## **Research Paper**

## Phase Transformations of Low-Alloy Steel DIN 1.5025 under Isothermal Holding in the Bainitic Region and the Formation of Microcomposite Microstructures

Shima Pashangeh<sup>1\*</sup>, Seyyed Sadegh Ghasemi Banadkouki<sup>2</sup>, Mohammad Hadi Moradi Ardakani<sup>3</sup>

1. Assistant prof. of Materials Engineering, Department of Materials Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran

 Associate prof., Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University, Yazd, Iran
Assistant prof. of Electrical Engineering, Department of Electrical Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran

Received:	2024/09/15
<b>Revised:</b>	2024/11/10
Accepted:	2024/11/23

Use your device to scan and read the article online



DOI: 10.71905/jnm.2025.1200891

#### Keywords:

Heat treatment, Microcomposite structures, Multi-phase steels, Bainite, Hardness testing In this study, a medium-carbon steel sheet sample (wt.%C: 0.529) with high silicon content (wt.%Si: 1.67) was selected. The process involved applying heat treatment cycles with isothermal holding in the bainitic region, which included austenitizing at 900°C for 5 minutes, followed by rapid transfer to a molten salt bath in the temperature range of 400-500°C. The samples were held for varying times, from 5 seconds to 1 hour, and then quenched rapidly in water. The goal of the heat treatment process was to investigate phase transformations in microcomposite structures. In the next step, initial microstructural investigations and phase transformations under different heat treatment conditions were conducted using laser and scanning electron microscopes, along with dilatometry tests. Subsequently, the mechanical behavior of the heattreated samples under different conditions was evaluated using macrohardness tests. The results indicated that achieving microcomposite structures was possible using these heat treatment conditions. Additionally, increasing the holding temperature in the bainitic region accelerated the kinetics of bainite formation. Prolonged holding times at these temperatures led to a tempering process, as confirmed by dilatometry tests. Hardness tests also revealed that the hardness increased with decreasing isothermal holding temperatures in the range of 400-500°C. Specifically, the maximum hardness values at 500°C, 450°C, and 400°C were measured at 341, 370, and 442 HV30kg, respectively.

**Citation** Shima Pashangeh, Seyyed Sadegh Ghasemi Banadkouki, Mohammad Hadi Moradi Ardakani, Phase Transformations of Low-Alloy Steel DIN 1.5025 under Isothermal Holding in the Bainitic Region and the Formation of Microcomposite Microstructures, Quarterly Journal of New Materials. 2024; 15 (56): 48-68.

#### \*Corresponding author: Shima Pashangeh

Address: Assistant prof. of Materials Engineering, Department of Materials Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran Tell: 09171901935 Email: pashangeh.a@gmail.com

## Extended Abstract Introduction

Advanced high-strength low-alloy (HSLA) steels are a group of engineering materials known for their desirable properties and numerous advantages, attributed to a balance in their microstructure. This microstructural balance arises from various factors, including multiphase microstructures, metastable austenite, and deformations driven by thermally or mechanically activated transformations, as well as the development of complex dislocation substructures, precipitation, and changes at their interfaces. Advanced high-strength steels (AHSS) encompass various groups, including dual-phase steels, multiphase steels, twinninginduced plasticity (TWIP) steels. transformation-induced plasticity (TRIP) steels, quenched and partitioned (Q&P) steels, nanobainitic steels, and strain-hardened steels through severe plastic deformation, among others. These steels are classified into different generations and have been developed to overcome the limitations and shortcomings of one another. The bainitic region, which forms at temperatures lower than the austenite transformation temperature but above the martensitic transformation temperature (Ms), exhibits unique characteristics due to the formation of various phases, including ferrite and bainite. These features can significantly influence the mechanical and structural properties of steel.

#### **Findings and Discussion**

In this study, a low-alloy steel sample was selected, followed by a heat treatment process involving isothermal holding in the bainitic region for various times and at different temperatures. Subsequently, microstructural examinations and phase transformations were conducted, along with hardness measurements, to determine the kinetics of the bainitic transformation. Typical combination of image quality and phase map images for different heat treatment cycles are shown in Fig. 1. As can be seen after 1 h isothermal holding at different temperatures between 500 to 400°C, bainitic transformation is relatively completed and only small amount of retained austenite (RA) phase is detectable in these microstructures.



Fig.1. Combination of image quality and phase map images for different heat treatment cycles including: (a) 500°C-1h, (b) 450°C-1h, and (c) 400°C-1h.

Phase transformation was investigated by using dilatation measurements that are presented in Fig. 2. As can be seen by increasing isothermal holding temperatures from 400 to 500°C, bainitic transformation starts sooner. Besides the dilatation results shows that tempering happens at longer isothermal holding times. These results are in agreement with microstructural investigation by using EBSD analyzing (see Fig. 1).



Fig. 2. Dilatation measurement data at different isothermal holding temperatures.

The chart depicting the variations in macrohardness of the samples held isothermally at 500°C, 450°C, and 400°C for different durations is shown in Fig. 3. As observed, the macrohardness remains almost constant over the time range of 50 to 600 seconds. On the other hand, a comparison of the macrohardness changes indicates a decrease in hardness with an increase in isothermal holding temperature from 400°C to 500°C. During short isothermal holding periods, the presence of a high fraction of soft retained austenite alongside hard martensite and bainite phases, and during longer holding periods, the formation of a large fraction of bainite and the reduction or even complete elimination of newly formed martensite during final cooling, result in a drop in hardness. Consequently, the macrohardness changes remain relatively stable.



Fig. 3. Macrohardness data at different isothermal holding temperatures.

#### Conclusion

Microstructural examinations revealed that the bainitic transformation begins at shorter times with an increase in isothermal holding temperature in the bainitic region. Phase transformation analysis using dilatometry testing showed contraction in the samples held at temperatures between 500°C and 400°C. which is associated with the occurrence of annealing in these samples. Macrohardness variations indicated that in heat-treated samples at temperatures between 500°C and 400°C, the hardness changes with increasing isothermal holding time were not significant, and the trend remained relatively stable. This behavior in hardness variations was explained by the microstructural examinations.

# Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

#### Funding

No funding.

#### **Authors' contributions**

: Writing- Original draft preparation, Conceptualization, Methodology, Formal analysis, Writing- Reviewing and Editing. : Supervision, Validation, Investigation, Data curation,. : Software, Visualization, Writing-Reviewing and Editing.

#### **Conflicts of interest**

The authors declared no conflict of interest.

## مقاله يژوهشي

## بررسی تحولات فازی فولاد کمآلیاژ DIN 1.5025 در شرایط نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی و حصول ریزساختارهای میکروکامیوزیتی

شیما پشنگه <sup>۱</sup>\* ، سید صادق قاسمی بنادکوکی <sup>2</sup>، محمد هادی مرادی اردکانی <sup>۳</sup> 1. استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران 2. دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

۳. استادیار، گروه مهندسی برق، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران

1403/06/25	تاريخ دريافت:
1403/08/20	تاريخ داوري:
1403/09/03	تاريخ پذيرش:

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI

واژههای کلیدی: عملیات حرارتی، ساختارهای میکروکامپوزیتے، فولادهای چند فازی، بینیت، سختیسنجی

در پژوهش حاضر نمونه ورق فولادی کربن متوسط (0/529wt.%C) با محتوای سیلیسیم بالا (1/670wt.%Si) انتخاب شد؛ و سپس سیکلهای عملیات حرارتی نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی شامل آستنیته کردن در دمای ℃900 به مدت 5 دقیقه، انتقال سریع به حمام نمک مذاب در محدودهی دمایی 500 تا 2°400 و نگهداری به مدت زمان های مختلف در محدودهی 5 ثانیه تا 1 ساعت و در نهایت سریع سرد کردن در آب بر روی نمونههای نرماله شده صورت گرفت. هدف از انجام فرآیند عملیات حرارتی بررسی تحولهای فازی در ساختارهای میکروکامیوزیتی بود. در مرحلهی بعدی، بررسیهای ریزساختاری اولیه و همچنین بررسی تحولهای فازی در شرایط مختلف عملیات حرارتی با استفاده از میکروسکوپهای لیزری، الکترونی روبشی در کنار آزمونهای دیلاتومتری صورت گرفت. در ادامه نیز رفتار مکانیکی نمونههای عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف عملیات حرارتی 10.71905/jnm.2025.1200891 با استفاده از آزمون های ماکروسختی سنجی مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج بررسی ها نشان داد که امکان دستیابی به ریزساختارهای میکروکامپوزیتی با استفاده از این شرایط عملیات حرارتی وجود داشته است و با افزایش دمای نگهداری در ناحیهی بینیتی سینتیک تشکیل بینیت افزایش می یابد. همچنین فرآیند بازپخت در زمانهای طولانی نگهداری در دماهای مذکور رخ داد که نتایج آزمون دیلاتومتری این موضوع را تایید کرد. از سوی بررسیهای سختی نشاندهندهی افزایش عدد سختی با کاهش دمای نگهداری همدما در محدودهی 500 تا 400°C بود. به گونهای که عدد سختی بیشینه در دماهای 500 تا 442HV به ترتیب برابر با 341، 370 و 442HV انداره گیری شد.

\* نویسنده مسئول: شیما پشنگه

**نشانی:** گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران تلفن:09171901935

پست الکترونیکی: pashangeh.a@gmail.com

#### مقدمه

فولادهای کم آلیاژ استحکام بالای پیشرفته گروهی از مواد مهندسی هستند که به واسطه ی تعادل در ریز ساختارشان دارای ویژگیهای مطلوب و مزیتهای بیشماری میباشند (1,2). تعادل ریز ساختاری در این گروه از مواد مهندسی به دلایل مختلفی از جمله ریز ساختارهای چندفازی، آستنیت نیمه پایدار و تغییر شکلهایی که به واسطه تحولات فعال شده با گرما یا کار مکانیکی، زیر ساختارهای پیچیده نابجاییها، رسوب گذاری و تغییر در فصل مشتر کهایشان ایجاد شده است (3,4). این گروه از آلیاژها شامل خانوادهای از مواد با استحکام بالا و شکل-حمل و نقل بیشترین کاربرد را دارند. فولادهای استحکام بالای پیشرفته اغلب دارای ریز ساختارهای چند فازی پیچیده میباشند که شامل فازهایی مانند فریت، آستنیت، مارتنزیت و بینیت با توزیعی از یک یا چند فاز و گاهی حتی رسوبات است (5,6).

فولادهای استحکام بالای پیشرفته گروههای مختلفی از جمله فولادهای دو فازی، فولادهای چند فازی، فولادهای با مومسانی حاصل از دوقلویی (TWIP) (7)، فولادهای با مومسانی حاصل از تحول (TRIP) (8)، فولادهای کوئنچ و پارتیشنبندی (Q&P)<sup>(</sup> (9)، فولادهای نانوبینیتی (10)، فولادهای سختگردانی شده توسط پرس (4) و ... را شامل میشوند که در نسلهای مختلف جای گرفته و با هدف رفع معایب و محدودیتهای یکدیگر توسعه یافتهاند.

عملیات حرارتی یکی از فرآیندهای کلیدی در تولید و بهینهسازی خواص فولاد است (11,12). در این میان، عملیات حرارتی نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی یکی از روشهای متداول برای بهبود خواص مکانیکی فولادهای آلیاژی است (13). این روش به دلیل توانایی ایجاد فازهای مختلف در ساختار میکروسکوپی، به بهبود خواص فولاد از جمله سختی، مقاومت به سایش و عمر خستگی کمک میکند (14,15).

ناحیهی بینیتی، که در محدودهی دماهای پایین تر از دمای آستنیت و بالاتر از دمای تحول مارتنزیتی ( $M_s$ ) تشکیل می شود، به دلیل تشکیل فازهای مختلفی از جمله فریت و بینیت، ویژگیهای منحصربهفردی دارد که می تواند به طور قابل توجهی بر روی خواص مکانیکی و ساختاری فولاد تاثیر بگذارد (16,17). این فازها به دلیل ساختار میکروسکوپی خاصی که دارند، می توانند خواص متفاوتی از جمله مقاومت به خستگی و سختی را به فولاد بیفزایند و کاربردهای گوناگونی مقاومت به خستگی و سختی را به فولاد بیفزایند و کاربردهای گوناگونی موامن این گروه از فولادها در صنایع مختلف از جمله صنعت خودروسازی و خطوط ریل معرفی نمایند (18). در پژوهشی که توسط هیوج و همکارانش برروی یک نمونه فولاد کمآلیاژ با ترکیب شیمیایی شامل زمان نگهداری در ناحیهی بینیتی (در دمای  $2^{0}00)$ ) محتوای فاز زمان نگهداری در ناحیهی بینیتی (در دمای  $2^{0}00)$ )

1-Quench & Partitioning

در سالهای اخیر، تحقیقات گستردهای بر روی تغییرات فازی در فولادهای آلیاژی و تاثیرات آنها بر روی خواص نهایی فولادها انجام شده است. مطالعات جدید نشان دادهاند که فرآیندهای عملیات حرارتی و به ویژه نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی میتوانند منجر به ایجاد ساختارهای نانو و میکروسکوپی خاصی شوند که به طور مستقیم بر روی ویژگیهای مکانیکی و عملکرد نهایی فولاد تاثیر میگذارد (10,15,20). در پژوهشی که توسط فرانسیسچی و همکارانش (15) بر روی فولادهای کربن متوسط نگهداری شده در ناحیهی بینیتی انجام شد، نشان داد که حصول ریزساختارهای نانوبینیتی سبب بهبود مقاومت به سایش می گردد. در پژوهشی که توسط لیو و همکارانش (21) انجام شد، فرآیندهای نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی و مارتنزیتی بر روی یک نمونه فولاد کم آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. نتایج این تحقیقات نشان داد که حصول ریزساختارهای دانه ریز سبب بهبود انعطاف پذیری ریزساختارهای بینیتی شده است. تحلیل دقیق این تغییرات فازی می تواند به درک بهتر فرآیندهای عملیات حرارتی و بهینهسازی آن ها کمک کند، و به نوبه خود می تواند به بهبود کیفیت و عملکرد فولادهای آلیاژی در کاربردهای صنعتی کمک نماید. با این حال تا کنون در زمینهی بررسی تحولات فازی در ناحیهی بینیتی بر روی فولادهای با محتوای کربن متوسط و سیلیسیم بالا پژوهش های محدودی انجام شده است. در اغلب پزوهشهای انجام شده از عناصر پایدارکنندهی فاز آستنیت در ترکیب فولاد استفاده شده است که سینتیک تحول فازی بینیتی را کاهش میدهد. بنابراین هدف این پژوهش بررسی و تحلیل تغییرات فازی در فولاد DIN 1.5025 (با محتوای کربن متوسط و سیلیسیم بالا (نقش ممانعت کننده از تشکیل کاربید را دارد) و محتوای کم منگنز که پایدار کنندهی آستنیت است) تحت شرایط نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی است. با استفاده از تکنیکهای پیشرفته میکروسکوپی و تحلیلهای ریزساختاری، و همچنین بررسی تحولات فازی و تغییرات سختی، این مطالعه به دنبال ارائه مسیرهای مطالعاتی جدیدی در مورد تاثیرات تغییرات فازی بر روی خواص مکانیکی و عملکرد فولاد در شرایط مختلف عملیات حرارتی است.

### مواد و روش ها

در مرحله نخست و پس از بررسی پژوهشهای پیشین در زمینه عملیات حرارتیهای Q&P و تشکیل بینیت، فولاد کمآلیاژ DIN 1.5025 با ترکیب شیمیایی نمایش داده شده در جدول 1 به صورت تسمه با ضخامت 1 میلیمتر و عرض 30 میلیمتر انتخاب و تهیه شد. حضور عناصر کربن و منگنز در ترکیب این نمونه ی فولادی به عنوان عناصر پایدارکننده ی فاز آستنیت می باشد. در حالی که افزودن بیش از %t.1/5wt. سیلیسیم به منظور اجتناب و یا در نهایت به تاخیر انداختن

تشکیل کاربید (سمانتیت) انجام میگیرد. این عنصر آلیاژی به دلیل انحلال پذیری بسیار کم در سمانتیت از تشکیل این نوع کاربید ممانعت کرده و بنابراین کربن کافی به منظور نفوذ به ناحیه آستنیتی اولیه در حین تحولهای فازی وجود داشته و در نهایت سبب پایداری کسری از فاز آستنیت باقیمانده تا دمای محیط خواهد شد (22–25). از سوی دیگر این عنصر آلیاژی به عنوان استحکام بخش فاز آستنیت نیز می باشد. همچنین عنصر آلیاژی منگنز نیز به عنوان پایدارکننده ی فاز آستنیت در ترکیب شیمیایی فولادها مورد استفاده قرار می گیرد (26).

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد DIN 1.5025 مورد

استفاده در پژوهش حاضر

Р	S	Cr	Mn	Si	С	عنصر
0/022	0/023	0/120	0/721	1/670	0/529	درصد وزنی (wt.%)

پیش از طراحی سیکلهای عملیات حرارتی در ابتدا لازم است که دماهای بحرانی نمونه فولادی DIN 1.5025 انتخاب شده به دست آید. به این منظور از آزمون دیلاتومتری استفاده شد و دماهای بحرانی Ac<sub>3</sub> ،Ac<sub>1</sub> و R که به ترتیب نشاندهندهی دماهای آغاز و پایان تحول آستنیتی و آغاز تحول مارتنزیتی می باشند، تعیین شدند. آزمون دیلاتومتری با نرخ گرمایش  $C/s^0$  و نرخ سرمایش  $R/s^0$  به استفاده از دستگاه ترمومکانیکی Gleeble مدل 3800 انجام شد. دستیابی به شرایط تعادلی در گرمایش و جلوگیری از بازگشت آستنیت فولاد با استفاده از نرم افزار 28 . همچنین دیاگرام TTT این فولاد با استفاده از نرم افزار 28 No v7.0 محک از مارتنزیت حین سرمایش می باشند (27). همچنین دیاگرام TTT این در شکل 1 نشان داده شده است. همچنین شماتیک فرآیند عملیات در ارتی در ناحیه بینیتی بر روی شکل نمایش داده شده است. این دیاگرام تا حدودی می تواند تغییرات فازی در شرایط مختلف را پیش بینی کند و در طراحی فرآیند عملیات حرارتی مفید واقع شود.

در ادامه، سیکلهای عملیات حرارتی گوناگون با هدف دستیابی به ریزساختارهای چند فازی شامل درصدهای مختلف از فازهای آستنیت باقیمانده، مارتنزیت و بینیت طراحی شدند. شرایط سیکلهای عملیات حرارتی بر اساس دماهای بحرانی بدست آمده و با توجه به هدف دستیابی به ریزساختارهای میکروکامپوزیتی انجام شده در پژوهش حاضر در جدول 2 آورده شده است. لازم به ذکر است که انتخاب دماها و زمانهای نگهداری بر اساس دیاگرام TTT و دماهای بحرانی انجام شده است.



شكل1- نمودار TTT فولاد DIN 1.5025

روى	شده بر	انجام	حرار تی	عمليات	ٳٞؽڹدۿٳؽ	, 2– فر	جدول
		DI	N 1.502	فولاد 25	نمونه		

اطلاعات تكميلي	زمان	دما (°C)	مراحل عملیات حرارتی
سرد کردن در هوا	5 دقيقه	900	مرحله 1
انتقال به حمام نمک مذاب	5 دقيقه	900	مرحله 2
سرد کردن نهایی در آب	5 ثانيه تا 1 ساعت	.500 .450 400	مرحله 3

در مرحله نخست پس از انجام سیکلهای گوناگون عملیات حرارتی در شرایط نگهداری همدما نمونهها به منظور بررسیهای ریزساختاری برش داده شدند و سپس با استفاده از مانت سرد، مانت گردیدند. در مرحلهی بعد، مراحل آمادهسازی سطحی بر اساس استاندارد ASTM حکاکی نمونهها با استفاده از محلول نایتال<sup>۲</sup> 2٪ (98 میلی لیتر اتانول و 2 میلی لیتر اسید نیتریک (HNO)) انجام شد و بررسیهای اولیه KEYENCE با استفاده از میکروسکوپ لیزری مدل KEYENCE ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ لیزری مدل KEYENCE

در ادامه و به منظور بررسی جزییات بیشتر و در بزرگنمایی بالاتر ریزساختاری، نمونههایی منتخب از شرایط عملیات حرارتی گوناگون انتخاب شدند و بررسیهای ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی FE-SEM مدل Zeiss Ultra Plus مجهز به

#### 1- Nital Solution

دوربین میکروسکوپ الکترونهای برگشتی (EBSD) مورد بررسی-های ریزساختاری قرار گرفتند. بررسیها در بزرگنمایی 5000 برابر و با step size در محدودهی 40 تا 50nm انجام گرفت. به این منظور نمونهها پس از آمادهسازی سطحی اولیه الکتروپولیش شدند و مورد بررسی قرار گرفتند. عملیات آمادهسازی الکتروپولیش با استفاده از محلول شامل 20 درصد پرکلریک اسید (HCIO4) و 80 درصد اتانول (C2H<sub>5</sub>OH) در دمای اتاق و ولتاژ و جریان به ترتیب 15 ولت و 8/0 آمپر به مدت زمان در محدودهی 15 تا 60 ثانیه انجام شد.

به منظور بررسی رفتار مکانیکی در شرایط مختلف عملیات حرارتی از ماکروسختیسنجی با روش ویکرز و با بار اعمالی 30kg و مدت زمان اعمال بار 15 ثانیه استفاده شد و نتایج گزارش شده در این پژوهش میانگین 5 اندازه گیری در نقاط گوناگون نمونههای مختلف عملیات حرارتی شده می باشند.

در ادامه با هدف بررسی تحولهای فازی از دستگاه ترمومکانیکی Gleeble مدل 3800 استفاده شد. در این بررسی با طراحی سیکلهای عملیات حرارتی مشابه با آنچه که در آزمایشگاه و با استفاده سیکلهای عملیات حرارتی مشابه با آنچه که در آزمایشگاه و با استفاده از کوره مقاومتی و حمام نمک انجام شده بود، تحولهای فازی رخ داده منظور نمونههایی با ابعاد 30× $\times$  میلیمتر تهیه شدند. در ادامه منظور نمونههایی با ابعاد 30× $\times$  میلیمتر تهیه شدند. در ادامه منظور نمونههایی با ابعاد 30× $\times$  میلیمتر تهیه شدند. در ادامه منظور نمونههایی با ابعاد 30× $\times$  میلیمتر تهیه شدند. در ادامه نمونهها با نرخ گرمایش s700 تا دمای 20% محاری شدند و سپس با نرخ مشابه گرمایش تا دماهی در محدودهی 500 تا 20% سرد شده و برای زمانهای مختلف در محدودهی مدت زمان 5 ثانیه تا 1 نرخ مشابه سرد شدند. تغییرات در ابعاد نمونه با استفاده از دیلاتومتر ثبت مشابه سرد شدند. تغییرات در ابعاد نمونه با استفاده از دیلاتومتر ثبت مشابه سرد شدند. تغییرات در ابعاد نمونه با استفاده از دیلاتومتر ثبت مشابه سرد شدند. تغییرات در ابعاد نمونه با استفاده از دیلاتومتر ثبت مشابه سرد شدند. تغییرات مورد بررسی قرار گرفت. به منظور ثبت مشابه سرد نمونه از تورموکوپل نوع K استفاده شد که بر روی تحمیل محدونه دی 500 تا 5 ثانیه تا 1 تغییرات در این دما در محدوده مدت زمان 5 ثانیه تا 1 مشابه سرد شدند. تغییرات در ابعاد نمونه با استفاده از دیلاتومتر ثبت مشابه سرد شدند. تغییرات داو مورد بررسی قرار گرفت. به منظور ثبت مشابه مدونه بوش داده این تغییرات داوه این تغییرات داود مدونه با ستفاده شد که بر روی تغییرات دمای مدونه داده شد.

#### نتايج

### 1- بررسی تحولهای فازی فرآیند عملیات حرارتی کوئنچ و نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی

تصویرهای میکروسکوپ لیزری مربوط به ریزساختار نمونههای نگه-داری شده در دمای  $2^{00}$  برای زمانهای متفاوت در محدودهی 5 ثانیه تا 1 ساعت در مقایسه با نمونهی کوئنچ مستقیم در شکل 2 نشان داده شده است. در تصویر (الف) از شکل 2 که مربوط به نمونهی نگهداری شده به مدت 5 ثانیه در این دما می باشد، ریزساختار عمدتاً از فاز مارتنزیت تشکیل شده (مناطق تیره رنگ) و تنها بخشهای کوچکی بینیت اولیه (تیغههای تیره رنگ) و آستنیت (مناطق روشن) در این نمونه قابل تشخیص می باشد که رشد این فاز همان طور که دیده می شود از مرزهای آستنیت اولیه آغاز شده است. در ادامه و با افزایش مدت زمان نگهداری هم دما از 50 ثانیه تا 1 ساعت، همان طور که در تصویرهای شکل 2–(ب) تا (ه) مشاهده می گردد، کسر فاز فریت بینیتی فوق اشباع

از کربن (به دلیل نبود زمان کافی برای نفوذ و پارتیشنبندی کربن از فاز فریت که محتوای کربن بالایی نسبت به حالت تعادلی خود دارد) که با گذشت زمان کربن آن پس زده می شود (مناطق خاکستری رنگ در زمينه روشن) و بنابراين به سمت حالت تعادلي حركت ميكند (28)، (افزایش مناطق روشن در نمونههای عملیات حرارتی شده مختلف با افزایش زمان نگهداری همدما) افزایش می یابد و در نمونهی نگهداری شده به مدت 1 ساعت در این دما همان گونه که تصویر 2–(ه) مشاهده می گردد عمدهی ریزساختار نهایی از فاز فریت بینیتی (مناطق روشن) تشکیل شده است. از سوی دیگر بررسی و مقایسهی تصویرهای ریزساختاری نشاندهندهی تشکیل فریت بینیتی با سرعت بالا در دمای 500°C میباشد (تنها پس از 5 ثانیه نگهداری در این دما کسر قابل توجهی تیغههای فریت بینیتی در تصویر 2-الف قابل شناسایی است و با افزایش بیشتر مدت زمان مناطق بینیتی پس از 50 ثانیه بخش قابل توجه ریزساختار را در برگرفته است) که به سرعت ریزساختار (تصویرهای (الف) تا (ه) از شکل 2) را در بر می گیرد. همچنین در این تصویرهای ریزساختاری، تشکیل کاربید (مناطق خاکستری رنگ در زمینه سفید رنگ بینیتی) به راحتی قابل مشاهده میباشد که در نواحی فریت بینیتی توزیع شدهاند. از سوی دیگر مقایسه تصویرهای 2-(الف) و (و) که به ترتیب مربوط به نمونهی نگهداری شده به مدت 5 ثانیه در دمای 500°C و نمونهی کوئنچ مستقیم در آب هستند، نشاندهندهی این موضوع است که تنها 5 ثانیه نگهداری در دمای C<sup>∞</sup>500 سبب تشکیل مناطق جزئی بینیتی می شود در حالی که عمدهی ریز ساختار نمونهی کوئنچ مستقیم از فاز مارتنزیت تشکیل شده و تنها مناطق جزیی به رنگ روشن فاز آستنیت باقیمانده در ریزساختار نمونهی کوئنچ مستقیم حضور دارد. با این وجود شایان ذکر است که تفکیک فازهای مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقیمانده با استفاده از تصویرهای تهیه شده توسط میکروسکوپ لیزری به راحتی قابل انجام نبوده و نیاز به تکنیک-های بررسی ریزساختاری دیگری میباشد.

بنابراین نمونههایی منتخب در شرایط نگهداری همدما در دمای 500°C و همچنین نمونهی کوئنچ مستقیم توسط آنالیز تصویری الکترون های برگشتی (EBSD) مورد بررسی قرار گرفتند. مثال هایی از تصویرهای تهیه شده (شامل نقشه فازی (PM) و تصویرهای کیفیت سطحی (IQ)) مربوط به نمونههای نگهداری شده به صورت همدما در دمای  $^{\circ}\mathrm{C}$  و همچنین نمونه یکوئنچ مستقیم در شکل 8 نشان داده شده است. همان طور که آنالیزهای فازی نشان میدهند با افزایش مدت زمان نگهداری همدما در دمای C<sup>o</sup>C، کسر مناطق بینیتی (ناحیهی به رنگ قرمز روشن) رشد کرده و در نتیجه کسر مناطق آستنیتی (ناحیهی سبز رنگ) کاهش مییابد. درصد فاز آستنیت باقیمانده در نمونههای نگهداری شده به مدت زمانهای 50 ثانیه تا 1 ساعت از مقدار 10/1 تا مقدار 1/4 درصد حجمی کاهش می ابد. از سوی دیگر بررسی تصویرها نشان میدهد که در زمان 50 ثانیه نیز پارتیشن بندی و نفوذ کربن از مناطق بینیتی به مناطق آستنیتی مجاور آنها رخ داده است. در تصویر 3 –(الف) مناطقی مشاهده می گردد که در مرکز قرمز تیره رنگ و در نواحی اطراف آن سبز رنگ هستند. در حقیقت این مناطق نواحی آستنیتی هستند که در مرحله سرمایش سریع نهایی در

آب به صورت جزیی به فاز مارتنزیت تحول یافتهاند (29). نفوذ و پارتیشنبندی کربن در نواحی آستنیتی به دلیل دارا بودن ساختار فشرده FCC به کندی صورت میگیرد (با وجود دمای بالا) (با توجه به این نکته که ضریب نفوذ کربن در فاز آستنیت در این دما بر اساس رابطه بدست آمده در مرجع (30) برابر با 2<sup>8</sup>×100<sup>-6</sup>×12063 میباشد). بنابراین نفوذ کربن در این دما بسیار آهسته میباشد و سبب شده که در جزایر بلوکی شکل مرکز محتوای کربن کمتری داشته باشد و بنابراین با فاصله گرفتن از فصل مشترک فازهای آستنیت و بینیت غلظت کربن در نواحی آستنیتی کاهش یافته و در مرحله سرمایش سریع پایانی، مارتنزیت تحول خواهند یافت (20). این نتایج با تصویرهای تهیه شده توسط میکروسکوپ لیزری (شکل 2) نیز در انطباق میباشند. همچنین تصویر نقشه ی فازی 3–(ه) مربوط به نمونه ی کوئنچ مستقیم حضور

کسر کوچکی فاز آستنیت باقیمانده (مناطق سبز رنگ- 4 درصد حجمی) در ریزساختار مارتنزیتی را تایید می کند و بنابراین با نتایجی که توسط میکروسکوپ لیزری در این شرایط عملیات حرارتی در شکل 2-(و) نشان داده شد در انطباق میباشد.

جنبهی دیگری که با توجه به تصویرهای توزیع فازی نشان داده شده در شکل 3 قابل بیان میباشد، رشد بستههای بینیتی با افزایش مدت زمان نگهداری همدما در دمای  $2^{\circ}000$  میباشد که با مقایسه تصویرهای 3–(ب) تا (د) به راحتی قابل تایید میباشد. به گونهای که دانههای فاز بینیت در شکل 3–(د) (مدت زمان نگهداری 1 ساعت) در مقایسه با شکل 3–(ب) که مربوط به مدت زمان نگهداری 300 ثانیه است رشد قابل توجهی را نشان میدهند (مرزهای فازی تیره رنگ این موضوع را به وضوح تاید میکند).



شکل 2- تصویرهای ریزساختاری مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای ℃500 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 5 ثانیه؛ (ب) 50 ثانیه؛ (ج) 300 ثانیه؛ (د) 600 ثانیه؛ (ه) 1 ساعت و (و) نمونهی کوئنچ مستقیم در آب

علامتهای اختصاری M ،B و RA به ترتیب نشاندهندهی فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده هستند.





شکل 3- تصویرهای آنالیز فازی (نقشه فازی (PM) و تصویرهای کیفیت سطحی (IQ)) تهیه شده توسط الکترونهای برگشتی (EBSD) مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای 2°500 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 50 ثانیه؛ (ب) 300 ثانیه؛ (ج) 600 ثانیه؛ (د) 1 ساعت و (ه) کوئنچ مستقیم

مسقيم

مناطق قرمز روشن مربوط به فاز بینیت، قرمز تیره فاز مارتنزیت و مناطق سبز رنگ فاز اَستنیت باقیمانده میباشند.

مشابه با شرایط نگهداری همدما در دمای 2°500 در ناحیهی بینیتی، با کاهش دمای نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی به دماهای 450 و 20°00 نیز تشکیل بینیت با افزایش مدت زمان نگهداری رخ داده و پیشروی میکند. مثالهایی از تصویرهای تهیه شده توسط میکروسکوپ لیزری از نمونههای نگهداری شده برای زمانهای متفاوت در دماهای 450 و 2°400 به ترتیب در شکلهای 4 و 5 نشان داده

شدهاند. شکل 4 مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای  $^{\circ}$ C می بشده ند. شکل 4 مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای  $^{\circ}$ C می بشد که نشان دهنده آغاز تشکیل فاز بینیت از زمانهای بسیار کوتاه نگهداری هم دما (5 ثانیه) (تصویر (الف) در شکل 4) است. در حالی که در نمونه کوئنچ مستقیم مناطق بینیتی مشاهده نشد (شکل 2– (و)). با افزایش مدت زمان نگهداری هم دما در محدوده ی مدت زمان ماطق بینیتی گسترش یافته و در زمان 30 ثانیه تا 1 ساعت به تدریج مناطق بینیتی گسترش یافته و در

پایان 1 ساعت نگەداری در این دما می توان مشاهده نمود که ریز ساختار عمدتاً از فاز بینیت تشکیل شده است. در این ریز ساختارهای بینیتی نیز همانند نمونههای نگهداری شده به صورت همدما در دمای  $500^\circ$ تشکیل کاربید با وجود حضور بیش از %.15% سیلیسیم رخ داده است، که در مناطق بینیتی قابل مشاهده هستند. تفاوتی که در مقایسه با دمای نگهداری هم دمای بالاتر  $500^\circ$  (شکل 2) در نمونههای نگهداری شده در دمای  $500^\circ$  (شکل 4) مشاهده می گردد، توزیع ظریفتر فازها در ریز ساختار نمونههای عملیات حرارتی هم دما شده در دمای  $500^\circ$  می باشد، که قابل انتظار نیز است.

شکل 5 نیز مربوط به نمونههای نگهداری شده به صورت همدما در دمای  $^{\circ}C$  دمای  $^{\circ}C$  برای زمانهای متفاوت در محدودهی 5 ثانیه تا 1 ساعت میباشد. در تصویر 5-(الف) مربوط به نمونهی نگهداری شده به مدت 5 ثانیه همان طور که مشاهده می گردد ریز ساختار اغلب مارتنزیتی است و تنها مناطق جزیی بینیتی (مناطق تیره رنگ) و آستنیتی (مناطق روشن) در ریزساختار مشاهده می گردد. با افزایش مدت زمان نگهداری به زمانهای 50 ثانیه (تصویر (ب) در شکل 5) و سپس زمانهای طولانی تر 300 ثانیه تا 1 ساعت (تصویرهای 5-(ج) تا (ه)) مناطق تیره رنگ بینیتی در ریزساختار ظاهر شده و گسترش پیدا کرده-اند و مناطق بیشتری از ریزساختارها را در برگرفتهاند. بررسی و مقایسه-ی کلی تصویرهای ریزساختاری در دماهای نگهداری همدمای 500 تا 400°C (شکلهای 2، 4 و 5) نشان دهندهی تکمیل فرآیند تحول فازی بینیتی پس از مدت زمان نگهداری 1 ساعت میباشند. از طرف دیگر مقایسهی تصویرهای ریزساختاری توسط میکروسکوپ لیزری نشان داده شده در شکلهای 2، 4 و 5 نشان دهندهی توزیع ظریف تر فاز بینیت با کاهش دمای نگهداری همدما از دمای 500 تا 400°C مى باشند.

در ادامه نمونه هایی منتخب از مجموعه نمونه های عملیات حرارتی شده به صورت همدما در دماهای 450 و 400°C به منظور بررسی جزییات بیشتر با استفاده از آنالیز فازی توسط الکترونهای برگشتی (EBSD) مورد بررسی قرار گرفتند. مثالهایی از تصویرهای توزیع فازی حاصل در شکلهای 6 و 7 نشان داده شدهاند. شکل 6 مربوط به نمونههای نگهداری شده برای مدت زمانهای متفاوت در دمای 450°C میباشند. همان گونه که در تصویر 6-(الف) مربوط به نمونه ی نگهداری شده به مدت زمان 50 ثانیه مشاهده می گردد فازهای بینیت (قرمز روشن)، مارتنزیت (قرمز تیره) و آستنیت باقیمانده (فاز سبز رنگ) در ریزساختار به آسانی قابل شناسایی و تفکیک هستند. مقایسه تصویرهای توزیع فازی در شکل 6 نشاندهندهی کاهش سریع کسر فاز آستنیت باقیمانده (مناطق سبز رنگ) و یا به عبارت دیگر افزایش کسر فاز بینیت با افزایش مدت زمان نگهداری تا 300 ثانیه (تصویر 6-(ب)) و سپس زمانهای نگهداری طولانی تر تا 1 ساعت میباشند. کسر فاز آستنیت باقیمانده از مقدار 23/1 درصد حجمی برای نمونه نگهداری شده به مدت 50 ثانیه به مقدار تنها 2 درصد حجمی پس از 1 ساعت نگهداری در دمای 450°C کاهش مییابد. با کاهش دمای نگهداری همدما تا دمای  $^{\circ O}$  400%، رفتار متفاوتی در تحول های فازی قابل مشاهده

میباشد. همان گونه که در شکل 7 مشاهده می گردد، کسر فاز آستنیت باقیمانده با سرعت کمتری تا مدت زمان نگهداری 600 ثانیه کاهش یافته و در ادامه در نمونه نگهداری شده به مدت 1 ساعت می توان بیان کرد که کسر قابل توجهی از فاز آستنیت باقیمانده قابل مشاهده نمی باشد. از سوی دیگر فاز مارتنزیت حتی در زمان های کوتاه نگهداری در این دما بر خلاف نمونههای نگهداری شده در دمای 450°C نیز قابل مشاهده نمی باشد که این موضوع نشان دهنده ی پایداری فاز آستنیت باقیمانده در مرحله نهایی سرمایش سریع در آب در این شرایط عملیات حرارتی میباشد. کسر فاز آستنیت باقیمانده در نمونه نگهداری شده در دمای C°400 به مدت 50 ثانیه (تصویر 7-(الف)) 28/4 درصد حجمی بوده که با افزایش زمان نگهداری به 200، 300 600 ثانیه و سپس 1 ساعت کسر این فاز کاهش یافته و به ترتیب به مقدارهای 18، 18/9، 14/2 و 2 درصد حجمی میرسد. به منظور مقایسه آسان تر، کسر فازهای مختلف بر اساس نتایج آنالیز EBSD در شرايط عمليات حرارتي در دماهاي 500، 450 و 2°400 در جدول 3 آورده شده است.

مقایسه ی شکلهای 3 و 6 نشان میدهد که با وجود کاهش 50 درجهای در دمای نگهداری هم دما از دمای 500 به  $2^{\circ}050$  تشکیل بینیت تقریباً کامل می شود به گونهای که پس از تنها 300 ثانیه نگه-داری هم دما می توان گفت که ریز ساختار عمدتاً بینیتی است (به تر تیب تصویرهای 3–(ب) و 6–(ب)) (به تر تیب حضور 97 و 6/96 در صد حجمی فاز بینیت). این نتایج نشان می دهد که این دماها بایستی نزدیک به دماغه ی تشکیل بینیت باشند که با وجود کاهش 50 درجه ای در دمای نگه داری از 500 به  $2^{\circ}050$  تشکیل بینیت با سرعت بالایی پیشروی کرده و به سمت کامل شدن می رود.

از سوی دیگر از جمله عوامل بسیار مهم در تعیین خواص مکانیکی و ریزساختار قطعات فولادی، سرعت گرمایش یا سرمایش آنها حین عملیات حرارتی است. در این رابطه سرعت سرد شدن نقاط مختلف قطعه خصوصا در عملیات کوئنچ در محیطهای مختلف دارای اهمیت بیشتری است، زیرا بوسیله آن میتوان خواص مکانیکی و ریزساختار آن نقاط را پیشبینی نمود. در پژوهش حاضر به دلیل ضخامت کم نمونه های فولادی (ضخامت 1 میلی متر) و سرعت بالای سرد شدن  $400^{\circ}$ C در ضمن انتقال به دماهای در محدودهی 500 تا $^{\circ}$ C/s) امکان تشکیل فازهای غیرتعادلی مانند مارتنزیت و بینیت افزایش مییابد که می توان تشکیل بینیت در زمان های کوتاه نگهداری همدما را به این موضوع نیز مربوط دانست (با توجه به اینکه بررسیهای ریزساختاری از سطح نمونههای عملیات حرارتی شده انجام شده است). بر اساس پژوهشی که در این زمینه انجام شده است با افزایش شدت سرد کنندگی تاثیر دمای نمونه بر سرعت سرد شدن افزایش مییابد که این موضوع در فولادهای مختلف و شرایط سرمایش متفاوت متغییر میباشد (31). بر این اساس پیشبینی میشود که در دمای <sup>C</sup>00<sup>o</sup>C سرعت سرد شدن در نقاط مختلف نمونه بیشتر بوده که بر تشکیل ریزساختارهای غیرتعادلی تاثیرگذار میباشد.

مقایسه نتایج این پژوهش با پژوهشهای پیشین در این زمینه حاکی از آن است که با توجه به محتوای پایین عناصر پایدارکننده آستنیت سرعت

تشکیل بینیت در این دماها در ناحیهی بینیتی بالاست و از سوی دیگر مقدار 1/67 درصد سیلیسیم قابلیت ممانعت از تشکیل کاربید را ندارد و تشکیل کاربید در این ریزساختارها رخ داده است (32).



شکل 4- تصویرهای ریزساختاری مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای ℃450 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 5 ثانیه؛ (ب) 30 ثانیه؛ (ج) 50 ثانیه؛ (د) 300 ثانیه؛ (ه) 600 ثانیه و (و) 1 ساعت

علامتهای اختصاری M ،B و RA به ترتیب نشاندهندهی فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده هستند.



شکل 5- تصویرهای ریزساختاری مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای ℃400 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 5 ثانیه؛ (ب) 50 ثانیه؛ (ج) 300 ثانیه؛ (د) 600 ثانیه و (ه) 1 ساعت

علامتهای اختصاری M ،B و RA به ترتیب نشاندهندهی فازهای بینیت، مارتنزیت و اَستنیت باقیمانده هستند.



شکل 6– تصویرهای آنالیز فازی تهیه شده توسط الکترونهای برگشتی (EBSD) (نقشه فازی (PM) و تصویرهای کیفیت سطحی (IQ)) مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای ℃450 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 50 ثانیه؛ (ب) 300 ثانیه؛ (ج) 600 ثانیه و (د) 1 ساعت مناطق قرمز روشن مربوط به فاز بینیت، قرمز تیره فاز مارتنزیت و مناطق سبز رنگ فاز آستنیت باقیمانده میباشند.



شکل 7- تصویرهای آنالیز فازی تهیه شده توسط الکترونهای برگشتی (EBSD) (نقشه فازی (PM) و تصویرهای کیفیت سطحی (IQ)) مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای ℃400 (دمای بالاتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی (Ms)) در ناحیهی بینیتی برای زمانهای مختلف شامل: (الف) 50 ثانیه؛ (ب) 200 ثانیه؛ (ج) 300 ثانیه؛ (د) 600 ثانیه و (ه) 1 ساعت مناطق قرمز روشن مربوط به فاز بینیت، قرمز تیره فاز مارتنزیت و مناطق سبز رنگ فاز آستنیت باقیمانده می باشند.

کسر فاز مارتنزیت- بینیت (کسر حجمی)	کسر فاز مارتنزیت (کسر جحم)	کسر فاز بینیت (کسرحجمی)	کسر فاز آستنیت باقیمانده (کسر حجو )	مدت زمان نگهداری هم- دما (ثانیه)	دمای نگهداری همٍدما (C°)
80/0	(تسريحبهي)		(تسويحجمي)	50	500
89/9	-	-	10/1	30	500
-	-	97	3	300	
-	-	97/8	2/2	600	
-	-	98/6	1/4	3600	
76/9	-	_	23/1	50	450
-	-	96/6	3/4	300	
-	-	97/2	2/8	600	
-	-	98	2	3600	
71/6	-	-	28/4	50	400
82	-	-	18	200	
-	-	81/1	18/9	300	
-	-	85/8	14/2	600	
-	-	98	2	3600	
-	96	-	4	0	كوئنچ مستقيم

جدول 3- دادههای درصدهای حجمی (1±) مربوط به آنالیزهای فازی با استفاده از الکترونهای برگشتی (EBSD) در شرایط عملیات حرارتی همدما در دماهای 500، 450 و ℃900 و نمونه کوئنچ مستقیم در آب

### 2- بررسی تحولهای فازی با استفاده از آزمون دیلاتومتری

در این بخش تحول های فازی رخ داده حین فرآیندهای عملیات حرارتی Q&B در محدوده ی دمایی 500 تا 2°400 (در ناحیه ی بینیتی) با استفاده از آزمونهای دیالتومتری با تشابهسازی شرایط عملیات حرارتی که با استفاده از کورههای مقاومتی و حمام نمک انجام شد، مورد بررسی قرار گرفته است. شکلهای 8 و 9 به ترتیب نمودارهای تغییرات در عرض نمونه ها حین سرمایش از دمای آستنیته 900°C و تغییرات در عرض نمونهها در ناحیهی نگهداری همدما برای زمانهای متفاوت در محدودهی 5 ثانیه تا 1 ساعت که توسط اندازه گیری های دیلاتومتری انجام شده بر روی نمونههای نگهداری شده به صورت همدما (Q&B) در دماهای 500، 450 و C<sup>o</sup>C می باشند را نشان می دهند. شکل 8 تغییرات در عرض نمونهها پس از سرد کردن از دمای C<sup>o</sup>OO (دمای آستنیته کردن) را نمایش میدهد. همان طور که ملاحظه می گردد، در دماهای نگهداری متفاوت انبساط در عرض نمونهها به طور محسوسی قابل مشاهده است. این انبساطها در بازههای مختلف نگهداری همدما در محدودهی 500 تا 400°C به دلیل تشکیل فاز بینیت می باشد. همچنین انقباض های در زمان های نگهداری طولانی مدت به فرآیند بازپخت مربوط می شود. شایان ذکر است نوساناتی که در دادهها مشاهده می شود مربوط به دستگاه بوده که باعث تغییر در شیب نمودارها حین سرمایش شده است. همچنین بررسی نمودارها

نشان میدهد که در زمانهای کوتاه نگهداری در این دماها در مرحله پایانی سرمایش سریع تا دمای اتاق تحول مارتنزیتی (تغییر در شیب نمودارها) رخ داده است (نمونههای نگهداری شده به مدت 5، 30 و 50 ثانيه). تحول مارتنزيتي به دليل عدم تكميل فرآيند تحول بينيتي و ناپایداری فاز آستنیت باقیمانده به واسطه پارتیشن بندی و نفوذ کم کربن در مرحله سرمایش سریع نهایی رخ میدهد. همان طور که نمودارهای مربوط به نگهداری برای زمانهای متفاوت در دمای 500°C (شکل 8–(الف)) نشان میدهد تغییر در شیب مربوط به تحول مارتنزیتی حین سرمایش نهایی بهویژه در زمانهای کوتاه نگهداری (منحنی آبی رنگ در دماهای بالاتر از 250°C که به معنی پارتیشن بندی محدود کربن به استنیت تحول نیافته است) رخ میدهد. از سوی دیگر، بررسی شکلهای 8-(ب) و (ج) که به ترتیب مربوط به نمونههای نگهداری شده در دماهای 450 و C<sup>0</sup>00 میباشند نیز رفتاری مشابه با نمودارهای 8-(الف) نشان میدهند. با این تفاوت که در نمونههای نگهداری شده در دمای C<sup>o</sup>C تحول مارتنزیتی حین مرحلهی سرمایش نهایی به صورت محسوسی تا مدت زمان نگهداری 30 ثانيه رخ ميدهد (شكل 8-(ج)) (تغيير در شيب نمودارها حين سرمایش که با افزایش زمان نگهداری به دماهای کمتر منتقل میشود (منحنیهای آبی و زرد رنگ) که حاکی از پارتیشن بندی و نفوذ کربن به آستنیت تحول نیافته و افزایش پایداری آن تا دماهای پایینتر). از سوی دیگر مقایسهی نمودارهای دیلاتومتری نشاندهندهی کاهش در دمای آغاز تحول مارتنزیتی در مرحله سرمایش نهایی، با افزایش مدت زمان نگهداری همدما در دمای 400°C می باشد. در حقیقت با افزایش

مدت زمان نگهداری همدما بهواسطه پارتیشنبندی و نفوذ کربن به فاز اَستنیت تحول نیافته، محتوای کربن این فاز افزایش یافته و بنابراین سبب کاهش در دمای آغاز تحول فاز مارتنزیتی حین مرحلهی سرمایش نهایی میشود.

به منظور بررسی جزییات تحولهای فازی در مدت زمانهای متفاوت در محدوده ی 5 ثانیه تا 1 ساعت نگهداری در این دماها (500 تا 400°C)، نمودارهای تغییرات در عرض نمونهها برحسب زمان نگهداری در شرایط عملیات حرارتی B&B در محدوده ی دمایی 500 تا 2000 در شکل 9 آورده شده است. شکل 9–(الف) مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای 2000 میباشد که آغاز تحول بینیتی در محدوده ی زمانی کمتر از 3 ثانیه مشخص شده با نمودارهای تا یه کامل میشود (در حالی که فاز آستنیت در ریزساختار همچنان وجود دارد (شکل 3–(الف)). این نتایج با بررسیهای ریزساختاری که در بخش قبل انجام شد (شکل 2) در انطباق میباشد. همچنین بررسی نمودارهای تغییرات در عرض نمونهها با مدت زمان نگهداری در دماهای در محدوده ی 500 تا 2000، نشان دهنده ی تغییر در مدت زمان لزم

برای شروع تحول بینیتی میباشد. همان طور که در تصویر 9-(ب) مربوط به نمونههای نگهداری شده در دمای 450°C مشاهده می گردد، تحول بینیتی در محدودهی زمانی 5 ثانیه آغاز شده و پس از 100 ثانیه به سمت کامل شدن پیش میرود. این رفتار تحول فازی و سرعت بالای تحول بینیتی از حاکی از این موضوع می باشد که دمای C<sup>o</sup>C می تواند دمای مربوط به دماغهی تحول بینیتی باشد که با نتایج بدست آمده در پژوهش کومار نیز در انطباق است (33). این نتایج با بررسیهای ریزساختاری و نتایج حاصل از آنالیز EBSD در انطباق میباشد. با کاهش دمای نگهداری همدما به دمای C<sup>0</sup>00 مدت زمان لازم به منظور آغاز تحول بینیتی افزایش یافته و به حدود 10 ثانیه می رسد (شکل 9–(ج)). مدت زمان لازم برای پایان این تحول در این دما بیش از 600 ثانیه می باشد. یکی دیگر از نکات جالب توجه در نمودارهای نشان داده شده در شکل 9 مشاهدهی انقباض در عرض نمونهها در مدت زمانهای طولانی نگهداری همدما میباشد. این انقباض های مشاهده شده می تواند در نتیجه رسوب کاربید و بازپخت فاز بينيت با افزايش مدت زمان نگەدارى همدما باشد (34–36).



شکل 8– تغییرات در عرض نمونهها با دما حین سرمایش از دمای اَستنیته ℃900 مربوط به عملیات حرارتی در شرایط نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی (Q&B) در دماهای: (الف) ℃900؛ (ب) ℃400 و (ج) ℃400 بر اساس آزمون دیلاتومتری



شکل 9– نمودارهای تغییرات در عرض نمونهها با مدت زمان نگهداری همدما مربوط به عملیات حرارتی در شرایط نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی (Q&B) در دماهای: (الف) ℃500؛ (ب) ℃450 و (ج) ℃400 بر اساس آزمون دیلاتومتری

#### 3- ماكروسختىسنجى

نمودار مربوط به تغییرات ماکروسختی نمونههای نگهداری شده به صورت همدما در دماهای 500، 500 و 2°000 برای زمانهای متفاوت در شکل 10 نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می-گردد، تغییرات ماکروسختی در زمانهای مختلف در بازهی زمانی 50 ماکروسختی نشاندهندهی افت سختی با افزایش دمای نگهداری هم-تا 600 ثانیه تقریبا ثابت میباشد. از سوی دیگر مقایسهی تغییرات دما از 400 تا 2°500 میباشد. در مدت زمانهای کوتاه نگهداری همدما حضور کسر بالایی فاز آستنیت باقیمانده نرم در کنار فاز مارتنزیت سخت و همچنین فاز بینیت و در مدت زمانهای طولانی نگهداری همدما تشکیل کسر زیادی از فاز بینیت و کاهش و حتی در زمانهای مولانی حذف کامل فاز مارتنزیت جدید که حین سرمایش نهایی حاصل ماکروسختی نسبتا ثابت باقی میماند. این مقدارهای نسبتا ثابت ماکروسختی در زمانهای مختلف نگهداری همدما با استفاده از بررسی-ماکروسختی در زمانهای مختلف نگهداری همدما با استفاده از بررسی-

میباشند. به بیان دیگر در زمانهای کوتاه نگهداری همدما در این محدودهی دمایی با حضور درصد نسبتا بالای فاز آستنیت باقیمانده افت سختی رخ نداده است که دلیل آن تشکیل کسری از فاز مارتنزیت سخت در مرحلهی نهایی سرمایش تا دمای محیط میباشد. در ادامه و با افزایش مدت زمان نگهداری همدما کسر فاز بینیت افزایش مییابد و بنابراین تغییرات محسوس و ملموسی در روند تغییرات سختی مشاهده نمی گردد. در حقیقت نمونههای چند فازی مشابه با کامپوزیتها عمل از میکروفازهای موجود در ریزساختار و کسر حجمی آنها میباشد. از سوی دیگر بررسیهای انجام شده نشان داد که تشکیل فاز بینیت در این محدودههای دمایی به سرعت آغاز شده و با سرعت زیادی پیشروی میکند. بنابراین ریزساختارها عمدتاً از بینیت تشکیل شده و در نتیجه مقادیر سختی نسبتا یکسانی را با افزایش مدت زمان نگهداری همدما از خود نشان میدهند.



شکل 10- منحنیهای تغییرات ماکروسختی بدست اَمده با روش ویکرز برحسب مدت زمان نگهداری همدما در نمونههای نگهداری شده به صورت همدما در دماهای بین 500 تا ℃400

#### نتيجه گيرى

پس از انجام سیکلهای عملیات حرارتی نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی با هدف بررسی تغییرات میکروفازی و رابطهی آن با سختی برروی نمونهی فولاد کمآلیاژ DIN1.5025 نتایج زیر را میتوان بیان نمود:

- بررسیهای ریزساختاری نشاندهنده آغاز تحول بینیتی در زمانهای کوتاهتر با افزایش دمای نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی بود.
- ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در شرایط عملیات حرارتی نگهداری همدما در ناحیهی بینیتی در فولاد کمآلیاژ کربن متوسط DIN 1.5025 حاصل شد.
- 3. تغییرات محتوای فاز آستنیت باقیمانده با مدت زمان نگهداری در ناحیهی بینیتی با کاهش دمای نگهداری همدما نشان داد که سرعت تشکیل فاز بینیت کاهش مییابد و درصد بالاتری از فاز آستنیت در ریزساختار نهایی باقی میماند.
- بررسی تحولهای فازی با استفاده از آزمون دیلاتومتری نشان-دهندهی انقباض در نمونههای نگهداری شده در دماهای مابین 500 تا 2°400 بود که مربوط به وقوع بازپخت در این نمونهها میباشد.

5. تغییرات ماکروسختی نشان داد که در نمونههای عملیات حرارتی شده در دماهای بین 500 تا 2°400 تغییرات سختی با افزایش مدت زمان نگهداری همدما قابل توجه نبوده و روند تغییرات آن نسبتا ثابت است. این رفتار در تغییرات سختی با بررسیهای ریزساختاری قابل توجیه بود. به گونهای که در زمانهای ابتدایی نگهداری به دلیل وجود کسر بالایی آستنیت پایدار در ریزساختار نهایی با وجود تشکیل فاز مارتنزیت سخت، سختی مشابهای را با نمونههای نگهداری شده در زمانهای طولانی با دارا بودن ساختار بینیتی نشان دادند.

#### ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکتکنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

> **حامی مالی** هزینه تحقیق حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شده است.

## مشارکت نویسندگان

انجام اَزمایشها: تحلیل دادهها و نتایج: نگارش نهایی:

#### تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

### References

1.Tasan CC, Diehl M, Yan D, Bechtold M, Roters F, Schemmann L, et al. An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. Annu Rev Mater Res [Internet]. 2015;45(1):391–431. Available from: http://www.annualreviews.org/doi/10.1146/an nurev-matsci-070214-021103

2.Song R, Ponge D, Raabe D, Speer JG, Matlock DK. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. Mater Sci Eng A. 2006;441(1–2):1–17.

3.Pashangeh S, Somani M, Sadegh S, Banadkouki G. Structure-Property Correlations of a Medium C Steel Following Quenching and Isothermal Holding above and below the M s Temperature. 2021;61(1):1–10.

4.Raabe D, Sun B, Kwiatkowski Da Silva A, Gault B, Yen HW, Sedighiani K, et al. Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels. Metall Mater Trans A [Internet]. 2020;51(11):5517–86. Available from: https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2

5.Wang L, Speer JG. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. Metallogr Microstruct Anal [Internet]. 2013;2(4):268–81. Available from: http://link.springer.com/10.1007/s13632-013-0082-8

6.Soleimani M, Kalhor A, Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review [Internet]. Vol. 795, Materials Science and Engineering A. Elsevier B.V.; 2020. 140023 p. Available from: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023

7.Shterner V, Molotnikov A, Timokhina I, Estrin Y, Beladi H. A constitutive model of the

deformation behaviour of twinning induced plasticity (TWIP) steel at different temperatures. Mater Sci Eng A. 2014;613:224– 31.

8.Sherif MY, Mateo CG, Sourmail T, Bhadeshia HKDH. Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels. Mater Sci Technol [Internet]. 2004;20(3):319–22. Available from: http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/0 26708304225011180

9.Speer JG, Assunção FCR, Matlock DK, Edmonds D V. The "quenching and partitioning" process: background and recent progress. Mater Res [Internet]. 2005;8(4):417– 23. Available from: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\_artt ext&pid=S1516-14392005000400010&lng=en&nrm=iso&tlng

=en

10.Gong W, Tomota Y, Harjo S, Su YH, Aizawa K. Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel. Acta Mater [Internet]. 2015;85:243–9. Available from: https://www.sciencedirect.com/science/article/ pii/S1359645414008829

11.Nakagawa AH, Thomas G. Microstructuremechanical property relationships of dualphase steel wire. Metall Trans A. 1985;16(May):831–40.

12.Science-poland M. Effect of long duration intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 4340 steel. 2010;28(2).

13.Varshney A, Sangal S, Kundu S, Mondal K. Superior work hardening behavior of moderately high carbon low alloy super strong and ductile multiphase steels with dispersed retained austenite. Mater Des [Internet]. 2016;99:439–48. Available from: https://www.sciencedirect.com/science/article/ pii/S0264127516303677

14.Mohammadi Zahrani M, Ketabchi M, Ranjbarnodeh E. Microstructure development and mechanical properties of a C-Mn-Si-Al-Cr cold rolled steel subjected to quenching and partitioning treatment. J Mater Res Technol [Internet]. 2023;22:2806–18. Available from: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.130

15.Franceschi M, Soffritti C, Fortini A, Pezzato L, Garagnani GL, Dabalà M. Evaluation of wear resistance of a novel carbide-free bainitic steel. Tribol Int. 2023;178(September 2022).

16.Pan Y, Wang B, Barber GC. Study of bainitic transformation kinetics in SAE 52100 steel. J Mater Res Technol [Internet]. 2019;8(5):4569–76. Available from: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.08.001

17.Acharya P, Kumar A, Bhat R. Microstructure and wear behavior of austempered high carbon high silicon steel. MATEC Web Conf. 2018;144:1–7.

18.Odder BYASAHAP, Onardelli IL, Olinari AM. Thermal stability of retained austenite in bainitic steel: an in situ study. 2011;(March):3141–56.

19.Huyghe P, Malet L, Caruso M, Georges C, Godet S. Materials Science & Engineering A On the relationship between the multiphase microstructure and the mechanical properties of a 0 . 2C quenched and partitioned steel. Mater Sci Eng A [Internet]. 2017;701(February):254– 63. Available from: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.058

20.Zhao J, Lv B, Zhang F, Yang Z, Qian L, Chen C, et al. Effects of austempering temperature on bainitic microstructure and mechanical properties of a high-C high-Si steel. Mater Sci Eng A. 2019;742(October 2018):179–89.

21.Liu M, Hu H, Kern M, Lederhaas B, Xu G, Bernhard C. Effect of integrated austempering and Q&P treatment on the transformation kinetics, microstructure and mechanical properties of a medium-carbon steel. Mater Sci Eng A [Internet]. 2023;869:144780. Available from:

https://www.sciencedirect.com/science/article/ pii/S0921509323002046

22.Edmonds D, Matlock D, Speer J. The recent development of steels with carbide-free acicular microstructures containing retained austenite. La Metall Ital. 2011;(1).

23.Gao G, Zhang H, Tan Z, Liu W, Bai B. Materials Science & Engineering A A carbidefree bainite / martensite / austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching – partitioning – tempering process. Mater Sci Eng A [Internet]. 2013;559:165–9. Available from: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.064

24.Hell JC, Dehmas M, Allain S, Prado JM, Hazotte A, Chateau JP. Microstructure properties relationships in carbide-free bainitic steels. ISIJ Int. 2011;51(10):1724–32.

25-پشنگه ش, قاسمی بنادکوکی سص. اصلاح شگرف خواص کششی یک فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط DIN 1.5025 در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشنبندی تک مرحلهای در مقایسه با شرایط کاملا مارتنزیتی. فصلنامه علمی – پژوهشی مواد نوین .[Internet] 2020;11(40):59–74. Available from: https://jnm.marvdasht.iau.ir/article\_4319.html

26.Mašek B, Jirková H, Hauserova D, Kučerová L, Klauberová D. The Effect of Mn and Si on the Properties of Advanced High Strength Steels Processed by Quenching and Partitioning. In: PRICM7. Trans Tech Publications Ltd; 2010. p. 94–7. (Materials Science Forum; vol. 654).

27.Escobar JD, Faria GA, Wu L, Oliveira JP, Mei PR, Ramirez AJ. Austenite reversion kinetics and stability during tempering of a Tistabilized supermartensitic stainless steel: Correlative in situ synchrotron x-ray diffraction and dilatometry. Acta Mater. 2017;138:92–9.

28.Crystallography A, Technion K dieter L. Growth of bainitic ferrite and carbon partitioning during the early stages of bainite transformation in a 2 mass % silicon steel stu .... 2016;(March).

29.Pashangeh S, Somani MC, Ghasemi Banadkouki SS, Karimi Zarchi HR, Kaikkonen P, Porter DA. On the decomposition of austenite in a high-silicon medium-carbon steel during quenching and isothermal holding above and below the Ms temperature. Mater Charact [Internet]. 2020;162:110224. Available from: http://www.sciencedirect.com/science/article/p ii/S1044580319330657

30.Thibaux P, Métenier A, Xhoffer C. Carbon Diffusion Measurement in Austenite in the Temperature Range 500 °C to 900 °C. Metall Mater Trans A [Internet]. 2007;38(6):1169–76. Available from: https://doi.org/10.1007/s11661-007-9150-5

31.Kang SH, Im YT. Three-dimensional finiteelement analysis of the quenching process of plain-carbon steel with phase transformation. Metall Mater Trans A [Internet]. 2005;36:2315–25. Available from: https://api.semanticscholar.org/CorpusID:8429 573

32.Xin X, Rendong L, Baoyu X, Hongliang Y, Guodong W. Effects of Bainite Isothermal Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of a  $\delta$ -TRIP Steel. IOP Conf Ser Mater Sci Eng. 2020;739(1).

33.Kumar S. Isothermal Transformation Behavior and Microstructural Evolution of Micro-Alloyed Steel. In: Sharma A, Duriagina Z, Kumar S, editors. Engineering Steels and High Entropy-Alloys [Internet]. Rijeka: IntechOpen; 2019. Available from: https://doi.org/10.5772/intechopen.85900

34.Bohemen SMC Van, Santofimia MJ, Sietsma J. Experimental evidence for bainite formation below M s in Fe - 0. 66C. 2008;58:488–91.

35.Somani MC, Porter DA, Karjalainen LP, Misra RDK. On Various Aspects of Decomposition of Austenite in a High-Silicon Steel During Quenching and Partitioning. 2014;45(3):1247–57.

36.Somani MC, Porter DA, Karjalainen LP, Misra DK. Evaluation of DQ & P Processing Route for the Development of Ultra-high Strength Tough Ductile Steels. 2012;