



بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی فولادهای فریتی - مارتنزیتی مورد استفاده در رآکتورهای شکافت و هم‌جوشی

حمزه فراتی‌راد*، احمد نوزاد گلی‌کند

پژوهشکده مواد، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، سازمان انرژی اتمی ایران، صندوق پستی: ۸۳۶-۱۴۳۹۵، تهران - ایران

چکیده: نیاز روزافزون به انرژی هسته‌ای مستلزم طراحی رآکتورهای هسته‌ای با بازده بالا می‌باشد. بازده بالای رآکتورها، دماها و فشارهای بالایی را می‌طلبد. به دلیل دمای بالای مورد نیاز رآکتورهای نسل جدید، فولادهای فریتی - مارتنزیتی از جمله کاندیداهای اصلی برای استفاده شدن در این نوع رآکتورها می‌باشند. در این تحقیق فولادهای فریتی - مارتنزیتی از طریق ذوب در کوره‌ی القایی تولید و بررسی ریزساختاری آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی و عبوری انجام شد. خواص مکانیکی این فولادها در دماهای مختلف با انجام آزمون‌های کشش و ضربه مورد بررسی قرار گرفت. بررسی شکست‌نگاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی بر روی مقاطع فولادی بعد از انجام آزمون‌های کشش و ضربه انجام پذیرفت. نتایج نشان داد که در حالت خام، ساختار شامل فریت‌های بینیتی می‌باشد که بعد از عملیات حرارتی به ساختار مارتنزیتی تبدیل می‌شود. بیشینه سختی در این فولادها در شرایط آب‌دیده و بهنجار شده به دست آمد. خواص مکانیکی این آلیاژ در حالت NT به مراتب بهتر از حالت QT می‌باشد. خواص انعطاف‌پذیری این فولادها با افزایش دما تا 400°C کاهش می‌یابد و با افزایش بیش تر دما مجدداً بهبود می‌یابد.

کلید واژه‌ها: فولاد فریتی - مارتنزیتی، ریزساختار، فریت بینیتی، شکست‌نگاری

Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic/Martensitic Steels Used in Fission and Fusion Reactors

H. Foratirad*, A. Nozad

Material Research School, Nuclear Science and Technology Research Institute, AEOL, P.O.Box: 14395-836, Tehran – Iran

Abstract: A dramatic increase in the world-wide demand for energy requires to design nuclear reactors with high efficiency. The requirement for a high efficiency reactor necessitates using high pressure and high temperature designs. Because of the high temperature operation in the new generation of nuclear power reactors, ferritic/martensitic steel is unanimously considered to be the most suitable metal for the reactor design. In this research, by melting in a induced furnace, ferritic/martensitic steel was produced and then the micro-structures of the steel were investigated by using scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The mechanical properties of these types of steel at different temperatures were investigated with the tensile and impact tests. The fractography investigation has also been conducted with the SEM. The results showed that in the As-cast form, the structure involves binate ferrites that after the heat treatment change to the martensitic structure. The maximum hardness was obtained in the quenched and normalized conditions. The mechanical properties in the NT form are better than the QT form. The ductility in these types of steel reduces by increasing temperature up to 400°C , and then it improves by increasing the temperature.

Keywords: Ferritic- Martensitic Steels, Microstructure, Binate Ferrites, Fractography

*email: h.forati@inLc.ir

تاریخ دریافت مقاله: ۸۹/۹/۱۶ تاریخ پذیرش مقاله: ۹۰/۹/۲۶



۱. مقدمه

طریق آزمون‌های مکانیکی به انجام رسیده است. مطالعات شکست‌نگاری مقاطع بعد از انجام آزمون‌های کشش و ضربه به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام پذیرفته است.

۲. روش انجام آزمایش

هدف از انجام این پروژه تولید فولادهای فریتی-مارتنزیتی مورد استفاده‌ی صنایع هسته‌ای در مقیاس آزمایشگاهی و بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی آن بوده است. براساس مطالعات انجام شده، فولاد با ترکیب داده شده در جدول ۱ انتخاب شده است.

فرایند ذوب و ریخته‌گری در کوره‌ی القایی در محیط محافظ آرگون و به ظرفیت ۱۲kg در گستره‌ی دمایی ۱۵۹۰-۱۶۰۰°C انجام پذیرفت. برای انجام فرایند ذوب از ورق‌هایی با ترکیب $C=0.02$ ، $Mn=0.07$ ، $S=0.002$ ، $P=0.003$ ، $Si=0.08$ و باقی Fe استفاده شده است. بهبود کیفیت مذاب و قطعه‌ی ریخته‌گری شده مستلزم اکسیژن‌زدایی مذاب بود. برای این منظور از فرو سیلیسیم و آلومینیم استفاده شد. تنظیم مقدار منگنز و عناصر آلیاژی (شامل کرم، وانادیم، تنگستن و نیوبیم) گام نهایی آماده‌سازی مذاب بود که برای آن به ترتیب از فرومنگنز، فروکرم، فرووانادیم، فروتنگستن و فرونیوبیم استفاده شد. تهیه‌ی شمش‌ها، به کمک قالب‌های فلزی به ضخامت ۲/۵cm و به طول و عرض به ترتیب، ۳۰ و ۸cm صورت گرفت. برای کنترل ترکیب از روش کوانتومتری استفاده شد. بر این اساس، ترکیب‌های ریخته‌گری شده باید مطابق با بازه‌ی ترکیبی فولادهای grade ۹۱ در استاندارد ASTM 387A باشد [۶]. نتایج حاصل از کوانتومتری انجام شده در شرکت IGI تأییدکننده‌ی درستی ترکیب نمونه‌های ریخته‌گری شده است. این نتایج در جدول ۲ داده شده است.

جدول ۱. ترکیب اسمی فولاد فریتی-مارتنزیتی (برحسب درصد وزنی)

Nb	V	W	Cr	Mn	Si	C
۰.۰۷	۰.۲۵	۲	۹	۰.۴	۰.۳	۰.۱

جدول ۲. نتایج کوانتومتری فولاد فریتی-مارتنزیتی ریخته‌گری شده

Nb	V	W	Cr	Si	S	P	Mn	C
۰.۰۷۳	۰.۲۶	۱.۶۷۹	۸.۲۳۹	۰.۴۲	۰.۰۰۸	۰.۰۱۲	۰.۵۲	۰.۰۹۹

تا دهه‌ی هفتاد میلادی، ماده‌ی اصلی در رآکتورهای تند و در غلاف‌های سوخت، فولادهای زنگ‌نزن بودند. با این حال، شرایط کاری مانند دمای بالا همراه با تابش نوترون و پرتو گاما چالش‌های متعددی را پیش روی مهندسان و طراحان برای انتخاب مواد ساختاری و غلاف این نوع رآکتورها قرار داده است. به بیان دیگر، افزایش دمای خروجی موردنظر در این رآکتورها از یک طرف و افزایش عمر مفید موردنظر (تا ۶۰ سال) از طرف دیگر، شرایط دشواری را در انتخاب و طراحی مواد مناسب ایجاد نموده است. به دلیل دمای بالای مورد انتظار در طراحی این رآکتورها، فولادهای فریتی-مارتنزیتی از جمله کاندیداهای اصلی برای استفاده شدن در این رآکتورها هستند. تأکید اصلی در این مورد بر روی فولادهای ۹-۱۲٪ کرم است [۱] و [۲]. مزیت فولادهای فریتی-مارتنزیتی برای استفاده شدن در قلب رآکتورهای تند، کاربرد آن‌ها در ساختار جداری اول و پوشش رآکتورهای شکافت و هم‌جوشی، رسانایی حرارتی بیش‌تر و ضریب انبساط کم‌تر آن‌ها در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن می‌باشد. علاوه بر این، این فولادها در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن دارای مقاومت بسیار خوبی در برابر آسیب‌های ناشی از تابش مانند تورم هستند. تورم، یک عامل محدودکننده در استفاده از فولادهای زنگ‌نزن در قلب رآکتورها و غلاف‌های سوخت است [۳، ۴ و ۵].

فولادهای ۹-۱۲٪ کرم در حالت نرمال بازپخت و آبدیده-بازپخت با ریزساختار ۱۰۰٪ مارتنزیت بازپخت شده مورد استفاده قرار خواهند گرفت. تحت این شرایط، استحکام فولادهای ۹-۱۲٪ کرم به ریزساختار مارتنزیت بازپخت شده و رسوب‌های موجود در آن بستگی خواهد داشت. ریزساختارهای متداول اکثر فولادهای جدید ۹-۱۲٪ کرم (مرزدانه‌های آستنیت قبلی، مرز بین ریزدانه‌ها و تیغه‌ها، نابه‌جایی‌ها و رسوب‌ها)، مشابه هم و مانند نسل‌های قبل از خود هستند.

در این تحقیق ریزساختار فولادهای فریتی-مارتنزیتی بعد از فرایند ذوب و ریخته‌گری در کوره‌ی القایی در محیط محافظ آرگون، و عملیات حرارتی ثانویه، با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و عبوری (TEM) مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. بررسی ویژگی‌های مکانیکی این فولادها نیز از



کاهش سطح^(۳). برای تعیین تنش تسلیم از آزمایش تنش^(۴) استفاده شده است. برای این منظور پس از یافتن خط کشسان و انتقال آن به میزان ۰/۰۰۲ در راستای مثبت بر روی محور کرنش، محل تلاقی آن با منحنی تنش - کرنش به عنوان تنش تسلیم در نظر گرفته شده است. برای محاسبه درصد ازدیاد طول و کاهش سطح مقطع از روابط زیر استفاده شده است

$$El\% = \Delta l / l_0, \Delta l = l_f - l_0$$

$$RoA = (t_0 W_0 - t_f W_f) / t_0 W_0$$

که در آن l_0 طول اولیهی سنجه (مطابق استاندارد: ۲۵mm) و l_f طول سنجه پس از شکست، است، t و W به ترتیب، ضخامت و پهنای نمونه می‌باشد. شاخص‌های f و o به ترتیب نشانه‌های مربوط به ابتدا و پس از شکست‌اند. بررسی‌های شکست‌نگاری نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و بعد از انجام آزمون‌های کشش و ضربه بر روی مقاطع شکست انجام پذیرفت.

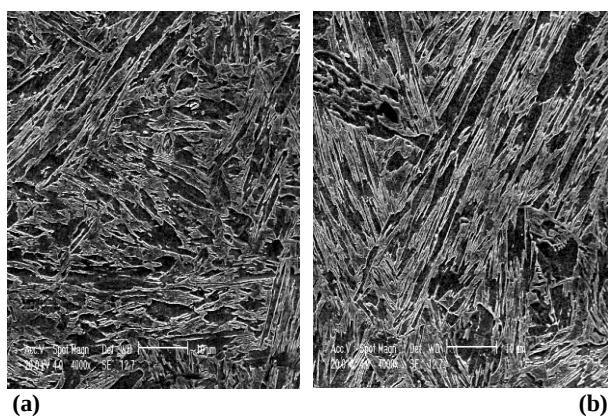
۳. نتایج و بحث

شکل ۱ تصاویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار شمش‌ها در حالت خام را نشان می‌دهد. همان‌طور که در تصویر دیده می‌شود، ریزساختار در این حالت شامل تیغه‌های فritی و نواحی مشخص تیره رنگی است که به صورت بین‌دانه‌ای مشخص شده است (فلش‌ها). نواحی بین‌دانه‌ای مشخص شده می‌تواند فrit دلتا باشد. هر چند در این دسته از فولادها با توجه به درصد پایین کرم، امکان تشکیل این فاز بسیار کم است (از دلایل اصلی کاهش عنصر کرم در این فولادها پرهیز از تشکیل فrit دلتا است که اثرات زیان‌باری بر خواص مکانیکی پس از پرتودهی خواهد داشت و به همین دلیل است که این فولادها بر فولادهای محتوی ۱۲٪ کرم ارجحیت دارند)، اما باید به این نکته توجه داشت که بررسی ریزساختاری انجام گرفته در حالت خام می‌باشد. در این حالت افزایش موضعی عنصر کرم به دلیل جدایش ناشی از انجماد می‌تواند تشکیل فrit دلتا را به دنبال داشته باشد [۷]. فrit‌های تشکیل شده در ریزساختار در حالت خام از نوع بینیتی می‌باشند. در این شکل، دو خوشه‌ی بینیتی که از مرزدانه‌ها شروع به تشکیل شدن کرده‌اند با فلش نشان داده شده‌اند.

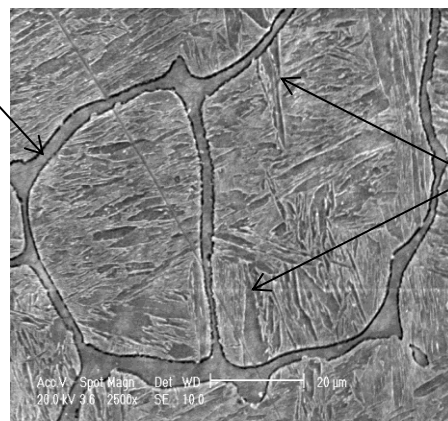
از آن‌جا که ریزساختار در حالت خام^(۱) به دلیل جدایش، از شرایط نامطلوبی برخوردار خواهد بود، لازم است با عملیات همگن‌سازی این مشکل برطرف گردد. از طرف دیگر، لازم است ساختار ریخته‌گری شده، با انجام تغییر شکل در دمای بالا شکسته شود تا از این طریق شرایط مناسب برای رسیدن به خواص مکانیکی مطلوب پس از عملیات حرارتی فراهم شود. به همین دلیل شمش‌ها پس از انجام فرایند همگن‌سازی، در دمای 1100°C به مدت ۴ ساعت تحت عملیات نورد قرار گرفتند تا ضخامت آن‌ها به ۱.۵cm کاهش یابد. گام آخر انجام عملیات حرارتی بر روی نمونه‌های نورد شده بود. عملیات حرارتی متداول برای این فولادها فرایند آستنیت - آبدیده - بازپخت و آستنیت - هم‌ساخت - بازپخت کردن است. فرایند آستنیت کردن در دمای 1050°C به مدت ۱ ساعت و فرایند بازپخت در دمای 700°C به مدت ۲ ساعت انجام شد. برای این کار از کوره‌ای با ظرفیت ۱۲lit و دمای 1300°C استفاده شد. فرایند آبدیده و هم‌ساخت کردن نیز به ترتیب با سرد کردن در آب و در هوا انجام شد. بعد از فرایند ذوب، ریخته‌گری و عملیات حرارتی بررسی ریزساختاری با استفاده از SEM و TEM انجام شد.

بررسی مکانیکی بر روی فولاد با ترکیب داده شده در جدول ۲ انجام شد. آزمون‌های مکانیکی بر روی نمونه‌های تحت عملیات حرارتی قرار گرفته در دماهای مختلف انجام شد. نمونه‌های مورد استفاده برای آزمون ضربه، مطابق استاندارد ASTM E23 به صورت بلوک‌هایی در اندازه‌های $55\text{mm} \times 10\text{mm} \times 10\text{mm}$ آماده شده و با استفاده از سیم‌چین بر روی آن‌ها برش ایجاد شد. از آن‌جا که انرژی شکست مواد شدیداً به دما بستگی دارد، آزمون‌ها در دماهای مختلف ۲۰-، ۰ و 25°C انجام شدند. برای تهیه‌ی نمونه‌های مناسب برای آزمون کشش، ابتدا، برای انجام عملیات حرارتی بلوک‌هایی در اندازه‌های $15\text{mm} \times 15\text{mm} \times 80\text{mm}$ از ورق‌های نورد شده بریده شدند. پس از عملیات حرارتی، به کمک سیم‌چین و با توجه به استاندارد ASTM E8 نمونه‌هایی به ابعاد $5\text{mm} \times 15\text{mm} \times 80\text{mm}$ بریده شدند. سرعت دور شدن فک‌ها در آزمون کشش ۱mm/min و طول اولیهی سنجه ۲۵mm انتخاب شد. هم‌چنین آزمون‌ها در دماهای مختلف ۲۵، ۲۰۰، ۳۰۰، ۴۰۰، ۵۰۰ و 600°C انجام پذیرفت.

متغیرهای مورد بررسی پس از انجام آزمایش‌ها عبارت‌اند از تنش تسلیم، استحکام کششی (UTS)، درصد ازدیاد طول^(۲) و



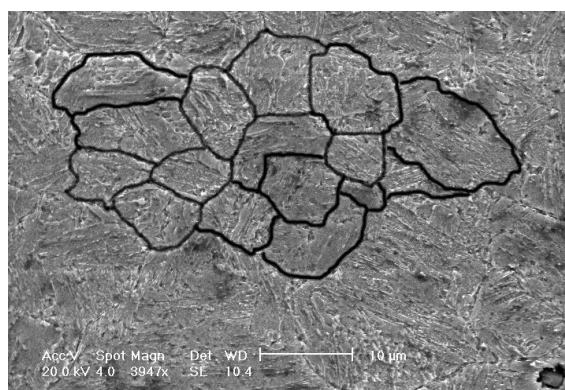
شکل ۲. تصویر ریزساختاری نمونه‌ی آبدیده شده (a)، بهنجار شده (b)، تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ الکترون روبشی.



شکل ۱. تصویر ریزساختار شمش‌ها در حالت خام، تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ الکترون روبشی.

جدول ۳. سختی نمونه‌ها در حالت‌های مختلف

سختی (HRC)	حالت
۳۴	نورد شده
۳۵	آبدیده (Q)
۳۵	هم‌ساخت شده (N)
۲۱	آبدیده- بازپخته شده (QT)
۲۱	هم‌ساخت شده- بازپخته شده (NT)



شکل ۳. تصویر تهیه شده با استفاده از SEM از ریزساختار نمونه‌ی آبدیده.

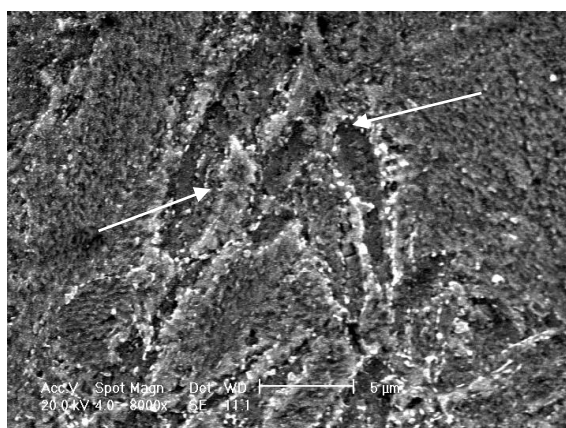
شکل ۴ ریزساختار نمونه‌های NT و QT را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این تصاویر تهیه شده با میکروسکوپ نوری دیده می‌شود، ریزساختار در این حالت‌ها به صورت مارتنزیت بازپخت شده است. ضخامت تقریبی این تیغه‌ها در حدود ۰/۵ تا ۱ μm می‌باشد. با مقایسه‌ی تیغه‌ی نشان داده شده در شکل ۴ با تیغه‌های نشان داده شده در شکل ۲ می‌توان دریافت که از تیزی تیغه‌ها پس از فرایند بازپخت کاسته شده است. علاوه بر این، همان‌طور که در جدول ۳ دیده می‌شود سختی نمونه‌های QT و NT در این حالت تقریباً برابر است.

شکل ۲ نمونه‌هایی از تیغه‌های مارتنزیتی مشاهده شده توسط میکروسکوپ الکترون روبشی در نمونه‌های آبدیده و هم‌ساخت شده را نشان می‌دهد. از آنجا که سختی مارتنزیت اساساً بستگی به مقدار کربن دارد، انتظار می‌رود سختی مارتنزیت در این فولاد براساس مقداری که در مرجع ۱ گزارش شده است، حدود ۳۷ باشد [۸]. سختی نمونه‌ی آبدیده تقریباً برابر این مقدار است. با این حال، نکته‌ی قابل توجه برابر بودن سختی در حالت‌های نورد و بهنجار شده با این مقدار است. به بیان دیگر، به نظر می‌رسد که در این حالت‌ها نیز ریزساختار، مارتنزیتی می‌باشد. این رفتار به تأثیر کرم بر سختی‌پذیری این آلیاژها باز می‌گردد. با زیاد شدن این عنصر سختی‌پذیری آلیاژها به شدت افزایش پیدا می‌کند. براساس آنچه در منابع علمی آمده است، افزودن این عنصر تا پنج درصد تشکیل ساختار بینیت را به دنبال دارد. با افزایش بیش‌تر این عنصر شرایط برای تشکیل مارتنزیت حتی با سرد شدن در هوا فراهم می‌شود. می‌توان انتظار داشت که نتایج حاصل از سختی‌سنجی نیز این امر را تأیید کند. برای بررسی بهتر ریزساختار تشکیل شده در این حالت‌ها، از هریک از نمونه‌ها آزمون سختی‌سنجی به عمل آمده است. لازم به ذکر است که اعداد گزارش شده در جدول ۳ میانگین دست کم سه آزمون می‌باشند.

علاوه بر این، ویژگی مهم ریزساختاری که در حالت آبدیده قابل مشاهده می‌باشد، دانه‌های آستنیت است. براساس بررسی‌های انجام شده ابعاد دانه‌های آستنیت تشکیل شده در این نمونه‌ها حدود ۱۰ μm است. شکل ۳ ریزساختار یک نمونه‌ی آبدیده را نشان می‌دهد.



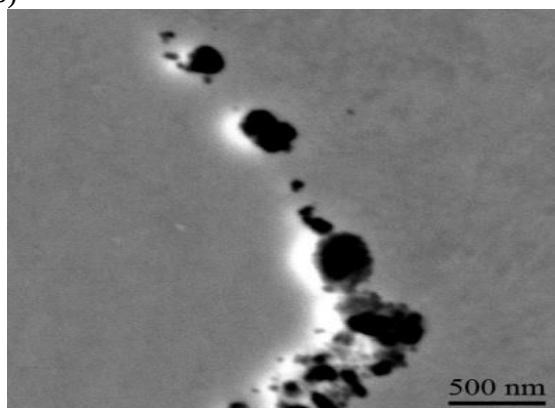
در تجزیه‌ی ذرات دیده می‌شود (شکل ۵-ب) به غیر از کرم عناصر دیگری مانند تنگستن و آهن نیز در ترکیب شیمیایی این رسوب‌ها وجود دارد. علت این امر به انحلال‌پذیری عناصر دیگری علاوه بر کرم در این رسوب‌ها باز می‌گردد. به همین دلیل، برای نشان دادن این کاربیدها از حرف M به جای Cr استفاده می‌شود که مبین تمام عناصر فلزی موجود در این کاربیدها است. شکل (۵-ج) تصویر زمینه‌ی روشن تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری از رسوب‌های $M_{23}C_6$ تشکیل شده به صورت ردیفی در مرزخانه‌های آستنیت قبلی را نشان می‌دهد.



(a)

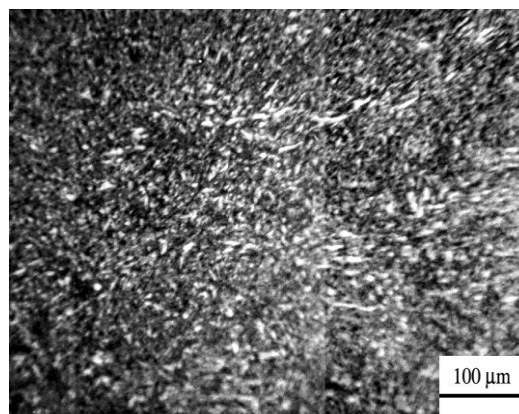
Element	Wt %	At %
C K	17.66	51.03
W M	5.98	1.13
CrK	8.69	5.80
FeK	67.67	42.04
Total	100.00	100.00

(b)

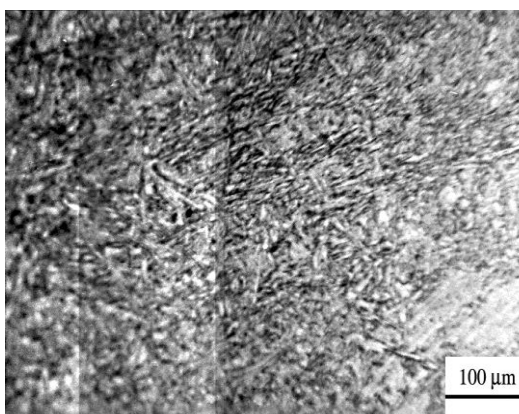


(c)

شکل ۵. (a) تصویر تهیه شده با استفاده از SEM از کرم کاربیدهای تشکیل شده در مرز تیغه‌های فریتی، (b) نتایج تجزیه‌ی این ذرات، (c) تصویر تهیه شده با استفاده از TEM (زمینه روشن) از کاربیدهای کرم تشکیل شده در مرز دانه‌های آستنیت.



(a)

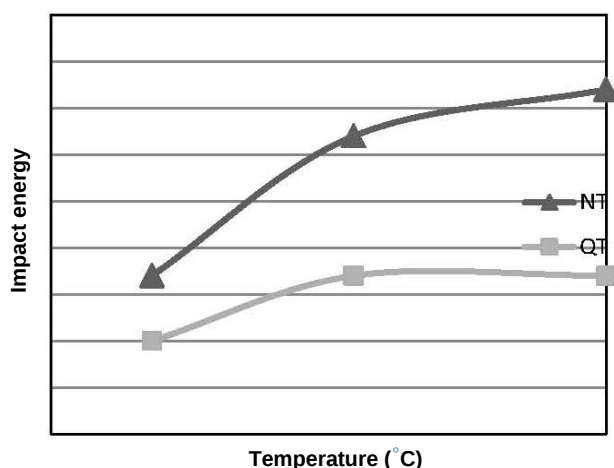


(b)

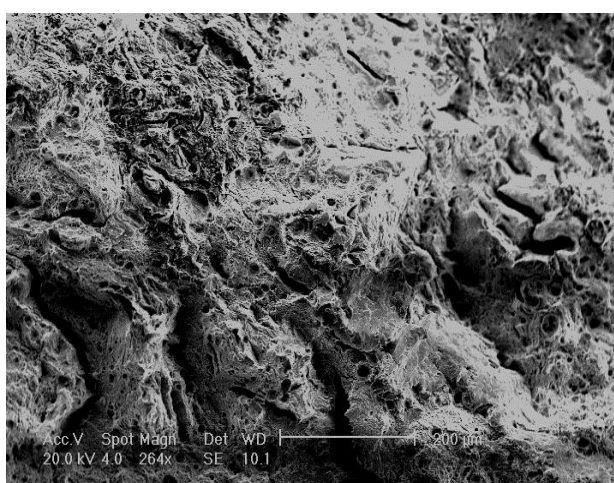
شکل ۴. تصویر ریزساختار نمونه‌های، (a) NT و (b) QT تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ نوری.

بررسی‌های انجام شده با استفاده از SEM نشان‌دهنده‌ی تشکیل سه بازمانده در ریزساختار این آلیاژها است که عبارت‌اند از Al_2O_3 ، SiO_2 و MnS . علت تشکیل بازمانده‌های سیلیسیم و آلومینیم اکسید، افزودن آلومینیم و سیلیسیم به ترکیب می‌باشد. اساساً این عناصر با هدف حذف اکسیژن از طریق تشکیل اکسید به ترکیب افزوده می‌شوند. به این ترتیب، بخشی از اکسیدهای تشکیل شده درون مذاب حبس و به صورت بازمانده در ریزساختار مشاهده می‌شوند.

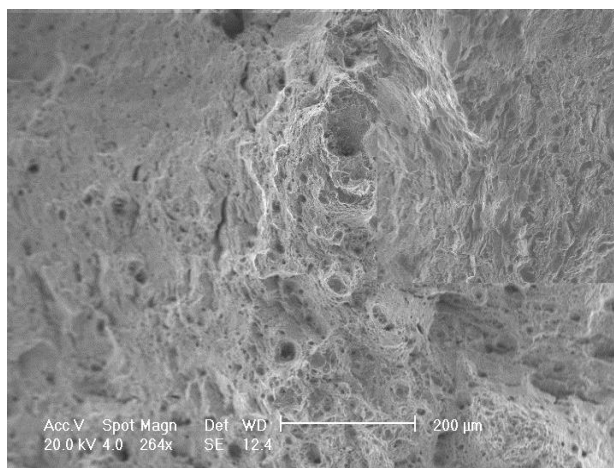
در این فولادها در صورت بهنجار یا آبدیده شدن دو گروه رسوب تشکیل می‌شود که عبارت‌اند از کرم کاربید (به صورت $M_{23}C_6$) و وانادیم و نیوبیم کاربونیترید [۹ تا ۱۳]. غالب رسوب‌ها، ذرات درشت $M_{23}C_6$ (۱۰۰ تا ۳۰۰ nm) می‌باشند که عمدتاً در مرز تیغه‌ها و مرز دانه‌های آستنیت قبلی قرار دارند. شکل ۵ نمونه‌ای از این رسوب‌ها را که در مرز بین تیغه‌های فریتی تشکیل شده‌اند همراه با تجزیه‌ی آن‌ها نشان می‌دهد. همان‌طور که



شکل ۶. تغییرات انرژی ضربه با دما.



(a)



(b)

شکل ۷. تصاویر تهیه شده با استفاده از SEM از سطوح شکست نمونه‌های NT (a)، QT (b)، بعد از آزمایش کشش.

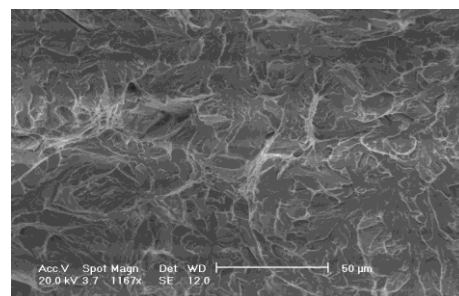
نتایج تغییر انرژی ضربه با دما برای نمونه‌های NT و QT در شکل ۶ نشان داده شده است. منحنی شکل ۶ نشان‌دهنده رفتار متعارف فلزات در برابر تغییر انرژی ضربه با دما است، یعنی با کاهش دما انرژی لازم برای شکست کاهش می‌یابد. تغییر انرژی شکست برای نمونه‌های NT از دمای ۲۰- تا ۲۵ درجه سانتی‌گراد در حدود ۲۰ J می‌باشد. این تغییر برای نمونه‌های QT کم‌تر و در حدود ۷ J می‌باشد. با توجه به این نتایج، نکته‌ی مهم تأثیر عملیات حرارتی بر انرژی شکست است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، انرژی شکست نمونه‌های NT به مراتب بیش‌تر از نمونه‌های QT است. با این حال، این تأثیر با کاهش دمای آزمایش کم‌تر می‌شود. به بیان دیگر، اختلاف انرژی شکست در دماهای پایین کاهش می‌یابد. با توجه به نمودار، دمای گذار (DBTT) شکست ترد به شکست نرم در این نمونه‌ها در حدود $^{\circ}\text{C}$ می‌باشد.

تصاویر ارایه شده به وسیله SEM برای سطوح شکست نمونه‌های NT و QT در بعد از آزمایش کشش و ضربه در شکل‌های ۷ و ۸ نشان داده شده است. همان‌طور که تصاویر شکل‌های ۷ و ۸ نشان می‌دهند بر روی نمونه‌های کشش، شکست در تمام نمونه‌ها به صورت‌های نرم^(۵) رخ داده است. سطوح شکست نمونه‌های ضربه عموماً نشان‌دهنده شکست رخی^(۶) است با این تفاوت که شکست در مجاورت شیار نمونه‌ها در حالت NT به صورت نرم رخ داده است (شکل ۹-ا)، در حالی که شکست در این نواحی در نمونه‌های QT به صورت رخی است (شکل ۹-ب). به بیان دیگر، شکست در نمونه‌های NT به صورت نرم آغاز می‌شود در حالی که این اتفاق در نمونه‌های QT از همان ابتدا به صورت رخی رخ می‌دهد. با توجه به نتایج آزمون‌های ضربه، انرژی ضربه‌ی نمونه‌های NT تقریباً در تمام دماها بیش از نمونه‌های QT است. اساساً انرژی شکست نرم در مقایسه با شکست رخی بیش‌تر است [۷ و ۸]. دلیل این امر به تفاوت سازوکار این دو نوع شکست باز می‌گردد. برای شکست نرم نقاط گسیختگی از اطراف بازمانده‌ها و رسوب‌ها آغاز شده و به هم می‌پیوندند (شکل ۹-ب) که منجر به افزایش انرژی شکست نسبت به حالت رخی می‌شود. این آخرین ماهیتی بلوری داشته و از صفحات مشخصی آغاز شده و پس از شروع به سرعت تمام نمونه را فرا می‌گیرد. به این ترتیب، در نمونه‌های NT که این امر به صورت نرم آغاز می‌شود انرژی مورد نیاز به مراتب بیش‌تر از نمونه‌های QT خواهد بود که شکست آن‌ها کلاً به صورت رخی است.

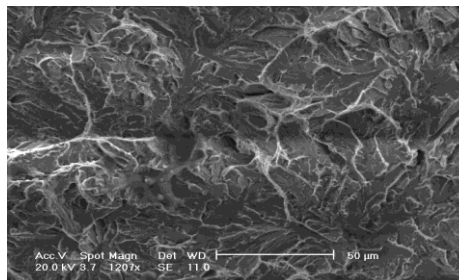


نتایج حاصل از انجام آزمون‌های کشش در دمای محیط و دماهای بالا برای نمونه‌های NT و QT در شکل ۱۰ نشان داده شده است. نتایج حاصل در دمای محیط نشان‌دهنده‌ی تنش تسلیم و استحکام قابل توجه این آلیاژ در حالت‌های NT و QT است. همان‌گونه که شکل‌های (a-۱۰) و (b-۱۰) نشان می‌دهند، تنش تسلیم نمونه‌های NT و QT در دمای محیط به ترتیب، برابر ۶۸۲ و ۶۹۳ MPa است و استحکام کششی نیز به ترتیب، برابر ۸۱۵ و ۷۹۵ MPa می‌باشد. از طرف دیگر با توجه به شکل (c-۱۰)، اندازه‌گیری درصد ازدیاد طول نشان‌دهنده برتری آلیاژ NT در مقایسه با QT است چرا که مقدار آن از ۲۰ درصد در حالت NT به ۱۶ درصد در حالت QT کاهش یافته است. نکته‌ی قابل توجه در نتایج حاصل از این قسمت برتری حالت NT در مقایسه با QT در دمای محیط است چرا که علاوه بر دارا بودن سطح استحکامی مشابه، درصد ازدیاد طول آن بیش‌تر است. برای درک چگونگی تغییرات خواص مکانیکی لازم است عوامل مؤثر بر این خواص بررسی گردند. از این‌رو، در ادامه، به سازوکارهای استحکام‌زایی در این فولادها پرداخته شده است [۹].

در فولادهای تحت بررسی موانع متعددی بر سر راه ناب‌جایی‌ها قرار دارند. این موانع عبارت‌اند از مرزهای فرعی، ناب‌جایی‌های آزاد درون دانه‌های فرعی، ذرات کرم کاربید $(\text{Cr}_{23}\text{C}_6)$ و وانادیم و نیوبیم کاربونیترید (ذرات MX). عناصری مانند تنگستن و مولیبدن نیز با ایجاد محلول جامد و میدان‌های کرنشی حرکت ناب‌جایی‌ها را دشوارتر می‌سازند و سبب افزایش استحکام می‌گردند. به این ترتیب، سه سازوکار استحکام‌زا در این فولادها عبارت‌اند از: ۱) سختی ناشی از ناب‌جایی‌ها؛ مانند مرزهای فرعی و ناب‌جایی‌های آزاد درون دانه‌های فرعی، ۲) سختی رسوبی ناشی از ذرات MX داخل دانه‌های فرعی به علت ایجاد مانع بر سر راه ناب‌جایی‌ها و ۳) سختی محلول جامد؛ مانند مولیبدن و تنگستن محلول. در آلیاژ مورد بررسی تمام سازوکارهای فوق فعال هستند. در این نوع از ساختارها بسته‌های متشکل از تیغه‌های مارتنزیتی، شبکه‌ای از مرزهای فرعی را تشکیل می‌دهند. علاوه بر این، چگالی ناب‌جایی‌های داخل این تیغه‌ها بسیار بالا است. هر چند با عملیات بازیخت تعداد این ناب‌جایی‌ها کم می‌شود اما مقدار آن‌ها همواره بیش از حالت طبیعی است. وجود تنگستن نیز تشکیل محلول جامد را به دنبال خواهد داشت. بنابراین، استحکام مشاهده شده در این آلیاژ ناشی از رسوب‌سخت، ناب‌جایی‌ها و محلول جامد است.

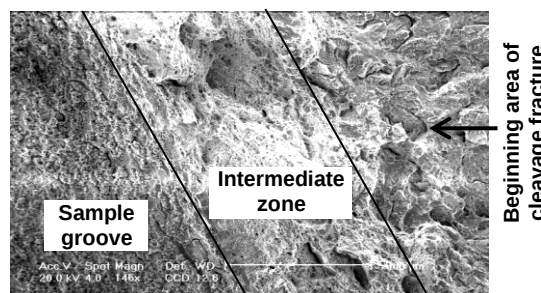


(a)

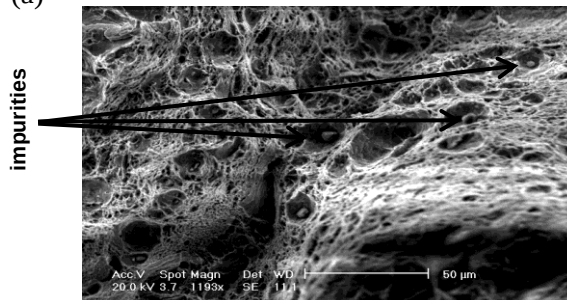


(b)

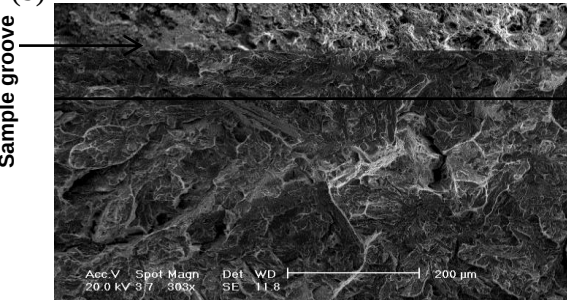
شکل ۸. تصاویر تهیه شده با استفاده از SEM از سطوح شکست نمونه‌های QT (a) و NT (b)، در وسط سطح نمونه در بعد از آزمایش ضربه.



(a)



(b)

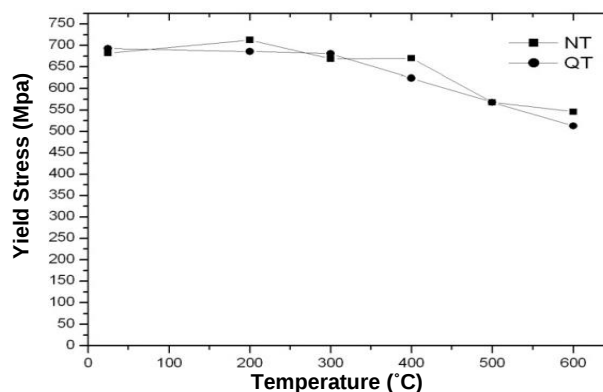


(c)

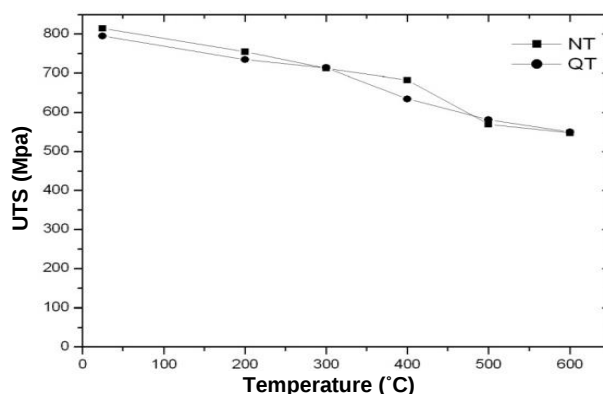
شکل ۹. (a) شکست نمونه‌ی NT تحت ضربه از لبه‌ی شیار نمونه، (b) بازمانده‌های موجود در ناحیه‌ی شکست نرم، (c) شکست نمونه‌ی QT تحت ضربه از لبه‌ی شیار.

همان‌طور که در شکل ۱۰ دیده می‌شود، افزایش دما کاهش تنش تسلیم و استحکام کششی را به دنبال دارد. این رفتار تا حد زیادی مطابق انتظار است چرا که تمام سازوکارهای استحکام‌زایی با افزایش دما تضعیف می‌شوند. افزایش دما از یک طرف افزایش سرعت نفوذ عناصر و از طرف دیگر ناپایداری و انحلال رسوب‌ها را سبب می‌شود. به این ترتیب، با افزایش دما رسوب‌ها به تدریج شروع به رشد می‌کنند. رشد رسوب‌ها به معنای بزرگ‌تر شدن رسوب‌های درشت‌تر در ازای انحلال رسوب‌های ریزتر است. به این فرایند اصطلاحاً پدیده‌ی «به عمل آمدن استوالد»^(۷) گفته می‌شود. از دیدگاه متالورژیکی این امر به معنای افزایش فاصله‌ی مؤثر رسوب‌ها از یک‌دیگر است. از آن‌جا که استحکام، رابطه‌ی عکس با این فاصله (λ) دارد، بدیهی است که با افزایش آن استحکام آلیاژ افت می‌کند. در بحث مربوط به ناهنجاری‌ها نیز افزایش دما تجدید آرایش آن‌ها و یا به عبارت دیگر بازایی را به دنبال دارد. این امر هر چند کاهش چگالی کلی ناهنجاری‌ها را سبب نمی‌شود، اما با افزایش اندازه‌ی ریزدانه‌ها و کاهش چگالی ناهنجاری‌های آزاد درون دانه‌ها تأثیر منفی بر استحکام خواهد داشت. علاوه بر این، افزایش دما شکل ریزدانه‌ها را به تدریج به صورت هم‌محور در می‌آورد. باید در نظر داشت که درشت شدن رسوب‌ها خصوصاً رسوب‌هایی که بر روی مرز این ریزدانه‌ها تشکیل شده‌اند ($M_{23}C_6$) شرایط را برای وقوع این امر مساعدتر می‌سازد چرا که در شرایط معمول این رسوب‌ها با قفل کردن این مرزها از تحرک آن‌ها کاسته و شرایط را برای حرکت به سمت هم‌محور شدن دشوار می‌سازند. افزایش دما هم‌چنین با افزایش تحرک ناهنجاری‌ها شرایط را برای آغاز حرکت آن‌ها تسهیل می‌کند. به این ترتیب، تأثیر عناصر محلول جامد در افزایش استحکام به شدت کاهش می‌یابد [۱۰ و ۱۱].

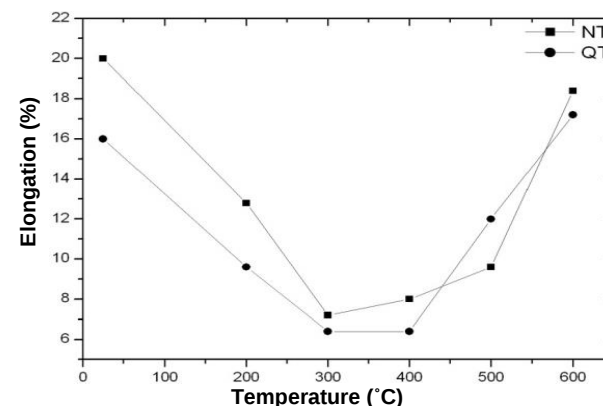
همان‌طور که شکل (۱۰-۱) نشان می‌دهد، با افزایش دما (تا حدود 400°C) انعطاف‌پذیری نمونه‌ها کاهش می‌یابد. این در حالی است که انتظار عمومی در آلیاژها این است که با افزایش دما خواص انعطافی با افت خواص استحکامی افزایش یابد. تاکنون دلیل مشخصی برای این رفتار ارایه نشده است. با این حال، با بررسی مطالعات صورت گرفته در زمینه‌ی رسوب‌های تشکیل شده در این آلیاژها تا حدود زیادی می‌توان دلیل بروز این رفتار را مشخص نمود. براساس مطالعات ریزساختاری صورت گرفته بر روی فولادهای فریتی-مارتنزیتی، افزایش دما



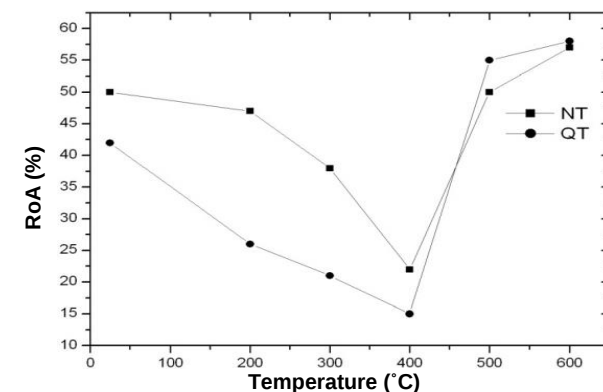
(a)



(b)



(c)



(d)

شکل ۱۰. (a) تغییرات تنش تسلیم با دما، (b) تغییرات استحکام کششی با دما، (c) تغییرات درصد ازدیاد طول با دما، (d) تغییرات درصد کاهش سطح مقطع با دما.



عبارت‌اند از Al_2O_3 ، SiO_2 و MnS . نتایج نشان داد که دو گروه از رسوب‌ها در ریزساختار وجود دارند که عبارت‌اند از کرم کاربید (M_{23}C_6) با اندازه‌ی تقریبی ۱۰۰ تا ۳۰۰ μm و نیوبیم و وانادم کاربونیترید با اندازه‌ی تقریبی ۲۰ تا ۸۰ μm .

- شکست در نمونه‌های تحت ضربه در حالت‌های QT و NT عمدتاً به صورت رخی روی داده است. با این حال، تفاوت اساسی بین این دو حالت به آغاز شکست باز می‌گردد. آغاز شکست در نمونه‌های NT به صورت نرم است، در حالی که در نمونه‌های QT رخی می‌باشد. همین امر می‌تواند دلیل برتری انرژی شکست نمونه‌های NT در مقایسه با نمونه‌های QT باشد.
- نتایج آزمون‌های کشش در دمای محیط نشان‌دهنده‌ی برتری حالت NT در مقایسه با QT است چرا که علاوه بر دارا بودن سطح استحکامی مشابه، دارای درصد ازدیاد طول بیش‌تری است. با افزایش دما تنش تسلیم و استحکام کششی کاهش می‌یابند زیرا تمام سازوکارهای استحکام‌زایی با افزایش دما تضعیف می‌شوند.
- حداقل دمای انعطاف‌پذیری در این فولاد در بازه‌ی دمایی ۳۰۰ تا ۴۰۰ $^{\circ}\text{C}$ قرار دارد. در دمای ۴۰۰ $^{\circ}\text{C}$ درصد کاهش سطح مقطع به کم‌ترین مقدار خود می‌رسد و در واقع دمای تردی این آلیاژ ۴۰۰ $^{\circ}\text{C}$ است.

پی‌نوشت‌ها:

۱. AST-Cast
۲. Elongation
۳. Reduction of Area
۴. Proof Stress
۵. Dimply
۶. Cleavage
۷. Ostwald Ripening
۸. Lave Phases

علاوه بر موجب درشت‌تر شدن M_{23}C_6 و MX، اثر مهم دیگری را نیز به دنبال دارد که عبارت است از تشکیل فازهای لاو^(۸) $(\text{FeCr})_2(\text{Mo}, \text{W})$. فازهای لاو اساساً رسوب‌های تیغه‌ای‌شکل هستند که در مناطق حساسی مانند مرزخانه‌ها تشکیل می‌شوند [۴ و ۵]. از دیدگاه متالورژی مکانیکی، تشکیل رسوب‌های تیغه‌ای‌شکل اساساً تأثیر منفی بر انعطاف‌پذیری دارند. تمرکز تنش در راس فازهای تیغه‌ای‌شکل مکان مناسبی را برای ایجاد ترک و در نتیجه شکست در کرنش‌های کم‌تر فراهم می‌کند. افزایش انعطاف‌پذیری در دمای ۶۰۰ $^{\circ}\text{C}$ نیز ناشی از رشد سریع این فاز در دماهای حدود ۶۰۰ $^{\circ}\text{C}$ است [۱۲]. به این ترتیب، همان‌طور که در بحث رشد ذرات توضیح داده شد، از چگالی این رسوب‌ها کاسته شده و شرایط برای افزایش انعطاف‌پذیری بهبود می‌یابد. فازهای لاو نه تنها اساساً بر استحکام بی‌تأثیرند بلکه با حذف عناصر استحکام‌زای محلول جامد اعم از تنگستن و مولیبدن از زمینه، افت بیش‌تر استحکام را نیز سبب می‌شوند [۱۳]. به همین دلیل تشکیل این فاز را می‌توان توجیه‌گر رفتار مشاهده شده یعنی افت هم‌زمان استحکام و انعطاف‌پذیری دانست. مقایسه‌ی انعطاف‌پذیری حالت‌های NT و QT نشان می‌دهد که در دماهای کم‌تر از ۴۰۰ $^{\circ}\text{C}$ آلیاژ تحت بررسی در حالت NT دارای انعطاف‌پذیری بالاتری است ولی در دماهای بالاتر این حالت‌ها تفاوت چندانی با یک‌دیگر ندارند.

۴. نتیجه‌گیری

- ریزساختار نمونه‌ها در حالت خام، به صورت بینیتی است. علاوه بر این، ریزساختار در این حالت شامل فریت دلتا است که در مرزخانه‌های آستنیت تشکیل شده‌اند. علت این امر می‌تواند جدایش کرم در حین انجماد در مرزخانه‌های آستنیت باشد. در حالت نورد، آبدیده و بهنجار شده ریزساختار به صورت مارتنزیتی است. سختی‌سنجی نمونه‌ها در شرایط مذکور نیز حاکی از یکسان بودن سختی آن‌ها است که می‌تواند تأییدی بر مارتنزیتی بودن ریزساختار همگی آن‌ها باشد.
- بررسی‌های انجام شده با استفاده از SEM تشکیل سه نوع بازمانده در ریزساختار این آلیاژها را نشان می‌دهد که



References:

1. R.L. Klueh, "Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors," *Materials Science and Technology*, Vol. 50, 287-310 (2005).
2. R.L. Klueh and A.T. Nelson, "Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 371, 37-52 (2007).
3. R.L. Klueh, "Heat treatment behavior and tensile properties of Cr-W steels," *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20A, 463-470 (1989).
4. R.L. Klueh, D.J. Alexander, P.J. Maziasz, "Impact behavior of reduced-activation ferritic steels irradiated in the Fast Flux Tests Facility," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 186, 185-195 (1992).
5. R.L. Klueh, D.J. Alexander, E.K. Kenik, "Development of low-chromium, chromium-tungsten steels for fusion," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 227, 11-23 (1995).
6. ASTM A387: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum.
7. R.L. Klueh, "Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors," *Materials Science and Technology*, Vol. 50, 287-310 (2005).
8. R.L. Klueh, "Heat treatment behavior and tensile properties of Cr-W steels," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 371, 37-52 (2007).
9. Fujio Abe, "Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants," *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 9, 1-15 (2008).
10. M. Igarashi, S. Muneki, H. Hasegawa, K. Yamada, F. Abe, "Creep deformation and the corresponding microstructural evolution in high-Cr ferritic steels," *ISIJ International*, Vol. 41, 101-105 (2001).
11. Vaclav Foldyna, Jaroslav Purmensky, and Zdenek Kubon, "Development of advanced chromium steels with respect to microstructure and structural stability," *ISIJ International*, 81-85 (2001).
12. K. Sawada, M. Taneike, K. Kimura, F. Abe, "Effect of nitrogen content on microstructural aspects and creep behavior in extremely low carbon 9Cr heat-resistant steel," *ISIJ International*, Vol. 44, 1243-1249 (2004).
13. K. Yamada, M. Igarashi, S. Muneki, F. Abe, "Creep properties affected by morphology of MX in high-Cr ferritic steels," *ISIJ International*, Vol. 41, 116-120 (2001).