

Research Paper

Influence of Porosity on Fatigue of Cast Nickel Aluminum Bronze and a Proposed Method to Reduce scatter of data

*Saghar Fooladi Mahani¹, Seyed Fakhreddin Ashrafizadeh², Mohammad Ali Golozar²

1- MSc., Materials engineering faculty, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

2- Professor, Materials engineering faculty, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Citation: Fooladi Mahani S, Ashrafizadeh S. F, Golozar M.A. Influence of Porosity on Fatigue of Cast Nickel Aluminum Bronze and a Proposed Method to Reduce scatter of data. Metallurgical Engineering 2018; 21(3): 187-197 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.76114.1160>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.76114.1160>

ABSTRACT

In this study, the effect of casting porosity on the strength of cast nickel aluminum bronze (NAB) was investigated. For this purpose, four-point fatigue tests were carried out under $R = -1$ and 50 Hz on this alloy. Experimental results and plotted fatigue curve indicated high values of scattering in fatigue data, increased at applied stress levels higher 150 MPa. To reduce scattering and to obtain a more realistic fatigue strength, pore sizes were measured from the fracture surfaces of the specimens by using image processing technique. The fatigue strength was, then, calculated based on the effective area and fatigue curves were re-plotted. Results indicated that S - N curves obtained by this method are independent from casting defects and could present a better index for fatigue strength of the casting alloy. Therefore, it was concluded that the strength was obtained from this method could be an appropriate reference value when considering the fatigue properties of cast nickel aluminum bronze.

Keywords: nickel aluminum bronze, casting structure, porosity, fatigue, S-N curve.

■.....■

*** Corresponding Author:**

Saghar Fooladi Mahani, MSc

Address: Materials engineering faculty, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Tel: +98 (31) 33915714

E-mail: s.fooladi@ma.iut.ac.ir

تأثیر تخلخل بر خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی و ارایه روشی برای کاهش پراکندگی داده‌ها

*ساغر فولادی ماهانی^۱، سیدفخرالدین اشرفی زاده^۲، محمدعلی گلغذار^۲

۱- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.
۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

چکیده

در این پژوهش تأثیر حفره‌های ریختگی بر استحکام خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی مورد مطالعه قرار گرفت. به این منظور آزمایش خستگی چهار نقطه‌ای تحت شرایط $R = -1$ و فرکانس ۵۰ هرتز روی این آلیاژ انجام شد. بررسی نتایج و رسم منحنی S-N آلیاژ نشان داد به دلیل وجود تخلخل و عیوب ریختگی در نمونه‌ها، داده‌های خستگی پراکندگی زیادی دارند که این پراکندگی با افزایش تنش اعمال شده بیشتر می‌شود. جهت کاهش پراکندگی داده‌ها و محاسبه استحکام خستگی، اندازه تخلخل در سطح مقطع شکست به کمک تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و تکنیک پردازش تصویر اندازه گرفته شد. سپس به کمک نتایج به دست آمده استحکام خستگی بر اساس اندازه سطح موثر نمونه‌ها محاسبه شد. بررسی نتایج نشان داد که رسم منحنی S-N بر اساس تنش محاسبه شده به عیوب ریخته‌گری و حفره‌ها وابستگی کمتری دارد و شاخص واقعی تری از استحکام خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی به شمار می‌آید.

واژه‌های کلیدی: برنز آلومینیوم نیکل دار، ساختار ریختگی، تخلخل، خستگی، منحنی S-N

۱. مقدمه

محل‌های مناسبی برای آغاز ترک خستگی بشمار می‌آیند. بنابراین ارزیابی تأثیر عیوب انقباضی بر استحکام خستگی آلیاژهای ریختگی برای کاربرد این آلیاژها ضرورت می‌یابد. تاکنون تأثیر عیوب ریخته‌گری بر خواص مکانیکی آلیاژهای ریختگی توسط محققین متعددی گزارش شده است، اما درصد کمی از نتایج این پژوهش‌ها به بررسی خواص برنز آلومینیوم نیکل دار با وجود عیوب ریختگی اختصاص داشته‌است. مدل خستگی ارائه شده توسط مک داول و همکارانش^۱ بر اساس تغییر فرم میکروپلاستیک نوک ترک خستگی بود. نتایج آن‌ها نشان داد برای بهبود عمر خستگی قطعات ریختگی آلومینیومی می‌توان از روش FSP برای اصلاح سطح و کاهش عیوب ریختگی استفاده کرد. موراگانی^۲ با بررسی رابطه بین تأثیر عیوبی مانند آخال و تخلخل بر عمر خستگی نشان داد که با افزایش ابعاد تخلخل و عیوب، عمر خستگی آلیاژ ریختگی کاهش و میزان پراکندگی داده‌ها افزایش می‌یابد. علاوه بر این، وی اثبات کرد که برای هر آلیاژی طول بحرانی ترک خاص و قابل اندازه‌گیری است. اندازه‌گیری استحکام خستگی آلیاژهای ریختگی با استفاده

در بین خانواده آلیاژهای پایه مس، برنز آلومینیوم نیکل دار به دلیل داشتن آلومینیوم و آهن خواص مکانیکی بهتر و مقاومت به خوردگی بیشتری دارد، بنابراین به طور گسترده برای ساخت پروانه کشتی‌ها، پمپ و صنایع دریایی مورد استفاده قرار می‌گیرد.^۱ جهت تولید برنز آلومینیوم نیکل دار عموماً از روش ریخته‌گری در ماسه استفاده می‌گردد. مذاب برنز آلومینیوم نیکل دار در دماهای بالا (بیشتر از ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد) کاملاً همگن است. زمانی که دمای مذاب کاهش می‌یابد، اولین جوانه‌های دندریت تشکیل شده بیشتر حاوی عناصر آهن و نیکل هستند. با کاهش بیشتر دما، مذاب باقی‌مانده بین بازوهای دندریتی به تدریج از آلومینیوم غنی می‌شود که در مقایسه با سایر عناصر تشکیل دهنده آلیاژ، نقطه ذوب کمتری دارد، بنابراین دامنه انجمادی آلیاژ افزایش پیدا می‌کند و این پدیده سبب افزایش حفره‌های انقباضی می‌گردد.^۲ عیوب ناشی از ریخته‌گری مانند تخلخل یا حفره‌های انقباضی، روی رفتار مکانیکی و خواص آلیاژ تأثیر مستقیم دارند. برای مثال در آزمایش خستگی، حفره‌ها

* نویسنده مسئول:

مهندس ساغر فولادی ماهانی

نشانی: اصفهان، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد.

تلفن: ۳۳۹۱۵۷۱۴ (۳۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: s.fooladi@ma.iut.ac.ir

دقیق عمر ماده باید چگونگی توزیع عیوب نیز در نظر گرفته شود^{۱۴،۱۵}. علاوه بر این، هوریا و همکارانش^{۱۶} با بررسی تاثیر اندازه بازوهای بین دندریتی بیان کردند جهت تعیین استحکام خستگی باید مناطق اتصال بین بازوهای دندریتی به عنوان مناطق تحت بار و موثر بر استحکام در نظر گرفته شوند. چاکرابارتی و همکارانش^{۱۷} پس از بررسی رفتار خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار بیان کردند که صرف نظر از اندازه عیوب، افزایش تنش کمینه باعث کاهش طول عمر خستگی می شود. همچنین آن ها بیان کردند که عمر خستگی قطعات با اندازه حفره های بزرگ تر در مرکز قطعه بیشتر از عمر قطعاتی است که حفره های ریختگی کوچکتر ولی نزدیکتر به سطح قطعه دارند. علاوه بر این، مطالعات دیگر نشان داده است که شکل فازهای موجود در ریزساختار بر نرخ رشد ترک خستگی تاثیرگذار است؛ برای فازهای صفحه ای شکل ضخامت و طول دو فاکتور موثر بر رشد ترک خستگی هستند و هرچه طول صفحه افزایش و ضخامت آن کاهش یابد مقاومت در برابر رشد ترک افزایش می یابد^{۱۸،۱۹}. یوتینگ و همکارانش^{۲۰} تاثیر عملیات حرارتی تمپر بر رشد ترک خستگی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی را بررسی کردند. نتایج آن ها نشان داد که با افزایش دمای تمپر سرعت رشد ترک کاهش می یابد. همچنین با بررسی مسیر رشد ترک مشخص شد که برای نمونه هایی که در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد تحت عملیات حرارتی تمپر قرار گرفته بودند، مسیر رشد ترک از طریق فاز نرم α بود. با کاهش دمای تمپر به ۳۵۰ درجه سانتیگراد مسیر رشد ترک از طریق مرز بین فاز های β'/α رخ می دهد. ژیاویان و همکارانش^{۲۱} با مطالعه تاثیر وجود فاز ثانویه بر رشد ترک خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی بیان کردند که هرچه فاز سخت مارتنزیتی در ریزساختار بیشتر باشد سرعت رشد ترک کاهش می یابد. تاکنون پژوهش های محدودی در زمینه تاثیر تخلخل ناشی از ریختگی بر عمر خستگی انجام شده است. با توجه به کاربرد این آلیاژ در شافت های ریختگی و قطعات متحرک، هدف از انجام این تحقیق بررسی رفتار خستگی برنز آلومینیوم نیکل دار و ارتباط آن با سطح تنش و اندازه حفره های ناشی از ریخته گری است. در این پژوهش اندازه مساحت حفره های موجود در سطح شکست نمونه ها با استفاده از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی به کمک نرم افزار آنالیز تصویر "ImageJ" محاسبه شد. سپس با تعیین سطح موثر، تنش شکست خستگی با در نظر گرفتن اندازه حفره ها به دست آمد. استفاده از این روش برای محاسبه استحکام خستگی در مقاله حاضر توصیف شده و نقش آن در کاهش پراکندگی نتایج آزمایش خستگی مورد بحث قرار گرفته است.

۲. مواد و روش تحقیق

آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش در یک واحد صنعتی

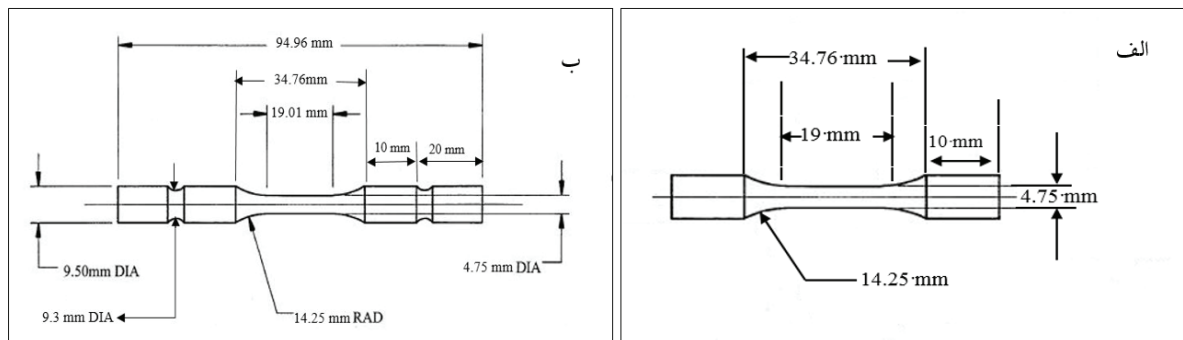
از رابطه موراکامی نشان داد که این رابطه با دقت قابل قبول قادر به تخمین استحکام خستگی است^۵. مو و همکارانش^۶ با بررسی تاثیر عیوب ریختگی بر عمر خستگی آلیاژ آلومینیوم AS7G06-T6 نشان دادند تخلخل هایی با اندازه بیش از ۳۰۰ میکرومتر باعث کاهش شدید عمر خستگی آلیاژ می شود. لیندر و همکارانش^۷ رفتار خستگی آلیاژهای آلومینیوم ریختگی را بررسی کردند. آن ها با توجه به مطالعاتشان بیان کردند که با افزایش تخلخل به میزان تقریباً ۱۵ درصد استحکام خستگی به شدت کاهش می یابد. احمد و همکارانش^۸ تاثیر اندازه و شکل عیوب ریختگی بر استحکام خستگی آلیاژ آلومینیوم ریختگی را با کمک نرم افزار اباکوس مدلسازی و پیش بینی کردند. بر این اساس هرچه شکل حفره های ریختگی به کروی نزدیک تر باشد کاهش استحکام خستگی ناشی از وجود عیوب کمتر خواهد بود. همچنین مطالعات دیگر محققین در این زمینه نشان داد که تاثیر حفره های ریختگی در ابعاد میکرومتر بر استحکام خستگی وابسته به خواص ریزساختار مانند اندازه بازوهای دندریتی و توزیع اندازه حفره های ریختگی است^{۹،۱۰}. بر اساس مطالعات موز و همکارانش^{۱۱} جوانه زنی و رشد ترک خستگی از حفره های نزدیک به سطح رخ می دهد. آمان و همکارانش^{۱۲} بیان کردند عمر خستگی وابسته به فاصله بین حفره های ریختگی و اندازه آن ها است. بنابراین برای تعیین دقیق تاثیر هر کدام از این عوامل، ارتباط بین این پارامترها را بر عمر خستگی بررسی کردند. به این منظور آن ها قطر حفره ریختگی موجود در نمونه را d_2 و فاصله بین حفره ها را s در نظر گرفتند و بر این اساس رفتار خستگی آلیاژ به سه شکل پیش بینی نمودند؛

۱. اگر فاصله بین حفره های ریختگی کم باشد ($d_2 > S$)؛ می توان حفره ها را به شکل یک حفره متمرکز و واحد فرض کرد. بنابراین تنها ابعاد حفره روی عمر خستگی تاثیرگذار خواهد بود.
۲. چنانچه فاصله بین حفره ها زیاد باشد ($d_2 < S$) ریزساختار تعیین کننده مکانیزم رشد ترک و مناطق تمرکز تنش است.
۳. هرگاه $d_2 = S$ باشد، استحکام خستگی به فاصله بین عیوب وابسته نیست و حفره با مساحت بزرگتر محل جوانه زنی و آغاز رشد ترک می شود.

ژمینگ و همکارانش^{۱۳} تاثیر دمای آزمایش خستگی بر استحکام خستگی آلیاژ منیزیم ریختگی را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج آن ها نشان داد که برای نمونه های فاقد عیوب ریختگی مکانیزم رشد ترک تنها وابسته به دمای آزمایش است و در مقابل برای نمونه های معیوب استحکام شکست تحت تاثیر وجود عیوب ریختگی در نمونه ها است. بررسی نتایج حاصل از مطالعات سایر محققین نشان داد که فاصله عیوب ریختگی از سطح نمونه ها در مقایسه با اندازه آن ها اثر بیشتری بر عمر خستگی دارد. بنابراین برای پیش بینی

جدول ۱. ترکیب شیمیایی برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی (درصدوزنی)

عنصر	Al	Ni	Fe	Mn	Zn	Sn	Cu
درصد وزنی	۸/۷۰	۵/۴۱	۴/۴۴	۱/۶۲	۰/۲۰	۰/۰۵	بقیه

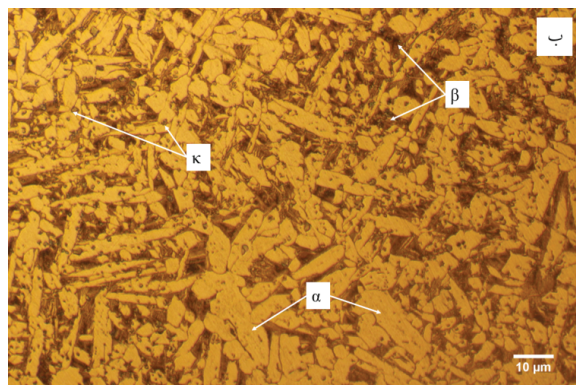
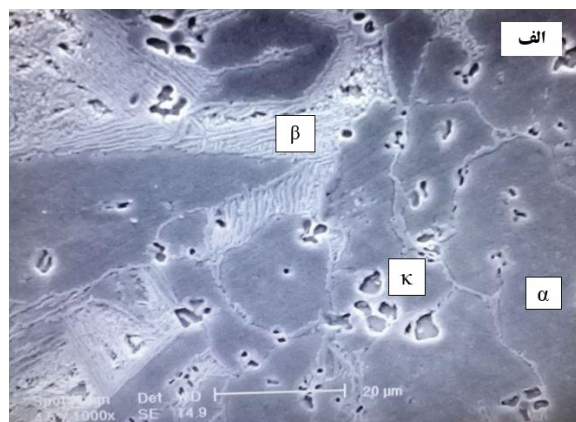


شکل ۱. (الف) ابعاد نمونه آزمایش کشش تک محوری طبق استاندارد، (ب) ابعاد نمونه آزمایش خستگی طبق استاندارد ISO1143.

۳. نتایج و بحث

ریزساختار برنز آلومینیوم نیکل دار

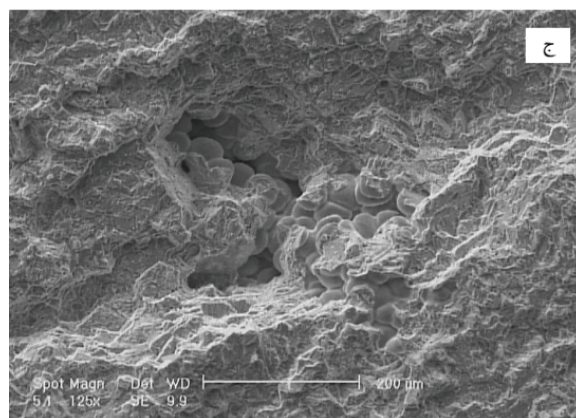
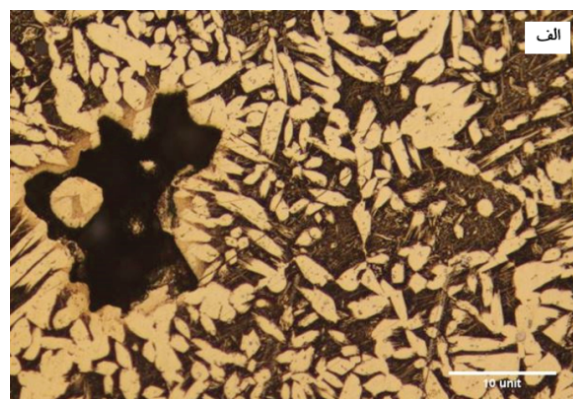
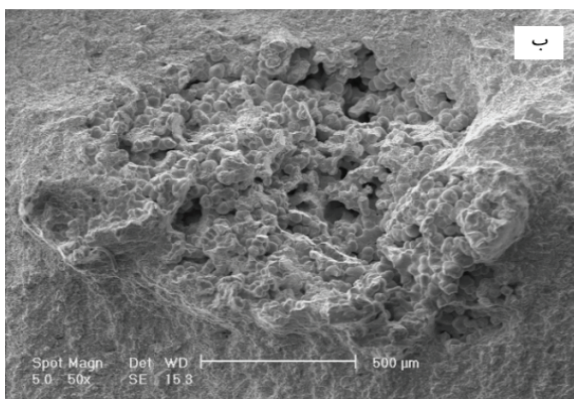
ریزساختار آلیاژ ریختگی برنز آلومینیوم نیکل دار در شکل ۲ (الف و ب) نشان داده شده است؛ ریزساختار این آلیاژ



شکل ۲. ریزساختار برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی C95800، (الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، (ب) تصویر میکروسکوپی نوری.

ریخته‌گری شد و نمونه‌های استاندارد خستگی توسط ماشینکاری تهیه گردید. جدول ۱ نتایج حاصل از آزمایش طیف‌سنج نوری (کوانتومتری) آلیاژ با کد C95800 را نشان می‌دهد. به منظور بررسی ریزساختار، نمونه‌ها سنباده و پولیش شدند و سپس حکاکی نمونه‌ها در محلول سنباده و پولیش شدند و تحلیل آن توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد.

جهت بررسی خواص مکانیکی، ابتدا نمونه‌ها تحت آزمایش سختی سنجی به روش ویکرز با بار ۳۰ کیلوگرم در ۶ نقطه از سطح قرار گرفتند و میانگین سختی ۱۸۰ ویکرز به دست آمد. علاوه بر سختی سنجی، آزمایش‌های کشش تک محوری با نرخ کشش 0.5 mm.s^{-1} و آزمایش خستگی خمشی چرخشی با $R=-1$ و فرکانس ۵۰ هرتز روی نمونه‌ها در دمای اتاق انجام شد. در این پژوهش نمونه‌های کشش با کد C و نمونه‌های خستگی با کد S نامگذاری شده‌اند. شکل ۱ (الف و ب) به ترتیب نقشه نمونه‌های آزمایش کشش و خستگی را نشان می‌دهند. دلیل استفاده از دستگاه خستگی خمشی چهار نقطه‌ای در این پژوهش، توزیع یکنواخت بار در راستای نمونه و کاهش خطای ناشی از توزیع یکنواخت نیرو روی نمونه‌ها در مدل‌های تک تکیه‌گاهی بود. برای پرهیز از تمرکز تنش، عدد زبری سطح نمونه‌ها (R_z) توسط ماشینکاری و پولیش به $2/9$ میکرون رسید. پس از آزمایش خستگی، شکست نگاری سطوح شکست نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی با آشکارساز الکترون ثانویه انجام گرفت و اندازه حفره‌های موجود در سطح شکست توسط نرم‌افزار آنالیز تصویر "Image J" تعیین شد.



شکل ۳. الف) حفره انقباضی موجود در ریزساختار برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی، (ب و ج) دو ناحیه از مناطق حفره دار در سطح شکست نمونه‌های آزمایش خستگی.

C2 و C3 جهت انجام آزمایش کشش تهیه شدند و تحت آزمایش کشش تک محوری با نرخ 0.5 mm.s^{-1} در دمای اتاق قرار گرفتند. تمایز سه نمونه تحت آزمایش درصد تخلخل موجود در سطح شکست بود، آنالیز سطح شکست نمونه‌ها نشان داد که این عدد برای نمونه‌های C1 و C2 کمتر از ۵۰ درصد سطح و برای نمونه C3 در حدود ۵۰ درصد از مساحت سطح شکست بود. تنش تسلیم با استفاده از روش 0.2% درصد برای نمونه‌ها محاسبه شد. داده‌های حاصل از آزمایش کشش در شکل ۴ نشان می‌دهد بین داده‌های حاصل از آزمایش کشش تفاوت وجود دارد. این تفاوت احتمالاً به دلیل تفاوت اندازه حفرات موجود در نمونه‌ها و فاصله آن‌ها از سطح است. برای بررسی حفره‌های انقباضی در نمونه‌های آزمایش کشش، سطح شکست توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. شکل ۵ تصاویر مربوط به سطح شکست نمونه‌های کشش را نشان می‌دهد، با توجه به تصاویر مشخص است که درصد تخلخل موجود در سطح شکست برای سه نمونه متفاوت است. علاوه بر این، از درصد تغییر طول نمونه‌ها در زمان شکست می‌توان نتیجه گرفت رفتار کششی آلیاژ ترد بوده و میزان تغییر فرم پلاستیک بسیار اندک بوده است.

رفتار خستگی

شکل ۶ نمودار S-N برای نمونه‌های برنز آلومینیوم نیکل دار

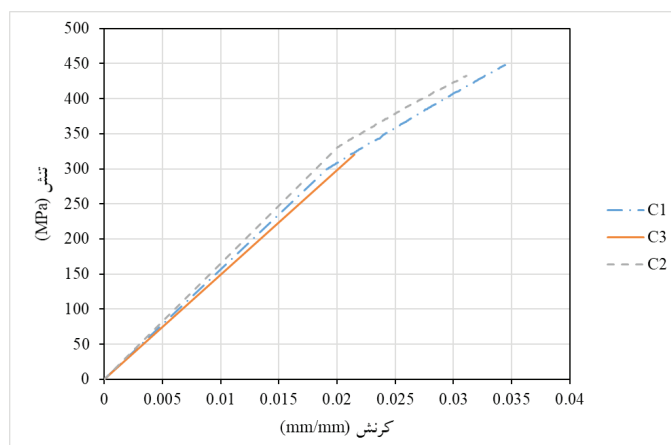
دانه‌بندی شده و شامل فاز α (فاز غنی از مس)، فاز مارتنزیتی β' و فاز بین‌فلزی K است^{۲۰،۲۲}. در تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار، فاز α به رنگ روشن و فاز β' به رنگ تیره دیده می‌شود؛ این فازها به ترتیب در شکل ۲ الف و ۲ ب مشخص شده‌اند. فاز α محلول جامد پایدار و غنی از مس با ساختار کریستالی fcc و فاز دما بالا β محلول جامد میانی با ساختار کریستالی bcc و حاوی مقادیر زیادی از آلومینیوم است، این محلول جامد عناصر نیکل، آهن و منگنز نیز در ساختار خود دارد^{۲۳،۲۴}.

همان‌طور که در شکل ۳ الف) نشان داده شده است، در ریزساختار نمونه‌ها علاوه بر فازهای فوق حفره‌های انقباضی ناشی از ریخته‌گری نیز دیده می‌شود؛ وجود این حفرات به دلیل دامنه انجمادی آلیاژ برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی دور از انتظار نیست. حفره‌های انقباضی به صورت مجموعه‌ای از تخلخل‌های بین بازوهای دندریتی با اندازه‌های مختلف در سطح شکست خستگی نمونه‌ها نیز دیده شدند. شکل ۳ (ب و ج) دو نمونه از سطح شکست نمونه‌های خستگی را نشان می‌دهد.

خواص مکانیکی برنز آلومینیوم نیکل دار

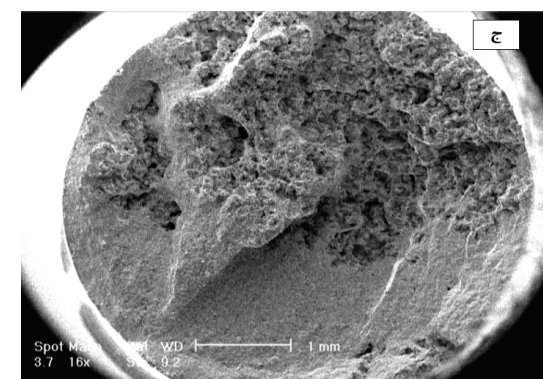
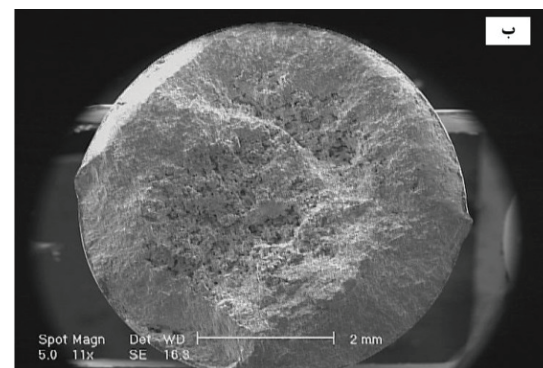
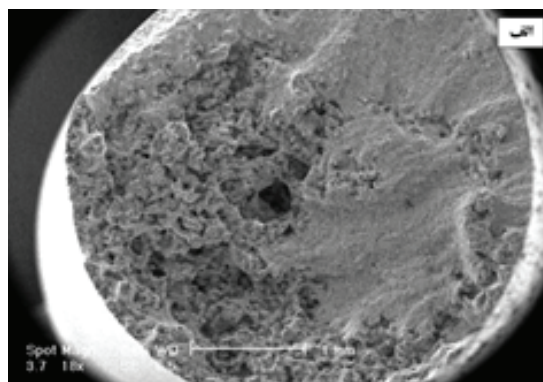
رفتار آلیاژ در آزمایش کشش

برای تعیین استحکام کششی و تنش تسلیم، سه نمونه C1،

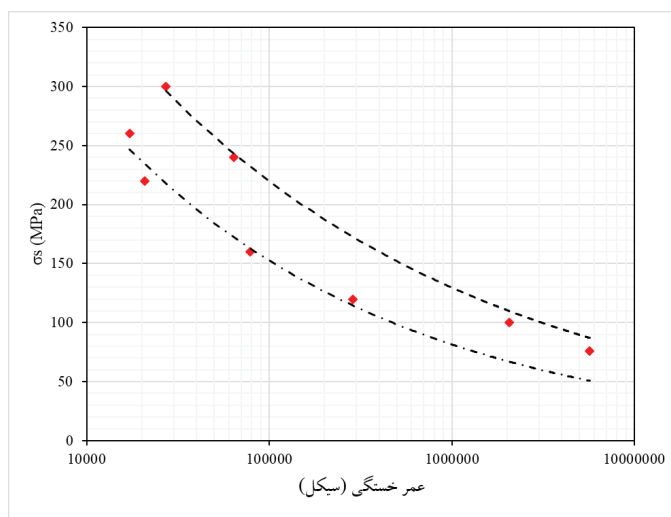


شکل ۴. منحنی تنش - کرنش برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی C95800 در دمای اتاق.

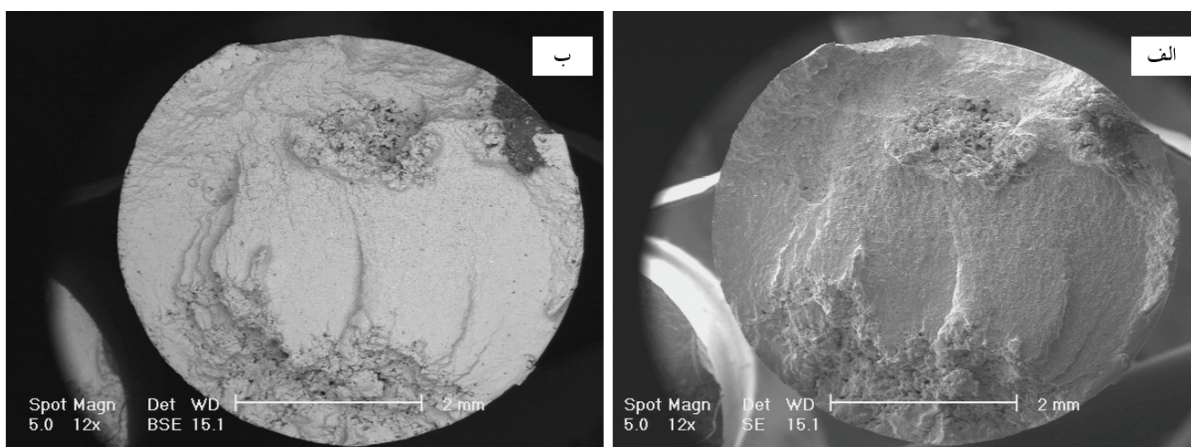
ریختگی رانشان می‌دهد. همان‌طور که در نمودار مشخص است برای این آلیاژ نمی‌توان مانند فولادها حد خستگی مشخصی تعریف کرد، بنا براین به طور قراردادی تنشی که به ازای آن عمر خستگی به بیشتر از 10^7 سیکل برسد، به عنوان تنش خستگی یا استحکام خستگی آلیاژ در نظر گرفته می‌شود. استحکام خستگی برای نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش ۷۰ مگاپاسکال به دست آمد، این در صورتی است که استحکام خستگی محاسبه شده برای این آلیاژ در مراجع ۲۱۰-۲۴۰ مگاپاسکال بیان شده است^{۳۲}. تفاوت شاخص بین استحکام خستگی به دست آمده در آزمایش خستگی این پژوهش با مراجع به احتمال زیاد به دلیل تفاوت در مقدار و شکل حفره‌های موجود در نمونه‌های مورد بررسی است. مورفولوژی و درصد حفره‌های موجود در آلیاژ تا حد زیادی به روش ریخته‌گری بستگی دارد، با کنترل شرایط ریخته‌گری می‌توان تا حد زیادی از تشکیل این عیب کاست، اما به دلیل دامنه انجمادی این آلیاژ حذف کامل این عیوب بسیار سخت و گاه غیر ممکن است. علاوه بر این، وجود حفره در نمونه‌ها موجب پراکندگی بین داده‌های حاصل از آزمایش خستگی شده‌است؛ همان‌طور که شکل ۶ نشان می‌دهد که با کاهش تنش اعمالی میزان پراکندگی داده‌ها کاهش یافته‌است. رسم نمودار خستگی برای آلیاژها به دو روش قابل انجام است؛ (۱) به ازای هر تنش تعیین شده حداقل سه نمونه تست شود که در این شرایط برای هر نقطه از نمودار می‌توان درصد خطا را تعیین کرد، (۲) به ازای هر تنش یک نمونه تست شود که در این شرایط با توجه به روند کلی منحنی و عمر خستگی همه نمونه‌ها، پراکندگی برخی از داده‌ها مشخص می‌شود. برای نمونه‌های ریختگی وجود حفره‌ها با اندازه و شکل متفاوت سبب می‌شود تا احتمال تکرارپذیری نتایج آزمایش کاهش یابد. بنابراین در این مقاله از روش دوم برای رسم نمودار خستگی مربوط به این آلیاژ استفاده شد. با توجه به شکل ۶، برای نتایج به دست آمده از آزمایش خستگی آلیاژ برنز



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های کشش برنز آلومینیوم نیکل دار، (الف) نمونه C1، (ب) نمونه C2، (ج) C3.



شکل ۶. نمودار S-N برای برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی C95800 در آزمایش خستگی خمشی چهار نقطه‌ای. به دلیل پراکندگی زیاد داده‌ها، نتایج روی دو منحنی به صورت باندهای بالا و پایین رسم شده‌اند.



شکل ۷. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی برای نمونه برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی در آزمایش خستگی؛ (الف) تصویر الکترون ثانویه، (ب) تصویر الکترون برگشتی.

ترکیب شیمیایی در محل شروع ترک و اشاعه آن وجود ندارد، اما نواحی حفره دار اکسید شده و در تصویر الکترون‌های برگشتی تیره تر دیده می‌شود. اجزای ساختاری مشاهده شده در این مناطق مربوط به سطح شکست خستگی است که بر اثر اعمال بار سیکلی به نمونه پدید آمده است. شکل ۸ تصویر سطح شکست با بزرگ‌نمایی بیشتر را نشان می‌دهد. با توجه به تصویر ۷ و ۸ می‌توان نتیجه گرفت حفره‌های ریختگی نزدیک به سطح مکان‌های آغاز ترک خستگی بوده‌اند.

برای پیش‌بینی عمر خستگی آلیاژهای ریختگی تاکنون مدل‌های زیادی بر اساس اندازه و چگونگی توزیع عیوب ریختگی ارائه شده‌است که بر اساس آن‌ها عمر خستگی با کاهش اندازه حفره‌ها افزایش می‌یابد. برای مطالعه تاثیر اندازه و محل حفره‌ها در بررسی رفتار خستگی آلیاژهای ریختگی، رابطه زیر پیشنهاد شده است.^{۲۵}

آلومینیوم نیکل دار ریختگی، امکان برآزش یک منحنی و تعیین ارتباط بین تنش و عمر خستگی با دقت بالا بین داده‌ها وجود ندارد و در عمل نتایج روی دو منحنی به شکل باند بالا و پایین تقسیم می‌شوند.

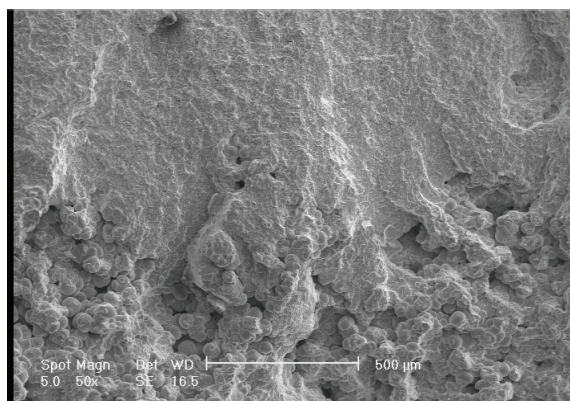
تاثیر حفره‌های ریختگی بر داده‌های آزمایش خستگی

شکل ۷ (الف و ب) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی را به ترتیب در دو حالت SE^1 و BSE^2 از سطح شکست خستگی آلیاژ برای یک نمونه نشان می‌دهد. با توجه به دو تصویر مشخص است محل حفره‌های انقباضی نزدیک‌تر به سطح، مکان مناسبی برای آغاز ترک‌های خستگی بوده‌است. بررسی دقیق‌تر تصاویر شکل ۷ (الف و ب) مشخص می‌کند که تفاوت

1. Secondary electron
2. Back scatter electron

قرار نمی‌گیرند، به عبارتی تنش اعمال شده روی نمونه‌ها بر حفره‌ها تأثیر ندارد، با حذف مساحت حفره از مساحت کل می‌توان سطح موثر A_e را که تحت اعمال بار قرار می‌گیرد محاسبه کرد^{۱۷}. جهت محاسبه مساحت حفره محل اتصال بازوهای دندریتی از مساحت کل حفره کم شد. با توجه به شکل ۵ مشخص است شکست به صورت ترد بوده بنابراین می‌توان فرض کرد مناطق اتصال بازوهای دندریتی با وجود تحمل بار تغییر مساحت بسیار کمی داشته‌اند. همچنین در شکل ۸ نشان داده‌شد، حفره‌ها محل شروع ترک خستگی هستند، از این رو در این معادله به شکل ترک‌های کوچک در ساختار در نظر گرفته شدند. برای اعمال مدل و محاسبه استحکام خستگی، نمونه‌هایی که مکان و اندازه عیوب در آن‌ها مشخص بود انتخاب شدند. بررسی سطوح شکست نمونه‌ها صحت این فرضیه را تایید نمود. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست ناشی از خستگی برای این نمونه‌ها در شکل ۹ و مقادیر σ_e محاسبه شده از نتایج آزمایش خستگی در جدول ۲ ارائه شده‌است.

همانطور که در شکل ۶ نمودار σ_s بر حسب تعداد سیکل خستگی (N_f) نشان داده شد، در نتایج حاصل از آزمایش خستگی پراکندگی وجود دارد. شکل ۱۰ رسم منحنی σ_e بر حسب N_f را نشان می‌دهد با توجه به شکل و مقایسه آن با شکل ۶ می‌توان دریافت که با استفاده از مدل ارائه شده پراکندگی داده‌های خستگی کاهش یافته‌است. بنابراین استفاده از روش محاسبه سطح موثر از بروز داده‌های غیر واقعی نیز جلوگیری می‌کند. برای مثال، بر اساس شکل ۶ عمر نمونه وقتی که تحت بار ۲۴۰ مگاپاسکال قرار گرفته بیشتر از نمونه‌ای است که تحت بار ۲۲۰ مگاپاسکال قرار گرفته شده‌است. با استفاده از روش جدید، به دلیل در نظر گرفتن اندازه حفره‌های داخلی، استحکام خستگی اندازه‌گیری شده در هر تنشی با توجه به وضعیت سطح اصلاح می‌شود. پراکندگی که همچنان بعد از محاسبه در نمودار دیده می‌شود احتمالاً به دلیل در نظر نگرفتن تأثیر مکان حفره‌ها در مدل ارایه شده‌است. در



شکل ۸. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ترک‌های ناشی از آزمون خستگی برای نمونه برنز آلومینیوم برنز نیکل دار ریختگی.

معادله ۱.

$$\sigma_{sl} = \sigma_e \left[\frac{\frac{d-h}{2}}{\frac{d}{2}} \right]$$

در این رابطه σ_{sl} تنش موثر با در نظر گرفتن اندازه و مکان

عیوب، σ_e تنش موثر تحت تأثیر اندازه عیوب، d قطر نمونه، h عمق عیوب از سطح نمونه و $\left[\frac{\frac{d-h}{2}}{\frac{d}{2}} \right]$ فاکتور مکان است. مقدار σ_e با استفاده از رابطه زیر قابل محاسبه است^{۲۵}.

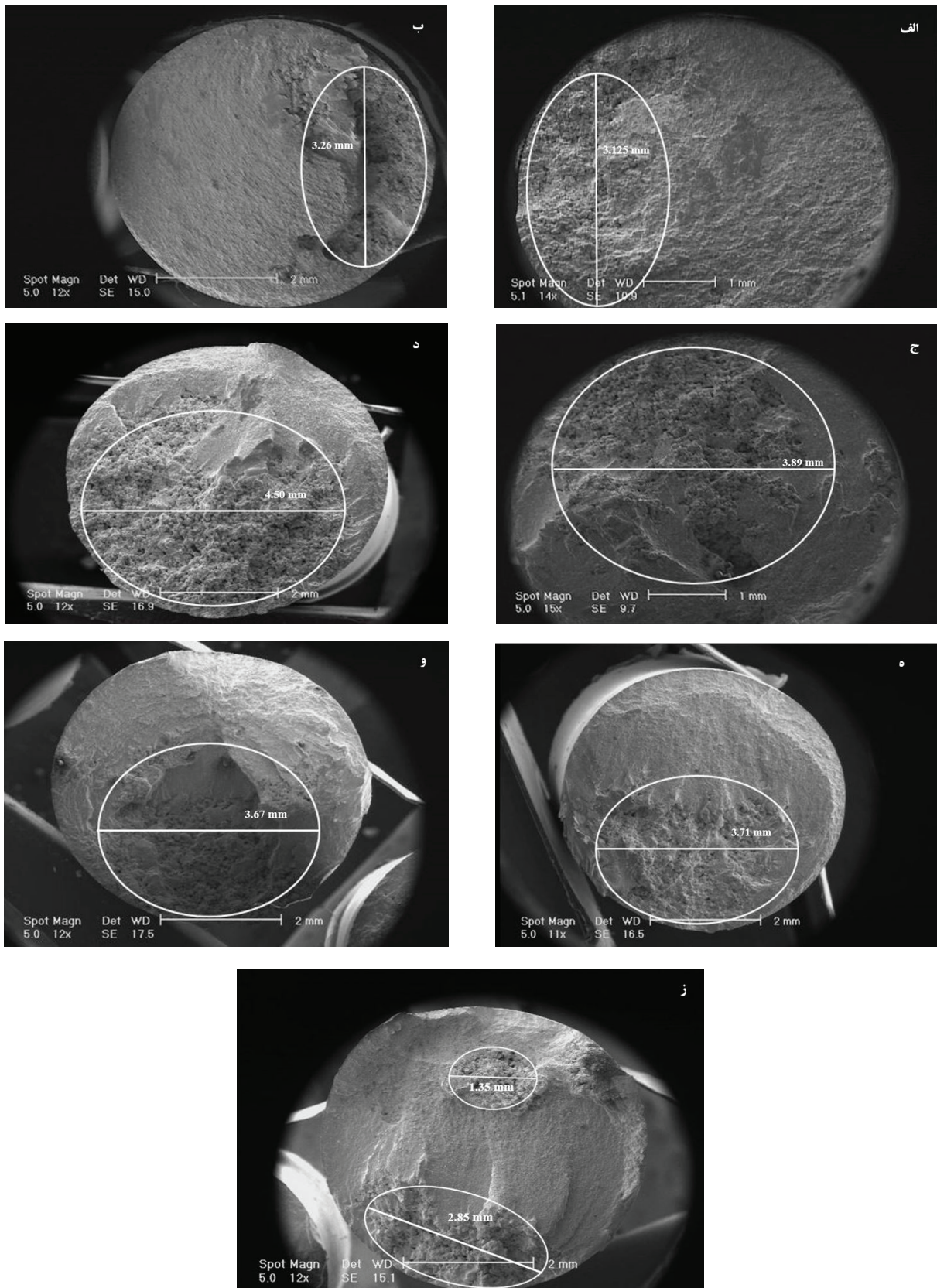
معادله ۲.

$$\sigma_e = \sigma_s \left[\frac{A}{A_e} \right]$$

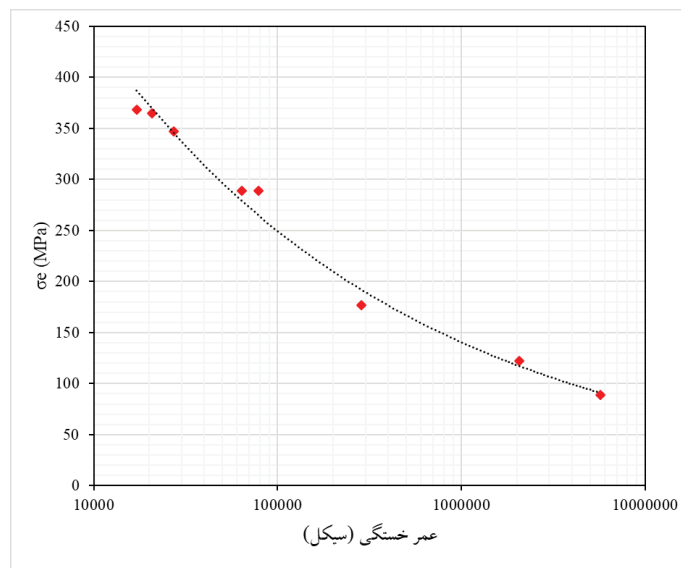
در این رابطه σ_s بیشترین تنش اعمالی روی نمونه؛ A مساحت کل سطح شکست، A_e مساحت موثر سطح شکست و $\left[\frac{A}{A_e} \right]$ فاکتور اندازه را نشان می‌دهند. جهت محاسبه سطح مؤثر به دلیل آن که حفره‌ها در زمان اعمال نیرو تحت بار

جدول ۲. داده‌های حاصل از اندازه‌گیری فاکتور اندازه و σ_e برای نمونه‌های برنز آلومینیوم ریختگی در آزمایش خستگی

کد نمونه	σ_s (MPa)	مساحت کل (mm ²)	مساحت حفره (mm ²)	سطح موثر (mm ²)	فاکتور اندازه	N_f	σ_e (MPa)
S1	۷۶	۲۱/۸۵	۳/۰۷	۱۸/۸۰	۱/۱۶	۲۶۷۷۷۸۹	۸۸
S2	۱۰۰	۱۸/۵۶	۳/۳۰	۱۵/۲۵	۱/۲۱	۳۸۵۸۰۴۵	۱۲۲
S3	۱۲۰	۲۱/۱۴	۶/۳۶	۱۴/۷۸	۱/۴۳	۱۸۶۱۲۳	۱۷۲
S4	۱۶۰	۱۹/۱۴	۸/۵۵	۱۰/۵۸	۱/۸۱	۷۸۳۶۴	۲۸۹
S5	۲۲۰	۱۹/۲۲	۷/۶۳	۱۱/۶۰	۱/۶۵	۲۰۶۹۸	۳۶۵
S6	۲۴۰	۲۸/۵۰	۴/۸۴	۲۳/۵۶	۱/۲۰	۶۳۷۰۵	۲۸۹
S7	۲۶۰	۱۸/۳	۵/۳۲	۱۲/۱۰	۱/۴۱	۱۷۱۱۵	۳۶۷
S8	۳۰۰	۱۹/۲۷	۲/۶۴	۱۶/۶۴	۱/۱۶	۲۷۱۶۳	۳۴۷



شکل ۹. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست خستگی برای نمونه‌های ریختگی برنز آلومینیوم نیکل دار، (الف) S1 در تنش 76 MPa، (ب) S2 در تنش 100 MPa، (ج) S3 در تنش 120 MPa، (د) S4 در تنش 140 MPa، (ه) S5 در تنش 160 MPa، (و) S6 در تنش 180 MPa، (ز) S7 در تنش 260 MPa.



شکل ۱۰. نمودار S-N برای برنز آلومینیوم نیکل دار ریختگی بر اساس داده‌های حاصل از مدلسازی.

۳- استفاده از روش محاسبه سطح موثر و اولاً سبب می‌شود که پراکندگی در داده‌های آزمایش خستگی کمتر شود. ثانیاً از بروز داده‌های غیر واقعی جلوگیری می‌کند. ثالثاً از آنجا که وجود تخلخل تا حد زیادی به روش ریخته‌گری بستگی دارد، با محاسبه استحکام خستگی بر اساس سطح موثر، داده‌های واقعی تری برای آلیاژ مورد نظر بدست می‌آید که سبب می‌شود تا نتایج حاصل از آزمایش با مراجع و یافته‌های دیگران قابل مقایسه باشد. به بیان دیگر، تأثیر عیوب ریخته‌گری که وابسته به شرایط فرایند است تا حدودی حذف شده و استحکام آلیاژ مستقل از آن بدست می‌آید.

این رابطه با توجه به نتایج و تصاویر سطوح شکست می‌توان بیان کرد نمونه‌هایی با عیوب بزرگ‌تر ولی با فاصله بیشتر از سطح، عمر خستگی بیشتری نسبت به نمونه‌هایی دارند که اندازه عیوب در آن‌ها کوچک‌تر ولی نزدیک‌تر به سطح است.

۴. نتیجه‌گیری

- ۱- بزرگی تنش اعمال شده و اندازه حفره‌های انقباضی داخل نمونه‌ها روی عمر خستگی آلیاژ تأثیر مستقیم دارد. تأثیر همزمان هر دو پارامتر باعث پراکندگی در نتایج حاصل از آزمایش خستگی می‌شود.
- ۲- با افزایش اندازه تخلخل صرف نظر از اندازه بار اعمال شده عمر خستگی کاهش می‌یابد؛ به عبارت دیگر، تأثیر تخلخل روی عمر خستگی بیشتر از سایر پارامترها مانند بزرگی تنش اعمال شده است.

References

- [1] Campbell, Flake C., ed. Elements of metallurgy and engineering alloys. ASM International, 2008.
- [2] Meigh H. Cast and Wrought Aluminum Bronzes: Properties, Processes and Structure. Institute of Materials, 1 Carlton House Terrace, London, UK, 2000.
- [3] Kapoor R, Rao VS, Mishra RS, Baumann JA, Grant G. Probabilistic fatigue life prediction model for alloys with defects: applied to A206. Acta Materialia. 2011 May 31; 59(9):3447-62.
- [4] Hardin R. A, Beckermann C. Prediction of the fatigue life of cast steel containing shrinkage porosity. Metallurgical and Materials Transactions A. 2009 Mar 1; 40(3):581.
- [5] Uematsu Y, Kakiuchi T, Tajiri A, Nakajima M. Fatigue limit prediction of A356-T6 cast aluminum alloys with different defect sizes sampled from an actual large-scale component. International Journal of Structural Integrity. 2017 Oct 31(just-accepted):00-.
- [6] Mu P, Nadot Y, Nadot-Martin C, Chabod A, Serrano-Munoz I, Verdu C. Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6. International Journal of Fatigue. 2014 Jun 30; 63:97-109.
- [7] Linder J, Axelsson M, Nilsson H. The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminum. International Journal of Fatigue. 2006 Dec 31; 28(12):1752-8.
- [8] Ahmed AB, Nasr A, Bahloul A, Fathallah R. The impact of defect morphology, defect size, and SDAS on the HCF response of A356-T6 alloy. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017:1-3.
- [9] Leitner M, Garb C, Remes H, Stoschka M. Microporosity and statistical size effect on the fatigue strength of cast aluminum alloys EN AC-45500 and 46200. Materials Science and Engineering: A. 2017 Nov 7; 707:567-75.
- [10] Ahmed AB, Nasr A, Fathallah R. Probabilistic high cycle fatigue behavior prediction of A356-T6 alloy considering the SDAS dispersion. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017 Jun 1; 90(9-12):3275-88.
- [11] Serrano-Munoz I, Buffiere JY, Mokso R, Verdu C, Nadot Y. Location, location & size: defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation. Scientific Reports. 2017; 7.
- [12] Aman M, Okazaki S, Matsunaga H, Marquis GB, Remes H. Interaction effect of adjacent small defects on the fatigue limit of a medium carbon steel. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2017 Jan 1; 40(1):130-44.
- [13] Zhenming Li, Alan A, Luo, Qigui W, Hui Z, Jichun D, Liming P. Fatigue characteristics of sand-cast AZ91D magnesium alloy. Journal of Magnesium and Alloys. 2017; 5(1): 1-12.
- [14] Fintová S, Konečná R, Nicoletto G. Microstructure, Defects and Fatigue Behavior of Cast AlSi7Mg Alloy. Acta Metallurgica Slovaca. 2013; 19(3):223-31.
- [15] Borbely A, Mughrabi H, Eisenmeier G, Höppel HW. A finite element modelling study of strain localization in the vicinity of near-surface cavities as a cause of subsurface fatigue crack initiation. International journal of fracture. 2002 Jun 1; 115(3):227-32.
- [16] Houria MI, Nadot Y, Fathallah R, Roy M, Maijer DM. Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behavior of A356-T6 alloy including mean stress effect. International Journal of Fatigue. 2015 Nov 30; 80:90-102.
- [17] Chakrabarti A, Sarkar A, Saravanan T, Nagesha A, Sandhya R, Jayakumar T. Influence of mean stress and defect distribution on the high cycle fatigue behavior of cast Ni-Al bronze. Procedia Engineering. 2014 Jan 1; 86:103-10.
- [18] Shi XH, Zeng WD, Shi CL, Wang HJ, Jia ZQ. Study on the fatigue crack growth rates of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy with basket-weave microstructure. Materials Science and Engineering: A. 2015 Jan 5; 621:143-8.
- [19] Verdhan N, Bhende DD, Kapoor R, Chakravartty JK. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of a near- α Ti alloy. International Journal of Fatigue. 2015 May 31; 74:46-54.
- [20] Lv Y, Hu M, Wang L, Xu X, Han Y, Lu W. Influences of heat treatment on fatigue crack growth behavior of Ni - Al bronze (NAB) alloy. Journal of Materials Research. 2015 Oct; 30(20):3041-8.
- [21] Xu X, Lv Y, Hu M, Xiong D, Zhang L, Wang L, Lu W. Influence of second phases on fatigue crack growth behavior of nickel aluminum bronze. International Journal of Fatigue. 2016 Jan 31; 82:579-87.
- [22] Anantapong J, Uthaisangskuk V, Suranuntchai S, Manonukul A. Effect of hot working on microstructure evolution of as-cast Nickel Aluminum Bronze alloy. Materials & Design. 2014 Aug 31; 60:233-43.
- [23] Michler T, Naumann J. Influence of high pressure hydrogen on the tensile and fatigue properties of a high strength Cu-Al-Ni-Fe alloy. International journal of hydrogen energy. 2010 Oct 31; 35(20):11373-7.
- [24] Hasan F, Jahanafrooz A, Lorimer GW, Ridley N. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze. Metallurgical and Materials Transactions A. 1982 Aug 1; 13(8):1337-45.
- [25] Sarkar A, Chakrabarti A, Nagesha A, Saravanan T, Arunmuthu K, Sandhya R, Jayakumar T. Influence of Casting Defects on S-N Fatigue Behavior of Ni-Al Bronze. Metallurgical and Materials TransactionZZs A, 2015; 46(2): 708-725.