

تأثیر محیط خنک کننده و دمای تمپر بر چگونگی شکست فولاد GS-45CrNiMo4-2

تحت سیکل عملیات حرارتی کوئنچ - تمپر

حامد اسکندری^{۱*}، منصور فرزاد^۲، امید عباسی لرکی^۳

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۳/۱۱/۰۷، ش.ص: ۹۲-۷۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۹/۲۴)

چکیده

در این پژوهش فولاد GS-45CrNiMo4-2 به عنوان یکی از فولادهای ابزار کم آلیاژ ریختگی بهسازی شده مورد استفاده در چرخ‌های جرثقیل و دیگر قطعات مهندسی، تحت سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر قرار گرفت. بررسی‌های ساختاری، آزمون‌های مکانیکی (کشش و ضربه) و سطوح شکست آزمون کشش نمونه‌های کوئنچ شده در محیط‌های خنک کننده روغن 100°C و 200°C و دمای تمپر 250°C - 500°C با دمای آستنیت 800°C صورت پذیرفت. سختی، استحکام و انرژی ضربه نمونه مرجع به ترتیب HRC ۲۰، 724 MPa و 20 J می‌باشد. نتایج نشان می‌دهد با انجام سیکل‌های عملیات حرارتی فوق مقادیر سختی در روغن 100°C و 200°C به ترتیب HRC ۵۰ و 55 و استحکام و انرژی ضربه برای هر دو محیط تقریباً 1730 MPa و 7 J می‌باشد. به کارگیری دمای تمپر از 250°C تا 500°C افت سختی، استحکام و افزایش انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه تا 40 J به وجود خواهد آورد. از طرفی در محیط خنک کننده روغن 200°C سختی ثانویه به دلیل وجود آستنیت باقی مانده بیش‌تر، در دمای تمپر 350°C رخ داده است. در دمای تمپر 250°C ترکیب خوبی از انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه را شاهد نبوده و شکست در این دما کلیواژ می‌باشد. در دماهای تمپر بالای 500°C شکست از نوع نرم می‌باشد و در دماهای تمپر بین 350°C - 250°C شکست از نوع شبه کلیواژ (ترد+نرم) می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: فولاد GS-45CrNiMo4-2، عملیات حرارتی، خواص مکانیکی، سطح شکست، انرژی ضربه.

^۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد- گروه ملی صنعتی فولاد ایران

^۲- دانشیار دانشگاه صنعت نفت

^۳- کارشناس ارشد مهندسی مواد- گروه ملی صنعتی فولاد ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: hamed_62_esi@yahoo.com

پیشگفتار

فولاد GS-45CrNiMo4-2 به عنوان فولاد ابزار کم آلیاژی به سازی شده شناخته می شود که بسته به کاربرد و پروسه های تولیدی بعدی، شرایط عملیات حرارتی متفاوتی را می توان بر روی این فولاد اجرا نمود. نیاز صنعت به فولادهای کم آلیاژ و استفاده روز افزون صنایع حساس به فولادهای با استحکام بالا این مواد را در جایگاه ویژه ای برای پژوهش قرار داده است. در فولادهای کم آلیاژ افزودن عناصر آلیاژی خواصی نظیر افزایش سختی پذیری، افزایش استحکام و مقاومت در برابر خوردگی را در پی خواهد داشت [۱-۲]. فولادهای کم آلیاژ و کربن متوسط با یک درصد کروم شایع ترین مواد مورد استفاده در ساخت لوله های نفت، چرخ های جرثقیل و دیگر قطعات مهندسی می باشد [۳-۴]. سختی پذیری اکثر فولادهای ابزار به دلیل حضور عناصر آلیاژی زیاد است. بنابراین، بستگی به ترکیب شیمیایی آستنیت کننده، اندازه سطح مقطع، محیط های سرد کننده روغن یا هوا برای دستیابی به ریز ساختارها و خواص مورد نیاز با کم ترین اعوجاج و حداقل ترک های ناشی از سرد شدن، مناسب هستند [۵]. مطالعات نشان می دهد که در این فولادهای ایجاد ریز ساختارهای متداول مانند مارتنزیت بازگشت شده در جهت ایجاد استحکام بالا توام با انعطاف پذیری و تافنس مناسب، کاری دشوار و حتی ناممکن است [۶-۸]. طراحی و ایجاد ریز ساختارهای جدید در فولادهای ابزار کم آلیاژ، رسیدن به استحکام بالا به همراه نرمی و تافنس مناسب را امکان پذیر ساخته است [۹-۱۰]. این ساختار شامل زمینه ای است که کاربیدها در آن قرار گرفته اند. کاربیدهای ایجاد شده در فولاد آلیاژی بسته به ترکیب فولاد، از کاربیدهای کروم، تنگستن، مولیبدن، وانادیم تشکیل می شوند و از سختی بسیار بالایی برخوردار می باشند. توزیع یکنواخت کاربیدها در زمینه از اهمیت بالایی برخوردار است چرا که باعث افزایش چقرمگی و یکنواختی

سطوح شکست می گردد. یکی از فاکتورهای موثر مدت زمان نگهداری در دمای آستنیت به انجام عملیات حرارتی فولادها و بهبود خواص محصولات نهایی، مقدار درصد کاربید در ساختار می باشد که باید کاملاً در زمینه آستنیتی حل شود. از طرف دیگر اگر کاربیدها در داخل زمینه رسوب کنند، باعث افزایش استحکام می شوند؛ اما اگر بین مرزخانه نفوذ کنند، تفاوت خواص بین مرزخانه و زمینه زیاد بوده و ماده مرزخانه های ضعیفی خواهد بود که نتیجه آن کاهش چقرمگی فولاد و شکست ترد می باشد.

اثر مهم بازپخت دادن فولادهای کم آلیاژ و ابزار، بهبود چقرمگی آن است. در فولادهای کم آلیاژ، سختی ثانویه (رسوب کاربیدهای آلیاژی در دماهای بازپخت بالا) توسط اعمال بازپخت تک مرحله ای، بازپخت دو مرحله ای و یا حتی سه مرحله ای ایجاد می شود [۱۱].

فولاد مورد استفاده در این پژوهش (به عنوان یکی از فولادهای ابزار) که کاربردهای بسیار زیادی در ساخت قطعات صنعتی از جمله چرخ جرثقیل های سقفی و غیره دارد، از سختی پذیری زیادی برخوردار است. این سختی پذیری زیاد مدیون عناصر آلیاژی زیاد می باشد. نکته ای که در میان مطرح می شود با توجه به کاربرد فولاد مورد بحث در کنار سختی نهایی، چقرمگی ایده آل نیز مورد نیاز می باشد، لذا در این تحقیق شرایط سیکل های عملیات حرارتی مختلف کوئنچ- تمپر بر روی این فولاد مورد بررسی قرار گرفت.

مواد و روش ها

در این تحقیق نمونه هایی از فولاد GS-45CrNiMo4-2 که آنالیز آن در جدول ۱ آمده است، به روش برشکاری و سنگ زنی تهیه گردید.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد GS45 CrNiMo 4-2

C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	V
۰/۴۳	۰/۲۸	۰/۶۳	۰/۱۸	۱	۰/۵	۰/۲۶	۰/۰۰۱	۰/۰۰۲

به مراجع عملیات حرارتی تعیین گردید [۱۱]. لذا عملیات حرارتی در دمای آستنیت ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و دو محیط سرد کننده مختلف همراه با دماهای تمپر متفاوت مطابق با جدول ۳ صورت پذیرفت. با توجه به اینکه یکی از محیط‌های خنک کننده در این پژوهش روغن می‌باشد، در نتیجه از روغن عملیات حرارتی با گرید ۱۴۵ استفاده شده است که این روغن حاوی ذرات معدنی جهت پایداری ویژگی‌های آن در دماهای مختلف می‌باشد.

نمونه‌ها جهت انجام عملیات حرارتی در ابعاد بزرگ‌تر مطابق با جدول ۲ تهیه و برای انجام تست ضربه توسط دستگاه فرز مطابق با استاندارد ASTM370 و نمونه‌های کشش به کمک دستگاه CNC طبق استاندارد DIN50125 آماده گردیدند.

به دلیل سختی پذیری بسیار زیاد این فولاد و شکنندگی آن حتی در سرعت‌های سرد شدن مانند هوا پایین‌ترین دمای آستنیه کردن این فولاد با توجه

جدول ۲- ابعاد نمونه جهت عملیات حرارتی

ضربه	کشش	نمونه
۱۴×۱۴×۶۰	۱۷×۱۷×۱۵۰	ابعاد (mm)

جدول ۳- سیکل‌های عملیات حرارتی فولاد GS45 CrNiMo 4-2

مدت زمان تمپر (دقیقه)	دمای تمپر (درجه سانتی‌گراد)	دمای روغن بعنوان محیط خنک کننده	زمان نگهداری (دقیقه)	دمای آستنیه (درجه سانتی‌گرا (د)	نمونه
_____	_____	۱۰۰	۴۵	۸۰۰	A1
۶۰	۲۵۰	۱۰۰	۴۵	۸۰۰	A2
۶۰	۳۵۰	۱۰۰	۴۵	۸۰۰	A3
۶۰	۵۰۰	۱۰۰	۴۵	۸۰۰	A4
۱۸۰	۵۰۰	۱۰۰	۴۵	۸۰۰	A5
_____	_____	۲۰۰	۴۵	۸۰۰	B1
۶۰	۲۵۰	۲۰۰	۴۵	۸۰۰	B2
۶۰	۳۵۰	۲۰۰	۴۵	۸۰۰	B3
۶۰	۵۰۰	۲۰۰	۴۵	۸۰۰	B4
۱۸۰	۵۰۰	۲۰۰	۴۵	۸۰۰	B5

ساختار متالوگرافی نمونه مرجع مطابق با شکل ۱ نشان دهنده ساختار دو فازی فریت به همراه پرلیت می‌باشد. وجود این نوع ساختار در این فولادها به منظور دستیابی به استحکام بالا همراه انعطاف پذیری مناسب غیر ممکن است.

با مشاهده شکل ۲ و بررسی آنالیز فازی بدست آمده در شکل ۳ وجود آخال‌های سولفید منگنز (نقطه A) و کاربید کروم (نقطه B) مشخص می‌گردد.

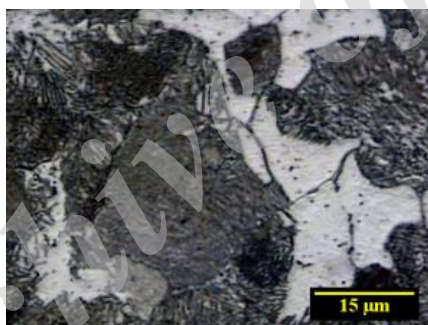
وجود آخال‌های سولفید منگنز و کاربیدهای کروم و نحوه توزیع آن‌ها نقش بسزایی در مقدار انرژی ضربه و چقرمگی این فولادها دارد به گونه‌ای که وجود آخال با اندازه کوچک‌تر و توزیع بیش‌تر باعث کاهش انرژی ضربه و چقرمگی می‌گردد [۱۲].

خواص مکانیکی به کمک آزمون سختی، کشش و ضربه مورد ارزیابی قرار گرفت. سختی نمونه‌ها بر اساس مقیاس راکول C اندازه‌گیری گردید. آزمون ضربه در دمای محیط با استفاده از دستگاه ضربه ZWICK بر روی نمونه‌های شاری V با ابعاد $10 \times 10 \times 55$ میلیمتر مکعب و آزمون کشش نیز توسط دستگاه ۶۰ تنی ZWICK انجام پذیرفت.

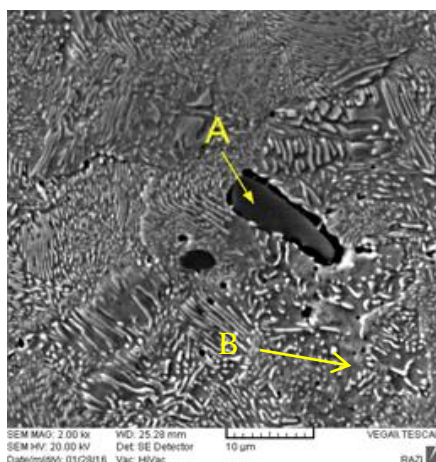
ریز ساختار نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ نوری Kyowa Tokyo و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) VEGA\TESCAN-LMU مشاهده گردید. مورفولوژی سطوح شکست آزمون کشش نیز توسط SEM با ولتاژ ۲۰kV مورد مطالعه قرار گرفت.

نتایج و بحث

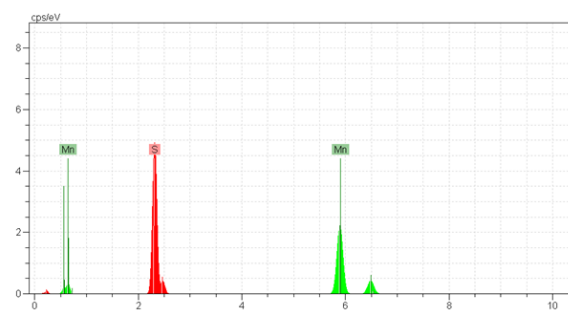
ریز ساختار



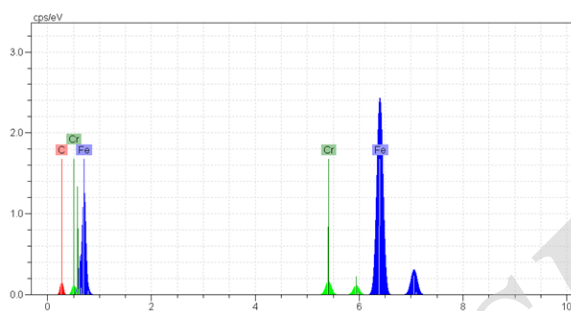
شکل ۱- تصاویر نمونه مرجع بدون عملیات حرارتی



شکل ۲- وجود سولفید منگنز و توزیع کاربید کروم در فولاد GS45CrNiMo 4-2



(الف)

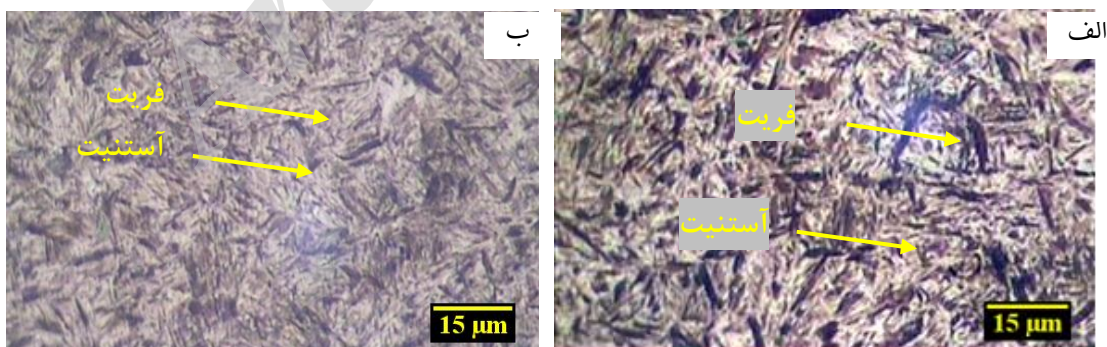


(ب)

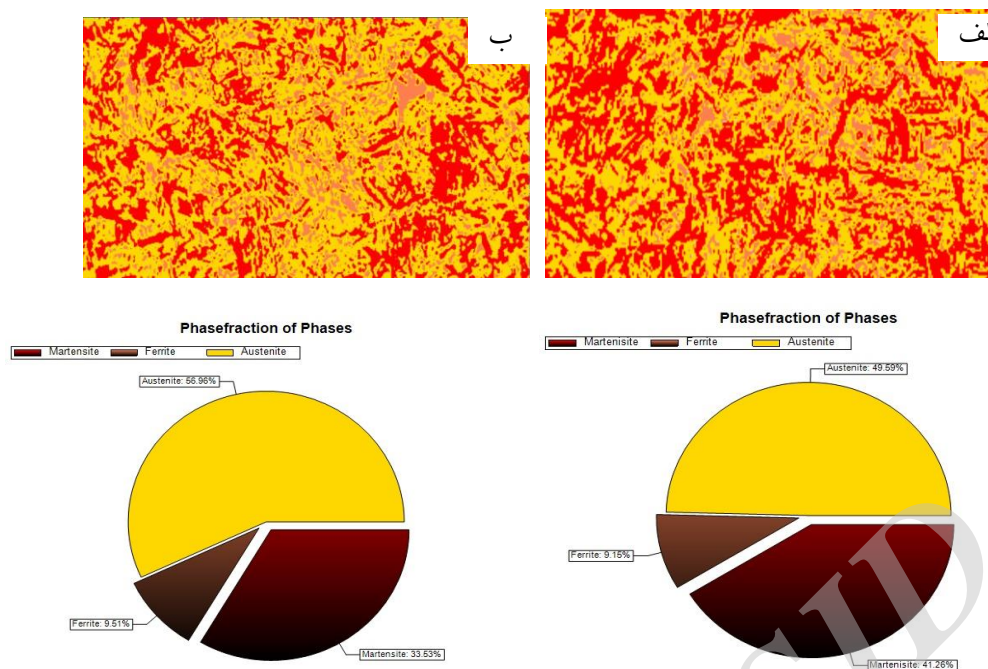
شکل ۳- آنالیز فازی نمونه مرجع الف (منطقه A) و منطقه B

با مقایسه شکل ۴ (الف) و (ب) و همچنین بزرگنمایی یکسان هر دو تصویر مشخص می‌شود که مقدار آستنیت باقی‌مانده در نمونه‌های کوئنچ شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بیشتر و لایه‌های مارتنزیت کوچک‌تر می‌باشد. این موضوع توسط نرم افزار آنالیز تصویری کمی نیز در شکل ۵ نشان داده شده است.

شکل‌های ۴ ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده A1 و B1 مطابق جدول ۳ را نشان می‌دهد که شامل کاربید، مارتنزیت لایه‌ای، آستنیت باقی‌مانده و مقدار جزئی فریت می‌باشد.



شکل ۴- ساختار مارتنزیت تمپر نشده به همراه کاربید مقداری آستنیت باقیمانده و مقدار ناچیزی فریت در نمونه آستنیت شده در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (ب) سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد

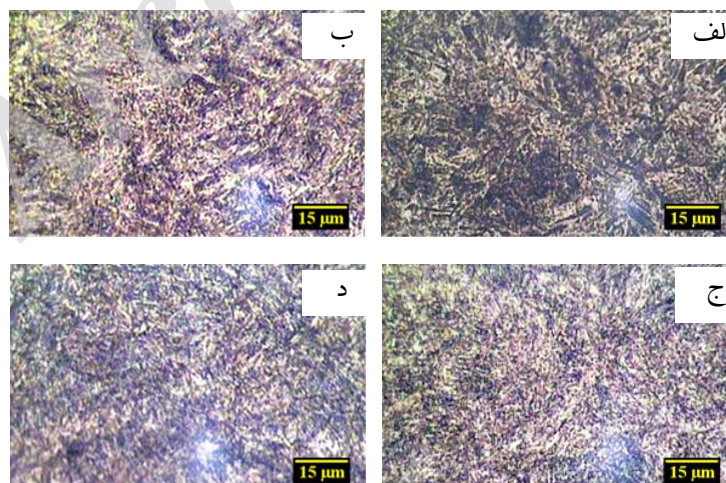


شکل ۵- تصاویر و گراف به دست آمده از نرم افزار آنالیز کمی تصاویر (الف) سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی گراد (ب) سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی گراد

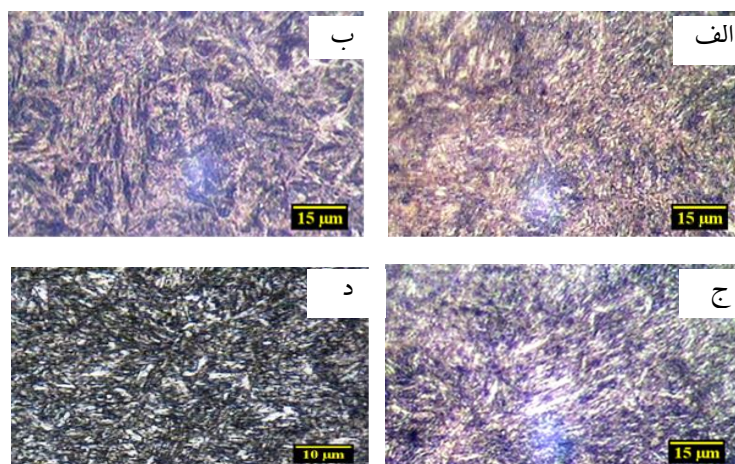
آلیاژی علاوه بر عناصر آلیاژی که می‌توانند موجب سختی ثانویه گردند، وجود آستنیت باقی مانده نیز امکان فراهم نمودن این پدیده را خواهد داشت [۱۳].

در شکل ۶ و ۷ به ترتیب ساختار نمونه‌های A2 تا A5 و B2 تا B5 که نشان دهنده عملیات تمپر بر روی نمونه‌ها می‌باشد مشخص شده است.

با افزایش قدرت سردکنندگی به جهت تولید بیش‌تر ساختار مارتنزیت و همچنین توزیع یکنواخت و ریزتر کاربیدها سختی حاصل از ساختار بدست آمده نمونه سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی گراد بیش‌تر خواهد بود [۱۱]. از طرفی وجود آستنیت باقی مانده بیش‌تر پتانسیل تشکیل به کاربید و مارتنزیت را در مراحل تمپر داشته و لذا در فولادهای



شکل ۶- ساختار مارتنزیت لایه‌ای تمپر شده در محیط سردکننده روغن ۱۰۰ درجه سانتی گراد (الف) دمای تمپر ۲۵۰ درجه سانتی گراد (ب) دمای تمپر ۳۵۰ درجه سانتی گراد (ج) دمای تمپر ۵۰۰ درجه سانتی گراد (د) دمای تمپر ۵۰۰ درجه سانتی گراد سه ساعت



شکل ۷- ساختار مارتنزیت لایه‌ای تمپر شده در محیط سردکننده روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) دمای تمپر ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد (ب) دمای تمپر ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد (ج) دمای تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد یک ساعت (د) دمای تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد سه ساعت

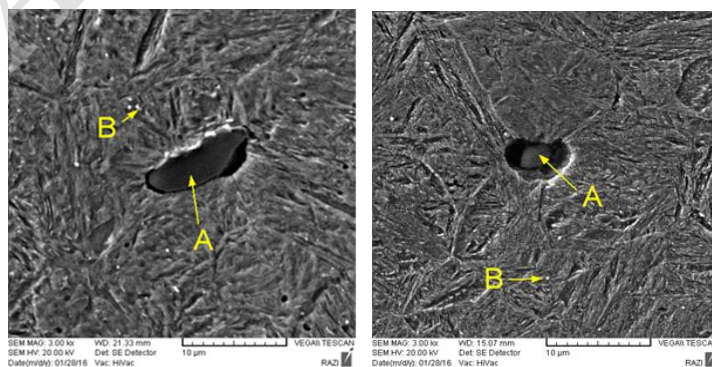
باقی مانده جای خود را به فاز فریت و کاربید داده است. در شکل ۶ (د) ساختار نهایی شامل مارتنزیت تمپر شده همراه با مقدار جزئی فریت و ذرات کاربید و عدم آستنیت باقی‌مانده می‌باشد.

شکل ۸ اندازه ذرات ناخالصی سولفید منگنز (نقطه A) و کاربید کروم (نقطه B) در نمونه‌های B1 و B3 نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص می‌باشد، با اعمال عملیات تمپر مقدار این ترکیبات بیشتر و اندازه آن‌ها درشت‌تر می‌شود. به نظر می‌رسد با افزایش دمای تمپر کاربیدها از ساختار مارتنزیت رسوب می‌کنند.

همان‌گونه که قبلاً نیز گفته شد و از تصویر SEM شکل ۸ نیز مشخص می‌باشد، وضوح لایه‌های مارتنزیت در نمونه‌های تمپر شده کاهش یافته است.

با به کارگیری عملیات تمپر در دماهای بالاتر از ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد رسوب‌های شکل گرفته شروع به درشت شدن نموده و لایه‌های مارتنزیت وضوح خود را رفته رفته با افزایش دما تمپر تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد از دست می‌دهند به‌گونه‌ای که مرزهای مارتنزیت به تدریج تار می‌شوند و برخی نوارهای مارتنزیت ادغام شده و در عین حال، کاربیدهای کروم بزرگ‌تر می‌گردند [۱۴].

در ضمن بازیخت، آستنیت باقیمانده به فریت و سمنتیت تبدیل می‌شوند. در فولادهای کم آلیاژ، آستنیت باقیمانده در گستره دمایی ۲۰۰ الی ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به سمنتیت و فریت تبدیل می‌شود [۱۳]. همان‌گونه که از شکل‌های ۶ و ۷ مشخص می‌باشد با افزایش دما و زمان تمپر و آستنیت



شکل ۸- وجود سولفید منگنز (نقطه A) و توزیع کاربید کروم (نقطه B) در نمونه‌های سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) بدون تمپر (ب) تمپر ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد

خواص مکانیکی

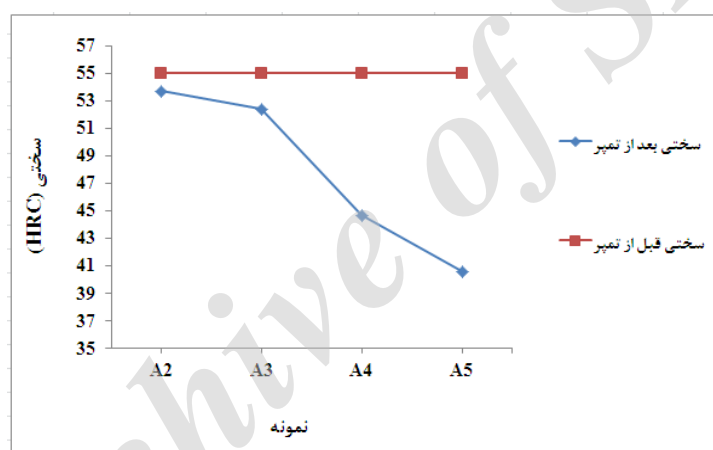
سختی

هدف و نمونه مرجع در جدول ۴ و شکل‌های ۹ و ۱۰ نشان داده شده است.

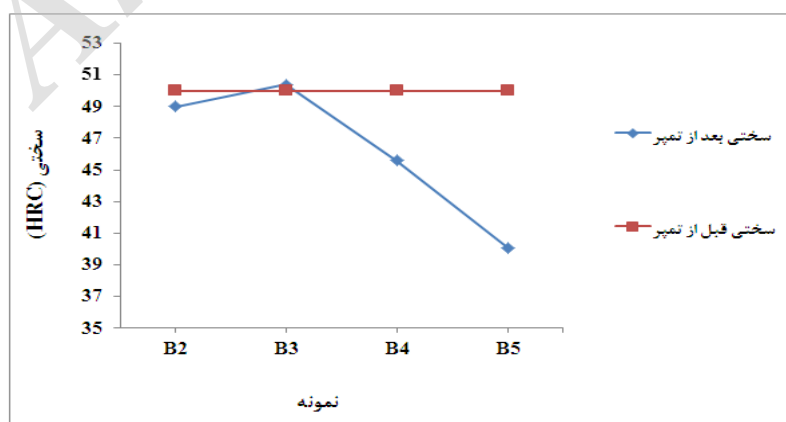
نتایج آزمایش مقایسه‌ای سختی برای ۱۰ نمونه

جدول ۴- مقایسه سختی نمونه مرجع (M) و نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۱۰۰ و ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد مطابق جدول ۳

نمونه	M	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5
سختی قبل از تمپر (HRC)	۲۰	۵۵/۶	۵۵/۳	۵۵/۸	۵۴/۹	۵۵/۱	۵۱/۹	۵۰/۷	۵۱/۲	۴۹/۸	۵۰/۴
سختی بعد از تمپر (HRC)	—	—	۵۳/۷	۵۲/۴	۴۴/۷	۴۰/۶	—	۴۹	۵۰/۴	۴۵/۶	۴۰/۱



شکل ۹- سختی نمونه اندازه‌گیری شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد قبل و بعد از تمپر



شکل ۱۰- سختی نمونه اندازه‌گیری شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد قبل و بعد از تمپر

با انجام سیکل عملیات حرارتی کوئنچ- تمپر نمونه‌ها دارای درصد ازدیاد طول کم‌تر نسبت به نمونه مرجع می‌باشد که البته با عملیات تمپر انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد به گونه‌ای که با پایین‌ترین دمای تمپر درصد ازدیاد طول رشد چشمگیری نسبت به نمونه عملیات حرارتی شده بدون تمپر نشان می‌دهد؛ اما دلیل سختی بالا و وجود فازهای مارتنزیت تمپر نشده شکست نمونه‌ها بصورت ترد اتفاق می‌افتد [۱۶].

همان‌گونه که در جدول ۵ مشاهده می‌شود، در نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در دماهای تمپر پایین اختلاف بین استحکام کششی و تسلیم زیاد می‌باشد و با افزایش دمای تمپر اختلاف این دو کم می‌شود.

در فولادهای با ساختار مارتنزیتی استحکام عمدتاً ناشی از وجود کربن اشباع در ساختار و چگالی بالای نابعایی‌ها است [۱۱]. در دماهای پایین بازگشت (۳۵۰-۲۵۰ درجه سانتی‌گراد) نابعایی‌های زیادی در ساختار فرعی حضور دارند. همچنین ذرات ریز کاربید انتقالی در ریز ساختار وجود دارد که اندرکنش‌های نابعایی با یکدیگر و با ذرات کاربید انتقالی در هنگام اعمال تنش، سبب ایجاد کارسختی می‌شود. با افزایش میزان تغییر شکل، این پدیده شدت یافته و نرخ کارسختی افزایش می‌یابد. لذا در این محدوده دمایی اختلاف استحکام تسلیم و کششی زیاد است؛ اما با افزایش دمای بازگشت (۳۵۰-۵۰۰ درجه سانتی‌گراد)، خروج کربن از شبکه کریستالی BCT مارتنزیت و کاهش تنش داخلی و نیز تبدیل کاربیدهای انتقالی ریز به ذرات درشت‌تر سمنتیت و علاوه بر آن کاهش چگالی نابعایی‌ها، نرخ کارسختی کاهش یافته و استحکام تسلیم و نهایی به هم نزدیک می‌شوند [۱۷].

از طرفی سختی نمونه‌های سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد برخلاف نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در دماهای تمپر پایین کم‌تر بوده که این به دلیل استحاله کم‌تر تشکیل مارتنزیت در حین عملیات کوئنچ و وجود آستنیت باقی‌مانده بیشتر می‌باشد.

همان‌گونه که از اعداد سختی هر دو محیط سرد کننده مشخص است، سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده به مقدار قابل توجهی بالاتر از نمونه مرجع می‌باشد که این امر به دلیل تشکیل فاز سخت مارتنزیت می‌باشد.

با توجه به شکل ۹، نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با افزایش دمای تمپر شاهد افت سختی می‌باشیم که این رفتار قابل پیش‌بینی می‌باشد؛ زیرا با افزایش درجه حرارت بازگشت، کربن از شبکه BCT مارتنزیت خارج شده و کاربیدهای انتقالی تشکیل می‌دهد و همچنین ساختار فرعی نابعایی‌ها از بین می‌رود [۱۵]؛ اما در نمونه‌های سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در دماهای تمپر پایین ابتدا سختی یک روند افزایشی داشته و سپس دچار افت سختی می‌شود. شکل ۱۰ که دلیل این موضوع، نخست تشکیل فازهای سخت در حین عملیات بازگشت و دلیل دیگر فاز آستنیت باقیمانده بیشتری است، در نمونه‌های سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده می‌شود و این فاز (آستنیت باقیمانده) پتانسیل تغییر به استحاله و تبدیل به فازهای بعدی مانند کاربیدها را داراست.

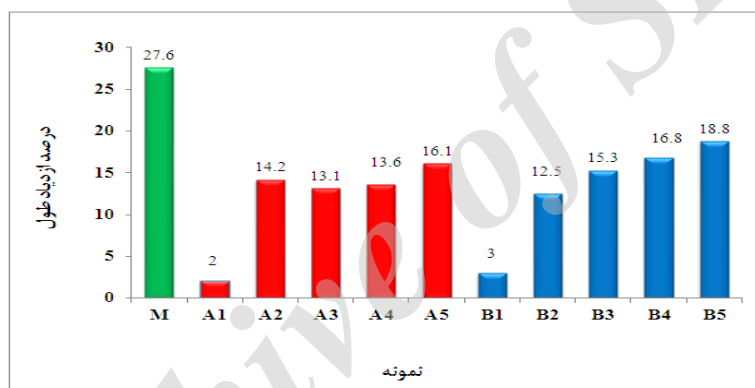
کاربیدهای رسوبی و مارتنزیت‌های تازه تشکیل شده، می‌توانند سختی را در جریان تمپر کردن در دمای بالا، افزایش دهند [۱۱].

استحکام

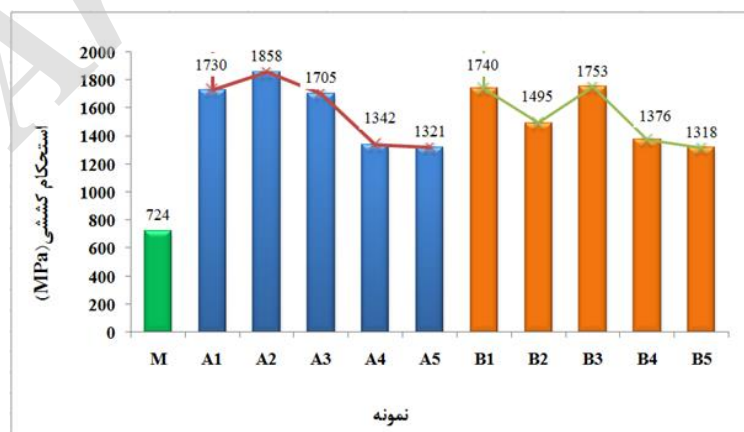
جدول ۵، نتایج انعطاف‌پذیری، استحکام کششی و استحکام تسلیم نمونه‌های مختلف عملیات حرارتی شده فولاد مورد نظر را نشان می‌دهد. نتایج مقایسه‌ای که در شکل‌های ۱۱، ۱۲ و ۱۳ ارائه شده است بیانگر این موضوع می‌باشد که عملیات حرارتی صورت گرفته بر روی این فولاد استحکام کششی و حد تسلیم را به مقدار قابل توجهی افزایش می‌دهد، بطوری که در حالت بدون تمپر استحکام تسلیم را حدود ۴،۵ برابر افزایش پیدا کرده و این مقدار در حالت تمپر شده نسبت به نمونه مرجع افزایش ۳ برابری داشته است.

جدول ۵- نتایج مقایسه‌ای بین استحکام تسلیم، کششی و درصد ازدیاد طول نمونه مرجع و نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ و ۲۰۰ درجه به همراه تمپر

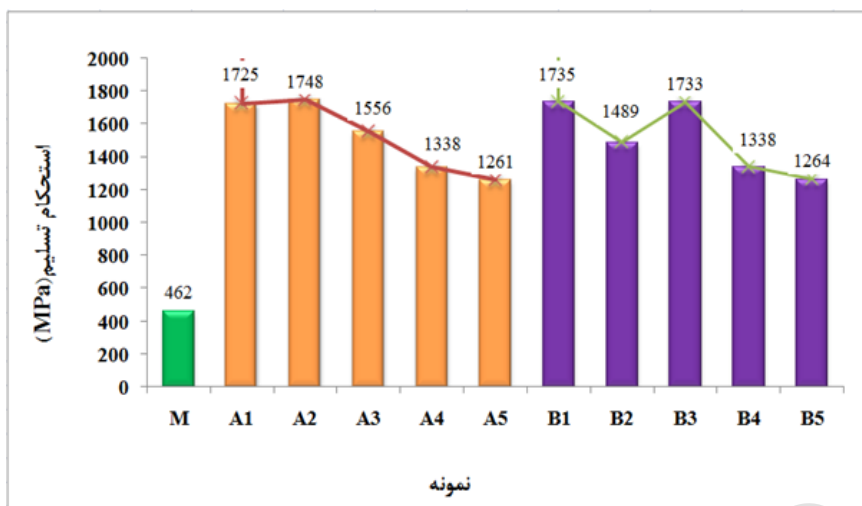
نمونه	M	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5
استحکام تسلیم (N/mm^2)	۴۶۲	۱۷۲۵	۱۷۴۸	۱۵۵۶	۱۳۳۸	۱۲۶۱	۱۷۳۵	۱۴۸۹	۱۷۳۳	۱۳۳۸	۱۲۶۴
استحکام کششی (N/mm^2)	۷۲۴	—	۱۸۵۸	۱۷۰۵	۱۳۴۲	۱۳۲۱	—	۱۴۹۵	۱۷۵۳	۱۳۷۶	۱۳۱۸
ازدیاد طول (%)	۲۷/۶	—	۱۴/۲	۱۳/۱	۱۳/۶	۱۶/۱	—	۱۲/۵	۱۵/۳	۱۶/۸	۱۸/۸



شکل ۱۱- نمودار مقایسه‌ای درصد ازدیاد طول سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی



شکل ۱۲- نمودار مقایسه‌ای استحکام کششی سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی



شکل ۱۳- نمودار مقایسه‌ای استحکام تسلیم سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی

ضربه

می‌گویند که این پدیده ناشی از تجزیه آستنیت باقیمانده به سمنتیت در بین لایه‌های صفحات مارتنزیتی در امتداد مرز دانه‌های آستنیت اولیه می‌باشد [۱۸].

شکست نگاری

نتیجه بررسی سطح مقطع شکست نمونه‌های کشش مربوط به ریز ساختار نمونه مرجع و ریزساختارهای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شکل‌های ۱۵-۱۹ آورده شده است.

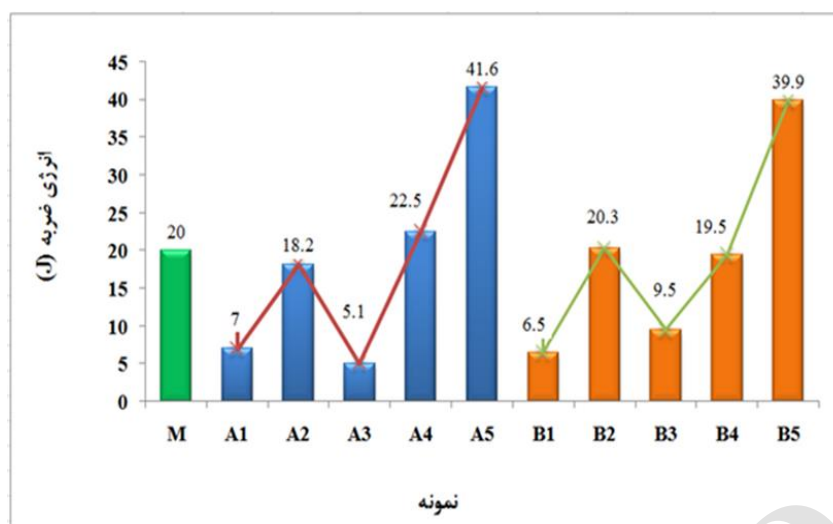
در تصاویر شکل ۱۵ سطح شکست نمونه مرجع وجود حفرات نیمه کروی (دیمپل) به همراه مقدار کمی سطوح رخ‌برگی را نشان می‌دهد. مکانیزم غالب شکست نرم است.

نتایج آزمون ضربه در جدول ۶ و نمودار شکل ۱۴ نشان داده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود با افزایش دمای تمپر مقدار انرژی ضربه افزایش می‌یابد؛ ولی از طرفی این افزایش بطور پیوسته اتفاق نمی‌افتد. به این صورت که مقدار انرژی ضربه در دمای اتاق ابتدا افزایش یافته و سپس در محدوده حرارتی بین ۲۵۰-۳۵۰ درجه سانتی‌گراد دچار افت ناگهانی شده که بعد از این مرحله مجدداً مقدار انرژی ضربه با افزایش دمای تمپر افزایش می‌یابد.

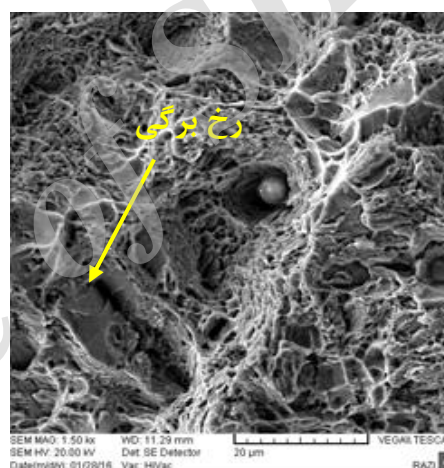
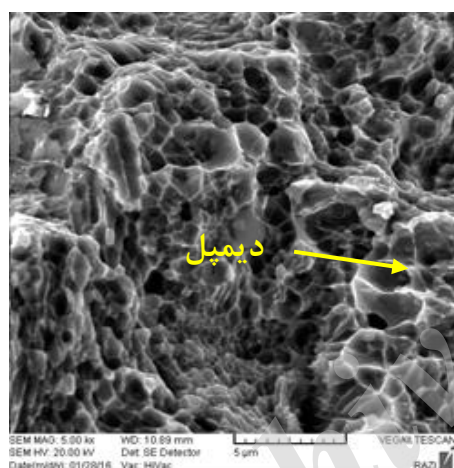
این کاهش ناگهانی مقدار انرژی ضربه در اثر افزایش دمای تمپر می‌تواند طبق نظریه کراس، بدلیل حضور اتم‌های ناخالص در مرز دانه‌های آستنیت اولیه باشد که به آن پدیده تردی مارتنزیت تمپر شده نیز

جدول ۶- نتایج مقایسه‌ای بین انرژی ضربه نمونه مرجع و نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ و ۲۰۰ درجه به همراه تمپر

نمونه	M	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5
انرژی ضربه (J)	۲۰	۷	۱۸/۲	۵/۱	۲۲/۵	۴۱/۶	۶/۵	۲۰/۳	۹/۵	۱۹/۵	۳۹/۹



شکل ۱۴- نمودار مقایسه‌ای انرژی ضربه سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی



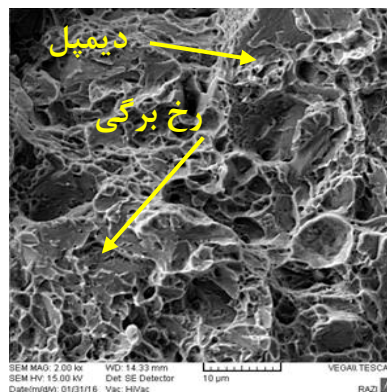
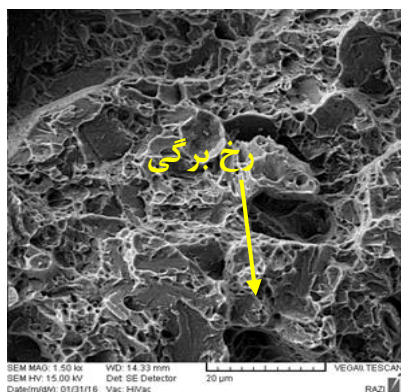
شکل ۱۵- سطح شکست کشش نمونه مرجع در دو بزرگنمایی که وجود دیمپل‌ها در ساختار به وضوح قابل مشاهده است و مناطق بسیار اندکی نیز بصورت رخ برگی می‌باشد که مکانیزم غالب شکست کاملاً نرم می‌باشد

عبارتی، این تصویر ترکیبی از سه شکست نرم، شکست ترد بین دانه‌ای و شکست ترد داخل دانه‌ای را نشان می‌دهد [۱۴]. این نوع شکست ترد معمولاً زمانی رخ می‌دهد که تفاوت خواص بین مرزدانه و زمینه زیاد باشد و ماده مرزدانه‌های ضعیفی داشته باشد. با توجه به سطح شکست این نمونه می‌توان گفت عملیات همگن شدن زمینه با مرزدانه در حین عملیات حرارتی به خوبی انجام نشده است و همین موضوع منجر به ضعف در مرزدانه شده است [۱۹].

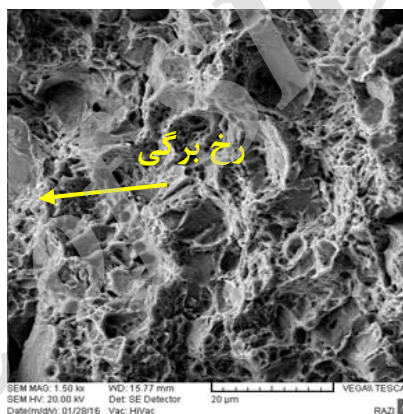
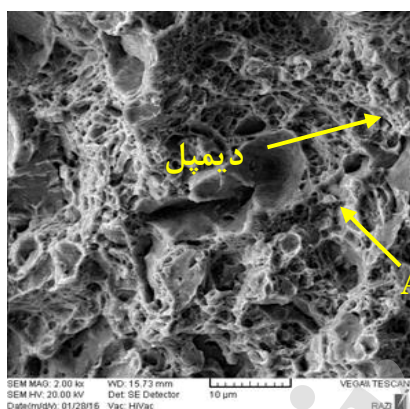
همان‌گونه که در شکل ۱۶ و ۱۷ مشاهده می‌شود، نمونه سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بدون تیمپر دارای سطح شکست کاملاً ترد است. جوانه‌زنی و رشد ترک در مرز دانه‌ها رخ داده است و ظاهر سطحی که دانه از آن جدا شده، حالت صاف دارد [۱۶]. این شکست از نوع شکست ترد بین دانه‌ای^۱ است و از طرفی در داخل دانه شکست کلیواژ یا داخل دانه‌ای^۲ هم رخ داده و شیارهای آن مشخص می‌باشد. به

¹-intergranular

²-transgranular



شکل ۱۶- سطح شکست کشش نمونه سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بدون تمپر که حاوی رخ برگی و مناطق کمی دارای دیپیل است که بیانگر مخلوطی از شکست ترد و نرم بوده که مکانیزم غالب شکست ترد می‌باشد



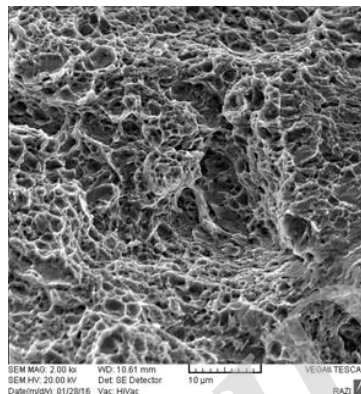
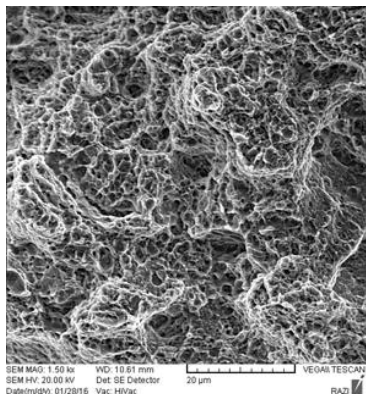
شکل ۱۷- سطح شکست کشش نمونه سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد با تمپر ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد حاوی رخ برگی و مناطق کمی دارای دیپیل است که بیانگر مخلوطی از شکست ترد و نرم بوده که سهم دیپیل‌ها از شکست بدون تمپر بیشتر می‌باشد اما با این وجود مکانیزم غالب شکست ترد می‌باشد، منطقه A نیز وجود حفرات انقباضی گازی را در فولاد نشان می‌دهد

بررسی سطح شکست نمونه‌های سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت شکل ۱۸ و نمونه‌های سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد با تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت سه ساعت شکل ۱۹ (لف) و تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت شکل ۱۹ (ب) نشان می‌دهد. در نمونه‌های فوق مکانیزم غالب شکست نرم است که از حالت حفرات نیمه کروی (دیپیل) موجود در شکل مشخص می‌باشد. منشاء این حفره‌ها در نمونه‌ها می‌تواند ناشی از کاربیدهای به وجود آمده از بازگشت مارتنزیت در طول عملیات بازگشت باشد [۲۱]. حفرات نیمه کروی

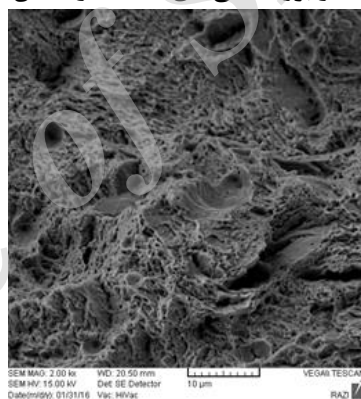
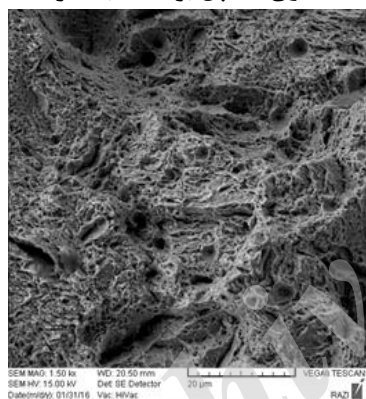
در تصاویر سطوح شکست شکل ۱۶ و ۱۷ حفراتی دیده می‌شود (نقطه A) که می‌توان گفت فولاد مورد استفاده فولاد بسیار تمیزی نبوده است و آخال‌ها و حفرات انقباضی گازی و ناخالصی‌ها در آن وجود داشته است که همین عوامل منجر به جوانه زنی و رشد ترک شده است. همان‌طور که می‌دانیم سطح جدایش آخال‌ها با زمینه معمولاً به حالت صاف است، درحالی‌که در این تصاویر سطوح داخل حفرات به حالت دندان و موازی با سطح شکست است. بنابراین، نتیجه برداشت شده از این تصاویر این است که به احتمال زیاد منشاء این حفرات وجود حفرات انقباضی یا گازهای محبوس شده است [۲۰].

در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک و سه ساعت بیش‌تر بوده که نتایج تست کشش نیز موید این فرضیه است [۱۹].

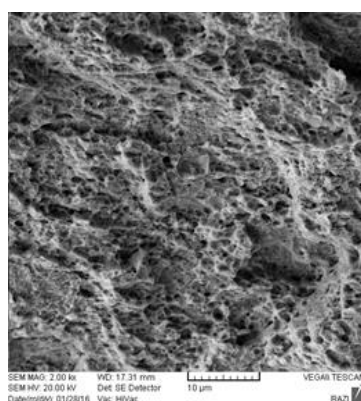
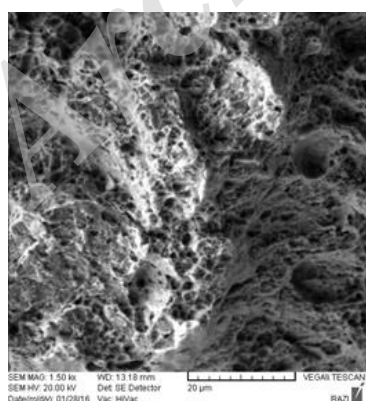
موجود در شکل ۱۸ نسبت به بقیه سطوح شکست از توزیع یکنواخت‌تری برخوردار است، به عبارتی می‌توان گفت که یکنواختی ریزساختار در نمونه‌های سرد شده



شکل ۱۸- سطح شکست نمونه کشش، سرد شده در روغن ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت در بزرگنمایی‌های مختلف را نشان می‌دهد که حاوی دیمپل بوده که بیانگر شکست نرم می‌باشد



(الف)



(ب)

شکل ۱۹- سطح شکست کشش، نمونه سرد شده در روغن ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت سه ساعت (ب) تمپر ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت که هر دو شکل (الف و ب) حاوی دیمپل‌های بوده که بیانگر شکست نرم می‌باشد

نتیجه گیری

۵۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش سختی، چقرمگی، استحکام کششی به همراه چقرمگی و انعطاف‌پذیری مناسب برای این فولاد به وجود می‌آید.

۳- تحت شرایط عملیات حرارتی ارائه شده در مورد ۲ فولاد مورد نظر خواص استحکامی بالایی (تنش تسلیم 1260 MPa) به همراه انرژی ضربه مناسب (40 J) را دارا می‌باشد.

۴- سطح شکست کشش نمونه‌های تمپر نشده مخلوطی از شکست نرم و ترد بوده که مکانیزم غالب شکست ترد می‌باشد؛ ولی با افزایش دمای تمپر سطح شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده به سمت شکست نرم با سطوح شکست یکنواخت‌تر میل می‌کند.

۱- ساختار متالوگرافی نمونه مرجع شامل پرلیت و فریت به همراه آخال‌های سولفید منگنز و کاربید کروم است. بعد از عملیات حرارتی مورد نظر ساختار شامل مارتنزیت لایه‌ای به همراه آستنیت‌های باقی مانده که بخش عمده‌ای از آستنیت‌های باقی مانده در حین تمپر تبدیل به فازهای سمنتیت و بینیت شده‌اند و توزیع یکنواخت‌تری از کاربیدهای کروم حاصل شده است.

۲- با مقایسه خواص مکانیکی نمونه مرجع (بدون عملیات حرارتی) با نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 800 درجه سانتی‌گراد سرد شده در روغن 200 درجه سانتی‌گراد و تمپر

References:

1- D. A. Ringey, W. A. Glaeser, "Wear Resistance", Metals Handbook, ASM, Ed. 9, Vol. 1, PP.579-638.

2- A. Trausmuth, M. Rodríguez Ripoll, G. Zehethofer, T. Vogl, E. Badisch, Impact of corrosion on sliding wear properties of low-alloyed carbon steel, Wear, 26 Feb. 2015.

3- L. T. Anderson, The Benefits of New Strength Low-Alloy Steel, Welding journal, PP. 21-25, May 1997.

4- S. D. Zhu, A.Q. Fu, J. Miao, Z.F. Yin, G.S. Zhou, J.F. Wei, Corrosion of N80 carbon steel in oil field formation water containing CO₂ in the absence and presence of acetic acid, Corros. Sci. 53, PP.3156–3165, 2011.

5- M. A. Grossmann, E. L. Bain, "Principles of Heat Treatment", American Society for Metals, 5th Ed., 1968.

6- M. B. Kermani, A. Morshed, Carbon dioxide corrosion in oil and gas

production – a compendium, Corrosion 59 (2003) 659–683.

7- Y. Tomita, T. Okawa, "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Isothermally Bainite-Transformed 300M Steel," Mater. Sci. Eng. A, Vol. 172, pp.145-151, 1993.

8- S. Maropoulos, N. Ridley, J. Kechagias, "Fracture Toughness Evaluation of a HSLA Steel," Eng. Frac. Mech., Vol. 71, pp.1695-1704, 2004.

9- Y. Sakuma, D. K. Matlock, G. Krauss, "On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels," Metall. Trans. A, Vol. 23, pp.1221-32, 1992.

10- P. Jacques, Q. Furnemont, "ON the Role of Martensitic Transformation on Damage and Cracking Resistance in TRIP Assisted Multiphase steels", Acta. Mater., Vol. 49, pp.139-152, 2001.

- ۱۱- ع. کریمی طاقانکی، ت. دلالی اصفهانی، ح. غیور، ف. شاه محمدیان، "بررسی اثر تنگستن و عملیات حرارتی بر ریز ساختار و رفتار سایشی چدن ناپهارد"، مجله مواد نوین، جلد ۶، شماره ۴، ص ۱۳-۲۸، تابستان ۱۳۹۵.
- 12- Y. Tomita, "Effect of Sulphide Inclusion Shape on Plane Strain Fracture Toughness of Heat-Treated Structural Low-Alloy Steels", Mater. Sci., Vol. 25, pp.950-956, 1990.
- 13- P. A. Porter, K. E. Easterling, "Phase Transformation in Metals and Alloys", Van Nostrand Reinhold Company, 1981.
- 14- CAO Yi, WANG Zho-dong, KANG Jian, WU Di, WANG Guo-dong, "Effects of Tempering Temperature and Mo/Ni on Microstructures and Properties of Lath Martensitic Wear - Resistant Steels", Journal Of Iron And Steel Research International, 20(4), PP.70-75, 2013.
- 15- B. He, W. Xu, M.X. Huang, "Increase of martensite start temperature after small deformation of austenite", Materials Science and Engineering, A609, pp.141-146, 2014.
- 16- E.R.Parker and V.F.Zackay, "Enhancement of fracture toughness in high strength steel by microstructural control", Engineering fracture mechanics, Vol.5, pp.147-165, 1973.
- 17- G. E. Dieter; Mechanical Metallurgy; Second Edition, Mc. Graw-Hill, PP.193-199, 1976.
- 18- J. P. Materkowski and G. Krauss, "Tempered martensite embrittlement in SAE 4340 steel", Metall. Trans. A, Vol.10A, pp.1643-1651, 1979.
- 19- V. Kerlins, "ASM Handbook: Fractography", Vol.12, USA:ASM International, 1987.
- 20- W. M. Garrison, A. L. Wojcieszynski, "A discussion of the spacing of inclusion in the volume and of the spacing of inclusion nucleated voids on fracture surfaces of steels". Materials Science and Engineering A, Vol. 505, pp.52-91, 2009.
- 21- M. Saeglitz, G. Krauss, "Deformation, Fracture, and Mechanical Properties of Low-Temperature-Tempered Martensite in SAE 43XX Steels," Metall. Mater. Trans. A, Vol. 28, pp.377-387, 1997.