

تأثیر زمان بین پاس‌های نورد بر خواص مکانیکی فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo

حمید عربی^۱، امیر عبدالله زاده^{۲*}، سید مهدی عباسی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد متالورژی، بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

۲- دانشیار بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

۳- مربی مجتمع مواد و شیمی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

*تهران، صندوق پستی ۱۴۳-۱۴۱۵

zadeh@modares.ac.ir

(دریافت مقاله: دی ۱۳۸۲، پذیرش مقاله: فروردین ۱۳۸۴)

چکیده- یکی از روش‌های بهبود خواص مکانیکی فولادهای ۱۸ Ni-Co-Mo، انتخاب عملیات ترمومکانیکی مناسب است. در این تحقیق تأثیر زمان بین پاس‌های نورد بر خواص مکانیکی فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo مطالعه و بررسی شده است. ابتدا نمونه‌ها در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد به مقدار ۳۰٪ کاهش سطح مقطع داده شدند و سپس تا دمای پاس دوم (۹۰۰ درجه سانتیگراد) در هوا سرد شده و برای زمانهای مختلف (۲ ثانیه، ۵ و ۱۰ دقیقه) در این دما نگاه داشته شدند. آنگاه نمونه‌ها به مقدار ۲۰٪ در پاس دوم کاهش سطح مقطع داده شده و سپس سریعاً در آب کوئنچ شدند. در انتها عملیات پیرسختی نمونه‌ها در دمای ۴۸۰ درجه سانتیگراد و به مدت سه ساعت انجام گرفت. نتایج نشان داد که با افزایش زمان بین دو پاس از دو ثانیه به پنج دقیقه، اندازه دانه آستنیت کاهش قابل ملاحظه‌ای می‌یابد. این به دلیل پیشرفت تبلور مجدد استاتیکی است. تحت این شرایط، استحکام کششی نمونه‌ها افزایش یافت اما تغییر قابل ملاحظه‌ای در انرژی ضربه نمونه‌ها دیده نشد. با افزایش زمان بین دو پاس از ۵ به ۱۰ دقیقه، اندازه دانه آستنیت کمی افزایش پیدا کرد که آن را می‌توان به رشد دانه‌ها نسبت داد. استحکام کششی نمونه‌ها در این مرحله، کمی کاهش یافت، اما تغییر قابل ملاحظه‌ای در انرژی ضربه نمونه‌ها مشاهده نشد. نتایج نشان داد که بهترین زمان بین دو پاس نورد برای به‌دست آوردن بهترین استحکام کششی، حدود ۵ دقیقه است.

کلید واژگان: فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo، عملیات ترمومکانیکی، خواص مکانیکی، زمان بین دو پاس، استحکام کششی.

۱- مقدمه

افزایش نیاز به فولادهایی با خواص مکانیکی بهتر، به دلیل گسترش صنایع مختلف از جمله صنایع هوافضا در چند دهه اخیر، باعث ابداع گروه‌های جدیدی از فولادها شده است. یکی از این گروه‌ها، فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo است. اولین نوع تجاری این فولادها در سال ۱۹۶۰ ابداع شد. فولادهای ۱۸ Ni-Co-Mo ریزساختار مارتنزیتی کم کربن

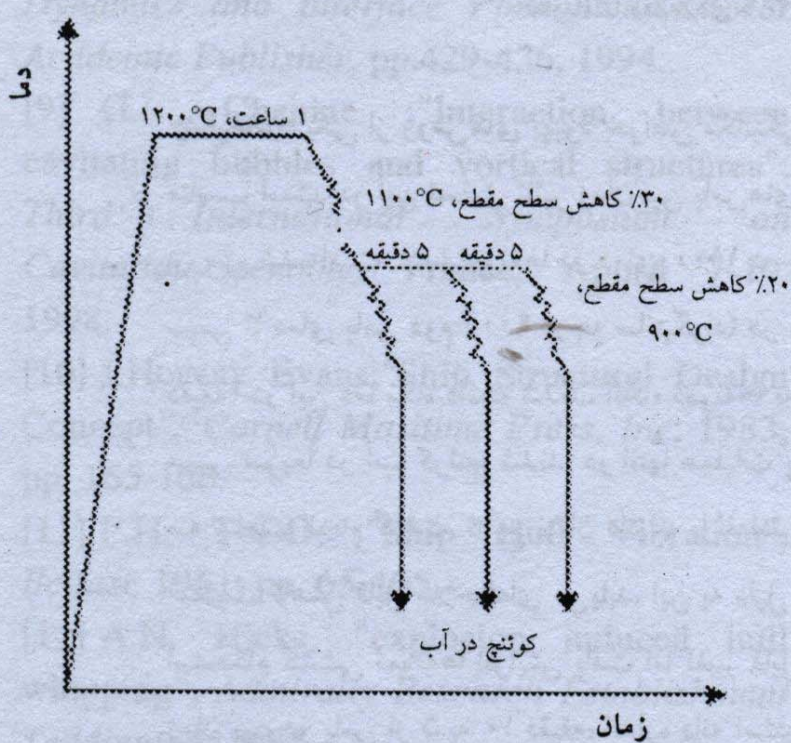
دارند. این ریزساختار به وسیله رسوب ترکیبات بین فلزی، سخت می‌شوند. به دلیل چگالی بالای نابعجایی‌ها در زمینه مارتنزیتی، تشکیل و توزیع بسیار ریز و همگن رسوبات در حد نانومتر در این ساختار، استحکام بالایی به‌دست می‌آید [۱]. در مقایسه با فولادهای با استحکام بالای معمولی، فولادهای ۱۸ Ni-Co-Mo ویژگیهای مناسبی نظیر عدم اعوجاج در حین سخت شدن،

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد تحقیق بعد از

فرآیند ESR برحسب درصد وزنی

C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	S
۰/۰۱۷	۱۸/۵	۷/۰۱	۳/۷۳	۱/۲۶	۰/۰۸۱	۰/۰۱۴

این فولاد پس از ذوب و ریخته‌گری توسط فرایند تصفیه به روش سربار الکتریکی در کوره ESR به ظرفیت ۵۰ کیلوگرم، تحت عملیات تصفیه قرار گرفت و از شمش تصفیه شده، نمونه‌های نورد با ابعاد $۱۵ \times ۴۰ \times ۷۰$ میلیمتر تهیه شد. سیکل کارگرم مورد استفاده در شکل ۱ نشان داده شده است.



شکل ۱ سیکل استفاده شده برای کارگرم نمونه‌ها

همانطور که در این شکل ملاحظه می‌شود، نمونه‌ها ابتدا در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت همگن شدند. سپس نمونه‌ها در پاس اول در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد به مقدار ۳۰ درصد کاهش سطح مقطع یافتند. آنگاه تا دمای ۹۸۰ درجه سانتیگراد در هوا سرد شدند. نمونه اول بعد از دو ثانیه نورد شد. نمونه دوم به مدت ۵ دقیقه و نمونه سوم به مدت ۱۰ دقیقه در کوره با دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند، سپس سریعاً از کوره خارج و در پاس دوم به مقدار ۲۰ درصد کاهش سطح مقطع یافتند. تمامی نمونه‌ها بعد از پاس دوم در آب کوئنچ شدند. نمونه‌های کشش و ضربه در راستای طول

جوش‌پذیری خوب و ترکیب خوبی از استحکام و چقرمگی را ارائه می‌کنند که این خواص آنها را برای بسیاری از کاربردها مناسب می‌سازد [۲]. اگر چه محققان مهمترین سازوکار استحکام‌بخشی این فولادها را پیرسختی دانسته‌اند [۳، ۴]، اما نمی‌توان اثر نوع عملیات ترمومکانیکی انجام شده قبل از عملیات پیرسختی را بر خواص نهایی این نوع فولادها نادیده گرفت. بنابراین شناخت پدیده‌های حاکم بر عملیات ترمومکانیکی این فولادها، همچنین چگونگی تأثیر این پدیده‌ها بر خواص نهایی فولاد از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. محققان مختلفی سازوکار حاکم بر کارگرم انواع مختلف فولادهای ۱۸ Ni-Co-Mo و تأثیر نوع عملیات کارگرم انجام شده بر خواص مکانیکی نهایی این فولادها را بررسی کرده‌اند [۵-۱۰]. پدیده‌هایی نظیر تبلور مجدد دینامیکی [۵، ۶]، تبلور مجدد استاتیکی بعد از کارگرم [۷، ۸] و همچنین تأثیر سیکل کارگرم اعمال شده بر خواص نهایی این نوع فولادها بررسی شده است [۸-۱۰]. برخی از محققان با تغییر پارامترهای کارگرم، بر روی ترکیبات خاصی از این نوع فولادها به استحکام کششی حدود ۵۰۰ ksi دست یافته‌اند. به دلیل اهمیت پدیده تشکیل رسوبات تردکننده در حین کارگرم، بررسی پدیده تردی در حین کارگرم این نوع فولادها از اهمیتی خاص برخوردار است [۱].

هدف از این تحقیق بررسی اثر زمان بین پاس‌های نورد گرم بر خواص نهایی نوعی از فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo است. بدین منظور، بعد از اعمال سیکل‌های مختلف کارگرم بر روی این فولاد، خواصی نظیر استحکام کششی و انرژی ضربه ارزیابی قرار شده است.

۲- روش تحقیق

فولاد مورد استفاده در این تحقیق، فولاد ۱۸ Ni-Co-Mo با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۱ است.

نمونه‌های نورد تهیه شد. کلیه این نمونه‌ها به مدت سه ساعت در ۴۸۰ درجه سانتیگراد پیرسازی شد و سپس خواص مکانیکی آنها بررسی شد. ریزساختار نمونه‌ها در حالت ریختگی، پس از همگن کردن، بعد از پاس اول و بعد از پاس دوم با میکروسکپ نوری بررسی و تحلیل شد. همچنین سطوح شکست توسط SEM و رسوبات تشکیل شده در حین نورد توسط EDX مورد بررسی شد. اندازه دانه‌ها به روش برخورد خطی اندازه گرفته شد.

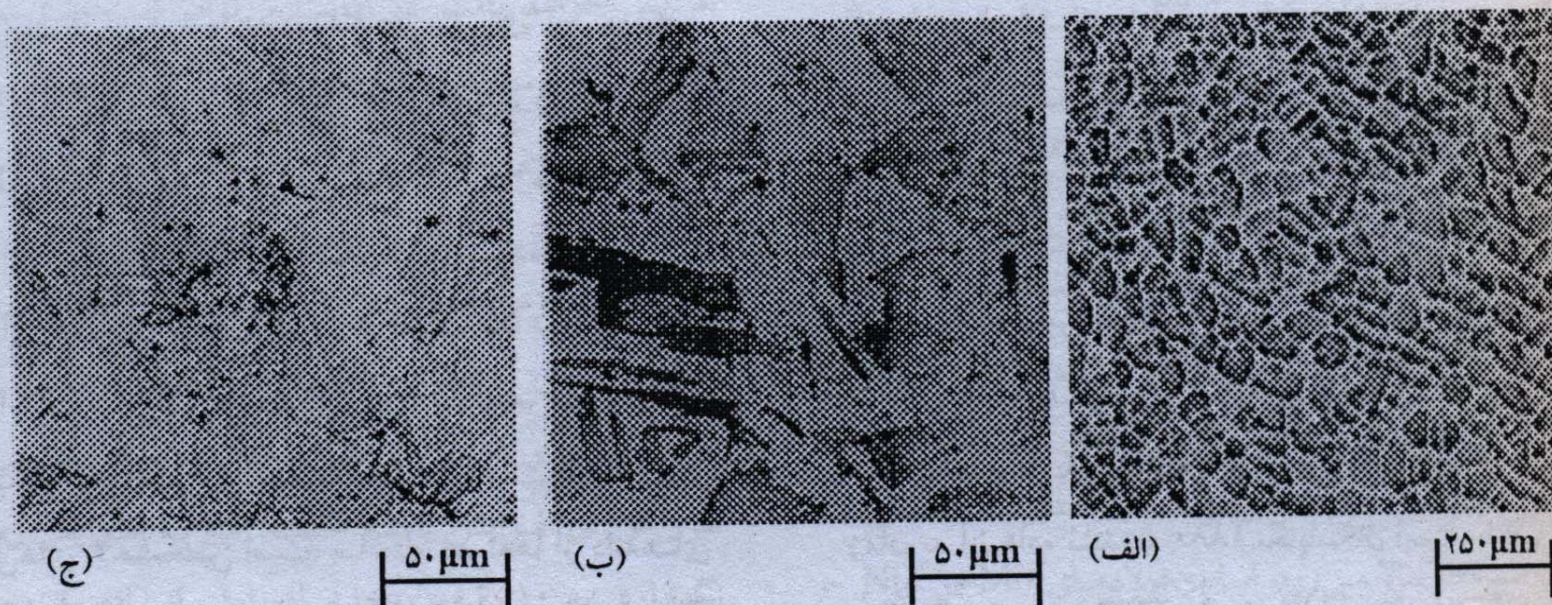
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار

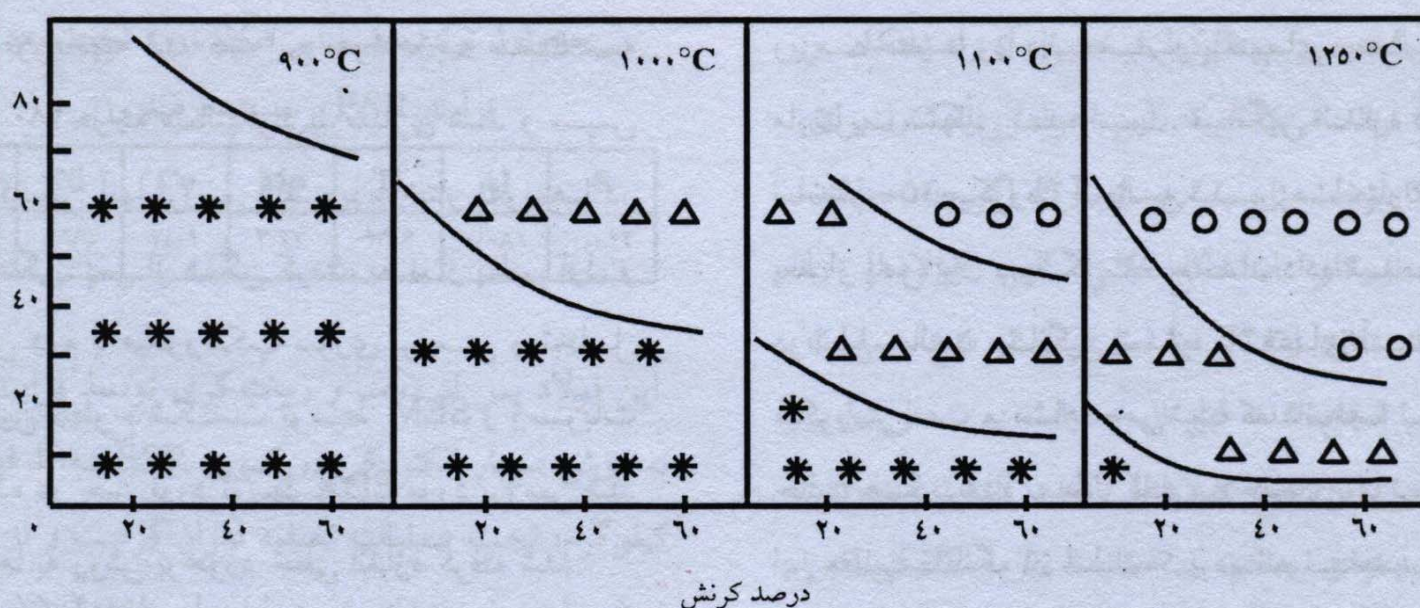
تصویر ریزساختار نمونه‌ها در حالت ریختگی در شکل ۲- الف نشان داده شده است. با توجه به این شکل ریزساختار نمونه ریختگی، ظاهری سلول مانند از خود نشان می‌دهد. بررسیها نشان داده است که در ساختار ریختگی آخالهایی غنی از گوگرد و تیتانیوم وجود دارد. مجموع آخالها یک درصد از سطح را تشکیل می‌دهند. بعد از همگن‌سازی به مدت یک ساعت در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در شکل ۲- ب نشان داده شده است. به‌طوری‌که ملاحظه می‌شود ساختار ریختگی از بین رفته و ساختار دانه‌ای جایگزین آن شده است.

ریزساختار درون دانه‌ها، از پاکتهای سیاه و سفید مارتنزیت تشکیل شده است. میانگین اندازه دانه این ساختار ۲۵۰ میکرومتر محاسبه شد. ریزساختار نمونه‌ها بعد از پاس اول در شکل ۲- ج نشان داده شده است. در این حالت میانگین اندازه دانه‌های آستنیت ۱۰۰ میکرومتر است و مشاهده می‌شود که دانه‌ها نسبت به حالت همگن شده به طور قابل ملاحظه‌ای ریزتر شده‌اند. این مطلب نشانگر آن است که در نمونه، پدیده تبلور مجدد اتفاق افتاده است. اگرچه بین زمان اتمام نورد تا کوئنچ نمونه‌ها حدود دو ثانیه فاصله وجود دارد و ممکن است که شرایط مناسبی برای تبلور مجدد استاتیکی به‌وجود آمده باشد، اما با رجوع به نمودارهای تبلور مجدد استاتیکی این فولاد [۸،۷] (شکل ۳) می‌توان استنتاج کرد که در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و با توجه به شرایط آزمایش تحقیق حاضر، حداقل زمان برای شروع تبلور مجدد استاتیکی ۱۵ تا ۲۰ ثانیه است. بنابراین تبلور مجدد مشاهده شده از نوع استاتیکی نبوده و لذا می‌توان نتیجه گرفت که از نوع دینامیکی بوده است.

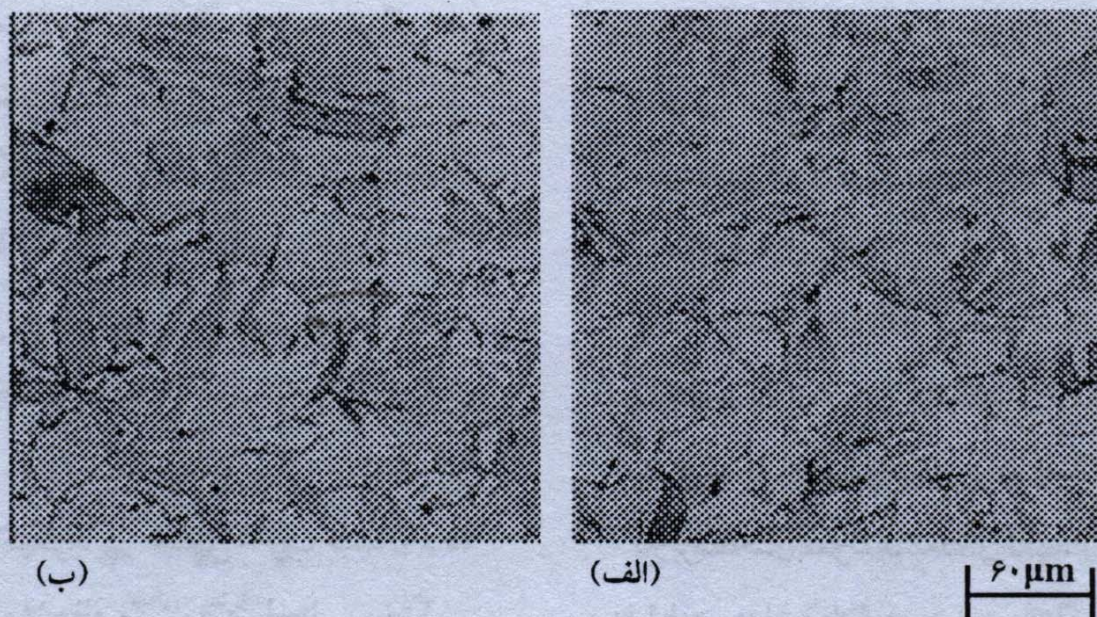
ریزساختار نمونه‌ها بعد از نگهداری به مدت ۵ و ۱۰ دقیقه در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد پس از پاس اول به‌ترتیب در شکل‌های ۴- الف و ۴- ب ارائه شده است.



شکل ۲ الف- ریزساختار ریختگی فولاد، ب- ریزساختار نمونه بعد از هموژن کردن به مدت یک ساعت در ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و ج- ریزساختار نمونه بعد از پاس اول نورد (کاهش سطح مقطع ۳۰ درصد)



شکل ۳ دیاگرام تبلور مجدد استاتیکی آستنیت تغییر شکل گرم یافته [۷]
 ○ تبلور مجدد کامل Δ تبلور مجدد جزئی * تبلور مجدد نیافته



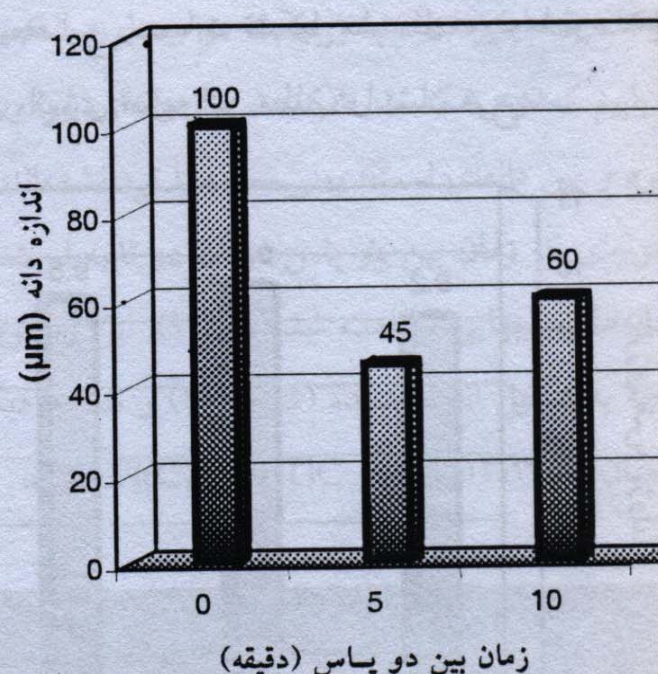
شکل ۴ ریزساختار نمونه‌ها بعد از پاس اول نورد (کاهش سطح مقطع ۳۰ درصد) با زمان نگهداری
 الف- ۵ دقیقه و ب- ۱۰ دقیقه

اندازه دانه آستنیت این نمونه‌ها و نمونه‌ای که بین دو پاس به آن زمان داده نشده، در شکل ۵ نشان داده شده است. همانطور که از شکل ۵ دیده می‌شود، اندازه دانه‌ها در نمونه‌ای که زمان نگهداری آن ۵ دقیقه بوده، نسبت به نمونه‌ای که زمان به آن داده نشده است، ۵۵ میکرومتر ریز شده است. با افزایش زمان آنیل به ۱۰ دقیقه، اندازه دانه ۱۵ میکرومتر افزایش یافته است. همانطور که از شکل‌های ۴ مشخص است، ساختار نمونه‌ها از دانه‌های یکنواخت و هم‌محور تشکیل شده است.

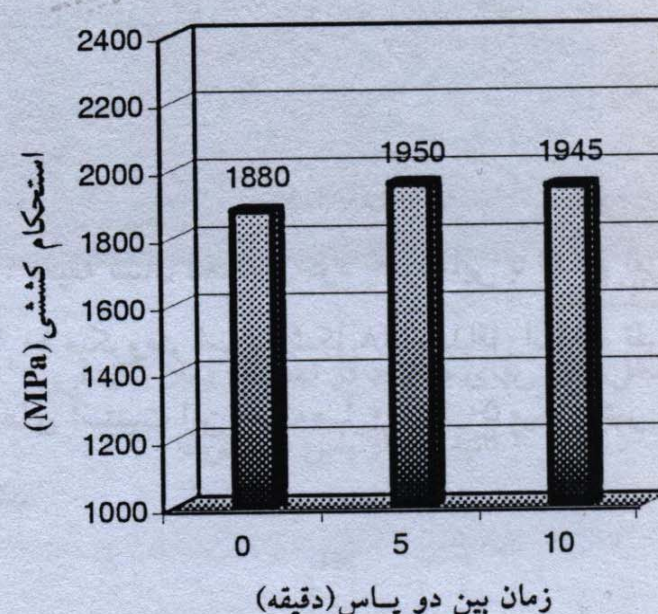
می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش زمان نگهداری تا ۵ دقیقه به دلیل وقوع پدیده تبلور مجدد استاتیکی،

دانه‌ها ریزتر شده‌اند. اما با افزایش زمان آنیل به ۱۰ دقیقه، دانه‌ها درشت شده‌اند. این پدیده را می‌توان به رشد دانه‌ها پس از تبلور مجدد استاتیکی نسبت داد. شکل ۶ تغییرات استحکام کششی نمونه‌ها را نسبت به زمان بین دو پاس نشان می‌دهد. همان‌طور که از این شکل مشاهده می‌شود، استحکام کششی نمونه‌ای که مستقیماً بعد از پاس اول، پاس دوم به آن اعمال شده و زمان به آن داده نشده، ۱۸۸۰ مگاپاسگال است. با افزایش زمان نگهداری به ۵ دقیقه استحکام فولاد ۷۰ مگاپاسگال افزایش یافته و با افزایش زمان نگهداری به ۱۰ دقیقه، استحکام کششی ۵ مگاپاسگال کاهش می‌یابد.

در واقع فاصله موانعی که بر سر راه نابجایی‌ها قرار دارند (مرز دانه‌ها)، کمتر می‌شود. اما در فولادهای Ni-Co-Mo ۱۸ موانع اصلی، لایه‌های مارتنزیت و رسوبات ایجاد شده هستند. در واقع فاصله این موانع بسیار کمتر از قطر دانه‌های آستنیت است [۸]؛ یعنی لایه‌های مارتنزیت موانع مؤثرتری بر استحکام‌دهی این فولادها هستند. به‌طوری‌که استحکام، بیش از آنکه به اندازه دانه‌های آستنیت بستگی داشته باشد، به اندازه لایه‌های مارتنزیت بستگی دارد. با کم شدن اندازه دانه‌های آستنیت، لایه‌های مارتنزیت ریزتر می‌شوند و با ریز شدن لایه‌های مارتنزیت، اثر آنها افزایش پیدا می‌کند. از طرف دیگر مهمترین فرایند در استحکام‌دهی فولادهای Ni-Co-Mo ۱۸، فرایند پیرسختی است. در این فولادها به دلیل چگالی بالای نابجایی‌ها در زمینه، مکان‌های بسیاری برای جوانه‌زنی رسوبات مهیا می‌شود. در نتیجه توزیع رسوبات بسیار ریز و همگن خواهد بود و به همین دلیل استحکامهای بالایی را نتیجه می‌دهند [۱]. هر لایه مارتنزیت تعداد زیادی نابجایی در خود دارد و بین هر دو لایه مارتنزیت کنار هم، دیواری از نابجایی‌های در هم پیچیده وجود دارد [۱۱]. بنابراین ریز شدن لایه‌های مارتنزیت باعث افزایش این نابجایی‌ها و افزایش مکان‌های جوانه‌زنی رسوبات و در نتیجه کاهش فاصله موانع لغزش نابجایی‌ها خواهد شد و در نتیجه استحکام افزایش خواهد یافت. در نهایت می‌توان گفت ریز شدن دانه‌های آستنیت به طور غیرمستقیم در فرایند استحکام‌بخشی دخالت کرده و اندازه ریزتر، دانه‌ها استحکام‌های بالاتری را نتیجه می‌دهد. بنابراین در نمونه‌های با زمان نگهداری ۵ دقیقه، به دلیل کاهش مؤثر اندازه دانه‌های آستنیت، مکان‌های جوانه‌زنی رسوبات از طریق سازوکار که در بالا تشریح شد، استحکام کششی به طور مؤثری افزایش یافته است. اما با افزایش زمان نگهداری به ۱۰ دقیقه، به دلیل افزایش اندازه دانه‌های آستنیت، استحکام کششی کاهش یافته است.



شکل ۵ مقایسه اندازه دانه‌های به دست آمده بعد از پاس اول نورد (کاهش سطح مقطع ۳۰ درصد) بر حسب زمان نگهداری بعد از نورد



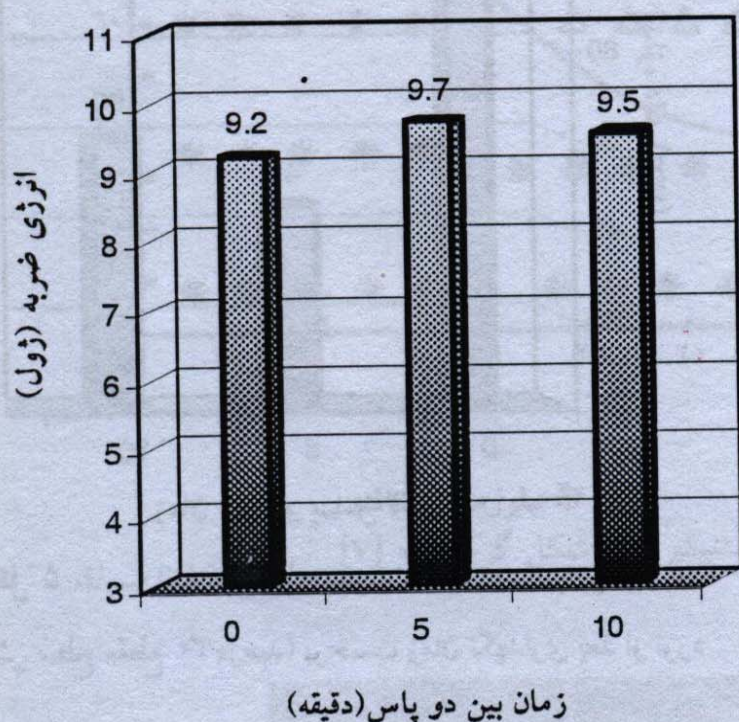
شکل ۶ تاثیر زمان نگهداری بین دو پاس بر استحکام کششی نمونه‌های نورد

در فولادهای Ni-Co-Mo ۱۸ استحکام کلی را می‌توان به ترتیب اهمیت به سه بخش تقسیم کرد [۱]؛ اول استحکام‌بخشی ناشی از رسوبات تشکیل شده در مرحله پیرسختی، دوم استحکام‌بخشی ناشی از ریز شدن لایه‌های مارتنزیت و سوم استحکام‌بخشی ناشی از ریز شدن دانه‌های آستنیت. اگر چه با ریز شدن اندازه دانه‌های آستنیت استحکام بالا می‌رود، اما در فولادهای Ni-Co-Mo ۱۸ این را نمی‌توان به طور مستقیم فقط به ریز شدن دانه‌های آستنیت نسبت داد. با ریز شدن دانه‌ها در فلزها،

۳-۳- مقاومت نسبت به ضربه

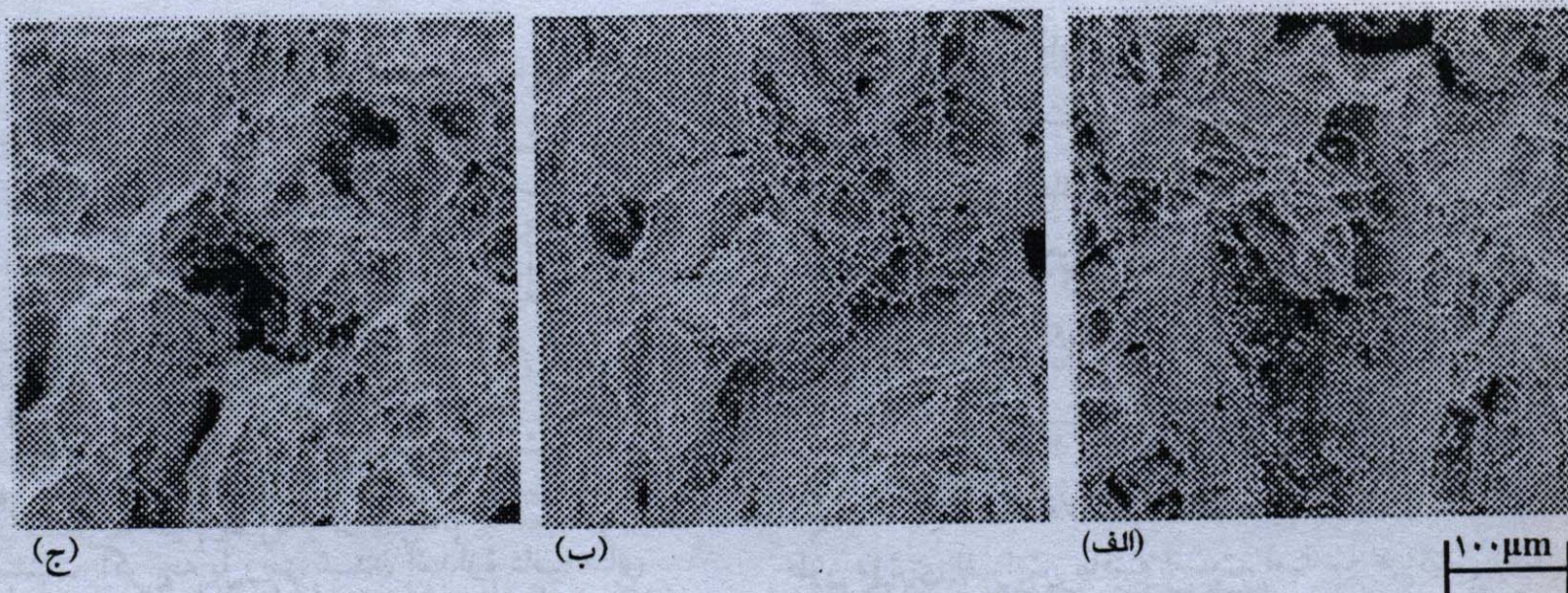
نتایج آزمایش ضربه در شکل ۷ ارائه شده است. همانطور که از این شکل ملاحظه می‌شود، انرژی ضربه در شرایط مختلف تغییرات محسوسی نداشته است. لازم است ذکر شود که محدوده تقریبی ۷۵۰ تا ۱۰۹۵ درجه سانتیگراد، محدوده تردی برای فولادهای Ni-Co-Mo ۱۸ گزارش شده است [۱۳]. در این محدوده اتم‌های تیتانیم با نفوذ به مرز دانه‌ها و تشکیل رسوبات TiC یا $Ti(C,N)$ باعث تردی مرز دانه‌ها می‌شوند. در مراجع مختلف ذکر شده است که حتی آهسته سرد کردن در این محدوده دمایی باعث تردی می‌شود [۱، ۱۰، ۱۲]. منطقی است که نمونه‌هایی که به مدت‌های ۵ و ۱۰ دقیقه در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد نگاه داشته شده‌اند، بر طبق فرضیه‌های موجود ترد بشوند و انرژی ضربه کمتری را نشان دهند. اما عملاً چنین پدیده‌ای مشاهده نشده است. همانطور که ذکر شد در نمونه با زمان نگهداری ۵ دقیقه، تبلور مجدد استاتیکی و در نمونه با زمان نگهداری ۱۰ دقیقه، رشد دانه‌ها اتفاق افتاده است. با وقوع پدیده‌هایی نظیر تبلور مجدد استاتیکی و همچنین رشد دانه‌ها بر اثر حرکت مرز دانه‌ها، عناصری نظیر تیتانیم، کربن و نیتروژن که اجزای اصلی تشکیل رسوبات ترد کننده هستند، نتوانسته‌اند بر روی مرز دانه‌ها جدایش پیدا کنند.

در نتیجه این رسوبات تشکیل نشده و نمونه‌ها ترد نشدند. مقادیر انرژی ضربه این مطلب را نشان می‌دهد:



شکل ۷ تغییرات انرژی ضربه با زمان نگهداری بین پاس‌های نورد

بررسی شکست‌نگاری نمونه‌های با زمان‌های نگهداری ۵ و ۱۰ دقیقه نشان دهنده وجود حفره‌هایی با اندازه تقریبی ۱ تا ۱۰ میکرومتر است (شکل ۸). حداقل اندازه تقریبی دانه‌های آستنیت این نمونه‌ها ۴۰ تا ۵۰ میکرومتر بوده است.



شکل ۸ تصاویر SEM تهیه شده از سطوح شکست نمونه‌های با زمان نگهداری بین دو پاس

الف- ۲ ثانیه، ب- ۵ دقیقه و ج- ۱۰ دقیقه

بنابراین رسوبات در مرز دانه‌ها تشکیل شده است. انرژی ضربه این نمونه تفاوت زیادی با دو نمونه دیگر ندارد و بررسی شکست‌نگاری از این نمونه (شکل ۸-الف)، شکست نرم را نشان می‌دهد. می‌توان نتیجه گرفت که با اینکه تعدادی رسوبات تردکننده در مرز دانه‌ها ایجاد شده، اما مقدار آنها برای ترد کردن نمونه و شکست مرز دانه‌ای کافی نبوده است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- با افزایش زمان نگهداری بین دو پاس نورد از ۲ ثانیه به ۵ دقیقه، در نتیجه وقوع و پیشرفت تبلور مجدد استاتیکی، اندازه دانه‌ها از ۱۰۰ میکرومتر بعد از پاس اول به ۴۵ میکرومتر کاهش یافت و استحکام کششی از ۱۸۸۰ به ۱۹۵۰ مگاپاسگال افزایش یافت.

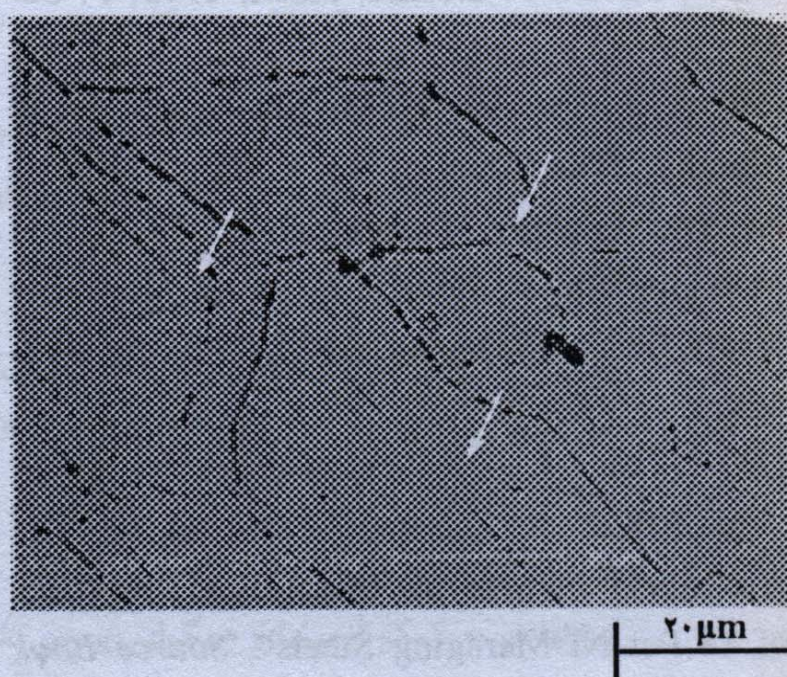
۲- با افزایش زمان بین دو پاس از ۵ به ۱۰ دقیقه، پدیده رشد دانه‌ها اتفاق افتاد و اندازه دانه‌ها از ۴۵ میکرومتر به ۶۰ میکرومتر افزایش یافت. در این حالت تغییر قابل ملاحظه‌ای در استحکام کششی مشاهده نشد.

۳- به دلیل عدم وقوع تبلور مجدد استاتیکی، در نمونه با زمان بین دو پاس ۲ ثانیه، مقادیر کمی ترکیباتی که احتمالاً از نوع TiC یا $Ti(C,N)$ هستند در مرز دانه‌ها رسوب کرده‌اند.

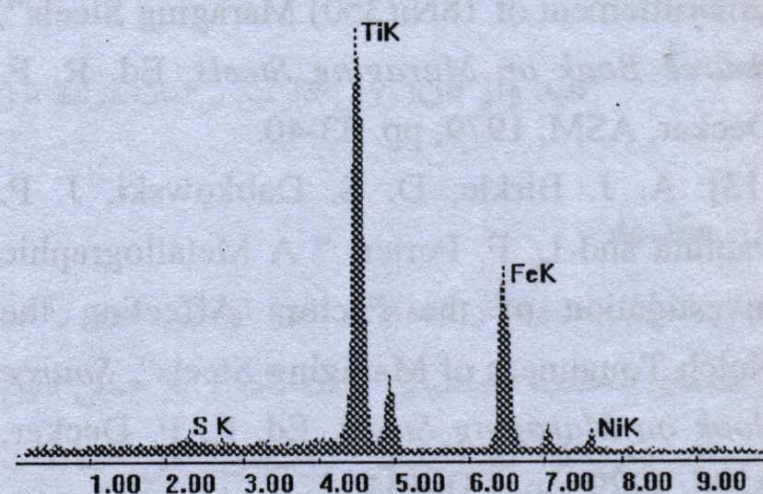
۴- به دلیل وقوع پدیده‌های تبلور مجدد استاتیکی، رشد و کافی نبودن فرصت برای تشکیل رسوبات تردکننده، به ترتیب در نمونه‌های با زمان بین دو پاس ۵، ۱۰ دقیقه و ۲ ثانیه رسوبهای تردکننده کافی در مرز دانه‌ها تشکیل نشده و در نتیجه تغییر محسوسی در انرژی ضربه مشاهده نشد.

۵- به دلیل عدم تشکیل رسوبهای ترد کننده در مرز دانه‌ها به مقدار کافی، نمونه‌ها ترد نشده و در تمامی نمونه‌ها شکست بین دانه‌ای نرم دیده شد.

با توجه به این مطلب و دقت در سطوح شکست درمی‌یابیم که نوع شکست، شکست مرز دانه‌ای نبوده و از نوع نرم و بین دانه‌ای است؛ یعنی نمونه‌ها ترد نشده‌اند. در نمونه‌ای که زمان بین دو پاس در آن دو ثانیه است، در مرز دانه‌ها رسوبهایی مشاهده شد (شکل ۹). این رسوبات با توجه به تحلیل انجام شده (شکل ۱۰) و نتایج دیگر محققان [۹، ۱۲، ۱۳] از نوع TiC یا $Ti(C,N)$ است.



شکل ۹ رسوبهای موجود در نمونه با زمان نگهداری ۲ ثانیه بعد از پاس دوم نورد



شکل ۱۰ تحلیل EDX از رسوبات موجود در مرز دانه‌های نشان داده شده در شکل ۹

در واقع زمان سرد شدن از پاس اول در ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد، برای جدایش عنصر تیتانیم و نفوذ کربن و نیتروژن در مرز دانه‌ها کافی بوده؛ اما برای وقوع تبلور مجدد استاتیکی کافی نبوده است.

۵- منابع

- [8] C. Yao and Z. Xu, "Influence of Hot-Deformation on Morphology and Effective Grain Size of Lath Martensite in 18Ni Maraging Steel", *Material chemistry and physics*, Vol. 14, 1986, pp. 559-568.
- [9] H. J. Rack and D. Kalish, "Improved Fatigue Resistance of 18Ni(350) Maraging Steel Through Thermomechanical Treatments", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, P. 60-61.
- [10] G. J. Speader, R. M. Brown and W. J. Murphy, "The Effect of Hot Rolling Variables on The Fracture Toughness of 18 Nickel Maraging Steel", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, pp. 418-425.
- [11] G. Saul, J. A. Roberson and A. M. Adair, "The Effect of Thermal Treatment on The Austenite Grain Size and Mechanical Properties of 18 Pct Ni Maraging Steels", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, P. 56-57.
- [12] D. Kalish and H. J. Rack, "Thermal Embrittlement of 18Ni(350) Maraging Steels", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, pp. 33-40.
- [13] A. J. Birkle, D. S. Dabkowski, J. P. Paulina and L. F. Porter, "A Metallographic Investigation of the Factors Affecting the Notch Toughness of Maraging Steels", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, pp. 131-134.
- [1] R. Decker, "Notes on The Development of Maraging Steels", *Source Book on Maraging Steels*, Ed. R. F. Decker, ASM, 1979, pp. XI-XV.
- [2] R. F. Decker and S. Floreen, "Maraging Steel-The First 30 Years", *Maraging Steel Recent Development and Applications*, Ed. By R. K. Wilson, The Minerals, Metals & Materials Society, 1988, pp. 1-35.
- [3] R. Tewari, S. Mazumder, I. S. Batra, G. K. Dey and S. Banerjee, "Precipitation in 18%Ni Maraging Steel of Grade 350", *Acta Mater.*, Vol. 48, 2000, pp. 1187-1200.
- [4] W. Sha, A. Cerezo and G. D. W. Sith, "Phase Chemistry and Precipitation Reactions in Maraging Steels: Part I. Introduction and Study of Co-Containing C-300 Steel", *Met. Trans. A*, Vol. 24A, pp. 1221-1232.
- [5] T. Maki, K. Akasaka, K. Okuno and I. Tamura, "Dynamic Recrystallization of Austenite in 18-8 Stainless Steel and 18Ni Maraging Steel", *Trans. ISIJ*, Vol. 22, 1983, pp. 253-261.
- [6] G. S. Avadhani, "Maraging Steel", *Hot Workability Guide*, Ed. Y. V. R. K. Prasad and S. Sasidhara, ASM International, 1997, pp. 430-432.
- [7] C. K. Yao, Z. Xu and C. S. Wang, "New Parameter Y for Static Recrystallization in Hot Deformed Austenite", *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 4, 1988, pp. 102-105.