

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

رضا طاهریان<sup>\*</sup>، عباس نجفی زاده<sup>\*\*</sup>، مرتضی شمعیان<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 CCCT که استحاله‌ها را در حین سرد شدن پیوسته، همراه تغییر شکل آستنیت نشان می‌دهد بررسی و با نمودار CCT (بدون همراهی تغییر شکل) مقایسه شد. همچنین علت افزایش دمای  $M_H$  و  $B_H$  از نظر ترمودینامیکی و متالورژیکی بررسی شد. بررسیهای ترمودینامیکی نشان داد که تنش باعث افزایش نیروی محرکه 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 تغییر شکل به گونه‌ای انتخاب شود که استحکام ساختار درون دانه‌های آستنیت اولیه بر اثر تغییر شکل اعمال شده افزایش یابد، آن گاه برش لازم برای استحاله‌های مارتنزیت و بینایت به سختی صورت می‌گیرد و لذا  $M_H$  و  $B_H$  کاهش می‌یابد. ولی اگر در حین یا بعد از تغییر شکل، فرایند تبلور مجدد یا بازیابی کامل برقرار باشد، ساختار درون دانه‌ها نرم شده و آن گاه برش لازم برای استحاله‌های مارتنزیتی و بینایت راحت‌تر صورت می‌گیرد و  $M_H$  و  $B_H$  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، تغییر شکل گرم، مارتنزیت، بینایت

\* - کارشناس ارشد

\*\* - استاد

\*\*\* - استادیار

# 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

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

## ۱- مقدمه

Cr، تشکیل می‌شود [۵، ۷ و ۸]. همین طور نیتريدهای تیتانیم، وانادیم و آلومینیم نیز شکل می‌گیرد. این کاربيدها و نیتريدها باعث متوقف شدن مرزها در حین تبلور مجدد و رشد دانه‌های آستنیت می‌شوند [۹ و ۱۰].

در این تحقیق دو نمودار CCCT رسم شده است. در نمودارهای CCCT قبل از سرد شدن نمونه‌ها از دمای آستنیت کردن، نمونه تغییر شکل می‌یابد و عملیات ترمومکانیکی انجام شده سبب تغییر در زمان و دمای استحاله‌ها نسبت به حالت بدون تغییر شکل خواهد شد. در واقع عملیات ترمومکانیکی تفاوتی را بین نمودار CCCT (همراه با عملیات ترمومکانیکی قبل از سرد شدن) و CCT<sup>۳</sup> (بدون عملیات ترمومکانیکی) ایجاد

هدف از این تحقیق رسم نمودارهای CCCT<sup>۱</sup> و بررسی اثر تغییر شکل روی میکروساختار فولاد روتور 35NiCrMoV 12 5 یا 1.6959، با ترکیب شیمیایی جدول (۱) است. این فولاد کاربرد زیادی در محور ژنراتورها [۱]، روتور توربینها [۲ و ۵] و قالبهای HIP<sup>۲</sup> [۲] دارد. عمده 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 و ریزدانه‌گی ناشی از عملیات فورج است [۵-۶]. در این فولاد انواع کاربيدهای مختلف از نوع  $M_6C$ ,  $M_3C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_2C$  از عناصر Fe, V, Ni, Mo

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 مرجح هسته گذاری بینایت، روی ذرات ناخالصی غیرفلزی است [۳۶، ۳۷]. گاروود [۳۶] که روی آلیاژ برنج تحقیق کرد، به این نتیجه رسید که جوانه زنی بینایت روی ذرات ناخالصی غیرفلزی پخش شده صورت می‌گیرد. این ناخالصیها به عنوان مکانهای مرجح 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 (جوانه‌زنی 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 جوانه‌زنی مارتنزیت و هم در جوانه‌زنی بینایت نقش مؤثری دارند. با توجه مطالب گفته شده از مکانهای جوانه زنی مارتنزیت و

می‌کند [۱۱-۱۴]. تحقیقات محققان نشان می‌دهد که نوع کرنش (کششی، فشاری، هیدروستاتیکی) [۱۵ و ۱۶]، مقدار کرنش [۱۷ و ۱۸]، نرخ کرنش [۱۹ و ۱۸] 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 مارتنزیت و بینایت افزایش خواهد یافت [۱۸-۲۴].

مقالات، مکانهای مرجح مختلفی را برای جوانه زنی مارتنزیت و بینایت بیان می‌کنند [۱۵، ۲۵ و ۲۶]. تحقیقات سوزا و کوک نشان داد که در فولاد Fe - 29%Ni حداقل تجمع ۱۰ نابه‌جایی لازم است تا هسته گذاری ناهمگن مارتنزیت از آنجا شروع شود [۲۶]. بعضی از محققان تقاطعات باندهای برشی را مراکز مرجح جوانه زنی مارتنزیت می‌دانند [۱۸، ۲۲، ۲۳، ۲۷ و ۲۸]. استدهامر و همکارانش در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ بیان کردند که جوانه زنی هسته‌های مارتنزیت، در تقاطعات خطاها<sup>۴</sup> دوقلوییها<sup>۴</sup> ایجاد می‌شود [۲۷]. کوهن و السن تقاطعات باندهای برشی را در آستنیت شبه پایدار مکانهای مرجح دانستند و بیان کردند که این باندهای برشی به شکل مارتنزیت ε (hcp)، دوقلوییهای مکانیکی یا مناطق متراکم از خطاهای انباشتگی<sup>۵</sup> درمی‌آیند [۱۸ و ۲۲]. البته بعضی از محققان گفته‌اند که باندهای تغییرشکل، مکانهای تجمع نابه‌جاییها محسوب می‌شوند و لذا نابه‌جاییها در این مناطق پر دانسته‌اند [۲۳ و ۲۸] و این نشان از اهمیت نابه‌جاییها در جوانه زنی مارتنزیت 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 [۲۹-۳۱].

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

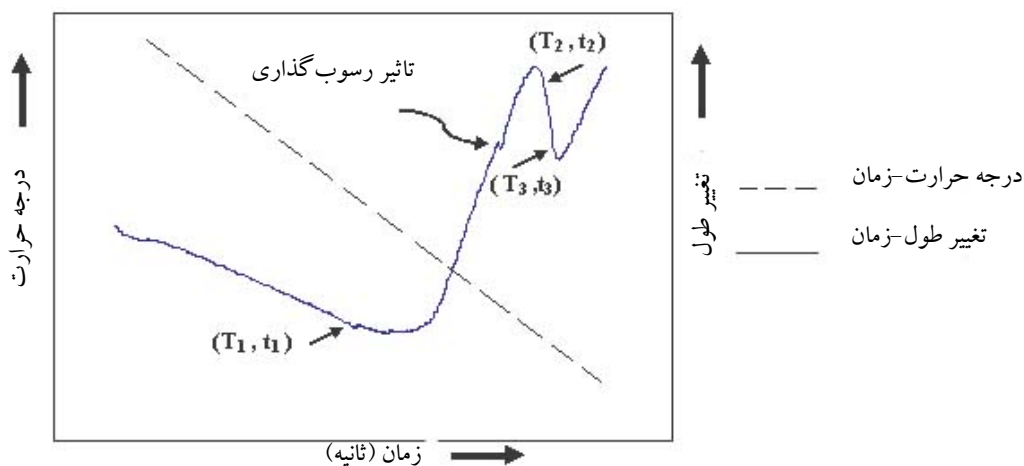
تحقیقات دیگر نشان داد که عناصر آلیاژی سبب افزایش استحکام آستنیت می‌شود. یائو [۳۸] نشان داد که اگرچه عناصر ریز پایدارکننده‌های فریت، باعث افزایش  $M_s$  می‌شود، ولی افزودن بیشتر آنها سبب کاهش  $M_s$  می‌شود. وهرل [۳۸] نشان داد که هر چه نرخهای کوئنچ از دمای  $450^\circ\text{C}$  (که بالاتر از دمای  $M_s$  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

آستنیت سازی کمتر باشد  $M_s$  کمتر می‌شود چون جدایشهای کربنی بیشتر و استحکام آستنیت آن بیشتر می‌شود. بعضی‌ها استحکام آستنیت را وابسته به دانسیته نابه جایی دانسته‌اند که هر دانسیته نابه‌جایی بیشتر می‌شود  $M_h$  کمتر می‌شود [۳۸]. لی و همکاران [۳۷] تغییر شکل را سبب افزایش استحکام تسلیم بیشتر آستنیت دانسته‌اند، لذا در اینجا در اثر یک فرایند پایدار سازی مکانیکی<sup>۱</sup>، استحاله بنیات به تعویق می‌افتد و استحاله مارتنزیت 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 بنیات و مارتنزیت استحاله داده کوچکتر می‌شود. دانسته نابه‌جاییها با تغییر شکل اعمال شده بیشتر شده و جلوی فصل مشترک بنیات و مارتنزیت 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  $M_h$  و  $B_h$  می‌شود [۱۷].

تمام این موارد حاکی از این بوده است که تغییر شکل سبب کاهش  $M_h$  و  $B_d$  شده است در حالی که مراجع زیادی اثر تغییر شکل را افزایش دهنده  $M_h$  و  $B_h$  بیان می‌کنند [۱۵، ۱۶ و ۳۹]. در تحقیق حاضر نیز افزایش چشم گیری در دمای  $M_h$  و  $B_h$  مشاهده می‌شود. این مقاله در مورد علت افزایش  $M_h$  و  $B_h$  در آزمایشهای انجام شده از دیدگاه ترمودینامیکی و متالورژیکی تحقیق می‌کند و در مورد علت کاهش  $M_h$  و  $B_h$  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 5 35NiCrMoV12 استفاده شده است، ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) ارائه شده است.



شکل ۱- دما و زمان شروع استحاله بینایت، دما و زمان پایان استحاله بینایت، دما و زمان شروع استحاله مارتنزیت. برجستگی نشان داده شده با فلش احتمالاً ناشی از رسوب گذاری کاربیدها یا نیتrideها است

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

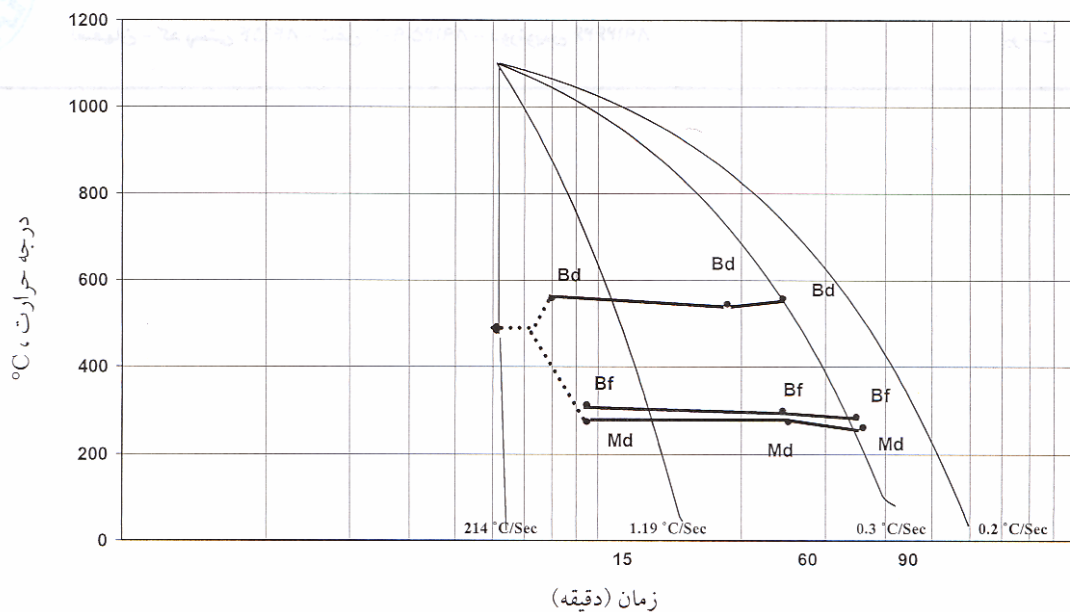
فشار گرم	نمودار ۱	$T_{def}=1100^{\circ}C, T_{aus}=1200^{\circ}C$	$\dot{\epsilon}=0.1$	$\epsilon=0.92$
پیوسته	نمودار ۲	$T_{aus}=1200^{\circ}C, T_{def}=900^{\circ}C$	$\dot{\epsilon}=0.1$	$\epsilon=0.92$

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 سنباده زنی و پولیش شده‌اند. محلول اچ مورد استفاده  $10^{\circ}CC$  اسید پیکریک فوق اشباع + ۴۰ گرم محلول مرطوب کننده مایع ظرفشویی (که حاوی خمیرسولفونات است) + ۰/۷ تا ۱ گرم  $CuCl_2 \cdot 2H_2O$  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.

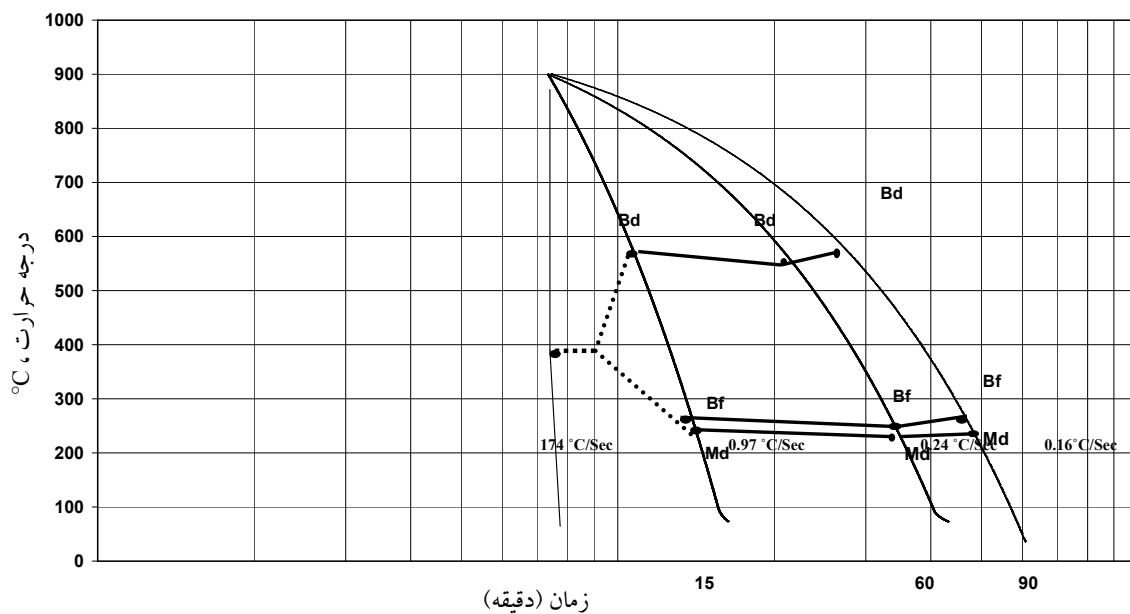
### ۳- بحث و تحلیل

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

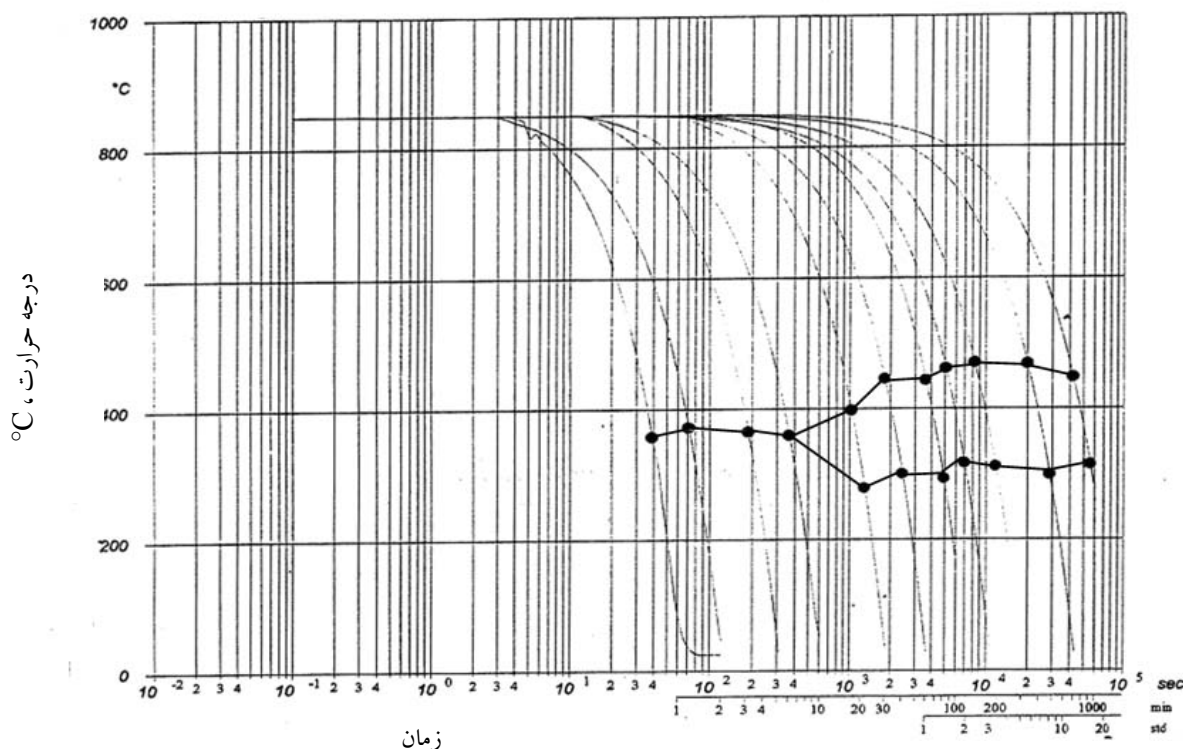
در این تحقیق دو نمودار CCCT همراه با تغییر شکل تک مرحله‌ای، برای این فولاد رسم شده است. آزمایشهای دیلاتومتری، برای رسم نمودارها با استفاده از دستگاه Dil805A/D انجام شد که قابلیت انجام آزمایشهای دیلاتومتری و فشارگرم را دارد. هندسه نمونه‌ها برای انجام آزمایشها به صورت استوانه با مقدار  $\frac{H}{D} = 2$  ( $D=5, H=10$ ) بوده است، که H ارتفاع نمونه و D قطر نمونه است. روانکار پودر شیشه بوده است. آزمایشها بدین ترتیب بود که نمونه‌های استوانه‌ای در داخل دستگاه با نرخ گرم کردن  $6/6^{\circ}C/Sec$  تا دمای  $1200^{\circ}C$  گرم شدند و به مدت ۵ دقیقه نگهداری شدند و بعد از آن نمونه‌ها به دمای تغییر شکل ( $1100^{\circ}C$  و  $900^{\circ}C$ ) برده شد و تغییر شکل به صورت جدول (۲) انجام شد. سپس نمونه‌ها با نرخ‌های سرد کردن مشخص شده روی نمودار CCCT تا دمای محیط سرد شدند. نرخ کرنش در همه نمونه‌ها  $0/1 s^{-1}$  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 آستنیت اولیه در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$ ، با نرخ کرنش  $0.1$  و  $0.92$   $\text{S}^{-1}$ ، به معنای بینایت و M، به معنای مارتنزیت است. نقاط نقطه چین، نقاط آزمایش نشده احتمالی را نشان می‌دهد



شکل ۳- نمودار CCCT فولاد NiCrMoV در حالت یک مرحله کرنش روی آستنیت اولیه در دمای  $900^{\circ}\text{C}$ ، با نرخ کرنش  $0.1$  و  $0.92$   $\text{S}^{-1}$ ، به معنای بینایت و M، به معنای مارتنزیت است. نقاط نقطه چین، نقاط آزمایش نشده احتمالی را نشان می‌دهد



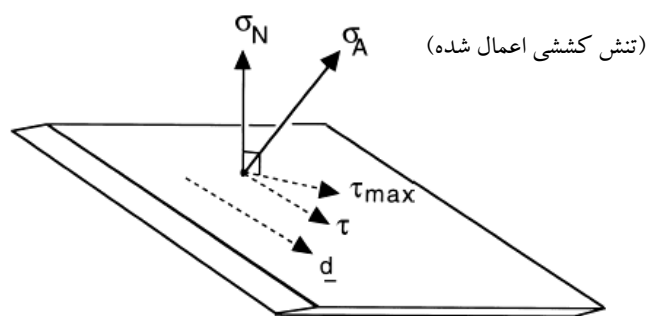
شکل ۴- نمودار CCT از فولاد NiCrMoV. B، به معنای بینایت و M، به معنای مارتنزیت است

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 مارتنزیت مطرح شده، برای استحاله دیگر نیز یکسان است چون فرض شده هر دو، به وسیله مکانیزم جابه‌جایی استحاله دهند. در استحاله‌های جابه‌جایی برای انجام استحاله، کرنشهای بزرگی برای تغییر شکل 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 35NiCrMoV12 رسم شده است. در مقایسه دو نمودار CCCT و CCT 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 مارتنزیت و بینایت هر دو در دمای بالاتری شروع شده اند. که این با بیان مراجع [۱۵ و ۳۹] مطابقت دارد. در حالی که همان طور که در مقدمه گفته شد در بعضی از تحقیقات انجام شده توسط دیگران، انجام تغییر شکل سبب کاهش  $M_d$  و  $B_d$  یا تغییرات دیگری شده است [۲۰، ۲۱، ۲۹ و ۳۸]. در این جا



شکل ۵- تفکیک تنشهای اعمال شده به صفحه رابط.  $\sigma_A$  تنش اعمالی،  $\sigma_N$  تنش عمودی،  $\tau$  تنش برشی، بردار  $d$  جهت و راستای انتقالات برشی در اثر تغییر شکل می باشد.  $\tau_{Max}$  ماکزیمم 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 می کند، و شامل مؤلفه نگهداری و برشی است [۱۶]

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:

اثر نیروی محرکه مکانیکی را بر فرایند استتخاله بیان می کند. همان طور که در شکل (۶) دیده می شود استتخاله بینایت، بدون اعمال تنش، در دمای  $B_s$  انجام می شود و در این دما فقط نیروی محرکه  $\Delta G_{Chem}$  وجود دارد. در اثر اعمال تنش نیروی محرکه مکانیکی ایجاد می شود که سبب کاهش انرژی آزاد کل می شود. هر چه تنش بیشتر شود نیروی محرکه مکانیکی بیشتر و در نتیجه انرژی آزاد کل کمتر می گردد. لذا دمای شروع استتخاله با افزایش تنش بیشتر می شود. در زیر دمای  $T'_0$ ، بین نیروی محرکه شیمیایی و مکانیکی همسویی وجود دارد لذا افزایش هر دو سبب کاهش انرژی آزاد کل می شود ولی بالای دمای  $T'_0$  علامت نیروی محرکه شیمیایی برعکس می شود و با نیروی محرکه مکانیکی مقابله می کند. در اینجا هر چه دما بیشتر می شود نیروی محرکه شیمیایی بیشتر می شود تا جایی که دیگر نیروی محرکه شیمیایی از نیروی محرکه مکانیکی بیشتر و استتخاله انجام ناپذیر می شود به این دما، دمای  $T_h$  گویند [۱۶].

فیشر و کوهن نیز از افرادی هستند که معادلاتی را در این زمینه به دست آورده اند. 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  $[-0.904 \text{ MPaK}^{-1}]$  و  $[-3.356 \times 10^{-3} \text{ MPaK}^{-1}]$  به دست آورد.  $T_0$  دمایی است که

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 می شود. 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 استتخاله های جابه جایی، سبب افزایش  $\Delta G_{Mech}$  و کاهش  $\Delta G$  کل می شود. در نتیجه استتخاله بینایت از دمای بالاتری آغاز می شود. ولی فشار هیدروستاتیکی سبب کاهش دمای استتخاله می شود [۱۶].

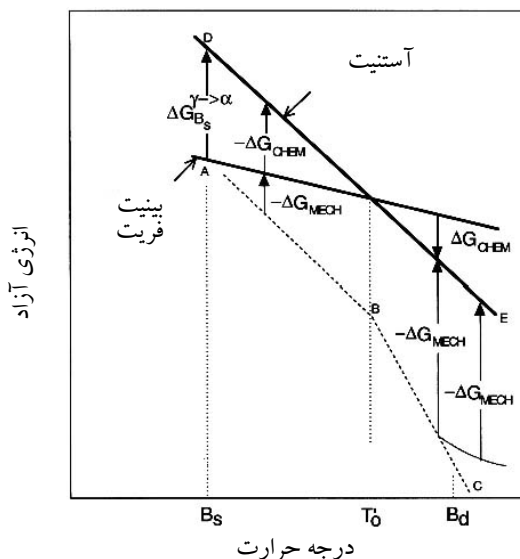
$$\Delta G_{Mech} = \sigma_N \cdot \zeta + \tau \cdot s \quad (1)$$

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

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

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





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

مشخصا به دمای تغییرشکل بستگی دارد، یعنی اگر تغییرشکل انجام شده در یک دمایی صورت بگیرد که نمونه دچار کارسختی زیاد شود و تیغه‌های مارتنزیت و بینایت نتوانند به وسیله مکانیزم برش تشکیل شود، آن گاه  $M_d$  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. همان طور که مقدمه گفته شد نابه‌جایی مکانهای مرجعی برای جوانه زنی فازهای مارتنزیت و بینایت‌اند [۱۵، ۲۵ و ۲۶]. در حالی که ازدیاد بیش از حد این نابه‌جایی خود سبب کارسختی و استحکام بیشتر آستنیت و جلوگیری از تشکیل و رشد تیغه‌های مارتنزیت و بینایت می‌شود [۲۰، ۲۱، ۳۷ و ۳۸]. لذا نابه‌جاییها باید در یک وضعیت مناسبی قرارگیرند تا بتوانند نقش تقویت کننده در جوانه زنی مارتنزیت 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  $0.92$  انجام شود که یکی در دمای

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

از دیدگاه فیشر نیز  $\Delta G_{Mech}$  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].

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

## ۵- دلیل متالورژیکی و توجیه تناقض

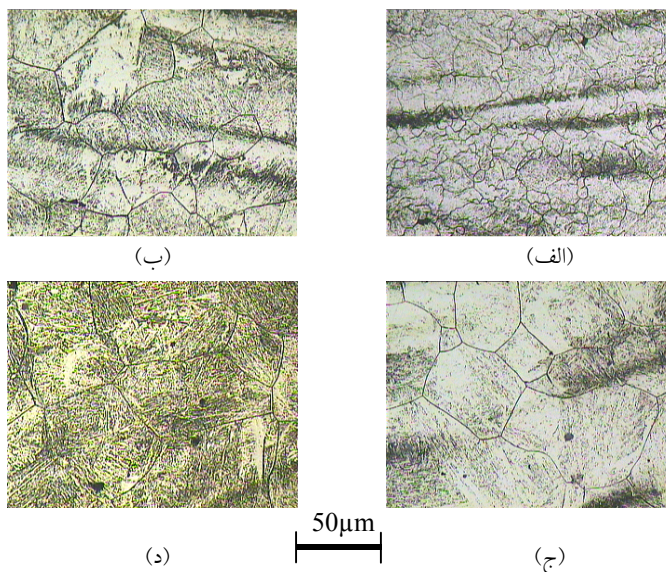
همان طور که در مقدمه گفته شد علت اصلی کاهش  $M_d$  و  $B_d$  افزایش استحکام آستنیت بیان شد [۲۰، ۲۱، ۳۷ و ۳۸]. یعنی تغییرشکل سبب افزایش دانسیته نابه‌جاییها و عیوب شبکه‌ای همچون ناخالصیها، جدای‌ها، باندهای برشی، خطاهای انباشتگی و دوقلوبی می‌شود. لذا در شبکه کارسختی افزایش می‌یابد و استحکام شبکه آستنیت زیاد می‌شود. از طرفی در استحاله‌های مارتنزیت و بینایت که نیاز به یک برش شبکه ای می‌باشد [۲۰، ۲۱ و ۳۸]. برش شبکه ای مزبور در یک آستنیت با استحکام تسلیم 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

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 تغییر شکل در ۹۰۰°C همراه فرایند نرم شدن بازبازی دینامیکی است و تبلور مجدد دینامیکی مطابق مراجع [۴۲] در ۹۵۰°C است. لذا در ۹۰۰°C به طور کامل بازبازی دینامیکی می‌شود، مطابق با عکس (۸-الف) که نمونه در حالت کوئنچ شده است و بازبازی دینامیکی را نشان می‌دهد. سایر نمونه‌ها در دمای تغییر شکل ۱۱۰۰°C که در حالت غیر کوئنچ‌اند، در زمان‌های سرد شدن ۱۵،۶۰ و ۹۰ دقیقه، همگی علاوه بر تبلور مجدد دینامیکی در حین سرد شدن، بعد از تغییر شکل تبلور مجدد استاتیکی یافته‌اند. لذا فرایند نرم شدن در دمای تغییر شکل ۱۱۰۰°C به طور کامل انجام می‌شود. در سایر نمونه‌های تغییر شکل یافته در ۹۰۰°C هم تبلور مجدد استاتیکی در حین سرد شدن انجام می‌گیرد لذا نمونه‌ها به خوبی نرم می‌شوند. در نتیجه در تمام نمونه‌های آزمایش شده در دماهای تغییر شکل ۹۰۰°C و ۱۱۰۰°C تبلور مجدد (استاتیکی و دینامیکی) انجام گرفته و فقط در حالت کوئنچ ۹۰۰°C بازبازی دینامیکی کامل انجام می‌گیرد. این به معنی این است که نمونه‌ها قبل از شروع استحاله‌های مارتنزیت 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 خنثی می‌کنند و باعث کاهش کارسختی نمونه می‌شدند. مرزهای فرعی در اثر پدیده چند وجهی شدن در بازبازی دینامیکی [۳۵] و همین طور مرزهای دانه در اثر فرایند تبلور مجدد افزایش می‌یابند و دانه‌های جدید با تعداد نابه‌جاییهای کمتر ایجاد می‌شوند. قفل‌های ایجاد شده در اثر برخورد نابه‌جاییها با رسوبات کاربیدها و نیتريد‌ها در این فولاد،

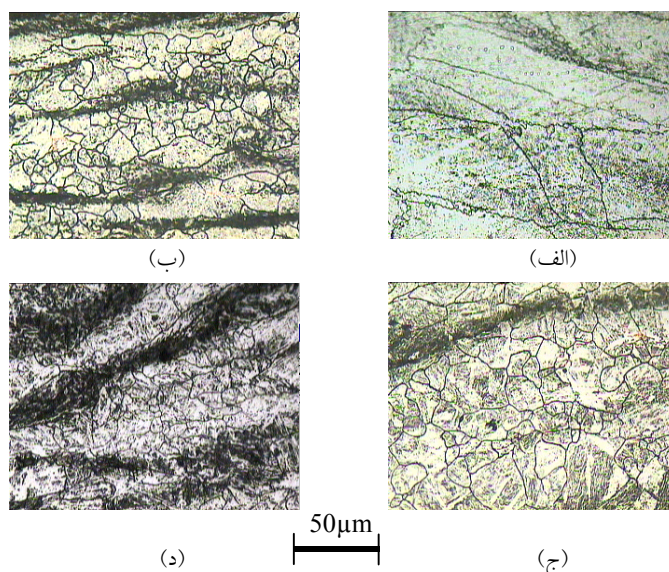
شکسته می‌شوند و نابه‌جاییها آزاد می‌شوند و نابه‌جاییهای باقیمانده، مکانهای مناسبی برای تشکیل تیغه‌های مارتنزیت و بینایت می‌شوند. اگر دانسیته این نابه‌جاییها زیاد باشد تیغه‌ها نزدیک به هم باید تشکیل شوند. منابع بیان کرده‌اند که تیغه‌ها نمی‌توانند در حجم‌های کوچک تقاطعات نابه‌جایی تشکیل شوند [۲۷]. از طرف دیگر منابع تجمع حداقل ۱۰ نابه‌جایی را فولاد Fe-29Ni در هسته گذاری ناهمگن مارتنزیت لازم می‌دانند. لذا شواهد بیان می‌کند که تعداد و توزیع نابه‌جاییهای موجود باید به اندازه مناسبی باشد تا مکانهای مناسب برای جوانه زنی محسوب شوند. در مقاله حاضر تغییر شکل فرایندهای نرم شدن بازبازی 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 مارتنزیت 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 مارتنزیت به خوبی صورت می‌گیرد. معه‌ذا دمای  $M_d$  و  $B_d$  افزایش می‌یابد.

ولی در کارهای انجام گرفته توسط بعضی محققان دمای تغییر شکل آنها اندکی بالای دمای  $M_s$  آنها بوده است [۲۰، ۲۱، ۲۹ و ۳۸]. به عنوان مثال سینک [۲۹] در دمای ۷۰۰°C (بازبازی بسیار ناچیز) و برنیان 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 بازبازی 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 مارتنزیت 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.



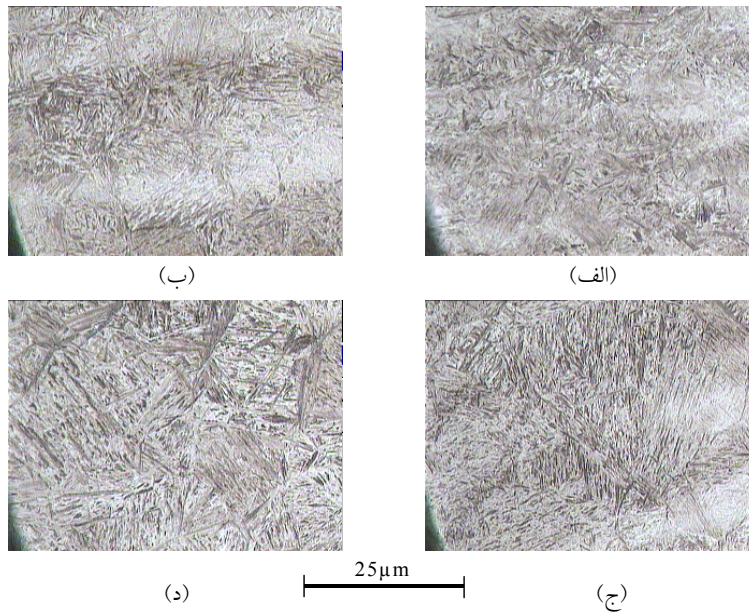
شکل ۷- ریز ساختار آستنیت اولیه در آزمایشهای CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ S}^{-1}$  و  $\epsilon = 0.92$ ، در دمای  $1100^\circ \text{C}$ ، که با محلول اچ اسید پیکریک فوق اشباع، مرزهای دانه آن آشکار شده است. زمان سرد شدن وعدد اندازه دانه در هر نمونه عبارت است از:

الف)  $214^\circ \text{C/S}$  (کوئنچ)،  $n=8/4$       ب)  $1/19^\circ \text{C/S}$  ،  $n=5$   
 ج)  $0/3^\circ \text{C/S}$  ،  $n=4/6$       د)  $0/2^\circ \text{C/S}$  ،  $n=4/29$

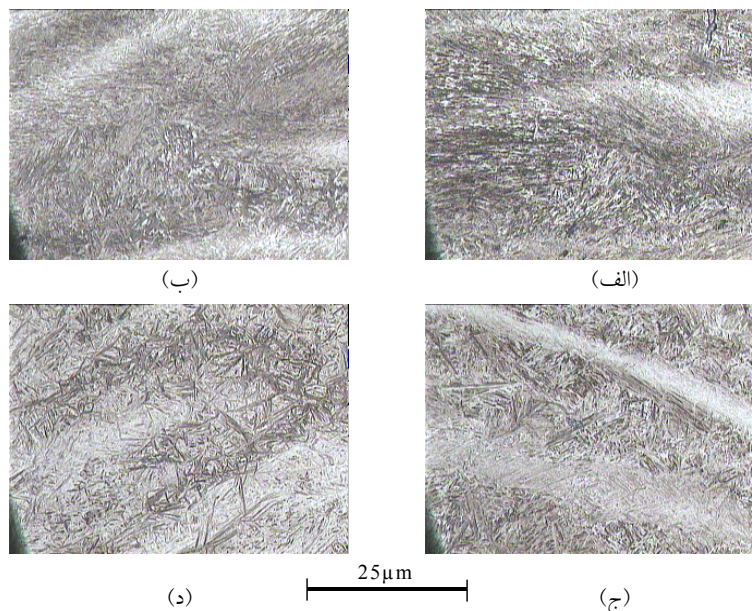


شکل ۸- ریز ساختار آستنیت اولیه در آزمایشهای CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ S}^{-1}$  و  $\epsilon = 0.92$ ، در دمای  $900^\circ \text{C}$ ، که با محلول اچ اسید پیکریک فوق اشباع، مرزهای دانه آن آشکار شده است. زمان سرد شدن وعدد اندازه دانه در هر نمونه عبارت است از:

الف)  $174 \text{ C/Sec}$  (کوئنچ) برای دانه‌های تبلور مجدد داده و  $n=5$  برای دانه‌های تبلور مجدد نداده  
 ب)  $0/97^\circ \text{C/S}$  ،  $n=8$       ج)  $0/24^\circ \text{C/S}$  ،  $n=8$       د)  $0/16^\circ \text{C/S}$  ،  $n=8$



شکل ۹- ریزساختار بینایت و مارتنزیت در آزمایشهای CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ S}^{-1}$  و  $\epsilon = 0.92$ ، در دمای  $1100^\circ\text{C}$ ، در زمانهای مختلف سرد شدن، که با محلول اچ نایتال ۳٪ ریز ساختار بینایت و مارتنزیت در آن ظاهر شده است  
 الف)  $214^\circ\text{C}/\text{Sec}$  (کوئنچ)، ب)  $119^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، ج)  $0.3^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، د)  $0.2^\circ\text{C}/\text{Sec}$



شکل ۱۰- ریز ساختار بینایت و مارتنزیت در آزمایشهای CCCT بعد از اعمال یک مرحله تغییر شکل با  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ S}^{-1}$  و  $\epsilon = 0.92$ ، در دمای  $900^\circ\text{C}$ ، در نرخهای مختلف سرد شدن، که با محلول اچ نایتال ۳٪ فاز بینایت و مارتنزیت در آن ظاهر شده است.

الف)  $174^\circ\text{C}/\text{Sec}$  (کوئنچ)، ب)  $0.97^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، ج)  $0.24^\circ\text{C}/\text{Sec}$ ، د)  $0.16^\circ\text{C}/\text{Sec}$

## 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 مرجح محسوب 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 مارتنزیت ارتباطی به مرزهای دانه ندارد [۱۵] و از نقاط درون دانه‌ای نظیر باندهای برشی [۱۸، ۲۲، ۲۳، ۲۷ و ۲۸] مکانهای پرانسیته نابه جایی [۱۵، ۲۵ و ۲۶] دوقلوبیهای مکانیکی یا مناطق متراکم از خطای انباشتگی [۱۸، ۲۲ و ۲۷] بیشتر جوانه می‌زند. 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 مارتنزیت باشد.

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

### CCCT

در این فولاد بر اساس نمودار CCT در نرخهای سردکردن  $0.27^{\circ}\text{C}/\text{s}$  (سردکردن از دمای  $850^{\circ}\text{C}$  تا دمای محیط طی ۲۰ ساعت) هیچ فریت و پرلیتی تشکیل نمی‌شود. گفته شده در روتورهای توربین فورج شده نیز ساختار بیشتر مارتنزیت و بینایت پایینی است و تنها در مرکز این روتورهای قطور که بسیار دیر سرد می‌شوند ممکن است بینایت بالایی یا فریت تشکیل

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، آلومینیم، منگنز و تنگستن، تشکیل کاربیدها و نیتريد‌های پایدار می‌دهند که سازوکارهای نفوذی را در شبکه و مرزهای دانه کند می‌کنند [۴۳ و ۴۵]. علاوه بر کاربیدها و نیتريد‌ها MnS نیز تشکیل می‌شود که باعث کاهش نفوذ به ویژه در مرزهاست. برای تشکیل فریت و پرلیت نیاز به نفوذ برد بلند کربن در مرزهای دانه و درون شبکه است که با وجود کاربیدها و نیتريد‌ها، این نفوذها به کندی صورت می‌گیرد. کاربیدها و نیتريد‌های بیان شده تا دمای بالا پایدارند و سازوکارهای نفوذی کربن را کند می‌کنند. MnS و AlN تا  $1150^{\circ}\text{C}$  حل نشده و بسیار پایدارند. TiN و VN در دمای حدود  $1000^{\circ}\text{C}$  حل می‌شود و جلوی نفوذ را می‌گیرند [۱۰]. رسوبات کاربیدها و نیتريد‌ها 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 سازو کارهای نفوذی دیگر بیشتر می‌کند.

## ۹- اندازه دانه آستنیت

گفته شد که هر چه دانه‌ها درشت تر شوند فاز مارتنزیت راحت تر از بینایت جوانه می‌زند و درصد فاز مارتنزیت نسبت به بینایت بیشتر می‌شود [۲۱]. در هر دو دمای تغییر شکل  $900^{\circ}\text{C}$  و  $1000^{\circ}\text{C}$  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 مارتنزیت از بینایت بیشتر می‌شود. این روند در شکلهای میکروسکوپی (۹) و (۱۰) دیده می‌شود.

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

اندازه دانه / زمان سرد شدن	عدد اندازه دانه نمونه ۱	عدد اندازه دانه نمونه ۲
کوئچ	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  $M_H$  و  $B_H$  در نمودار CCCT نسبت به نمودار CCT، استحکام درونی دانه‌های آستنیت اولیه است. اگر دمای تغییر شکل دمایی باشد که در آن کارسختی زیادتر از مکانیزم نرم شدن فعال باشد یعنی دانسیته نابه‌جاییها به حدی برسد که استحکام تسلیم دانه‌ها زیاد شود این سبب مشکل شدن فرایند برش، درون دانه‌های آستنیت می‌شود. لذا جوانه زنی فازهای مارتنزیت و بینایت که با برش همراه هستند به تعویق می‌افتد ولی اگر تغییر شکل همراه با تبلور مجدد و بازیابی کامل باشد (هم چون آزمایش‌های این مقاله) آن گاه دانه‌های آستنیت نرم می‌شوند و جوانه زنی مارتنزیت و بینایت تسهیل می‌یابد و  $M_H$  و  $B_H$  افزایش می‌یابد.

- دماغه بینایت در نمودار CCCT نسبت به CCT به سمت چپ متمایل شده است که این نشان می‌دهد که جوانه زنی فاز بینایت راحت تر از مارتنزیت شده است. علت، آن است که در عملیات ترمومکانیکی انجام گرفته تبلور مجدد (استاتیکی یا دینامیکی) در همه نمونه‌ها انجام شده است. لذا دانه‌های آستنیت، ریزتر از حالت بدون عملیات ترمومکانیکی (در نمودار CCT) شده‌اند. مطابق با مراجع، فاز بینایت در دانه‌های ریزتر آستنیت بهتر جوانه می‌زند و فاز مارتنزیت در آستنیت ریزدانه به تعویق می‌افتد.
- مطابق شکل‌های میکروسکوپی، در نمونه‌های آزمایش شده در هر یک از نمودارهای CCCT دیده می‌شود که با کاهش نرخ سرد کردن درصد فاز مارتنزیت نسبت به فاز بینایت افزایش می‌یابد که این به خاطر آن است که دانه‌های

دانه‌های آستنیت اگر در حین تغییر شکل تبلور مجدد دینامیکی بدهند آن گاه در حین سرد شدن که تبلور مجدد استاتیکی اتفاق می‌افتد دانه‌ها ممکن است بعضاً کوچک و بزرگ شوند، زیرا بعضی دانه‌ها که قدرت انجام تبلور مجدد دینامیکی را نیافته‌اند در اینجا تبلور مجدد استاتیکی داده و نسبت به دانه‌هایی که قدرت تبلور مجدد دینامیکی را یافته بودند ریزتر می‌مانند، این پدیده را تبلور مجدد شبه دینامیکی می‌گویند [۱۳ و ۴۴]. این رویداد در دمای تغییر شکل  $1100^{\circ}C$  به خوبی دیده می‌شود ولی در دمای  $900^{\circ}C$  این پدیده دیده نمی‌شود. این به خاطر آنست که در دمای  $900^{\circ}C$  تبلور مجدد دینامیکی آغاز نمی‌شود ولی در دمای  $1100^{\circ}C$  تبلور مجدد دینامیکی در بیشتر دانه‌ها انجام شده است.

## ۱۰- نتیجه‌گیری

- در این مقاله برای فولاد 35NiCrMoV12 5 دو نمودار CCCT رسم شد. که با نمودار CCT برای این فولاد مقایسه شد و مشخص شد که دماهای  $M_H$  و  $B_H$  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  $M_H$  و  $B_H$  در اثر تغییر شکل اعمال شده از نظر ترمودینامیکی بحث شد.
- تغییر شکل سبب افزایش مکانهای جوانه زنی مارتنزیت (باندهای تغییر شکل و مکانهای تجمع نابه‌جایی ...) و بینایت (مرزهای فرعی و اصلی...) می‌شود. 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

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

آستنیت اولیه درشت تر می‌شود و باتوجه به توضیحات بند ۴، جوانه زنی فاز مارتنزیت راحت تر صورت می‌گیرد.

- در کلیه نمونه‌های آزمایش شده در نمودار CCCT با دمای تغییر شکل  $1100^{\circ}\text{C}$ ، تبلور مجدد شبه 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.
- پیش بینی می‌شود، عدم وجود فاز فریت و پرلیت در

### واژه نامه

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

### 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 Autotagged 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. Elsander, 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 Chaged (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.
  ۱۵. دهقان، ا، نظربند، 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: Part 2: 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 of 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 Widmanstätten 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. Lawryniewicz, 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. شاخه مهندسی متالورژی جهاد دانشگاهی دانشکده فنی دانشگاه تهران، "فولادها: ساختار میکروسکوپی و خواص"، دانشگاه تهران، جهاد دانشگاهی دانشکده فنی دانشگاه تهران، ۱۳۷۰.
  ۳۵. گلغذار، 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 مهندسين متالورژی ایران، ص ۱۲۳۷-۱۲۴۴، 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.