

تحلیلی بر فرایند پیرسازی و رفتار خستگی فولاد زنگ‌نزن ۱۷-۴ PH

سید علی رضوی* و سید فخرالدین اشرفی‌زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۵/۰۲/۲۶ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۵/۰۷/۱۷)

چکیده- عملیات پیرسختی در فولاد زنگ‌نزن PH ۱۷-۴ خواص آن را در محدوده گسترده‌ای تغییر می‌دهد. دو چرخه عملیات حرارتی پرکاربرد برای این آلیاژ پیرسازی در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت (A۴۸۰-۱) و پیرسازی در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت چهار ساعت (A۶۲۰-۴) است. مطالعات صورت گرفته بر رفتار خستگی این آلیاژ در دو چرخه عملیات حرارتی یاد شده نه تنها محدود بوده بلکه بیشتر از نوع محوری بوده است. در این پژوهش پس از انجام مطالعات ساختاری، سختی‌سنجی و آزمون کشش، رفتار خستگی آلیاژ تحت دو چرخه پیرسازی به‌وسیله آزمون خستگی چرخشی خمشی ارزیابی شد. نتایج آزمون کشش نشان داد استحکام تسلیم و استحکام نهایی نمونه A۴۸۰-۱ حدود ۴۰ درصد بیشتر از نمونه A۶۲۰-۴ است. این در حالی است که ازدیاد طول نسبی نمونه A۶۲۰-۴ نسبت به نمونه A۴۲۰-۱ ۳۰ درصد افزایش یافته است. نتایج آزمون خستگی نشان داد حد خستگی نمونه پیر شده ۵۰ مگاپاسکال بیشتر از نمونه فرایر شده است. این نشان‌دهنده مقاومت بیشتر نمونه A۴۸۰-۱ در مقایسه با نمونه A۶۲۰-۴ به خستگی است.

واژه‌های کلیدی: فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده، پیرسختی، خستگی، منحنی S-N، تنش میانگین.

Analysis of the Aging Process and Fatigue Behavior of 17-4 PH Stainless Steel

S. A. Razavi* and S. F. Ashrafizadeh

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

Abstract: Age hardening processes cause a wide range of changes in 17-4 PH stainless steel properties. Aging at 480°C for 1 hour (A480-1) and aging at 620°C for 4 hours (A620-4) are two most applicable heat treatment processes for this alloy. Not only the studies on fatigue behavior of this alloy in these two heat treatment conditions are few, but also the methods of fatigue test were mostly axial. In this study, after microstructure studies, hardness and tension tests, fatigue behavior at A480-1 and A620-4 conditions were evaluated by using a rotational bending fatigue test machine. Tension results showed that yield strength and ultimate tensile strength of A480-1 specimens were 40 percent more than A620-4 specimens. However, elongation of A620-4 specimens was 30 percent more than A480-1 specimens. Fatigue results revealed the endurance limit of aged specimens is 50 MPa more than overaged specimens. Overall results showed that A480-1 condition specimens are more resistant to fatigue than A620-4 condition specimens.

Keywords: Precipitation Hardenable Stainless Steel, Age Hardening, Fatigue, S-N Curve, Mean Stress Effect.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: a.razavi@ma.iut.ac.ir

۱- مقدمه

فولاد PH ۴-۱۷، فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی رسوب سخت شونده‌ای است که دارای ترکیب مناسبی از استحکام بالا، مقاومت به خوردگی خوب و خواص مکانیکی عالی است و بر این اساس کاربرد فراوانی در صنایع نوین از جمله صنایع دریایی، هسته‌ای، پالایشگاهی و پتروشیمی پیدا کرده است. دو گروه اصلی این فولاد، نوع نیمه‌آستینیتی و نوع مارتنزیتی است؛ نوع مارتنزیتی فولادهای رسوب سخت شونده پرکاربردتر از انواع دیگر آن است. فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ دارای ترکیب مناسبی از مقاومت به خوردگی، خواص مکانیکی تا حدود دمای ۳۲۰ درجه سانتی‌گراد، چقرمگی مناسب، هم در حالت فلز پایه و هم در حالت جوشکاری شده است. از سوی دیگر، این فولاد دارای زمان و دمای عملیات پیرسازی نسبتاً پایینی است که باعث به حداقل رسیدن اعوجاج و تاب برداشتن قطعات تولید شده از این آلیاژ می‌شود [۱ و ۲].

عملیات حرارتی معمول در مورد این فولاد فرایند رسوب سختی است. در این فرایند قطعه مورد نظر طی عملیات آنیل انحلالی در دمای بالا به یک فاز جامد تبدیل می‌شود که تمامی عناصر آلیاژی در زمینه حل شده‌اند. در مرحله بعد قطعه در محیط سرد کننده روغن یا هوا به سرعت تا دمای محیط سرد می‌شود تا یک محلول جامد فرا اشباع از عناصر آلیاژی تشکیل شود. بعد از این مرحله با گرم کردن مجدد قطعه تا دماهایی بسیار کمتر از دمای آنیل انحلالی، ذرات رسوبی ریزی با اندازه حدود ۲۰ تا ۱۰۰ نانومتر به صورت پراکنده و همگن در کل آلیاژ تشکیل می‌شود که عامل افزایش استحکام فولاد در مرحله پیرسازی است [۳]. فرایند رسوب سختی روی خواص مکانیکی و از جمله استحکام خستگی آلیاژ اثر تعیین کننده‌ای دارد.

شکست خستگی تخریبی خطرناک محسوب می‌شود؛ دلیل اصلی خطرناک بودن شکست خستگی این است که بدون هشدار رخ می‌دهد. خستگی به شکستی به ظاهر ترد منجر می‌شود؛ چرا که بدون گلوئی شدن و تغییر شکل کلی قطعه، شکست صورت می‌گیرد؛ این درحالی است که ماهیت شکست

نهایی در آلیاژهای متفاوت می‌تواند نرم یا ترد باشد. گفته شده است که حداقل ۹۰ درصد از شکست‌های ناشی از علل مکانیکی حین کار از نوع خستگی است [۴]. جهت نشان دادن بارهای دینامیکی مؤثر بر خستگی از روابط متعددی استفاده می‌شود، از این جمله می‌توان به روابط (۱) تا (۳) اشاره کرد [۴]:

$$S_a = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \quad (1)$$

$$S_a = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} \quad (2)$$

$$R = \frac{S_{min}}{S_{max}} \quad (3)$$

در این روابط S_{max} حداکثر تنش اعمالی، S_{min} حداقل تنش اعمالی، S_a دامنه تنش، S_m تنش میانگین و R نسبت تنش است. روش اصلی نمایش داده‌های مهندسی درباره خستگی استفاده از نمودارهای S-N است که نمودار تنش (S) برحسب تعداد چرخه (N) تا نقطه شکست است [۴ و ۵].

در تحقیقات متعددی تغییرات ریزساختاری فولاد PH ۴-۱۷ تحت شرایط گوناگون عملیات حرارتی مورد بررسی قرار گرفته است. در فرایند رسوب سختی ابتدا نواحی غنی از مس به صورت هم‌سیما در ساختار تشکیل می‌شود و پس از رشد این نواحی، ارتباط ساختاری آنها با زمینه تغییر می‌کند و ناهم‌سیما می‌شوند. تشکیل آستینیت برگشتی نیز در برخی مراجع گزارش شده است [۶-۹]. واو و همکاران [۱۰] در پژوهشی خواص کششی و خستگی فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ را مورد بررسی قرار داده‌اند و بیان کردند که در بازه دمایی ۲۰۰ تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد تغییرات استحکام تسلیم این آلیاژ و مشابه آن تغییرات استحکام کششی نهایی آلیاژ به گونه‌ای است که نمونه پیر شده در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت (A۴۸۰-۱) استحکام بیشتری نسبت به نمونه پیر شده در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت چهار ساعت (A۶۲۰-۴) دارد. در قسمتی دیگر از این نتایج به تأثیر دمای محیط بر رفتار خستگی آلیاژ در نسبت تنش ۰/۱ پرداخته شده است. آنها بیان کردند که استحکام خستگی نمونه‌ها با افزایش

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده PH ۴-۱۷

عنصر	C	Cr	Ni	Cu	Si	Mn	Mo	Nb	Fe
آلیاژ مصرفی (درصد)	۰/۰۲	۱۵/۸۶	۴/۰۵	۳/۳۴	۰/۵	۰/۶۸	۰/۱۶	۰/۲۴	بقیه
ترکیب استاندارد (درصد)	≤۰/۰۷	۱۷-۱۵	۵-۳	۵-۳	≤۰/۷	≤۱/۵	≤۰/۶	≤۰/۴۵	بقیه

۲- مواد و روش تحقیق

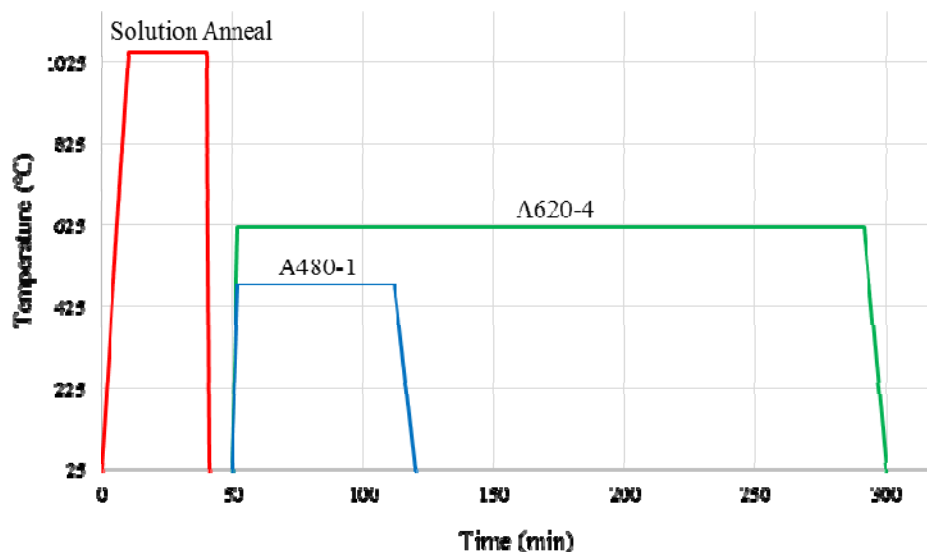
در این پژوهش از فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده PH ۴-۱۷ استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ به وسیله آزمون طیف‌سنجی نوری توسط دستگاه ۲۵۰۰ Metalscan ساخت کشور انگلستان مورد بررسی قرار گرفت که نتیجه آن در جدول ۱ آورده شده است. آلیاژ به صورت میله با مقطع گرد به قطر ۹/۸ میلی‌متر تهیه شد. جهت بررسی‌های اولیه، سختی‌سنجی و متالوگرافی تعدادی نمونه کوچک به طول حدود دو سانتی‌متر تهیه شد. مابقی میله‌ها به قطعاتی با طول حدود ۱۰ سانتی‌متر برش داده شدند.

با توجه به اینکه چرخه عملیات حرارتی آلیاژ دریافتی به‌طور کامل مشخص نبود، آلیاژ دریافتی ابتدا تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گرفت. این فرایند در شکل (۱) نشان داده شده است؛ ابتدا نمونه‌ها به آرامی تا دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد گرم شد و پس از هم‌دما شدن با کوره، نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه در این دما باقی ماندند. پس از این مرحله، نمونه‌ها به سرعت در روغن تا دمای محیط سرد شدند و جهت انجام عملیات پیرسازی، نمونه‌ها به مدت یک ساعت در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد در کوره حمام نمک با دقت ± 1 قرار گرفتند. این چرخه در شکل (۱) با رنگ آبی نشان داده شده و به اختصار ۱-۴۸۰ نام‌گذاری شد. جهت تهیه نمونه‌های فراپیر شده، نمونه‌های آنیل انحلالی به مدت چهار ساعت در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد در کوره حمام نمک قرار داده شد. این چرخه که به اختصار ۴-۶۲۰ نام‌گذاری شده در شکل (۱) با رنگ سبز نشان داده شده است.

جهت بررسی ریزساختار حاصل از هر چرخه، نمونه‌های عملیات شده تحت سنباده‌زنی قرار گرفتند و پس از صیقل‌کاری

دما کاهش می‌یابد و این امر به کاهش استحکام تسلیم نمونه‌ها بستگی دارد. ویسواناتان و همکاران [۱۱] در بررسی رفتار خستگی و خوردگی خستگی فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ بیان کردند حد خستگی نمونه پیر شده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد کمتر از حد خستگی نمونه پیر شده در دمای ۵۳۸ درجه سانتی‌گراد است. مود و همکاران [۱۲] با انجام آزمون خستگی کشش فشار در نسبت تنشی ۱- و فرکانس ۱۰۰ هرتز میزان پراکندگی داده‌های خستگی در فولاد PH ۴-۱۷ در شرایط عملیات حرارتی H1۰۲۵ و در بازه تنش گسترده‌ای مورد مطالعه قرار دادند. بررسی رفتار خستگی آلیاژ نشان داد با وجود گوناگونی مکانیزم شروع ترک خستگی برای تعداد سیکل خستگی متفاوت، پراکندگی داده‌های خستگی نهایی کم خواهند بود. اطلاعات انتشار یافته در این زمینه نه تنها محدود است بلکه بیشتر با آزمون خستگی محوری انجام شده است؛ آزمون‌های چرخشی خمشی صورت گرفته هم‌به‌روش‌های اعمال بار یک نقطه‌ای و دو نقطه‌ای بوده که خطای زیادی دارند که برای کاربردهای حساس در صنایع دریایی و هوایی که به داده‌هایی مطمئن از نمودارهای S-N احتیاج دارند، قابل استفاده نیست.

در این پژوهش ابتدا با انجام مطالعات ریزساختاری و آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش اقدام به ارزیابی رفتار این آلیاژ تحت دو چرخه عملیات حرارتی ۱-۴۸۰ به‌عنوان نمونه پیر شده و ۴-۶۲۰ به‌عنوان نمونه فراپیر شده شد. سپس با انجام آزمون خستگی، رفتار آلیاژ در دو حالت پیری و فراپیری در دمای محیط مورد بررسی قرار گرفت. در ادامه با در نظر گرفتن تنش‌های میانگین متفاوت، نواحی مصونیت آلیاژ در دو چرخه یاد شده مشخص شد.



شکل ۱- چرخه‌های عملیات حرارتی آنیل انحلالی و پیرسازی

تنش نرمال انجام خواهد گرفت. دستگاه مورد استفاده مدل SFT- ۸۵۰ ساخت شرکت سنتام بود که براساس استاندارد ISO ۱۱۴۳ طراحی شده و دارای ویژگی‌هایی از قبیل مکانیزم بارگذاری دقیق، استفاده از درایور کنترل سه فاز جهت کنترل آرام و دقیق دور موتور و عدم اعمال تنش غیرمحموری به نمونه به‌علت دارا بودن فک‌های دقیق و کاملاً هم راستاست. نمونه‌های خستگی مورد نیاز این دستگاه نیز مطابق استاندارد ISO ۱۱۴۳ و مشابه شکل (۲) به‌وسیله دستگاه تراش CNC^۳ ماشین‌کاری شدند. در گام بعدی جهت یکنواخت شدن سطح نمونه‌ها، سطح آنها تا سناده ۲۴۰۰ تحت عملیات سناده زنی قرارگرفت و سپس به‌وسیله نمد صیقل‌کاری شدند تا زبری سطح به حداقل برسد.

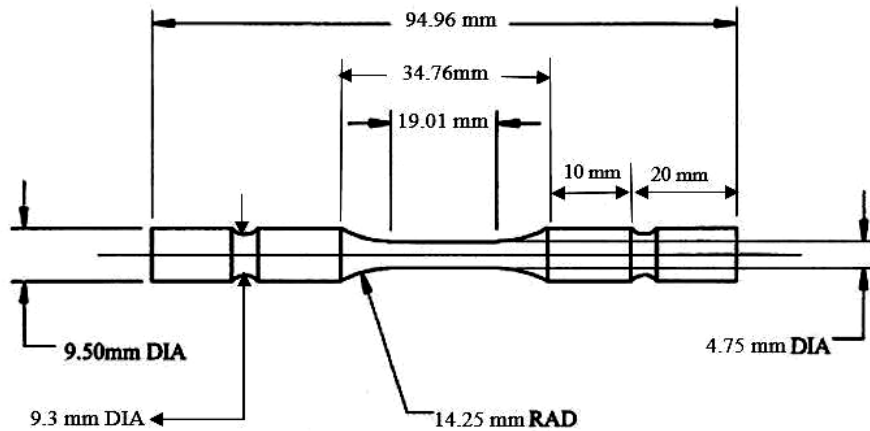
۳- نتایج و بحث

۳-۱- مشاهدات ریزساختاری

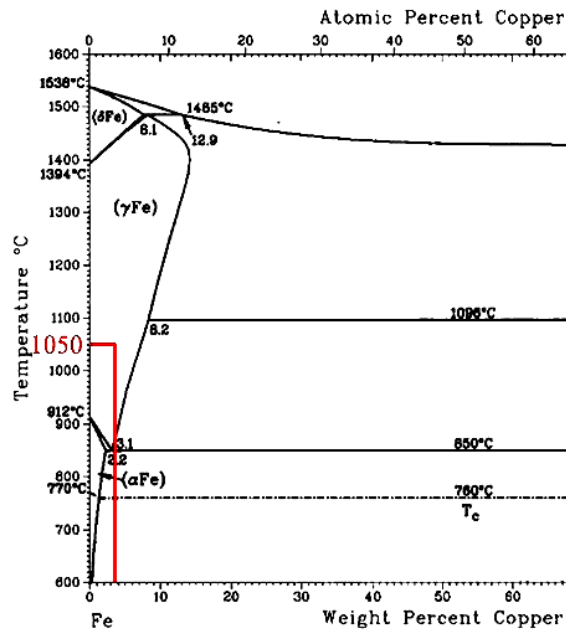
براساس نتایج آزمون دیلاتومتری در تحقیقات قبلی محققین روی آلیاژ مشابه، دمای شروع استحاله مارتنزیتی در آن حدود ۱۰۵ درجه سانتی‌گراد است [۷]. به‌علت بالا بودن دمای شروع استحاله مارتنزیتی در این فولاد عمده ساختار پس از فرایند سرد شدن تبدیل به مارتنزیت می‌شود و احتمال وجود آستنیت

نهایی به‌وسیله محلول فرای اصلاح‌شده [۱۳] با ترکیب ۱۵ گرم مس کلرید (CuCl₂)، ۴۰ میلی‌لیتر هیدروکلریدریک اسید (HCl)، ۳۰ میلی‌لیتر آب و ۲۵ میلی‌لیتر اتانول حکاکی شد و از ریزساختار آنها به‌وسیله میکروسکوپ نوری^۱ و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ (SEM) مدل XL۳۰ ساخت شرکت فیلیپس تصاویر ریزساختار تهیه شد. جهت بررسی سختی نمونه‌ها از دستگاه سختی‌سنج کوپا مدل UV۱ استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E۸ از میله‌های ۱۰ سانتی‌متری عملیات شده ماشین‌کاری شدند و آزمون به‌وسیله دستگاه کشش هانسفیلد مدل HD۵۰ks با نرخ کشش یک میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. پس از شکسته شدن نمونه‌ها، سطح شکست توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

آزمون خستگی در این پژوهش با دستگاه خستگی خمشی چرخشی توسط سیستم اعمال نیرو چهار نقطه‌ای انجام گرفت. این آزمون با فرکانس ۵۰ هرتز و تحت شرایط R=-۱ انجام شد در این آزمون با اعمال بار چهار نقطه‌ای قسمتی از نمونه وجود دارد که نیرو در آن ثابت است و نیروی معکوس که در سایر روش‌های آزمون خستگی باعث ایجاد تنش برشی بین لایه‌ای می‌شود به صفر می‌رسد [۱۴]. به این ترتیب، در این حالت آزمون خستگی تنها با



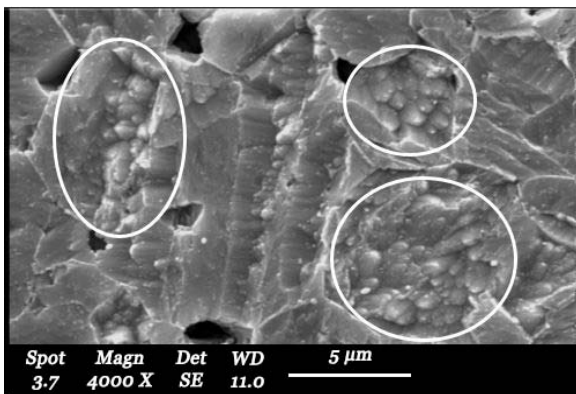
شکل ۲- نقشه و ابعاد نمونه‌های خستگی



شکل ۳- بخشی از نمودار از فاز آهن - مس [۲۲]

دارد، می‌توان گفت تمام مس موجود در آلیاژ در زمینه حل شده است. از آنجا که عملیات سرد کردن سریع بعد از فرایند آنیل انحلالی صورت گرفت، اتم‌های مس زمان خروج از ساختار را پیدا نمی‌کنند. به این صورت آلیاژ پس از عملیات آنیل انحلالی ساختاری فوق اشباع از مس دارد؛ ساختار فوق اشباع عامل ایجاد رسوب سختی در این آلیاژ است. به‌طور کلی می‌توان گفت ریزساختار نهایی فولاد PH ۴-۱۷ پس از آنیل انحلالی،

باقی‌مانده و یا فاز فریت کم است. از سوی دیگر به‌علت نزدیکی بودن درصد کروم آلیاژ به حداقل میزان استاندارد احتمال وجود فریت دلتا در ساختار نیز کم است [۱۵]. همان‌گونه که در شکل (۳) نشان داده شده است در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد که نمونه‌ها در آن تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گرفته‌اند حد حلالیت مس در آهن حدود هفت درصد وزنی است و با توجه به اینکه در این آلیاژ تنها حدود چهار درصد وزنی مس وجود

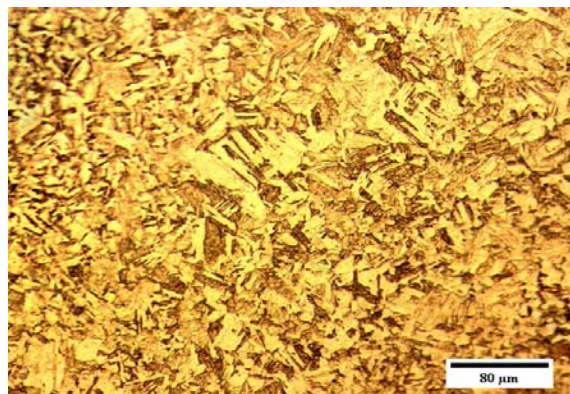


شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه پیرشده

در شرایط A۴۸۰-۱

کاهش دهد [۱۷]. به این دلیل هنگام حکاکی، این حفره‌ها احتمالاً در نواحی فقیر از کروم ایجاد شده‌اند. رویداد دیگری که در این مرحله محتمل است تشکیل رسوبات ریز و پراکنده در ساختار است که به علت انجام نفوذ مس در ساختار فوق اشباع بعد از سرد شدن از آنیل انحلالی است. بر اثر پیرسازی فازهایی غنی از مس در ساختار تشکیل می‌شود. این فازها و کاربیدهای فلزی همچون کاربید نیوبیوم و کاربید کروم در این مرحله تشکیل می‌شوند [۹]. به علت اینکه این ذرات نانومتری هستند به وسیله میکروسکوپ نوری و حتی میکروسکوپی الکترونی روبشی قابل شناسایی نیستند.

شکل (۶) ریزساختار نمونه ۴-۶۲۰ A را نشان می‌دهد؛ با توجه به اینکه این نمونه در دمای بالاتر و در زمان بیشتر نسبت به نمونه ۱-۴۸۰ A تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته است، می‌توان آن را به عنوان نمونه فرایر شده در نظر گرفت. در این نمونه شکل تیغه‌های مارتنزیت کاملاً تغییر کرده است؛ لبه کناری تیغه‌های مارتنزیت کاملاً حل شده و ساختار تیغه‌ای شکل مارتنزیت حدوداً به ساختار هم‌محور تبدیل شده است. فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ در این دما مستعد تشکیل آستنیت برگشتی است زیرا به علت تشکیل نواحی غنی از مس با ساختار FCC شرایط برای جوانه‌زنی آستنیت فراهم می‌شود. مطابق نتایج ارائه شده در منابع [۱۷ و ۱۸] حین پیرسازی این آلیاژ و به علت فراهم شدن شرایط نفوذ با تشکیل کاربید کروم در

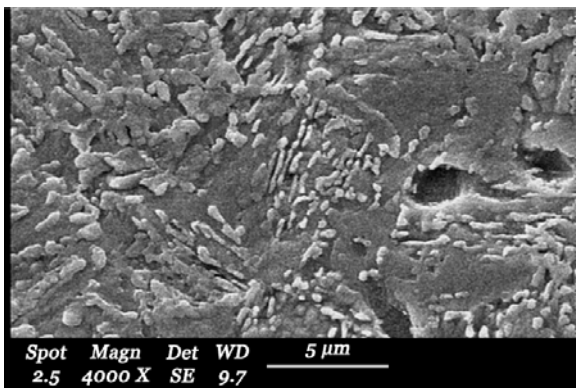


شکل ۴- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه پیرشده در شرایط

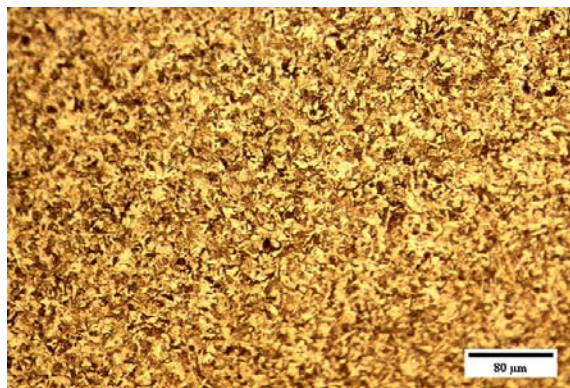
A۴۸۰-۱

مارتنزیت فوق اشباع از مس است. شکل (۴) ریزساختار فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ را در شرایط عملیات حرارتی ۱-۴۸۰ A نشان می‌دهد. ساختار تیغه‌ای شکل مارتنزیت در این تصویر کاملاً مشخص است. زمینه آلیاژ در حالت آنیل انحلالی مارتنزیت فوق اشباع از مس است. طی عملیات پیرسازی ۱-۴۸۰ A ساختار مارتنزیتی تحت شرایط تمپر قرار می‌گیرد، به همین دلیل است که در بعضی نقاط تیغه‌های مارتنزیت تا حدودی شکل خود را از دست داده و سطح خارجی آنها به نوعی تغییر شکل یافته است. ویسواناتان و همکاران [۱۶] حل شدن موضعی لبه تیغه‌ها را عامل تغییر شکل نسبی تیغه‌های مارتنزیت در حین فرایند پیرسازی معرفی کرده‌اند.

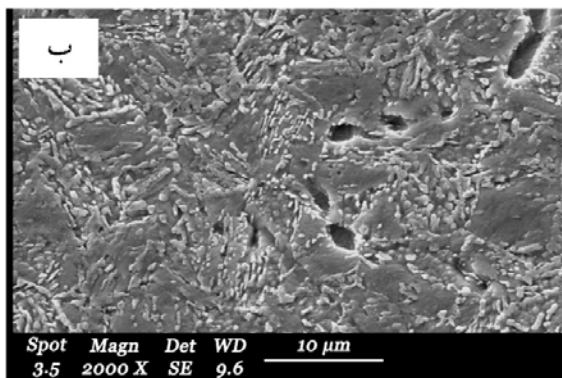
شکل (۵) تیغه‌های مارتنزیت تشکیل شده را با بزرگ‌نمایی بیشتر نشان می‌دهد؛ زوایای متفاوت تیغه‌های مارتنزیت در این شکل دیده می‌شود. نواحی مشخص شده روی شکل، نواحی مخروطی شکل را نشان می‌دهد که به نظر می‌رسد انتهای تیغه‌های مارتنزیت باشند و در اثر حکاکی نمایان شده باشند. از سوی دیگر در شکل (۵) حفره‌هایی وجود دارد و با توجه به اینکه جهت‌گیری تیغه‌های مارتنزیت در اطراف آنها متفاوت است می‌توان گفت این حفره‌ها در مرزخانه‌ها ایجاد شده‌اند. تشکیل کاربید کروم که بیشتر در مرزخانه‌ها روی می‌دهد باعث می‌شود غلظت کروم در نواحی مرزی کاهش یابد و این امر عاملی است که مقاومت به خوردگی این نواحی را به شدت



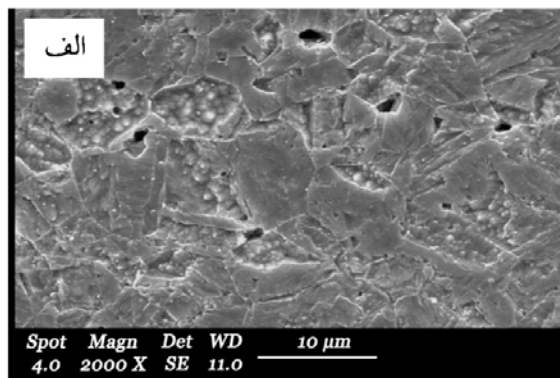
شکل ۷- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه فرایپر شده در شرایط ۴-۶۲۰A



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه فرایپر شده در شرایط ۴-۶۲۰A



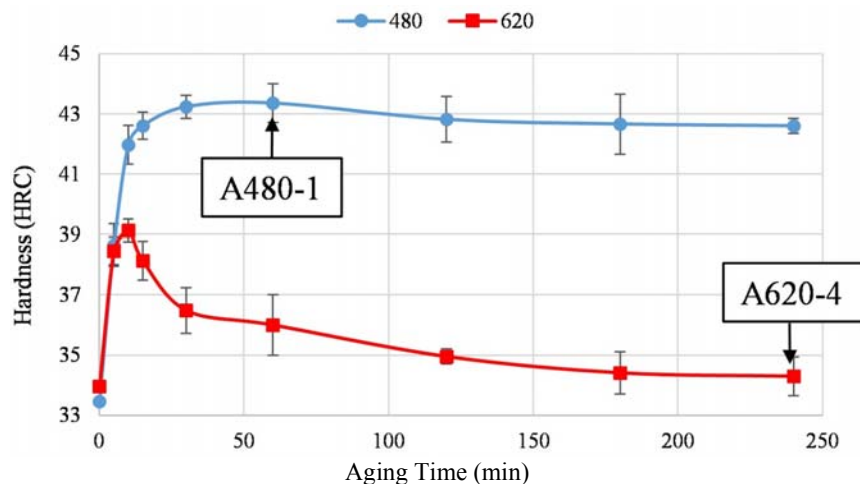
شکل ۸- ریزساختار فولاد PH ۴-۱۷: الف) نمونه پیرشده در شرایط ۱-۴۸۰A، ب) نمونه فرایپر شده در شرایط ۴-۶۲۰A



که در این مرحله روی می‌دهد، رشد نواحی غنی از مس در ساختار است [۹]. این نواحی که انتظار می‌رود در نمونه ۱-۴۸۰A بسیار ریز باشند و با زمینه رابطه هم‌دوستی داشته باشند، در نمونه ۴-۶۲۰A رشد می‌کنند و رابطه هم‌دوستی خود با زمینه را از دست می‌دهند. شکل (۷) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه ۴-۶۲۰A را در بزرگ‌نمایی بیشتر نشان می‌دهد. با مقایسه شکل (۷) و شکل (۵) می‌توان تشکیل فازهای جدید را بر اثر فرایبری به‌وضوح مشاهده کرد.

با مقایسه تصاویر الف و ب در شکل (۸) مشاهده می‌شود که اندازه حفره‌های ایجاد شده در نمونه ۴-۶۲۰A بزرگ‌تر از حفره‌های نمونه ۱-۴۸۰A است. علت اختلاف اندازه حفره‌ها در دو نمونه را می‌توان این مطلب دانست که قرارگیری نمونه در

ساختار، غلظت کروم در نواحی اطراف ذرات کاربید کم می‌شود، این پدیده به منزله آن است که غلظت نیکل و مس به‌عنوان پایدار کننده‌های آستنیت افزایش یافته است. از این رو می‌توان انتظار داشت در این دمای پیرسازی و در مدت زمان چهار ساعت مقدار قابل توجهی آستنیت برگشتی تشکیل شود. دیگر محققان [۷، ۱۱ و ۱۶] نیز با تأکید بر تشکیل آستنیت برگشتی در نزدیکی این دما بیان کرده‌اند احتمال تشکیل آستنیت برگشتی در مرزخانه‌ها و بر سطح تیغه‌های اولیه مارتنزیت بیشتر است. از سوی دیگر، با تشکیل کاربیدهای فلزی حین پیرسازی، کربن از ساختار زمینه خارج می‌شود؛ خروج کربن از زمینه عامل کاهش تراگنالیت است. این پدیده را می‌توان به تبدیل مارتنزیت به فریت تعبیر کرد. اتفاق دیگری



شکل ۹- نمودار پیرسختی فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ در دو دمای ۴۸۰ و ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد

سختی آن خیلی سریع و با شیب زیاد کاهش می‌یابد. می‌توان گفت، در دمای پیرسازی بیشتر، نمونه زودتر به اوج سختی رسیده و سپس سختی آن با شیب بیشتری کاهش می‌یابد. از سوی دیگر حداکثر سختی نمونه پیر شده در دمای پایین‌تر خیلی بیشتر از سختی نمونه پیر شده در دمای بالاتر است.

در نمونه آنیل انحلالی که محلول جامد فوق اشباع با ساختار مارتنزیتی است سختی حدود ۳۴ راکول سی است. در حین فرایند پیرسازی ابتدا با خروج اتم‌های مس از ساختار و تشکیل رسوبات غنی از مس و نیز تشکیل کاربیدهای فلزی، سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. با گذشت زمان، نمونه‌ها به حداکثر سختی خود در دمای پیرسازی می‌رسند و پس از این مرحله با ادامه روند نفوذ عناصر در ساختار، رسوبات ایجاد شده رشد می‌کنند و با از دست دادن همدوستی با زمینه سختی آلیاژ کاهش می‌یابد. از سوی دیگر، در این شرایط با کاهش تراگونالیته ساختار به علت خروج اتم‌های کربن، سختی آلیاژ کم می‌شود. در دمای بالا امکان تشکیل آستنیت برگشتی در ساختار وجود دارد؛ تشکیل آستنیت برگشتی در نمونه پیر شده در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد عاملی است تا سختی آلیاژ افزایش زیادی نداشته باشد و کاهش سختی نمونه در مرحله فراپیری نیز با سرعت بیشتری انجام شود.

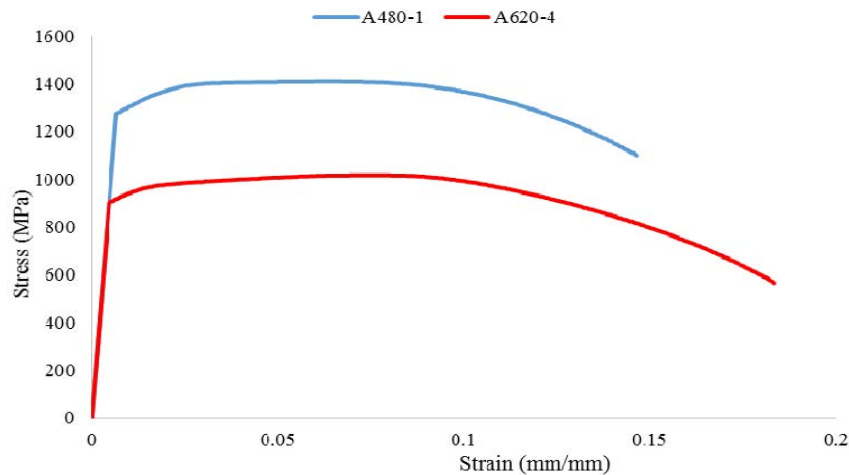
همان‌طور که در Aging Time (min)

دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت چهار ساعت باعث می‌شود نفوذ بیشتر انجام شود، برد نفوذی نیز افزایش می‌یابد که باعث خالی شدن ناحیه بیشتری از کروم می‌شود. کم‌شدن غلظت کروم سبب کاهش مقاومت ماده در برابر محلول خورنده حکاکی و ایجاد حفره می‌شود.

۳-۲- اثر پیرسازی بر خواص مکانیکی

شکل (۹) نمودار پیرسختی فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ را در دو دمای ۴۸۰ و ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد؛ سختی نمونه در شرایط آنیل انحلالی، قبل از انجام فرایند پیرسازی، حدود ۳۴ راکول سی است. با قرار دادن نمونه‌ها در دمای پیرسازی، سختی آلیاژ ابتدا افزایش می‌یابد و پس از مدتی سختی شروع به کاهش می‌کند. از سوی دیگر با مقایسه نمودارهای مربوط به دمای پیرسازی ۴۸۰ و ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد، مشاهده می‌شود سختی نمونه پیر شده در دمای بالا خیلی کمتر از نمونه پیر شده در دمای پایین‌تر است. تفاوت دیگر دو نمودار، زمان باقی ماندن نمونه در اوج سختی است، همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه پیر شده در دمای ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد مدت زمان بیشتری در سختی بیشینه خود باقی می‌ماند و روند نزولی در آن بسیار آهسته است. این در حالی است که نمونه پیر شده در دمای ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد پس از اینکه در زمان کم به اوج سختی می‌رسد،

شکل (۹) مشخص شده است شرایط



شکل ۱۰- نمودار تنش کرنش مهندسی نمونه‌های ۱-۴۸۰-۴ و ۴-۶۲۰-۴

جدول ۲ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود تنش تسلیم و تنش کششی نهایی نمونه ۱-۴۸۰-۴ حدود ۴۰ درصد بیشتر از تنش تسلیم و تنش کششی نهایی نمونه ۴-۶۲۰-۴ است. تنش شکست نمونه پیر شده نیز در حدود ۸۵ درصد بیشتر از تنش شکست نمونه فرایپر شده است. از سوی دیگر با مقایسه میزان درصد ازدیاد طول دو نمونه مشاهده می‌شود درصد ازدیاد طول نمونه ۴-۶۲۰-۴ افزایش ۳۰ درصدی نسبت به نمونه ۱-۴۸۰-۴ از خود نشان می‌دهد. با محاسبه سطح زیر نمودار تنش-کرنش مهندسی آزمون کشش تا نقطه شکست، چقرمگی شکست در واحد حجم نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. در مقادیر چقرمگی شکست محاسبه شده آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، چقرمگی شکست نمونه پیر شده حدود ۳۰ درصد بیشتر از چقرمگی شکست در نمونه فرایپر شده است. اگرچه درصد ازدیاد طول نمونه ۴-۶۲۰-۴ افزایش یافته است ولی به این خاطر که چقرمگی حاصل تأثیر متقابل استحکام و درصد ازدیاد طول است، چقرمگی نمونه ۱-۴۸۰-۴ بیشتر از حالت فرایبری شده است.

نتایج حاصل از آزمون کشش نیز همانند نتایج سختی‌سنجی تأیید‌کننده تغییرات ساختاری بیان شده در قسمت قبل است.

جدول ۲- پارامترهای مهم آزمون کشش

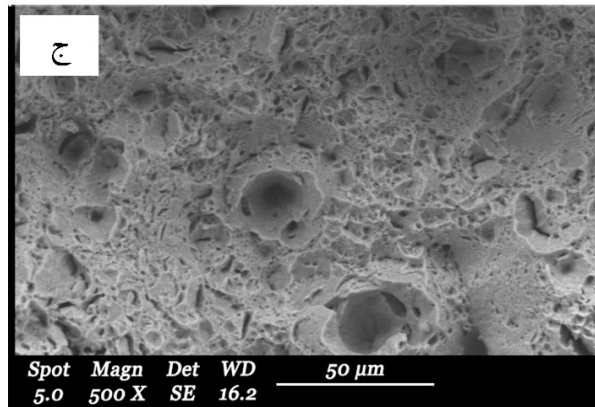
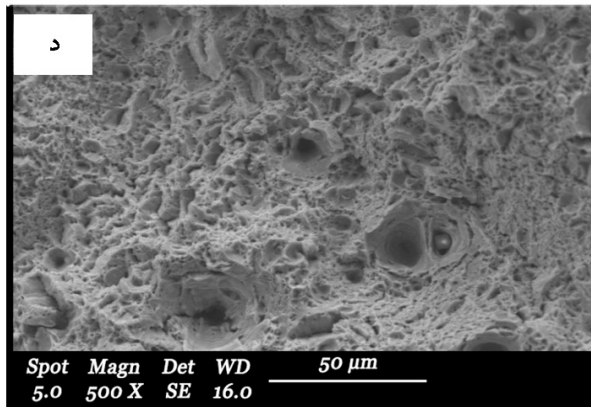
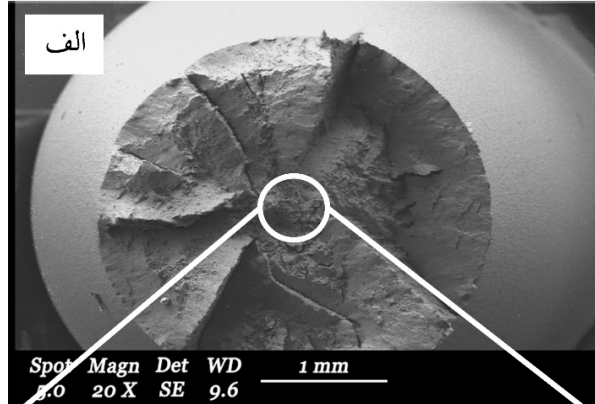
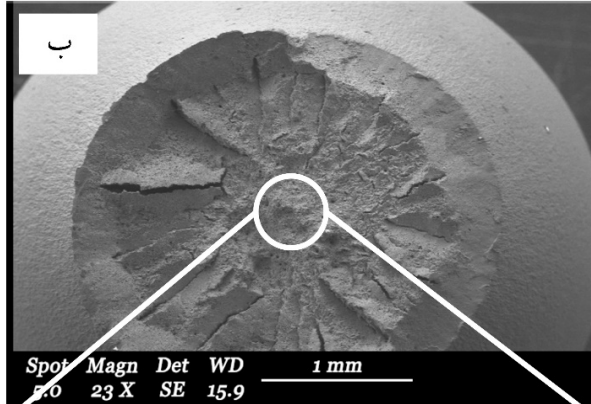
A620-4	A480-1	
۸۹۸	۱۲۶۹	استحکام تسلیم (MPa)
۱۰۱۷	۱۴۰۹	استحکام نهایی (MPa)
۵۶۵	۱۰۷۲	استحکام شکست (MPa)
٪۱۸	٪۱۳	ازدیاد طول نسبی
۱۶۵/۵	۲۱۲/۴	چقرمگی شکست (J/cm ^۳)

۱-۴۸۰-۴ و ۴-۶۲۰-۴ دو نقطه خاص از پیرسازی آلیاژ PH ۱۷-۴ در دماهای ۴۸۰ و ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد است. سختی نمونه پیر شده در شرایط ۱-۴۸۰-۴ و نمونه فرایپر شده در شرایط ۴-۶۲۰-۴ به ترتیب ۴۳/۳ راکول سی و ۳۴/۳ راکول سی است. مشاهده می‌شود، سختی نمونه ۴-۶۲۰-۴ تا حدود سختی نمونه آنیل انحلالی که حدود ۳۴ راکول سی است کاهش یافته است.

شکل (۱۰) نمودار تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های ۱-۴۸۰-۴ و ۴-۶۲۰-۴ را نشان می‌دهد. با توجه به شکل نمودارها می‌توان گفت هر دو نمونه رفتار کاملاً نرم از خود نشان می‌دهند؛ پس از عبور از ناحیه تغییر شکل کشسان وارد مرحله مومسان شده، پدیده گلوپی شدن در آن اتفاق می‌افتد و سپس نمونه‌ها دچار شکست می‌شوند. متغیرهای اصلی آزمون کشش از نمودار تنش-کرنش محاسبه شده و در

کاهش درصد ازدیاد طول است. این در حالی است که فرایبری

پیرسازی و تشکیل رسوبات مختلف عامل افزایش استحکام و



شکل ۱۱- سطح شکست نمونه‌های پیر شده پس از آزمون کشش: الف و ج) ۱-۴۸۰، ب و د) ۴-۶۲۰

چه در حالت پیرسازی شده و چه در شرایط فرایبری وجود این ترک‌ها قابل توجیه است.

به علت رشد رسوبات، تشکیل آستنیت برگشتی و کاهش تراگوناوبه ساختار باعث کاهش استحکام و افزایش درصد ازدیاد طول می‌شود.

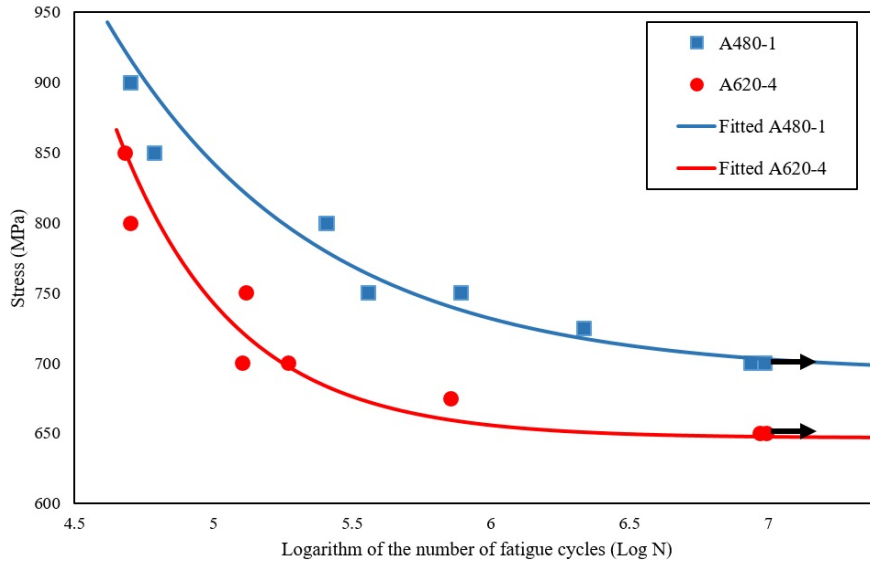
۳-۳- ارزیابی رفتار خستگی

شکل (۱۲) نمودار S-N را برای نمونه‌های ۱-۴۸۰ و ۴-۶۲۰ نشان می‌دهد. در انجام آزمون خستگی هر دامنه تنش که در آن نمونه‌ها بیش از 10^7 چرخه، شرایط خستگی را تحمل نمایند، حد خستگی^۴ نامیده می‌شود و پس از آن آزمون با این فرض که دیگر نمونه در این تنش نخواهد شکست متوقف می‌شد [۲۰ و ۲۱]. همان‌طور که از نمودار S-N در شکل (۱۲) مشخص است، تنش‌های اعمالی بر نمونه‌ها از حدود ۰/۷ تنش تسلیم آغاز شد. این دامنه تنش به تدریج در نمونه‌های بعدی کاهش داده شد تا اینکه در تنش خاصی نمونه پس از گذراندن

شکل (۱۱) سطح شکست نمونه‌های کشش را در بزرگ‌نمایی‌های متفاوت نشان می‌دهد. تصاویر (الف) و (ب) گلوبی شدن نمونه‌ها را به وضوح نشان می‌دهند. گلوبی شدن به اضافه وجود کله‌قندی در تصاویر (ج) و (د) نشان‌دهنده رفتار نرم این آلیاژ در حین آزمون کشش است که در نمودار تنش- کرنش نیز مشهود بود. در تصاویر (الف) و (ب) ترک‌هایی در راستای شعاع نمونه مشاهده می‌شود. در منابع [۷ و ۱۹] گزارش شده است که این ترک‌ها که مربوط به رشد ناپایدار ترک هستند در مواد با استحکام بالا مشاهده می‌شود [۷ و ۱۹]، با توجه به استحکام نسبتاً بالای این آلیاژ

۱۰^۷ چرخه دچار شکست نشود. این تنش به عنوان حد خستگی

آلیاژ در چرخه عملیات حرارتی انجام شده در نظر گرفته شد. به



شکل ۱۲- نمودارهای S-N نمونه‌های A۴۸۰-۱ و A۶۲۰-۴

نمونه A۴۸۰-۱ بیشتر از نمونه A۶۲۰-۴ است و این تفاوت رفتار خستگی بهتر نمونه پیر شده نسبت به نمونه فرایر شده را توجیه می‌نماید.

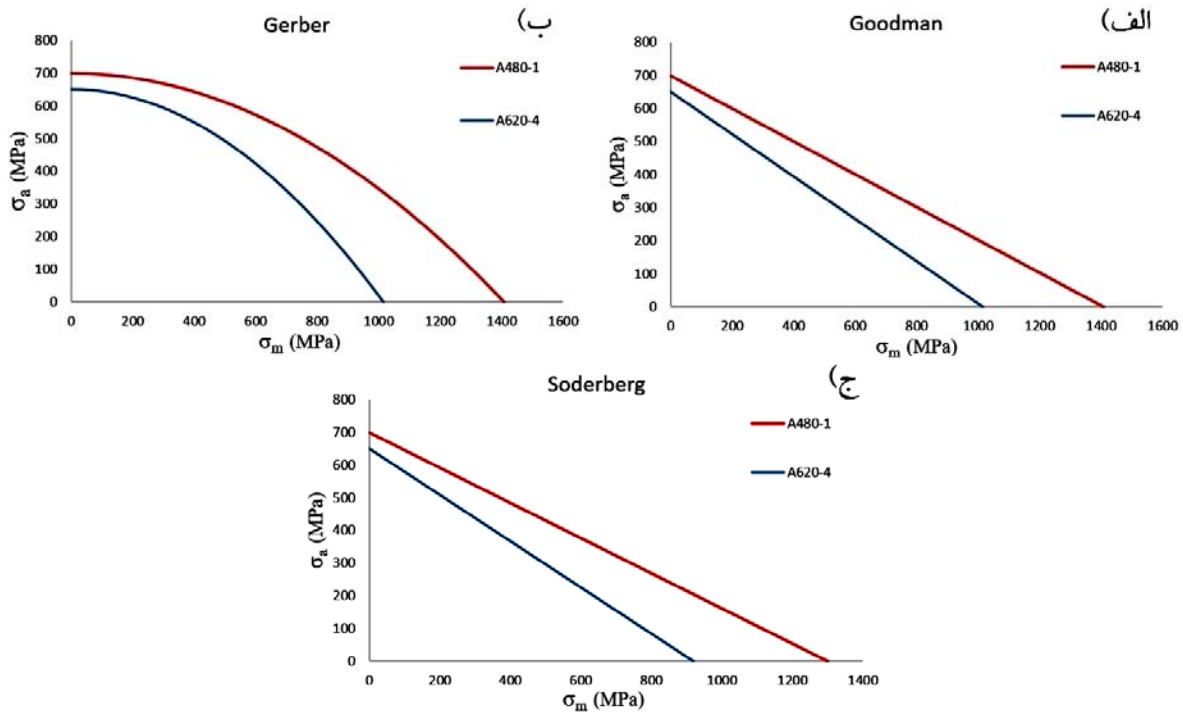
از آنجا که در آزمون خستگی خمشی چرخشی، تنش میانگین صفر است، می‌توان اثر تنش میانگین بر رفتار خستگی آلیاژ PH ۴-۱۷ را به وسیله سه نمودار گودمن، گربر و سودربرگ نشان داد. وجود تنش میانگین کششی در قطعات تحت خستگی باعث می‌شود مقاومت قطعه کاهش یابد و قطعه در دامنه تنش کمتری به حد خستگی خود می‌رسد. سه رابطه گودمن، گربر و سودربرگ جهت تعیین رابطه بین تنش میانگین و دامنه تنش معرفی شده‌اند. براساس حساسیت کاربرد قطعه می‌توان از هر یک از سه رابطه و نمودارهای مرتبط با آنها استفاده کرد به طوری که هرچه حساسیت کاربرد قطعه بیشتر باشد از نمودار با منطقه مصونیت کوچک‌تر استفاده می‌شود. همان‌طور که در شکل (۱۳) نشان داده شده است، در تمامی تصاویر (الف، ب و ج) نمودار آلیاژ فرایر شده پایین‌تر از نمونه پیر شده است. با توجه به اینکه در این نمودارها منطقه پایین نمودار منطقه مصونیت ماده از خطر شکست خستگی است، می‌توان گفت

منظور اینکه داده‌های خستگی به خوبی در نمودار S-N نشان داده شوند و روند تغییرات نمودار به شکل معمول نمودارهای S-N در آید، در محور افقی نمودار تعداد سیکل چرخه به صورت لگاریتم محاسبه و نشان داده شد.

مطابق شکل (۱۲) در تنش ثابت تعداد چرخه‌ای که نمونه A۴۸۰-۱ تا شکست می‌گذراند بیشتر از نمونه A۶۲۰-۴ است و یا می‌توان بیان کرد در تعداد چرخه ثابت نمونه A۴۸۰-۱ تنش بیشتری را تحمل می‌کند. علاوه بر آن، مطابق شکل، حد خستگی نمونه A۴۸۰-۱ حدود ۷۰۰ مگاپاسکال و حد خستگی نمونه A۶۲۰-۴ حدود ۶۵۰ مگاپاسکال است. بر این اساس می‌توان گفت اعمال چرخه حرارتی A۶۲۰-۴ سبب افت رفتار خستگی آلیاژ شده است و به عبارت دیگر مقاومت خستگی نمونه پیر شده بیشتر از نمونه فرایر شده است. همان‌طور که در نشان داده شد، استحکام نهایی و استحکام تسلیم نمونه A۴۸۰-۱ بیشتر از نمونه A۶۲۰-۴ است؛ استحکام بالاتر باعث به تأخیر افتادن شروع ترک و به دنبال آن افزایش استحکام خستگی نمونه پیر شده گردیده است از سوی دیگر، چقرمگی محاسبه شده از آزمون کشش نیز در

امکان استفاده از نمونه ۱-۴۸۰ در محدوده تنش و وسیع تری

وجود دارد.



شکل ۱۳- تأثیر تنش میانگین بر رفتار خستگی: (الف) گودمن، (ب) گربر، (ج) سودبرگ

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن PH ۴-۱۷ در دو حالت پیر شده ۱-۴۸۰ و فرایبر شده ۴-۶۲۰ با تأکید بر رفتار خستگی مورد بررسی قرار گرفت. خلاصه نتایج حاصل به صورت زیر است:

۱. سختی، استحکام کششی، استحکام تسلیم و استحکام شکست نمونه پیر شده بیشتر از نمونه فرایبر شده است. این در حالی است که ازدیاد طول نسبی نمونه فرایبر شده حدود ۳۰ درصد بیشتر از آن در شرایط پیر شده است.
۲. با توجه به اینکه چقرمگی آلیاژ حاصل تأثیر متقابل

واژه‌نامه

1. optical microscope (OM)
2. scanning electron microscop (SEM)
3. computer numerical control (CNC)
4. fatigue limit

1. Smith, W. F., *Structure and Properties of Engineering Alloys*, McGraw-Hill, 1993.
2. AK Steel., "product Data Sheet (17-4PH stainless steel)", *AK Steel Corporation*, 2007.
3. Krauss, G., *Steels: Heat treatment and Processing Principles*, ASM International, 1990.
۴. شهیدی ش., متالورژی مکانیکی، مرکز نشر دانشگاهی (تهران)، ۱۳۸۲.
۵. سجادی، ع., رفتار مکانیکی مواد، انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، ۱۳۸۸.
6. Bhambroo, R., Roychowdhury, S., Kain, V., and Raja, V., "Effect of Reverted Austenite on Mechanical Properties of Precipitation Hardenable 17-4 Stainlesssteel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 568, pp. 127-133, 2013.
7. Hsiao, C., Chiou, C., and Yang, J., "Aging Reactions in a 17-4 PH Stainless Steel", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 74, No. 2, pp. 134-142, 2002.
8. Murr, L. E., Martinez, E., Hernandez, J., Collins, S., Amato, K. N., Gaytan, S. M., and Shindo, P.W., "Microstructures and Properties of 17-4 PH Stainless Steel Fabricated by Selective Laser Melting", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 1, No. 3, pp. 167-177, 2012.
9. Wang, J., Zou, H., Li, C., Zuo, R., Qiu, S., and Shen, B., "Relationship of Microstructure Transformation and Hardening Behavior of Type 17-4 PH Stainless Steel", *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, Vol. 13, No. 3, pp. 235-239, 2006.
10. Wu, J. H., and Lin, C. K., "Tensile and Fatigue Properties of 17-4 PH Stainless Steel at High Temperatures", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33, No. 6, pp. 1715-1724, 2002.
11. Viswanathan, R., Wittig, J., and Syrett, B., "Corrosion Fatigue of 17-4 PH Turbine Blade Steel in Chloride Environments", *Electric Power Research Inst., Palo Alto, CA*, 1981.
12. Mohd, S., Bhuiyan, M. S., Nie, D., Otsuka, Y., and Mutoh, Y., "Fatigue Strength Scatter Characteristics of JIS SUS630 Stainless Steel with Duplex S-N Curve", *International Journal of Fatigue*, Vol. 82, pp. 371-378, 2016.
13. Vander Voort, G. F., *Metallography, Principles and Practice*, ASM International, 1984.
14. Adynka, A., "Fatigue Failure and Testing Methods", *HAMK University of Applied Sciences*, 2013.
15. Mirzadeh, H., and Najafzadeh, A., "Hot Deformation and Dynamic Recrystallization of 17-4 PH Stainless Steel", *The Iron and steel Institute of Japan Interenationad*, Vol. 53, No. 4, pp. 680-689, 2013.
16. Viswanathan, U., Banerjee, S., and Krishnan, R., "Effects of Aging on the Microstructure of 17-4 PH Stainless Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 104, pp. 181-189, 1988.
17. Tavares, S., da Silva, F., Scandian, C., da Silva, G., and de Abreu, H., "Microstructure and Intergranular Corrosion Resistance of UNS S17400 (17-4PH) Stainless Steel", *Corrosion Science*, Vol. 52, No. 11, pp. 3835-3839, 2010.
18. Čihal, V., and Štefec, R., "On the Development of the Electrochemical Potentiokinetic Method", *Electrochimica Acta*, Vol. 46, No. 24, pp. 3867-3877, 2001.
19. ASM Handbook, *Failure Analysis and Prevention*, ASM Handbook, Vol. 11, 2002.
20. ASM Handbook, Vol. 19, *Fatigue and Fracture*, ASM International, Metals Park, OH, 1996.
21. Lee, Y. L., *Fatigue Testing and Analysis: Theory and Practice*, Butterworth-Heinemann, 2005.
22. ASM Handbook., Vol. 3, *Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Materials Park, OH, 1992.