

Investigation of the effect of copper addition on the phase equilibrium and the microstructure of 410s stainless steel

Research Article

Mehdi Bahmani Oskooee¹

1-Introduction

Copper, as a metal element with antibacterial properties, has been the focus of researchers in recent years. The addition of copper to the chemical composition of steels causes antibacterial properties and improves mechanical properties such as hardness. Therefore, investigation of the effect of adding different contents of copper to the chemical composition of steel alloys that were used in biological environments, on the phase equilibrium in the microstructure is too important. Among the steel alloys used in biological applications, due to their high corrosion resistance and desirable mechanical properties, stainless steels have high efficiency and attractiveness in the manufacture of surgical and medical equipment as well as implants. Among stainless steels, the 410s, which is in the category of martensitic stainless steels, has higher strength and hardness than ferritic and austenitic stainless steels due to the martensitic microstructure. According to the research, antibacterial properties were created after the precipitation hardening process of copper-bearing stainless steels, due to the formation of nano copper particles in the matrix phase. Investigation of other properties of these steels, such as mechanical properties and corrosion resistance, can be predicted according to the existent phases in their final microstructure. In recent years, the use of computing software for predicting phase changes and modeling diffusional processes has increased due to the high computational accuracy. The software such as ThermoCalc and MatCalc are powerful tools for performing thermodynamic calculations before starting research. Therefore, the use of this softwares before starting the practical part of a research, while predicting the amount and type of existing phases that can be formed in the final microstructure under different temperature conditions, can be very effective in designing the right path to carry out the practical part of the research in a completely optimal process. In this study, the prediction of the type of formed phases, the amount of each phase, and the distribution of alloying elements in each phase at the temperature of solution annealing heat treatment, for steel samples with different amounts of copper were investigated by the software package MatCalc version 6.00. In order to verify the accuracy of the calculations made by MatCalc software, a practical investigation of the equilibrium phases in the matrix phase in the microstructure of 410s stainless steel with different amounts of copper was carried out.

2- Experimental

Four ingots were prepared by remelting commercial AISI 410s bars with pure copper in a vacuum arc remelting (VAR) furnace. The thickness of the initial ingots was reduced by 60% by performing several stages of hot rolling. The hot-rolled strips were homogenized for 24 h at 1100°C in a vacuum furnace at 10⁻⁴ mbar. Table (1) shows the chemical composition of the samples.

Table 1: Chemical compositions of the studied steels in wt. (%)

sample	C	Cr	Cu	Mn	Fe
1	0.010	12.14	0.06	0.68	Bal.
2	0.013	12.04	1.52	0.53	Bal.
3	0.010	12.12	2.73	0.64	Bal.
4	0.011	11.92	4.74	0.67	Bal.

The samples were solution annealed at 1000°C and quenched in oil. The microstructure of the samples was investigated by means of scanning electron microscopy which was equipped with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Also, the phase equilibria and the phase fractions at 1000°C were calculated using the software package MatCalc version 6.00.

3-Results and Discussion:

3-1- Scanning electron microscopy

Figure (1) shows SEM micrographs of the microstructure of samples after solution annealing and oil quenching. In Fig. (1) the α represents ferrite and the α' indicates martensite. In this way, the dual-phase microstructure including ferrite and martensite for sample (1) (410s steel without copper), sample (2) and (3) is shown in Fig. (a), (b) and (c) respectively. The matrix phase in the sample (1) is ferrite with the layer of martensite. In samples (2) and (3), the matrix phase is martensite, where a limited amount of allotriomorphic ferrite is in the grain boundary of primary austenite grains. In sample (4) there is no ferrite and the microstructure is completely martensitic, but inhomogeneous precipitates of copper can be seen at the grain boundaries of primary austenite grains, which is indicated by an arrow in the picture.

According to Fig. 1, the phase fraction of ferrite decreases with increasing of Cu in samples. The addition of 4.7 wt% Cu to this steel eliminates the ferrite from quenched microstructure and causes to creation of the fully martensitic microstructure.

* Manuscript received; 22 February 2022, Revised, 11 April 2022, Accepted, 3 July 2022.

¹ Assistant Professor, Department of Materials Engineering, Urmia University of Technology, Urmia, Iran.

Email: m.bahmani@mee.uut.ac.ir

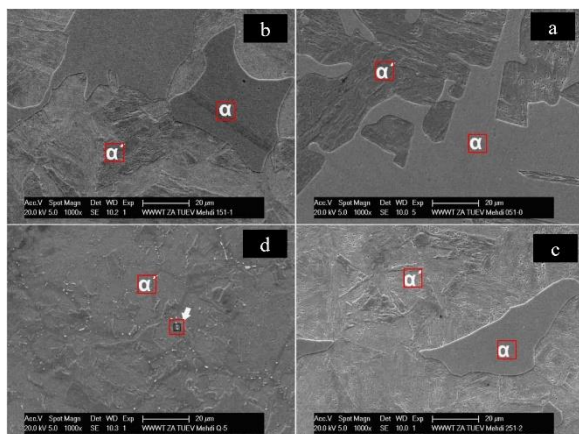


Figure 1: SEM micrograph of samples, a) sample 1, steel without Cu, b) sample 2, steel with 1.5 wt. % Cu, c) sample 3, steel with 2.7 wt. % Cu, d) sample 4, steel with 4.7 wt. % Cu.

Table (2) shows the results of SEM-EDS of the areas identified in the scanning electron microscopy images in Figure (1). In order to increase accuracy, the elemental analysis of the specified areas was repeated three times for each sample. The average results of the analysis for each sample are presented in Table (2). According to the results, it is clear that the concentration of chromium in the ferrite phase of each sample is higher than that of the martensite phase, and the weight percentage of copper in the martensite phase is higher than that of the ferrite phase. It is also clear that the precipitates in the microstructure of the sample (4) are rich in copper, which were formed at solution annealing temperature and in equilibrium with austenite and remained in the microstructure after quenching.

According to these results, it is clear that in the microstructure of samples (1), (2) and (3), two phases of α and γ are in equilibrium at a temperature of 1000 °C. Although according to this table, it is clear that the mole fraction values of two phases in equilibrium at this temperature are different for each sample. The comparison of the mole fraction of two phases γ and α in the samples shows that with the addition of copper to the chemical composition of this steel, the value of the α phase at a temperature of 1000 °C is reduced and the value of the γ phase is increased. Also, the results showed that in the sample (4), unlike other investigated samples, at a temperature of 1000 °C, the matrix phase is only γ phase, which is in equilibrium with about 1% fcc pure Cu.

Table 2: SEM-EDS results

wt%	Cr	Cu	Fe
(a)- α'	11.84	-	87.24
(a)- α	12.63	-	86.26
(b)- α'	11.21	2.12	85.6
(b)- α	13.49	1.6	83.64
(c)- α'	11.88	2.67	84.37
(c)- α	14.66	1.83	82.31
(d)- α'	11.76	4.69	81.02
(d)- α	6.28	52.92	39.69

3-2- MatCalc

In Table (3), the comparison of the molar fraction of the equilibrium phases and the weight percentage of chromium and copper elements in each phase in the microstructure of the samples at the solution annealing temperature (1000 °C) has been provided.

Table 3: The phase fractions and phase chemistry of the studied steels at solution-annealing temperature (T=1000°C)

sample	1	2	3	4
f_{γ} (%)	65	86	92	99
f_{α} (%)	35	14	8	0
Cr_{γ} (wt.%)	11.44	11.72	11.93	12.05
Cr_{α} (wt.%)	13.44	13.96	14.37	-
Cu_{γ} (wt.%)	-	1.55	2.77	3.79
Cu_{α} (wt.%)	-	1.35	2.32	0.00

4- Conclusion

- 1- 410s stainless steel with copper content less than about 3 wt. %, after solution annealing at 1000°C and quenching in oil, have dual-phase microstructure. Increasing the copper content decreases the amount of ferrite phase and increases the amount of austenite phase at the solution annealing temperature, and after the transformation of austenite to martensite during quenching, it increases the amount of martensite.
- 2- Increasing the copper content in the chemical composition of alloys to more than its maximum solubility in the austenite phase caused the formation of inhomogeneous precipitates along the primary austenite grain boundary at a temperature of 1000 °C, and after quenching, a martensitic structure with grain boundary Cu rich precipitates was created.

بررسی تاثیر افزودن مس بر تعادل فازی و ریزساختار فولاد زنگ نزن ۴۱۰s*

مقاله پژوهشی

مهدی بهمنی اسکویی^(۱)

چکیده در این پژوهش تاثیر افزودن مس بر ریزساختار فولاد زنگ نزن ۴۱۰s با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین فازهای در تعادل در ریزساختار و کسر وزنی آنها در دمای ۱۰۰۰°C با استفاده از نرم افزار مت کلک ورژن ۶ محاسبه شده است. نمونه ها در دمای ۱۰۰۰°C آستنیته شده و درون روغن کوئنچ شدند. با توجه به نتایج حاصل از محاسبات ترمودینامیکی و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، فولاد دوفازی با ریزساختاری شامل فریت و مارتنزیت تشکیل شد. مشخص شد که با افزایش مقدار مس در ترکیب شیمیایی فولاد، کسر وزنی فاز فریت در ریزساختار کاهش چشمگیری می یابد. کاهش کسر وزنی فاز فریت با اضافه شدن مقدار مس، منطبق بر نتایج حاصل از محاسبات ترمودینامیکی است. اضافه شدن حدود ۵ درصد وزنی مس، موجب حذف شدن فاز فریت و تشکیل ریزساختار کاملاً مارتنزیتی در نمونه های کوئنچ شده گردید.

واژه های کلیدی فولاد زنگ نزن، مارتنزیت، مس، ساختار دوفازی، محاسبات ترمودینامیکی.

مقدمه

گرفته، افزودن مس به ترکیب شیمیایی این فولادها پس از فرآیند رسوب سختی و به واسطه تشکیل رسوبات نانومتری مس، موجب بروز خاصیت آنتی باکتریال در آنها می گردد [10]. بررسی سایر خواص این فولادها، نظیر خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی، با توجه به فازهای موجود در ریزساختار نهایی آنها قابل پیش بینی است. لذا می توان با بررسی فازهای موجود در ریزساختار نهایی این فولادها، پس از انجام عملیات حرارتی، در مورد خواص مکانیکی و شیمیایی حاصل در آنها اظهار نظر نمود. فلز مس به عنوان عنصری با قابلیت پایدارکنندگی آستنیته در ریزساختار فولادها شناخته می شود [11]. بنابراین بررسی و شناسایی تاثیر میزان مس بر نوع و مقدار فازهای تعادلی تشکیل یافته در ریزساختار فولادها، می تواند در پیشبرد تحقیقات و پژوهش های صورت گرفته در این زمینه بسیار مفید باشد. امروزه استفاده از نرم افزارهای محاسباتی برای پیش بینی تغییرات فازی و مدل سازی فرآیندهای نفوذی، با توجه به بالا رفتن دقت محاسباتی آنها، افزایش پیدا کرده است. نرم افزارهایی نظیر ترموکلک (ThermoCalc) و مت کلک (MatCalc) به عنوان ابزارهایی قدرتمند برای انجام محاسبات ترمودینامیکی پیش از

مس به عنوان یک عنصر با خاصیت آنتی باکتریال مورد توجه محققین در سال های اخیر بوده است. افزودن مس به ترکیب شیمیایی فولادها، علاوه بر بروز خاصیت آنتی باکتریال در آنها، موجب بهبود خواص مکانیکی از قبیل سختی می گردد. لذا بررسی تاثیر افزودن مس به ترکیب شیمیایی آلیاژهای فولادی مورد استفاده در محیط های بیولوژیکی، بر تغییرات فازی صورت گرفته در ریزساختار آنها، از اهمیت بالایی برخوردار است [4-1]. در میان آلیاژهای فولادی مورد استفاده در محیط های بیولوژیکی، به واسطه مقاومت به خوردگی بالا و خواص مکانیکی مطلوب، فولادهای زنگ نزن کارایی و جذابیت بالایی در ساخت تجهیزات جراحی، پزشکی و نیز ایمپلنت ها دارند. در میان فولادهای زنگ نزن، فولاد زنگ نزن ۴۱۰s که در دسته فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی قرار دارد، به واسطه ریزساختار مارتنزیتی از استحکام و سختی بالاتری نسبت به فولادهای زنگ نزن فریتی و آستنیته برخوردار است. لذا در برابر سایش و لب پدیدگی مقاومت بالایی دارد و به همین دلیل کارایی بالایی در ساخت تجهیزات و لوازم جراحی و ابزار برش دارد [5-9]. با توجه به تحقیقات صورت

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۰/۱۲/۳ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۱/۴/۱۲ می باشد.

(۱) نویسنده مسئول، استادیار گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی ارومیه.

عملیات آنیل محلولی است. پیش بینی فازهای تشکیل یافته با استفاده از نرم افزار مت کلک، در یک دمای ثابت نظیر دمای عملیات آنیل محلولی، امکان پذیر است و بنابراین حضور فازهای آستنیت، فریت و رسوب‌های مس در مورد این فولاد قابل شناسایی است. این در حالی است که به دلیل عدم امکان شناسایی فازهای موجود در ریزساختار نمونه‌ها در دمای آنیل محلولی به دلیل دگرگونی‌های فازی در حین سرد شدن، در این پژوهش به کمک عملیات کوئنچ، فرآیند تثبیت ریزساختار صورت گرفته و ترکیب و مقدار فاز مارتنزیت تشکیل یافته در ریزساختار نمونه‌ها پس از کوئنچ، نشان دهنده ترکیب و مقدار فاز آستنیت موجود در ریزساختار نمونه‌ها در دمای آنیل محلولی می‌باشد.

نتایج حاصل از این پژوهش که صرفاً بر روی بررسی و شناسایی مقدار و فازهای تشکیل یافته در ریزساختار فولاد زنگ نزن ۴۱۰S به واسطه اضافه شدن مقادیر متفاوت مس به ترکیب شیمیایی صورت گرفته است، می‌تواند به عنوان قدم اول در طراحی ترکیب شیمیایی و نهایتاً ساخت قطعات و تجهیزات مورد استفاده در محیط‌های بیولوژیکی نظیر تجهیزات جراحی و پزشکی و انواع ایمپلنت‌ها مورد استفاده قرار گیرد.

مواد و روش انجام تحقیق

چهار شمش اولیه با ذوب فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۱۰S تجاری به همراه درصدهای مختلف مس درون کوره ذوب مجدد قوسی (VAR) و در داخل قالب مسی آبگرد درون محفظه تحت حفاظت گاز آرگون تهیه شد. کاهش ضخامت شمش‌های اولیه با انجام چندین مرحله نورد گرم به میزان ۶۰٪ صورت پذیرفت. تسمه‌های حاصل از نورد با هدف همگن سازی به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۱۱۰۰ درون کوره خلاء تحت فشار ۱۰^{-۴} mbar قرار گرفتند. آنالیز عنصری نمونه‌ها پس از همگن سازی با استفاده از دستگاه طیف سنجی نشر جرقه (SES) انجام شد. در جدول (۱) نتایج آنالیز عنصری نمونه‌های ساخته شده با مقادیر متفاوت مس که بر حسب درصد وزنی بیان شده است، ارائه شده است.

شروع فعالیت‌های پژوهشی مورد استفاده پژوهشگران و اساتید برجسته در دانشگاه‌های معتبر دنیا می‌باشند [12,13] و [14-17]. بنابراین استفاده از این نرم افزارها قبل از شروع بخش عملی یک پژوهش، ضمن پیش بینی مقدار و نوع فازهای قابل تشکیل در ریزساختار نهایی در شرایط دمایی متفاوت، می‌تواند در طراحی مسیر مناسب برای انجام بخش عملی پژوهش به صورت کاملاً بهینه بسیار کارساز باشد. لذا در این پژوهش ابتدا با استفاده از نرم افزار مت کلک نسخه ۶ و پایگاه داده ترمودینامیکی mc_fe_v2.058 [18] پیش بینی نوع فازهای تشکیل یافته، مقدار هر یک از فازها و توزیع عناصر آلیاژی در هر فاز در دمای عملیات حرارتی آنیل محلولی، برای نمونه‌های فولادی دارای مقادیر متفاوت مس صورت گرفت تا به این ترتیب تأثیر افزودن مس بر تعادل فازی و ریزساختار فولاد زنگ نزن ۴۱۰S مورد بررسی قرار گیرد. دمای عملیات آنیل محلولی فولاد زنگ نزن ۴۱۰S بر اساس مطالعات قبلی صورت گرفته در بازه دمایی ۹۵۰-۱۰۵۰°C است که در این پژوهش دمای ۱۰۰۰°C برای عملیات آنیل محلولی انتخاب شده است [19]. به منظور تأیید صحت نتایج و داده‌های حاصل از محاسبات صورت گرفته بوسیله نرم افزار مت کلک، بررسی عملی فازهای تعادلی تشکیل یافته در ریزساختار نمونه‌های فولاد زنگ نزن ۴۱۰S دارای مقادیر متفاوت مس انجام شد. به این منظور ریزساختار نمونه‌های فولادی ساخته شده با مقادیر متفاوت مس، پس از انجام عملیات حرارتی آنیل محلولی در دمای ۱۰۰۰°C و بلافاصله کوئنچ در روغن، به کمک تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. آنالیز عنصری هر یک از فازهای موجود در ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) انجام پذیرفت. هدف از کوئنچ نمونه‌ها بلافاصله پس از انجام عملیات آنیل محلولی تثبیت فازهای تشکیل یافته در دمای عملیات آنیل محلولی است. فاز آستنیت تشکیل یافته در دمای عملیات آنیل محلولی، پس از کوئنچ نمونه‌ها به فاز مارتنزیت تبدیل شده و فاز فریت در صورت وجود در ریزساختار فولاد در دمای آنیل محلولی، در نتیجه کوئنچ به همان صورت باقی می‌ماند. بنابراین وجود فاز مارتنزیت در ریزساختار نمونه‌های کوئنچ شده، نشان دهنده تشکیل فاز آستنیت در دمای

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌ها پس از عملیات نورد و همگن سازی بر حسب درصد وزنی

کد نمونه	C	Cr	Cu	Si	Mn	P	S	Fe
نمونه (۱)	۰/۰۱۰	۱۲/۱۴	۰/۰۶	۰/۷۷	۰/۶۸	۰/۰۴۵	۰/۰۰۴	بالانس
نمونه (۲)	۰/۰۱۳	۱۲/۰۴	۱/۵۲	۰/۶۴	۰/۵۳	۰/۰۳۵	۰/۰۰۷	بالانس
نمونه (۳)	۰/۰۱۰	۱۲/۱۲	۲/۷۳	۰/۷۶	۰/۶۴	۰/۰۴۱	۰/۰۰۳	بالانس
نمونه (۴)	۰/۰۱۱	۱۱/۹۲	۴/۷۴	۰/۸۴	۰/۶۷	۰/۰۴۲	۰/۰۰۵	بالانس

در ریزساختار نمونه‌ها و ترکیب شیمیایی هریک را پس از انجام عملیات حرارتی آنیل محلولی و کوئنچ مشاهده کرده و تطابق نتایج حاصل از مدل سازی و فعالیت تجربی را بررسی نمود.

محاسبات ترمودینامیکی

محاسبات ترمودینامیکی برای تعیین کسر مولی فازهای تعادلی و همچنین درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز، در بازه دمایی 800°C – 1200°C برای چهار آلیاژ با ترکیب شیمیایی مطابق جدول (۱) انجام شد. به کمک نرم افزار مت کلک نسخه ۶ و کسر مولی فازهای موجود در ریزساختار و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز برای نمونه‌ها در 5°C دمای 800°C و 900°C و 1000°C و 1100°C و 1200°C تعیین گردید که نتایج در جداول زیر گزارش شده است.

در جدول (۲) کسر مولی فازهای تعادلی و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر یک از فازهای موجود در ریزساختار نمونه (۱) که نمونه فولادی بدون مس است ارائه شده است.

با توجه به نتایج حاصل که در جدول (۲) ارائه شده است، مشخص است که به واسطه حضور کروم در ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن ۴۱۰S، دمای استتال به یوتکتوئید نسبت به فولاد ساده کربنی افزایش یافته است و در دمای 800°C هنوز فاز γ در ریزساختار فولاد تشکیل نشده است. با افزایش دما، فاز γ تشکیل شده و حداکثر کسر مولی فاز γ تشکیل یافته در کنار فاز α در دمای 1000°C می‌باشد. با توجه به حضور فاز α در کنار γ در بازه دمایی 800°C – 1200°C می‌توان نتیجه گرفت که این آلیاژ در این بازه دمایی وارد منطقه تک فاز γ نشده و با افزایش دما همچنان ریزساختار شامل دو فاز α و γ در کنار هم می‌باشد. با افزایش مجدد دما به بالاتر 1000°C ، کسر مولی فاز α

برای عملیات حرارتی آنیل محلولی، نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت درون حمام نمک در دمای 1000°C قرار داده شدند. نمونه‌ها پس از عملیات آنیل محلولی از درون حمام نمک خارج شده و بلافاصله درون روغن کوئنچ شدند. محاسبات ترمودینامیکی تشکیل فازهای تعادلی در هریک از آلیاژها در بازه دمایی 800°C – 1200°C با استفاده از نرم افزار مت کلک نسخه ۶ و پایگاه داده ترمودینامیکی [18] `mc_fe_v2.058` مربوط به فولادها انجام شد تا نهایتاً نوع، مقدار و ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل یافته در دمای آنیل محلولی 1000°C جهت مقایسه با نتایج حاصل از نمونه‌های عملی مشخص گردد. با هدف مقایسه نتایج حاصل از محاسبات ترمودینامیکی و فازهای تشکیل شده در نمونه‌های آنیل محلولی و کوئنچ شده، بررسی ریزساختاری نمونه‌ها پس از عملیات آنیل محلولی و کوئنچ با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) فیلیپس مدل FEI Philips, XL 30 مجهز به طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و با استفاده از طول موج $\text{CuK}\alpha$ انجام شد.

نتایج و بحث

در این بخش ابتدا به بررسی نتایج حاصل از محاسبات ترمودینامیکی نرم افزار مت کلک برای تعیین نوع و کسر مولی فازهای تعادلی حاصل در دمای عملیات آنیل محلولی پرداخته شده است. در ضمن با کمک این نرم افزار، درصد وزنی عناصر کروم و مس موجود در هر فاز نیز مشخص شده است. در ادامه بررسی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده صورت گرفته است که با توجه به نتایج حاصل از این تصاویر و آنالیز عنصری صورت گرفته از هریک از فازها، به روشنی می‌توان فازهای تشکیل شده

افزایش یافته و از مقدار فاز γ موجود کاسته می‌شود و نهایتاً در دمای 1200°C ریزساختار تک فاز فریتی تشکیل می‌گردد.

در جدول (۳) کسر مولی فازهای تعادلی و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر یک از فازهای موجود در ریزساختار نمونه (۲) که نمونه فولادی دارای ۱/۵ درصد وزنی مس است ارائه شده است.

نتایج ارائه شده در جدول (۳) نشان می‌دهند که با اضافه شدن مس به ترکیب شیمیایی فولاد، حلقه گاما به سمت راست منتقل شده که منطبق بر گزارشات ارائه شده در مطالعات قبلی است [20]. به این ترتیب در دمای 900°C آلیاژ وارد منطقه تک

فاز γ شده است. با افزایش دما به بالای 900°C آلیاژ از منطقه تک فاز γ خارج شده و وارد منطقه دو فازي γ و α شده است. با توجه به نتایج مشخص است که با افزایش دما از مقدار فاز γ تشکیل شده کاسته شده و نهایتاً در دمای 1200°C آلیاژ وارد منطقه تک فاز α شده است.

در جدول (۴) کسر مولی فازهای تعادلی و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر یک از فازهای موجود در ریزساختار در نمونه (۳) که نمونه فولادی دارای ۲/۷ درصد وزنی مس است ارائه شده است.

در جدول ۲ کسر مولی فازهای تعادلی و درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در نمونه (۱) در ۵ دمای مختلف

1200°C	1100°C	1000°C	900°C	800°C	
۰	۳۸/۳۷	۶۵	۶۳/۸	۰	کسر مولی فاز γ
۱۰۰	۶۱/۶۳	۳۵	۳۶/۲	۱۰۰	کسر مولی فاز α
-	۱۰/۹۸	۱۱/۴۴	۱۱/۴۸	-	درصد وزنی کروم موجود در فاز γ
۱۲/۱۱	۱۲/۸۱	۱۳/۴۲	۱۳/۲	۱۲/۰۴	درصد وزنی کروم موجود در فاز α

جدول ۳ کسر مولی فازهای تعادلی و درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در نمونه (۲) در ۵ دمای مختلف

1200°C	1100°C	1000°C	900°C	800°C	
۰	۴۴/۸	۸۶	۱۰۰	۰	کسر مولی فاز γ
۱۰۰	۵۵/۲	۱۴	۰	۱۰۰	کسر مولی فاز α
-	۱۱	۱۱/۷۲	۱۲/۰۹	-	درصد وزنی کروم موجود در فاز γ
۱۲/۰۹	۱۲/۹۷	۱۳/۹۶	-	۱۲/۰۹	درصد وزنی کروم موجود در فاز α
-	۱/۵۸	۱/۵۵	۱/۵۲	-	درصد وزنی مس موجود در فاز γ
۱/۵۲	۱/۴۶	۱/۳۵	-	۰/۷۳	درصد وزنی مس موجود در فاز α

جدول ۴ کسر مولی فازهای تعادلی و درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در نمونه (۳) در ۵ دمای مختلف

1200°C	1100°C	1000°C	900°C	800°C	
۰	۴۵/۹	۹۲	۱۰۰	۰	کسر مولی فاز γ
۱۰۰	۵۴/۱	۸	۰	۱۰۰	کسر مولی فاز α
-	۱۰/۹۹	۱۱/۹۳	۱۲/۲	-	درصد وزنی کروم موجود در فاز γ
۱۲/۱۲	۱۳/۰۷	۱۴/۳۷	-	۱۲/۰۹	درصد وزنی کروم موجود در فاز α
-	۲/۸۸	۲/۷۷	۲/۰۵	-	درصد وزنی مس موجود در فاز γ
۲/۷۳	۲/۵۹	۲/۳۲	-	۰/۷۳	درصد وزنی مس موجود در فاز α

این صورت که با افزایش میزان حلالیت مس در دو فاز γ و α ، از کسر مولی فاز مس خالص تشکیل یافته کاسته شده است. در جدول (۶) مقایسه کسر مولی فازهای تعادلی و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در ریزساختار نمونه‌ها در دمای عملیات آنیل محلولی 1200° صورت گرفته است. با توجه به این نتایج، مشخص است که در ریزساختار نمونه‌های (۱)، (۲) و (۳) دو فاز α و γ در دمای 1000° در تعادل می‌باشند. اگرچه با توجه به این جدول، واضح است که مقادیر کسر مولی دو فاز در تعادل در این دما، در مورد نمونه‌های مختلف متفاوت است. مقایسه مقادیر مربوط به کسر مولی دو فاز γ و α در نمونه‌ها نشان می‌دهد که با اضافه شدن مس به ترکیب شیمیایی این فولاد، از مقدار فاز α در دمای 1000° کاسته شده و بر مقدار فاز γ افزوده شده است. همچنین نتایج نشان داد که در نمونه (۴) بر خلاف سایر نمونه‌های بررسی شده، در دمای 1000° ، فاز زمینه تشکیل شده تنها فاز γ است که با حدود ۱٪ فاز مس fcc در تعادل می‌باشد.

بررسی مقادیر مربوط به درصد وزنی عناصر کروم و مس موجود در هر یک از فازهای تعادلی در هر یک از نمونه‌ها در دمای 1000° که در جدول (۶) ارائه شده است، به وضوح نشان می‌دهد که مقدار عنصر کروم در دمای آنیل محلولی در فاز α در مقایسه با مقدار آن در فاز γ در همان دما بیشتر بوده و در مقابل مقدار عنصر مس در این دما در فاز γ نسبت به مقدار مس در فاز α بیشتر می‌باشد. بنابراین مشخص است که در دمای 1000° میزان حلالیت عنصر کروم در فاز α نسبت به فاز γ بیشتر بوده و در مقابل میزان حلالیت عنصر مس در فاز γ نسبت به فاز α بیشتر می‌باشد.

با توجه به تغییرات مناطق فازی که در دیاگرام‌های فازی به واسطه اضافه شدن عناصر آلیاژی رخ می‌دهد، در مورد نمونه (۳)، مشخص است که با اضافه شدن مقدار مس به $2/7$ درصد وزنی، کسر مولی فاز γ در دمای 1000° نسبت به مقدار آن در نمونه (۲) که دارای $1/5$ درصد وزنی مس است، افزایش می‌یابد. آلیاژ در دمای 900° وارد منطقه تک فاز γ شده و با افزایش دما وارد منطقه دوفازی γ و α می‌گردد.

در جدول (۵) کسر مولی فازهای تعادلی و نیز درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در ریزساختار نمونه (۴) که در واقع نمونه فولادی دارای $4/7$ درصد وزنی مس است ارائه شده است.

با توجه به نتایج جدول (۵) و مقایسه آنها با نتایج ارائه شده در جداول (۳) و (۴) مشخص است که با افزایش مقدار مس، کسر مولی فاز γ تشکیل یافته در دمای 1000° در ریزساختار نمونه (۴) نیز افزایش یافته است. با توجه به تشکیل یافتن فاز جدید مس خالص در ریزساختار نمونه (۴)، اینطور به نظر می‌رسد که مقدار مس اضافه شده به ترکیب آلیاژ در این نمونه بیش از میزان حلالیت آن در دو فاز γ و α در دماهای زیر 1200° است. به همین دلیل در ریزساختار نمونه (۴) در دماهای زیر 1200° بر خلاف نمونه‌های قبلی، رسوبات مس خالص به صورت فازی مجزا در کنار فاز α و γ تشکیل شده‌اند. با افزایش دما، میزان حلالیت در حالت جامد افزایش می‌یابد. بررسی درصد وزنی مس موجود در دو فاز γ و α در دماهای مختلف نشان می‌دهد که با افزایش دما و افزایش میزان حلالیت، درصد وزنی مس در هر دو فاز افزایش یافته است. کاهش کسر مولی فاز مس خالص در دماهای مختلف نیز به همین دلیل اتفاق افتاده است به

جدول ۵ کسر مولی فازهای تعادلی و درصد وزنی عناصر کروم و مس در هر فاز در نمونه (۴) در ۵ دمای مختلف

1200°C	1100°C	1000°C	900°C	800°C	
۰	۶۶/۳	۹۹	۹۷/۴	۰	کسر مولی فاز γ
۱۰۰	۳۳/۳	۰	۰	۹۶/۲	کسر مولی فاز α
۰	۰/۴	۱	۲/۶	۳/۸	کسر مولی فاز مس خالص
-	۱۱/۱۹	۱۲/۰۵	۱۲/۲۶	-	درصد وزنی کروم موجود در فاز γ
۱۱/۹۲	۱۳/۵۲	-	-	۱۲/۳۵	درصد وزنی کروم موجود در فاز α
-	۴/۶۶	۳/۷۹	۲/۰۵	-	درصد وزنی مس موجود در فاز γ
۴/۸۲	۳/۹۸	-	-	۰/۷۲	درصد وزنی مس موجود در فاز α

جدول ۶ مقایسه کسر مولی فازهای تعادلی و درصد وزنی عناصر کروم و مس در نمونه‌ها در دمای ۱۰۰۰ °C

نمونه (۱)	نمونه (۲)	نمونه (۳)	نمونه (۴)	
۶۵	۸۶	۹۲	۹۹	کسر مولی فاز γ
۳۵	۱۴	۸	۰	کسر مولی فاز α
۱۱/۴۴	۱۱/۷۲	۱۱/۹۳	۱۲/۰۵	درصد وزنی کروم موجود در فاز γ
۱۳/۴۴	۱۳/۹۶	۱۴/۳۷	-	درصد وزنی کروم موجود در فاز α
-	۱/۵۵	۲/۷۷	۳/۷۹	درصد وزنی مس موجود در فاز γ
-	۱/۳۵	۲/۳۲	۰	درصد وزنی مس موجود در فاز α

نمونه در جدول (۷) ارائه شده است. با توجه به نتایج آنالیز عنصری ارائه شده در این جدول، مشخص است که غلظت کروم در فاز فریت هریک از نمونه‌ها نسبت به فاز مارتنزیت آن بیشتر بوده و در مقابل درصد وزنی مس در فاز مارتنزیت در مقایسه با فاز فریت در نمونه‌های با ریزساختار دوفازی بیشتر می‌باشد. همچنین واضح است که رسوبات قابل مشاهده در ریزساختار نمونه (۴)، غنی از مس هستند که در دمای آنیل محلولی و در تعادل با آستنیت تشکیل شده و پس از کوئنچ در ریزساختار باقی مانده‌اند.

بررسی نتایج حاصل از مطالعه تأثیر مس بر ریزساختار آلیاژها به روشنی نشان می‌دهد که عنصر مس به عنوان یک عنصر پایدارکننده آستنیت، موجب جابجایی حلقه گاما در نمودار فازی Fe-Cr به سمت راست می‌گردد [20]. بنابراین افزایش مس موجب کاهش مقدار فاز فریت و همچنین افزایش فاز آستنیت در دمای ۱۰۰۰ °C می‌شود که پس از کوئنچ نمونه‌ها، باعث افزایش فاز مارتنزیت در ریزساختار می‌گردد.

در نمودارهای شکل‌های (۲) و (۳)، مقایسه داده‌های حاصل از محاسبات نرم افزار مت کلک با داده‌های حاصل از آنالیز عنصری (EDS) صورت گرفته است به این ترتیب که نتایج حاصل از آنالیز عنصری از نواحی مشخص شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی به صورت نمودارهایی مجزا برای درصد کروم و مس در دو فاز α و α' ، در کنار نمودارهای تغییرات درصد کروم و مس در دو فاز α و γ در نمونه‌های مختلف با توجه به داده‌های مدل سازی، رسم و ارائه شده است تا درک بهتر و کاملتری از تطابق نتایج بدست آمده از مدل سازی و آنالیز عنصری (EDS) حاصل شود. کوئنچ نمونه‌ها بلافاصله پس از انجام عملیات آنیل محلولی، موجب تثبیت فازهای تشکیل

بررسی ریزساختاری نمونه‌ها با میکروسکوپ الکترونی

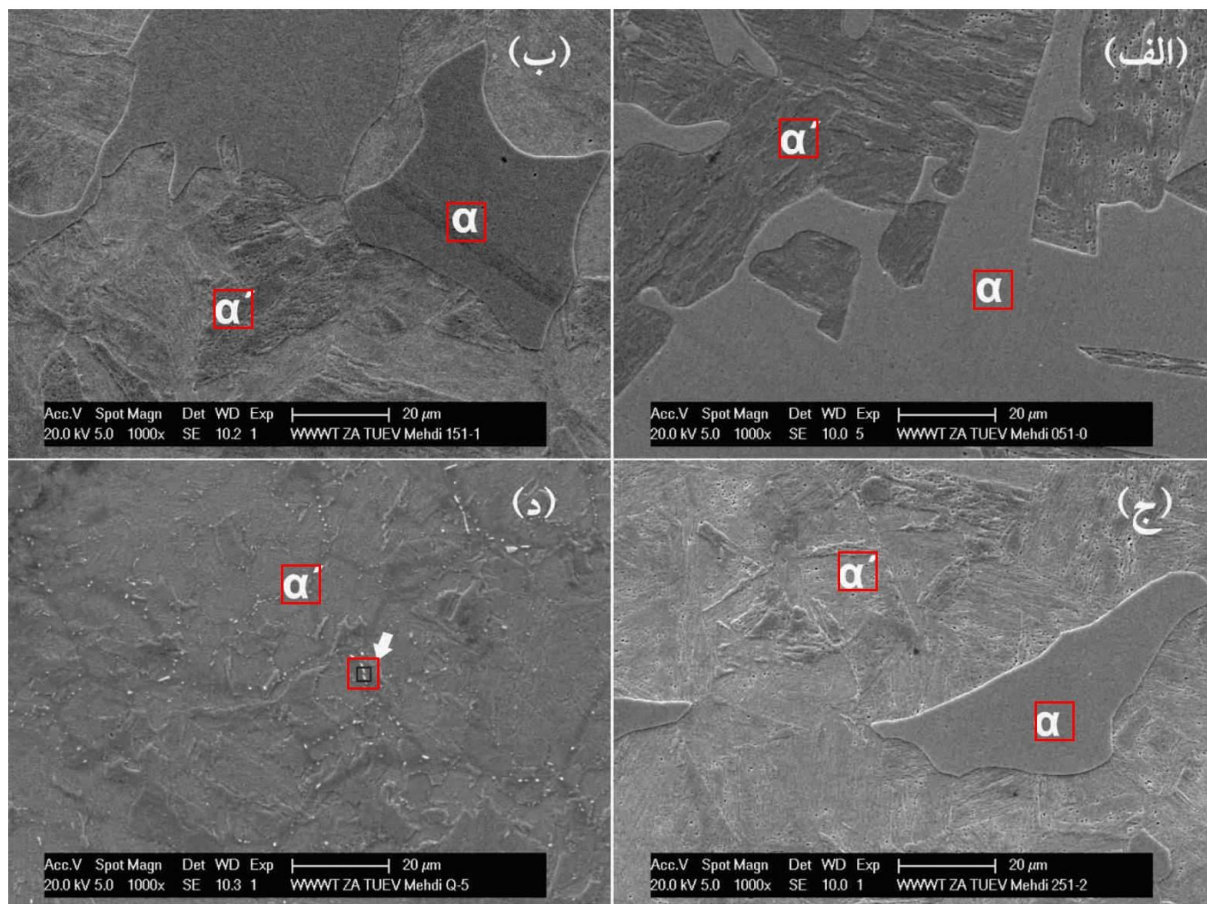
رویشی

شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌ها پس از عملیات آنیل محلولی در دمای ۱۰۰۰ °C و کوئنچ در روغن را نشان می‌دهد. در این تصاویر α فاز فریت و α' فاز مارتنزیت را نشان می‌دهد که به این ترتیب ریزساختار دوفازی شامل فریت و مارتنزیت برای نمونه (۱) (فولاد ۴۱۰S بدون مس)، نمونه (۲) و (۳) در تصاویر (الف)، (ب) و (ج) نمایش داده شده است. فاز زمینه در نمونه (۱) فریت بوده و مارتنزیت به صورت لایه‌ای در آن توزیع شده است. در نمونه‌های (۲) و (۳) فاز زمینه مارتنزیت است که مقدار محدودی فریت به صورت آلوتریمورف در مرز دانه‌های آستنیت اولیه مشاهده می‌شود. در نمونه (۴) فریت وجود نداشته و ساختار کاملاً مارتنزیتی است، لیکن رسوب‌های غیرهمگن مس در مرز دانه‌های آستنیت اولیه که با فلش در تصویر مشخص شده است، قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از ریزساختار نمونه‌ها پس از عملیات آنیل محلولی و کوئنچ (شکل ۱)، کاهش کسر مولی فاز α در ریزساختار نمونه‌ها با افزایش درصد وزنی مس آلیاژ به وضوح قابل مشاهده است. نتایج حاصل از مشاهده تصاویر میکروسکوپی از ریزساختار نمونه‌ها در تایید نتایج حاصل از محاسبات ترمودینامیکی صورت گرفته در بخش قبل می‌باشد.

در جدول (۷) نتایج حاصل از آنالیز عنصری با استفاده از EDS از نواحی مشخص شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی قابل مشاهده در شکل (۱) ارائه شده است. با هدف افزایش دقت، آنالیز عنصری از نواحی مشخص شده برای هر نمونه سه بار تکرار شد. میانگین نتایج حاصل از آنالیزها برای هر

به دلیل عدم امکان شناسایی فازهای موجود در ریزساختار نمونه-ها در دمای آنیل محلولی به دلیل دگرگونی‌های فازی در حین سرد شدن، فرآیند تثبیت ریزساختار با استفاده از کوئنچ نمونه‌ها از دمای آنیل محلولی صورت گرفته و ترکیب و مقدار فاز مارتنزیت تشکیل یافته در ریزساختار نمونه‌ها پس از کوئنچ، نشان دهنده ترکیب و مقدار فاز آستنیت موجود در ریزساختار نمونه در دمای آنیل محلولی 1000° می‌باشد.

یافته در دمای عملیات آنیل محلولی می‌گردد. به این ترتیب که فاز آستنیت (γ) تشکیل یافته در دمای عملیات آنیل محلولی، پس از کوئنچ نمونه‌ها به فاز مارتنزیت (α') تبدیل شده و فاز فریت (α) در صورت وجود در ریزساختار فولاد در دمای آنیل محلولی، در نتیجه کوئنچ به همان صورت باقی می‌ماند. بنابراین وجود فاز مارتنزیت در ریزساختار نمونه‌های کوئنچ شده، نشان دهنده تشکیل فاز آستنیت در دمای عملیات آنیل محلولی است.



شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی آنیل محلولی در دمای 1000° و کوئنچ در روغن. (الف) نمونه (۱) فولاد $410S$ بدون مس، (ب) نمونه (۲) فولاد $410S$ دارای $1/5$ ٪ وزنی مس، (ج) نمونه (۳) فولاد $410S$ دارای $2/7$ ٪ وزنی مس و (د) نمونه (۴) فولاد $410S$ دارای $4/7$ ٪ وزنی مس

جدول ۷ ترکیب شیمیایی فازهای مشخص شده در تصاویر شکل (۱)

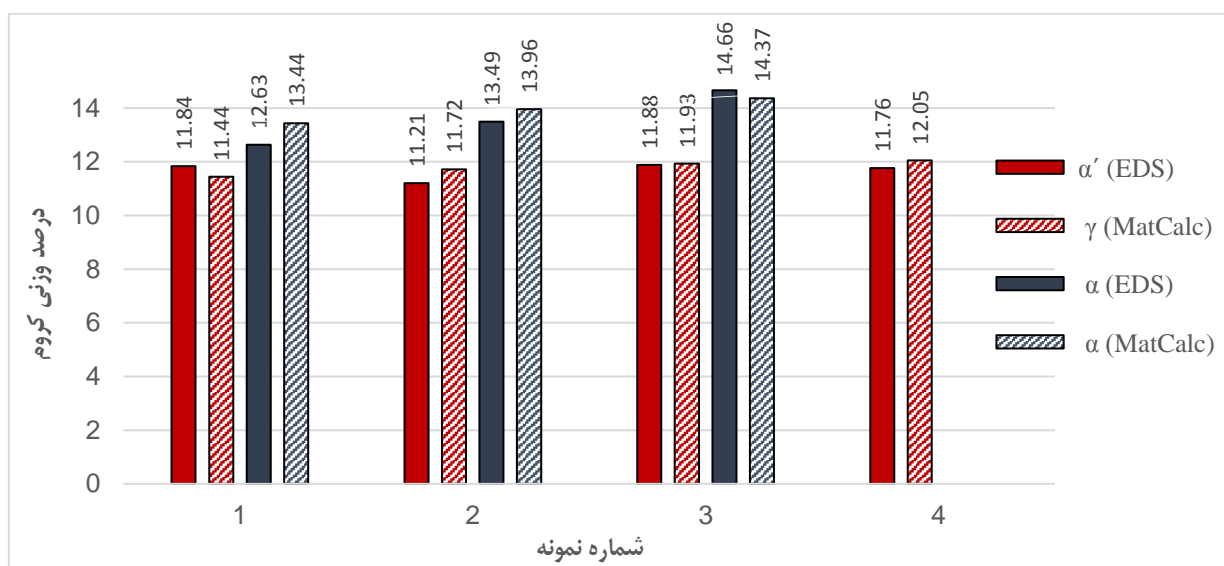
درصدوزنی	الف- (α')	الف- (α)	ب- (α')	ب- (α)	ج- (α')	ج- (α)	د- (α')	د-رسوب
Cr	۱۱/۸۴	۱۲/۶۳	۱۱/۲۱	۱۳/۴۹	۱۱/۸۸	۱۴/۶۶	۱۱/۷۶	۶/۲۸
Cu	-	-	۲/۱۲	۱/۶	۲/۶۷	۱/۸۳	۴/۶۹	۵۲/۹۲
Fe	۸۷/۲۴	۸۶/۲۶	۸۵/۶	۸۳/۶۴	۸۴/۳۷	۸۲/۳۱	۸۱/۰۲	۳۹/۶۹

هم منطبق می‌باشند. این در حالی است که نمودارهای مربوط به نمونه (۴) دارای مقداری اختلاف در میزان مس موجود در دو فاز γ و α' می‌باشد. آنالیز عنصری با استفاده از EDS و از نواحی مشخص شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت گرفته است که به دلیل تشکیل رسوبات پراکنده در فاز زمینه مارتنزیت در نمونه (۴)، مقدار مس در فاز α' بیشتر از مقدار پیش بینی شده در نتایج حاصل از مدل‌سازی بدست آمده است که به واسطه آنالیز عنصری از ناحیه مشخص شده می‌باشد. در واقع در آنالیز عنصری صورت گرفته از ناحیه مشخص شده در فاز α' حضور رسوبات مس در ناحیه مشخص شده منجر به افزایش مقدار مس آنالیز شده در فاز α' شده است.

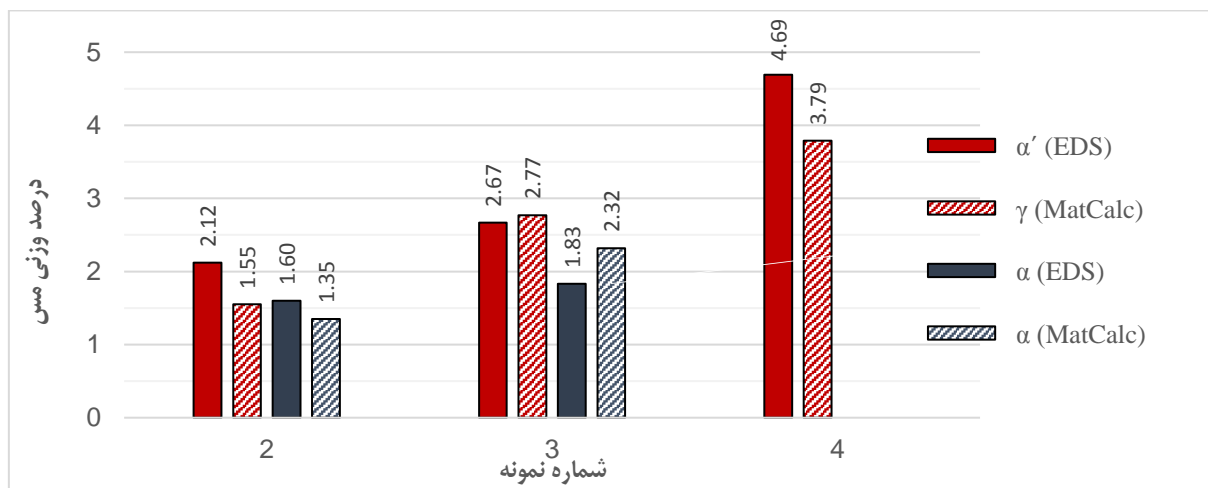
با توجه به نتایج تحقیقات صورت گرفته در این زمینه و نیز نتایج محاسبات ترمودینامیکی حاصل از نرم افزار مت کلک، مشخص است که فاز فریت دارای غلظت بالاتری از کروم نسبت به آستنیت می‌باشد. این در حالی است که غلظت مس که یک عنصر پایدارکننده آستنیت است در فاز آستنیت بیشتر از فریت می‌باشد [21,22]. با تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت در نتیجه کوئنچ، ساختار نهایی دوفازی شامل فاز مارتنزیت و فریت برای نمونه‌های (۱)، (۲) و (۳) و ساختار تک فاز مارتنزیت به همراه مقدار بسیار اندکی رسوبات مس تشکیل شده در امتداد مرز دانه‌های آستنیت اولیه برای نمونه (۴) بدست می‌آید.

در نمودار شکل (۲)، درصد وزنی کروم موجود در دو فاز α و γ با توجه به اعداد جدول (۶) و درصد وزنی کروم موجود در دو فاز α و α' با توجه به اعداد جدول (۷) برای ۴ نمونه ارائه شده است. با توجه به اینکه ریزساختار نمونه (۴) در دمای آنیل محلولی متشکل از تک فاز آستنیت و با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری دارای تک فاز مارتنزیت می‌باشد، بنابراین در نمودار شکل (۲) برای نمونه (۴)، تنها نمودار توزیع کروم در فاز γ و α' ارائه شده است. مقایسه نمودارهای رسم شده برای توزیع کروم در هر فاز نشان می‌دهد که نتایج آنالیز عنصری و نتایج حاصل از مدل‌سازی بر هم منطبق بوده و بنابراین داده‌های حاصل از نرم افزار قابل اطمینان می‌باشند.

شکل (۳) نمودار توزیع مس در هر فاز در نمونه‌های دارای مس با توجه به نتایج حاصل از آنالیز عنصری (EDS) و نتایج حاصل از مدل‌سازی را نشان می‌دهد. نمونه (۱) بدون مس بوده و بنابراین نموداری برای این نمونه در این شکل ارائه نشده است. در ضمن به واسطه تک فاز بودن ریزساختار نمونه (۴) در دمای آنیل محلولی و پس از کوئنچ که با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری مشخص شد، در شکل (۲) برای نمونه (۴) تنها نمودار توزیع مس در فاز γ و α' ارائه شده است. مقایسه نمودارها نشان می‌دهد که نتایج حاصل از آنالیز عنصری و نرم افزار مت کلک در مورد توزیع مس در نمونه‌های (۲) و (۳) بر



شکل ۲ نمودار توزیع کروم در هر فاز در نمونه‌ها بر اساس نتایج حاصل از آنالیز عنصری (EDS) و نرم افزار مت کلک (MatCalc)



شکل ۳ نمودار توزیع مس در هر فاز در نمونه‌ها بر اساس نتایج حاصل از آنالیز عنصری (EDS) و نرم افزار مت کلک (MatCalc)

نتیجه گیری

۳. افزایش مقدار مس آلیاژ به بیش از حداکثر حلالیت آن در فاز آستنیت، سبب تشکیل رسوب‌های غیرهمگن در امتداد مرز دانه‌های آستنیت اولیه در دمای 1000° شده و پس از کوئنچ، ساختار مارتنزیتی با رسوب‌های مرزدانه‌ای غنی از مس را تولید می‌کند.

۴. با توجه به تطابق نتایج حاصل از محاسبات نرم افزار مت کلک با نتایج تجربی، مدل‌سازی با هدف شناسایی نوع، مقدار و ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل یافته در ریزساختار فولاد زنگ نزن $10S$ با مقادیر متفاوت مس، می‌تواند به عنوان قدم اول در طراحی ترکیب شیمیایی و انتخاب آلیاژ مناسب برای ساخت قطعات و تجهیزات مورد استفاده در محیط‌های بیولوژیکی مورد استفاده قرار بگیرد.

۱. میزان حلالیت عنصر کروم در فاز α نسبت به فاز γ در دمای 1000° بیشتر بوده و در مقابل میزان حلالیت عنصر مس در فاز γ نسبت به فاز α در همان دما بیشتر می‌باشد.

۲. فولاد زنگ نزن $10S$ پایه و گونه‌های آلیاژی آن با مقادیر مس کمتر از حدود ۳ درصد وزنی، پس از عملیات آنیل محلولی در دمای 1000° و کوئنچ درون روغن، دارای ریزساختار دوفازی α و γ هستند. افزایش مقدار مس آلیاژ، موجب کاهش مقدار فاز فریت و در مقابل افزایش مقدار فاز آستنیت در دمای آنیل محلولی شده و پس از استحاله آستنیت به مارتنزیت در حین کوئنچ، مقدار مارتنزیت را افزایش می‌دهد. مقدار فریت در یک آلیاژ با $2/7$ درصد وزنی مس حدود $1/8$ تعیین شد.

مراجع

- Hong, T., and Koo, C. H., "Antibacterial properties, corrosion resistance and mechanical properties of Cu-modified SUS 304 stainless steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 393, No. 1–2, pp. 213–222, (2005).
- Ren, L., Nan, L., and Yang, K., "Study of copper precipitation behavior in a Cu-bearing austenitic antibacterial stainless steel", *Materials and Design*, Vol. 32, No. 4, pp. 2374–2379, (2011).
- Nan, L., Yang, W., Liu, Y., Xu, H., and Li, Y., "Antibacterial mechanism of copper-bearing antibacterial stainless steel against E. coli", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 24, No. 2, pp. 197–201, (2008).
- Nan, L., and Yang, K., "Cu Ions Dissolution from Cu-bearing Antibacterial Stainless Steel", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 26, No. 10, pp. 941–944, (2010).
- Boniardi, M. V., and Casaroli, A., "Stainless Steels", Brescia: Lucefin, (2014).

6. Niinomi, M., "Recent metallic materials for biomedical applications", *Metallurgical and Materials Transactions A.*, Vol. 33, No. 3, pp. 477–486, (2002).
7. Lo, K. H., Shek, C. H., and Lai, J. K. L., "Recent developments in stainless steels", *Materials Science & Engineering R: Reports*, Vol. 65, pp. 39–104, (2009).
8. Ivanova, E. P., Bazaka, K., and Crawford, R. J., "Metallic biomaterials: types and advanced applications", *New functional biomaterials for medicine and healthcare*, woodhead, pp. 121–147, (2014).
9. Winters, G. L., and Nutt, M. J., "Stainless Steels for Medical and Surgical Applications", ASTM International, (2003).
10. Baena, M. I., Márquez, M. C., Matres, V., Botella, J., and Ventosa, A., "Bactericidal activity of copper and niobium-alloyed austenitic stainless steel", *Current Microbiology*, Vol. 53, No. 6, pp. 491–495, (2006).
11. Maalekian, M., "The Effects of Alloying Elements on Steels", Technical University of Graz, (2007).
12. Kozeschnik, E., "Thermodynamic prediction of the equilibrium chemical composition of critical nuclei: Bcc Cu precipitation in α -Fe", *Scripta Materialia*, Vol. 59, No. 9, pp. 1018–1021, (2008).
13. Stechauner, G., and Kozeschnik, E., "Thermo-kinetic modeling of Cu precipitation in α -Fe", *Acta Materialia*, Vol. 100, pp. 135–146, (2015).
14. Mayr, P., Palmer, T. A., Elmer, J. W., Specht, E. D., and Allen, S. M., "Formation of delta ferrite in 9 wt.% Cr steel investigated by in-situ X-ray diffraction using synchrotron radiation", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 10, pp. 2462–2465, (2010).
15. Sha, W., Leitner, H., Guo, Z., and Xu, W., "Phase transformations in maraging steels", *Phase Transform. Steels*, Vol. 2, pp. 332–362, (2012).
16. Hou, Z., "Study of precipitation in martensitic Fe-C-Cr alloys during tempering : Experiments and modelling", Royal Institute of Technology, (2015).
17. Isik, M. I., Kostka, A., Yardley, V. A., Pradeep, K. G., Duarte, M. J., Choi, P. P., Raabe, D., and Eggeler, G., "The nucleation of Mo-rich Laves phase particles adjacent to M₂₃C₆ micrograin boundary carbides in 12% Cr tempered martensite ferritic steels", *Acta Materialia*, Vol. 90, pp. 94–104, (2015).
18. Povoden-Karadeniz, E., "Thermodynamic database mc_fe.tdb, Version 2.058." , TU Wien, (2016)
19. Chakraborty, G., Das, C. R., Albert, S. K., Bhaduri, A. K., Paul, V. T., Panneerselvam, G., and Dasgupta, A., "Study on tempering behaviour of AISI 410 stainless steel", *Materials Characterization*, Vol. 100, pp. 81–87, (2015).
20. M. Maalekian, "The Effects of Alloying Elements on Steels", Technical University of Graz, (2007).
21. Martins, M., and Cerqueira, P. E. C., "Characterisation of ASTM A747-grade CB7Cu-1 precipitation hardening cast stainless steel", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 25, No. 2, pp. 121–125, (2012).
22. Ran, Q., Li, J., Xu, Y., Xiao, X., Yu, H., and Jiang, L., "Novel Cu-bearing economical 21Cr duplex stainless steels", *Materials and Design*, Vol. 46, pp. 758–765, (2013).