ\text{C}/\text{Sec}$

شود [۶]. علت این مسئله به نظر می‌رسد که به خاطر سختی پذیری زیاد این فولاد است. به نظر می‌آید عامل اصلی این سختی پذیری بالا این باشد که این فولاد دارای عناصر آلیاژی پایدارساز است. عناصر پایدارسازی همچون وانادیم، مولیبدن، آلومنیم، منگنز و تنگستن، تشکیل کاربیدها و نیتریدهای پایداری می‌دهند که سازوکارهای نفوذی را در شبکه و مرزهای دانه کند می‌کنند [۵۵]. علاوه بر کاربیدها و نیتریدها  $MnS$  نیز تشکیل می‌شود که باعث کاهش نفوذ به ویژه در مرزهای است. برای تشکیل فریت و پرلیت نیاز به نفوذ برد بلند کربن در مرزهای دانه و درون شبکه است که با وجود کاربیدها و نیتریدها، این نفوذها به کندی صورت می‌گیرد. کاربیدها و نیتریدهای بیان شده تا دمای بالا پایدارند و سازوکارهای نفوذی کربن را کند می‌کنند.  $MnS$  و  $AlN$  تا  $1150^{\circ}C$  حل نشده و بسیار پایدارند.  $TiN$  و  $VN$  در دمای حدود  $1000^{\circ}C$  حل می‌شود و جلوی نفوذ را می‌گیرند [۱۰]. رسوبات کاربیدها و نیتریدها در این فولاد، به خاطر عملیات ترمومکانیکی انجام گرفته روی آن بسیار ریز و پراکنده‌اند [۴۳] و در واقع عملیات ترمومکانیکی تاثیر رسوبات را در توقف تبلور مجدد و سازوکارهای نفوذی دیگر بیشتر می‌کند.

## ۹- اندازه دانه آستنیت

گفته شد که هر چه دانه‌ها درشت تر شوند فاز مارتزیت راحت تر از بینایت جوانه می‌زنند و درصد فاز مارتزیت نسبت به بینایت بیشتر می‌شود [۲۱]. در هر دو دمای تغییر شکل  $900^{\circ}C$  و  $1000^{\circ}C$  نمونه‌های آزمایشی در چهار نرخ سرد شدن سرد شدند که روی نمودارهای CCCT مشخص شده است. هر چه نرخ سرد شدن کمتر شود، دانه‌های آستنیت، درشت تر می‌شوند که جدول (۳) این تغییرات را به خوبی نشان می‌دهد. با توجه به این موارد انتظار می‌رود در نمونه‌های آزمایش شده هر چه نرخ سرد شدن کمتر شود درصد حجمی مارتزیت از بینایت بیشتر می‌شود. این روند در شکل‌های میکروسکوپی (۹) و (۱۰) دیده می‌شود.

## ۷- علت انتقال دماغه بینایت در نمودار CCCT

### نسبت به نمودار CCT

تبلور مجدد انجام گرفته در نمونه‌ها سبب افزایش مرزهای دانه می‌شود. بازیابی کامل نیز سبب افزایش مرزهای فرعی در شبکه آستنیت می‌شود. برای شروع استحاله بینایت لازم است فاز فریت در نقاطی که در اثر نوسانات اتمی مقدار کربن آنها کم می‌شود جوانه بزند. مطابق مراجع، مرزهای فرعی و مرزهای اصلی نقاط مرجع محاسب می‌شود [۳۱ و ۳۵]. در نتیجه چون تغییرشکل اعمال شده در تحقیق حاضر سبب افزایش این مناطق شده لذا انتظار می‌رود بینایت تقویت شود. از طرفی به نظر می‌آید جوانه زنی مارتزیت ارتباطی به مرزهای دانه ندارد [۱۵] و از نقاط درون دانه‌ای نظریه باندهای برشی [۱۸، ۲۲، ۲۳ و ۲۷] مکانهای پردانسیته نابه جایی [۱۵ و ۲۵ و ۲۶] دوقلویهای مکانیکی یا مناطق متراکم از خطای انباشتگی [۱۸، ۲۲ و ۲۷] بیشتر جوانه می‌زنند. عملیات بازیابی و به خصوص تبلور مجدد دانسیته باندهای تغییرشکل را کاهش می‌دهند [۳۸]. همین طور مناطق با دانسیته بالای نابه جایی و خطای انباشتگی نیز در اثر تبلور مجدد و بازیابی کاهش می‌یابد. در نتیجه انتظار می‌رود در مقایسه بین دو نمودار CCCT و CCT نمونه‌های آزمایش شده (در همان نرخ سردکردن) در نمودار CCCT حجم آستنیت استحاله داده به بینایت بیشتر از حجم آستنیت استحاله داده به مارتزیت باشد.

## ۸- علت عدم وجود فریت و پرلیت در نمودارهای

### CCCT

در این فولاد بر اساس نمودار CCT در نرخهای سردکردن  $0/027^{\circ}C/S$  (سردکردن از دمای  $850^{\circ}C$  تا دمای محیط طی ۲۰ ساعت) هیچ فریت و پرلیتی تشکیل نمی‌شود. گفته شده در روتورهای توربین فورج شده نیز ساختار بیشتر مارتزیت و بینایت پایینی است و تنها در مرکز این روتورهای قطره که بسیار دیر سرد می‌شوند ممکن است بینایت بالایی با فریت تشکیل

جدول ۳- عدد اندازه دانه CCCT نمونه های ASTM در شرایط مختلف سرد شدن

اندازه دانه زمان سرد شدن	عدد اندازه دانه نمونه ۱	عدد اندازه دانه نمونه ۲
کوئنج	۸/۴	۹/۲
۱۵ دقیقه	۵	۸/۱
۶۰ دقیقه	۴/۶	۷/۹
۹۰ دقیقه	۴/۲	۷/۸

مارتنزیت و بینایت نیست. شرط تعیین کننده روی افزایش و یا کاهش دمای  $M_d$  و  $B_d$  در نمودار CCCT نسبت به نمودار CCT، استحکام درونی دانه های آستنیت اولیه است. اگر دمای تغییر شکل دمایی باشد که در آن کارسختی زیادتر از مکانیزم نرم شدن فعال باشد یعنی دانسیته نابه جاییها به حدی برسد که استحکام تسلیم دانه ها زیاد شود این سبب مشکل شدن فرایند برش، درون دانه های آستنیت می شود. لذا جوانه زنی فازهای مارتنتزیت و بینایت که با برش همراه هستند به تعویق می افتد ولی اگر تغییر شکل همراه با تبلور مجدد و یازیابی کامل باشد (هم چون آزمایش های این مقاله) آن گاه دانه های آستنیت نرم می شوند و جوانه زنی مارتنتزیت و بینایت تسهیل می یابد و  $M_d$  و  $B_d$  افزایش می یابد.

• دماغه بینایت در نمودار CCCT نسبت به CCT به سمت

چپ متمایل شده است که این نشان می دهد که جوانه زنی فاز بینایت راحت تر از مارتنتزیت شده است. علت آن است که در عملیات ترمومکانیکی انجام گرفته تبلور مجدد (استاتیکی یا دینامیکی) در همه نمونه ها انجام شده است. لذا دانه های آستنیت، ریزتر از حالت بدون عملیات ترمومکانیکی (در نمودار CCT) شده اند. مطابق با مراجع، فاز بینایت در دانه های ریزتر آستنیت بهتر جوانه می زند و فاز مارتنتزیت در آستنیت ریزدانه به تعویق می افتد.

• مطابق شکلهای میکروسکوپی، در نمونه های آزمایش شده در هر یک از نمودارهای CCCT دیده می شود که با کاهش نرخ سرد کردن درصد فاز مارتنتزیت نسبت به فاز بینایت افزایش می یابد که این به خاطر آن است که دانه های

دانه های آستنیت اگر در حین تغییر شکل تبلور مجدد دینامیکی بدهند آن گاه در حین سرد شدن که تبلور مجدد استاتیکی اتفاق می افتد دانه ها ممکن است بعضاً کوچک و بزرگ شوند، زیرا بعضی دانه ها که قدرت انجام تبلور مجدد دینامیکی را نیافرته اند در اینجا تبلور مجدد استاتیکی داده و نسبت به دانه هایی که قدرت تبلور مجدد دینامیکی را یافته بودند ریزتر می مانند، این پدیده را تبلور مجدد شبه دینامیکی می گویند [۴۴]. این رویداد در دمای تغییر شکل  $C$   $1100^{\circ}\text{C}$  به خوبی دیده می شود ولی در دمای  $C$   $900^{\circ}\text{C}$  این پدیده دیده نمی شود. این به خاطر آنست که در دمای  $C$   $900^{\circ}\text{C}$  تبلور مجدد دینامیکی آغاز نمی شود ولی در دمای  $C$   $1100^{\circ}\text{C}$  تبلور مجدد دینامیکی در بیشتر دانه ها انجام شده است.

## ۱۰- نتیجه گیری

- در این مقاله برای فولاد ۵ ۳۵NiCrMoV12 دو نمودار CCCT رسم شد. که با نمودار CCT برای این فولاد مقایسه شد و مشخص شد که دماهای  $M_d$  و  $B_d$  افزایش یافته است و دماغه بینایت در CCCT کمی به سمت چپ منتقل شده است و دامنه سطح بینایت در این نمودار وسیعتر شده است. در این مقاله افزایش دمای  $M_d$  و  $B_d$  در اثر تغییر شکل اعمال شده از نظر ترمودینامیکی بحث شد.
- تغییر شکل سبب افزایش مکانه های جوانه زنی مارتنتزیت (باندهای تغییر شکل و مکانه های تجمع نابه جایی ...) و بینایت (مرزهای فرعی و اصلی...) می شود. ولی این دلیل کافی برای افزایش دمای شروع جوانه زنی

نمودارهای CCCT این فولاد به خاطر وجود رسوبات کاربیدی، نیتریدی و سولفیدی باشد که به وفور در ساختار این فولاد توسط عناصر پایدارساز تشکیل می‌شود و سبب تعویق پدیده نفوذی تا دمای بالا و افزایش سختی پذیری می‌شوند.

### تشکر و قدردانی

نویسندهان مقاله بر خود لازم می‌دانند که از حمایت‌های مالی مجتمع فولاد آذربایجان اصفهان تشکر و قدردانی نمایند.

- آستنیت اولیه درشت تر می‌شود و با توجه به توضیحات بند ۴، جوانه زنی فاز مارتنتیت راحت تر صورت می‌گیرد.
- در کلیه نمونه‌های آزمایش شده در نمودار CCCT با دمای تغییر شکل  $1100^{\circ}\text{C}$ ، تبلور مجدد شبیه دینامیکی انجام شده است در حالی که این پدیده در نمونه‌های آزمایش شده برای نمودار CCCT با دمای تغییر شکل  $900^{\circ}\text{C}$  انجام نشده است. این به خاطر انجام تبلور مجدد دینامیکی در  $1100^{\circ}\text{C}$  در حین تغییر شکل است.
- پیش‌بینی می‌شود، عدم وجود فاز فریت و پرلیت در

### واژه نامه

1. compression continuous cooling transformation
2. high isostatic pressure
3. continuous cooling transformation
4. twin-fault intersection
5. dense bundles of stacking fault
6. displasive
7. reconstructive
8. mechanical stabilization of austenite
9. shape change
10. bin
11. habit plane
12. dilatational

### مراجع

1. Bicego, V., Lucon, E., Rinaldi, C., Crudeli, R., "Failure Analysis of a Generator Rotor with a Deep Crack Detected during Operation Fractographic and Fracture Mechanics Approach", *Nuclear Engineering and Design*, 188, pp. 173-183, 1999.
2. Placania, V., "Properties of Ni-Cr-Mo-V Steels Used in Pressure Vessel forgings" *Industrial Heating*, pp. 27-30, 1986.
3. Morrison, J., Laforce, C.H., "Fatigue Crack Growth Rate Testing of Gun Steels", *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 108, pp. 507-513, 1986.
4. Taucher, S., "The Effects of Steelmaking Practice and Notch Root Radius on Fatigue Behavior of Autoretagged Thick-walled Cylinders", U. S. Army Armament, Munitions, and Chemical Command Armament Research, Development and Engineering Center Close Combat Armament Center Bent Weapons Laboratory Watervliet, New York, pp. 73-79.
5. Bandyopadhyay, N., Briant, C. L., Hall, E.L., "Carbide Precipitation, Grain Boundary Segregation, and Temper Embitterment in NiCrMoV Rotor Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, pp. 721-735, 1985.
6. Elsener, A., Gallimore, R., Murphy, M.C., Poynton, W.A., "Strength and Toughness of 3.5Ni-Cr-Mo-V Steam Turbine and Generator Rotor Forging", *Metals Technology*, pp. 45-56, 1978.
7. Nawrocki, J. G., Dupont, J. N., Robino, C. V., Puskar, J. D., Marder, A. R., "The Mechanism of Stress – relief Cracking in a Ferritic Alloy Steel", *Welding Journal*, pp. 25- 35 2003.
8. Yamashita, M., Viswanathan, U.K., Yamamoto, I., Kobayashi, T., "Service Induced Changes the Microstructure and Mechanical Properties of Cr-Mo-Ni-V Turbine Steel", *ISIJ International*, Vol. 37, No. 11, pp. 1133-1138, 1997.
9. White, M. J., Owen, W. S., "Effects of Vanadium and Nitrogen on Recovery and Recrystallization during and after Hot- working some HSLA Steels", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 11A, pp. 597-604, 1980.
10. Zhang, J., Baker, T. N., "Effect of Equalization Time on the Austenite Grain Size of Simulated Thin Slab Direct Charged (TSDC) Vanadium Microalloyed Steels", *ISIJ International*, Vol. 43, No. 12, pp. 2015-2022, 2003.
11. Jandova, D., Meyer, L. W., Masek, B., Novy, Z., Kesner, D., Motycka, P., "The Influence of Thermomechanical Processing on the Microstructure of Steel 20MoCrS4", *Materials Science and Engineering A*, pp. 1-12, 2002.
12. Ming-Chun, Z., Ke, Y., Fu-Ren, Yi-Yin, S., "Continuous Cooling Transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipeline

- Steels”, Material Science and Engineering A, pp. 1-11, 2003.
13. Tamura, I., Chiaki, O., Tomo, T., Hiroshi, S., “Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels”, Butterworth & Co, British Library Cataloguing in Publication data, 1988.
  14. Ming-Chun, Z., Ke, Y., Fu-Ren, Yi-Yin, S., “Continuous Cooling Transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipeline Steels”, Material Science and Engineering A, pp. 1-11, 2003.
  15. دهقان، ا، نظربلند، ع، هاشمی، ب، دگرگونی فازها در فلزات و آلیاژها، انتشارات دانشگاه شیراز، ۱۳۷۸.
  16. Bhadeshia, H. K. D. H., “Bainite in Steels”, Institute of Materials, London, 1992.
  17. Fang, H. S., Yang, J. B., Yang, Z. G., Bai, B. Z., “The Mechanism of Bainite Transformation in Steels”, Scripta Materialia, 42, pp. 157-162, 2003.
  18. Murr, L. E., Staudhammer, K. P., Hecker, S. S., “Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part2: Microstructural Study”, Metallurgical Transaction A, Vol. 13A, pp. 627-635, 1982.
  19. Luo, H., Zhao, Lie, Kruijver, S., Sietma, J., Zwaag, S. V. D., “Effect of Intercritical Deformation on Bainite Formation in Al-containing TRIP Steel” ISIJ International, Vol. 43, No. 8, pp. 1219-1227, 2003.
  20. Pope, L. E., “The Effect of Plastic Deformation on the Martensite-to-Austenite Transition in an Iron-Nickel Alloy”, Metallurgical Transactions, Vol. 3, pp. 2151-2156, 1972.
  21. Nichol, T. J., Judd, G., Ansell, G. S., “The Relationship Between Austenite Strength and the Transformation to Martensite in Fe-10 pct Ni-0.6 pct C Alloys”, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, 1877-1883, 1977.
  22. Olson, G. B., Cohen, M., “Kinetics of Strain-induced Martensitic Nucleation”, Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, pp. 791-795, 1975.
  23. Koyima, A., Watanabe, Y., Terada, Y., Yoshie, A., Tamehiro, H., “Ferrite Grain refinement by Large Reduction per Pass in Nonrecrystallization Temperature Region of Austenite”, ISIJ International, No. 5, pp. 603-610, 1996.
  24. Breedis, J. F., “Influence of Dislocation Substructure on the Martensitic Transformation in Stainless Steel”, Acta Metallurgica, Vol. 13, pp. 239-250, 1965.
  25. Forter, L. F., Rosenthal, P. C., “Effect of Applied Tensile Stress on Phase Transformations in Steel”, Acta Metallurgica, Vol. 7, 504514, 1959.
  26. Suezawa, M., Cook, H. E., “On the Nucleation Martensite”, Acta Metallurgica, Vol. 28, pp. 443-432, 1980.
  27. Staudhammer, K. P., Murr, L. E., Hecker, S. S., “Nucleation and Evolution of Strain-induced Martensitic (B.C.C.) Embryos and Substructure in Stainless Steel: A Transmission Electron Microscope Study”, Acta Metallurgica, Vol. 31, No. 2, pp. 267-274, 1983.
  28. Suzuki, T., Kojima, H., Suzuki, K., Hashimoto, T., Ichihara, M., “An Experimental Study of the Martensite Nucleation and Growth in 18/8 Stainless Steel”, Acta Metallurgica, Vol. 25, pp. 1151-1162, 1977.
  29. Singh, S. B., Bhadeshia, H. K. D. H., “Strain Induced Stabilization of Austenite against Bainite Transformation”, Indian Institute of Technology, Karagpur, India, 1996.
  30. Okaguchi, S., Ohtani, H., Ohmori, Y., “Morphology of Widmanstatten and Bainitic Ferrites”, Materials Transactions, JIM, Vol. 32, No. 8., pp. 697-704, 1991.
  31. Tsuzaki, K., Fujiwara, K., Maki, T., “Bainite Reaction in Fe-Ni-C Alloys”, Materials Transaction, JIM, Vol. 32., No. 8, pp. 667-678, 1991.
  32. Lawrynowicz, Z., Barbacki, A., “Features of Bainite Transformation in Steels”, Advances in Materials Science, Vol. 2, No. 1 (2), 2002.
  33. Ohmori, Y., “Bainite Transformations in Extremely Low Carbon Steels”, ISIJ International, Vol. 35, No. 8, pp. 962-968, 1995.
۳۴. ساخه مهندسی متالورژی جهاد دانشگاهی دانشکده فنی دانشگاه تهران، ”فولادها: ساختار میکروسکوپی و خواص”， دانشگاه تهران، جهاد دانشگاهی دانشکده فنی دانشگاه تهران، ۱۳۷۰.
۳۵. گلزار، م، ع، ”اصول عملیات حرارتی فولادها”， ویرایش دوم، مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۷۸.
36. Garwood, R. D., “Heterogeneous Nucleation of Bainitic Plates in Metastable  $\beta$  brass”, Metallurgical Transactions, Vol. 4, pp. 1375-1377, 1973.
  37. Lee, C. H., Bhadeshia, H. K. D. H., Lee, H. C., “Effect of Plastic Deformation of Acicular Ferrite”, Material Science and Engineering A360, pp. 249-257, 2003.
  38. Breinan, E. M., Ansell, G. S., “The Influence of Austenite Strength Upon the Austenite –Martensite Transformation in Alloy Steels”, Metallurgical Transactions, Vol. 1, pp. 1513-1520, 1970.
  39. Reed-Hill, R. E., Abbaschian, R., ”Physical Metallurgy Principles”, 3rd edition, PWS Publishing Company Boston, 1991.
  40. Standard ASTM E112.
  41. Marketz, F., Fischer, F.D., “Amesoscale Study on the Thermodynamic Effect of Stress on Martensitic Transformation”, Materials Transaction A, Vol. 26A, pp. 267-278, 1995.

۴۲. طاهریان. ر، نجفی زاده. ع، شاطری. ر، "رفتار فشار گرم پیوسته فولاد NiCrMoV به کمک آزمایش فشار گرم پیوسته"، سمینار انجمن مهندسین متالورژی ایران، ص ۱۳۸۷-۱۲۴۴-۱۲۳۷. ۱۳۸۳

43. Lee, J. S., Chun, J. S., "Effect of High Temperature Thermomechanical Treatment on the Mechanical

Properties of Vanadium-modified AISI 4330 Steel", Journal of Materials Science, Vol. 16, pp. 1557-1566, 1981.

44. Salvatori, H., Inoue, T., Nagai, K., Ultrafine Grain Structure through Dynamic Recrystallization for Type 304 Stainless Steel", ISIJ International, Vol.42, No.7, pp.744-750, 2002.