

بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر رفتار خستگی آلومینیم برنزه‌های ریختگی حاوی نیکل، آهن و منگنز

حسن جعفری*

چکیده

عملیات حرارتی محلولی و به دنبال آن کوئنچ و بازگشت، از جمله فرایندهای مهم در تولید قطعه‌های ریختگی آلومینیم برنز هستند و به طور قابل توجهی موجب بهبود ساختار میکروسکوپی و خواص مکانیکی و تغییر دمای تحول فازی در این آلیاژها می‌شوند. در پژوهش حاضر تأثیر عملیات حرارتی بر خستگی آلومینیم برنزه‌های ریختگی حاوی ۱۱-۱۰٪ آلومینیم، ۴٪ نیکل، ۴٪ آهن و ۳٪ منگنز مورد بررسی قرار گرفته است. پس از تولید، این آلیاژ تحت عملیات حرارتی نگهداری در دماهای 700°C ، 750°C ، 800°C و 900°C به مدت ۳۰-۲۰ دقیقه، کوئنچ در آب و در نهایت بازگشت در دمای 600°C به مدت زمان ۲ ساعت قرار گرفته است. نتیجه‌های به دست آمده از این پژوهش نشان داد که آلومینیم برنزه‌های ریختگی عملیات حرارتی شده نسبت به آلومینیم برنزه‌های ریختگی عملیات حرارتی نشده از حد خستگی بسیار بالاتری برخوردار هستند و بالاترین حد خستگی و همچنین سختی در دمای عملیات حرارتی 850°C به دست می‌آید. ساختار میکروسکوپی و تصویرهای میکروسکوپ الکترونی حاصل از سطح شکست نمونه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده نیز مؤید این مطلب می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: آلومینیم برنز، خستگی، عملیات حرارتی، نیکل، آهن، منگنز

۱- مقدمه

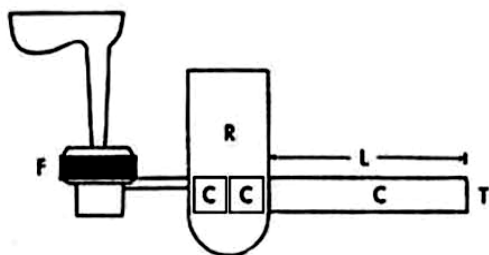
با توجه به اینکه فاز β در مقایسه با فاز α سخت‌تر است لذا با افزایش آن در ساختار میکروسکوپی، استحکام آلیاژ افزایش یافته و ازدیاد طولی نسبی آن کاهش می‌یابد [۸]. آهن در ساختار میکروسکوپی آلومینیوم برنزه‌ها به طور معمول به شکل فاز بین فلزی Fe_3Al خاکستری رنگ و پروانه‌ای شکل ظاهر می‌شود. رسوب ذره‌های Fe_3Al در حین نخستین مراحل انجاماد باعث ریزدانه شدن ساختار می‌شوند و به طور معمول تاثیر مناسبی بر روی خواص مکانیکی دارند [۹]. در آلومینیم برنزه‌های عملیات حرارتی شده، آهن از تحول یوتکتوئیدی فاز β جلوگیری کرده و از حد حلالیت خارج شده و به صورت ذرات بسیار ریز در زمینه مارتنزیتی پراکنده می‌شود [۱۰]. نیکل همیشه به همراه آهن در آلیاژهای ریختگی صنعتی آلومینیم برنز وجود دارد. وجود Ni موجب تشکیل فاز NiAl لایه‌ای شکل در آلیاژهای تجاری می‌شود [۱۱]. در آلیاژهای آلومینیم برنز محتوی Fe و Ni در حین سرد شدن از فاز β در گستره‌ی $800-950^{\circ}\text{C}$ یک فاز چندتایی Ni-Fe-Al با ساختار BCC رسوب می‌کند که آنرا κ می‌نامند.

آلومینیم برنزه‌ها به دلیل خواصی نظیر استحکام بالا و مقاومت به خوردگی عالی، به ویژه تحت شرایط جریان‌های متلاطم، کاربرد بسیاری در صنایع از جمله صنایع شیمیایی، دریایی و همچنین قطعه‌هایی مانند بوش‌ها، پمپ‌ها، شیرها، چرخ دنده‌های کوچک، یاتاقان‌ها و پروانه کشتی‌ها دارند [۱-۴]. اگر چه این آلیاژها از ویژگی‌های ارزشمند دیگری نیز برخوردارند ولی کاربرد صنعتی آنها بیشتر به خاطر این دو خاصیت مهم است. فرایند ریخته‌گری این آلیاژها در مقایسه با آلیاژهای دیگر، به دلیل نیاز به سیستم راهگامی بزرگتر به راحتی انجام نمی‌گیرد [۵]. این آلیاژها به طور معمول محتوی ۱۴-۸٪ آلومینیم و حدود ۴-۲٪ از هر یک از عنصرهای منگنز، آهن و نیکل هستند [۶-۷].

این آلیاژها با افزایش مقدار آلومینیم از حالت تک فازی α به دو فازی $\alpha+\beta$ تبدیل می‌شوند و متناسب با افزایش مقدار آلومینیم، مقدار فاز β و $\alpha+\gamma_2$ در ساختار نیز افزایش می‌یابد.

*- مری، گروه مواد و متالورژی، دانشکده فنی مهندسی،

دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی



شکل ۱. سیستم راهگاهی و تغذیه‌گذاری طراحی شده.
F: صافی سرامیکی، R: تغذیه، C: قطعه ریختگی،
L: طول، T: ضخامت

به منظور قالب‌گیری، از هر دو ماسه سیلیسی طبیعی و ماسه مصنوعی خودگیر شده با دمش گاز CO_2 (ماسه CO_2) استفاده شد. از ماسه CO_2 برای تهیه قسمت داخلی قالب که با مذاب در تماس است و از ماسه سیلیسی طبیعی برای قسمت بیرونی قالب استفاده شد. برای تهیه مذاب و آلیاژ مورد نظر، از شمش‌های اولیه خالص تجاری برای تأمین آلومینیم، مس و نیکل، و برای تأمین منگنز از فرومنگنز با ۷۵٪ منگنز و از میخ‌های نازک و ریز جهت تأمین آهن استفاده شد. عملیات ذوب و تهیه مذاب در کوره زمینی با محیط کمی اکسیدان، تحت فلاکس ذغال چوب و خرده شیشه انجام گرفت. از فسفر مس ۱۵٪ و قرص LOGAS 50 (محصول شرکت Foseco) به ترتیب جهت اکسیژن‌زدایی و گاززدایی مذاب استفاده شد. عمل ریخته‌گری در دمای $1200^{\circ}C - 1180^{\circ}C$ انجام گرفت. به منظور دستیابی به ترکیب شیمیایی آلیاژ حاصل، از دستگاه کوانتومتر Metalscan 2500 با دقت ۰/۰۰۱٪ استفاده گردید (جدول ۱).

از آنجایی که این آلیاژ جزو آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر به حساب می‌آید لذا نمونه‌های ریخته‌گری شده، تحت عملیات حرارتی زیر قرار گرفتند:
الف) حرارت دادن در دماهای $700^{\circ}C$ ، $800^{\circ}C$ ، $750^{\circ}C$ ، $850^{\circ}C$ و سپس نگهداری به مدت ۳۰-۲۰ دقیقه

در آلیاژهای غنی از Fe فاز κ همراه با α به صورت کروی از فاز β در گستره‌ی دمایی وسیعی رسوب می‌کند. در صورتی که در آلیاژهای غنی از Ni فاز β در محدوده باریکی به $\alpha + \kappa$ تبدیل می‌شود. مورفولوژی فاز κ در ساختار میکروسکوپی، از صفحه‌ای شکل در مقدار Fe کم تا ذره‌های گوشه‌دار در مقدار Fe بالا تغییر می‌کند [۱۰]. منگنز باعث به تاخیر افتادن تبدیل $\alpha + \gamma_2$ یوتکتوئید می‌شود. این عنصر آلیاژی باعث افزایش استحکام کششی، سختی، حدالاستیک و همچنین حجم فاز β در ساختار میکروسکوپی می‌شود [۱۶].

ویژگی‌های مکانیکی آلومینیم برنزه‌های ریختگی بسته به ترکیب شیمیایی آنها می‌تواند به طور قابل توجهی به وسیله‌ی عملیات حرارتی بهبود یابد. برای مثال استحکام کششی این آلیاژها به وسیله‌ی عملیات حرارتی به بیش از ۷۰۰ MPa افزایش یابد [۱۲]. آلومینیم برنزه‌های محتوی ۱۱-۹/۵٪ آلومینیم می‌توانند تحت عملیات حرارتی قرار بگیرند. معمول‌ترین روش عملیات حرارتی برای آلیاژهای آلومینیم برنز، شامل حرارت دادن در دماهای بالا و کوئنچ کردن از آن درجه دماست به نحوی که ساختار مارتنزیتی به دست آید و در پی آن بازگشت در درجه دماهای پایین تر انجام می‌گیرد تا دگرگونی به میزان مناسب انجام شود [۱۳-۱۴].

۲- روش تحقیق

برای تهیه نمونه‌های مورد نیاز جهت انجام آزمایش‌ها، عمل ریخته‌گری با استفاده از سیستم راهگاهی و قالب‌گیری بر اساس مشخصات آلیاژ و اصول سیستم راهگاهی مطابق شکل ۱ انجام گرفت.

در طراحی راهگاه از فیلتر سرامیکی در پای حوضچه راهگاه اصلی برای جلوگیری از ورود شلاکه و آخال‌ها بکار گرفته شد. طول هریک از قطعه‌های متصل به تغذیه ۱۸۰ mm و نسبت مدول تغذیه به مدول قطعه‌های $M_r = 1/4 - 1/5 M_c$ در نظر گرفته شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ ریخته‌گری شده

عنصر	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	P	Si	Zn	Sn
درصد	۷۸/۵۰۰	۱۰/۴۸۰	۳/۸۴۰	۴/۰۰۰	۲/۹۰۰	۰/۱۱۰	۰/۰۴۹	۰/۰۱۶	۰/۰۱۷

منظور اچ کردن و متالوگرافی نمونه‌ها استفاده شد. سطح شکست نمونه عملیات حرارتی نشده و نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 850°C نیز به وسیله میکروسکوپ الکترونی SEM تحت مطالعه قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

شکل ۴ نمودار رفتار خستگی نمونه عملیات حرارتی نشده و شکل‌های ۵، ۶، ۷، ۸ و ۹ به ترتیب نمودار رفتار خستگی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 850°C ، 800°C ، 750°C و 700°C را نشان می‌دهند. نمودار شکل ۴ نشان می‌دهد که نمونه عملیات حرارتی نشده با نیروی نه چندان زیاد و در کمتر از 10^4 دور، خسته شده و می‌شکند. در صورتی که نمودارهای خستگی شکل‌های ۵ الی ۹ نشان می‌دهند نمونه‌ها نیروی بیشتری را در دورهای بسیار بالاتر تحمل می‌کنند. برای مثال، نمونه عملیات حرارتی نشده با نیروی ۹۰ نیوتن، فقط حدود ۶۰۰۰ دور را تحمل می‌کند در صورتی که نمونه‌های عملیات حرارتی شده با این نیرو هیچگاه خسته نشده و نمی‌شکنند. این مطلب را می‌توان به وجود فاز α در ساختار میکروسکوپی آلیاژ عملیات حرارتی نشده نسبت داد که از استحکام کمتری نیز برخوردار است. بر اساس نتیجه‌های حاصل از آزمایشات خستگی و نمودارهای مذکور، می‌توان دریافت که بهترین نتیجه در خستگی آلومینیم برنزه‌های عملیات حرارتی شده حاوی نیکل، آهن و منگنز در دمای عملیات حرارتی 850°C تا 900°C و در دمای بازگشت 600°C به دست می‌آید به طوری که نمونه‌های مذکور با نیروی ۱۳۰ نیوتن حدود ۴۰۰۰ دور را تحمل می‌کنند. در محدوده دمایی مذکور نیز بر اساس جدول ۲ بالاترین سختی نیز به دست آمده است.

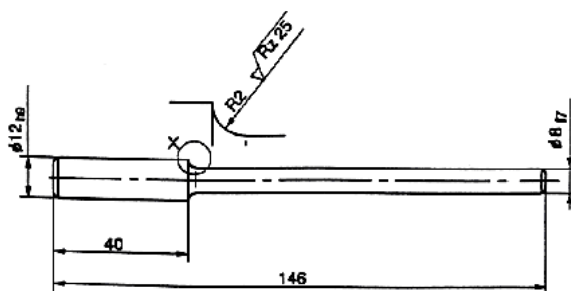
جدول ۲. نتیجه‌های آزمایش سختی

سختی (HB)	دمای عملیات حرارتی ($^{\circ}\text{C}$)
۲۳۰-۲۳۴	نمونه عملیات حرارتی نشده
۲۴۱-۲۴۵	۷۰۰
۲۴۵-۲۴۹	۷۵۰
۲۵۵-۲۶۰	۸۰۰
۲۸۵-۲۹۰	۸۵۰
۲۶۰-۲۶۳	۹۰۰

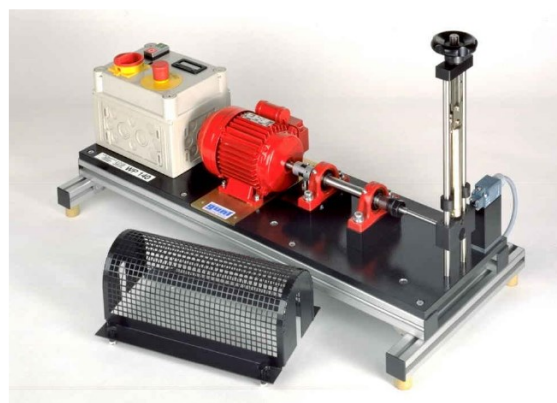
(ب) کوئنچ نمونه‌ها در آب

(ج) بازگشت در دمای 600°C به مدت ۲ ساعت

جهت سنجش تأثیر عملیات حرارتی بر نمونه‌ها، چهار نمونه آزمایش نیز به عنوان شاخص که روی آنها هیچگونه عملیات حرارتی انجام نشده بود آماده شد. نمونه‌های آزمایش خستگی مطابق شکل ۲ (استاندارد 606-80 ASTM E) تهیه و به وسیله دستگاه آزمایش خستگی، مدل WP140، ساخت کشور آلمان (شکل ۳) مورد آزمایش قرار گرفتند.

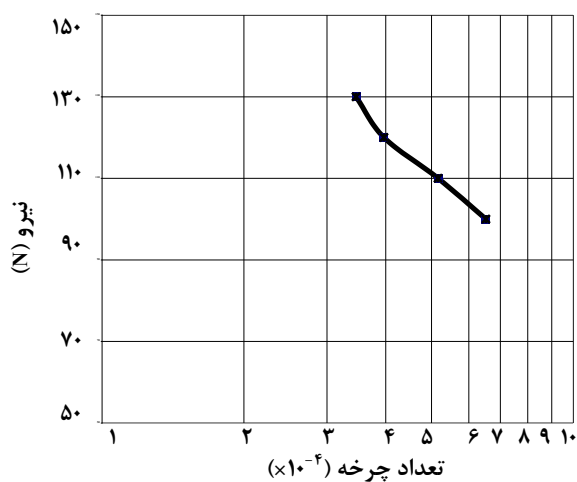


شکل ۲. شکل و اندازه ابعاد نمونه آزمایش خستگی.

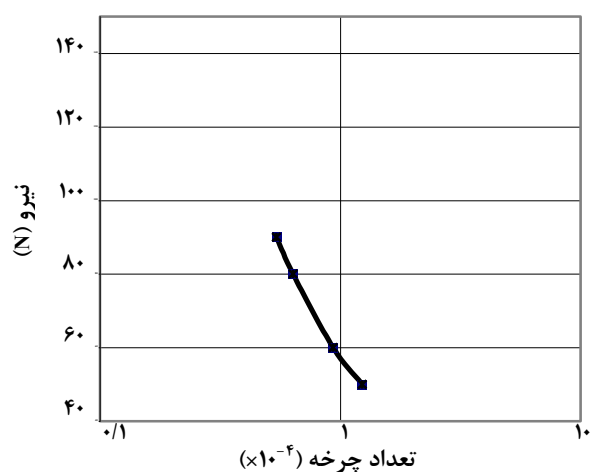


شکل ۳. تصویر دستگاه آزمایش خستگی.

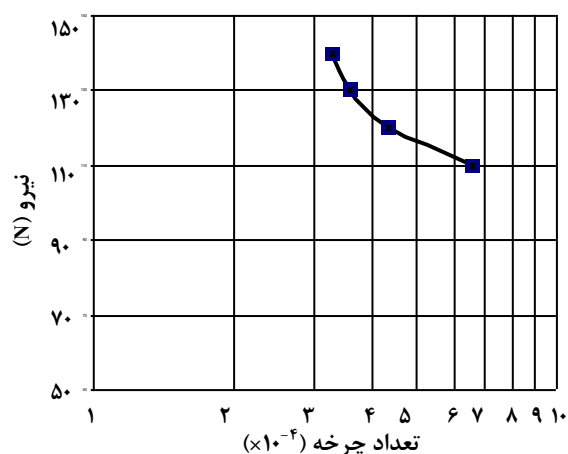
نمونه‌های آزمایش خستگی به صورت افقی به دستگاه فوق بسته شده و تحت نیروهای برشی (bending) با مقدار $50-140\text{ N}$ و با سرعت ۲۸۸۰ دور در دقیقه مورد آزمایش قرار گرفتند. به منظور سختی‌سنجی نمونه‌ها از روش برینل (با ساچمه $2/5\text{ mm}$ و بار $187/5\text{ Kgf}$) و سختی میکروسکوپی آن‌ها از روش ویکرز استفاده شد. این آزمایشات حداقل سه مرتبه انجام گرفته و میانگین اعداد حاصل به عنوان عدد نهایی گزارش شده است. ساختار میکروسکوپی تمامی نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. از محلول نیتریک اسید ($50\text{ ml HNO}_3 + 50\text{ ml H}_2\text{O}$) به



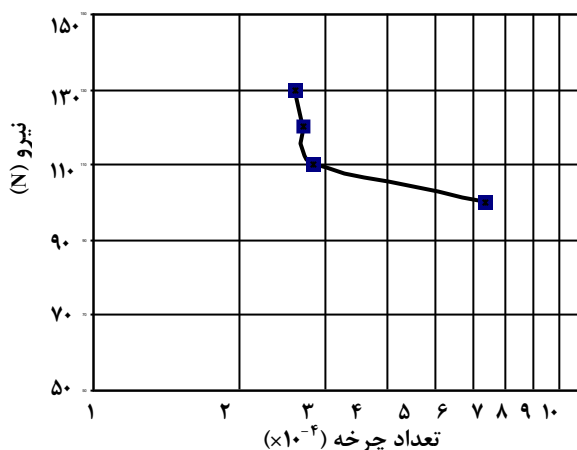
شکل ۵. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۷۰۰°C.



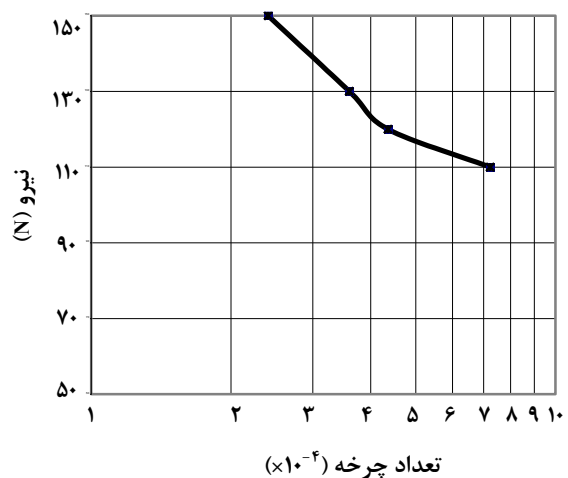
شکل ۴. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی نشده.



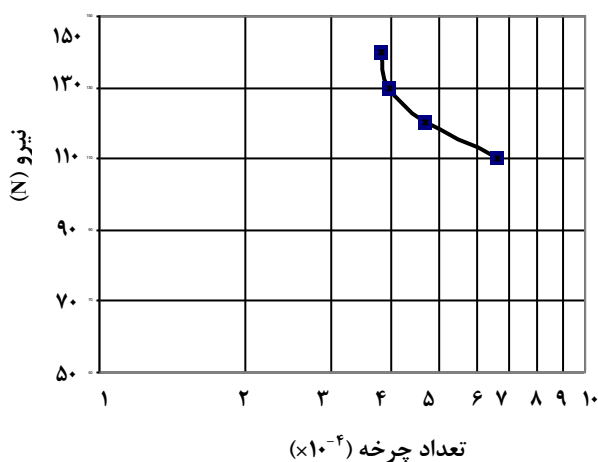
شکل ۷. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۸۰۰°C.



شکل ۶. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۷۵۰°C.



شکل ۹. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۹۰۰°C.



شکل ۸. نمودار خستگی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۸۵۰°C.

مرز و داخل دانه‌ها وجود دارند. به علت مارتنزیتی بودن ساختار و وجود فاز κ ، این آلیاژ از انعطاف پذیری پایین‌تری نسبت به آلیاژ عملیات حرارتی نشده برخوردار است. نتیجه‌های حاصل از آزمایش‌های خستگی (نمودار شکل‌های ۸ و ۹) و سختی (جدول ۲) در گستره‌ی دمایی فوق نیز بالاترین مقدار را به خود اختصاص داده‌اند.

به تدریج با کوئنچ نمونه‌ها در دمای پایین‌تر از 850°C ، در ساختار میکروسکوپی آلیاژ، میزان فاز α (روشن)، به مقدار بیشتری دیده می‌شود به طوری که با کاهش دمای کوئنچ (شکل‌های ۱۰ و ۱۱) میزان فاز α افزایش می‌یابد و نتیجه آن کاهش سختی و میزان خستگی است به طوری که پایین‌ترین میزان خستگی و سختی در نمونه‌هایی اتفاق می‌افتد که در دمای 700°C کوئنچ شده‌اند (شکل ۱۰).

از آنجایی که در دیاگرام تعادلی این آلیاژها به دلیل پیشروی منطقه مخلوط فازی $\alpha+\gamma_2+\kappa$ به درصد‌های بیشتر از ۱۱٪ آلومینیم، و وجود مخلوط فازی $\alpha+\kappa$ در دمای محیط [۱۲] لذا در آلیاژ حاضر، عملیات بازگشت در نمونه‌های کوئنچ شده موجب تشکیل مخلوط فاز $\alpha+\gamma_2$ نمی‌شود و فقط مقداری از فاز مارتنزیت به مخلوط فازی $\alpha+\kappa$ تبدیل می‌شود.

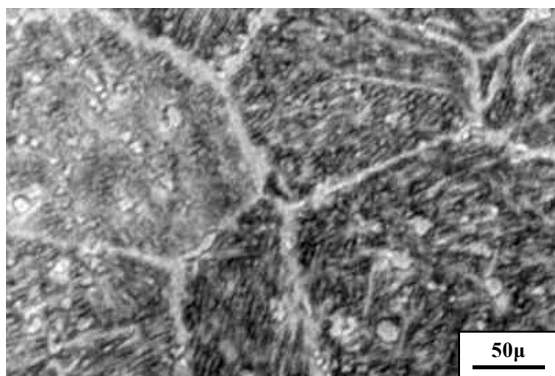
جدول ۳. نتایج آزمایش سختی میکروسکوپی

فاز	سختی (HV)
α	۱۵۵-۱۶۰
β'	۳۱۵-۳۲۰
κ	۳۰۵-۳۱۰

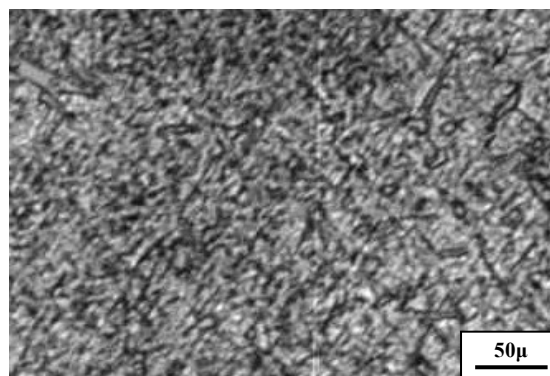
ساختار میکروسکوپی نمونه‌های مورد آزمایش در شکل‌های ۱۰ الی ۱۵ نشان داده شده است. شکل ۱۰ ساختار میکروسکوپی نمونه ریختگی و بدون عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. در این نمونه با توجه به وجود عناصر آلیاژی، و سرعت سرد کردن کم، فاز β که در دمای بالا وجود دارد به مخلوط فازی $\alpha+\kappa$ تجزیه می‌شود [۱۲]. فاز κ غنی از آهن است که به صورت ذرات با شکل‌های متفاوت در زمینه‌ی آلیاژ قابل تشخیص است.

در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، از آنجائیکه در دماهای آزمایش، ساختار میکروسکوپی آلیاژ، از فاز β و یا $\alpha+\beta$ تشکیل می‌شود لذا در اثر کوئنچ در آب، فاز β به فاز β' (مارتنزیت) که به صورت تیغه‌های سوزنی شکل هستند و فاز α که در مرز دانه‌ها تشکیل شده‌اند تبدیل می‌شود. در این نمونه‌ها وجود فاز κ به شکل ذره‌های ریز سفید رنگ به طور کامل قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به اینکه حضور این فاز تأثیر قطعی بر روی خواص مکانیکی آلیاژ دارد [۱۲] لذا مخلوط فازی $\beta'+\kappa$ از سختی و استحکام بالاتری نسبت به مخلوط فازی $\alpha+\kappa$ برخوردار است. به دلیل نرمی فاز α و عدم وجود فاز β' ، سختی نمونه‌های ریختگی و استحکام خستگی آنها پایین‌تر از آلیاژهای عملیات حرارتی شده است که این مطلب را با مقایسه سختی میکروسکوپی فازها مطابق جدول ۳ می‌توان نتیجه گرفت.

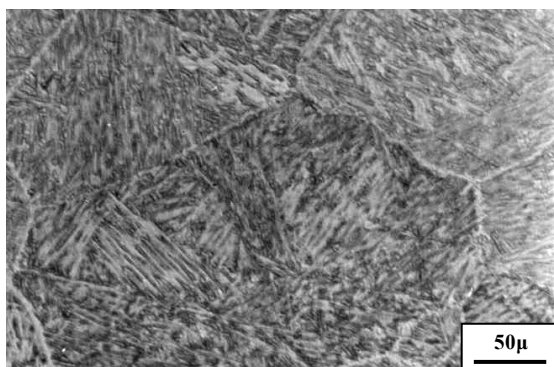
شکل‌های ۱۴ و ۱۵ ساختار میکروسکوپی نمونه‌هایی که به ترتیب در دمای 850°C و 900°C عملیات حرارتی شده‌اند را نشان می‌دهند. در ساختار حاصل فاز β' به شکل سوزنی و ریز در سرتاسر ساختار میکروسکوپی پخش شده است و فاز α به میزان کم در مرز دانه‌ها و فاز κ به شکل ذرات ریز در



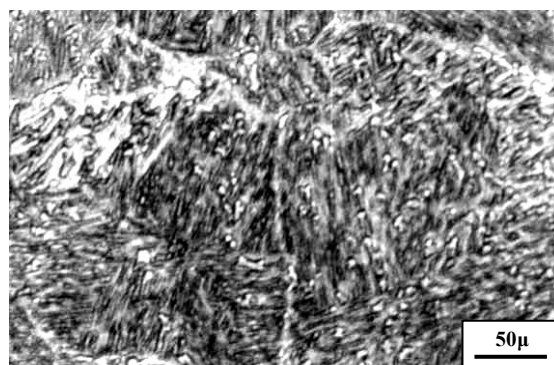
شکل ۱۱. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 700°C .



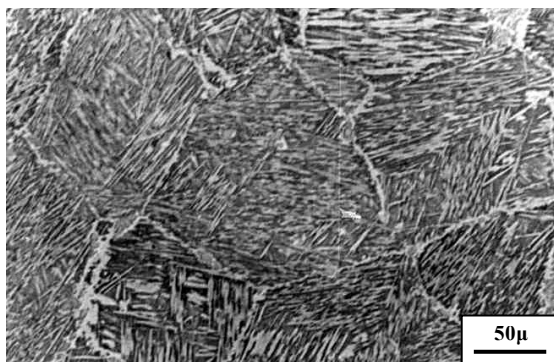
شکل ۱۰. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی نشده.



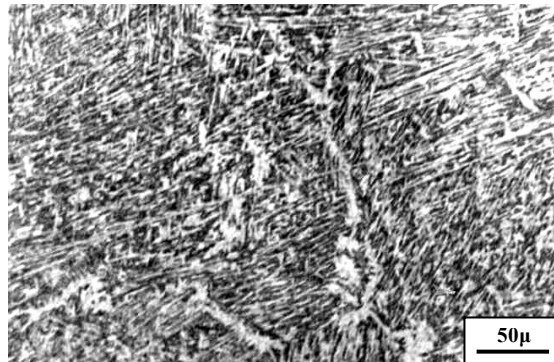
شکل ۱۳. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 800°C .



شکل ۱۲. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 750°C .



شکل ۱۵. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 900°C .



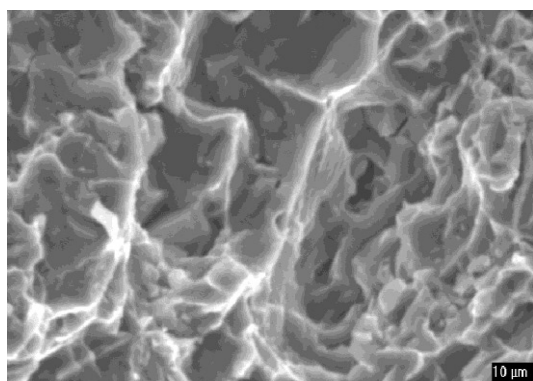
شکل ۱۴. ساختار میکروسکوپی نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 850°C .

عکسبرداری قرار گرفت. شکل ۱۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع شکست نمونه عملیات حرارتی نشده را نشان می‌دهد. با مشاهده این شکل می‌توان دریافت که شکست حاصل، به طور کامل نرم است. در صورتی که تصویر SEM از سطح مقطع شکست نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 850°C (شکل ۱۷)، تشکیل پله‌های کلیواژ (Cleavage) را نشان می‌دهد که بیانگر این حقیقت است که سطح شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده مخلوطی از شکست نرم و ترد است. با توجه به مطالب بالا می‌توان دریافت که رشد ترک حاصل از خستگی در نمونه‌های ریختگی در فاز α اتفاق می‌افتد در صورتی که در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در فاز β' رخ می‌دهد.

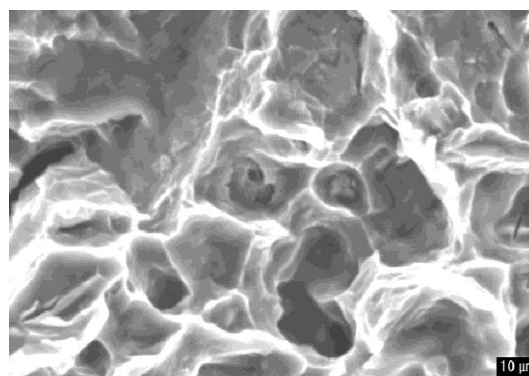
همان طور که از شکل‌های ۱۱ الی ۱۵ مشاهده می‌شود عملیات حرارتی موجب یکنواختی توزیع فازها در ساختار میکروسکوپی آلیاژ می‌شود به طوری که با افزایش عملیات حرارتی یکنواختی و هموژن بودن ساختار میکروسکوپی بیشتر می‌شود. در صورتی که مطابق شکل ۱۰، در حالت ریختگی، جدایش‌ها و عوامل دیگر باعث می‌شوند که توزیع فازها در سرتاسر قطعات یکسان نباشد.

۴- بررسی مقاطع شکست

به منظور بررسی مقاطع شکست نمونه‌های خسته و شکسته شده، سطح مقطع شکست نمونه عملیات حرارتی نشده و نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 850°C با استفاده از میکروسکوپ الکترونی SEM مورد ارزیابی و



شکل ۱۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع شکست نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 850°C .



شکل ۱۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع شکست نمونه عملیات حرارتی نشده.

۵- نتیجه‌گیری

- ۱- استحکام خستگی آلومینیم برنزه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به حالت ریختگی به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد.
- ۲- بالاترین استحکام خستگی و سختی آلومینیم برنزه‌های حاوی نیکل، آهن و منگنز که تحت عملیات حرارتی قرار گرفته‌اند در دمای 850°C به دست می‌آید.
- ۳- عملیات حرارتی موجب می‌شود فازها در ساختار میکروسکوپی به صورت یکنواخت توزیع شوند در حالی که در حالت ریختگی جدایش‌ها و عوامل دیگر باعث می‌شود که توزیع فاز در سرتاسر قطعه‌های یکسان نباشد.
- ۴- کاهش دمای کوئنچ نمونه‌ها موجب تشکیل مقدار بیشتری از فاز α در مرز دانه‌های ماتنزیت (β') می‌شود و در نتیجه سختی و استحکام خستگی آلیاژ کاهش می‌یابد.
- ۵- شکست در آلیاژهای عملیات حرارتی نشده، به صورت کاملاً نرم می‌باشد.
- ۶- افزایش فاز β' موجب سختی بیشتر و همچنین تمایل آلیاژ به شکست ترد می‌شود.

۶- مراجع

- [2] M. Kaplan, A.K. Yildiz, "The Effect of Production Methods on Microstructures and Mechanical Properties of an Aluminum Bronze", Materials Letters 57, pp. 4402- 4411, 2003.
- [3] A. Al-Hashem, W. Riad, "The Role of Microstructure of Nickel-Aluminum-Bronze Alloy on Its Cavitation Corrosion Behavior in Natural Seawater", Materials Characterization, Vol. 48, pp. 37-41, 2002.
- [4] K. Brownile, "Controllable Pitch Propeller", The Institute of Marine Engineers, London, 1998.
- [5] ASM Handbook, Vol. 2, 9th Ed., 2001.
- [6] "Aluminum Bronze Essential for Industry", Published by C.D.A., 1989.
- [7]. "Source Book on Copper and Copper Alloys", A.S.M., Publications, 1979.
- [8] A. Halvae and J. Cambell, "Critical Mold Entry Velocities for Aluminum Bronzes Castings" A.F.S. Transactions, Vol. 105, pp. 35-44, 1997.
- [9] J.M. Romeo, R. W. Smith and M. Sahoo, "Feeding Distance in Aluminum Bronze C95300", A.F.S. Transactions, Vol. 99, pp. 465-468, 1991.
- [10] R. Thomson and J.O. Edwards, "The Kappa Phase in Nickel Aluminum Bronze, Part 1: Slow-Cooled Microstructures", AFS Transactions, Vol. 86, pp. 385-394, 1978.
- [11] A. Couture, M. Sahoo, B. Dogan, J. D. Boyd, "Effect of Heat Treatment on the Properties of Mn-Ni-Al Bronze Propeller Alloys, AFS Transactions, 1987.
- [12] E. Deriek, O.C. Tyler, "Metals Handbook", American Socirty For Metals, Metals Park, OH, pp. 7.1, 1985.
- [13] C.R. Brooks, "Heat Treatment, Structures and Properties of Non-Ferrous Alloys", A.S.M. Publications, 2nd Ed., 1984.
- [14] "Copper Nickel 90/10 and 70/30 Alloys Technical Data", Published by C.D.A., 1982.
- [1] C.H. Tang et al. "Effect of Laser Surface Melting on the Corrosion and Cavitation Erosion Behaviors of a Manganese-Nickel-Aluminum Bronze", Material Science & Engineering A, Vol. 373, pp. 195-203, 2004.