



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی روش‌های عملیات حرارتی بر ریزساختار و سختی آلیاژ برنز آلومینیم-نیکل C95500

عباس عباسیان^{۱*}، علی داودی^۲

۱- مری، بخش مهندسی متالورژی، دانشکده شهید مهاجر، دانشگاه فنی و حرفه‌ای استان اصفهان، ایران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، ایران

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: abbasian_phd@yahoo.com

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۸/۰۸

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۹/۲۵

در این مقاله اثر عملیات حرارتی بر ریزساختار، سختی و میکروسختی آلیاژ برنز-آلومینیم-نیکل (C95500) بررسی شده است. آلیاژ در چرخه‌های دمایی متفاوتی شامل کوئینچ، نرماله، پیرسازی و آنیل، عملیات حرارتی شدند. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری مجهز به آنالیز تصویر و الکترونی روبشی و همچنین نرم افزار Image J جهت مشاهده درصد فازها مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. سختی آلیاژ عملیات حرارتی شده و همچنین میکروسختی هر فاز و مقایسه آن‌ها با یکدیگر و تأثیر فازها بر سختی کلی نمونه‌ها مورد ارزیابی و آزمایش قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که نمونه ریختگی شامل فازهای α ، δ ، k_{iv} ، k_{iii} ، k_{ii} ، k_i و β است. عملیات حرارتی پیرسازی باعث به وجود آمدن فازهای k ، کوئچ باعث ایجاد فاز β' هم‌چنین نرماله نیز باعث ایجاد فاز α ویدمنشتاتن خواهد بود. در نمونه‌های کوئینچ و سپس پیرسازی شده با افزایش فازهای سخت β' و γ_2 (یا δ) همراه است، افزایش این دو فاز در آلیاژ باعث بهبود خواص سختی می‌شود. هم‌چنین حضور فاز سخت α ویدمنشتاتن در زمینه به شدت باعث افزایش سختی می‌شود.

واژه‌های کلیدی:

عملیات حرارتی،

ریزساختار،

آلیاژ برنز آلومینیم نیکل

ارجاع به این مقاله:

عباس عباسیان، علی داودی، بررسی روش‌های عملیات حرارتی بر ریزساختار و سختی آلیاژ برنز آلومینیم-نیکل C95500، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، زمستان ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۴، صفحات ۲۴۷-۲۵۷.

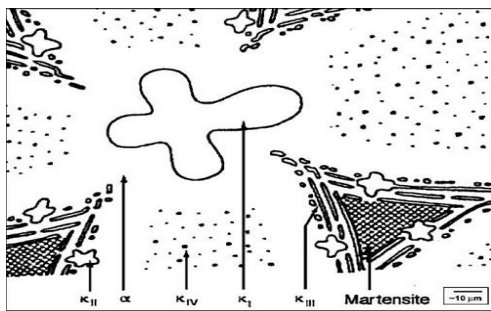
شناسه دیجیتال (DOI): 10.22034/FRJ.2019.206679.1105

۱- مقدمه

وابسته به ساختار متالورژیکی آلیاژ هست و برای کار روی آلیاژهای برنز آلومینیم دانستن نمودار تعادلی ضروری هست. نمودار تعادلی آلیاژ برنز آلومینیم در دماهای مختلف و با ترکیب متفاوت از Al در Cu در شکل (۱) مشخص شده است [۱]. اولین اشخاصی که روی نمودار تعادلی آلیاژهای برنز آلومینیم کار کردند، کوپلان و همکارانش بودند که در سال ۱۹۷۸ نمودار تعادلی برای مقادیر مختلف نیکل و آهن را به دست آوردند که در شکل (۲) نشان داده شده است [۲].

برنزه‌های آلومینیم نیکل به‌عنوان NAB شناخته می‌شوند و از سری آلیاژهای پایه مس هستند که عموماً بر حسب درصد وزنی دارای ۱۲-۹ درصد آلومینیم، ۶ درصد نیکل،

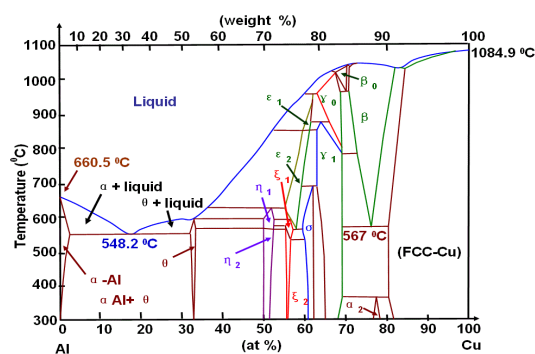
برنزهای آلومینیم، آلیاژهای پایه مس با حداکثر ۱۴ درصد وزنی آلومینیم هستند. آلیاژهای برنز-آلومینیم نیکل دار (Cu, Al, Ni, Fe) ریختگی که استحکام شبیه فولاد با کربن متوسط دارند به‌طور وسیعی برای مهندسی دریایی به کار می‌روند. این آلیاژها بیش از ۷۰ سال است که شناخته شده‌اند و در نیمه دوم قرن بیستم آلیاژهای مرکب این خانواده با افزودن آهن، نیکل و منگنز تولید شدند. امروزه آلیاژهای تجاری حاوی ۱۲-۵ درصد آلومینیم مورد توجه طراحان بوده ولی در ابتدا به خاطر مشکلات ریخته‌گری و ساخت، استفاده از آن‌ها دچار محدودیت‌هایی است. مشخصات و خواص انواع آلیاژهای برنز آلومینیم کاملاً



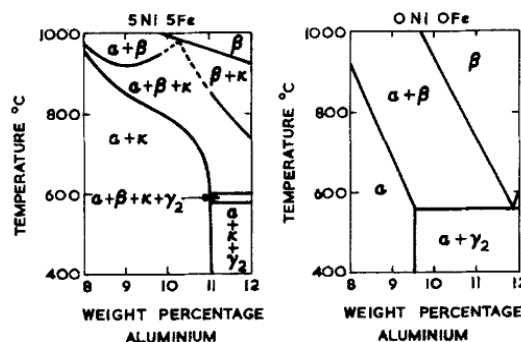
شکل ۳- شماتیک ریزساختار ریختگی و فازهای α ، β و k در برنز آلومینیم نیکل دار [۳]

از طرف دیگر آنیل منجر به انتقال β مارتنزیتی به α و k می‌شود [۱۲-۱۴]. فاز α یک محلول جامد تعادلی یا ماتریسی را با ساختار کریستالی fcc ارائه می‌کند. پارامتر شبکه این فاز $a_0 = 3.64 \text{ \AA}$ است. آلفا در حوالی 1030°C از β به عنوان یک پرویوتکتوئید تشکیل می‌شود و اغلب مورفولوژی ویدمنشتاتی را در سرعت‌های سرد کردن متوسط از فاز β از خود نشان می‌دهد. آلفا می‌تواند به صورت بین‌دانه‌ای اتفاق بیفتد اما در صورتی که آهسته سرد شود آلفا به صورت بین‌دانه‌ای است. این فاز در زمینه، روشن دیده می‌شود [۱۱،۲۰]. چهار فاز کاپا وجود دارد که ممکن است در NAB ریخته‌گری تشکیل شوند: k_i ، k_{ii} ، k_{iii} ، k_{iv} . فاز k_i ترکیب و ساختار کریستالی‌ای شبیه به k_{ii} دارد اما به دلیل اینکه در دمای بالاتر در آلیاژهای حاوی Fe بالا هستند تشکیل می‌شود، درشت‌تر است. فاز k_{ii} کروی است، ساختار دندریتی (رزی شکل) در آلیاژهای NAB حاوی کمتر از ۵٪ وزنی Fe و محدوده اندازه‌ای از ۵ تا ۱۰ میکرومتر پیدا می‌شود. این فاز برابر با ترکیب غنی از Fe (Fe_3Al) است. فاز k_{ii} ساختار کریستالی DO3 دارد با پارامتر شبکه‌ای $a_0 = 5.71 \text{ \AA}$. ساختار کریستالی DO3 یک فوق شبکه bcc منظم شده است که در شکل (۴) نشان داده شده است، فاز k_{ii} از فاز β به همراه فاز α در 930°C تشکیل می‌شود [۱۳]. فاز k_{iii} یک یوتکتوئید لایه‌ای ریز با یک ترکیب شیمیایی NiAl را نشان می‌دهد. k_{iii} ساختار کریستالی B2 دارد که در شکل (۴) قابل مشاهده است. تشکیل k_{iii} در دمای 800°C است و پارامتر شبکه‌ای آن $a_0 = 2.88 \text{ \AA}$ که تقریباً نصف k_{ii} و k_{iv} هست. k_{iv} مکعبی شکل ریز است، رسوب صلیب شکل آن در ماتریس فاز α از شروع 850°C تشکیل می‌شود. ذرات k_{iv} دارای ترکیب Fe_3Al هستند و ساختار کریستالی آن نیز DO3 است همان‌طور که k_{ii} بود. پارامتر شبکه‌ای برای فاز k_{iv} $a_0 = 5.77 \text{ \AA}$ است و

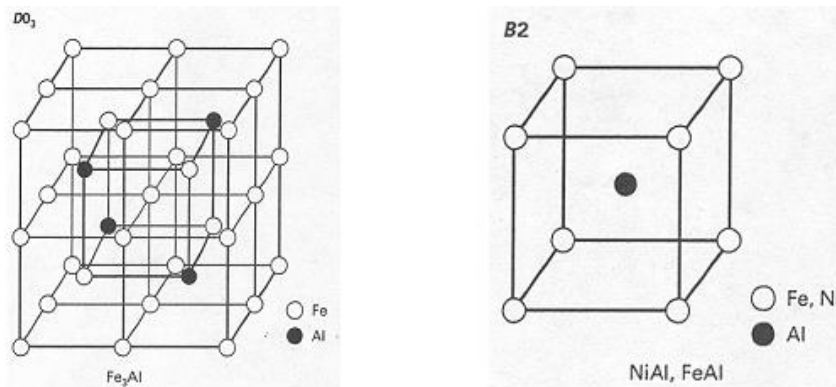
تا ۶ درصد آهن و حداکثر ۳/۵ درصد منگنز هستند. مقاومت به خوردگی و چقرمگی بالای این آلیاژ، آن را یکی از پرکاربردترین آلیاژها در صنایع دریایی خصوصاً پره‌های کشتی‌ها و قایق‌های تندرو کرده است [۸،۹،۲۰]. آلومینیم برنرها هم به صورت کار شده و هم ریختگی تولید می‌شوند و دارای خواص سختی مناسبی هستند. ریزساختار آلیاژ شامل محلول جامد غنی از Cu است که به عنوان فاز α شناخته می‌شود، فاز β' یا β مارتنزیتی هم که توسط فاز یوتکتوئید لایه‌ای و یک سری فازهای بین‌فلزی k احاطه شده است. ترکیبات بین‌فلزی، k_i به شکل کروی یا رزی شکل غنی از Fe، فاز k_{ii} غنی از Fe و رزی شکل است که به صورت کروی نیز دیده می‌شود و در مرز α/β توزیع می‌شود، فاز k_{iii} لایه‌ای شکل است و غنی از Ni، در مرز فاز α/β تشکیل می‌شود و فاز k_{iv} که رسوبات ریز غنی از Fe است در فاز α تشکیل می‌شود [۴-۶،۲۰]. (شکل ۳). تحقیقات نشان می‌دهد که خواص آلیاژ با تشکیل فاز β' ارزیابی می‌شود که در مقایسه با فاز α نقش بسیار مهمی را بازی می‌کند [۱۱،۱۰]. مشخصات ریزساختار نشان می‌دهد که در کویچ همه فاز β به β' تبدیل می‌شود و پیرسازی در رسوب فازهای k نتیجه می‌شود.



شکل ۱- نمودار دوتایی Al-Cu [۱]



شکل ۲- قسمتی از نمودار فازی آلومینیم برنز (سمت راست) و نیکل آلومینیم برنز (سمت چپ) [۲]



شکل ۴- ساختار کریستالی DO3 و B2. فازهای kii و kiv دارای ترکیب Fe₃Al با ساختار کریستالی DO3 هستند، در حالی که kiii یک ترکیب NiAl با ساختار کریستالی B2 را نشان می‌دهد [۱۳].

میزان ۰/۵ درصد و برای آلومینیم به میزان ۱/۵ درصد در نظر گرفته شد. شایان ذکر است که عناصر آلیاژی در نظر گرفته شده تماماً به صورت خالص به بوته اضافه شد، جهت جلوگیری از ورود گازهای مضر مانند اکسیژن و هیدروژن از فلاکس پوششی آلبرال به همراه شارژ به بوته اضافه شد. پس از ذوب شدن و قبل از بارریزی از اکسیژن‌زدا (۱۵% CuP) و هیدروژن‌زدا (لوگاز) نیز جهت خروج و سرپاره شدن گازهای باقیمانده با تشکیل ترکیبات در مذاب و دستیابی به مذاب بدون مک‌گازی استفاده شده است.

این آلیاژ در دمای ۱۰۳۸ تا ۱۰۵۴ درجه سانتی‌گراد ریخته‌گری شده است. پس از دریافت میله آلومینیم برنز، نمونه‌ها در اندازه‌های ۶×۹×۳ cm³ به صورت مکعب مستطیل جهت انجام عملیات حرارتی برش داده شدند. سیکل‌های عملیات حرارتی استفاده‌شده در این تحقیق در جدول (۲) قابل مشاهده است. نمونه‌ها برای تشخیص بهتر با استفاده از سنبه با حروف انگلیسی نام‌گذاری شدند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ برنز آلومینیم نیکل (C95500) بعد از ریخته‌گری (درصد وزنی)

Cu	Ni	Al	Fe	Zn	Pb	Sn	Mn	Si
Bal.	۴/۸	۱۰/۳	۴/۵	۱/۱	۱/۱	۷/۱۰	۰/۹	۰/۹

برای فاز kii پارامتر شبکه‌ای $a_0 = 5,71 \text{ \AA}$ است. با سرد کردن آهسته فاز α از فاز β تشکیل خواهد شد. به علاوه فاز β که تحول پیدا نکرده دست‌خوش واکنش یوتکتوئید می‌شود، به این وسیله نزدیک 570°C تشکیل $\alpha + \gamma$ می‌دهد [۱۳]. در تحقیق حاضر، اثر ریزساختار با اعمال سیکل‌های عملیات حرارتی متفاوت به همراه خواص ماکرو سختی و میکروسختی روی آلیاژ مورد بررسی و تحقیق قرار گرفته است. فرآیندهای عملیات حرارتی بر روی مشخصات ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری ارزیابی شده است. مشخص شد که عملیات حرارتی در دماهای مختلف اثر قابل‌توجهی در افزایش فازهای β' و α ویدمنشتان و γ_2 (یا δ) دارد که نتایج پدید آمدن هرکدام از فازها با نرم‌افزار Image J نیز مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ریخته‌گری و عملیات حرارتی

آلیاژ برنز-آلومینیم-نیکل در قالب ماسه سیلیسی ریخته‌گری شد و سپس بر اساس استانداردهای ASTM B148 و ASTM B824 که برای ریخته‌گری ماسه‌ای آلیاژ NAB است، آهسته سرد شد [۱۹]. از بوته گرافیتی ۱ کیلوگرمی جهت ذوب‌گیری استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول (۱) مشخص شده است. برای کسب بهترین نتیجه از آنالیز عناصر شیمیایی، آلیاژسازی با درصد اتلاف کوره برای عناصر مختلف محاسبه شد. در صورتی که درصد وزنی اتلاف در کوره زمینی برای عناصر مس، منگنز به میزان یک درصد، برای آهن و نیکل به

جدول ۲- فرآیندهای عملیات حرارتی اعمال شده به آلیاژ C95500

کد نمونه	دمای نگه‌داری (°C)	زمان نگه‌داری (دقیقه)	دمای پیرسازی شدن (°C)	زمان پیرسازی شدن (دقیقه)	توضیحات عملیات حرارتی
A	۹۰۰	۳۰	---	---	کوئنچ در آب ۲۷°C
B	۹۰۰	۳۰	---	---	نرماله در هوا
C	۹۰۰	۳۰	۴۰۰	۱۲۰	کوئنچ در آب ۲۷°C و پیرشده ۴۰۰
D	۹۰۰	۳۰	۵۰۰	۱۲۰	کوئنچ در آب ۲۷°C و پیرشده ۵۰۰
E	۹۰۰	۳۰	۶۰۰	۱۲۰	کوئنچ در آب ۲۷°C و پیرشده ۶۰۰
F	۹۰۰	۳۰	۴۰۰	۱۲۰	نرماله در هوا و پیرشده ۴۰۰
G	۹۰۰	۳۰	۵۰۰	۱۲۰	نرماله در هوا و پیرشده ۵۰۰
H	۹۰۰	۳۰	۶۰۰	۱۲۰	نرماله در هوا و پیرشده ۶۰۰
I	۶۵۰	۱۲۰	---	---	نرماله در هوا و پیرنشده
J	۸۵۰	۶۰	---	---	سرد شدن و نگه‌داری در کوره در ۷۵۰ به مدت ۴۵ دقیقه و سپس سرد شدن در هوا.

۲-۲- متالوگرافی و سختی‌سنجی

برای متالوگرافی و بررسی ریزساختار، نمونه‌های مورد آزمایش تا سنبله شماره ۳۰۰۰ پوساب‌کاری شدند. سطح نمونه‌ها به‌صورت مکانیکی با دستگاه پولیشر مدل meltkon (FORCIPOL 2V) با دوغاب آلومینا با اندازه دانه $0.5 \mu\text{m}$ پولیش شده است. از الکل نیز جهت صیقل شدن بهتر سطح به همراه آلومینا در پاره‌ای از مواقع استفاده شده است. به علت باقی ماندن ذرات Al_2O_3 موجود در آلومینا روی سطح، قبل از اچ همه نمونه‌ها در حمام آلتراسونیک مدل WiseClean به مدت ۵ دقیقه گذاشته شدند تا تصویر ریزساختاری دارای شفافیت بالاتری باشد. از محلول با ترکیب $5\text{g FeCl}_3 + 25\text{ml HCl} + 50\text{ml H}_2\text{O}$ برای حکاکی استفاده شد. از میکروسکوپ نوری (OM) مدل Olympus مجهز به سیستم آنالیز تصویر و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز نقطه‌ای استفاده شد. کسر حجمی فازها در همه نمونه‌ها طبق روش استاندارد point-counting ASTM Specification E562- و هم‌چنین به‌وسیله نرم‌افزار imageJ به‌دست آمده است. داده‌ها از ۵ بار تکرار و از ۵ تصویر به دست آمده است. معادله مرسوم برای اندازه‌گیری کسر حجمی در رابطه (۱) آمده است [۱۸]:

$$P_P = \frac{\sum P_\alpha}{P_T} = \frac{\sum P_\alpha}{nP_0} \quad (1)$$

که در اینجا n تعداد فیلدها و P_0 تعداد نقاط شبکه را نشان می‌دهد، بنابراین P_T برابر با تعداد کل نقاط تست می‌شود. مقدار P_P می‌تواند برای همه فیلدها تعیین شود. در این روش از تعداد ۱۰۰ نقطه برای اندازه‌گیری کسر حجمی استفاده شده است.

برای سختی‌سنجی از دستگاه سختی‌سنجی Wolpert مدل dia-testor 2 به روش برینل و راکول B (با ۵ بار تکرار) و از دستگاه میکروسختی‌سنجی مدل Qualitest به روش ویکرز با اعمال بار ۱۰۰ gf به مدت ۲۵ ثانیه (با ۳ بار تکرار) استفاده شده است [۲۱-۲۴].

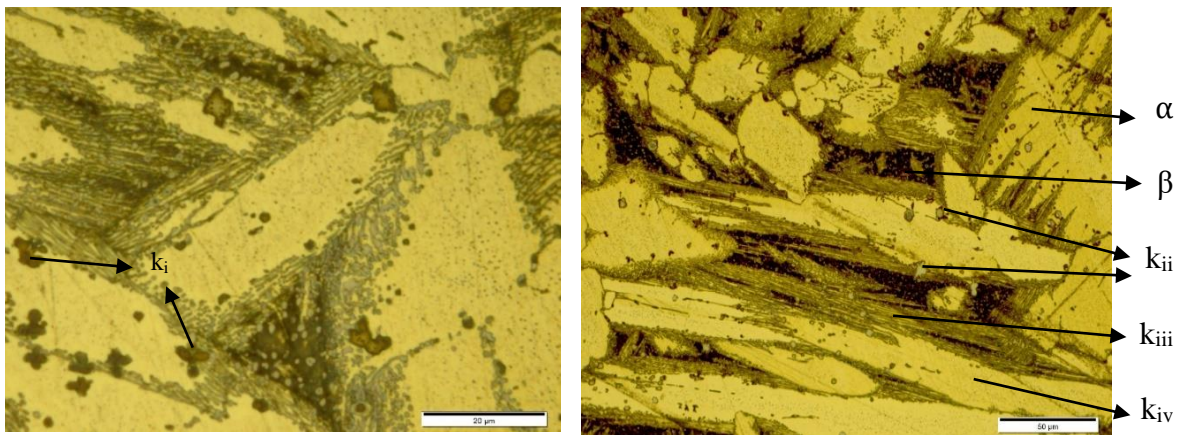
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار ریختگی

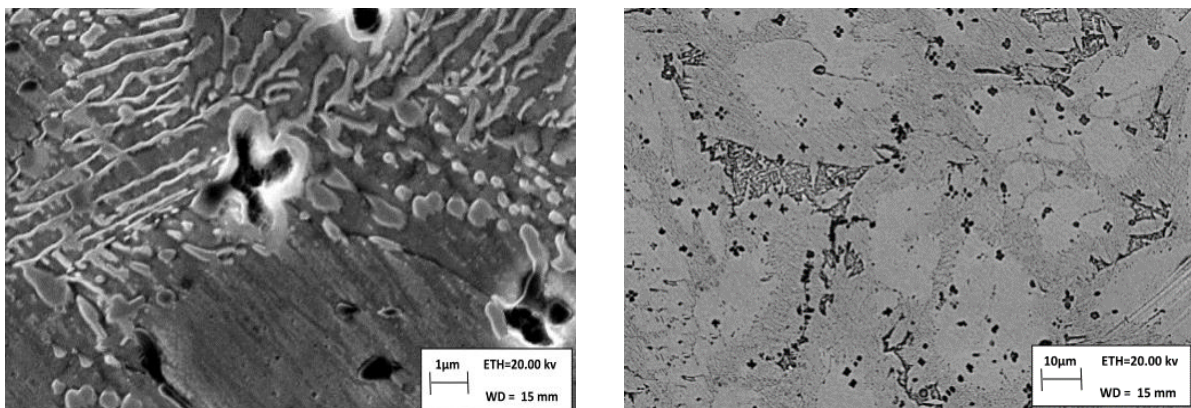
در شکل‌های (۵) و (۶) به ترتیب تصاویر میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی از ریزساختار ریختگی آلیاژ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل زمینه فاز α ، محلول جامد غنی از مس و نواحی مارتنزیتی سیاه‌رنگ β' است که توسط فازهای یوتکتویدی لایه‌ای k بین‌فازی احاطه شده است [۱۵، ۱۳، ۱۰، ۲]. در این آلیاژها یک‌فاز چندتایی Ni-Fe-Al با ساختار bcc از فاز β در حین سرد شدن در محدوده ۸۰۰ تا 950°C رسوب می‌کند، این فاز چندتایی توسط محققان k نامیده شد [۷]. در آلیاژ ریختگی در حین سرد شدن همه فاز β که دارای ساختار bcc است به فازهای α و β' انتقال می‌یابد و سپس

نیستند. دلیل این موضوع این است که سرعت سرد کردن آهسته باعث می‌شود که این عناصر فرصت نفوذ داشته باشند و باعث شکل‌گیری فازهای دیگر مثل فازهای k خصوصاً k_i شوند. فاز k_{iii} رزهای دندریتی کوچکی هستند که در مرز α/β به وجود می‌آیند. فاز k_{iii} هم می‌تواند به صورت لایه‌ای و هم به صورت کروی (لایه‌ای خفیف شده) مشاهده شود که به صورت فاز غنی از Ni (NiAl) توصیف می‌شود و طبیعتاً در مرز α/β رشد می‌کند. فاز k_{iv} هم رسوبات ریزی است که در فاز α تشکیل می‌شود و به صورت فاز غنی از Fe در نظر گرفته می‌شود [۲].

این دو فاز باهم به فازهای بین‌فلزی k تبدیل می‌شوند [۱۵]. در همه سرعت‌های سرد کردن، اولین فازی که از β جوانه می‌زند، فاز α است [۳]. McNelley، Culpan و همکارانشان گزارش کردند که روند سرد شدن آلیاژ بر ساختار انجمادی تأثیر دارد. آلیاژ مورد مطالعه بر اساس شکل (۷) سرد شده است زیرا در ریزساختار فاز k_i مشاهده می‌شود [۱۵، ۱۲].
نکته حائز اهمیت این است که به دلیل کمبود عنصر آلیاژی Mn و Ni در ریزساختارهای بعد از عملیات حرارتی، فاز δ یا γ_2 نیز وجود دارد اما همان‌طور که در تصویر نمونه ریختگی دیده می‌شود، این فازها قابل مشاهده



شکل ۵- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ریختگی آلیاژ مورد مطالعه در دو بزرگنمایی



(ب)

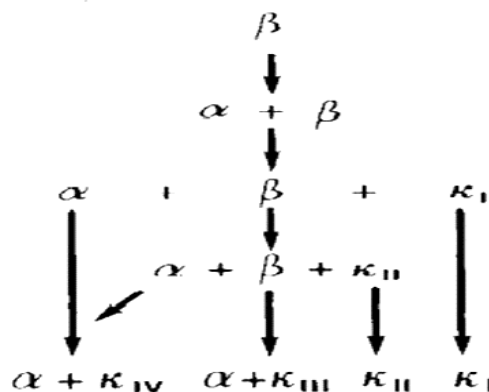
(الف)

شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ریزساختار ریختگی آلیاژ مورد مطالعه در بزرگنمایی‌های مختلف

(شکل ۸-ب) که اگر آلیاژ از همین دما در آب کونچ شود فاز δ فرصت تبدیل پیدا نمی‌کند و در ساختار باقی می‌ماند (شکل ۸-الف). گزارش‌ها [۱۳] بیان می‌کند که همیشه اولین فاز ایجاد شده ممکن است β نباشد بلکه ممکن است β از مذاب δ یا k_i ایجاد شود، این موضوع را می‌توان در واکنش (۲) مشاهده کرد:



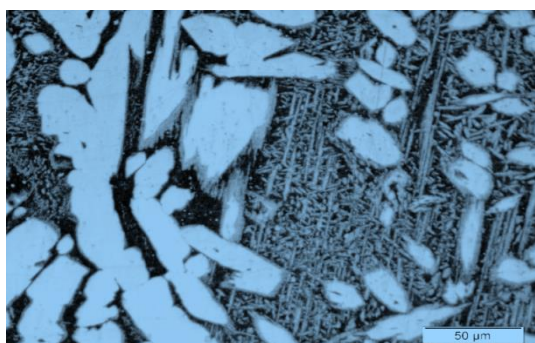
پیرسازی این ریزساختار حاصل از این دو نوع عملیات نیز خود دارای فاز k_{ii} و k_{iv} است که هر چه دمای پیرسازی بالاتر باشد، مقدار این فاز نیز افزایش می‌یابد. دلیل آن نیز به آزاد شدن عناصر آلیاژی Fe، Ni و Mn برمی‌گردد [۱۴، ۲]، زیرا فازهای ایجاد شده در فرآیند پیرسازی k_{ii} و k_{iv} است [۱۶] که خود دارای مقدار زیادی از این عناصر هستند که می‌توان در شکل‌های (۹-الف و) این نتایج را مشاهده کرد.



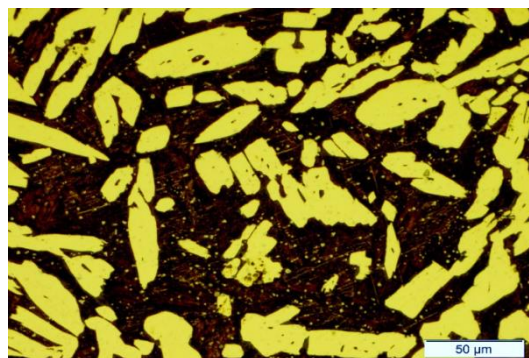
شکل ۷ - شماتیک استحاله آلیاژ حین سرد شدن

۲-۳- بررسی ریزساختار عملیات حرارتی شده

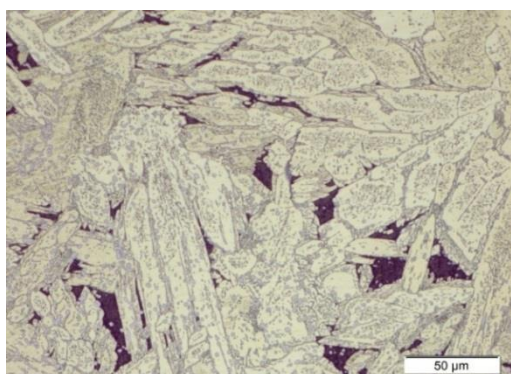
تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌ها از عملیات حرارتی‌های مختلف در شکل (۸) برای نمونه‌های پیرسازی نشده و شکل (۹) برای نمونه‌های پیرسازی شده، نشان داده شده است. این تصاویر نشان می‌دهند که حرارت دادن تا دمای ۹۰۰ درجه و سپس سرد کردن در هوا منجر به تشکیل α ویدمنشتاتن به همراه فاز α می‌شود،



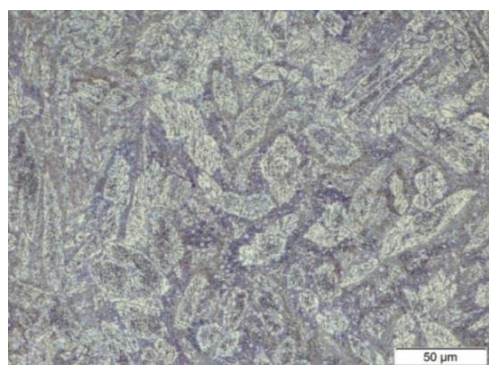
(ب)



(الف)

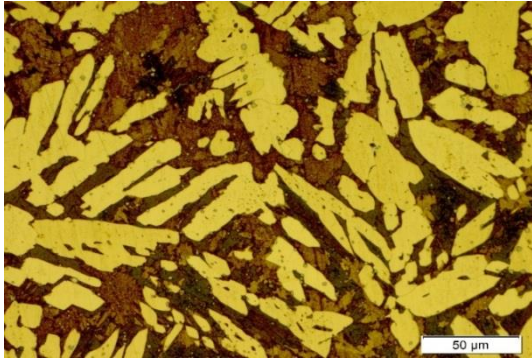


(د)

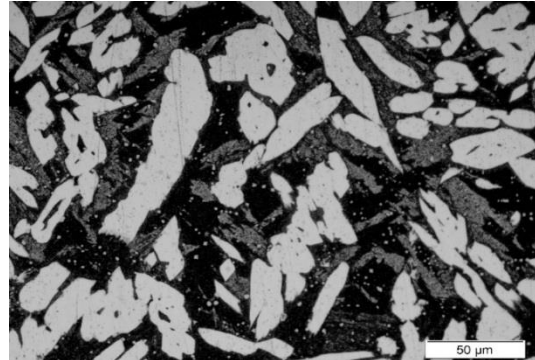


(ج)

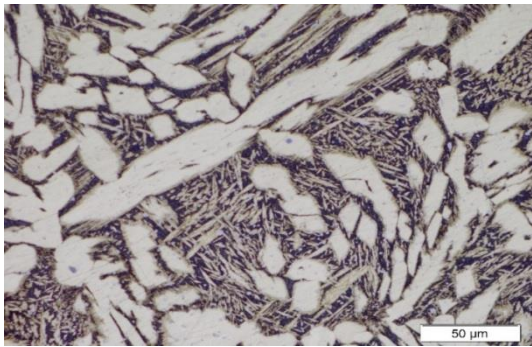
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های مختلف عملیات حرارتی شده بدون پیرسازی: (الف) نمونه A، (ب) نمونه B، (ج) نمونه I و (د) نمونه J



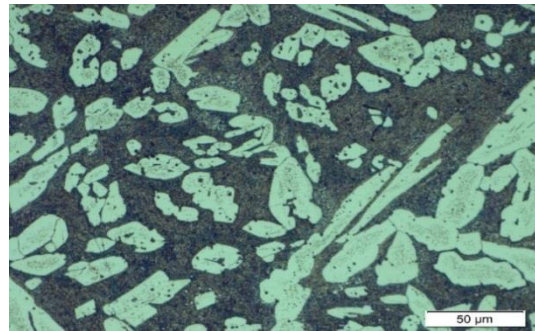
(ب)



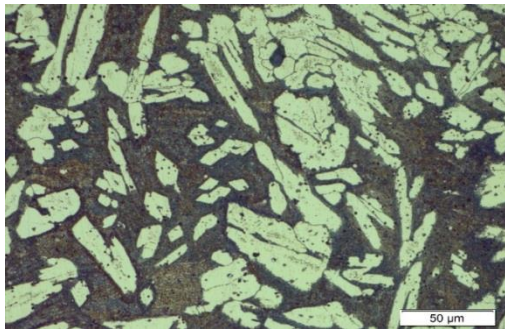
(الف)



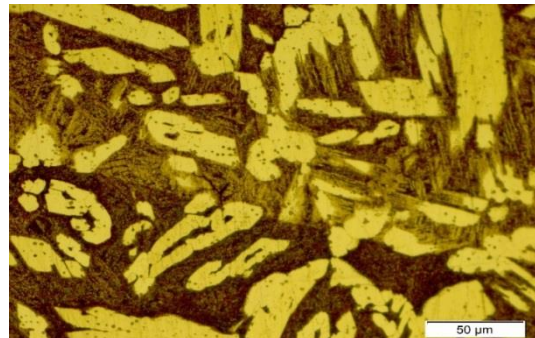
(د)



(ج)



(و)



(هـ)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های مختلف عملیات حرارتی شده همراه با پیرسازی:

الف) نمونه C، ب) نمونه D، ج) نمونه E، د) نمونه F، هـ) نمونه G و H) نمونه H

کوچک‌تر شدن دندریت‌های ویدمنشتاتن ملاحظه می‌شود. به‌عنوان مثال، افزایش زمان نگهداری در دمای پیرسازی باعث رسوب بیشتر فازهای ریز k_{iv} و k_{ii} می‌شود که این موضوع در دمای ۶۰۰ درجه و شکل (۹-ج، و) قابل مشاهده است [۱۷]. اما اگر فرآیند عملیات حرارتی تغییر کند و نمونه ریختگی تا ۶۵۰ درجه حرارت داده شود و به مدت ۲ ساعت نگاه‌داشته شود، سپس در هوا سرد شود، ریزساختار متفاوت خواهد بود. همان‌طور که در شکل (۸-ج) دیده می‌شود این فرآیند عملیات حرارتی باعث می‌شود که فاز

مطابق شکل (۹) مشاهده می‌شود که پیرسازی سبب شکسته شدن دندریت‌های مارتنزیتی و بینیتی و α و ویدمنشتاتنی می‌شود یعنی β' به β' تمپر شده تبدیل می‌شود که حاصل افزایش دما و آزاد شدن بعضی از عناصر آلیاژی هست که ارتباط مستقیمی با فازهای به وجود آمده دارد. در شکل‌های (۹-ب-و) این نتایج به‌وضوح مشخص است.

با افزایش دما از ۴۰۰ به ۵۰۰ و نهایتاً ۶۰۰ درجه سانتیگراد، افزایش فازهای k_{iv} و k_{ii} و همچنین

نمونه‌های نرماله شده دیده می‌شود. فازهای k و β' نیز به‌طور متوسط در همه نمونه‌ها مشاهده می‌شود. با کنار هم قرار دادن نتایج کسر حجمی و تحلیل‌های انجام‌شده در مطالب فوق به‌راحتی می‌توان تطابق موجود در جدول و تصاویر متالوگرافی را درک کرد.

۳-۳- بررسی سختی آلیاژ

در جدول (۴) نتایج ارزیابی سختی آلیاژ در شرایط مختلف با استفاده از روش‌های برینل و راکول B ارائه شده است [۲۱]. برای تحلیل مقادیر به‌دست‌آمده در جدول (۴)، میکروسختی روی هرکدام از فازهای موجود در ریزساختار انجام‌شده است که در جدول (۵) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که فازهای حاصل از کوئچ شامل β' و δ دارای سختی نسبتاً بالایی هستند و به‌مراتب با افزایش این‌گونه فازها در زمینه، افزایش سختی نمونه مشاهده می‌شود. اما نکته قابل‌توجه در ارزیابی میکروسختی، حضور فاز k_{iv} در زمینه α است، وجود این فاز به‌صورت گسترده در زمینه باعث می‌شود که میکروسختی در حالتی که زمینه شامل α است، ۱۲۳ باشد و در حالتی که زمینه شامل $k_{iv} + \alpha$ است، به ۱۶۰ افزایش یابد.

از طرف دیگر، در اثر سرد کردن غیر تعادلی، فاز α ویدمنشتاتن، فاز دیگری که در زمینه قابل‌مشاهده است که طبق ارزیابی میکروسختی، فازی بسیار سخت است. وجود این فاز در زمینه باعث افزایش شدید سختی در نمونه‌ها شده است. به‌عنوان مثال نمونه‌های C و D که مقدار قابل‌ملاحظه‌ای β' و δ و هم‌چنین مقداری α ویدمنشتاتن دارند از بقیه نمونه‌ها دارای سختی بیشتر هستند.

نمونه F با وجود α ویدمنشتاتن در زمینه نسبت به نمونه‌های مذکور افت سختی دارد که علت آن به این برمی‌گردد که در این نمونه فقط α ویدمنشتاتن و تا حدودی هم‌فاز α موجود است که برآیند این دو فاز در ماکرو سختی باعث افت سختی کل نمونه می‌شود. اما نمونه‌های C و D علاوه بر فاز α ویدمنشتاتن دارای مقادیر زیادی از فازهای β' و δ نیز هستند که می‌توانند در بهبود سختی بسیار موثر باشند.

k_{iii} هنوز در ساختار وجود داشته باشد زیرا این دمای عملیات حرارتی، دمای تحول و استحاله این فاز نیست بلکه دمای تحول این فاز طبق یافته‌ها ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد است. یعنی تا قبل از ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد این فاز در زمینه وجود دارد [۱۶]، ضمناً افزایش مدت نگهداری باعث رسوب بیشتر فاز k_{iv} رسوبات ریز k_{ii} شده است [۱۳].

با تغییر فرآیندهای عملیات حرارتی تغییر بسیار چشم‌گیری در ریزساختار آلیاژ می‌توان مشاهده کرد، آنچه که در تصویر (۸-د) دیده می‌شود دلیلی بر اثبات این مدعا است. در این نمونه آلیاژ تا دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد گرم شد و به دنبال آن سرد شدن در کوره تا دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌پایه و نگه‌داشتن در این دما برای مدت‌زمان ۴۵ دقیقه و سپس سرد شدن در هوا باعث حذف کامل فاز لایه‌ای k_{iii} شده و به‌مراتب سبب افزایش فاز α و هم‌چنین فاز k_{ii} شده است که سه دلیل برای ایجاد این مورفولوژی وجود دارد:

۱- دمای ۸۵۰ درجه طبق گزارش‌ها دمای تحول فاز لایه‌ای نیست زیرا فاز لایه‌ای از ۸۰۰ درجه به پایین به وجود می‌آید و این فاز در این دما به وجود نمی‌آید، چون فرآیند انجام‌شده گرمادهی است قائداً این فاز در ابتدا در ترکیب وجود داشته است که با رسیدن به دمای بالای ۸۰۰ از بین رفته و تجزیه شده است به‌گونه‌ای که با سرد کردن آهسته تا ۵۰ درجه زیر تحول این فاز در کوره و نگهداری تا ۴۵ دقیقه باعث شده تا مقدار بسیار کمی از این مطابق کسر حجمی انجام‌شده (جدول ۳) در حد ۱۱ درصد تشکیل شود.

۲- آزاد شدن عناصر آلیاژی از جمله Fe و Ni باعث به وجود آمدن و افزایش فازهای k_{ii} و α شده است و دلیل نهایی این است که

۳- زمان نگهداری طولانی نیز باعث افزایش رسوبات k_{ii} شده است [۳، ۱۶، ۱۷].

همان‌طور که از جدول (۳) می‌توان مشاهده کرد، کسر حجمی هرکدام از فازها برای نمونه‌های متفاوت اندازه‌گیری شده است، در نمونه‌های مختلفی که عملیات حرارتی کوئچ روی آن‌ها انجام شد، این عملیات باعث تشکیل فاز سخت δ گردید. فاز آلفای ویدمنشتاتن نیز فقط در

جدول ۳- کسر حجمی فازها با استفاده از نرم‌افزار Image J و الزامات Point Counting

% δ	% k_{iv+a}	% β'	% α ویدمنشتان	% k_{iii}	% k_{ii}	% k_i	% α	% Phases
-	۳۵/۰۶	۱۷/۶۷	-	۳۱/۳	۱۳/۶۷	۲/۳	-	ریختگی
۱۵/۶۲	-	۶۳/۱۳	-	-	۳/۸۳	-	۴۴/۴۲	A
-	۳۷/۳	۱۱/۷	۳۵/۷	-	۱۵/۳	-	-	B
۲۰/۶۷	-	۳۵	-	-	۹/۳۳	-	۳۵	C
۲۸/۳	۳۵/۵	۳۰/۱	-	-	۶/۱	-	-	D
۳۳	۴۵	۹	-	-	۱۳	-	-	E
-	۴۳/۶۷	۱۵/۶۷	۳۱/۶۶	-	۹	-	-	F
-	۳۶	۴	۵۰	-	۱۰	-	-	G
-	۴۳	۱۲	۳۳	-	۱۲	-	-	H
-	۳۵/۷	۱۵/۳	-	۱۸	۳۱	-	-	I
-	۵۵	۵	-	۱۱	۲۹	-	-	J

جدول ۴- سختی نمونه‌ها با دو روش راکول B و برینل

J	I	H	G	F	E	D	C	B	A	ریختگی	نام نمونه
۸۴/۹۸	۹۴/۰۸	۹۱/۷۳	۹۴/۱۳	۹۲/۳۹	۹۶/۶۰	۱۰۰/۵	۱۰۰/۶	۹۶/۷۳	۹۲/۸۷	۹۰/۶۲	سختی سنجی (HRB)
۱۶۰	۲۰۱	۱۹۰	۲۰۵	۱۹۲	۲۱۵	۲۴۳	۲۴۵	۲۱۴	۱۹۴	۱۸۲	سختی (HB) (gf/mm ²)

جدول ۵- میکرو سختی فازها در شرایط عملیات حرارتی

δ	k_{iv+a}	β'	α ویدمنشتان	k_{iii}	k_{ii}	k_i	α	نام فاز
۲۵۹	۱۶۰	۲۴۰	۲۹۰	۲۱۱	۲۱۰	۲۲۰	۱۲۳	میکرو سختی (HV)

۴- نتیجه‌گیری

۳- فازهای β' و δ و هم چنین فاز α ویدمنشتان دارای بیشترین سختی در بین دیگر فازهای موجود در ریزساختار هستند.

۴- افزایش فازهای حاصل از کوئنچ و یا سرد کردن غیرتعادلی مثل نرماله کردن، باعث افزایش خواص سختی نمونه‌ها تا ۲۴۵ راکول می‌شود که علت آن به وجود آمدن فازهای سخت مانند β' و δ و هم‌چنین فاز α ویدمنشتان در ریزساختار خواهد بود.

ریزساختار آلیاژ عملیات حرارتی شده برنز آلومینیم نیکل با اعمال سیکل‌ها بررسی شد و نتایج کلی زیر به‌دست آمد:

۱- فازهای مختلف در نمونه ریختگی نسبتاً در تعادل هستند اما آنچه که باعث ایجاد فازهای جدید مانند δ و گاه افزایش یک‌فاز در زمینه می‌شود سیکل عملیات حرارتی است، یعنی عملیات حرارتی در دماهای مختلف و با تغییر زمان نگهداری در آن دما باعث تشکیل یا افزایش فازهایی مثل k_{ii} و یا k_{iv} می‌شود.

۲- عملیات حرارتی کوئنچ در آب باعث ایجاد فاز فعال β' می‌شود اما در عملیات حرارتی پیرسازی بیشتر فازهای k تشکیل می‌شوند و به‌هیچ‌وجه فاز β' ایجاد نمی‌شود.

مراجع

[1] ASM international, ASM Handbook Volume 3, Alloy Phase Diagram, 2008.

- Naval Postgraduate School Institutional Archive, 2004, 06.
- [14] Chen R.P., et al., Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel-aluminum bronze, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(6) 1254-1258.
- [15] Habib K., Measurement of the A.C. Impedance of aluminum samples by holographic interferometry, *Optics and Lasers in Engineering*, 1997, 28, 37-46.
- [16] Moradlou M., Aarab N., Emadi R., Meratian M., Effect of magnesium and nickel on the wear and mechanical properties of casting bronzes, *Journal of American Science*, 2011, 7(7) 717-722.
- [17] Jahanafrooz A., Hasan F., Lorimer G.W., Ridley N., Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes, *Metallurgical Transactions*, 1983, 14, 1951-1956.
- [18] ASTM Specification E562.
- [19] Vakilipour A., Daroonparvar M.R., Atabaki M.M., Mokhtar K., Corrosion behavior of heat treated nickel-aluminum bronze alloy in artificial sea water, *Materials Sciences and Applications*, 2011, 2, 1542-1555.
- [20] Bohm J., Linhardt P., Strobl S., Haubner R., Biezma M.V., Microstructure of a heat treated nickel - aluminum bronze and its corrosion behavior in simulated fresh and sea water, *Materials Performance and Characterization*, 2016, 5, 5, 689-700.
- [21] Parameswaran P., Godwin A., Dinesh S., Radhakrishnan K., Experimental study on mechanical and corrosion characteristics of NAB alloy with the addition chromium, *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5, 8089-8094.
- [22] Dieter G.E., SI Metric Edition: *Mechanical Metallurgy*, University of Maryland, 1988.
- [۲۳] جاهد مطلق ح.ر.، غفوری‌آهنگر ر.، کاظمی ب.، رفتار مکانیکی مواد: روش‌های مهندسی برای تغییر شکل، خستگی و شکست، دانشگاه علم صنعت ایران، مرکز انتشارات، ۱۳۸۵.
- [۲۴] تویسرکانی ح.، اصول علم مواد (ساختار، خواص و مهندسی مواد)، دانشگاه صنعتی اصفهان، ویرایش سوم، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۲.
- [2] Culpan E.A., Rose G., Microstructural characterization of nickel aluminum bronze, *Journal of Materials Science*, 1978, 13, 1647-1657.
- [3] Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer G.W., Ridley N., The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 1982, 13, 1337-1345.
- [4] Al-Hashem A., Riad W., The role of microstructure of nickel-aluminium-bronze alloy on its cavitation corrosion behavior in natural seawater, *Materials Characterization*, 2002, 48, 37-41.
- [5] Lorimer G., Hasan F., Iqbal J., Ridley N., Observation of microstructure and corrosion behaviour of some aluminium bronzes, *British Corrosion Journal*, 1986, 21, 244-248.
- [6] Yang D., Rong Z., Zhenbo Q., Zhong W., Liqiang W., Lei L., Weigie L., Evolution of the corrosion product film on nickel-aluminum bronze and its corrosion behavior in 3.5 wt % NaCl solution, *Materials*, 2019, 12(2) 209, doi:10.3390/ma12020209.
- [7] Wharton J., Barik R., Kear G., Wood R., Stokes K., Walsh F., The corrosion of nickel-aluminium bronze in seawater, *Corrosion Science*, 2005, 47, 3336-3367.
- [8] Pidaparti R.M., et al., Classification of corrosion defects in NiAl bronze through image analysis, *Corrosion Science*, 2010, 52(11) 3661-3666.
- [9] Barik R.C., et al., Erosion and erosion-corrosion performance of cast and thermally sprayed nickel-aluminium bronze, *Wear*, 2005, 259(1-6) 230-242.
- [10] Wharton J.A., et al., The corrosion of nickel-aluminium bronze in seawater, *Corrosion Science*, 2005, 47(12) 3336-3367.
- [11] Barik R.C., Wharton J.A., Wood R.J.K., Tan K.S., Stokes K.R., Erosion and erosion-corrosion performance of cast and thermally sprayed nickel-aluminium bronze, *Wear*, 2005, 259, 230-242.
- [12] Wharton J.A., Stokes K.R., The influence of nickel-aluminium bronze microstructure and crevice solution on the initiation of crevice corrosion, *Electrochimica Acta*, 2008, 53(5) 2463-2473.
- [13] Pierce F.A., Approved by Mc-Nelley T.R., The isothermal deformation of nickel aluminum bronze in relation to the friction stir processing, Calhoun: The



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper

Investigation of Heat Treatment Methods on Microstructure and Hardness of Aluminum-Nickel Bronze Alloy (C95500)

Abbas Abbasian^{1,*}, Ali Davoodi²

1. Lecturer, Department of Metallurgy Engineering, Faculty of Shahid Mohajer, Isfahan Branch, Technical and Vocational University (TVU), Isfahan, Iran.

2. Associate Professor, Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Ferdowsi University, Mashhad, Iran

* **Corresponding Author:** Email: abbasian_phd@yahoo.com

Received: 30 October 2019
Accepted: 16 December 2019

Abstract:

In this paper, the effect of heat treatment on the microstructure behavior and hardness of aluminum nickel bronze alloy (C95500) are investigated. The alloys were heat treated in different heat treatment cycles including quenching, normalization, aging and annealing. The microstructure of the samples studied using light microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM) and Image J software to observe the percentage of phases in the structure. The hardness properties of the heat treated alloys as well as the microstructural micro hardness were evaluated and tested for the hardness of each phase and their comparison with each other and the effect of the phases on the overall hardness of the samples. The results show that the quenched samples and then aged are associated with increasing hard phases ' β ' and ' γ_2 ' (or ' δ '), increasing these two phases in the alloy improves the hardness properties. The α -Widmanstätten phase is also a hard phase according to the micro hardening results, which increases it increasing hardness in the field. It should be noted that the formation of each of the phases in the microstructure will be subject to the heat treatment required to create that phase, such that aging causes the k-phase, the quenching to create the β phase as well as the normalize to the α -Widmanstätten phase.

Keywords:

Heat treatment,
Microstructure,
Nickel aluminum bronze alloy

Please cite this article using:

Abbas Abbasian, Ali Davoodi, Investigation of heat treatment methods on morphology of aluminum-nickel bronze alloy (C95500) and evaluation of its hardness properties, in Persian, Founding Research Journal, 2020, 3(4) 247-257.

DOI: 10.22034/FRJ.2019.206679.1105

Journal homepage: www.foundingjournal.ir