

مقدمه

تاکنون جنبه‌های مختلف استحاله نفوذی آستنیت به فریت و پرلیت در مورد فولادهای میکروآلیاژی و کم کربن مورد بررسی محققین قرار گرفته است [1-5]. در مورد این فولادها نشان داده شده است که دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (Ar_3) با افزایش سرعت سرد شدن کاهش پیدا می‌کند [6] و به عبارتی دیگر این استحاله با افزایش سرعت سرد شدن به تاخیر می‌افتد. در یک سرعت سرد شدن بحرانی که متناسب با دماغه منحنی TTT است، استحاله نفوذی آستنیت به فازهای تعادلی (فریت) متوقف می‌شود. در مورد فولادهای ساده کربنی با درصد کربن پایین تحقیقات انجام گرفته نشان داده است که به منظور توقف استحاله نفوذی آستنیت به فریت و تشکیل فاز مارتنزیت به اعمال سرعت‌های سرد شدن بسیار بالایی نیاز است. به عنوان مثال در مورد فولادی با ۰/۰۵ درصد وزنی کربن به اعمال سرعت سرد شدن بالاتر از ۱۰۰۰۰ درجه بر ثانیه نیاز است [7]. با استفاده از محیط‌های سردکننده معمولی مانند آب دستیابی به چنین سرعت‌های بالایی امکان‌پذیر نیست. بنابراین در مورد این نوع فولادها، ریزساختار حاصل از سرد شدن در آب شامل محصولات حاصل از استحاله نفوذی آستنیت به فازهای دیگر است [7 و 8]. فشار هیدرواستاتیکی [9] و میدان مغناطیسی [10] از مهمترین پارامترهایی هستند که می‌توانند دمای شروع استحاله تعادلی آستنیت به فریت را تحت تاثیر قرار دهند. با افزایش فشار هیدرواستاتیکی دمای Ae_3 کاهش پیدا می‌کند [11]. به عبارت دیگر فاز آستنیت را می‌توان با اعمال فشار هیدرواستاتیکی در دماهای پایین‌تر از شرایط معمول (فشار جو که در حدود ۰/۱ مگاپاسکال است) پایدار نگه داشت. رابطه بین دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت و فشار بصورت رابطه (۱) است زیر است [12]:

$$Ae_3(P) = Ae_3(P_0) - 1100 \times (P - P_0) \quad (1)$$

در این رابطه P_0 فشار اتمسفر و P فشار اعمالی می‌باشند (گیگاپاسکال). بنابراین، با افزایش تدریجی

فشار اعمالی بر روی نمونه در طول مدت سرد شدن پیوسته از ناحیه پایداری فاز آستنیت، می‌توان دماهای بحرانی Ae_3 و Ar_3 را به صورت پیوسته کاهش داد. در طول فرایند سرد شدن همراه با اعمال فشار، از یک طرف دمای نمونه به صورت پیوسته کاهش می‌یابد و از طرفی دیگر دماهای بحرانی با افزایش تدریجی فشار اعمالی کاهش پیدا می‌کنند. بنابراین اگر مقدار فشار اعمالی کافی باشد، دمای نمونه در طول مدت سرد شدن بالاتر از دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت در فشار اعمالی مربوطه ($Ar_3(P)$) قرار می‌گیرد. تحت این شرایط استحاله آستنیت به فریت به تاخیر خواهد افتاد. اگر این شرایط را بتوان تا زمانی که دمای نمونه (T_s) به دماهای کمتر از دمای پایان استحاله آستنیت به فریت در فشار اتمسفر (Ar_1) می‌رسد ادامه داد، می‌توان با رها کردن آبی فشار هیدرواستاتیک فاز مارتنزیت را در این فولادها فراوری کرد.

در این تحقیق با اعمال شرایط توصیف شده در ابتدا ساختار دوپلکس فریتی - مارتنزیتی با کسر بالایی از فاز مارتنزیت در یک فولاد ساده کربنی با مقدار کربن پایین به دست آمد و در نهایت این فرایند با استفاده از دیاگرام TTT توصیف و مورد بررسی قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) نشان داده شده است. از آزمون پیچش داغ تحت سرد شدن پیوسته برای تعیین دماهای بحرانی فولاد مذکور استفاده شد [13-15] که در جدول (۱) این دماها آورده شده است. در ابتدا نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل با طول ۴۰ و قطر ۱۴ میلی‌متر از ورق فولادی اولیه بریده شدند. نمونه‌ها تا دماهای مختلفی (۶۵۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) گرم شده و در داخل کانال قالب سرد قرار داده شدند. بعد از آن سنبه فولادی بر روی نمونه‌ها قرار داده شده و نمونه‌ها تحت فشار بالا قرار گرفتند. بعد از مدت ۲ ثانیه فشار اعمالی بر روی نمونه‌ها برداشته شده و نمونه‌ها در تماس با قالب

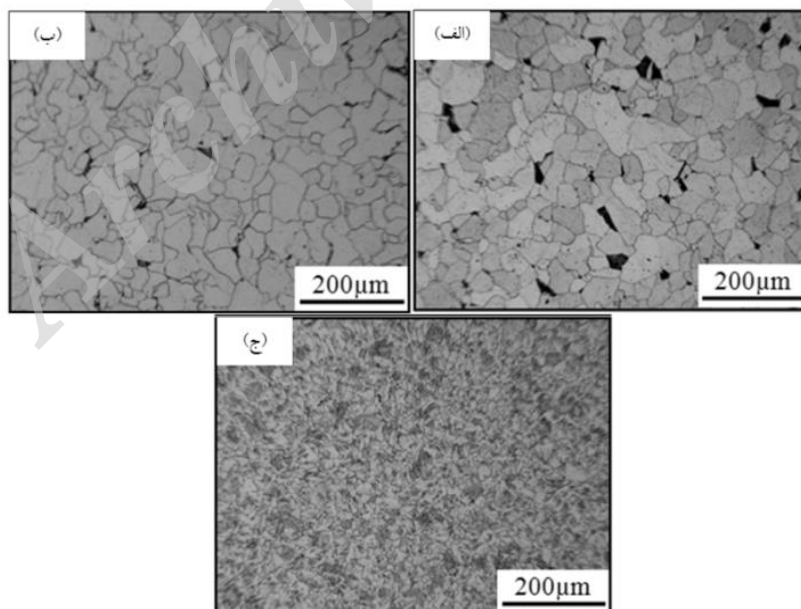
نتایج و بحث

استحاله تحت شرایط نرمال در شکل (۱-الف) ریزساختار اولیه فولاد مورد تحقیق نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، ریزساختار شامل ۹۵٪ فاز فریت با اندازه دانه متوسط ۳۲ میکرون و بقیه پرلیت است. در ابتدا نمونه‌های استوانه‌ای شکل با ابعاد ذکر شده تا دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد گرم شده و بعد از ۲۰ دقیقه نگهداری در این دما در محیط‌های مختلف سرد شدند. همانطور که در شکل (۱-ب) نشان داده شده است ساختار حاصل از سرد شدن در هوا فریت هم‌محور است. از طرفی ساختار حاصل از سرد شدن در آب مخلوطی از فریت و ییدمن اشتاتن و فریت سوزنی است که در شکل (۱-ج) نشان داده شده است. نتایج مطالعات ریزساختاری تایید می‌کند که به دلیل کم بودن میزان کربن در این فولاد و نبود عناصر آلیاژی که بتوانند استحاله آستنیت به فریت را به تاخیر انداخته و دیاگرام TTT را به زمان‌های بالاتر انتقال دهند، تحت شرایط سرد شدن در محیط‌های مختلف و در فشار یک اتمسفر امکان تشکیل فاز مارتنزیت در این فولاد وجود ندارد.

تا دمای محیط سرد شدند. به منظور مطالعه ساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری استفاده شد. بدین منظور نمونه‌ها از وسط به دو نیم شده و مطالعات میکروسکوپی از مرکز نمونه‌ها انجام گرفت. به منظور تشخیص فاز مارتنزیت و فریت در ساختار دوفازی از روش اچ رنگی دو مرحله‌ای استفاده شد. در این روش در مرحله اول، اچ در محلول نایتال ۲٪ و در مرحله دوم، اچ در محلول ۱۰٪ متابی سولفیت سدیم انجام می‌گیرد. بعد از اچ در این محلول فاز فریت به صورت تیره رنگ و فاز مارتنزیت زرد رنگ مشاهده می‌شود. از میکروسختی سنجی و پراش پرتوی ایکس به منظور تشخیص فازهای حاصل از فرایند اعمالی و تایید نتایج حاصل از مطالعات ریزساختاری استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) و دماهای بحرانی فولاد مورد استفاده در این تحقیق

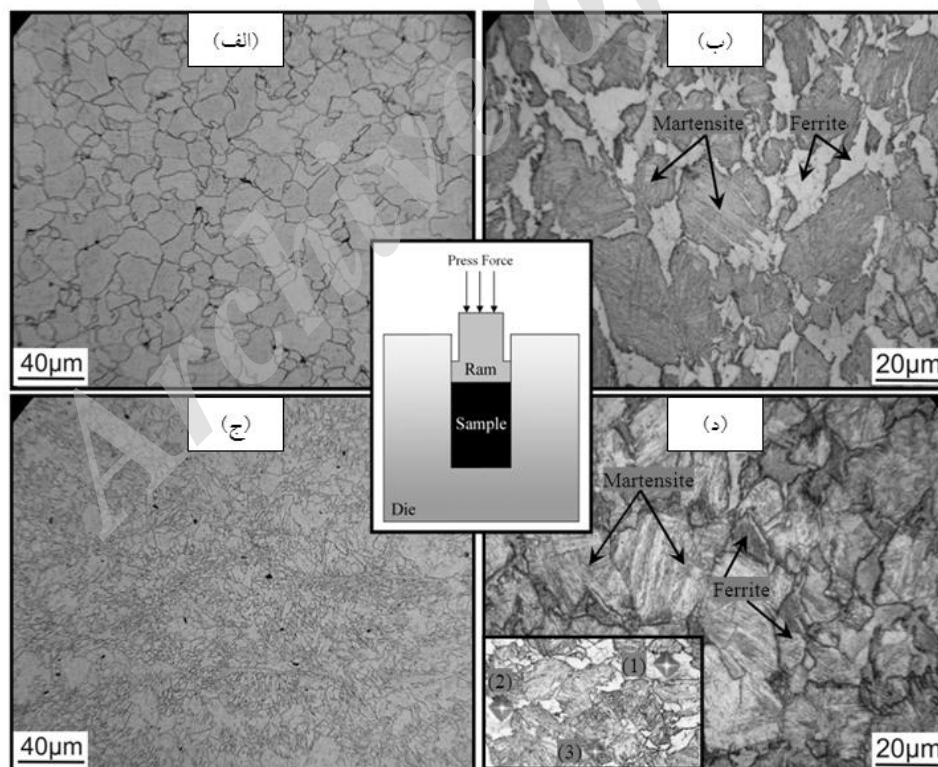
0.033	0.12	0.8	0.008	0.007	0.024	0.0038
Ae ₃	880 °C	Ar ₃	835 °C	Ar ₁	745 °C	



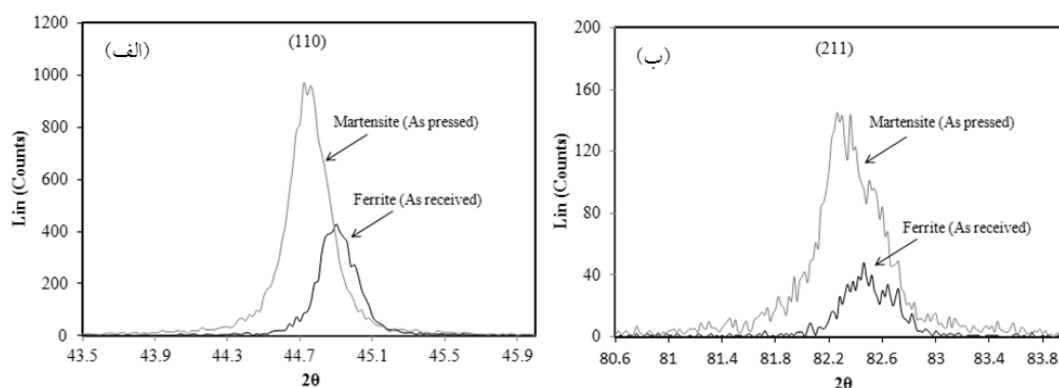
شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد مورد تحقیق: الف) ساختار اولیه، ب) ساختار حاصل از سرد شدن از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد در هوا و ج) ساختار حاصل از سرد شدن از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد در آب

مارتنزیت لایه‌ای و فاز سفید رنگ مرزدانه‌ای فریت هستند. اچ رنگی ساختار مربوطه در محلول متابی سولفیت سدیم در شکل (۲-د) نشان داده شده است. همانطور که این شکل نشان می‌دهد فاز مرزدانه‌ای به صورت تیره رنگ و فاز درون دانه‌ای به صورت زرد رنگ مشاهده می‌شود. به منظور تایید نتایج سختی‌سنجی و همچنین اچ رنگی، الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه اولیه و نمونه فراوری شده در دمای پیش گرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد با هم مقایسه شدند. در شکل (۳) پیک‌های (۱۱۰) و (۲۱۱) این نمونه‌ها در کنار هم نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که پیک‌های مربوط به نمونه سرد شده تحت فشار نسبت به پیک‌های نمونه سرد شده بدون اعمال فشار در حدود ۰/۲ درجه به سمت زاویه‌های کمتر شیفت پیدا کرده‌اند.

استحاله تحت فشار در شکل (۲) شماتیک دو بعدی از قالب مورد استفاده و همچنین ریزساختار حاصل از فرایند اعمالی در دماهای پیشگرم مختلف (۶۵۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در دمای پیشگرم ۶۵۰ درجه سانتیگراد ریزساختار حاصله مشابه با ساختار اولیه و همچنین ساختار حاصل از سرد شدن در هوا دانه‌های هم محور فاز فریت است (شکل (۲-الف)). برعکس، زمانی که دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد انتخاب می‌شود ریزساختاری شامل ۲۰٪ فریت مرزدانه‌ای و ۸۰٪ مارتنزیت لایه‌ای حاصل می‌شود (شکل (۲-ب)). مقدار سختی فاز تیره رنگ درون دانه‌ای در حدود ۳۲۰ ویکرز (نقطه ۳ در شکل (۲-د)) و سختی فاز سفید رنگ مرزدانه‌ای در حدود ۲۳۵ ویکرز (نقطه ۱ و ۲ در شکل (۲-د)) اندازه‌گیری شد. فاز تیره رنگ در شکل (۲-ب)



شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار فولاد فراوری شده به روش سرد شدن پیوسته تحت تغییرات فشار هیدرواستاتیکی: (الف) دمای پیشگرم ۶۵۰ درجه سانتیگراد، (ب) دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، (ج) دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و (د) اچ رنگی ریزساختار در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد به همراه محل‌های سختی‌سنجی

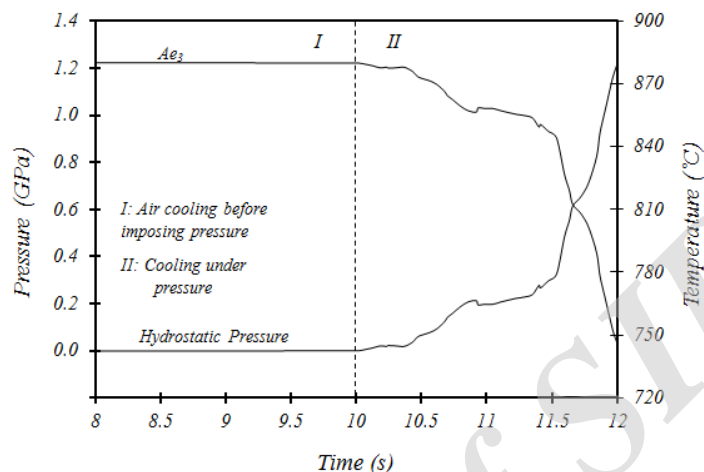


شکل ۳ مقایسه الگوهای پراش پرتوی ایکس نمونه اولیه و نمونه سرد شده از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد تحت فشار هیدرواستاتیکی: الف) پیک (۱۱۰) و ب) پیک (۲۱۱)

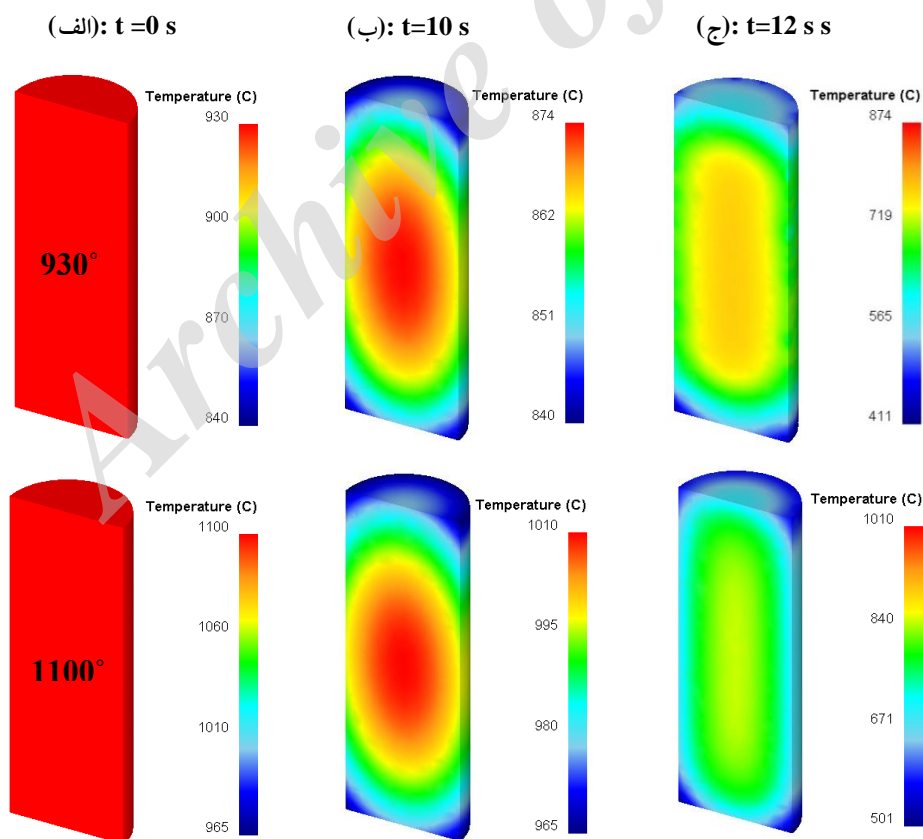
تغییرات دمایی در نمونه در طول فرایند در شکل (۴) تغییرات فشار هیدرو استاتیکی به همراه تغییرات دمای شروع استحاله آستنیت به فریت در طول فرایند نشان داده شده است. قبل از اعمال فشار هیدرو استاتیکی و در ده ثانیه اول فرایند، دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (Ae₃) در حدود ۸۸۰ درجه سانتیگراد است که توسط نرم افزار ترموکلک محاسبه شده است. همانطور که مشاهده می شود در طول فرایند و با افزایش تدریجی فشار هیدرواستاتیکی، دمای استحاله آستنیت به فریت به تدریج کاهش یافته و در لحظه برداشتن فشار، از ۸۸۰ درجه سانتیگراد به ۷۵۰ درجه سانتیگراد کاهش پیدا می کند. در شکل (۵) توزیع دما در نمونه برای دو دمای پیشگرم مختلف ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه و در مراحل مختلف فرایند شامل دمای نمونه در داخل کوره (شکل (۵-الف))، دمای نمونه بعد از ده ثانیه سرد شدن در هوا (شکل (۵-ب)) و دمای نمونه درست در لحظه برداشتن فشار (شکل (۵-ج)) نشان داده شده است. در شکل (۶) تغییرات دمایی در نقطه مرکزی نمونه در طی فرایند اعمالی و در دو دمای پیشگرم ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه سانتیگراد نشان داده شده است. در دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد، در طول ده ثانیه سرد شدن در هوا، دما از ۱۱۰۰ به ۱۰۱۰ درجه سانتیگراد کاهش پیدا می کند و بعد از دو ثانیه اعمال فشار به ۸۴۷ درجه سانتیگراد

این شیفت به دلیل افزایش پارامتر شبکه ساختار بوده و در اثر قرار گرفتن و محبوس شدن اتمهای کربن در مکانهای بین نشین تتراهدرال و اکتاهدرال رخ داده است [16-18]. همانطور که قبلاً مشاهده شد ریزساختار حاصل از سرد شدن در آب در این فولاد مخلوطی از فریت سوزنی و فریت ویدمن اشتاتن است. بنابراین تشکیل حجم بالایی از مارتنزیت لایه‌ای در سرعت سرد شدن پایین تر در این فولاد بسیار جالب بوده و نمی توان آن را به دلیل سرد شدن سریع دانست. به منظور تایید این گفته، در یک دمای پیشگرم بالاتر (۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) نیز فرایند سرد شدن تحت اعمال فشار بر روی نمونه فولادی اعمال گردید و ساختار نهایی شامل ۱۰۰٪ فاز فریت حاصل شد. تصویر میکروسکوپ نوری از این ساختار در شکل (۲-ج) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود ساختار شامل دانه های فریت می باشد که به دلیل سرعت سرد شدن بالا مرزها به صورت نامنظم می باشند. بنابراین اگر تشکیل مارتنزیت به دلیل سرد شدن سریع بود می بایستی در این دمای پیشگرم مارتنزیت بیشتری نسبت به دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد تشکیل می شد زیرا سرعت سرد شدن در این دما به دلیل اختلاف دمایی بالاتر بین نمونه و قالب بیشتر است. این درحالیست که ساختار حاصله ۱۰۰٪ فاز فریت است.

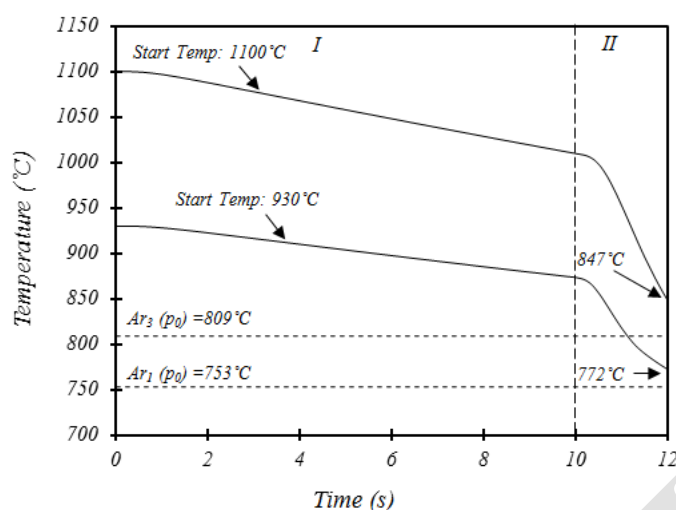
می‌رسد. این دما بالاتر از دمای استحاله استنیت به فریت در فشار یک اتمسفر است و در نتیجه تحت این شرایط فاز آستنیت پایدار است. در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، در طول ده ثانیه سرد شدن در هوا، دما از ۹۳۰ به ۸۷۳ درجه سانتیگراد کاهش پیدا می‌کند و بعد از دو ثانیه اعمال فشار به ۷۷۲ درجه سانتیگراد می‌رسد. این دما در فشار یک اتمسفر، مابین دو دمای Ar_3 و Ar_1 است.



شکل ۴ تغییرات فشار هیدرو استاتیکی و دمای شروع استحاله آستنیت به فریت به صورت تابعی از زمان در طول فرایند



شکل ۵ توزیع دما در نمونه: الف) در کوره، ب) بعد از ده ثانیه سرد شدن در هوا و ج) درست در لحظه برداشتن فشار



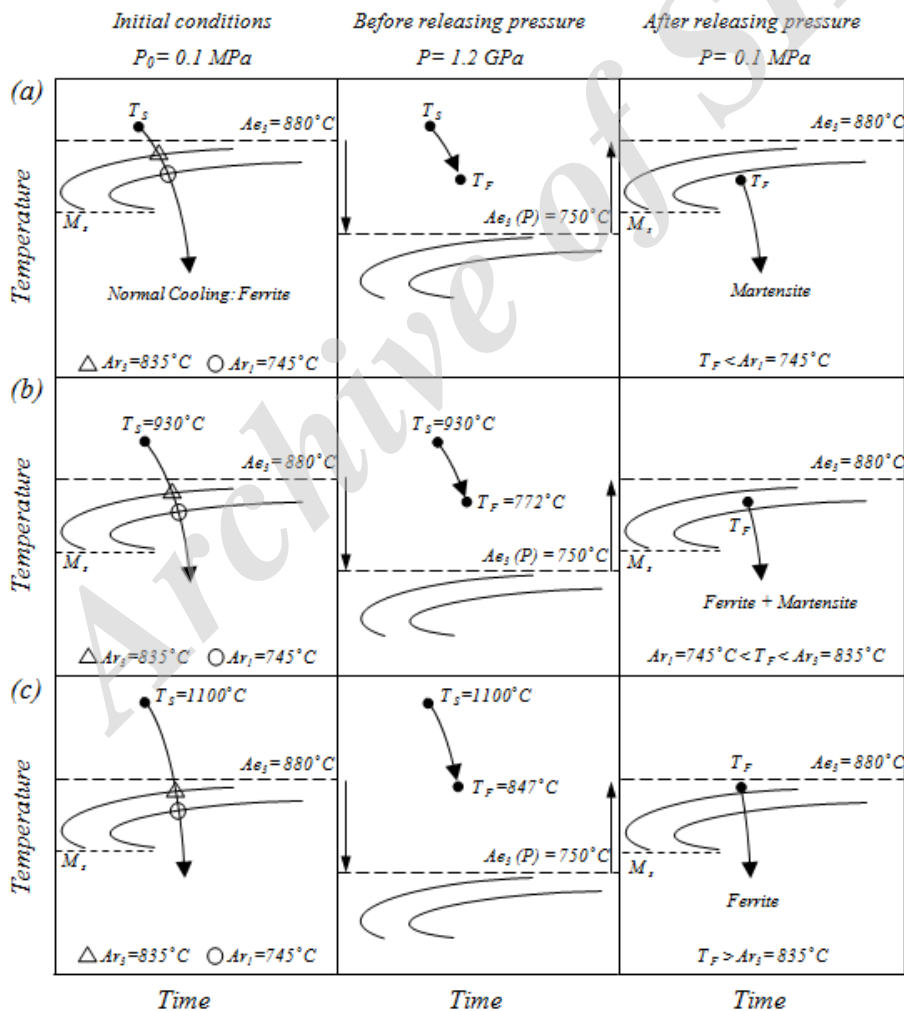
شکل ۶ تغییرات دمایی در مرکز نمونه در طول فرایند و در دو دمای پیشگرم ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه سانتیگراد

سانتیگراد به ۷۵۰ درجه سانتیگراد کاهش می‌یابد. این حالت مربوط به شرایط قبل از رها کردن فشار و در ماکزیمم میزان فشار هیدرواستاتیکی اعمالی است که در ستون دوم نشان داده شده است. در انتهای فرایند، فشار به صورت آنی رها می‌شود که این عامل باعث می‌شود دمای تعادلی به صورت آنی از ۷۵۰ درجه سانتیگراد به دمای اولیه ۸۸۰ درجه سانتیگراد افزایش یابد. این شرایط در ستون سوم نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود دیاگرام TTT نیز با کاهش و افزایش دمای تعادلی استحاله به ترتیب به دماهای پایینتر و بالاتر منتقل می‌شود. در این شکل T_s دمای اولیه نمونه و T_f دمای نمونه درست قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی است. همانطور که مشاهده می‌شود در تمامی موارد ساختار قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی آستنیت پایدار است (ستون دوم). ساختار نهایی حاصل از این فرایند به دمای نمونه درست قبل از رها شدن آنی فشار هیدرواستاتیکی (T_f) بستگی دارد. این دما خود با تغییر دمای اولیه نمونه و همچنین سرعت سرد شدن نمونه در تماس با قالب تغییر می‌کند. حال اگر دمای اولیه نمونه طوری انتخاب شود که دمای نمونه درست قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی کمتر از دمای پایان استحاله آستنیت به فریت در شرایط نرمال (بدون اعمال فشار،

مکانیزم تشکیل فاز مارتنزیت سینتیک تشکیل مارتنزیت در فولادهای ساده کربنی توسط محققین مورد تحقیق و بررسی قرار گرفته است [19 و 20]. باید به این نکته اشاره کرد که تشکیل نشدن مارتنزیت در فولادهای ساده کربنی و با درصد کربن پایین در محیط‌های سردکننده معمولی مانند آب به این دلیل است که نمی‌توان دماغه منحنی‌های TTT را رد کرد و به دمای شروع تشکیل مارتنزیت (M_s) رسید. در اینجا مکانیزمی ارائه می‌شود که توسط آن حتی در سرعت‌های پایین سرد شدن می‌توان دماغه منحنی‌های TTT را رد کرد و با عبور از دمای M_s فاز مارتنزیت ایجاد کرد. در شکل (۷) شماتیکی از مکانیزم و نحوه تشکیل فاز مارتنزیت در حین فرایند سرد شدن پیوسته و تحت اعمال فشار نشان داده شده است. شرایط اولیه در ستون اول سمت چپ نشان داده شده است. در ابتدای فرایند با اعمال فشار هیدرواستاتیکی، دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت به دماهای پایین‌تر منتقل می‌شود. از آنجاییکه فشار هیدرواستاتیکی اعمالی در حدود ۱/۲ گیگاپاسکال است، میزان کاهش در دمای تعادلی استحاله در اثر این فشار که توسط رابطه (۱) محاسبه شده است ۱۳۰ درجه سانتیگراد است. بنابراین دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت از ۸۸۰ درجه

از رها کردن آنی فشار بالاتر از دمای شروع استحاله نرمال آستنیت به فریت (شکل (۷-ج)) باشد ساختار کاملاً فریتی حاصل خواهد شد. در این تحقیق این شرایط در دمای پیش گرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد حاصل شده است. در اینجا باید به این نکته مهم اشاره کرد که برداشتن فشار در پایان فرایند باید به صورت آنی اتفاق بیفتد. اگر فشار اعمالی به صورت پیوسته و کم کم از روی نمونه برداشته شود در این صورت امکان وقوع استحاله آستنیت به فریت در حین باربرداری وجود خواهد داشت که این امر باعث کاهش درصد حجمی مارتنزیت حاصل می‌شود.

شود، در پایان فرایند ساختار کاملاً مارتنزیتی حاصل خواهد شد (شکل (۷-الف)). اگر دمای اولیه نمونه کمی بالاتر انتخاب شود به طوری که درست قبل از رها کردن فشار دمای نمونه مابین دمای شروع و پایان استحاله نرمال آستنیت به فریت قرار گیرد (شکل (۷-ب)) در این حالت ساختار حاصل از فرایند مخلوطی از فاز فریت و مارتنزیت خواهد بود. این شرایط در دمای پیش گرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد حاصل شده و در نتیجه آن فولاد دوپلکس فریتی و مارتنزیتی فرآوری شده است. در صورتی که دمای پیش گرم نمونه بالاتر در نظر گرفته شود به طوری که دمای نمونه درست قبل



شکل ۷ مکانیزم تشکیل مارتنزیت در فولاد ساده کربنی با درصد کربن پایین در حین سرد شدن پیوسته تحت فشار هیدرواستاتیکی

نتیجه گیری

پیشگرم و در نتیجه سرعت سرد شدن نسبت به دمای ۹۳۰ درجه بالاتر است ولی فاز مارتنزیت تشکیل نمی شود.

۳- مارتنزیت حاصل از این فرایند نه به دلیل بالا بودن سرعت سرد شدن نمونه بلکه به دلیل تاثیر فشار هیدرواستاتیکی بر روی دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت است. که مکانیزم این فرایند به صورت کامل تشریح شد.

۱- در اثر سرد شدن پیوسته فولاد ساده کربنی از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد و تحت فشار هیدرواستاتیکی ساختاری شامل ۸۰ درصد مارتنزیت لایه ای و ۲۰ درصد فریت حاصل شد.

۲- در دمای پیش گرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد ساختار حاصل از فرایند سرد شدن پیوسته تحت فشار شامل ۱۰۰ درصد فاز فریت می باشد. با اینکه دمای

مراجع

1. Azghandi S.H., Ahmadabadi V.G., Raoofian I., Fazeli F., Zare M., Zabet A., Reihani H., "Investigation on decomposition behavior of austenite under continuous cooling in vanadium microalloyed steel", *Materials and design*, Vol. 88, pp. 751-758, (2015).
2. Digges T., "Influence of austenitic grain size on the critical cooling rate of high-purity iron-carbon alloys", *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, Vol. 2, pp. 723-742, (1940).
3. Capdevila C., Caballero F.G., Anders C.G., "Austenite Grain Size Effects on Isothermal Allotriomorphic Ferrite Formation in 0.37C-1.45Mn-0.11V Microalloyed Steel", *Materials Transactions*, Vol. 44, pp. 1087-1095, (2003).
4. Carpenter K.R., Killmore C.R., "The Effect of Nb on the Continuous Cooling Transformation Curves of Ultra-Thin Strip CASTRIP® Steels", *Metals*, Vol. 5, pp. 1857-1877, (2015).
5. Bodnar R.L., Hansen S.S., "Effects of austenite grain size and cooling rate on Widmanstätten ferrite formation in low-alloy steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25, pp. 665-675, (1994).
6. Wilson E.A., "Theoretical calculations of kinetics of equiaxed ferrite transformations in Fe, Fe-Ni, and Fe-Cr alloys", *Materials Science and Technology*, Vol. 7, Issue 12, pp. 1089-1100, (1991).
7. Wilson E.A., "The $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation in Low Carbon Irons", *ISIJ International*, Vol. 34, pp. 615-630, (1994).
8. Mirzayev D.A., Schastlivtsev V.M., "The Influence of the Cooling Rate on the Kinetics of the Polymorphous Transformations in Metals", *ICOMAT 86*, Japan Institute of Metals, Sendai, pp. 282-290, (1986).
9. Merkel S., Wenk H.R., Gillet P., Mao H.K., Hemley R.J., "Deformation of polycrystalline iron up to 30GPa and 1000K", *Physics of the Earth and Planetary Interiors*, Vol. 145, pp. 239-251, (2004).
10. Kakeshita T., Saburi T., Shimizu K., "Effects of hydrostatic pressure and magnetic field on martensitic transformations", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275, pp. 21-39, (1999).

11. Zhang J., Guyot F., "Thermal equation of state of iron and Fe_{0.91}Si_{0.09}", *Physics and Chemistry of Minerals*, Vol. 26, pp. 206-211, (1999).
12. Tonkov E.Y., Ponyatovsky E.G., "Phase transformations of elements under high pressure", *CRC Press*, (2005).
13. Rakhshkhorshid M., Seyed H.H., Monajatzadeh H., "The use of hot torsion testing for determination of critical temperatures of API X65 steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, pp. 291-29, (2015).
14. Alberto Moriera J.J., Henrique L., Balancin O., "Ultra Grain Refinement During the Simulated Thermomechanical-processing of Low Carbon Steel", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 1, pp. 141-147, (2012).
15. Gautam J., Miroux A., Moerman J., Barbatti C., Liempt P.V., Kestenes A., "Determination of the nonrecrystallisation temperature (T_{nr}) of austenite in high strength C-Mn steels", *Materials Science Forum*, Vol. 706-709, pp. 2722-2727, (2012).
16. Chen P.C., Winchell P.G., "Martensite lattice changes during tempering", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 11, pp. 1333-1339, (1980).
17. Michal G.M., Ernst F., Kahn H., Cao Y., Oba F., Agarwal N., Heuer A.H., "Carbon supersaturation due to paraequilibrium carburization: Stainless steels with greatly improved mechanical properties", *Acta Materialia*, Vol. 54, pp. 1597- 1066, (2006).
18. Chen P.C., Hall B.O., Winchell P.G., "Atomic displacements due to C in Fe Ni C martensite", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 11, pp. 1323- 1331, (1980).
19. Raghavan V., Cohen M., "Measurement and interpretation of isothermal martensitic kinetics", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 2, pp. 2409- 2418, (1971).
20. Bohemen S.M.C., Sietsma J., "Effect of composition on kinetics of athermal martensite formation in plain carbon steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 25, pp. 1009-1012, (2009).