

تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر رفتار خستگی و خوردگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار

فروغ قنبری^۱، عبدالمجید اسلامی^{۲*}، فخرالدین اشرفی زاده^۳، حمیدرضاگر جی^۴

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد دانشگاه صنعتی اصفهان

^۲ استایار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

^۳ استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

^۴ کارشناسی دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

* نویسنده مسئول: m.eslami@cc.iut.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۲/۱۵ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۲۶

چکیده

آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار اغلب در ساخت پروانه کشتیها و دیگر قطعات دریایی کاربرد دارند. در این مقاله تاثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی، رفتار خوردگی و عملکرد خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار مورد بررسی قرار گرفته است. آزمونهای سختی سنجی و کشش برای بررسی خواص مکانیکی نمونهها انجام شد. مقاومت به خوردگی نمونهها توسط آزمونهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول ۳/۵٪ NaCl بررسی شد. عمر خستگی نمونهها نیز توسط دستگاه خستگی خمشی - دورانی چهارنقطه‌ای اندازه گیری شد. سطح نمونهها پس از انجام آزمونهای کشش، خستگی و خوردگی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی ارزیابی شدند. نتایج بررسیها نشان دادند، سختی آلیاژ نورد شده با انجام عملیات آنیل به مقدار بسیار اندک (کمتر از ۲٪) کاهش یافت. آلیاژ نورد شده استحکام تسلیم و استحکام کششی بهتری داشت، اما درصد ازدیاد طول نمونه آنیل شده در حدود ۷٪ بهتر از آلیاژ نورد شده بود. مقاومت به خوردگی نمونه آنیل شده نیز به میزان اندکی بالاتر از آلیاژ کار شده بود. اما نتایج آزمون خستگی نشان داد، آلیاژ نورد شده با میزان فاز K کروی بیشتر، عملکرد خستگی بهتری را داشت؛ به طوری که استحکام خستگی آن در حدود ۱۰۰ مگا پاسکال بیشتر از نمونه آنیل شده بود. بررسیهای میکروسکوپی نیز در تطابق با نتایج بدست آمده بود.

کلمات کلیدی: برنز آلومینیوم نیکل دار، استحکام خستگی، رفتار خوردگی، خواص مکانیکی، عملیات حرارتی آنیل؛

Effect of Annealing Heat Treatment on Fatigue and Corrosion Performance of Nickel Aluminum Bronze Alloy

F. Ghanbari, A. Eslami*, F. Ashrafizadeh, H. Gorji

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

* Corresponding Author: m.eslami@cc.iut.ac.ir

Submission: 2017, 05, 05 Acceptance: 2018, 05, 16

Abstract

Nickel aluminum bronze alloys are widely used in production of propellers and other components in marine applications. In this study, effect of heat treatment on mechanical properties, corrosion behavior and fatigue performance of nickel aluminum bronze was investigated. To study the mechanical properties, hardness and tensile tests were carried out on standard specimens. The corrosion resistance of these samples was evaluated in 3.5% NaCl solution by potentiodynamic tests. Samples were fatigue tested using four-point rotating bending fatigue machine. The surface of the specimens were also examined by scanning electron microscopy after the corrosion, tensile and fatigue tests. Experimental results show that heat treatment has significant effect on microstructure. The hardness of alloys slightly decreased (less than 2%) after annealing process. The hot-roll sample showed better tensile strength and yield strength than the annealed specimen, although the elongation in hot-roll sample was about 7% less than the annealed sample. Corrosion behavior of the annealed sample was generally somewhat better than hot-rolled. Fatigue test results showed that the as-received alloy with a higher percentage of spherical κ phase had better fatigue performance than the annealed condition; the fatigue strength of the as-received specimen was about 100 MPa higher than that of annealed sample. Microscopic examinations confirmed results of the fatigue tests.

Keywords: Nickel aluminum bronze, Fatigue strength, Corrosion behavior, Mechanical properties, Anneal heat treatment;

۱ - مقدمه

آلیاژ برنز آلومینیوم نیکلدار^۱ (NAB) یک سیستم دوتایی مس - آلومینیوم است، که عناصر آلیاژی نیکل و آهن نیز به آن افزوده می شود. آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکلدار به دلیل داشتن مقاومت به خوردگی عالی و خواص مکانیکی مطلوب به طور گسترده ای در ساخت قطعات دریایی مانند پروانه کشتی ها استفاده می شوند [۱-۳]. با این حال این آلیاژها اگر تحت عملیات حرارتی قرار نگیرند، مستعد به خوردگی انتخابی پس از قرار گرفتن طولانی مدت در آب دریا هستند [۴]. خواص این برنرها بسته به ترکیب شیمیایی آنها، به شکل زیادی قابل بهبود است [۵]. ریزساختار آلیاژ از فاز α محلول جامد غنی از مس، فاز β باقیمانده مارتنزیتی یا فاز β' که با فاز یوتکتوئیدی لایه ای شکل احاطه شده و یک سری فازهای بین فلزی K تشکیل شده است [۷ و ۸]. در میان ترکیبات بین فلزی فاز K_1 گل رزی شکل بوده و غنی از آهن می باشد، K_{II} کوچکتر از K_1 بوده و به شکل گل رزهای دندردی شکل، در مرزهای β/α توزیع شده است [۹]. فاز K_{III} به شکل لایه ای و غنی از نیکل در مرز فاز KI رسوب میکند، فاز KIV که رسوبات ریز غنی از آهن است و درون فاز α تشکیل می شود [۹]. اگر درصد وزنی آهن در ترکیب شیمیایی آلیاژ کمتر از ۵٪ باشد، هنگام سرد شدن آلیاژ از دماهای بالاتر از $930^\circ C$ ، فاز K_{III} درون فاز β تشکیل می شود؛ در حالی که اگر درصد وزنی آهن بیشتر از ۵٪ باشد، فاز K_1 تشکیل خواهد شد [۱۰]. نرخ خوردگی انتخابی فازهای متفاوت، به کسر حجمی، مورفولوژی و توزیع این فازها بستگی دارد [۱۱].

اخیرا تحقیقات زیادی جهت مطالعه تاثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و در نتیجه خواص مکانیکی و رفتار خوردگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکلدار انجام شده است. نتایج به دست آمده حاکی از آن است، که مقاومت به خوردگی و همچنین عمر خستگی بهینه آلیاژ در آب دریا را میتوان با کنترل ریزساختار به دست آورد. الهاشم و همکارانش رفتار خوردگی کاپیتاسیونی آلیاژ NAB ریختگی را که ریزساختار آن عمدتاً متشکل از فاز α و ترکیب بین فلزی K به همراه کسر کوچکی از فاز مارتنزیتی β' است، مورد مطالعه قرار دادند. آنها در آب دریای مصنوعی مشاهده کردند، فاز α در فصل های مشترک با رسوبات K به طور انتخابی خورده می شود [۱۰]. نرخ خوردگی این آلیاژها به عوامل متعددی از قبیل ترکیب شیمیایی، سابقه انجام کار مکانیکی، زبری سطح و محیط خورنده بستگی دارد [۹]. ژانگ و همکارانش به بررسی تاثیر ریزساختار بر رفتار خوردگی NAB را تحت شرایط اکستروود گرم، آنیل و کوینچ پس از آزمون غوطه وری در محلول $NaCl$ ۳/۵٪ پرداختند. آنها مشاهده

کردند، فاز مارتنزیتی β باقیمانده و ساختار یوتکتوئیدی لایه ای شکل ($\alpha + K_{III}$) پس از آنیل حذف شده و مقاومت به خوردگی آلیاژ را بهبود می دهد [۱۲]. مقاومت به خوردگی این آلیاژها از کم به زیاد درجه بندی می شود: پیرسازی شده، کوینچ شده، نرماله شده، اکستروود گرم شده و آنیل شده. با این حال با افزایش زمان غوطه وری در آزمون غوطه وری، تفاوت نرخ خوردگی متوسط بین این آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکلدار کم می شود [۱۳]. ساختار یوتکتوئیدی $\alpha + K_{III}$ در عمر خستگی آلیاژ نیز تاثیر مهمی دارد. فاز K_{III} لایه ای شکل به عنوان یک فاز سخت، که معمولاً در مرزهای دانه ها قرار دارد، مسیر ترجیحی رشد ترک خستگی بوده و موجب ایجاد سطح شکست کلیواژی در دانه ها در مقیاس میکرونی می شود. با این وجود در آلیاژ NAB آنیل شده، افزایش فاز K_{III} به دلیل مقادیر زیادی از ترک های ثانویه تشکیل شده در طول فصل های مشترک α و K_{III} می تواند تا حدودی موجب کند شدن نرخ رشد ترک شود [۱۴].

حفره دار شدن به عنوان یکی از مهم ترین مکانیزم های تخریب آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکلدار شناخته شده است. خوردگی حفره های عموماً در ناهمگنی های فیزیکی و شیمیایی موجود روی سطح فلزات مانند ناخالصی ها، ذرات فاز دوم، ترک ها، صدمات مکانیکی و ناهمگنی ها آغاز خواهد شد. آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکلدار شامل ذرات تشکیل دهنده زیادی بوده، که هر کدام از آنها نقش بسیار مهمی در تشکیل خوردگی حفره ای دارند. در اطراف حفره معمولاً تشکیل تعداد زیادی ترک ریز آغاز شده، که در ادامه منجر به تخریب قطعات خواهد شد [۱۵].

در آلیاژهای با ساختار کاملاً FCC، ناحیه تک فاز α مقاومت خوبی در برابر خوردگی دارد. فاز β مقاومت به خوردگی کمتری نسبت به فاز α دارد و ساختار یوتکتوئید $\alpha + \gamma_2$ هم بسیار مستعد به حمله خوردگی است. بسته به شرایط مخصوص محیطی، فاز β یا ساختار یوتکتوئیدی در برنرهای آلومینیوم می تواند به صورت انتخابی مورد حمله خوردگی قرار گیرد. مقادیر آلومینیوم در برنرهای آلومینیوم، بیان کننده توانایی تشکیل بسیار سریع لایه محافظ غنی از آلومینیوم است، که بسیار محافظ بوده و حساسیت به شکست موضعی و در نتیجه حفره دار شدن در حضور کلراید (آب دریا) را ندارد. بنابراین برنرهای آلومینیوم از جمله آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکلدار مقاومت بالایی به خوردگی در آب دریا ندارد و بیشترین کاربرد را در آب دریا نسبت به سایر محیط ها دارا هستند [۱۶].

وارتون و همکاران در سال ۲۰۰۵ رفتار خوردگی برنز آلومینیوم نیکلدار ریختگی و کار شده در آب دریا را مورد مطالعه قرار دادند.

نتایج آنها نشان داد نرخ خوردگی به ماهیت فیلم اکسیدی بستگی دارد و از اینرو نرخ خوردگی متأثر از عوامل زیر:

- (الف) ترکیب الکترولیت آب دریا
(ب) ترکیب متالورژیکی و زبری سنجی
(ج) هندسه الکترود - الکترولیت
(د) بزرگی ابعاد و نوع جریان الکترولیت
(ه) حضور ساینده
(و) زمان غوطه‌وری [۱۷].

مقاومت به خوردگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار به لایه محافظ شامل اکسیدهای مس و آلومینیوم که ضخامتی در حد ۰/۹-۱ میکرون دارند، نسبت داده شده است. همچنین اکسیدهای آهن و نیکل نیز به همراه مقادیر جزئی نمک‌های مس و هیدروکسی کلرید مس وجود دارند، که پس از قرارگیری به مدت طولانی در آب دریا روی سطح تشکیل می‌شود. لایه اکسیدی به فلز پایه محکم چسبیده و سرعت خوردگی را کاهش می‌دهد. این حفاظت در برابر خوردگی به کاهش واکنش انحلال آندی که مانع انتقال یونی از طریق لایه اکسیدی می‌شود، به علاوه کاهش سرعت واکنش کاتدی در لایه اکسیدی نسبت داده شده است [۱۹].

در آب دریا انحلال آندی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار بسیار مشابه به انحلال مس است و به صورت روابط (۱) و (۲) بیان می‌شود [۲۰].



لازم به ذکر است، با توجه به وابستگی تشکیل فیلم محافظ به سرعت سیال، سرعت و مکانیزم خوردگی نیز شدیداً به این عامل بستگی دارد. لوریمرا و همکاران آزمون‌های خوردگی را روی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار حاوی ۹/۵ درصد آلومینیوم، ۴/۵ درصد آهن، ۴/۹ درصد نیکل و ۱/۹ درصد منگنز انجام دادند، که در این آزمایش نمونه‌ها به مدت ۴۸ ساعت در آب دریای شبیه‌سازی شده غوطه‌ور شدند. محققان اینگونه بیان کردند، که این نمونه‌ها تحت حملات خوردگی روی دوفاز قرار گرفتند: فاز مارتنزیتی β که نسبت به فاز α آندی بوده و یوکتوئید $\alpha + \text{K}_{\text{III}}$ که در آن α نسبت به K_{III} آندی است [۱۸].

حسن و همکاران نیز عنوان کردند، فعالیت شیمیایی بالای فاز مارتنزیتی β نیمه‌پایدار را میتوان، مسئول تسریع خوردگی دانست [۷]. با افزایش زمان آنیل کردن دانسیته رسوبات K_p در زمینه α افزایش خواهد یافت. حضور رسوبات ریز کاتدی فاز K_p در داخل فاز α

موجب خوردگی یکنواخت در دانه‌های فاز α شده و از خوردگی موضعی فاز α جلوگیری خواهد نمود [۱۹].

در بررسی دیگر توحیدی و همکاران تاثیر عملیات حرارتی را روی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار مورد ارزیابی قرار دادند. آنها آزمون خوردگی را روی نمونه‌های اولیه، کوینچ شده و پیرسازی شده انجام دادند. الکترولیت مورد استفاده در این آزمایش محلول ۳/۵ درصد NaCl بود. نتایج نشان داد، که دمای پیرسازی تاثیر مستقیمی روی ریزساختار و سختی نمونه‌ها دارد. همچنین بررسی‌ها نشان داد، که میزان سختی در فرایند پیرسازی در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد، زیرا در این دما پیرسازی اولیه پیش از حد رخ می‌دهد و در اثر پیرسازی بیش از حد، رسوبات درشت‌تر شده و تعداد آنها کاهش می‌یابد، به همین دلیل تعداد سلول‌های گالوانیکی کاهش و مقاومت به خوردگی افزایش خواهد یافت. عملیات کوینچ باعث رسوب آهن در زمینه می‌شود. در نتیجه مقاومت به خوردگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار را کاهش می‌دهد [۲۱].

به دلیل استفاده گسترده از آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار در صنایع دریایی، دستیابی به یک عملیات حرارتی مناسب به منظور بدست آوردن، مقاومت به خوردگی و عمر خستگی بهینه اهمیت دارد. در آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی، انجام عملیات حرارتی آنیل موجب بهبود رفتار خوردگی و خستگی می‌شود. اما تحقیقات اندکی در رابطه با تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر رفتار خوردگی و همچنین عملکرد خستگی در آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار کار شده، انجام شده است.

هدف از مقاله حاضر بررسی تاثیر عملیات حرارتی آنیل بر رفتار خوردگی و عملکرد خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده است.

۲- مواد و روش پژوهش

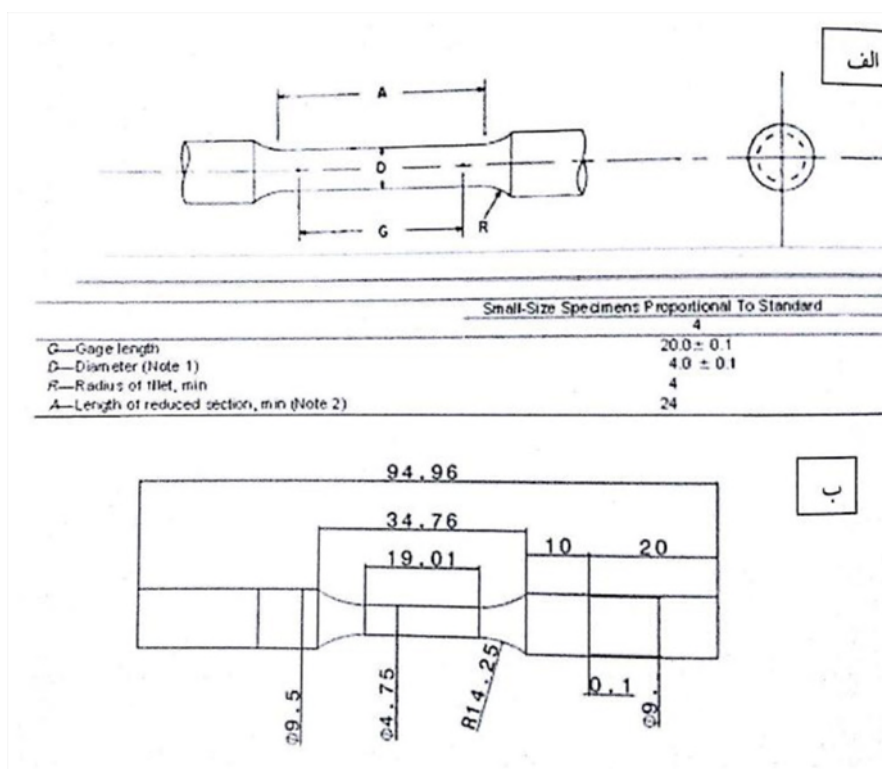
نمونه‌هایی از آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد گرم شده به صورت استوانه ای شکل با قطر ۲۰ سانتی متر و ارتفاع ۱۰ سانتی متر تهیه شد. ترکیب شیمیایی قطعه اصلی با استفاده از آنالیز کوانتومتری به وسیله دستگاه کوانتومتر مدل ARUN ۲۵۰۰ تعیین شد، همچنین ترکیب شیمیایی استاندارد آلیاژ در جدول ۱ نشان داده شده است.

به منظور آماده کردن نمونه‌های مورد نیاز در آزمون‌های سختی سنجی و خوردگی، نمونه‌های دیسکی شکل با قطر ۱ سانتی متر و ضخامت ۱ سانتی متر برش داده شدند. همچنین نمونه‌هایی جهت انجام آزمون کشش و خستگی به ترتیب مطابق استانداردهای ASTM E8 و ISO 1143 توسط دستگاه CNC آماده شدند.

به منظور انجام عملیات حرارتی آنیل نمونه‌ها به مدت یک ساعت

جدول ۱ - مقایسه ترکیب شیمیایی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار کار شده مورد استفاده با استاندارد C۶۳۰۰۰ بر حسب درصد وزنی

آلیاژ	Al	عناصر آلیاژی (درصد وزنی)					Cu
		Sn	Zn	Mn	Fe	Ni	
آلیاژ NAB استاندارد (C63000)	۹/۱۱-۰/۰	۴/۵-۰/۵	۲/۴-۰/۰	<۱/۵	<۰/۳	<۰/۲	بقیه
آلیاژ NAB استفاده شده در این پژوهش	۱۰/۲	۵/۲۱	۲/۹۰	۰/۶۴	۰/۰۴	<۰/۰۵	بقیه



شکل ۱- شماتیک و ابعاد نمونه‌های آزمون (الف) کشش و (ب) خستگی

با استفاده از میکروسکپ نوری Nikon مدل ۳۰۰ EPIPHOT مجهز به دوربین SONY و در بزرگنمایی بالا توسط میکروسکپ الکترونی روبشی PHILIPS مدل XL۳۰۰ بررسی شد.

درون کوره EXCITON مدل AZAR با دمای °C ۷۵۰ قرار گرفتند و سپس در کوره سرد شدند. به منظور مطالعه ریزساختار، آماده‌سازی اولیه نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E3-01، به شکل زیر انجام گرفت. ابتدا نمونه‌ها توسط سنباده‌های ۸۰، ۲۴۰، ۶۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۴۰۰ سنباده زده شدند و سپس توسط پودر آلومینا ۵/۰ میکرون محلول در آب بر روی نمد، پولیش انجام شد. پس از سنباده‌زنی نمونه‌ها شسته و توسط دستگاه التراسونیک در محلول استون، چربی‌زدایی و خشک شدند. برای ماکرو اچ سطح، از محلول

عملیات سختی سنجی با استفاده از دستگاه سختی سنج AMSLER مدل Testor روی مقطع نمونه‌های کوچک دیسکی شکل در مقیاس ویکرز با نیروی اولیه ۱۰ کیلوگرم صورت گرفت. این آزمون ۴ مرتبه روی نمونه‌ها انجام شد و معدل این نتایج به عنوان نتیجه نهایی گزارش شد. آزمون کشش در دمای محیط بر روی نمونه‌های نورد شده و نمونه‌های آنیل شده با نرخ ۰/۵ میلی متر بر دقیقه توسط دستگاه کشش HOUNSFIELD مدل H50KS، ۳ بار انجام گرفت و سپس سطح شکست نمونه‌ها مورد بررسی میکروسکوپی قرار گرفت. دستگاه آزمون خستگی مورد استفاده در این پژوهش از نوع خمشی - دورانی چهار نقطه‌ای SANTAM مدل SFT-۸۵۰ با فرکانس ۵۰ هرتز بود. این آزمون توسط دستگاه خستگی تحت نیروهای متفاوت انجام شد. پس از آزمون خستگی سطح نمونه‌های شکسته شده توسط میکروسکپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

آزمون‌های الکتروشیمیایی در یک سل سه الکترودی شامل الکترود کاری (نمونه)، الکترود کمکی از جنس پلاتین و الکترود نقره/ نقره کلرید (Ag/AgCl) به عنوان الکترود مرجع و با استفاده از دستگاه پتانسیواستات IIVIUM مدل IIVIUM.XRe انجام شد. تمامی آزمون‌های الکتروشیمیایی در محلول سدیم کلرید ۳/۵ درصد با pH~۸ که نزدیک به pH آب دریا است، در دمای محیط و در فاصله زمانی حداکثر ۱ ساعت پس از آماده سازی انجام گرفت. هر آزمون ۳ بار تکرار شد، تا از صحت و دقت نتایج اطمینان حاصل شود. برای اطمینان یافتن از رسیدن نمونه به شرایط پایا در الکترولیت و همچنین جلوگیری از ایجاد خطا در نتایج آزمون‌های الکتروشیمیایی قبل از انجام هر آزمون، پتانسیل مدار باز نمونه به مدت حداقل ۱۸۰۰ ثانیه اندازه گیری شد. رسیدن شیب منحنی پتانسیل - زمان به کمتر از ۳ میلی ولت بر دقیقه به عنوان معیاری برای شرایط پایا در نظر گرفته شد. آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای در ابتدا از ۲۵۰- میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز شروع شد و تا رسیدن پتانسیل به ۱/۵ ولت و یا جریان به ۱۰۰ میلی آمپر ادامه یافت. سپس جهت روبش پتانسیل برعکس شد. نرخ روبش در این آزمون برابر با ۱ میلی ولت بر ثانیه بود. مقادیر پتانسیل خوردگی، چگالی جریان روین شدن و پتانسیل حفره‌دار شدن از نتایج این آزمون به دست آمد. به منظور زدودن محصولات خوردگی جهت بررسی میکروسکوپی سطوح خوردگی پس از انجام آزمون‌های پتانسیودینامیک، نمونه‌ها در محلول ۰/۵ مولار HCl به مدت ۳ دقیقه تحت التراسونیک قرار گرفتند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

تصویر میکروسکوپی نوری و تصویر میکروسکوپی الکترونی

رویشی ریزساختار آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده در شکل ۱ نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۱ (الف) دیده می‌شود، آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده عمدتاً متشکل از زمینه فاز α با دانه‌های ستونی حاوی مقدار بسیار کمی فاز β باقیمانده یا فاز β' مارتنزیتی و رسوبات بین فلزی K است. قسمت‌هایی که در این شکل با رنگ بسیار تیره اچ شده‌اند نشان‌دهنده فاز β باقی‌مانده هستند. این فاز نتیجه استحاله دمای بالا فاز β می باشد که تا دمای اتاق سریع سرد شده است و به شکل مارتنزیتی و یا سوزنی شکل بوده و ساختار کریستالی آن هگزاگونال می باشد [۸]. شکل ۲ (ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده را با بزرگ‌نمایی بالاتر نشان می‌دهد. مناطق با رنگ خاکستری تیره به عنوان فاز α غنی از مس شناخته می‌شوند و نواحی غنی آلومینیوم - نیکل با رنگ خاکستری روشن فاز K_{III} است. K_{III} هنگامی که فاز β باقی‌مانده به یوتکتیک ریز $K_{III} + \alpha$ تجزیه می‌شود، در کنار فاز α ایجاد می‌گردد.

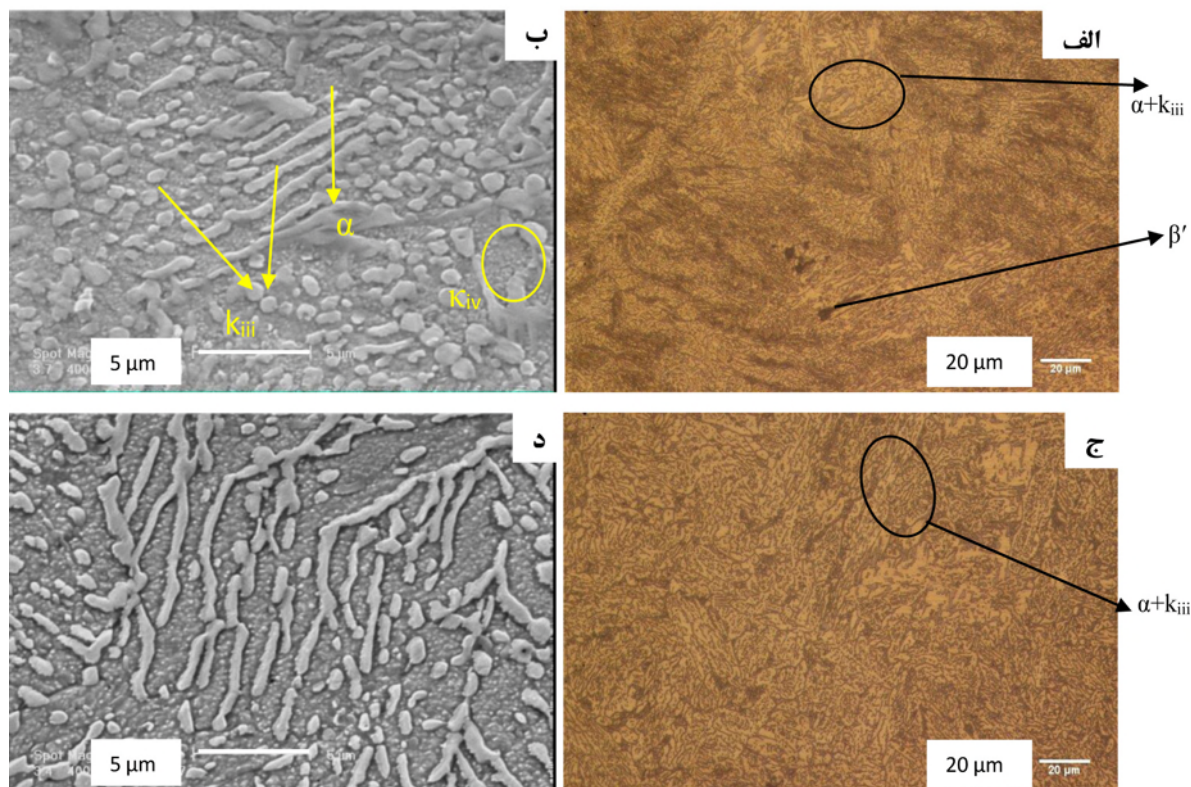
این فاز مورفولوژی تیغه‌ای شکل و یا پرلیتی دارد و برخی از مواقع به شکل کروی نیز در ریزساختار ظاهر می‌شود و عمدتاً عمود بر مرزهای α/β' رشد می‌کند [۲۲]. در آلیاژ حاضر به دلیل مقدار بالای آلومینیوم برای جانشینی و ایجاد رسوب غنی از نیکل، مقدار رسوبات K_{III} به میزان زیادی در ریزساختار دیده می‌شود [۲۳]. ریزساختار حاصل از عملیات آنیل (شکل ۲ (ج)) شبیه به نمونه نورد شده است، با این تفاوت که درصد کم فاز β مارتنزیتی که در نمونه اولیه وجود داشت، در نمونه آنیل شده دیده نمی‌شود. سرد شدن در کوره منجر به درشت شدن رسوبات K و تشکیل مقادیر بیشتری از رسوبات لایه‌ای شکل K_{III} در یوتکتوئید می‌شود. همچنین فاز α در نمونه آنیل شده نسبت به نمونه اولیه درشت‌تر شده است. در واقع نمونه پس از قرارگیری در دمای 750°C دچار تحولات ریزساختاری شده و استحاله $K + \alpha \rightarrow \beta$ به صورت جزئی رخ می‌دهد. سپس حین سرد شدن در کوره، به ساختار فرصت کافی داده می‌شود تا استحاله $K + \alpha \rightarrow \beta$ رخ داده و فاز β به فاز α به همراه فاز بین فلزی K تبدیل شود. همچنین فاز α موجود، در این دما رشد می‌کند.

میانگین سختی نمونه نورد شده HV ۲۲۰ به دست آمد، در حالی که سختی نمونه آنیل شده HV ۱۸۵ بود. کاهش سختی نمونه آنیل شده نسبت به نمونه اولیه به این دلیل است، که فاز β مارتنزیتی دیگر در ریزساختار این نمونه وجود ندارد (شکل ۲ (ج)). فاز β' ، ساختار مارتنزیتی داشته و حاوی چگالی بالایی از رسوبات NiAl است. این فاز مارتنزیتی در سختی و استحکام آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار

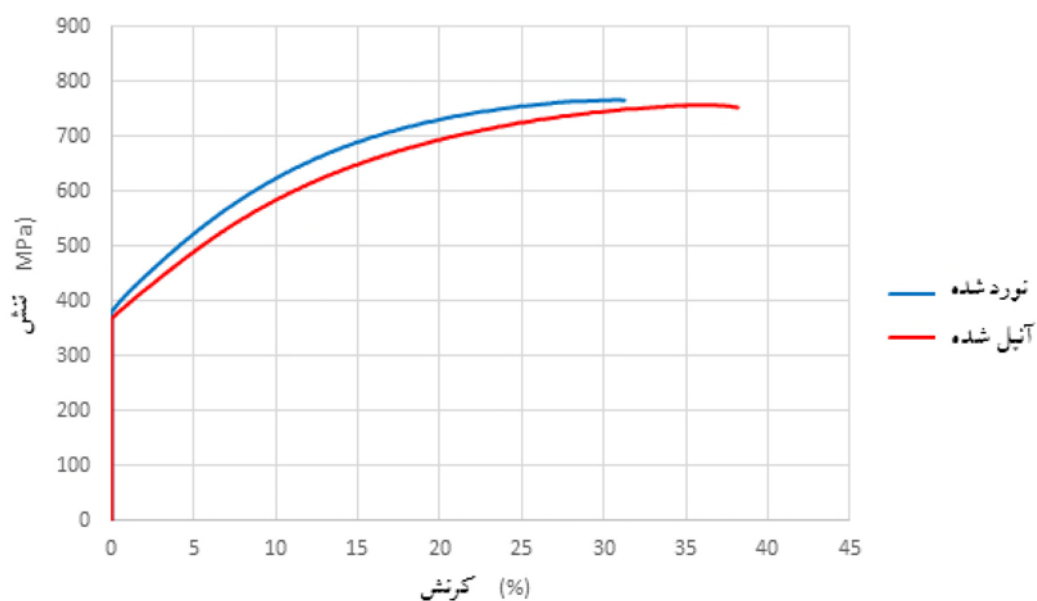
۲-۳- آزمون های مکانیکی

شکل ۳ منحنی تنش - کرنش آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده را نشان می دهد. همان طور که در این شکل ملاحظه می شود دو نمونه تقریباً استحکام نهایی و درصد ازدیاد

نقش مهمی دارد [۵]. پس از آنیل فاز β' به فازهای α و κ تبدیل می شود. بنابراین میزان فاز α نرم در نمونه آنیل شده بیشتر است. از آنجایی که سختی فاز α (174 Hv) کمتر از فاز β' ($290-370 \text{ Hv}$) است، سختی این نمونه کاهش می یابد [۲۴].



شکل ۲ - تصاویر ریزساختار نمونه نورد شده (الف) تصویر میکروسکپی نوری و (ب) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی و تصاویر ریزساختار آنیل شده (ج) تصویر میکروسکپی نوری و (د) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی



شکل ۳ - منحنی تنش - کرنش دو آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده

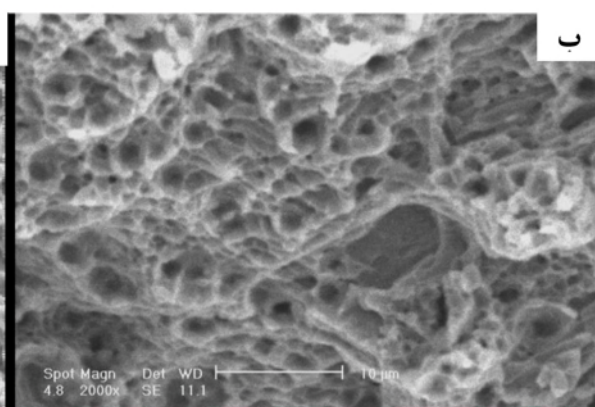
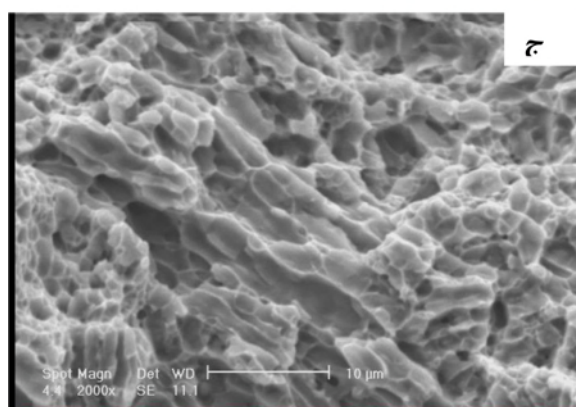
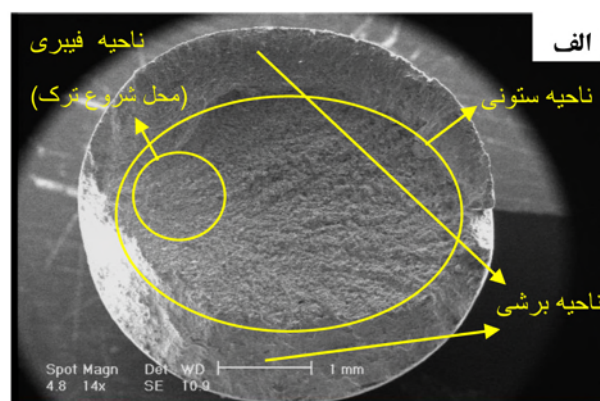
شکل ۴ سطح شکست آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده پس از آزمون کشش را نشان می دهد. همان طور که در شکل ۴ (الف) مشاهده می شود، سه ناحیه در سطح شکست قابل تمایز است: منطقه شروع شکست ناحیه فیبری نامیده می شود، که در آن حفرات عمود بر محور بارگذاری هستند، ناحیه دوم در اطراف سطح شکست وجود دارد، که با سطح زاویه ۴۵ درجه می سازد و به ناحیه برشی معروف است، بین این دو منطقه ناحیه ای با علایم درشت تر دیده می شود، که ناحیه ستونی نام دارد. خطوط این ناحیه به منطقه شروع جوانه زنی ترک و حفره، همگرا می شوند [۲۵].

طول یکسانی دارند. نمونه آنیل شده مدول الاستیک کمتری را نسبت به نمونه اولیه نشان می دهد. مقادیر مدول یانگ، تنش تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول دو نمونه در جدول ۲ آورده شده است.

ریزساختار نمونه آنیل شده نزدیک به نمونه اولیه است، اما شکل پذیری بالاتر نمونه آنیل شده نسبت به نمونه اولیه به دلیل تغییر استحاله ای فاز β' شکنده به یوتکتوید $\alpha + K_{III}$ است. از آنجایی که فاز α ، نرم تر از فاز β' است و همچنین فرایند آنیل موجب رشد دانه و حذف تنش باقیمانده می شود [۱۰]. استحکام کششی نمونه آنیل شده کاهش یافته است، درحالی که درصد ازدیاد طول افزایش یافته است.

جدول ۲ - تنش تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه های نورد شده و آنیل شده

تنش تسلیم (Mpa)	استحکام نهایی (MPa)	ازدیاد طول (%)	
۴۰۲	۷۶۶	۳۱	نمونه نورد شده
۳۸۸	۷۵۷	۳۸	نمونه آنیل شده



شکل ۴ - (الف) سطح شکست یک نمونه برنز آلومینیوم نیکل دار با معرفی سه ناحیه موجود در سطح شکست، (ب) ناحیه فیبری در بزرگ نمایی بالا در نمونه نورد شده و (ج) ناحیه فیبری در بزرگ نمایی بالا در نمونه آنیل شده

شده و آنیل شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که در نمودار مشخص است برای این آلیاژ نمی‌توان مانند فولادها حد خستگی مشخصی تعریف کرد، بنابراین به‌طور قراردادی تنشی که به ازای آن عمر خستگی به بیشتر از ۱۰۷ سیکل برسد، به عنوان تنش خستگی یا استحکام خستگی آلیاژ در نظر گرفته می‌شود [۱۴]. استحکام خستگی برای نمونه اولیه و نمونه آنیل شده به ترتیب ۴۰۰ MPa و ۳۰۰ به دست آمده است. بنابراین استحکام خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار کار شده اولیه بالاتر می‌باشد. همچنین با توجه به شکل مشاهده می‌شود، شیب منحنی S-N برای نمونه اولیه کمتر از نمونه آنیل است. به عبارت دیگر در نمونه اولیه حساسیت سیکل شکست به تنش اعمالی کمتر است.

شکل‌های ۶ و ۷ به ترتیب سطح شکست خستگی آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار کار شده اولیه و آنیل شده در تنش ۴۰۰ MPa را نشان می‌دهد. با توجه به سطح شکست نمونه نورد شده (شکل ۶) ملاحظه می‌شود، که ترک‌های اولیه در گوشه‌ای از سطح نمونه ایجاد شده و پس از آن به سرعت رشد کرده است. در این نمونه آثاری از خطوط ساحلی که معرف رشد آهسته ریز ترک اولیه هستند، مشاهده نمی‌شود. با توجه به عمر بالای خستگی این نمونه (۸۲۹۶۰۰ سیکل در تنش ۴۰۰ MPa) به نظر می‌آید، مقاومت این ماده به جوانه‌زنی ترک بالا است. ولی وقتی ترک ایجاد شد، برای رشد با مقاومت چندان‌ی رو به رو نبوده است.

ترک خستگی در نمونه‌های برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده از فصل مشترک‌های $\alpha + K_{III}$ به‌ای جوانه زده و رشد می‌کند، این امر موجب شکستن ریزساختار یوتکتویدی می‌شود. مرزهای فاز α در یوتکتوید $\alpha + K_{III}$ ، تأثیر بیشتری نسبت به خود دانه‌های α بر رشد ترک دارند. بنابراین حین رشد ترک به‌جای اینکه فاز نرم α شکسته شود، از نواحی مرزهای فصل مشترکشان جدا می‌شوند [۱۴].

برای بررسی دقیق‌تر علت و مکانیزم شروع شکست نواحی فیبری در دو نمونه با بزرگ‌نمایی بالاتر مورد آنالیز قرار گرفت. در شکل ۴ (ب) دیده می‌شود، که در نمونه نورد شده تقریباً کل سطح شکست ناحیه فیبری از دیمپل تشکیل شده است. این دیمپل‌ها تقریباً هم محور هستند و اختلاف اندازه چندان زیادی ندارند. ظاهر دیمپل شکل سطح شکست در این ناحیه، معرف شکست نرم می‌باشد. از آنجا که اختلاف اندازه دیمپل‌ها چندان زیاد نیست، می‌توان گفت که عمده آنها از یک نوع ویژگی ریزساختاری منشأ می‌گیرند؛ مثلاً فصل مشترک فاز نرم α و فاز سخت K موجود در زمینه نشان داده شده است، که جوانه‌های اولیه حفره و یا ترک عمدتاً در مکان‌هایی ایجاد می‌شوند، که در حین اعمال تغییر شکل اختلاف توزیع کرنش در زمینه وجود داشته باشد، یا به عبارتی گرادین کرنش در ریزساختار داشته باشیم. در ماده مورد بررسی در پژوهش حاضر به علت چند فاز بودن این قضیه می‌تواند برقرار باشد [۲۶].

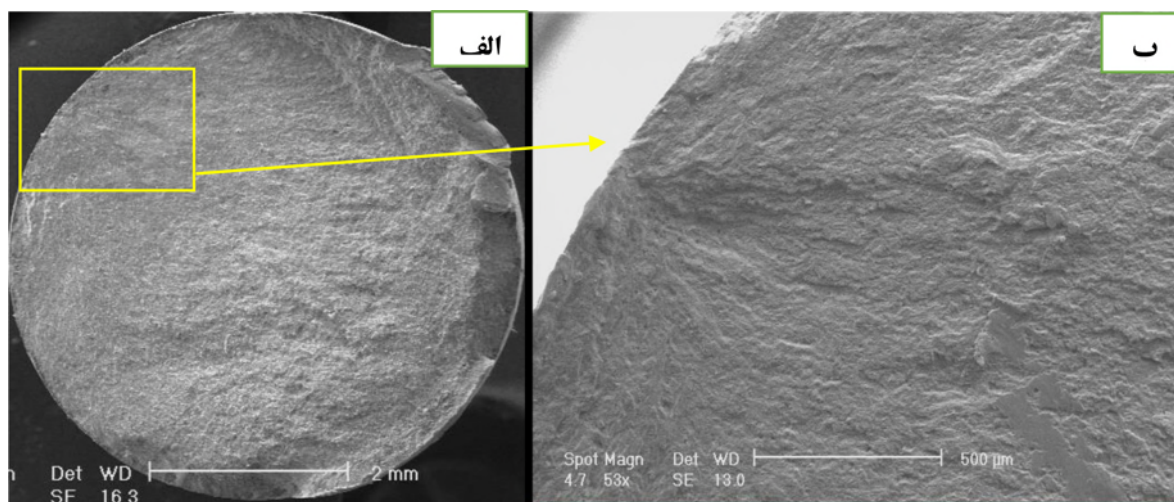
در نمونه آنیل شده (شکل ۴ ج)) نیز سطح شکست در ناحیه فیبری عمدتاً از دیمپل تشکیل شده است. در سطح شکست این نمونه دیمپل‌ها کاملاً هم محور نیستند و برخی دیمپل‌های کشیده شده نیز در سطح شکست مشاهده می‌شود. دیمپل‌ها در این نمونه نسبت به نمونه اولیه تاحدودی درشت‌تر هستند. درشت‌تر بودن دیمپل‌ها به این معنی است که حفره‌های اولیه که منشأ این دیمپل‌ها بوده‌اند، قابلیت رشد بیشتری داشته‌اند [۲۵].

به عبارت دیگر پس از جوانه‌زنی حفره‌ها تغییر شکل پلاستیک بیشتری در این نمونه (نسبت به آلیاژ نورد شده) اتفاق افتاده است و در نتیجه حفره‌ها عمیق‌تر و دیمپل‌های ناشی از آنها نیز بالطبع عمیق‌تر هستند. تغییر شکل بالاتر این نمونه نسبت به نمونه اولیه با توجه به میزان اختلاف انعطاف پذیری مشاهده شده در منحنی تنش - کرنش (شکل ۲) نیز تأیید می‌شود.

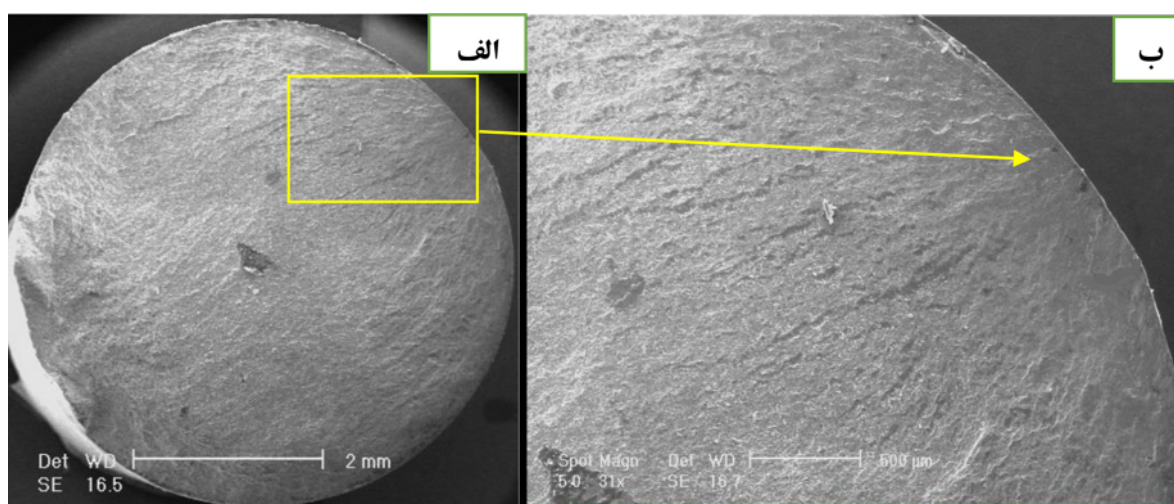
شکل ۵ نمودار S-N برای نمونه‌های برنز آلومینیوم نیکل دار نورد



شکل ۵ - منحنی S-N برای آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده اولیه و آنیل شده در آزمون خستگی خمشی چهار نقطه‌ای



شکل ۶ - تصویر سطح شکست خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم نورد شده تحت بار ۴۰۰ MPa (الف) بزرگنمایی پایین، (ب) بزرگنمایی بالا



شکل ۷ - تصویر سطح شکست خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم آنیل شده تحت بار ۴۰۰ MPa (الف) بزرگنمایی پایین، (ب) بزرگنمایی بالا

خستگی کمتری مشاهده شود. از طرفی در نمونه آنیل شده که در ریزساختار آن رسوبات K_{III} عمدتاً لایه‌ای شکل هستند، مکان‌های تمرکز تنش و همچنین مکان‌های مستعد ایجاد ترک اولیه (فصل مشترک‌های K/α) بیشتر هستند. بنابراین می‌توان انتظار داشت، که عمر لازم برای جوانه زنی ترک نیز در نمونه آنیل شده کمتر باشد و در مجموع سیکل شکست کمتری در نمونه آنیل شده (693308 سیکل در تنش 400 MPa) مشاهده می‌شود. بررسی آزمایشگاهی خستگی روی نمونه آنیل شده (شکل ۷) این قضیه را تأیید می‌کند.

۳-۳- آزمون خوردگی

منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای نمونه‌های برنز آلومینیوم نیکلدار نورد شده (۱) و آنیل شده (۲) در شکل ۸ نمایش داده شده است.

در بخش ۱-۳ بیان شد، که ریزساختار نمونه نورد شده عمدتاً از فاز نرم α و فاز سخت K_{III} با مورفولوژی‌های لایه‌ای و کروی تشکیل شده است. به عبارتی می‌توان گفت مورفولوژی لایه‌ای ذرات سخت موجود در ریزساختار به رشد سریع ترک در فصل مشترک K_{III}/α کمک می‌کند. از سوی دیگر برخورد ترک در حال رشد با رسوبات گرد K_{III} می‌تواند منجر به کاهش شعاع انحنای نوک ترک و لذا کاهش تمرکز تنش در نوک ترک شود. همچنین در بخش ۱ مشاهده شد، که ریزساختار نمونه آنیل شده نیز همانند نمونه اولیه متشکل از فازهای α و K_{III} است. با این تفاوت که مقدار رسوب K_{III} کروی کمتر و رسوبات لایه‌ای K_{III} بیشتر و پیوسته‌تری در ریزساختار وجود دارد. بنابراین انتظار می‌رود، در نمونه آنیل شده که رسوبات K_{III} لایه‌ای غالب هستند، رشد سریع ترک و لذا عمر

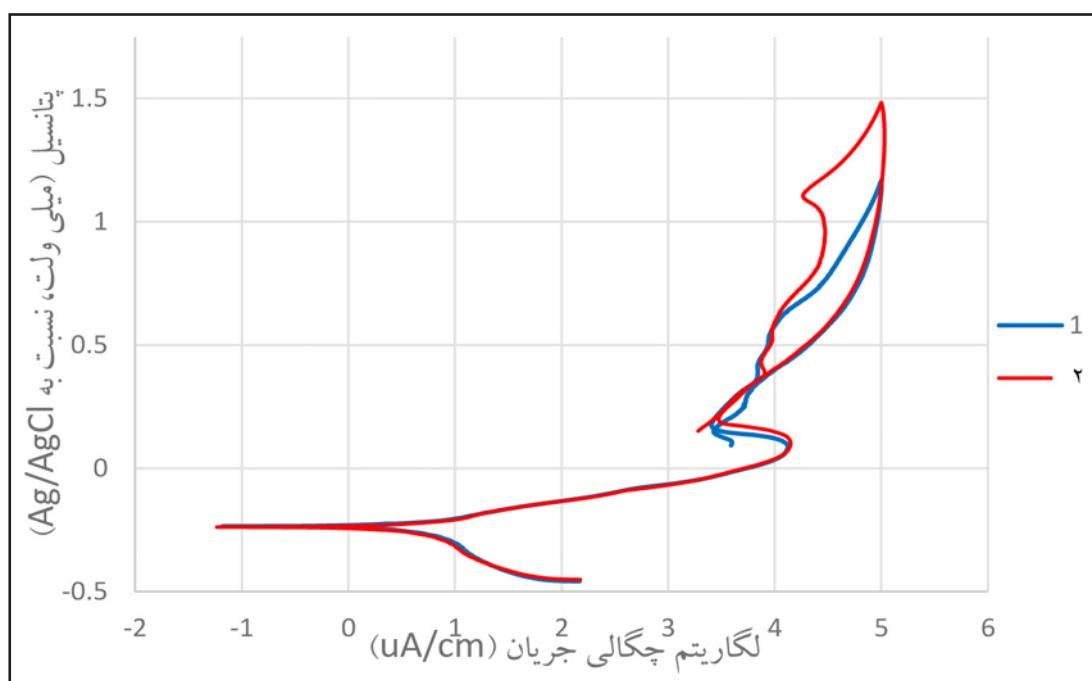
خوردگی این آلیاژها بسیار بالاست. مقاومت به خوردگی بالای آلیاژهای برنز آلومینیوم مربوط به تشکیل یک لایه محافظ شامل اکسیدهای آلومینیوم و مس با ضخامت ۱۰۰۰-۹۰۰ نانومتر است. لایه اکسیدی غنی از آلومینیوم معمولاً در مجاورت سطح آلیاژ تشکیل شده و لایه اکسیدی غنی از مس در منطقه‌ی خارجی‌تر تشکیل می‌شود [۲۰].

آنالیز نمودارهای پلاریزاسیون، رفتار فعال-رویین را برای این آلیاژ نشان می‌دهد. بعد از محدوده رویین، افزایش سریع چگالی جریان رخ داده و لایه رویین تخریب شده است و در ادامه برای هر دو نمونه انتقال به منطقه خوردگی فعال دیده می‌شود.

جدول ۳ مقادیر پتانسیل خوردگی، چگالی جریان خوردگی، ضرایب تافل و مقاومت پلاریزاسیون استخراج شده از شکل ۸ را برای نمونه‌های برنز آلومینیوم نورد شده (۱) و آنیل شده (۲) نشان می‌دهد.

نتایج به‌دست آمده از آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای در محلول NaCl ۳/۵٪ با pH~۸ نشان داد که در حین روبش معکوس در هر دو نمونه، حلقه هیستریزس مثبت تشکیل شده، که این امر حاکی از حساسیت این نوع آلیاژها به خوردگی حفره‌ای است. حلقه هیستریزس منفی وقتی به وجود می‌آید، که چگالی جریان روبش معکوس کمتر از چگالی جریان روبش رو به جلو باشد. این در حالی است که حلقه هیستریزس مثبت زمانی ایجاد می‌شود، که چگالی جریان روبش معکوس بیشتر از چگالی جریان روبش رو به جلو باشد. در حلقه هیستریزس مثبت لایه رویین شکسته شده، نمی‌تواند خود را تعمیر کند و حفره‌ها به رشد خود ادامه می‌دهند، در صورتی که در حلقه هیستریزس منفی لایه رویین شکسته شده می‌تواند، خود را تعمیر کند و لذا از رشد حفره‌ها جلوگیری می‌کند [۲۷].

همان‌طور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود، نرخ بسیار پایین دانسیته جریان خوردگی در این نمونه‌ها نشان می‌دهد که مقاومت



شکل ۸ - منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای نمونه‌های نورد شده (۱) و آنیل شده (۲) در محلول NaCl ۳/۵٪ با pH~۸

جدول ۳ - پتانسیل خوردگی، چگالی جریان خوردگی، ضرایب تافل و مقاومت پلاریزاسیون استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای آلیاژهای برنز آلومینیوم نیکل دار نورد شده و آنیل شده در محیط NaCl ۳/۵٪ با pH~۸

نمونه	چگالی جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	پتانسیل خوردگی (V)	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	مقاومت پلاریزاسیون ($\text{K}\Omega\text{cm}^2$)
۱	3.867 ± 0.3	-0.236 ± 0.05	0.079	0.158	0.26
۲	3.107 ± 0.2	-0.236 ± 0.04	0.07	0.172	0.21

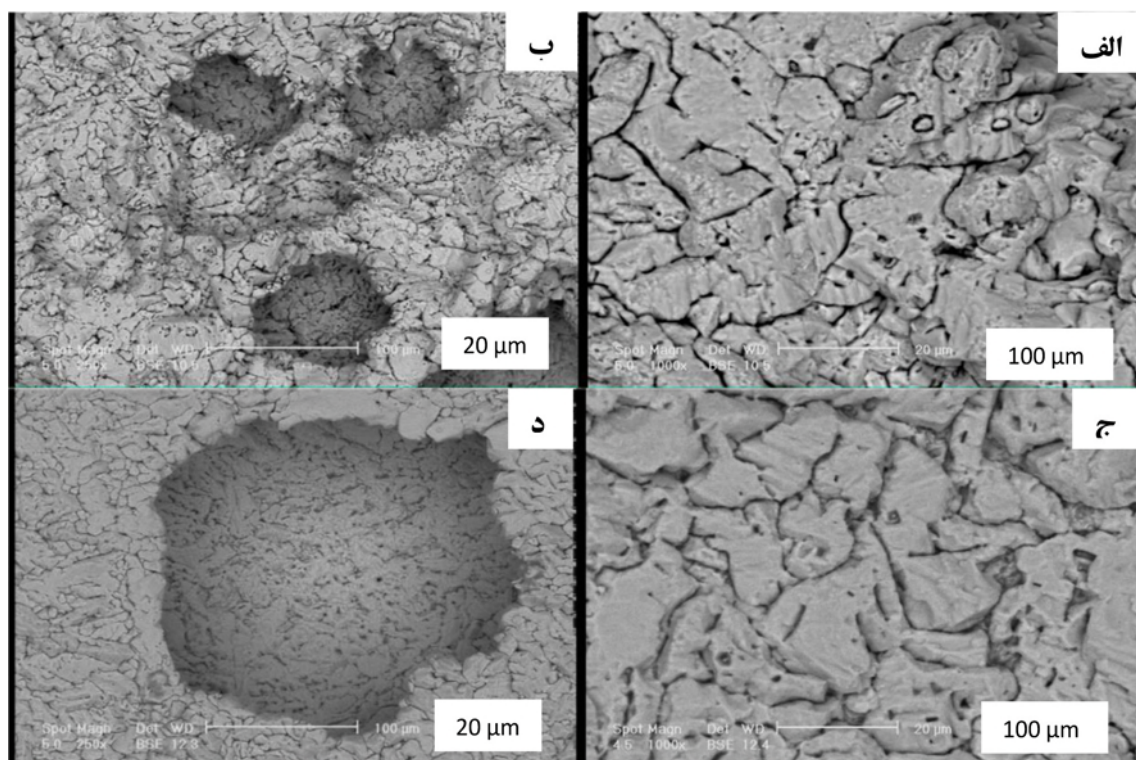
حملات خوردگی روی دو فاز قرار می گیرند: فاز مارتنزیتی β که نسبت به فاز α آندی بوده و یوتکتوئید $\alpha + K_{III}$ که در آن نسبت به K_{III} آندی است. نتیجه این خواهد بود، که هرچه میزان فاز β مارتنزیتی و یا یوتکتوئید $\alpha + K_{III}$ در ریزساختار بیشتر باشد آن نمونه مقاومت کمتری در برابر خوردگی خواهد داشت [۳]. همان گونه که در شکل ۲ مشاهده شد، ریزساختار هردو نمونه عمدتاً متشکل از ساختار یوتکتوئید $\alpha + K_{III}$ بود. اما مورفولوژی رسوبات K_{III} در نمونه نورد شده در مقایسه با نمونه آنیل شده که اغلب به صورت لایه ای شکل هستند، بیشتر به صورت کروی شکل بوده در نتیجه مرز یوتکتوئید $\alpha + K_{III}$ در نمونه نورد شده بیشتر است. کمتر بودن مقاومت به خوردگی در این نمونه ناشی از همین موضوع است، هرچند تفاوت مقاومت به خوردگی در دو نمونه اندک است. تصاویر سطح خورده شده نمونه ها در شکل ۹ نمایش داده شده اند. در هردو نمونه مشاهده می شود، که مرز بین فازهای K/α دچار خوردگی شده است و فازهای K مورد حمله قرار نگرفته اند. این امر نشان می دهد که این رسوبات نسبت به فاز غنی از آهن α نقش کاتدی دارند. انحلال پیوسته فاز α در نهایت منجر به کنده شدن ترکیبات بین فلزی K شده است. ماهیت خوردگی این آلیاژها در محیط محلول $NaCl$ ۳/۵٪ اساساً گالوانیکی است و فاز α غنی از آهن در فصل مشترک $\alpha + K_{III}$ به طور انتخابی خورده می شود [۲۰].

طبق رابطه زیر مقاومت پلاریزاسیون (R_p)، همانند چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) با نرخ خوردگی رابطه دارد:

$$R_p = \left(\frac{\beta_{\alpha} \beta_c}{2.3(\beta_{\alpha} + \beta_c) i_{corr}} \right)$$

β_a و β_c شیب تافل آندی و کاتدی در نمودارهای پلاریزاسیون می باشند. بر اساس مقادیر محاسبه شده در جدول ۳ شیب تافل کاتدی نسبتاً بزرگ است که نشان می دهد واکنش کاتدی کنترل کننده سینتیک انتقال بار نیست [۲۰].

چگالی جریان خوردگی نمونه های نورد شده و آنیل شده نزدیک به هم هستند، این امر نشان می دهد، مقاومت به خوردگی این دو نمونه تقریباً به یک اندازه است. افزایش نسبی همزمان چگالی جریان خوردگی و مقاومت پلاریزاسیون در نمونه نورد شده، حاکی از مقاومت به خوردگی پایین این نمونه نسبت به نمونه آنیل شده می باشد. تمایل آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار به خورده شدن در آب دریا به تشکیل فاز β' که نسبت به زمینه α نقش آندی را بازی می کند تعمیم داده شده است. فاز β مقاومت به خوردگی کمتری نسبت به فاز α دارد و ساختار یوتکتوئید $\alpha + K_{III}$ هم بسیار مستعد به حمله است. بسته به ریزساختار، فاز β یا ساختار یوتکتوئیدی می تواند به صورت انتخابی مورد حمله قرار گیرد. بنابراین این نمونه ها تحت



شکل ۹ - تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه ها پس از آزمون پلاریزاسیون چرخه ای در محیط $NaCl$ ۳/۵٪ با $pH \sim 8$ ؛ نمونه های الف) و ب) نورد شده، ج) و د) آنیل شده

نتیجه گیری کلی

۱ - ریزساختار برنز آلومینیوم نیکلدار در شرایط گوناگون عملیات حرارتی دارای فازهای گوناگون با مورفولوژیهای متفاوت است. ریزساختار آلیاژهای نورد شده و آنیل شده عمدتاً شامل ساختار یوکتوئیدی $\alpha + K_{iii}$ بوده و مقدار این فازها در دو نمونه تقریباً یکسان است، اما آلیاژ نورد شده حاوی مقدار اندکی فاز β مارتنزیتی نیز هست. رسوب K_{iii} دارای دو نوع مورفولوژی کروی و لایه‌ای شکل، که میزان رسوب K_{iii} کروی در آلیاژ اولیه بیشتر است.

۲ - انجام عملیات آنیل موجب افزایش فاز نرم α به مقدار کم در ریزساختار می‌گردد، که این امر با کاهش سختی کمی نسبت به نمونه اولیه همراه است. رفتار کششی دو نمونه نورد شده و آنیل شده تقریباً مشابه هم می‌باشد. علت این امر مشابه بودن ریزساختار دو نمونه با کمی اختلاف در مورفولوژی فازهای موجود است. استحکام کششی این دو نمونه نزدیک به هم بوده، درحالی‌که انعطاف پذیری نمونه آنیل به میزان ۷٪ بیشتر از نمونه نورد شده می‌باشد. دلیل افزایش انعطاف پذیری به خاطر عدم وجود فاز مارتنزیتی و افزایش فاز α نسبت داده می‌شود.

۳ - آلیاژ برنز آلومینیوم نورد شده اولیه رفتار خستگی بهتری نسبت به نمونه آنیل شده دارد. حد خستگی نمونه اولیه ۲۰۰ MPa و حد خستگی نمونه آنیل کامل ۲۰۰ MPa به دست آمد. از طرفی حساسیت سیکل شکست به تنش اعمالی در نمونه نورد شده کمتر بود. دلیل بهتر بودن رفتار خستگی نمونه نورد شده را می‌توان به بیشتر بودن رسوبات K کروی شکل در مقابل رسوبات K لایه‌ای شکل در این نمونه نسبت به نمونه آنیل شده عنوان کرد.

۴ - مقاومت به خوردگی نمونه آنیل شده با اختلاف اندکی بهتر از نمونه نورد شده است، که دلیل اختلاف کم مقاومت به خوردگی آنها، نزدیک بودن ریزساختار دو نمونه می‌باشد.

۵ - با توجه به اختلاف اندک در مقاومت به خوردگی و افت خواص خستگی آلیاژ برنز - آلومینیوم نیکلدار پس از انجام عملیات حرارتی آنیل، می‌توان نتیجه گرفت که عملیات حرارتی آنیل جهت بهبود مقاومت به خوردگی و خستگی این آلیاژ پیشنهاد نمی‌گردد.

مراجع

- [1] J. Strang, Cast valve materials for seawater service nickel-aluminum bronze and its rivals. In: Proceedings of the valve world conference, Maastricht, Netherlands, 2006.
- [2] E. Culpan, G. Rose, Microstructural characterization of nickel aluminum bronze, Material Science, Vol. 13, 1978, Pp. 1647-57.
- [3] C. Powell, H. Stillman, Corrosion behavior of copper alloys used in marine aquaculture, International Copper Association, 2009.
- [4] J. Mshana, O. vosikovskyt, and m. sahoot, Corrosion fatigue behaviour of nickel-aluminum bronze alloys, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 23, NO. 1, 1984, Pp. 7-15.
- [5] M. Mokhtari, A. Karimi, and A. Babakhani, The effect of aging treatment parameters on microstructure and hardness of aluminium bronze alloy, 3rd International Conference on Materials Heat Treatment 2012.
- [6] F. Hasan, J. Iqbal and N. Ridley, Microstructure of As- cast Aluminum Bronze Containing Iron, Materials Science Technology, Vol.1, 1985, Pp. 312-315.

- [7] F. Hasan, A. Jahanafrooz, G. Lorimer and N. Ridley, The Morphology, Crystallography, and Chemistry of Phases in As-cast Nickel-Aluminum-Bronze, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, 1982, Pp. 1337.
- [8] J. Wharton, R. Brik, G. Kear, R. Wood, K. Stokes and F. Walsh, The Corrosion of Nickel-Aluminum Bronze in Seawater, Corrosion Science, Vol. 47, 2005, Pp. 3336-3367.
- [9] J. Anantapong, V. Uthaisangsuk, S. Suranuntchai, and A. Manonukul, Effect of hot working on microstructure evolution of as-cast Nickel Aluminum Bronze alloy, Materials and Design, Vol. 60, 2014, Pp. 233-243.
- [10] A. Al-Hashem, and W. Riad, The role of microstructure of nickel-aluminium-bronze alloy on its cavitation behavior in natural seawater, Materials Characterization, Vol. 48, 2002, Pp. 37-41.
- [11] D. Zhang, R. Chen, W. Zhang, Z. Luo, and Y. Li, Effect of microstructure on the mechanical and corrosion behaviors of a hot-extruded nickel aluminum bronze, Acta Metallurgical, Vol. 23, NO. 2, 2010, Pp. 113-120.
- [12] R. Chen, Z. Liang, W. Zhang, D. Zhang, Z. Luo, and Y. Li, Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel aluminum bronze, Transaction of Nonferrous Metals Society Of China, Vol. 22, NO. 5, 2007, Pp. 1254-1258.
- [13] X. Xu, Y. Lv, M. Hu, D. Xiong, L. Zhang, L. Wang, and W. Lu, Influence of second phases on fatigue crack growth behavior of nickel aluminum bronze, International Journal of Fatigue, Vol. 82, 2016, Pp. 579-587.
- [14] S. Fonlupt, B. Bayle, D. Delafosse, J. Heuze, Role of second phases in the stress corrosion cracking of a nickel-aluminium bronze in saline water, Corrosion Science, Vol. 47, 2005, Pp. 2792-2806.
- [15] R. Pidaparti, B. Aghazadeh, A. Whitfield, S. Rao, G. Mercier, Classification of corrosion defects in NiAl bronze through image analysis, Corrosion Science 52, 2010, Pp. 3661-3666.
- [16] Y. Li, T. Ngai, W. Xia, Mechanical friction and wear behavior of a nickel high-strength wear-resisting aluminium bronze, Wear, vol. 197, 1996, pp. 130-136.
- [17] J. Wharton, R. Barik, G. Kear, R. Wood, K. Stokes, F. Walsh, The corrosion of nickel-aluminium bronze in seawater, Corrosion Science, Vol. 47, NO. 12, 2005, Pp. 3336-3367.
- [18] G. Lorimer, F. Hasan, J. Iqbal, N. Ridley, Observation of microstructure and corrosion behavior of some aluminium bronzes, British Corrosion journal, Vol. 21, 1986, Pp. 244-248.

- [19] A. Schoosler, H. Exner, The corrosion of nickel – aluminium bronzes in seawater protective layer formation and the passivation mechanism, *Corrosion Science*, Vol. 34, NO. 11, 1993, Pp. 1793-1802.
- [20] G. Kear, B. Barker, F. Walsh, Electrochemistry of non-aged 90-10 copper-nickel alloy (UNS C70610) as a function of fluid flow part 1: cathodic and anodic characteristics, *Electrochimica Acta*, Vol. 52, NO. 5, 2007, Pp. 1889-1898.
- [۲۱] حامد توحیدی، مرتضی زندرحیمی، سهیل سروشیان، تاثیر عملیات حرارتی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی آلیاژ آلومینیوم برنز، دومین همایش صنایع معدنی، دانشگاه شهید باهنر، ۱۳۹۱.
- [22] F. Hasan, G. Lorimer, N. Ridely, Tempering of cast nickel-aluminium bronze, *Metallurgical Science*, Vol. 17, 1983, Pp. 289-295.
- [23] D. Lloyd, G. Lorimer, N. Ridely, Characterization of phases in a nickel-aluminium bronze, *Metals Technology*, Vol. 12, 1980, Pp. 114-119.
- [24] N. Saeidi, F. Ashrafizadeh, B. Niroumand, F. Barlat, Evaluation of fracture micromechanisms in a fine-grained dual phase steel during uniaxial tensile deformation, *steel research*, Vol. 85, NO. 9, 2014, Pp. 1386-1391.
- [25] N. Saeidi, F. Ashrafizadeh, B. Niroumand, M. Forouzan, F. Barlat, Damage mechanism and modeling of void nucleation process in a ferrite–martensite dual phase steel, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 127, 2014, Pp. 97-103.
- [26] E. Culpan, R. Rose, Corrosion Behaviour of Cast Nickel Aluminum Bronze in Sea Water, *British Corrosion Journal*, Vol. 14, NO. 3, 1979, Pp. 160-166.
- [27] A. Vakilipour, M. Daroonparvar, M. Mazar Atabaki, orrosion behavior of heat treated nickel-aluminium bronze alloy in artificial seawater, *Materials Science and Applications*, Vol. 2, 2011, Pp. 1542-1555.

